



**HAL**  
open science

# Un essai robuste et fiable pour la recette de produits d'apport en soudage d'aciers inoxydables

Yuan Gao

► **To cite this version:**

Yuan Gao. Un essai robuste et fiable pour la recette de produits d'apport en soudage d'aciers inoxydables. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Bretagne Sud, 2017. Français. NNT : 2017LORIS461 . tel-01814359

**HAL Id: tel-01814359**

**<https://theses.hal.science/tel-01814359>**

Submitted on 13 Jun 2018

**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.



**THESE / UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD**  
*sous le sceau de l'Université Bretagne Loire*

pour obtenir le titre de  
**DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD**

*Mention : Sciences pour l'ingénieur*  
**Ecole doctorale : SICMA**

Présentée par

**Yuan GAO**

Préparée à l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme  
(CNRS FRE 3744) et au Laboratoire des Technologies  
d'Assemblage (CEA-Université Paris-Saclay)

Vers un essai  
robuste et fiable  
pour la caractérisation  
de la fissuration à chaud  
en soudage d'aciers  
inoxydables austénitiques

**Soutenue le 29 septembre 2017**, devant le jury composé de :

**M. Dominique Daloz, président**  
Professeur, Université de Lorraine

**M. Cyril Bordreuil, rapporteur**  
Professeur, Université de Montpellier

**M. Habibou Maitournam, rapporteur**  
Professeur, ENSTA ParisTech

**Me. Danièle Ayrault (excusée)**  
Ingénieur chercheur, CEA-Université Paris-Saclay

**M. Olivier Asserin**  
Ingénieur chercheur, CEA-Université Paris-Saclay

**M. Denis Carron**  
Maître de Conférences, Université de Bretagne-Sud

**M. Philippe Pilvin**  
Professeur, Université de Bretagne-Sud

**M. Stéphane Chapuliot, invité**  
Ingénieur, Areva

**M. Olivier Fandeur, invité**  
Ingénieur chercheur, CEA-Université Paris-Saclay





---

## Résumé

Le matériau principal de cette étude est l'acier inoxydable austénitique 316L(N) à teneur en azote contrôlée (X2CrNiMo17-12-2) envisagé dans la fabrication de la cuve et des structures du circuit primaire des futurs réacteurs de quatrième génération refroidis au sodium. Pour assembler des composants de forte épaisseur, il faut réaliser des soudages multipasses avec métal d'apport. Lors du soudage, il a parfois été constaté des défauts de fissuration à chaud de solidification au refroidissement dans la zone pâteuse, près du bain de fusion. Ces fissures sont des décohésions du matériau apparaissant à haute température le long des joints de grains notamment lorsque la déformation dépasse un seuil critique. Il est donc nécessaire de prévenir ce risque en utilisant un critère de fissuration à chaud. L'approche utilisée dans cette étude est double : développer un essai de fissuration à chaud à chargement extérieur, puis simuler numériquement ces expériences pour déterminer un seuil critique en déformation en utilisant un critère proposé par Kerrouault. Une version améliorée d'un essai de fissuration à chaud (Controlled Restraint Weldability (CRW) test) a été proposée dans cette étude afin d'analyser la susceptibilité à la fissuration de solidification du matériau 316L(N) et d'un métal d'apport de nuance à microstructure de solidification austénitique. L'objectif de ce test est, en fonction de l'intensité du chargement extérieur, d'amorcer une fissure dans un régime thermique établi, puis d'arrêter la propagation de cette fissure si les conditions thermomécaniques locales sont remplies. Le modèle de comportement du matériau choisi est une loi élasto-visco-plastique à écrouissage mixte. Des essais thermomécaniques sur un simulateur Gleeble ont été réalisés à haute température afin d'identifier et d'améliorer la loi de comportement du matériau 316L(N). Le grossissement des grains dans la zone affectée thermiquement a été modélisé et intégré dans ce modèle. Les intervalles de fusion et de solidification du matériau 316L(N) ont été déterminés par des essais ATD (Analyse Thermique Différentielle). Des analyses des microstructures de solidification ont été également menées afin de mieux comprendre le phénomène de fissuration à chaud. Certains essais CRW ont ensuite été modélisés et simulés par éléments finis en utilisant les logiciels Cast3M et Abaqus afin de valider le critère de fissuration à chaud et de déterminer un seuil critique de fissuration pour l'acier 316L(N).

Mots-clés : soudage TIG, fissuration à chaud, solidification, critère de fissuration, essais de soudabilité, aciers inoxydables austénitiques.

---

## Abstract

The austenitic stainless steel AISI 316L(N) (X2CrNiMo17-12-2) with controlled nitrogen content is widely used for manufacture of vessel and primary circuit structures of the 4th Generation sodium-cooled fast reactors. Multi-pass welds with an appropriate filler metal is used to assemble thick components. Solidification cracks may occur in the mushy zone near the melting weld pool during solidification when a liquid film is distributed along grains boundaries and interdendritic regions and the shrinkage strains across the boundaries cannot be accommodated. It is therefore necessary to prevent this defect using a hot cracking criterion. The approach used in this study is to initiate experimentally a hot crack by a weldability test, and then to simulate these tests to identify a critical strain using a hot crack criterion for the prediction of solidification cracking. Therefore, a hot cracking test (Controlled Restraint Weldability (CRW) test) is proposed in the present study to analyze the susceptibility to hot cracking for base metal 316L(N) and its filler metal 19-15H Thermanit grade. This test is designed to initiate a hot crack in thermal steady state, and then to stop the crack once the local thermomechanical conditions are met. The initiation and stop of the crack depend on external mechanical pre-load. The material constitutive equations chosen for the material is a visco-plastic model with isotropic and kinematic hardening. The Gleeble thermomechanical tests have been performed at high temperature in order to identify material parameters. The increase of the grain size in the thermally affected zone was modeled and integrated into constitutive equations. The temperature range of melting and solidification of 316L(N) were determine by using the Differential Thermal Analysis (DTA). The analysis of the solidification microstructures were also carried out in order to better understand the phenomenon of hot cracking. Some CRW tests were then simulated by finite element method using the Cast3M and Abaqus software in order to valid the hot cracking criterion and to determine a thermomechanical criterion of hot cracking for 316L(N).

Keywords : TIG arc welding, hot cracking, solidification, hot crack criterion, weldability tests, austenitic stainless steels.

---

# Remerciements

Je souhaiterais tout d'abord remercier chaleureusement le Professeur Dominique Daloz pour avoir présidé mon jury. Cyril Bordreuil et Habibou Maitournam ont accepté d'être les rapporteurs de mon travail. Je les remercie pour leur analyse précise et leurs remarques judicieuses. Je leur en suis d'autant plus reconnaissante que le délai de relecture relativement bref. Je remercie également Denis Carron, Stéphane Chapuliot, Olivier Fandeur, Danièle Ayrault, Olivier Asserin et Philippe Plivin qui m'ont fait l'honneur de participer à ce jury.

Ce travail de thèse a été réalisé au Laboratoire des Technologies d'Assemblage (LTA) au Commissariat à l'Énergie Atomique et aux Énergies Alternatives et à l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme de l'Université Bretagne-Sud. Au terme de ce travail, je tiens à remercier l'ensemble des personnes pour m'avoir permis de réaliser cette thèse dans de bonnes conditions.

J'adresse plus particulièrement mes remerciements à mon directeur de thèse Philippe Pilvin, Professeur à l'Université de Bretagne-Sud, pour ses qualités tant scientifiques qu'humaines et la confiance qu'il m'a accordée tout au long de cette thèse. Je le remercie également pour sa gentillesse, sa générosité et sa disponibilité. J'exprime ma reconnaissance à mes tuteurs, Danièle Ayrault et Olivier Asserin, ingénieurs chercheurs au Laboratoire des Technologies d'Assemblage au CEA, pour tout le temps qu'ils m'ont consacré ces trois dernières années. Je les remercie de m'avoir accordé suffisamment de libertés pour gérer ma thèse, tout en étant présents lorsque le besoin se faisait sentir.

Ma sincère reconnaissance s'adresse également à Olivier Fandeur pour ses conseils et ses remarques sur les aspects modélisation et simulation.

Je tiens à remercier également le Laboratoire d'Analyse Microstructurale des Matériaux (LA2M) et Laboratoire de Technologies des Matériaux Extrêmes (LTME<sub>x</sub>) au CEA, pour leurs aides sur les essais ATD et aussi sur les analyses métallurgiques des matériaux.

Un remerciement à l'ensemble de l'équipe du LTA qui m'a côtoyée et qui ont fait de cette thèse une expérience humaine très riche. Leur bonne humeur, leur convivialité et leurs encouragements ont été pour moi un soutien inestimable pour mener à bien mes travaux.

Merci à mes parents et ma famille de m'avoir toujours soutenue dans mes actions. Je n'en serais sûrement pas là sans eux.



---

# Table des matières

<b>Introduction générale</b>	<b>ix</b>
<b>1 Étude bibliographique</b>	<b>1</b>
1.1 Généralités sur la fissuration à chaud . . . . .	2
1.2 Solidification et fissuration à chaud de solidification en soudage des aciers inoxydables austénitiques . . . . .	2
1.2.1 Processus de solidification . . . . .	2
1.2.2 Structures de solidification . . . . .	4
1.2.3 Modes de solidification . . . . .	4
1.2.4 Croissance par épitaxie et croissance sélective . . . . .	6
1.2.5 Influence des paramètres de soudage . . . . .	6
1.2.6 Rôle des éléments chimiques . . . . .	7
1.2.7 Influence de la structure cristalline . . . . .	9
1.3 Essais de fissuration à chaud en soudage . . . . .	9
1.3.1 Essais à chargement extérieur . . . . .	9
1.3.2 Essais auto-bridés . . . . .	18
1.3.3 Bilan sur les essais . . . . .	25
1.4 Critères de fissuration à chaud . . . . .	27
1.4.1 Critères phénoménologiques . . . . .	27
1.4.2 Critères mécaniques . . . . .	30
1.4.3 Bilan sur les critères . . . . .	36
1.5 Conclusions du chapitre 1 . . . . .	37
<b>2 Matériaux de l'étude et caractérisations</b>	<b>39</b>
2.1 Présentation des matériaux de l'étude . . . . .	39
2.1.1 Le métal de base 316L(N) . . . . .	39
2.1.2 Métal d'apport 19-15H . . . . .	44
2.1.3 Sensibilité à la fissuration à chaud des deux nuances d'aciers . . . . .	48
2.2 Propriétés thermophysiques de l'acier 316L(N) . . . . .	49
2.2.1 Caractéristiques thermiques utilisées . . . . .	49
2.2.2 Estimation des intervalles de fusion et de solidification . . . . .	49

2.3	Caractérisation mécanique de la tôle K46 en acier 316L(N) . . . . .	53
2.3.1	Essais Gleeble complémentaires pour modéliser le comportement méca- nique . . . . .	54
2.4	Modélisation du comportement mécanique de l'acier 316L(N) . . . . .	65
2.4.1	Rappel des équations du modèle EVP retenu . . . . .	65
2.4.2	Prise en compte du grossissement des grains dans la ZAT . . . . .	67
2.5	Conclusions du chapitre 2 . . . . .	68
<b>3</b>	<b>Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud</b>	<b>69</b>
3.1	Choix du type d'essai . . . . .	69
3.2	Essais préliminaires . . . . .	72
3.2.1	Objectifs . . . . .	72
3.2.2	Le dispositif d'essai . . . . .	72
3.2.3	Éprouvettes et matériaux . . . . .	72
3.2.4	Paramètres des essais préliminaires . . . . .	73
3.2.5	Mise en œuvre de l'essai et résultats expérimentaux . . . . .	74
3.2.6	Conclusions sur les essais préliminaires . . . . .	76
3.3	Essais de type CRW . . . . .	77
3.3.1	Description de l'installation . . . . .	77
3.3.2	Procédure expérimentale . . . . .	79
3.3.3	Paramètres des essais . . . . .	80
3.3.4	Protocole de mesures . . . . .	82
3.3.5	Résultats des essais et analyses . . . . .	84
3.4	Conclusion du chapitre 3 . . . . .	97
<b>4</b>	<b>Simulation numérique des essais</b>	<b>99</b>
4.1	Démarche adoptée . . . . .	100
4.1.1	Stratégie retenue pour les simulations numériques . . . . .	100
4.1.2	Description des principales étapes de la simulation . . . . .	100
4.2	Modélisation par éléments finis de la thermique des essais CRW . . . . .	101
4.2.1	Modélisation thermique . . . . .	101
4.3	Simulation thermique des essais CRW . . . . .	103
4.4	Simulations thermomécaniques des essais CRW . . . . .	109
4.4.1	Présentation des modèles EF . . . . .	109
4.4.2	Résultats des calculs des essais CRW après le pré-chargement . . . . .	110
4.4.3	Résultats du calcul de l'essai CRW non fissurant (B09) . . . . .	112
4.4.4	Résultats du calcul de l'essai CRW fissurant (B04) . . . . .	115
	<b>Conclusions générales</b>	<b>117</b>

<b>Bibliographie</b>	<b>121</b>
<b>Liste des figures</b>	<b>127</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>133</b>
<b>Annexes</b>	<b>135</b>
<b>A Butterfly Test</b>	<b>137</b>
<b>B Essais JWRI réalisés</b>	<b>143</b>
B.1 Présentation des essais JWRI . . . . .	143
B.2 Analyses métallographiques . . . . .	144
<b>C Coefficients du modèle EVP de Chaboche</b>	<b>147</b>





# Introduction générale

Les matériaux utilisés pour les centrales nucléaires sont soumis à des conditions extrêmes : température élevée, irradiations, contraintes mécaniques, environnement corrosif. De nombreuses recherches sont menées pour la conception et la qualification des matériaux adaptés aux contraintes spécifiques des systèmes nucléaires afin de garantir la sûreté, la durée du fonctionnement et les performances des réacteurs.

Pour les réacteurs à eau sous pression en exploitation en France, la cuve est un composant en acier, de grande taille, qui contient le cœur du réacteur. Le cœur est refroidi par l'eau du circuit primaire sous une pression très élevée et à haute température. Les matériaux utilisés pour la cuve du réacteur nucléaire doivent donc présenter une bonne résistance mécanique à chaud, une tenue suffisante à la corrosion et aussi une bonne résistance à l'irradiation. Le matériau principal de cette thèse est l'acier inoxydable austénitique 316L(N) (X2CrNiMo17-12-2 à teneur en azote contrôlée) envisagé dans la conception de la cuve des futurs réacteurs de quatrième génération à neutrons rapides (RNR) refroidis au sodium et plus spécialement pour le prototype ASTRID (Advanced Sodium Technological Reactor for Industrial Demonstration) (figure 1).

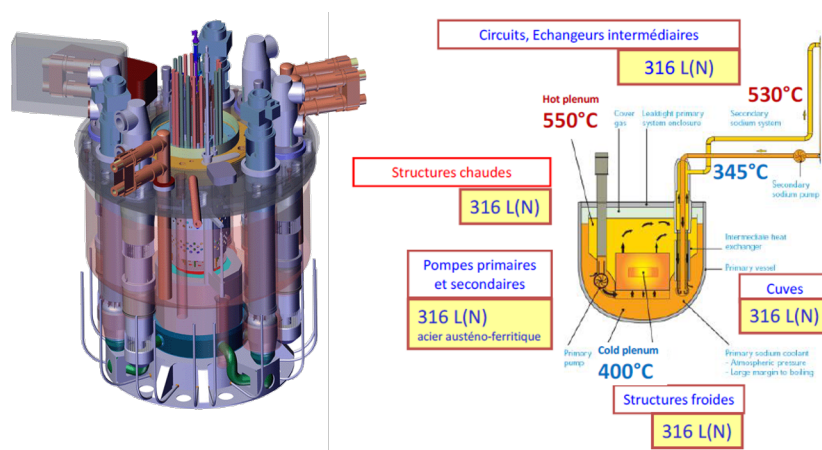


FIGURE 1: Illustration du prototype ASTRID

Pour assembler les composants à forte épaisseur en acier 316L(N) afin de fabriquer la cuve et les structures des circuits primaires dans ASTRID, il faut réaliser des soudures multipasses avec des métaux d'apport. Au cours du soudage et particulièrement lors des soudures multipasses, des défauts nuisibles à la tenue mécanique des composants soudés peuvent apparaître. Lors du soudage de l'acier 316L(N), il a ainsi parfois été constaté des défauts de fissuration à chaud de solidification. Ces fissures se produisent dans la zone pâteuse, près du bain de fusion. Elles sont la conséquence d'une décohésion dans cette zone où les phases liquide et solide coexistent. Les règles de construction et de conception des composants nucléaires n'autorisent pas la présence de défauts dans les soudures des appareils soumis à pression. Il est donc nécessaire de prévenir ce risque et de s'assurer que les matériaux destinés à être assemblés présentent une aptitude

satisfaisante au soudage suivant les modes opératoires prévus.

Pour répondre à cette problématique, le laboratoire SEMT/LTA du CEA Saclay développe depuis plusieurs années une expertise dans le domaine de la fissuration à chaud. Cette expertise s'est appuyée sur le développement et la réalisation de nombreux essais de fissuration à chaud. Ces essais servent aussi à la qualification des produits d'apport et des modes opératoires destinés à la fabrication soudée. Plusieurs essais de fissuration à chaud sont proposés dans la littérature et sont regroupés dans deux grandes familles : des essais sur éprouvettes auto-bridées et des essais avec sollicitation extérieure. L'analyse de ces essais complétée de simulations numériques doit permettre de proposer des critères thermomécaniques de fissuration à chaud.

Dans ce contexte, et dans la continuité de la thèse de Minh LE [Min14], l'objectif de cette thèse consiste :

- à développer un nouvel essai de fissuration à chaud qui réalise le compromis sensibilité/robustesse : sensibilité pour que l'essai soit apte à différencier les différentes nuances d'aciers et à évaluer l'influence des différents facteurs pour dégager un critère thermomécanique de fissuration à chaud ; robustesse pour s'affranchir d'aléas opératoires et se mettre en conditions de répétabilité ;
- à développer l'instrumentation dédiée pour cet essai ;
- à compléter la caractérisation du comportement mécanique à haute température de l'acier 316L(N) ;
- à avancer dans la compréhension des mécanismes de fissuration à chaud afin d'identifier un critère thermomécanique de fissuration à chaud via la simulation numérique de ces essais.

Ce mémoire de thèse débute par des rappels qui concernent le phénomène de fissuration à chaud de solidification des aciers inoxydables, les différents essais de fissuration à chaud couramment cités et les critères de fissuration à chaud qui ont été proposés antérieurement. Le **chapitre 1** a pour objectif de synthétiser les connaissances actuelles sur la fissuration à chaud en soudage en établissant des liens entre nos travaux et les études existantes.

Cette étude se concentre sur l'acier 316L(N) et le métal d'apport à microstructure de solidification austénitique dont la référence commerciale est Thermanit 19-15H. Les compositions chimiques, les analyses métallographiques (microscope optique, EBSD, dureté...), la caractérisation du comportement à haute température (essais sur machine Gleeble) et les propriétés thermophysiques et thermomécaniques seront présentées dans le **chapitre 2**.

Le **chapitre 3** porte sur le développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud avec un procédé de soudage TIG (Tungsten Inert Gas) et son instrumentation dédiée. Des essais préliminaires sur une tôle en acier 304L ont permis de vérifier la possibilité de transposer l'essai CRW proposé initialement en 2013 par MM. Coniglio et Patry pour un alliage d'aluminium. À la fin de ce chapitre, on présentera le nouvel essai de fissuration à chaud, les résultats obtenus sur les nuances 316L(N) et 19-15H et l'interprétation des résultats de ces essais.

La simulation numérique des essais de fissuration à chaud sera présentée dans le **chapitre 4**. Dans un premier temps, on présentera la modélisation et la formulation par éléments finis d'un problème de thermique transitoire non linéaire, la source équivalente d'apport d'énergie et son identification sur la base des données expérimentales présentées au **chapitre 3**. Des calculs éléments finis ont été mis en œuvre dans le logiciel Cast3M et dans le code ABAQUS à des fins de validation croisée. Ensuite, la simulation thermomécanique des essais, le modèle de comportement utilisé ainsi que le critère thermomécanique de fissuration seront présentés.

---

# Chapitre 1

## Étude bibliographique

### Sommaire

---

<b>1.1</b>	<b>Généralités sur la fissuration à chaud</b>	<b>2</b>
<b>1.2</b>	<b>Solidification et fissuration à chaud de solidification en soudage des aciers inoxydables austénitiques</b>	<b>2</b>
1.2.1	Processus de solidification	2
1.2.2	Structures de solidification	4
1.2.3	Modes de solidification	4
1.2.4	Croissance par épitaxie et croissance sélective	6
1.2.5	Influence des paramètres de soudage	6
1.2.6	Rôle des éléments chimiques	7
1.2.7	Influence de la structure cristalline	9
<b>1.3</b>	<b>Essais de fissuration à chaud en soudage</b>	<b>9</b>
1.3.1	Essais à chargement extérieur	9
1.3.2	Essais auto-bridés	18
1.3.3	Bilan sur les essais	25
<b>1.4</b>	<b>Critères de fissuration à chaud</b>	<b>27</b>
1.4.1	Critères phénoménologiques	27
1.4.2	Critères mécaniques	30
1.4.3	Bilan sur les critères	36
<b>1.5</b>	<b>Conclusions du chapitre 1</b>	<b>37</b>

---

### 1.1 Généralités sur la fissuration à chaud

La fissuration à chaud en soudage est un phénomène très complexe. Elle peut se produire dans la zone pâteuse du métal fondu en cours de solidification mais aussi dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Les mécanismes, la modélisation et les essais de caractérisation associés à la fissuration à chaud sont beaucoup étudiés dans la littérature.

Les définitions de base, issues de la norme européenne EN ISO 17641-1 : [17604] sont reproduites comme suit :

**Déf. 1** : les défauts de fissuration à chaud sont des décohésions du matériau qui apparaissent à haute température le long des joints de grains lorsque la déformation et la vitesse de déformation dépassent un certain niveau. Les petites fissures qui ne sont visibles que pour des grossissements supérieurs à un facteur 50 sont souvent désignées comme microfissures.

Lors d'une opération de soudage, différents types de fissures à chaud peuvent apparaître :

- la fissuration à chaud de solidification ;
- la fissuration à chaud de liquation ;
- la fissuration à chaud par perte de ductilité.

**Déf. 2** : la fissuration à chaud de solidification apparaît dans la zone pâteuse au cours de la solidification du bain de soudage. Les fissures peuvent être internes ou déboucher en surface dans le cordon de soudure.

**Déf. 3** : la fissuration à chaud de liquation se rencontre lors du réchauffage d'un matériau déjà solidifié, principalement dans la zone affectée thermiquement du métal de base au voisinage de la zone de liaison. Elle peut aussi survenir dans le métal fondu lors de la ré-affectation thermique par une passe ultérieure.

**Déf. 4** : la fissuration à chaud par perte de ductilité se produit en phase solide pour certains matériaux fortement alliés dans un domaine de température où ses capacités de déformation sont notablement plus faibles que pour les températures situées de part et d'autre.

### 1.2 Solidification et fissuration à chaud de solidification en soudage des aciers inoxydables austénitiques

Dans le cas de fissuration à chaud de solidification, les deux facteurs ayant le plus d'influence sont :

- la composition chimique du matériau et notamment la teneur en éléments résiduels et en impuretés qui contribuent à la formation d'un eutectique à bas point de fusion ;
- le mode de solidification, soit la quantité de la phase liquide interdendritique ou intergranulaire à bas point de fusion, pour les fissures amorcées par décohésion de films liquides résiduels.

#### 1.2.1 Processus de solidification

Notre étude porte sur la fissuration à chaud de solidification lors du soudage à l'arc des aciers inoxydables austénitiques. La figure 1.1 présente un schéma des différents stades de solidification sous forme de dendrites colonnaires. Afin de mieux comprendre ce phénomène, nous allons détailler les comportements différents vis-à-vis des sollicitations thermomécaniques :

## 1.2. Solidification et fissuration à chaud de solidification en soudage des aciers inoxydables austénitiques

- la première région correspond au domaine de formation des dendrites primaires. Le liquide dans cette région présent en grande quantité, peut circuler facilement dans les espaces interdendritiques. La phase liquide est continue dans cette région ;
- la deuxième région correspond au domaine de maturation des structures dendritiques. Au cours de la solidification, les dendrites primaires croissent jusqu'à une certaine température pour laquelle celles-ci entrent en contact les unes avec les autres et forment un réseau cohérent mais pas complètement solidifié. Cette température définit la température de cohérence ( $T_{coh}$ ) [RGM<sup>+</sup>04]. Pour un réseau dendritique en cours de solidification jusqu'à cette température, à laquelle la fraction solide est 0,9, toutes les déformations peuvent être compensées par le mouvement de liquide [WMRK04], [VJR06], [GDR02]. Le liquide résiduel est localisé dans ces canaux interdendritiques. Le diamètre de ces canaux est toutefois suffisamment important pour permettre au liquide de s'y mouvoir, donc il n'y pas de risque de fissuration dans cette région ;
- la troisième région correspond au domaine de fermeture des canaux interdendritiques. Le liquide résiduel est emprisonné dans des poches au sein du solide et ne peut plus circuler jusqu'à la température de coalescence. En dessous de cette température, le réseau dendritique est un milieu solide cohérent et résistant contenant un certain pourcentage de liquide. Cette zone peut résister aux contraintes de cisaillement qui se développent au cours de la solidification. Cependant, entre la température de cohérence et la température de coalescence existe un stade de solidification proche de la racine de la zone pâteuse où il reste une faible fraction volumique de liquide sous forme de films très minces entre les dendrites coalescentes [GSC10]. Dans cette région, l'alimentation en liquide est difficile et la résistance au cisaillement transversal du matériau est très faible. Par conséquent, le développement de la contrainte causée par la contraction thermique ou de la déformation due à un chargement externe peut ne pas être compensé par le mouvement de liquide ou solide et les dendrites vont être écartées [Gir10]. Donc c'est cette zone qui présente le plus de risque pour la fissuration à chaud de solidification.

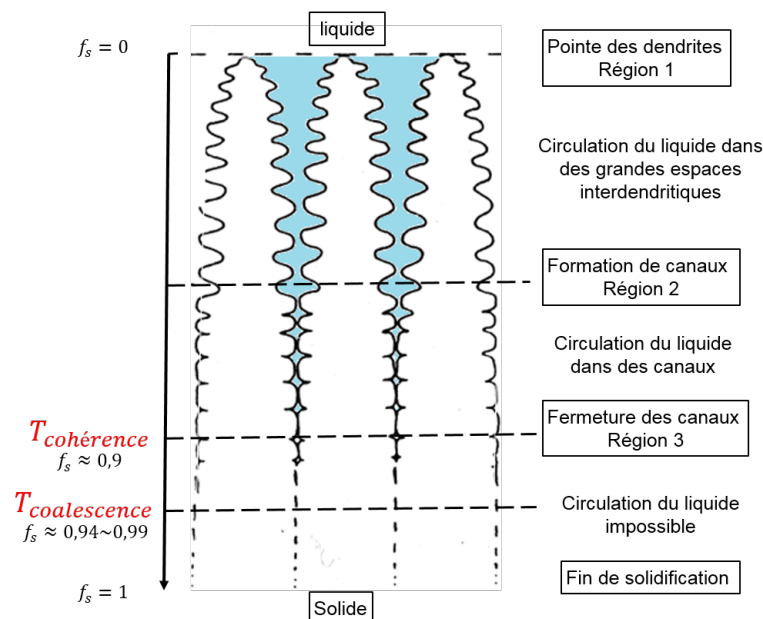


FIGURE 1.1: Schéma illustrant les différents stades de la solidification sous forme de dendrites colonnaires.

### 1.2.2 Structures de solidification

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide et diffuse vers le liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface. La solidification est alors dite à front plan. Il faut pour cela que la température réelle du liquide soit toujours supérieure ou égale à la température du liquidus.

Si le refroidissement est trop rapide, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui peut provoquer le phénomène de surfusion constitutionnelle. La figure 1.2 donne une illustration de la zone d'apparition de la surfusion constitutionnelle. Le critère de surfusion établi par Tiller [TJRC53] montre que le front de solidification peut devenir instable si la température réelle du liquide en avant de l'interface  $T_L$  définie localement par  $T_L(x) = T_s + G \times x$  est inférieure à la température du liquidus  $T_l$  ( $T_s$  : température de solidus,  $G$  : gradient thermique et  $x$  : distance à l'interface). Ce phénomène a été étudié par Gaumann [GTK97] ; selon les valeurs du gradient thermique en avant de l'interface et la vitesse de solidification, l'interface peut être plane, cellulaire ou dendritique (figure 1.3 ; figure 1.4).

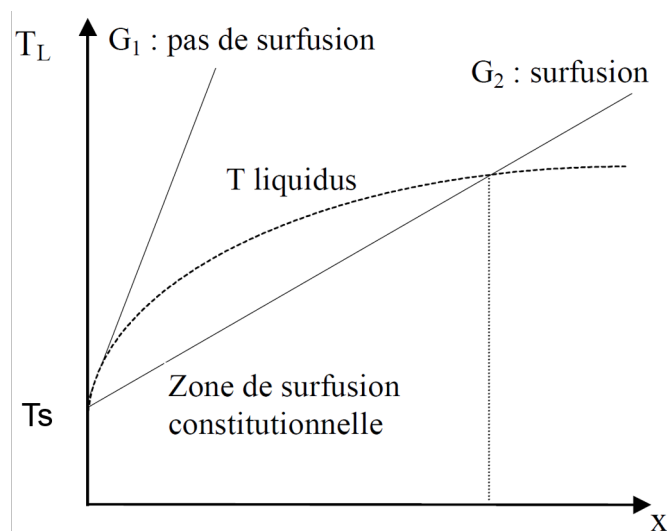


FIGURE 1.2: Effets du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle [Cha00]

Kurz et Fisher [KF81] et Jeong [Jeo87] ont étudié la théorie de la surfusion constitutionnelle et ont réalisé une analyse de cette instabilité. Ils montrent que le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnel au rapport  $DG/\sqrt{R}$  ( $G$  : gradient de température ;  $R$  : vitesse de solidification ;  $D$  : coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide) et proportionnel à la concentration  $C_L$  en soluté dans le liquide à l'interface liquide/solide (figure 1.4).

### 1.2.3 Modes de solidification

En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes :

- Mode A : solidification en austénite primaire ;
- Mode AF : solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites ;
- Mode FA : solidification en ferrite primaire puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en

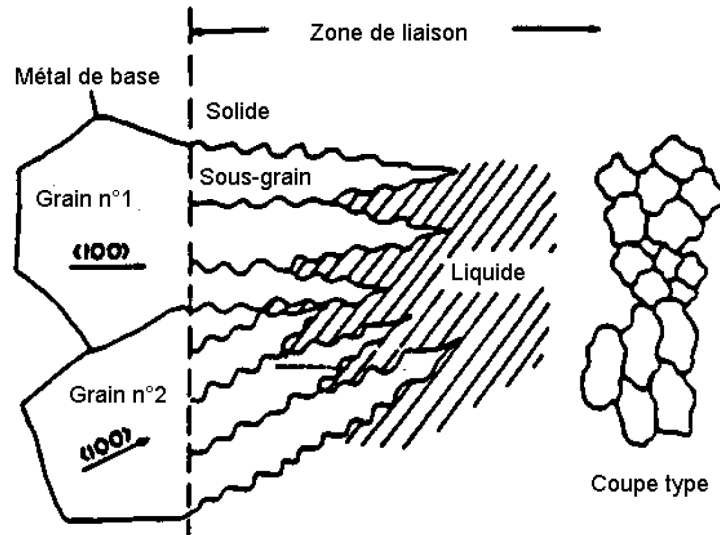


FIGURE 1.3: Croissance selon le mode cellulaire-dendritique [Jeo87]

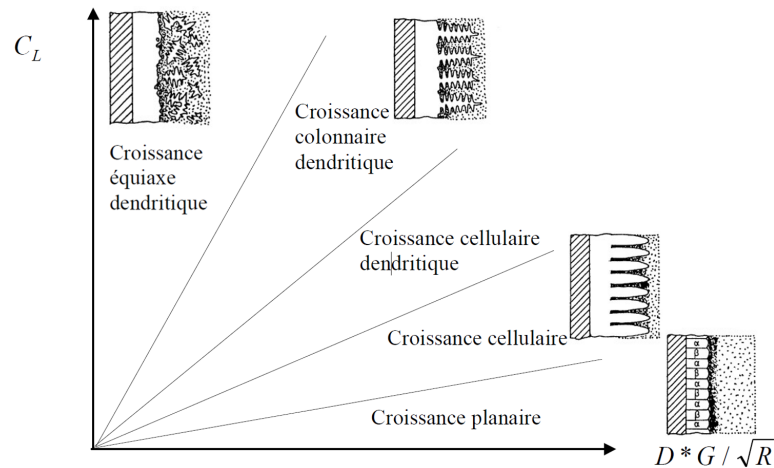


FIGURE 1.4: Types de solidification en fonction des valeurs de  $C_L$  et de  $DG/\sqrt{R}$

chrome et d'un appauvrissement en nickel au niveau des cœurs de dendrites. Il subsiste alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite "squelettique" ou "vermiculaire" (5 à 10 %);

- Mode F : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite.

Les modes de solidification dépendent d'un rapport noté  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Les relations suivantes ont été établies [RHRK97] :

Mode A :  $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,25 \Rightarrow L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$

Mode AF :  $1,25 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,48 \Rightarrow L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$

Mode FA :  $1,48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta$

Mode F :  $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,95 \Rightarrow L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta \rightarrow \gamma + \delta$

De nombreux aciers de la classe AISI 3xx contenant 60 à 70 % de fer sont proches de la frontière entre les modes FA et AF correspondant au rapport  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,5$ .



## 1.2.4 Croissance par épitaxie et croissance sélective

Lors du soudage, une croissance épitaxiale des grains aura lieu depuis la ligne de fusion, les grains de métal de base non fondus servant de support, vers la zone fluide, comme présenté figure 1.5.

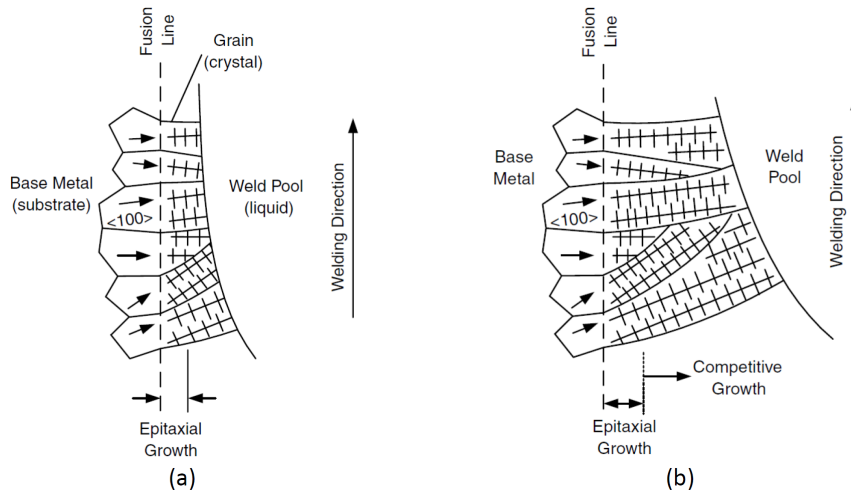


FIGURE 1.5: (a) : croissance épitaxiale des grains près de la ligne de fusion ; (b) : compétition des grains dans la zone de fusion [Kou03]

La direction de croissance préférentielle pour les systèmes cubiques est la direction de type  $\langle 100 \rangle$ , et est alignée avec le gradient de température. Ces grains ont une vitesse de croissance maximale.

## 1.2.5 Influence des paramètres de soudage

De nombreux paramètres vont influencer la structure métallurgique finale des soudures austénitiques, en particulier, l'énergie et la vitesse de soudage.

La tension, l'intensité et la vitesse de soudage, liées à un procédé donné, déterminent l'énergie fournie. Le régime thermique ainsi produit agit sur la vitesse de solidification.

Considérons une passe de soudage avec l'hypothèse de solidification 2D dans le plan comprenant le sens travers et le sens de soudage. La forme du bain de fusion correspond alors à celle schématisée figure 1.6. La vitesse de solidification  $R$  est reliée à la vitesse de soudage  $V_s$  par la relation :

$$R = V_s \cdot \cos\theta \quad (1.1)$$

$\theta$  est défini comme l'angle entre la normale à l'isotherme du liquidus et la direction de soudage.

$R$  est alors minimale sur les bords du bain de fusion et maximale et égale à  $V_s$  au centre du bain. Il existe une vitesse seuil de solidification  $R_L$ . Tant que  $R$  est inférieure  $R_L$  (vitesse de soudage lente et bain arrondi) les grains se développent perpendiculairement aux isothermes et leur direction d'élongation est parallèle au sens de soudage dans le centre du bain (cas a sur la figure 1.7).

Si la vitesse de soudage augmente mais reste inférieure à  $R_L$ , la forme du bain de fusion est plus allongée et les grains se développent jusqu'à la partie centrale quasi-transversalement par rapport à la direction de soudage (cas b sur la figure 1.7).

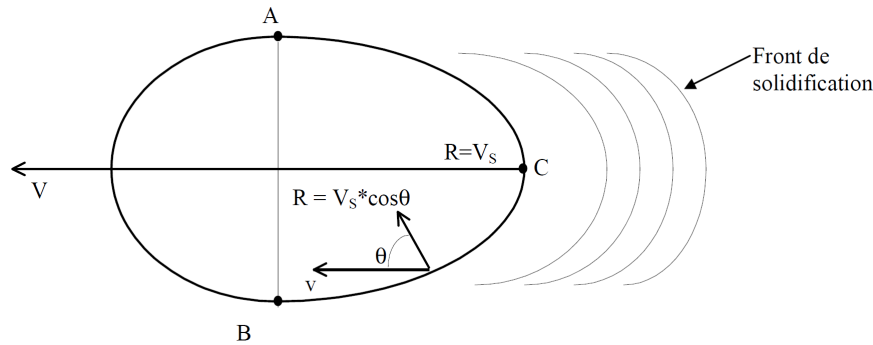


FIGURE 1.6: Forme du bain de fusion [BM90]

Enfin pour une vitesse de soudage encore plus importante et qui devient supérieure à  $R_L$ , la solidification orientée perpendiculairement aux isothermes n'est plus possible et la cristallisation se fait alors d'une manière équiaxe (cas c sur la figure 1.7).

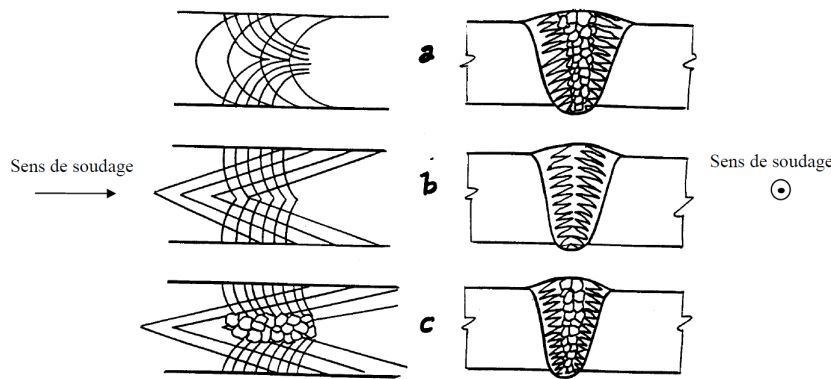


FIGURE 1.7: Principaux aspects de la structure de solidification en fonction de la vitesse de soudage : vues en plan et coupes transversales ([Gra95]) - (a) :  $V_s < R_L$  ; (b) :  $V_s \simeq R_L$  ; (c) :  $V_s > R_L$

### 1.2.6 Rôle des éléments chimiques

Il a été montré dans la littérature que le phénomène de fissuration à chaud est lié à la présence des éléments d'addition qui ont tendance à augmenter l'intervalle de solidification [LKD11] et donc la zone de fragilité de l'alliage en fin de zone pâteuse [LKD11], [ESK04] et [Cie91]. Un métal pur, qui passe d'un état complètement liquide à un état complètement solide présente moins de risque de fissuration à chaud.

Les aciers inoxydables, dits austénitiques, contenant du chrome (couramment 18 %) et du nickel (couramment de 8 à 10 %) présentent une structure austénitique à température ambiante. Les aciers de la série AISI 3xx sont les plus répandus. Ils contiennent 16 à 25 % de chrome pour le caractère inoxydable et 8 à 20 % de nickel qui est un élément gammagène garantissant la structure austénitique finale. D'autres éléments d'alliage (N, Mn, Cu) sont ajoutés pour stabiliser l'austénite à haute température. La présence de titane ou de niobium, qui ont plus d'affinité que le chrome pour le carbone, va limiter la formation de carbures du type  $Cr_{23}C_6$  aux joints de grains pouvant induire de la corrosion intergranulaire.

## 1. Étude bibliographique

---

### 1.2.6.1 Rôle de la ferrite

La teneur en ferrite a un effet remarquable sur la susceptibilité à la fissuration à chaud dans les alliages austénitiques [OT82]. Un enrichissement en Cr et un appauvrissement en Ni sont observés au niveau du cœur des dendrites générant aussi de la ferrite résiduelle. La ségrégation de ces éléments vers la phase solide tend à diminuer l'intervalle de solidification et à réduire la zone sensible à la fissuration à chaud, donc un effet plutôt positif sur les alliages. Cependant, l'ampleur de l'effet varie considérablement avec les teneurs des autres éléments chimiques.

### 1.2.6.2 Rôle du soufre et du phosphore

Les éléments soufre et phosphore présentent un effet très défavorable pour la fissuration à chaud. Cependant, Kujanpaa [KD87] a montré que lorsque la somme des teneurs en soufre et en phosphore est inférieure à 0,01 % pds, les alliages n'ont pas de risque à la fissuration à chaud. Il a été montré ainsi que la cinétique de disparition du liquide est d'autant plus lente que la teneur en soufre est élevée, ce qui accroît le risque de fragilisation. L'influence du soufre est plus forte dans le cas des aciers se solidifiant en austénite plutôt qu'en ferrite.

L'effet négatif du phosphore est difficile à mettre en évidence. Matsude [MNU87] a établi que le soufre est 1,8 fois plus nocif que le phosphore vis-à-vis de la fissuration à chaud pour un acier faiblement allié en chrome (0,55 % massique) et en molybdène (0,25 % massique). Il favorise la formation de films liquides et fragilise les joints de grains [MNK<sup>+</sup>83]. Au contraire, Brooks [BM90] a observé dans un acier X2CrNiMo26-6-9 à haute teneur en azote et en manganèse que le phosphore est plus nocif que le soufre. Le soufre et le phosphore conduisent à des morphologies de composés différentes : le soufre a tendance à former des gouttelettes de liquide alors que le phosphore favorise la formation de films liquides.

### 1.2.6.3 Rôle du silicium et du niobium

Maroef [MRE05] a prouvé qu'une augmentation de la teneur en silicium tend à augmenter l'intervalle de solidification, ce qui favorise la susceptibilité à la fissuration à chaud. Pour une teneur en silicium constante, l'ajout de fer tend à réduire la contrainte du seuil à la fissuration même si cela tend à diminuer l'intervalle de solidification. Cieslak [CHRK88] observe que le silicium diminue la résistance à la fissuration à chaud en entraînant la formation d'une pellicule constituée de fins carbures le long des joints de grains sur un acier inoxydable à 7 % de manganèse. Le travail de Ogawa montre ainsi que le silicium a un effet similaire à celui du phosphore et du soufre sur la fissuration à chaud. La sensibilité à la fissuration augmente de manière linéaire avec la teneur en silicium jusqu'à environ 1,5 % en masse [OT82].

La susceptibilité à la fissuration à chaud dans la zone fondue est largement augmentée quand la teneur en niobium dépasse 0,3 % en masse [OT82]. Cet élément permet ainsi l'augmentation de l'intervalle de fragilisation de l'alliage et donc joue un rôle favorable dans l'apparition de fissures.

### 1.2.6.4 Rôle de l'azote

Une addition d'azote permet d'avoir une structure austénitique à haute température et de la conserver à température ambiante. Par contre cet élément gammagène tend à former une structure de solidification en austénite et donc favorise la fragilisation à chaud.

#### 1.2.6.5 Rôle du carbone

Le carbone est un élément fortement gammagène. L'effet de la teneur en carbone est considéré généralement favorable pour la résistance à la fissuration à chaud. Cet effet est considérable lorsque la teneur en niobium est forte (0,78 %), mais a peu d'influence lorsque la teneur en niobium est faible de 0,26 % [OT82]. Cependant, certains auteurs ont observé que cet élément tend à augmenter les effets défavorables du soufre et du phosphore mais à diminuer les effets défavorables du silicium.

#### 1.2.6.6 Rôle du manganèse

Le manganèse a un effet positif sur l'alliage en diminuant le risque de fissuration à chaud. Hochmann a montré que le manganèse diminue l'influence néfaste du soufre grâce à l'augmentation de la capacité d'accommodation de la déformation au niveau des joints de grain [Hoc77]. En effet, ceci est dû à la formation de sulfures de manganèse dont le point de fusion est supérieur à ceux des sulfures de fer ou de chrome. Le risque de fissuration à chaud est plus faible lorsque le rapport manganèse/soufre est élevé.

#### 1.2.7 Influence de la structure cristalline

Selon la composition chimique de l'acier, la structure finale d'un joint soudé à l'arc est prévisible grâce au diagramme de Schæffler. Dans le cas des aciers inoxydables, des diagrammes comme celui de Schæffler [Sch49] figure 1.8 ou de DeLong [Del56] figure 1.9 basés sur un chrome et un nickel équivalent permettent d'estimer le pourcentage de ferrite dans l'alliage considéré. Certaines études ont montré que des alliages contenant de la ferrite sont plus résistants à la fissuration à chaud que des alliages purement austénitiques. Dans ce diagramme, la teneur en ferrite a été déterminée expérimentalement par observations métallographiques. On constate que la teneur en ferrite augmente lorsque le rapport  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  croît et donc le risque de fissuration à chaud diminue. L'inconvénient majeur de ces diagrammes est de ne pas prendre en compte tous les éléments d'addition, en particulier l'azote, qui est un élément gammagène marqué pouvant intervenir sur la structure cristalline finale. Cependant le diagramme de DeLong considère l'azote dans le  $Ni_{eq}$  (voir figure 1.9).

### 1.3 Essais de fissuration à chaud en soudage

Les essais de fissuration à chaud sont nécessaires pour classer les différentes nuances et déterminer un critère de fissuration à chaud en identifiant les conditions d'apparition des défauts. Ces essais servent généralement pour la détermination des critères de fissuration à chaud de type mécanique en mesurant ou en simulant numériquement les essais pour identifier les mécanismes dans la zone pâteuse lors de l'apparition ou l'arrêt de fissure. Ils peuvent être classés en deux grandes familles :

- les essais à chargement extérieur ;
- les essais auto-bridés.

#### 1.3.1 Essais à chargement extérieur

Les essais à chargement extérieur (Varestraint, Gleeble, Sigmajig, Murex) sont des essais de soudage avec une sollicitation mécanique appliquée à l'éprouvette par un dispositif spécifique.

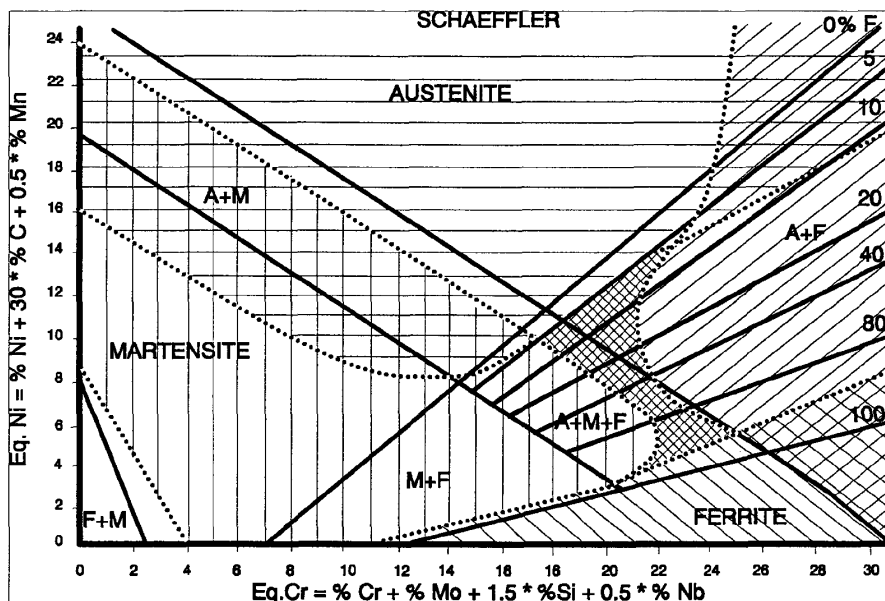


FIGURE 1.8: Diagramme de Schaeffler [Sch49]

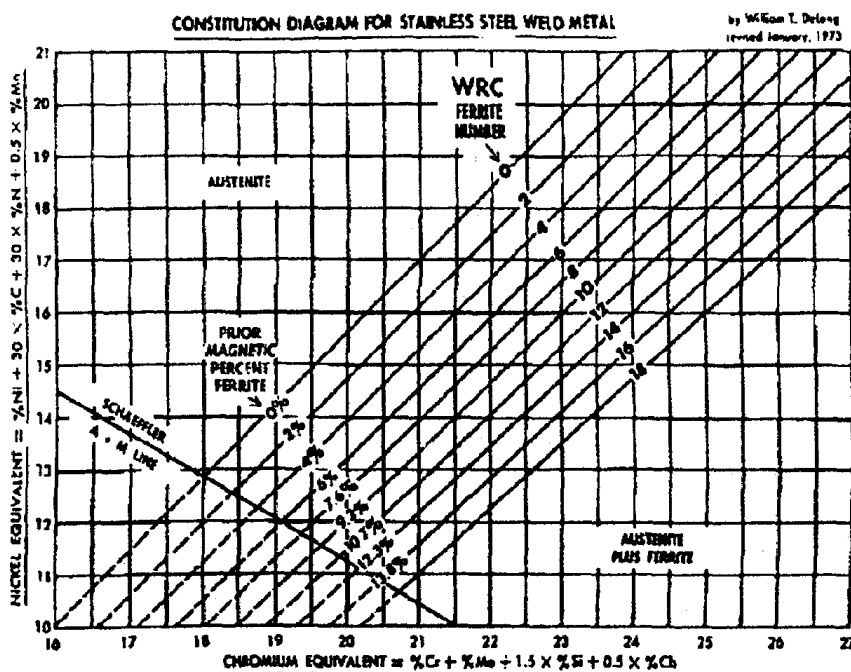


FIGURE 1.9: Diagramme de DeLong [Del56]

### 1.3.1.1 L'essai Varestraint

L'essai Varestraint (Variable Restraint) a été développé par Savage et Lundin en 1965 [LS65] afin de mesurer la susceptibilité à la fissuration à chaud de solidification des alliages.

Le procédé de soudage le plus couramment utilisé pour les essais Varestraint est le procédé TIG (Tungsten Inert Gas). Cet essai consiste à déformer en flexion une éprouvette parallépipédique contre un sabot, de rayon de courbure donné, en cours de soudage (voir figure 1.10). Une ligne de fusion TIG est effectuée au centre de l'éprouvette de A (gauche) vers C (droite). Lorsque l'arc atteint le point A, un déplacement est appliqué par un vérin sur l'extrémité libre

de l'éprouvette qui est alors pliée sur le sabot. La vitesse de pliage est ajustable et le rayon de courbure du sabot est choisi en fonction de la déformation visée.

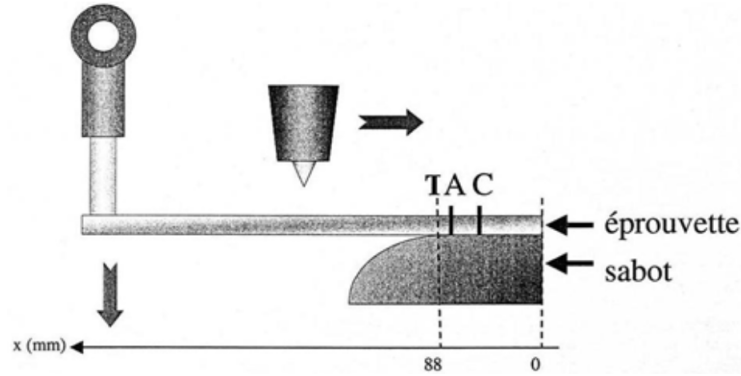


FIGURE 1.10: Essai Varestraint [LS65]

La déformation imposée en surface à la zone sensible peut être estimée par :

$$\epsilon_{max} = \frac{E_p}{2R + E_p} \quad (1.2)$$

où  $E_p$  est l'épaisseur de l'éprouvette et  $R$  est le rayon de courbure du sabot.

La caractérisation de la sensibilité à la fissuration à chaud se fait par examen métallurgique de la zone fissurée en terme de nombre, de longueur maximale et de la longueur cumulée des fissures. Cet essai permet également de classer des matériaux vis-à-vis de leur sensibilité à la fissuration à chaud [Lin72, SGMS03].

Ce type d'essai produit les fissures à chaud dans la ZF (zone fondue) mais également dans la ZAT (zone affectée thermiquement) qu'il est difficile de différencier post-mortem. Dans l'objectif de séparer ces deux types de fissure, deux variantes ont été développées : l'essai Spot Varestraint [LKD11, LLBI93] (figure 1.11b) qui génère des fissures dans la ZAT et l'essai Trans-Varestraint [FL04] (figure 1.11a) qui génère des fissures uniquement dans la ZF.

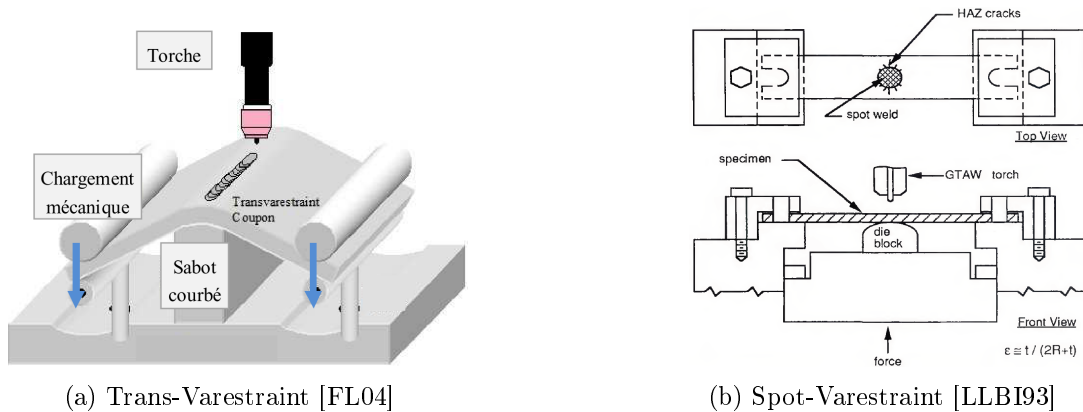


FIGURE 1.11: Différents essais de type Varestraint

Pour l'essai Trans-Varestraint, on plie l'éprouvette suivant un sens parallèle à la ligne de fusion, ce qui permet de limiter la déformation dans la ZAT et ce qui conduit à l'apparition de fissures uniquement dans la ZF. L'essai Spot-Varestraint consiste à réaliser un simple point de fusion sur une éprouvette.

## 1. Étude bibliographique

---

Senda et al. [SMT<sup>+</sup>71] et Arata et al. [AMNS76] ont systématiquement étudié la susceptibilité de fissuration à chaud de solidification des aciers au carbone et des aciers inoxydables en utilisant l'essai Trans-Varestraint. Matsuda et al. [MNN<sup>+</sup>83], [MNK<sup>+</sup>83] ont publié une série de résultats de recherche sur le phénomène de fissuration à chaud de solidification au moyen d'une observation in situ (MISO). Avec l'aide de la technique MISO, Matsuda et al. ont été capables de mesurer directement la ductilité autour de la zone de fissuration à une échelle très locale.

### 1.3.1.2 L'essai Sigmajig

L'essai Sigmajig (figure 1.12) développé par Goodwin [Goo87], permet de déterminer le niveau de précontrainte nécessaire pour lequel une fissure apparaît à l'arrière d'un bain de fusion débouchant, sur une éprouvette plane. Il consiste à appliquer une précontrainte sur l'éprouvette avant de réaliser une ligne de fusion. La précontrainte est augmentée à chaque essai, les autres paramètres d'essais étant fixés, jusqu'à l'apparition de la fissure.

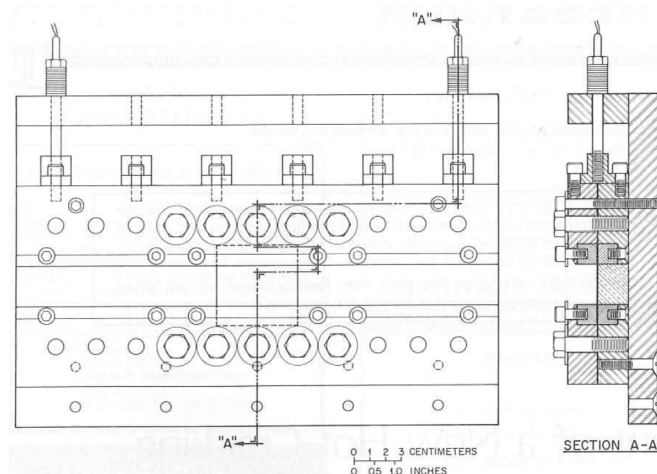


FIGURE 1.12: Principe de l'essai Sigmajig [Goo87]

### 1.3.1.3 L'essai Murex

L'essai Murex (figure 1.13), consistant à réaliser une soudure d'angle entre deux éprouvettes bridées, a été développé par Wilken [WK91]. Au cours du soudage, l'une des deux éprouvettes est mise en rotation autour de l'axe de la soudure. Cette rotation se poursuit à une vitesse constante jusqu'à ce que la plaque ait parcouru un angle de 30°. Le paramètre variable de cet essai est la vitesse de rotation, qui est l'origine de l'amorçage de la fissure. La sensibilité de la fissuration à chaud est définie en mesurant la longueur des fissures.

### 1.3.1.4 Les essais sur simulateur Gleeble

Les essais sur simulateur Gleeble sont des essais thermomécaniques permettant de solliciter en tension une éprouvette subissant un cycle thermique représentatif des conditions de soudage. Il permet d'évaluer la susceptibilité à la fissuration à chaud des matériaux, de déterminer l'intervalle de fragilité BTR (Brittle Temperature Range). Comme indiqué dans le chapitre 2, cette machine permet également d'identifier la loi de comportement d'un matériau. L'évaluation par des essais Gleeble de la susceptibilité à la fissuration à chaud des matériaux consiste à effectuer des essais de traction à chaud et à déterminer ensuite la striction et la résistance à la

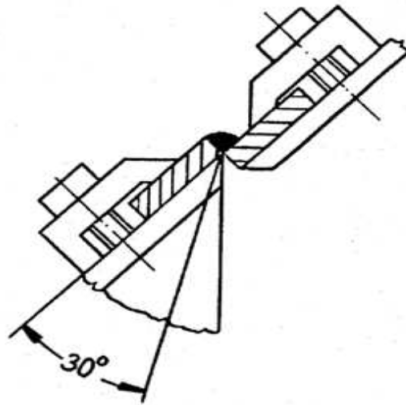


FIGURE 1.13: Principe de l'essai Murex [WK91]

traction du matériau. L'éprouvette est fixée entre deux mors refroidis par circulation d'eau. Le chauffage se fait par effet Joule. Il est possible de suivre l'évolution des températures grâce à des thermocouples implantés en son milieu. Il est possible de connaître la résistance du matériau de l'éprouvette en cours d'essai et de déterminer un maximum de température NST (Nil Strength Temperature) pour laquelle la résistance mécanique du matériau est nulle.

On peut également réaliser des essais de solidification à partir du NST. Dans ce cas, la portion chauffée de l'éprouvette cylindrique doit être contenue dans un creuset en céramique ajusté pour confiner le métal fondu (figure 1.14). Lors du refroidissement, on considère la température de recouvrance de la ductilité DRT (Ductility Recovery Temperature) lorsque la striction de l'éprouvette est de 5 %. L'intervalle de fragilité BTR est considéré entre DRT et NST. L'étendue du BTR peut être utilisée comme un critère approximatif de la susceptibilité à la fissuration à chaud, cependant un critère plus pertinent est la mesure de la rapidité avec laquelle la ductilité se rétablit au refroidissement par rapport à sa diminution au chauffage. Comme point de référence pour cette mesure, on prend le maximum de ductilité par rapport à la courbe de ductilité de chauffage C et on compare les zones représentatives en dessous des courbes de chauffage et de refroidissement (figure 1.15). En comparant les courbes de ductilité à chaud au chauffage et au refroidissement, la plage de ductilité nulle (NDR = BTR), le taux de récupération de la ductilité (DRR) et le ratio de récupération de la ductilité (RDR) peuvent être déterminés pour caractériser la susceptibilité d'un alliage à la fissuration à chaud. Le RDR est calculé en déterminant le rapport entre les zones sous les courbes de refroidissement et de chauffage de la température de ductilité nulle (point F) à la température de diminution de la ductilité de chauffage (point C). Au contraire, la DRR ne peut que refléter la récupération de la ductilité pour la température spécifique à laquelle elle est déterminée. Par conséquent, le RDR semble être plus approprié en comparaison avec des critères conventionnels NDR et DRR dans la sensibilité au fissuration à chaud du métal de base. Si le RDR ou le DRR est petit ou le NDR est grand, le matériau sera plus sensible à la fissuration à chaud. Les concepts de DRR, RDR et NDR sont illustrés schématiquement à la figure 1.15.

### 1.3.1.5 L'essai CTW

La sensibilité à la fissuration de solidification peut également être évaluée au moyen du test CTW (Controlled Tensile Weldability) [CC08] (figure 1.16). Il consiste à imposer une vitesse de déformation transversale contrôlée pendant le soudage, avec une déformation orientée perpendiculairement à la direction de soudage. L'équipement expérimental consiste en une machine de traction unidirectionnelle (capacité de charge 500 kN). La vitesse transversale de traction est de 0 à 0,083 mm/s avec un incrément de vitesse de 0,017 mm/s. Cette vitesse de



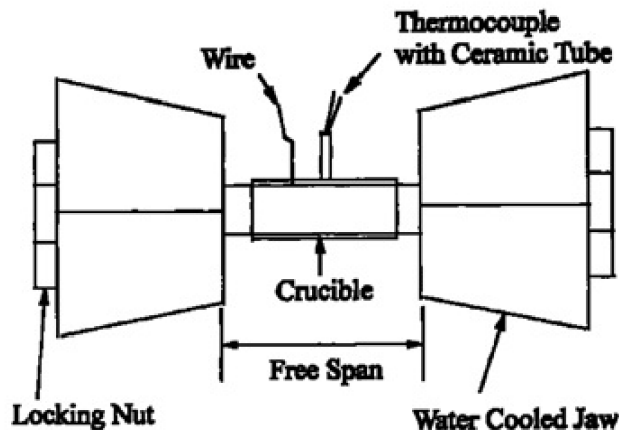


FIGURE 1.14: Utilisation d'un tube d'alumine ajusté pour l'étude de la fissuration de solidification dans un essai Gleeble [Man05]

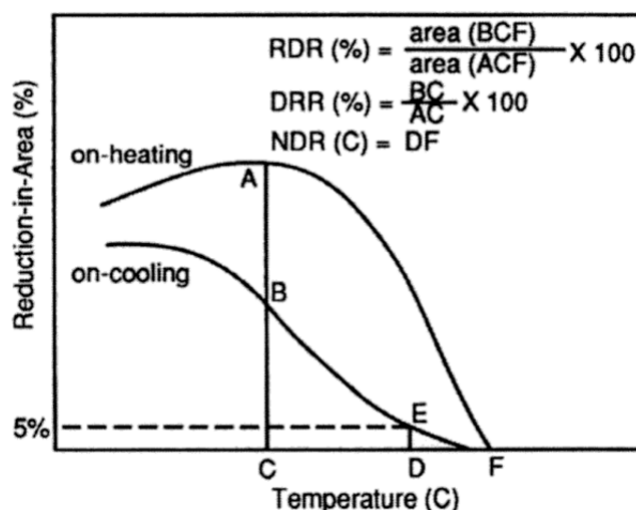


FIGURE 1.15: Évaluation des courbes de ductilité à chaud pour la susceptibilité à la fissuration à chaud [LQGG93] : RDR = ration of ductility recovery, DRR = ductility recovery rate, NDR = nil ductility range (or BTR), Point F = nil ductility temperature (NDT) on-heating, Point D = ductility recovery temperature on-cooling (DRT)

déformation imposée globalement entraîne des variations de la vitesse de déformation locale, qui est mesurée avec un extensomètre.

L'influence de la dilution du métal d'apport 4043 sur la soudabilité d'un alliage d'aluminium 6060-T4 a été étudiée au moyen du test CTW par Coniglio [CCML08]. La sensibilité de la fissuration à chaud, tracée en fonction du taux de déformation locale, de la dilution du 4043, et de la teneur en silicium correspondante, est représentée sur la figure 1.17. La condition d'apparition de fissure dépend à la fois du taux de déformation locale et de la dilution du 4043. La limite entre domaines fissuré et non-fissuré (zone bleue) dans la figure 1.17 montre que des taux de déformation locale plus élevés nécessitent des dilutions du métal d'apport 4043 plus élevées pour éviter la fissuration.

La pente de cette limite entre domaines fissuré et non-fissuré est significative. Sa position relative le long de l'axe des abscisses représente l'influence des facteurs thermo-mécaniques. Les alliages ayant une limite se produisant à des taux de déformation plus élevés sont considérés

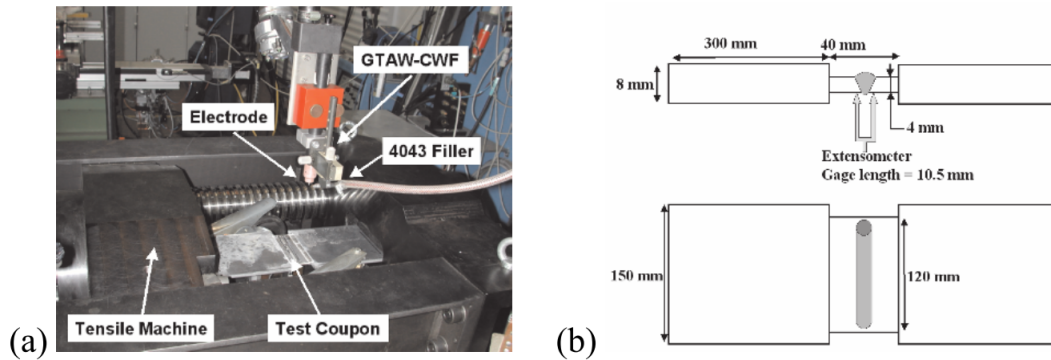


FIGURE 1.16: (a) Vue d'ensemble de la machine d'essai CTW ; (b) éprouvette utilisée [CC08]

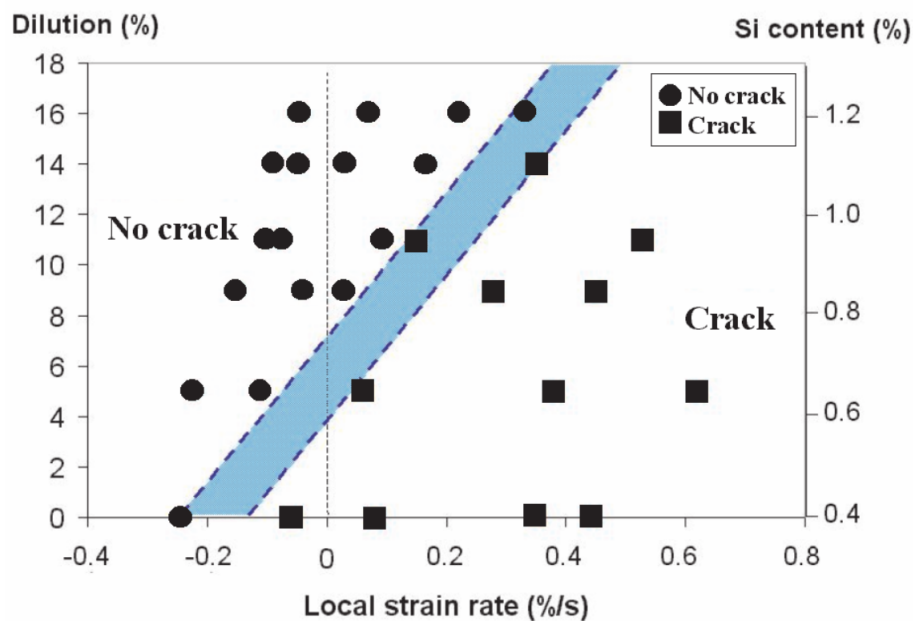


FIGURE 1.17: Carte "Taux de déformation-dilution" pour l'alliage 6060-T4, caractérisation de la susceptibilité à la fissuration à chaud en utilisant le test CTW [CCML08]

plus soudables, puisque le taux de déformation critique est représentatif de la soudabilité. La pente de cette limite démontre l'influence des facteurs thermométallurgiques sur la soudabilité. Plus cette limite est verticale (c'est-à-dire avec une pente plus élevée), plus la dilution du métal d'apport 4043 a une influence moindre sur la soudabilité. En conséquence, un alliage est considéré plus soudable si moins de métal d'apport 4043 est nécessaire pour éviter la fissuration.

Le test CTW, évalué en termes de carte de dilution et taux de déformation critique, a été utilisé avec succès pour quantifier la soudabilité du système d'alliage aluminium 6060/4043. En particulier, l'effet des additions mineures d'alliage et de la vitesse de soudage sur la susceptibilité à la fissuration à chaud par solidification a été étudié en observant la limite entre domaines fissuré et non-fissuré de la carte de "dilution-taux de déformation".

### 1.3.1.6 Les essais de type PVR

L'objectif des essais de fissuration de type PVR est de quantifier la sensibilité générale d'un matériau à la fissuration à chaud. Cet essai a été introduit au milieu des années 80 par Rabensteiner [RTS83] pour étudier la fissuration de produits d'apport (électrodes enrobées)

## 1. Étude bibliographique

---

pour le soudage d'aciers austénitiques. La mise en œuvre de cet essai consiste à remplir le chanfrein d'un moule par soudage multipasse pour élaborer une éprouvette qui sera sollicitée en traction. L'éprouvette subit ensuite un test de traction uniaxiale suivant la direction de soudage (figure 1.18) en imposant un historique en déformation prédéfini. Les essais sont conduits avec une énergie de soudage constante et une vitesse de déformation croissante par paliers. Le comptage individuel des fissures de solidification et de liquation en fonction des déformations appliquées permet d'évaluer la susceptibilité à la fissuration à chaud du métal.

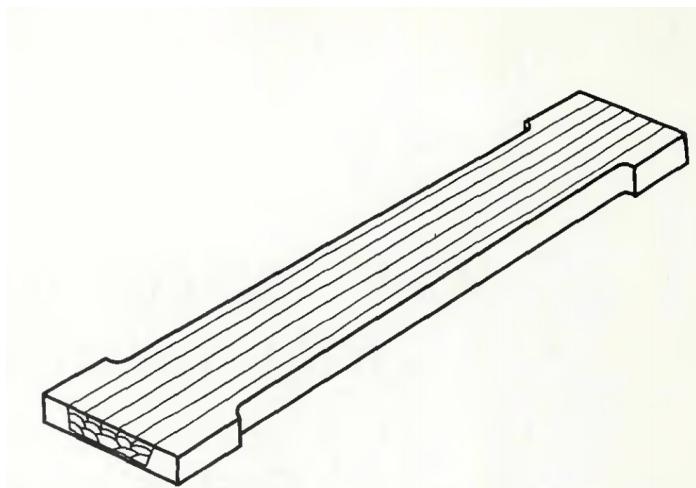


FIGURE 1.18: Essai PVR : éprouvette contrôlée en surface avant le test [RTS83]

Cet essai a été largement utilisé dans plusieurs études sur la fissuration à chaud. Dans la thèse d'Aurélien NIEL [Nie11], cet essai a été modifié pour améliorer le mode de contrôle du chargement extérieur (effort ou déplacement imposé). Il consiste à promouvoir l'amorçage de la fissuration à chaud par une traction appliquée dans la direction de soudage. La réalisation de lignes de fusion avec un procédé TIG, sur une éprouvette de faible épaisseur avec deux types de chargement imposé : traction à déplacement ou à effort constant, a permis d'analyser l'influence des paramètres de soudage (vitesse de la torche, énergie linéique), de la géométrie de l'éprouvette et du niveau du chargement extérieur sur la sensibilité à la fissuration à chaud d'un alliage d'aluminium 6061. La figure 1.19 présente l'amorçage puis la propagation d'une fissure obtenue durant l'opération de soudage. L'exploitation des résultats porte sur la présence ou non de fissures et des conditions d'amorçage en lien avec la microstructure de solidification de ces alliages d'aluminium.

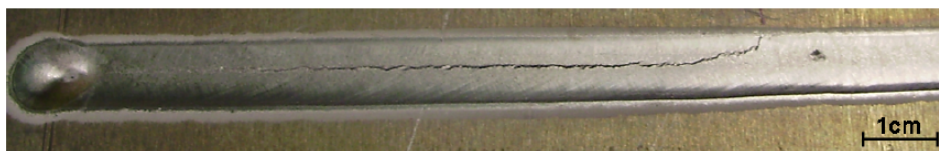


FIGURE 1.19: Observation générale d'une éprouvette fissurée en alliage d'aluminium [Nie11]

### 1.3.1.7 L'essai CRW

L'essai CRW (Controlled Restraint Weldability) permet de classer les matériaux en fonction de leur susceptibilité à la fissuration à chaud. Il a été utilisé afin d'étudier la fissuration à chaud pour l'alliage aluminium 6061-T6 en procédé laser par Coniglio et Patry [CP13]. Il consiste à imposer un préchargement extérieur en traction transversalement à la direction de soudage à l'aide d'un dispositif de mise en tension présenté à la figure 1.20.

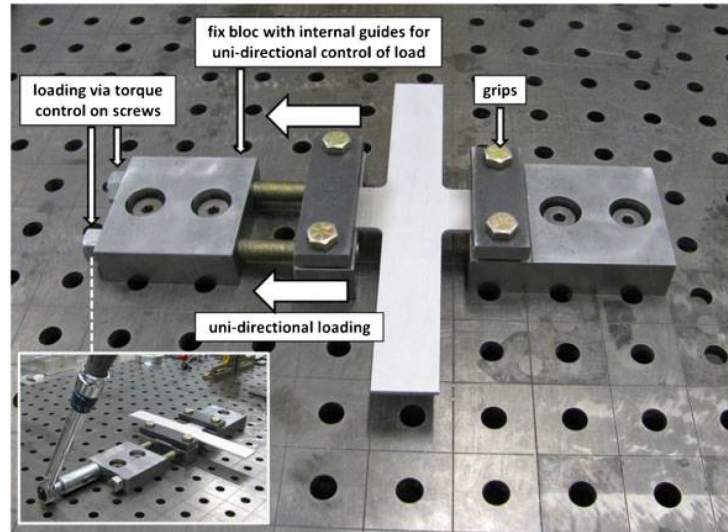


FIGURE 1.20: Vue d'ensemble de l'essai CRW avec une vue superposée de la procédure de préchargement par une clé dynamométrique [CP13]

La géométrie de l'éprouvette en croix a été choisie pour concentrer les contraintes de traction locales induites par le préchargement au milieu de la croix (figure 1.21).

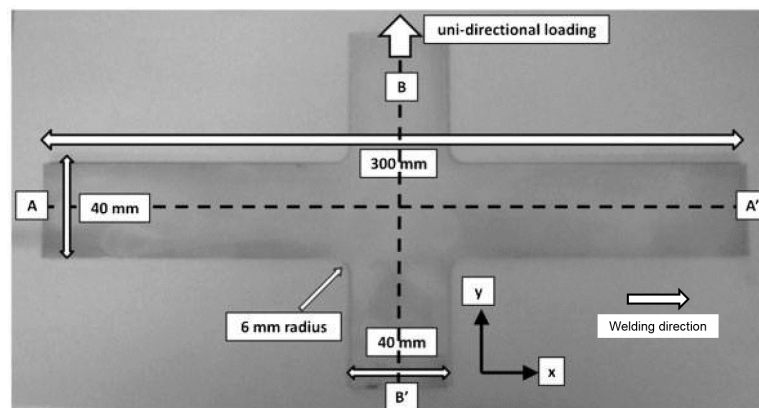


FIGURE 1.21: Vue d'ensemble de l'éprouvette en croix : la ligne de fusion suit la ligne A-A' [CP13]

L'essai CRW est similaire aux essais de Sjmajig et CTW. Les éprouvettes sont soumises à des contraintes nominales qui varient de 24 à 102 MPa, ce qui entraîne une sollicitation additionnelle pendant le soudage et permet des comparaisons entre éprouvettes fissurées et non-fissurées. Un graphique qui compare le préchargement nécessaire pour générer la fissuration pour différentes conditions de soudage est donné à la figure 1.22. En particulier, l'amorçage de fissure apparaît au milieu de la l'éprouvette en croix (ligne B-B'). Il apparaît plus tôt quand la précontrainte augmente pour une même condition de soudage.

Comme expliqué dans le paragraphe précédent, l'amorçage de fissures dépend des précontraintes et des différentes conditions de soudage. L'auteur propose des travaux supplémentaires qui sont nécessaires pour en déduire les conditions de déformation transversale locale dans la zone pâteuse qui permettront une meilleure comparaison de l'amorçage de la fissure.

L'essai CRW est intéressant par rapport aux autres essais de fissuration à chaud car il permet de quantifier les conditions nécessaires pour l'amorçage et également l'arrêt de fissure dans un régime thermique établi. Il est également possible d'analyser la relation entre le pré-

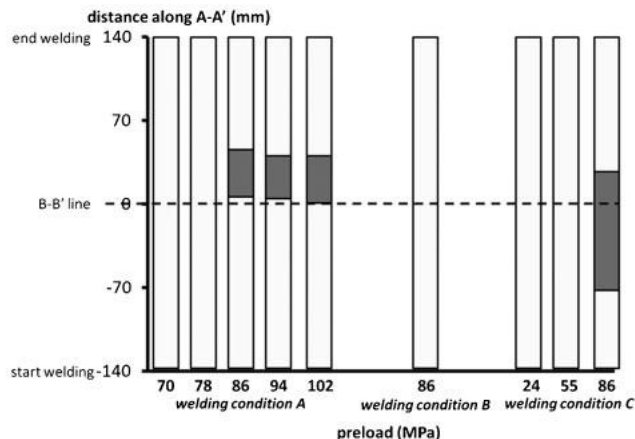


FIGURE 1.22: Comparaison des résultats des essais de CRW pour différentes conditions de soudage montrant le comportement de fissuration de solidification observé en fonction de la précontrainte appliquée : les zones non fissurées sont en blanc et les zones fissurées sont en gris [CP13]

chargement imposé et la position de l’amorçage et de l’arrêt de fissure. Pour avancer dans la compréhension des mécanismes de la fissuration à chaud, il faut déterminer la relation entre le préchargement extérieur appliqué et les mécanismes locaux dans la zone pâteuse que l’auteur n’a pas encore déterminés. Nous verrons au chapitre 4 l’intérêt de mettre en place une simulation numérique des essais CRW pour estimer les sollicitations locales dans les zones de fissuration.

### 1.3.2 Essais auto-bridés

Les essais auto-bridés sont des essais de soudage sans chargement mécanique extérieur. Le défaut de fissuration est généré seulement par les déformations induites par le champ de température et les conditions de bridage.

#### 1.3.2.1 L’essai Houldcroft

L’essai Houldcroft est un des premiers essais auto-bridés. Il a été proposé par Houldcroft en 1955 [Hou55]. Cet essai a pour objectif d’être simple à mettre en œuvre pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud de différentes nuances d’alliages et également d’étudier l’influence du métal d’apport sur la sensibilité à la fissuration à chaud. Il a été constaté qu’un cordon débutant au bord de la plaque a une forte chance de présenter une fissure. L’objectif est d’amorcer une fissure à l’extrémité d’une éprouvette de faible épaisseur en variant la forme de l’éprouvette et d’observer l’arrêt de fissure. Pour observer un arrêt de fissure, il faut modifier les contraintes dans l’éprouvette. Houldcroft a proposé deux techniques : 1) diminuer la section de l’éprouvette au cours du soudage, mais une variation de la largeur du bain fondu a été remarquée, signifiant que le champ thermique a été modifié au cours du soudage sur l’éprouvette ; 2) réaliser des rainures sur l’éprouvette (figure 1.23) en minimisant les perturbations thermiques.

Katoh et al. [KNM94] ont constaté que pour l’essai Houldcroft, lorsque l’apport de chaleur augmente, la sensibilité à la fissuration à chaud diminue (figure 1.24). Ce qui est contraire aux résultats attendus pour les essais de fissuration à chaud.

Pour éviter ce problème, une modification de l’essai Houldcroft a été proposé par Ando et al. [ANKF73]. La figure 1.25 présente une éprouvette de l’essai Houldcroft inversé. Le soudage

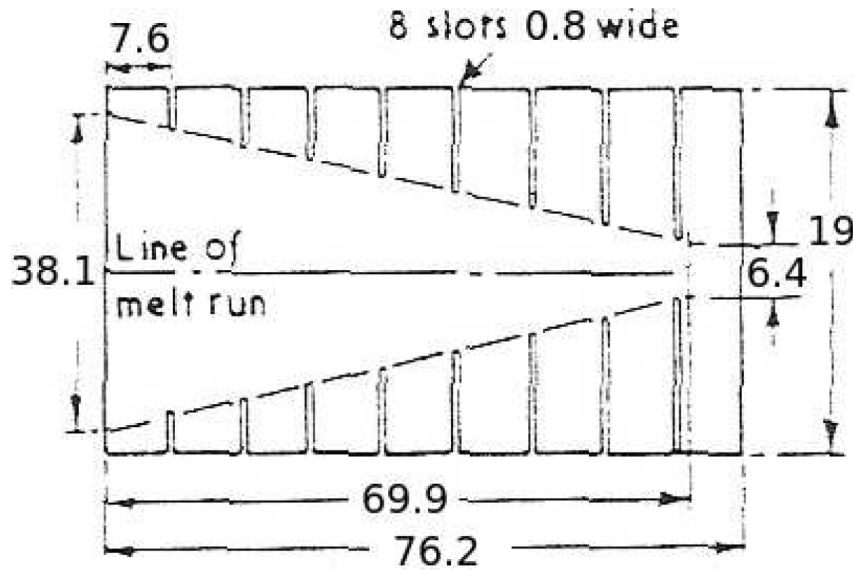


FIGURE 1.23: Éprouvette pour les essais de type Houldcroft (dim. en mm) [Hou55]

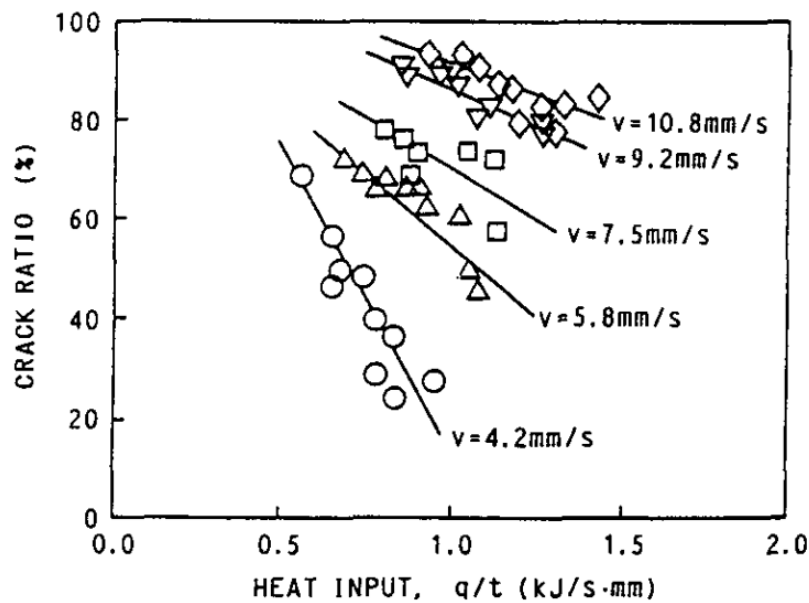


FIGURE 1.24: Relation entre l'occurrence des fissurations à chaud et la puissance linéique pour des essais Houldcroft [KNM94]

début sur l'extrémité gauche vers la droite afin d'obtenir une fissure plus facilement car la profondeur des rainures est plus grande près du début du soudage. La profondeur des rainures diminue vers la droite de l'éprouvette et la fissure s'arrête lorsque la section de l'éprouvette devient assez grande. Comme présenté dans la figure 1.26, la relation entre la sensibilité à la fissuration à chaud et la section de l'éprouvette, nous constatons que la fissure s'arrête quand la largeur de l'éprouvette est supérieure à 160 mm.

Par rapport à l'essai Houldcroft classique, la sensibilité à la fissuration à chaud est proportionnelle à l'apport de chaleur (figure 1.27) dans cet essai. Ce qui correspond aux résultats classiques des essais de fissuration à chaud.

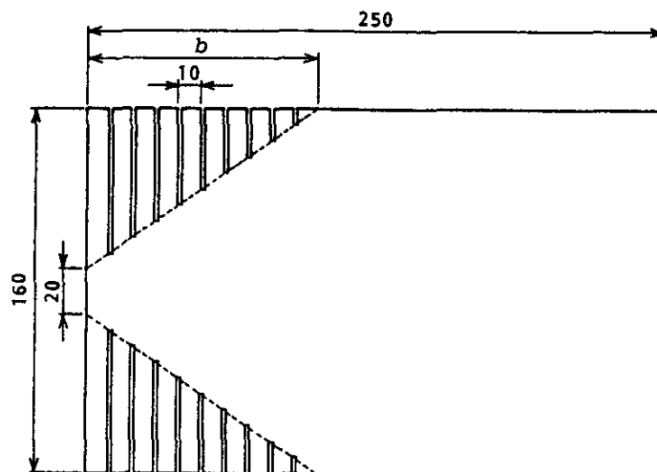


FIGURE 1.25: Dimensions en mm de l'éprouvette pour l'essai de type Houldcroft inversé d'après [KNM94]

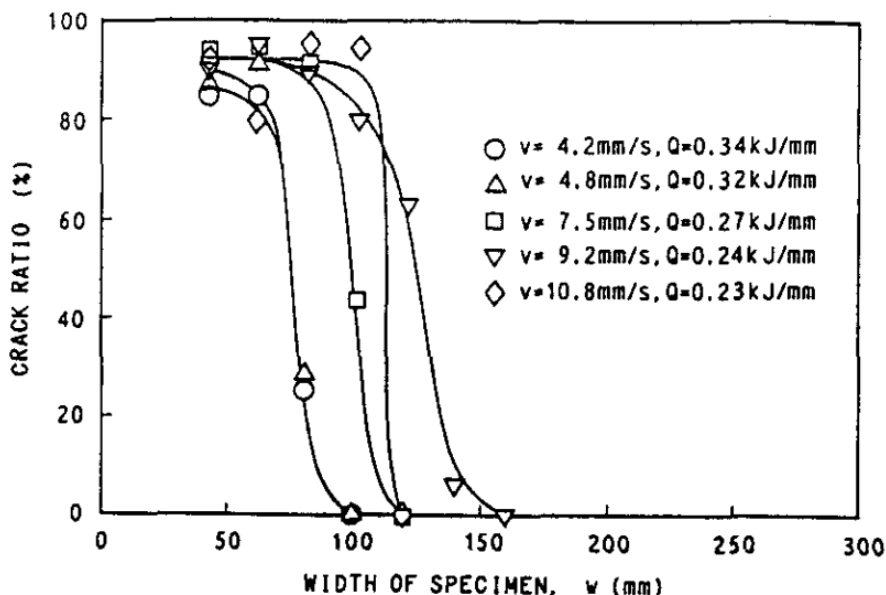


FIGURE 1.26: Relation entre la sensibilité à la fissuration à chaud et la largeur de l'éprouvette [KNM94]

### 1.3.2.2 L'essai éventail

L'essai éventail a été développé par Matsuda et al. [MN82] en 1982 en s'inspirant des travaux de Houldcroft et al. [Hou55]. Cet essai consiste à réaliser une ligne de fusion sur une éprouvette trapézoïdale (figure 1.28) depuis la largeur la plus faible vers la largeur la plus importante dans l'objectif d'obtenir un bain débouchant le long du plan de symétrie et une fissure qui se propage puis s'arrête.

Les dimensions (longueur  $L$ , largeur la plus importante  $W_F$ , largeur la plus faible  $W_S$  et épaisseur  $e$ ) sont définies pour que la fissure soit observée au début de l'éprouvette et l'arrêter pour une largeur critique  $W_C$  telle que  $W_F > W_C > W_S$ . Matsuda a constaté qu'une faible épaisseur permet d'amorcer plus facilement les fissures. C'est pour cela que dans la figure 1.28, on note une diminution d'épaisseur de 3 à 2 mm au début de l'éprouvette.

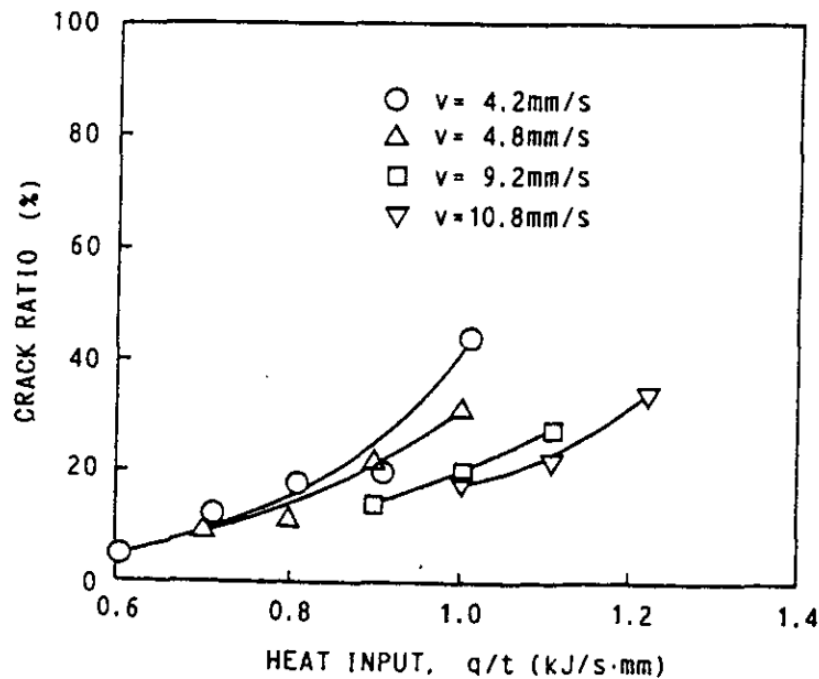


FIGURE 1.27: Relation entre l'occurrence des fissurations à chaud et la puissance linéique pour des essais Houldcroft inversé [KNM94]

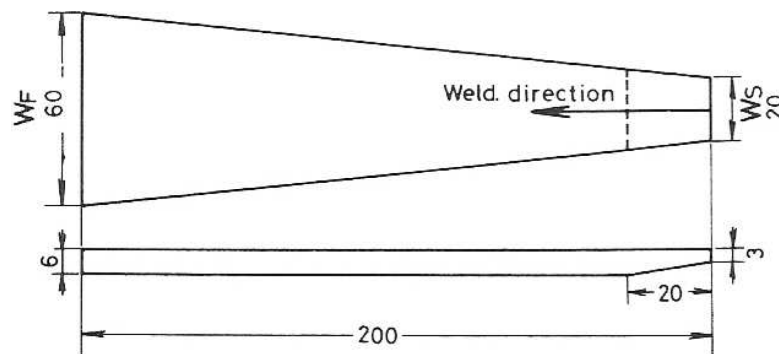


FIGURE 1.28: Dimensions en mm de l'éprouvette pour l'essai éventail [MN82]

Des éprouvettes en alliages d'aluminium et en aciers austénitiques inoxydables pour différentes géométries ont été étudiées par Matsuda. La figure 1.29 présente la sensibilité à la fissuration à chaud en étudiant la longueur de la fissure pour les différents alliages avec deux géométries de l'éprouvette ( $W_F = 30$  mm et  $W_F = 50$  mm).

La figure 1.29 nous montre que pour une valeur  $W_F$  plus faible, la fissure se propage plus loin. Par contre, la largeur d'éprouvette pour laquelle la fissure s'arrête est identique pour les deux types d'éprouvettes, ce qui correspond à la largeur critique  $W_C$  présentée précédemment. Ceci permet également de montrer la reproductibilité de l'essai éventail.

### 1.3.2.3 L'essai de soudage oblique

L'essai de soudage oblique développé par Ploshikhin [PPI<sup>+</sup>07] consiste à brider une éprouvette rectangulaire fine sur un côté et à effectuer une ligne de fusion le long de l'éprouvette orientée selon un angle  $\alpha$  (figure 1.30). L'objectif des auteurs est de proposer un essai re-



## 1. Étude bibliographique

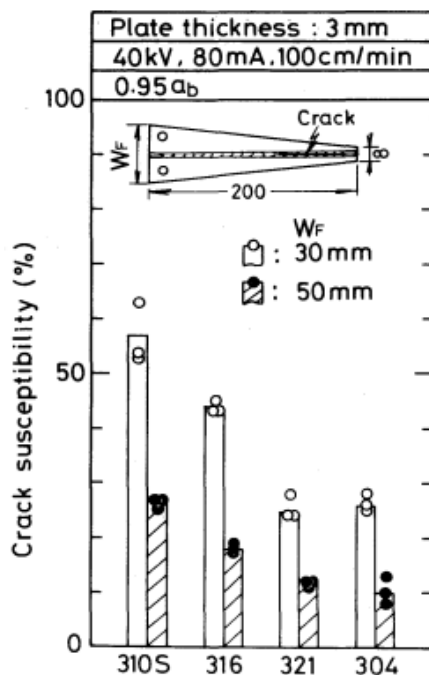


FIGURE 1.29: Comparaison de la susceptibilité à la fissuration à chaud d'aciers AISI 3xx en fonction de la longueur de fissure pour deux types d'éprouvettes [MN82]

productible qui permet de classer les alliages en fonction de leur sensibilité à la fissuration à chaud.

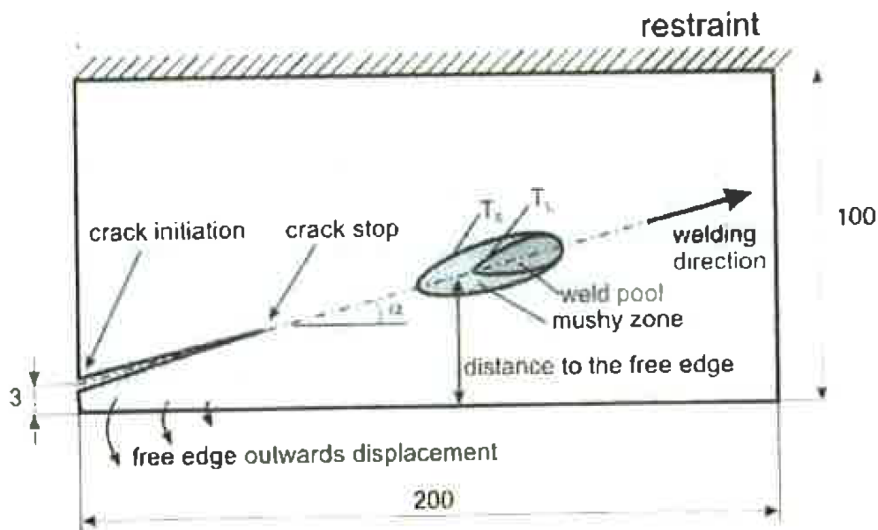


FIGURE 1.30: Schéma d'essais de soudage oblique (dim. en mm) [PPI+07]

Une fissure est amorcée près d'un des coins non encastré de l'éprouvette. Une étude sur l'influence de l'angle  $\alpha$  a été réalisée. La figure 1.31 présente les résultats sur la longueur des fissures de solidification pour différents angles  $\alpha$ . On constate que plus l'angle est faible, plus la longueur de fissure est importante.

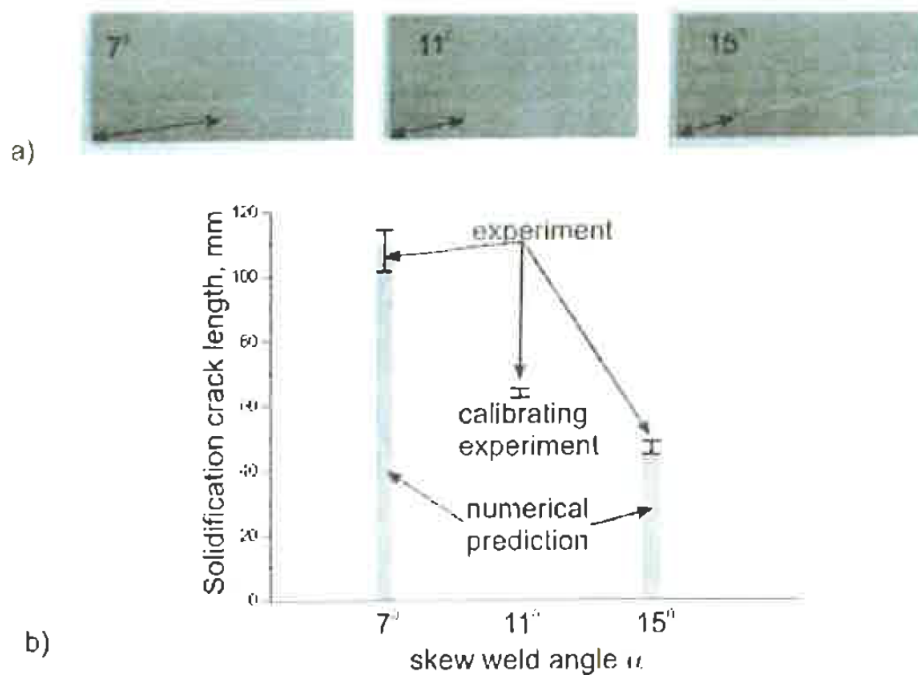


FIGURE 1.31: a) éprouvettes pour l'essai de soudage oblique ; b) comparaison des prévisions numériques (barres) et des longueurs expérimentales des fissures de solidification pour les essais de soudage oblique avec différents angles de soudage  $\alpha$  [PPI<sup>+</sup>07]

#### 1.3.2.4 L'essai JWRI

Avec l'objectif de développer un essai plus simple pour déterminer un critère de fissuration à chaud, l'essai JWRI a été proposé au Japon par le laboratoire Joining and Welding Research Institute (JWRI). Cet essai présente les avantages d'être simple à mettre en œuvre et de pouvoir être simulé numériquement en 2D.

Il consiste à réaliser une ligne de fusion débouchante sur une éprouvette rectangulaire de faible épaisseur encastrée à une extrémité (figure 1.32). La ligne de fusion est réalisée par le procédé TIG en partant de l'extrémité libre vers l'extrémité fixe. L'éprouvette est entaillée à une vingtaine de millimètres de cette extrémité libre afin de faciliter l'amorçage de la fissure. La largeur du ligament entre les deux entailles est légèrement inférieure à la largeur du cordon de soudage.

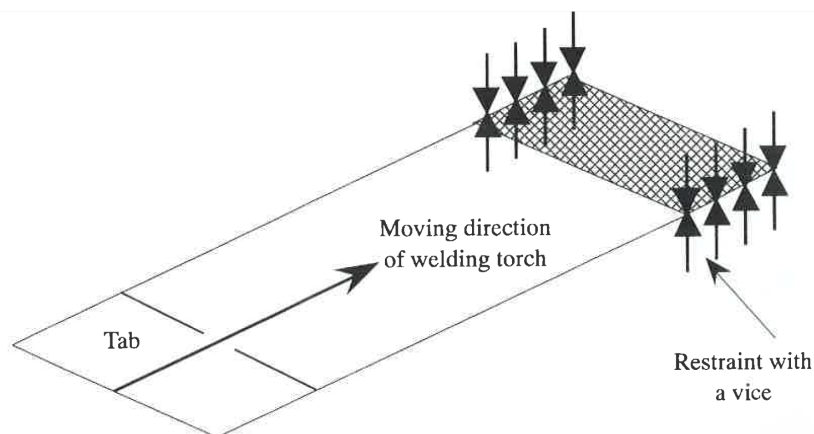


FIGURE 1.32: Schéma de l'essai JWRI [SSM01]

## 1. Étude bibliographique

---

Au cours de l'essai, la partie entaillée (notée 'Tab' sur la figure 1.32) de l'éprouvette chute, ce qui peut conduire l'amorçage d'une fissure de solidification. La figure 1.33 présente une éprouvette dans une configuration où la fissure s'est développée.

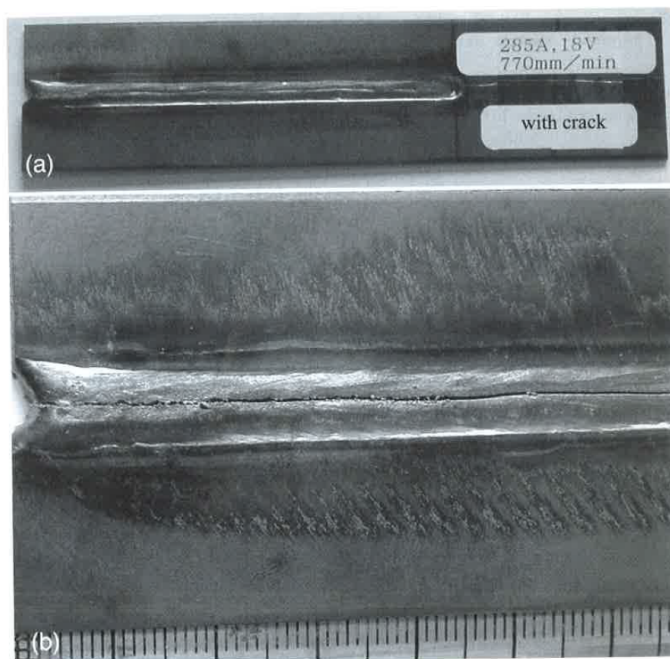


FIGURE 1.33: Éprouvette fissurée après un essai JWRI : (a) vue d'ensemble d'éprouvette ; (b) vue sur la partie fissurée de l'éprouvette [SSM01]

Une étude sur l'influence de la géométrie de l'éprouvette et des conditions de soudage sur la fissuration à chaud de solidification a été effectuée. Une série d'essais a été réalisée en variant la vitesse de soudage et l'apport de chaleur (qui dépend du courant électrique  $I$ , de la tension de soudage  $U$  et de la vitesse de soudage  $v$ ). La figure 1.34 présente l'influence de la largeur de l'éprouvette et de l'apport de chaleur sur la fissuration à chaud de solidification.

Comme le montre la figure 1.34, avec une faible vitesse de soudage (b), l'éprouvette ne fissure pas. Lorsque la vitesse de soudage augmente (a), la fissure apparaît avec un grand apport de chaleur et une faible largeur de l'éprouvette. À partir des résultats expérimentaux, on peut conclure que la fissuration à chaud est susceptible de se produire lorsque la largeur de l'éprouvette est faible, la vitesse de soudage est rapide et l'apport de chaleur est élevé. La largeur de l'éprouvette correspond à la contrainte et la déformation du mode d'ouverture au niveau de la soudure en raison de la dilatation thermique de l'éprouvette. D'autre part, une vitesse de soudage élevée et un grand apport de chaleur produisent de plus longues zones de fusion derrière la torche de soudage. Lorsque la longueur de la zone de fusion est grande, la résistance à la déformation critique de fissuration à chaud de solidification devient faible. Par conséquent, la combinaison de la faible largeur de l'éprouvette et la longue zone de fusion favorise l'apparition de la fissure.

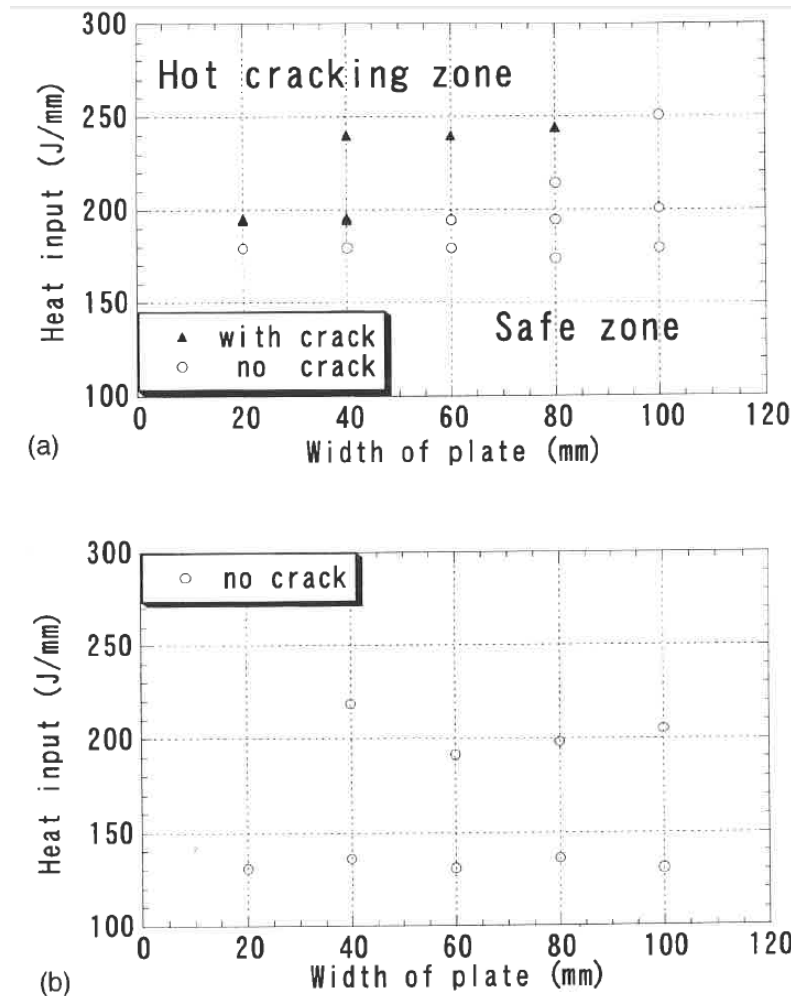


FIGURE 1.34: Influence de la largeur d'éprouvette et l'apport de chaleur sur la fissuration à chaud de solidification : (a)  $v = 770$  mm/min ; (b)  $v = 500$  mm/min [SSM01]

### 1.3.3 Bilan sur les essais

La fissuration à chaud est un phénomène complexe. Elle se produit généralement dans l'état pâteux du métal dans le BTR (intervalle de fragilité) lors de l'assemblage des matériaux par soudage. Pour pouvoir prévenir ce risque de fissuration à chaud, il est nécessaire de proposer un critère de fissuration à chaud. Cependant, il est difficile d'observer expérimentalement les mécanismes pendant le soudage provoquant la fissuration. Il est donc intéressant d'utiliser la simulation numérique des essais afin de pouvoir obtenir numériquement les champs thermo-mécaniques locaux de l'alliage pendant le soudage. L'objectif de cette thèse est de mettre au point un essai de fissuration à chaud sur le matériau 316L(N) et son métal d'apport 19-15H qui réalise un compromis sensibilité/robustesse :

- sensibilité pour que l'essai soit apte à différencier les nuances de matériau et à évaluer l'influence des différents facteurs (les conditions de soudage et les mécanismes locaux au niveau de la fissure) ce qui permettra de déterminer un critère thermomécanique de fissuration à chaud ;
- robustesse pour s'affranchir d'aléas opératoires et se mettre en conditions de répétabilité.

Dans cette étude bibliographique, deux types d'essais de fissuration ont été analysés : essais à chargement extérieur et essais auto-bridés. Les essais à chargement extérieur, comme l'essai

## 1. Étude bibliographique

Varestraint qui a été repris dans la thèse de Le [Min14], présente non seulement le désavantage qu'il est difficile de distinguer les mécanismes dus au chargement extérieur de ceux dus aux effets locaux, mais aussi celui de ne pas pouvoir être simulé facilement. Par exemple, dans la thèse de Le [Min14], l'essai Varestraint a été utilisé afin de classer les différentes nuances de matériaux (acier 316L(N) et ses métaux d'apport 19-15H et 19-12-2) au regard de leur sensibilité à la fissuration à chaud selon le taux de déformation imposé. La figure 1.35 présentant les résultats expérimentaux de l'essai Varestraint montre qu'une augmentation de la déformation appliquée ne se traduit pas nécessairement par une même augmentation de la longueur cumulée de fissure suivant les nuances. Aussi la sensibilité à la fissuration à chaud semble dépendre du niveau de déformation appliqué.

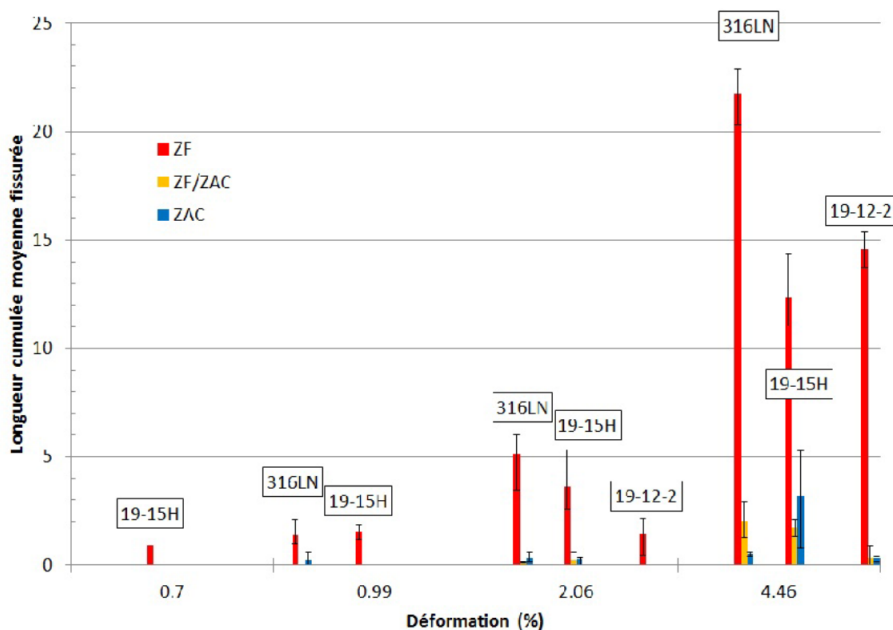


FIGURE 1.35: Evolution de la longueur cumulée moyenne fissurée en fonction des déformations appliquées pour différentes nuances d'aciers inoxydables [Min14]

Ce type d'essai est assez difficile à simuler car, en plus des non-linéarités matérielles, les zones de contact présentant de grandes déformations sont délicates à gérer dans les codes éléments finis. Le [Min14] a mis en évidence la difficulté de simuler cet essai ce qui rend délicate l'analyse des essais présentés à la figure 1.35.

En général, les essais auto-bridés sont plus simples à simuler. Les résultats des essais peuvent être contrôlés en faisant varier la géométrie de l'éprouvette et les paramètres de soudage (la vitesse, la tension, l'intensité de soudage). Comme pour l'essai JWRI, en modifiant la largeur de l'éprouvette, les conditions locales pour la fissuration à chaud changent. Ces variations géométriques nécessitent de travailler avec plusieurs maillages, ce qui rend les modèles numériques plus compliqués. De plus, il est difficile de simuler l'amorçage de fissure dans l'essai JWRI, puisque celui-ci est lié à la chute de la partie entaillée de l'éprouvette.

L'objectif est donc de développer un essai qui permet non seulement d'avoir un amorçage et un arrêt de fissure dans des zones où le régime thermique est établi, mais aussi d'obtenir une corrélation plus directe entre le chargement extérieur et les champs mécaniques et thermiques locaux pour pouvoir proposer un critère de fissuration à chaud.

## 1.4 Critères de fissuration à chaud

Une étude de la bibliographie sur les critères de fissuration à chaud est réalisée afin de mieux comprendre ces différents critères et de pouvoir choisir le critère le plus adapté et pertinent pour l'essai qui sera développé. Les critères pourront être déterminés à partir de travaux expérimentaux et/ou numériques. Selon la nature thermomécanique ou phénoménologique du critère, la susceptibilité à la fissuration à chaud des matériaux peut être évaluée en fonction des grandeurs thermomécaniques locales ou basées sur des considérations physiques et chimiques.

### 1.4.1 Critères phénoménologiques

Les critères présentés dans ce paragraphe s'appuient sur diverses considérations, comme le manque d'alimentation en liquide, la formation de cavités due à une perte de pression métallostatique locale ou la durée de l'intervalle de temps de solidification.

#### 1.4.1.1 Critère de Clyne et Davies [CD79]

Le critère de Clyne et Davies est basé sur la comparaison entre deux durées  $t_v$  et  $t_R$  définies à partir de fractions solides données (0.4, 0.9 et 0.99)(figure 1.36). Le critère estime que pendant le stade  $t_R$ , les contraintes peuvent être relaxées par les mouvements du liquide et du solide à très faible fraction de solide puis du liquide seulement. Il n'y a alors pas d'endommagement pendant une durée notée  $t_R$ . En revanche, en fin de solidification (stade  $t_V$ ), l'alliage est vulnérable à la fissuration à chaud car la déformation ne peut plus être accommodée par l'apport de liquide. On définit alors la susceptibilité de la fissuration à chaud par le coefficient HCS (figure 1.36) (Hot Cracking Sensitivity) :

Coefficient de sensibilité :

$$HCS = \frac{t_v}{t_R} = \frac{t_{99} - t_{90}}{t_R - t_{40}}$$

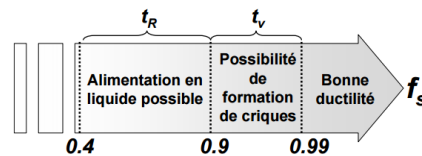


FIGURE 1.36: Considérations purement thermiques du critère de [CD79]

Les hypothèses de ce critère sont :

- l'alimentation du retrait se fait sans problème pour  $f_s \in [0.4, 0.9]$  ; le temps passé, localement, par la zone pâteuse dans cet intervalle est :  $t_R$  ;
- la zone pâteuse est considérée comme vulnérable pour  $f_s \in [0.9, 0.99]$  (présence de films liquides, chute de perméabilité) ; la durée correspondante est :  $t_V$ .

Les limites de ce critère sont nombreuses : tout d'abord les intervalles des temps sont définis arbitrairement. En plus, on ne prend pas en compte des aspects microstructuraux ni les mécanismes locaux.

#### 1.4.1.2 Critère de Feurer [Feu77]

Le critère de Feurer suppose que l'apparition des fissures est basée sur la possibilité (ou non) d'alimenter en liquide la zone pâteuse de manière à compenser le retrait de solidification. Pour cela, l'égalité entre la vitesse de variation de volume résultant de l'alimentation en liquide (SPV) et la vitesse de contraction en volume due au retrait de solidification (SRG) correspond au cas

## 1. Étude bibliographique

critique à partir duquel l'alimentation en liquide devient insuffisante. La condition nécessaire à la **non apparition** de fissuration à chaud est :  $SPV > SRG$ .

### 1.4.1.3 Critère de Katgerman [Kat82]

Le critère de Katgerman reprend les théories de [CD79] et de [Feu77] en considérant une fraction de solide critique  $f_s^{cr}$  à partir de laquelle l'alimentation en liquide dans la zone pâteuse n'est plus suffisante. La valeur de fraction de solide n'est donc plus fixée à 0.9 de façon arbitraire mais est intrinsèque au matériau étudié. La susceptibilité est définie par la figure 1.37 :

Coefficient de sensibilité :

$$HCS = \frac{t_v}{t_R} = \frac{t_{99} - t_{cr}}{t_{cr} - t_{40}}$$

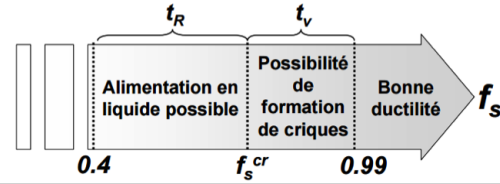


FIGURE 1.37: Considérations du critère de [Kat82]

Ce critère, par rapport au critère de Clyne et Davies, est plus avantageux car il fait intervenir une description plus physique des phénomènes.

### 1.4.1.4 Critère R.D.G [RDG99]

Le modèle de Rappaz, Drezet et Gremaud [RDG99] s'inspire du principe de Feurer. Ce critère de fissuration à chaud prend en compte l'alimentation en liquide induite dans l'espace interdendritique et la déformation supplémentaire du squelette solide perpendiculairement à la direction de croissance dendritique telle que représentée par la figure 1.38. Lorsque la différence de pression due à cette déformation, ajoutée à celle due au retrait de solidification, atteint une valeur critique égale à la pression d'apparition d'une cavité, la fissuration à chaud peut apparaître.

Ce modèle suppose que le gradient thermique ( $G$ ) est constant ainsi que la vitesse de solidification ( $v_T$ ). La direction de la solidification est de gauche à droite comme présentée à la figure 1.38. Par conséquent, le liquide doit circuler de droite à gauche afin de compenser la contraction thermique. Si le réseau dendritique est soumis à un taux de déformation à la traction perpendiculaire à la direction de croissance des grains ( $\dot{\epsilon}_p$ ), le liquide doit pouvoir alimenter les zones en traction pour compenser cette déformation. La pression dans le liquide interdendritique est représentée schématiquement à la figure 1.38. Cette pression diminue à partir de la pression métallostatique  $p_m$  qui s'applique au niveau de la tête de la dendrite. Si cette pression passe en dessous de la pression de cavitation  $p_c$ , la fissure peut se former dans la zone noire représentée sur la figure 1.38. La pression critique d'amorçage d'une fissure s'écrit alors :

$$p_{min} = p_m - \Delta p_\epsilon - \Delta p_{sh} = p_c \quad (1.3)$$

$$\Delta p_{max} = \Delta p_\epsilon + \Delta p_{sh} = \Delta p_c = p_m - p_c \quad (1.4)$$

Les termes  $\Delta p_\epsilon$  et  $\Delta p_{sh}$  correspondent à la chute de pression associée à la déformation et la contraction thermique et ont des valeurs positives.

Un bilan de masse est effectué afin de déterminer les deux termes. En supposant un taux de déformation homogène, on arrive à l'expression de ces deux termes :

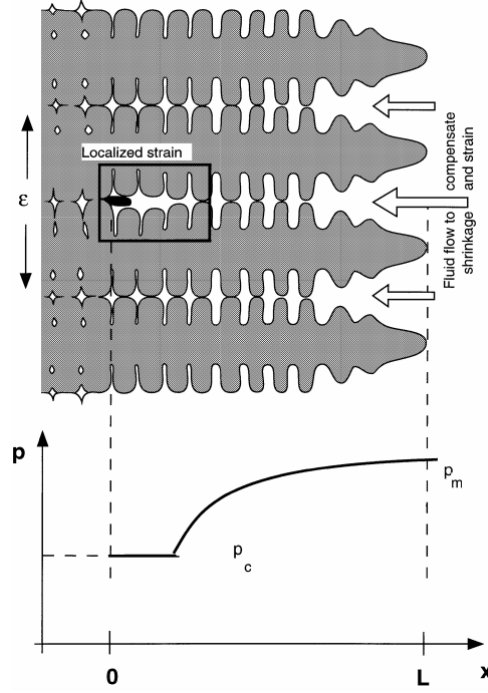


FIGURE 1.38: Schéma de formation d'une fissure entre des dendrites colonnaires [RDG99]

$$\Delta p_{\epsilon} = \frac{180 (1 + \beta) \mu}{\lambda_2^2 G} \int_{T_S}^{T_L} \frac{E(T) f_s(T)^2}{(1 - f_s(T))^3} dT \quad (1.5)$$

$$\Delta p_{sh} = \frac{180 v_T \beta \mu}{\lambda_2^2 G} \int_{T_S}^{T_L} \frac{f_s(T)^2}{(1 - f_s(T))^2} dT \quad (1.6)$$

Où :

- $v_T$  : vitesse de solidification,
- $\mu$  : viscosité du liquide,
- $\beta = \frac{\rho_S}{\rho_L} - 1$  : facteur de contraction,
- $\lambda_2$  : espacement interdendritique secondaire,
- $T_S$  : température du solidus,
- $T_L$  : température du liquidus,
- $E(T)$  : taux de déformation cumulée du squelette solide :

$$E(T) = \frac{1}{G} \int_{T_s}^{T_L} f_s(T) \dot{\epsilon}_p(T) dT \quad (1.7)$$

Grâce à cette formule, on peut exprimer une vitesse de déformation maximale que peut supporter la zone pâteuse environnante ( $\dot{\epsilon}_{local}^{max}$ ) en fonction de la possibilité d'alimentation en métal liquide. Ainsi, la condition d'amorçage de fissure peut s'écrire de la manière suivante :

$$\dot{\epsilon} \geq \dot{\epsilon}_{local}^{max} \quad (1.8)$$

Ce modèle offre une vision assez complète de la fissuration à chaud. Afin de mettre en œuvre une telle description locale, il faut, tout d'abord, avoir une description locale exacte du



refroidissement de l'alliage (chemin de solidification, intervalle de température critique), sur les variables thermophysiques ainsi que sur les variables thermomécaniques et structurales. Ensuite, il faut connaître les vitesses de déformation qui s'appliquent sur la phase solide environnante et les conditions locales de solidification. Enfin, il faut connaître la pression du liquide au sein de la zone pâteuse.

Ce critère paraît assez complet. Par contre, il se limite à un critère d'amorçage de fissure. La contraction du squelette solide n'est pas prise en compte dans ce critère. La pression de cavitation pour l'apparition de fissure est fixée alors que celle-ci pourrait dépendre des phénomènes de capillarité. Néanmoins, ce critère a été le premier à proposer une description aussi fine des phénomènes mis en jeu dans la fissuration à chaud.

### 1.4.2 Critères mécaniques

À la différence des critères précédents qui prennent en compte l'écoulement de liquide au sein de la zone pâteuse, les critères suivants que nous allons aborder s'intéressent principalement au chargement mécanique qui s'applique au niveau du squelette solide dans la zone pâteuse. Les critères ont généralement été établis à partir des travaux expérimentaux et leurs modélisations numériques de champs de contraintes et de déformations. La fissuration apparaît lorsqu'une de ces grandeurs dépasse une valeur critique.

#### 1.4.2.1 Critère en contrainte

Les modèles à contrainte maximum sont basés sur la comparaison de la contrainte subie par un matériau à l'état pâteux  $\sigma_{ap}$  avec la contrainte maximale acceptable pour ce matériau  $\sigma_c$ , la fissure apparaît si  $\sigma_{ap} \geq \sigma_c$ . Plusieurs critères sont basés sur cette approche, se distinguant par le choix de  $\sigma_{ap}$  et  $\sigma_c$ . Rogberg [Rog83] propose un modèle considérant l'épaisseur des films liquides  $b$  et la tension de surface liquide/gaz  $\gamma_{LG}$  :

$$\sigma_c = \frac{2\gamma_{LG}}{b} \quad (1.9)$$

Certains auteurs comme Dye et al. [DHR01] et Hunziker [Hun97] considèrent que la fissure apparaît dès que la contrainte transverse est en traction positive dans l'intervalle de fragilité du matériau. Dans ce critère  $\sigma_c$  est considérée nulle dans cet intervalle de température.

#### 1.4.2.2 Critère en déformation

La ductilité d'un alliage semi-solide a été utilisée comme base d'un critère de fragilité à chaud par Novikov [Nov66]. Il a proposé un caractère basé sur une réserve de plasticité dans l'intervalle de solidification :  $P_r$ . La réserve de plasticité est la différence entre la déformation à la rupture du matériau ( $\epsilon_p$ ) et la déformation linéaire de la contraction thermique ( $\epsilon_{sh}$ ) dans l'intervalle de fragilité ( $\Delta T_{br}$ ) comme présenté à la figure 1.39.

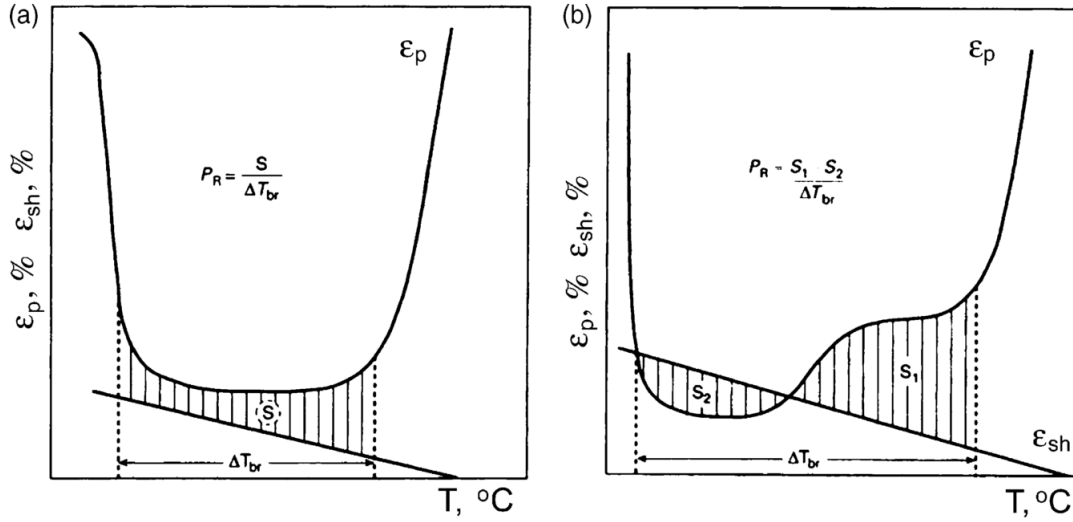


FIGURE 1.39: Déformation à la rupture du matériau  $\epsilon_p$  et la déformation linéaire de la contraction thermique  $\epsilon_{sh}$  dans deux différents intervalles de fragilité [NG95]

La susceptibilité à fissuration à chaud est alors donnée par :

$$P_r = \frac{S_1 - S_2}{\Delta T_{br}} \quad (1.10)$$

Magnin et al. [MMKE96] propose un critère en déformation plastique pour l'alliage Al-4.5 %Cu en utilisant le même principe que Novikov. La fissure apparaît lorsque la déformation plastique transversale positive ( $\epsilon_{max}(T)$ ) dépasse la déformation à la rupture déterminée expérimentalement dans l'intervalle de solidification ( $\epsilon_c(T)$ ), c.a.d. quand :

$$\epsilon_{max}(T) \geq \epsilon_c(T) \quad (1.11)$$

Il a montré que la susceptibilité à la fissuration est plus élevée quand la vitesse de coulée est plus élevée. Yamanaka [Y+91] s'est basé sur l'accumulation de déformations comme Novikov. Pellini [Pel52] a proposé un critère de fissuration à chaud en déformation cumulée dans un domaine où apparaît la fissure. Feng [Fen93], [Fen94] a proposé un critère en déformation transversale pour les alliages d'aluminiums 2024-T4 et 5052-O basé sur les travaux expérimentaux de Matsuda [MN82] et Johnson [Joh73]. De nombreux auteurs pensent qu'un critère en déformation est plus adapté qu'un critère en contrainte [WDL05, HBKP01, Z+94, NM95, BQC16, KK08].

Certains auteurs comme Zhao et al. [ZBW+00] utilisent la même approche en déformation critique calculée à partir de la contrainte critique mesurée expérimentalement. Nombre de travaux de thèse sont basés sur ce critère en déformation [Bou13, Min14, Nie11, Ker00, Wis09].

#### 1.4.2.3 Critère en vitesse de déformation

Prokhorov [Pro62] propose un domaine de température dans lequel les fissures peuvent se produire appelé « Domaine de Température de Fragilité » (DTF) ou « Brittleness Temperature Range » (BTR). L'intervalle de fragilité est défini comme étant l'intervalle de température correspondant aux fractions de solide où la microstructure est en configuration critique. Les bornes du BTR correspondent respectivement à la température de cohérence ( $B_{upper}$ ) et la

## 1. Étude bibliographique

température de coalescence ( $B_{lower}$ ). La température de cohérence peut être définie lorsque les dendrites commencent à transmettre des forces mais avec une faible rigidité. Au-dessus de la température de cohérence, toutes les déformations et contraintes peuvent être facilement compensées par la circulation de la phase liquide. La température de coalescence est atteinte lorsque les dendrites sont suffisamment résistantes pour supporter la déformation. Entre ces deux températures, le liquide ne peut plus s'écouler à travers des espaces interdendritiques, la zone masquée est susceptible de fissurer à chaud (figure 1.40).

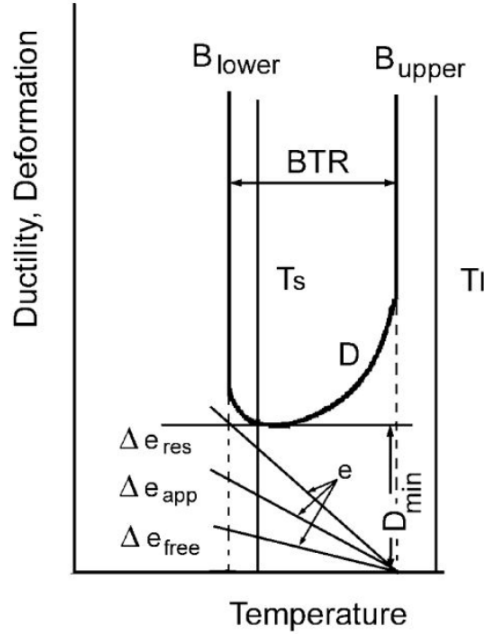


FIGURE 1.40: Présentation du critère de Prokhorov [Pro62]

Il a été proposé un critère en vitesse de déformation :

$$\dot{\epsilon}_{app} + \dot{\epsilon}_{free} \geq \dot{\epsilon}_{min} \quad (1.12)$$

où  $\dot{\epsilon}_{free}$  est la vitesse de déformation uniaxiale associée aux contraintes d'origine purement thermiques, et  $\dot{\epsilon}_{app}$  est la vitesse de déformation apparente associée au retrait du bain lors de sa solidification. La vitesse de déformation critique admissible  $\dot{\epsilon}_{min}$  est donnée par :

$$\dot{\epsilon}_{min} = \frac{D_{min} \dot{T}}{BTR} \quad (1.13)$$

où  $D_{min}$  est la ductilité minimum de l'alliage dans l'intervalle de fragilité.

Arata [AMN<sup>+</sup>77] détermine des seuils de déformation et de la vitesse de déformation pour lesquels il y a un risque de fissuration à chaud. Il découvre également une influence de la vitesse de déformation sur les faciès des fissures dans la zone fondue.

### 1.4.2.4 Critère P.K.P [Ker00]

Le critère P.K.P (Prokhorov, Kerrouault et Pilvin) proposé dans la thèse de Kerrouault [Ker00] se fonde sur la théorie de Prokhorov [Pro62] et les travaux de Matsuda [MNN<sup>+</sup>83]. C'est un critère de fissuration à chaud, formulé en 3D et donc bien adapté aux calculs par la méthode des éléments finis, pour un mode de solidification principalement dendritique basé sur la composante de déformation maximale dans un plan orthogonal au gradient thermique local.

Si cette composante de la partie viscoplastique de la déformation, notée  $e^*(M, t)$ , est positive à un instant  $t$  où la température se situe dans l'intervalle de fragilité (BTR), alors un défaut peut s'amorcer si sa valeur est supérieure à un seuil  $e_{crit}(T)$ . Le critère proposé (illustré à la figure 1.41) s'écrit de la manière suivante :

$$e^*(M, t) > e_{crit}(T) > 0, \quad \text{avec} \quad T(M, t) \in BTR \quad (1.14)$$

où :

$$e^* = \sup_{\vec{t} \in \perp} (\underline{\underline{e}}_p^* \cdot \vec{t} \cdot \vec{t}), \quad \perp = \{ \vec{t} / |\vec{t}| = 1 \ ; \ \vec{t} \cdot \vec{n} = 0 \} \quad \vec{n}(t) \parallel \vec{grad}(T(M, t)) \quad (1.15)$$

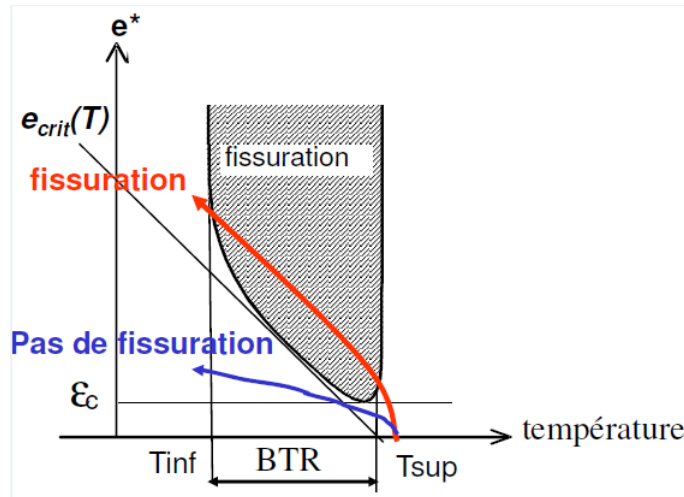


FIGURE 1.41: Illustration du critère P.K.P [Ker00]

La figure 1.42 montre les raisons morphologique et thermomécanique justifiant ce critère. La figure 1.42 (a) présente la direction de croissance des dendrites selon le gradient thermique local. La flèche blanche indique une direction perpendiculaire au gradient thermique pour le calcul de la composante de déformation  $e^*$ . C'est cette composante de déformation qui, si elle atteint un seuil critique, va écarter les dendrites et potentiellement amorcer une fissure. La partie viscoplastique du tenseur  $\underline{\underline{e}}_p^*$  est calculée en changeant de configuration de référence pour estimer la déformation à partir de l'instant où la structure dendritique devient cohérente, soit pour une température égale à  $T_{coh}$  en phase de refroidissement. Pour appliquer ce critère dans le BTR, il est nécessaire de connaître le champ de température simulé pour définir le vecteur unitaire (noté  $\vec{n}$  dans la fig. 1.42 (b)) parallèle au gradient thermique. C'est ce critère que nous avons choisi d'utiliser et valiser au chapitre 4 pour l'étude de la fissuration à chaud pour l'acier 316L(N).

Ce critère a été établi en utilisant des simulations par éléments finis sur des essais JWRI sur un acier inoxydable AISI 321. Ensuite il a été validé pour localiser l'amorçage de la première fissure pour un essai Varestraint avec un pliage de 7 %. La figure 1.43 présente des évolutions de la variable  $e^*$  dans le BTR pour des essais JWRI et Varestraint fissurants ou non. Kerrouault a montré que, pour cet acier assez sensible, le seuil de déformation  $e_{crit}$  entraînant la fissuration à chaud est de l'ordre de 0,5 à 1 % pour une température de cohérence égale à 1415 °C.

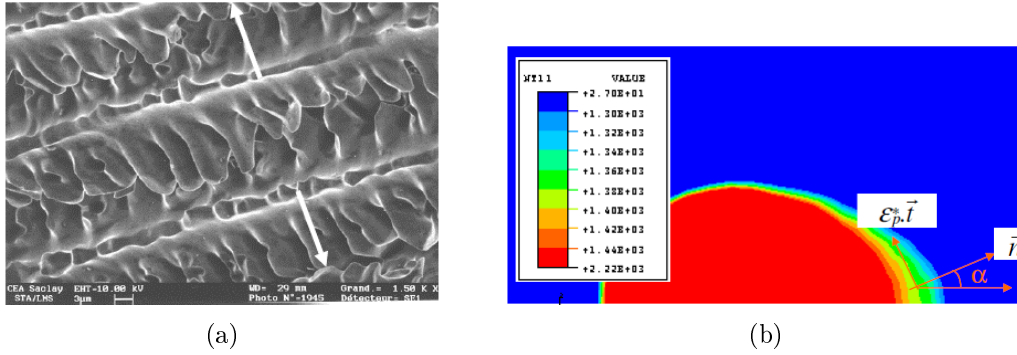


FIGURE 1.42: Justification du critère P.K.P : (a) rôle de la direction de solidification ; (b) Champ de température simulé [Ker00]

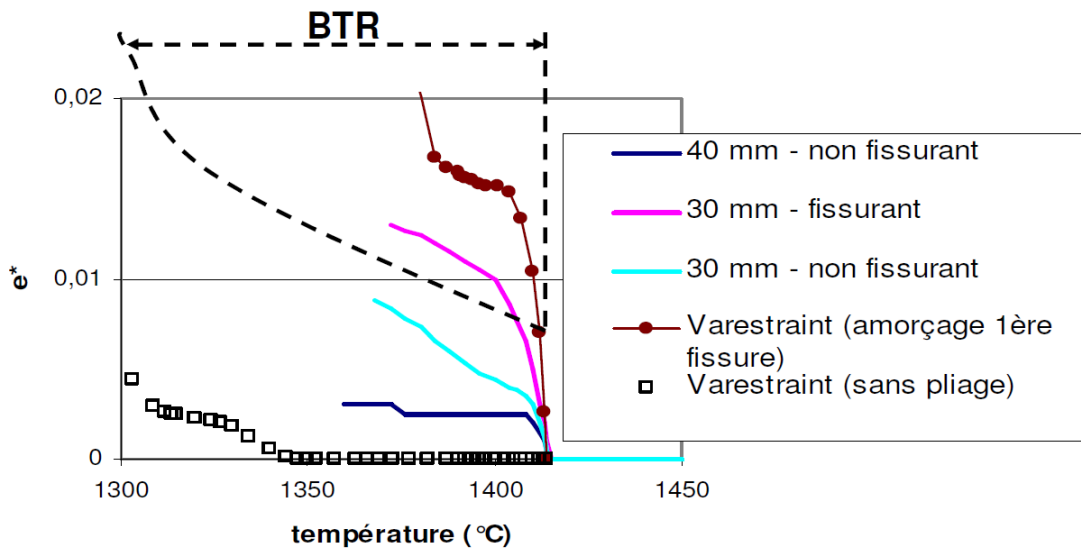


FIGURE 1.43: Comparaison des évolutions de  $e^*$  en fonction de la température dans le cas des essais JWRI et Varestreint [Ker00]

### 1.4.2.5 Critère en déplacement

Ploshikhin et al. [PPI<sup>+</sup>07] proposent un critère en déplacement basé sur le modèle de Pellini en déformation cumulée à l'arrière du bain en zone susceptible à la fissuration à chaud. La figure 1.44 présente ces mécanismes de fissuration à chaud de solidification au cours de soudage.

Le métal de base, le bain fondu, la zone pâteuse et une partie du cordon solidifié sont présentés dans la figure. La forme générale du critère d'initiation de fissure peut être représentée ainsi :

$$\delta_{acc}^{max}(DS, CS, PMB, PMA) \geq \delta_{acc}^{cr}(PMS) \quad (1.16)$$

$\delta_{acc}^{max}$  est le déplacement accumulé maximal dans le film liquide interdendritique. Cette grandeur dépend :

- de la nature du design (DS) : la géométrie complète du joint soudé et la position de la soudure dans la structure ;
- des conditions de soudage (CS) : la source de chaleur (puissance, distribution de chaleur et vitesse de soudage), la protection gazeuse, le chargement mécanique extérieur ;

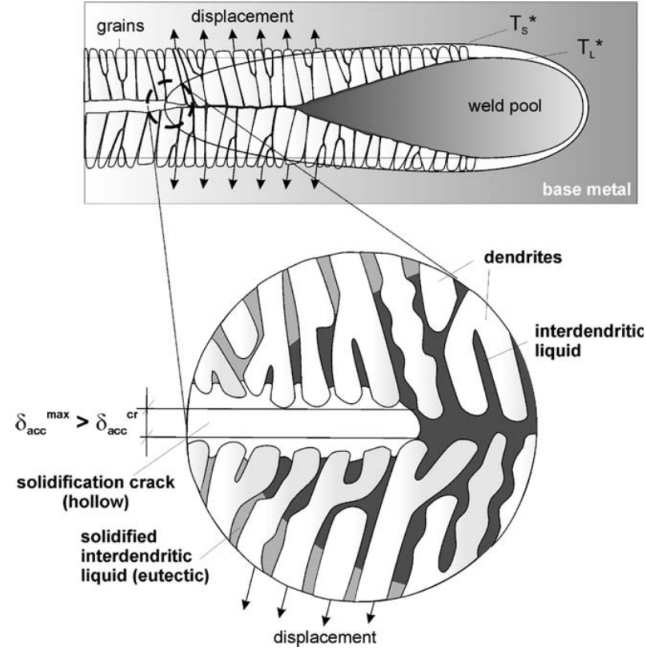


FIGURE 1.44: Représentation du phénomène de la fissuration à chaud de solidification au cours de soudage [PPI<sup>+</sup>07]

- des propriétés de métal de base (PMB) et de métal d'apport : thermomécaniques et thermophysiques.

Cette grandeur se rapporte à l'aspect thermo-mécanique du problème global. Elle représente la charge mécanique du film liquide interdendritique. La valeur de  $\delta_{acc}$  maximale peut être calculée uniquement numériquement en raison de la non-linéarité dans les propriétés des matériaux et des conditions aux limites complexes. La solution du problème thermomécanique dépend directement de la solution métallurgique. C'est la raison pour laquelle, il faut définir correctement l'intervalle de solidification puisque cet intervalle définit la longueur de la zone pâteuse.

$\delta_{acc}^{cr}$  représente la capacité du film de liquide interdendritique à accumuler un déplacement sans se déchirer. Il dépend des paramètres de la microstructure (PMS) : distribution de la phase liquide et solide au sein de la zone pâteuse, fraction de la phase liquide résiduelle et espacement interdendritique primaire et secondaire.

La valeur de  $\delta_{acc}^{cr}$  dépend de l'épaisseur et de la morphologie du film liquide. L'épaisseur est définie par la fraction de la phase liquide résiduelle dans la microstructure. La morphologie est définie par les paramètres de la microstructure, c'est-à-dire par l'espacement interdendritique primaire et secondaire. Cette déformation critique peut être exprimée de la manière suivante :

$$\delta_{acc}^{cr} = \delta_{acc}^{cr}(f_L, \lambda_1, \lambda_2) \quad (1.17)$$

où  $f_L$  est la fraction de la phase liquide résiduelle,  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  sont respectivement l'espacement interdendritique primaire et secondaire. La fraction de la phase liquide résiduelle joue un rôle essentiel pour la capacité du film liquide interdendritique à accumuler une déformation sans fissure. Une fraction liquide plus élevée dans la microstructure conduit à une meilleure accumulation de la déformation et par conséquent, à une meilleure résistance à la fissuration de solidification.

### 1.4.3 Bilan sur les critères

Des phénomènes de fissuration à chaud de solidification sont susceptibles d'intervenir au cours d'une opération de soudage des alliages. De nombreuses études sur les différents critères de fissuration à chaud ont été menées dans l'objectif de prévoir l'apparition du défaut. Cette étude bibliographique a permis de connaître les différents paramètres pris en compte dans les différents critères et ainsi que les complexités différentes dans ce domaine de fissuration à chaud.

Les critères phénoménologiques sont des critères qui prennent en compte l'alimentation en liquide. La fissure apparaît lorsque l'alimentation en liquide dans la zone pâteuse n'est plus suffisante, comme les modèles de Clyne, de Feurer et de Katgerman. Le modèle le plus complet est le modèle de RDG, qui considère que la fissure apparaît quand la pression de la phase liquide interdendritique devient inférieure à la pression de cavitation. Ce type de critère présente l'avantage de prendre en compte des aspects microstructuraux des alliages (taille des dendrites, épaisseur de films liquides interdendritiques...). Cependant, il demande des paramètres thermophysiques souvent difficiles à identifier (pression de cavitation, épaisseur du film liquide, taille de grains, espacement interdendritique primaire et secondaire, intervalle de température critique...) dans le cas d'une nuance donnée.

Les critères thermomécaniques nécessitent souvent des essais de fissuration à chaud. Il est donc nécessaire de développer un essai de fissuration à chaud qui soit simple à simuler afin d'identifier, aisément, un critère thermomécanique. Ce type de critère présente l'avantage d'être plus simple à déterminer par la simulation numérique en prenant en compte la contrainte, la déformation et l'intervalle de fragilité du matériau. Cependant, il demande de maîtriser les propriétés thermophysiques et thermomécaniques du matériau, ce qui requiert la réalisation d'essais spécifiques à haute température pouvant être difficiles à effectuer actuellement.

## 1.5 Conclusions du chapitre 1

Cette étude bibliographique présente, tout d'abord, les généralités sur la fissuration à chaud. Ensuite, le processus de solidification, les différentes structures de solidifications et les différents modes de solidification ont été présentés. Le phénomène de fissuration de solidification en soudage des aciers inoxydables austénitiques a été également présenté, ainsi que les divers paramètres qui influent sur l'apparition de ce phénomène. Puis cette étude rassemble les résultats dans la littérature concernant, d'une part, les différents essais de fissuration à chaud et leurs avantages et désavantages et, d'autre part, les différents critères de fissuration à chaud intrinsèques au matériau.

Le phénomène de fissuration à chaud de solidification est susceptible d'apparaître en fin de solidification sous l'effet d'une déformation en traction transversale à la direction de solidification des dendrites. Ce type de fissure s'amorce dans un intervalle de température spécifique qui est noté sous le nom de BTR (Brittle Temperature Range). Les fractions de solide correspondant aux limites de cet intervalle varient selon les études. De nombreux travaux sont basés sur différents paramètres qui entraînent la fissuration à chaud, et qui sont des facteurs métallurgiques et mécaniques. Il a été montré que les compositions chimiques des matériaux jouent un rôle important dans la fissuration à chaud. Des éléments, comme le soufre et le phosphore, sont des éléments qui favorisent la fissuration à chaud. Il a été également établi que durant le soudage, la distribution du champ thermique, l'énergie de soudage, la vitesse de refroidissement, etc. peuvent influencer sur les mécanismes locaux autour du bain fondu, la vitesse de solidification et la structure de solidification, ce qui par conséquent, influe sur la fissuration à chaud.

De nombreux auteurs ont cherché à déterminer un critère de fissuration à chaud intrinsèque au matériau. Ce critère permet de prévenir et d'éviter ce risque de fissuration à chaud. Plusieurs types de critères ont été proposés. Ils s'inscrivent généralement dans deux catégories, des critères phénoménologiques et des critères thermomécaniques. Les critères phénoménologiques demandent des informations sur les aspects microstructuraux des alliages au cours du soudage, ce qui est difficile à déterminer. Les critères thermomécaniques nécessitent un essai de fissuration à chaud. Certains auteurs ont essayé de développer un essai simple et robuste permettant de mieux comprendre le phénomène de fissuration à chaud. Deux familles d'essais ont été présentées : l'essai à chargement extérieur et l'essai auto-bridé. Nous avons choisi de développer un essai à chargement extérieur et de déterminer un critère thermomécanique basé sur une déformation plastique dans le BTR.

Ce travail demande également la connaissance du comportement mécanique du matériau à température ambiante car le chargement extérieur a été imposé à la température ambiante avant de passer une ligne de fusion, et de l'intervalle BTR. Les études les plus récentes montrent que dans le cas de la simulation numérique du soudage, une loi de comportement élasto-viscoplastique est un modèle plus fidèle à la réalité pour un alliage. La détermination des paramètres dans ce modèle nécessite des expériences spécifiques, particulièrement à haute température. La fiabilité du critère dépend non seulement de la loi de comportement et des paramètres thermophysiques, mais aussi de la définition de l'intervalle de BTR.





---

## Chapitre 2

# Matériaux de l'étude et caractérisations

### Sommaire

---

<b>2.1</b>	<b>Présentation des matériaux de l'étude . . . . .</b>	<b>39</b>
2.1.1	Le métal de base 316L(N) . . . . .	39
2.1.2	Métal d'apport 19-15H . . . . .	44
2.1.3	Sensibilité à la fissuration à chaud des deux nuances d'aciers . . . . .	48
<b>2.2</b>	<b>Propriétés thermophysiques de l'acier 316L(N) . . . . .</b>	<b>49</b>
2.2.1	Caractéristiques thermiques utilisées . . . . .	49
2.2.2	Estimation des intervalles de fusion et de solidification . . . . .	49
<b>2.3</b>	<b>Caractérisation mécanique de la tôle K46 en acier 316L(N) . . . . .</b>	<b>53</b>
2.3.1	Essais Gleeble complémentaires pour modéliser le comportement mécanique . . . . .	54
<b>2.4</b>	<b>Modélisation du comportement mécanique de l'acier 316L(N) . . . . .</b>	<b>65</b>
2.4.1	Rappel des équations du modèle EVP retenu . . . . .	65
2.4.2	Prise en compte du grossissement des grains dans la ZAT . . . . .	67
<b>2.5</b>	<b>Conclusions du chapitre 2 . . . . .</b>	<b>68</b>

---

Les matériaux de l'étude sont présentés dans ce chapitre. La première partie du chapitre est dédiée aux observations des aciers étudiés à différentes échelles. Les propriétés thermophysiques du métal de base utilisées dans ce travail sont rappelées dans la deuxième section. Enfin, les compléments de caractérisation mécanique effectués sur la tôle K46 sont présentés dans la dernière section.

## 2.1 Présentation des matériaux de l'étude

### 2.1.1 Le métal de base 316L(N)

Le matériau de base est un acier inoxydable austénitique à teneur en azote contrôlée de nuance 316L(N) (X2CrNiMo17-12-2). Il a été élaboré conformément à la spécification RCC-MR-RM 3331 Niveau 2, appliquée pour la fabrication de la cuve du réacteur à neutrons rapides refroidi au sodium.

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

### 2.1.1.1 Fabrication du matériau

La tôle en acier 316L(N) a été élaborée par Industeel France Le Creusot. Elle a été réceptionnée au sein du service SRMA de DEN/DANS/DMN et est référencée K46, appellation que nous conserverons dans ce document. La tôle K46 a été élaborée au four électrique en coulée continue. Tout d'abord, la brame obtenue est laminée pour obtenir une tôle de 30 mm d'épaisseur. Ensuite, la tôle est portée à 1100 °C suivie d'une hypertrempe à l'eau, puis découpée en 4 morceaux de 1500 \* 1000 \* 30 mm.

### 2.1.1.2 Composition chimique

La spécification en composition chimique de la nuance à souder 316L(N) d'après le RCC-MR est renseignée figure 2.1.

<b>Désignation : X2 CrNiMo17-12-2 à azote contrôlé</b>	
<b>Eléments</b>	<b>Sur coulée et sur produit en %</b>
Carbone max.	0,030
Manganèse	1,80 - 2,00
Silicium max.	0,50
Phosphore max.	0,030
Soufre max.	0,015
Chrome	17,00 - 18,00
Nickel	12,00 - 12,50
Molybdène	2,30 - 2,70
Cobalt max.	selon la classe (1)
Azote	0,080 - 0,080
Bore max.	0,0020
Cuivre max.	1,00

(1) La classe à considérer pour la teneur en cobalt est précisée dans la Spécification d'Équipement, en accord avec RB, RC, RD 2400 :

FIGURE 2.1: Spécification du RCC-MR pour la composition chimique de la nuance AISI 316L(N)

La composition chimique de la tôle K46 est précisée dans le tableau 2.1. La première ligne du tableau correspond à l'analyse chimique de la coulée, la deuxième ligne à l'analyse de la tôle K46 et la troisième ligne à celle de la composition chimique de la tôle référencée 464, utilisée dans la thèse de Minh Le [Min14]. On observe que la composition chimique de la tôle 464, élaborée par Avesta et utilisée également dans la thèse de Curtit [Cur99], est proche de celle de la tôle K46 de notre étude. La teneur en carbone est réduite dans l'acier 316L(N) afin de limiter la précipitation des carbures de chrome aux joints de grains et permettre de maintenir une bonne résistance à la corrosion intergranulaire. L'addition contrôlée d'azote permet de pallier les effets liés à la réduction de la teneur en carbone (diminution de la dureté du matériau). L'azote est un élément fortement gammagène qui permet de maintenir les propriétés mécaniques et d'augmenter sa résistance à la corrosion.

Compositions chimiques (en % massique)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu	Co	B
Tôle	0.023	0.21	1.72	0.021	0.000	17.30	2.39	12.71	0.066	0.15	0.04	0.0005
K46	0.021	0.19	1.71	0.021	0.000	17.42	2.40	12.24	0.073	0.16	0.04	0.0001
464	0.026	0.31	1.74	0.025	0.001	17.27	2.54	12.13	0.069	0.29	0.09	0.0004

TABLE 2.1: Compositions chimiques des nuances 316L(N)

2.1.1.3 Analyses métallographiques

Des observations au microscope optique sont menées sur un échantillon parallélépipédique de dimensions 25\*11\*30 mm prélevé dans la tôle K46 (figure 2.2). Les analyses sont effectuées sur les deux faces hachurées que nous avons appelées face transversale du matériau de base (K46MB-T) et face longitudinale (K46MB-L). La hauteur de 30 mm correspondant à l'épaisseur de la tôle permet de vérifier si la microstructure est homogène.

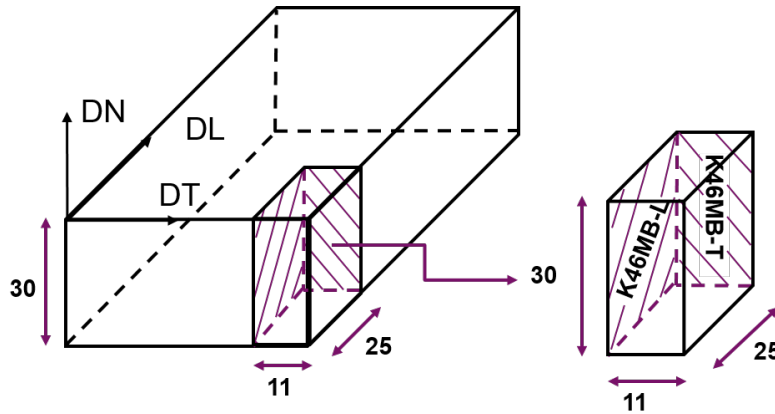


FIGURE 2.2: Illustration d'un échantillon prélevé dans la tôle 316L(N) K46 (DL : direction de laminage)

Les deux faces ont subi une attaque à l'eau régale ( $3HCl + HNO_3$ ) pendant 5 minutes pour la mise en évidence de la structure et sont observées aux positions H, G, M, D et B soit en haut, à gauche, au milieu, à droite et en bas des faces (figure 2.3).

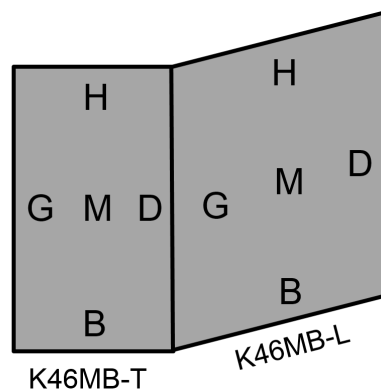


FIGURE 2.3: Faces de l'échantillon analysées au microscope optique

Des mesures de dureté HV1 ont été réalisées sur les deux faces K46MB-T et K46MB-L (tableau 2.2). Chaque valeur de dureté dans ce tableau est une moyenne de 5 mesures. On constate que le matériau est assez homogène avec une moyenne de  $172 \pm 6$  HV pour la face

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

K46MB-T et de  $185 \pm 8$  HV pour la face K46MB-L. Ces différences entre les faces peuvent être associées au processus de laminage. Toutefois, les différences étant faibles, le matériau sera considéré comme homogène.

Face	Position	Dureté moyenne (HV1)
K46MB-T	H	178
	G	172
	M	172
	D	167
	B	171
K46MB-L	H	178
	G	191
	M	180
	D	194
	B	180

TABLE 2.2: Mesures de dureté Vickers (HV1 : sous un charge de 1 kg) sur le matériau de base 316L(N)

Une analyse de la morphologie des grains sur les deux faces K46MB-L et K46MB-T a été réalisée. Des observations au microscope optique sont présentées sur la figure 2.4 pour différentes localisations sur les deux faces. Les faces attaquées à l'acide oxalique, présentent des hétérogénéités de taille de grain. La taille moyenne des grains varie de 30 à 50  $\mu m$ .

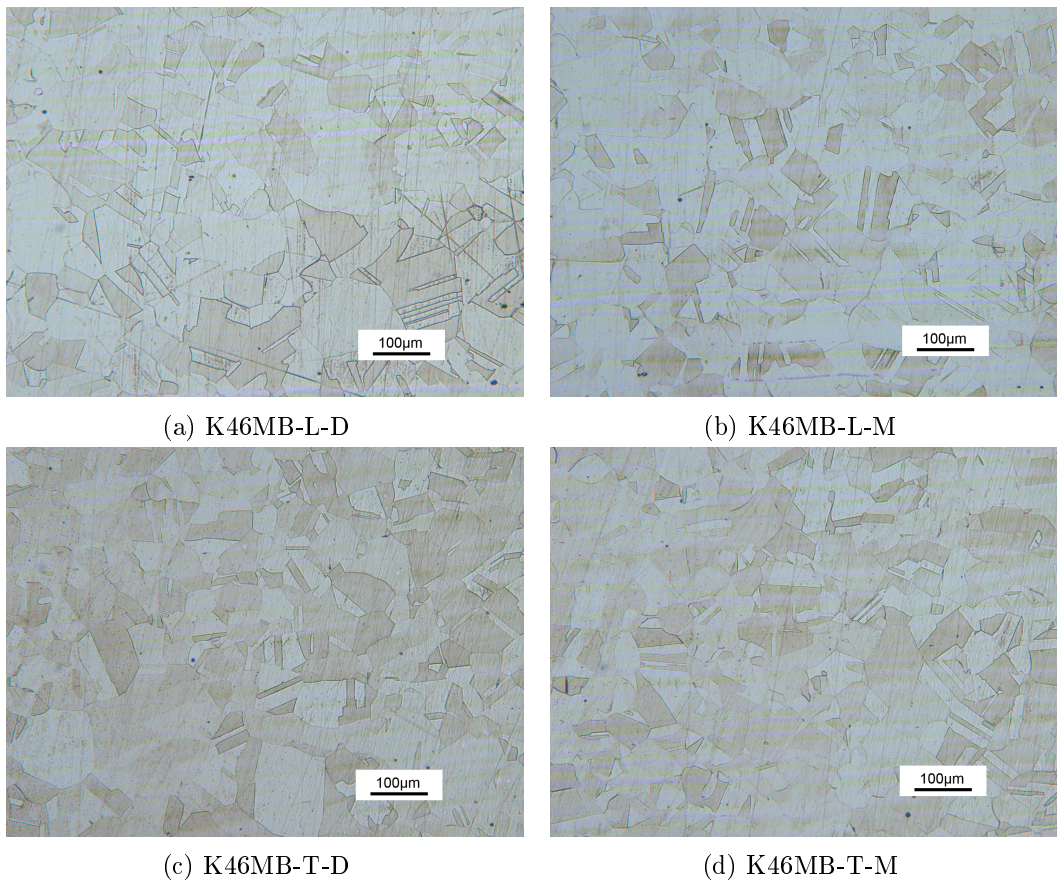


FIGURE 2.4: Observations micrographiques de l'acier 316L(N)

Une mesure de la taille des grains plus précise a été également réalisée par imagerie EBSD

(Diffraction des électrons rétrodiffusés) (figure 2.5) à l'Université Paris-Sud au Laboratoire ICMO-SP2M. Par rapport à l'image en microscopie optique, les grains sont mieux visualisés par leur orientation cristalline. Avec l'imagerie EBSD, une valeur moyenne de la taille des grains de l'acier 316L(N) de cette étude a été évaluée de l'ordre de  $30 \mu\text{m}$ . Le matériau ne semble pas présenter de texture cristallographique particulière, aussi, on suppose pour la suite de cette étude que la tôle K46 est globalement isotrope.

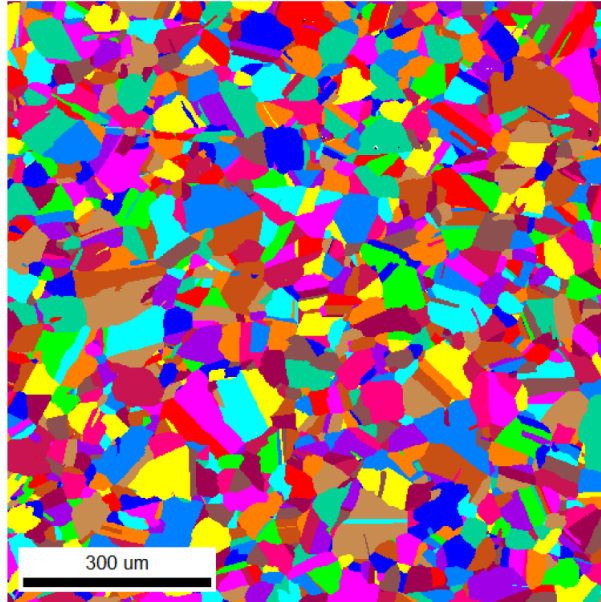
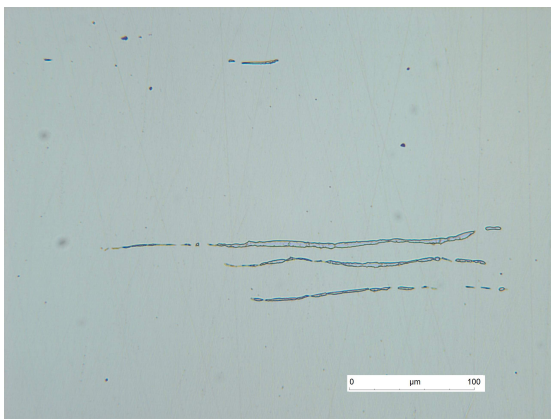
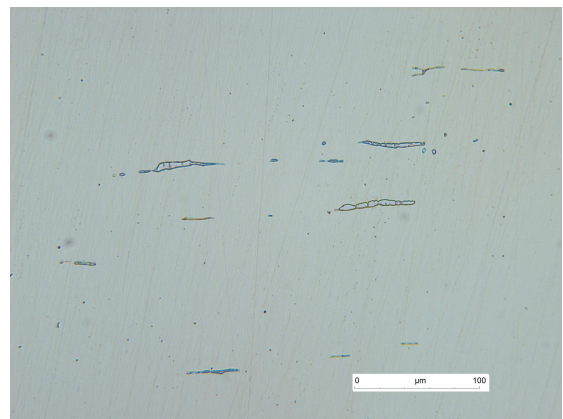


FIGURE 2.5: Image EBSD du matériau 316L(N)

Pour révéler la ferrite delta (coloration bleutée), les échantillons ont ensuite subi une attaque dans une solution aqueuse d'hydroxyde de sodium. Des bandes de ferrite delta sont en effet observées au microscope optique (figure 2.6) avec parfois une taille millimétrique. Des mesures de ferrite delta ont été réalisées sur les deux faces K46MB-T et K46MB-L au ferritoscope qui a une limite de détection de 0,1 %. La teneur en ferrite delta pour le matériau de base 316L(N) comprise entre 0,1 et 0,2 %, ce qui est donc très faible. On néglige cette phase sur le comportement mécanique.



(a) Face K46MB-L



(b) Face K46MB-T

FIGURE 2.6: Observations au microscope optique de traces de ferrite delta dans le matériau de base 316L(N)

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

**Conclusions** Toutes les caractérisations métallurgiques effectuées sur la tôle K46 nuance 316L(N) ont montré une cohérence avec les études précédentes sur un acier similaire (tôle 464) dans plusieurs thèses Curtit [Cur99], Auzoux [Auz04], Catalao [Cat05] et Gentet [Gen10]. Les principales observations ont montré une taille moyenne des grains de 30 à 50  $\mu m$ , un matériau non texturé et la présence d'une faible proportion de ferrite, comprise entre 0,1 et 0,2 %.

### 2.1.2 Métal d'apport 19-15H

Deux moules TIG ont été réalisés avec le produit d'apport à microstructure de solidification austénitique dont la référence commerciale est Thermanit 19-15H (il sera nommé 19-15H dans la suite du texte). Ces moules de grandes dimensions sont réalisés en vue de satisfaire les besoins d'approvisionnement en dépôt soudé austénitique pour les caractérisations métallurgiques et mécaniques ainsi que l'évaluation du comportement à la fissuration à chaud du métal d'apport.

#### 2.1.2.1 Fabrication des moules

La configuration des moules est donnée figure 2.7. Les deux tôles sont en nuance 316L(N) et le chanfrein sera rempli avec la nuance 19-15H.

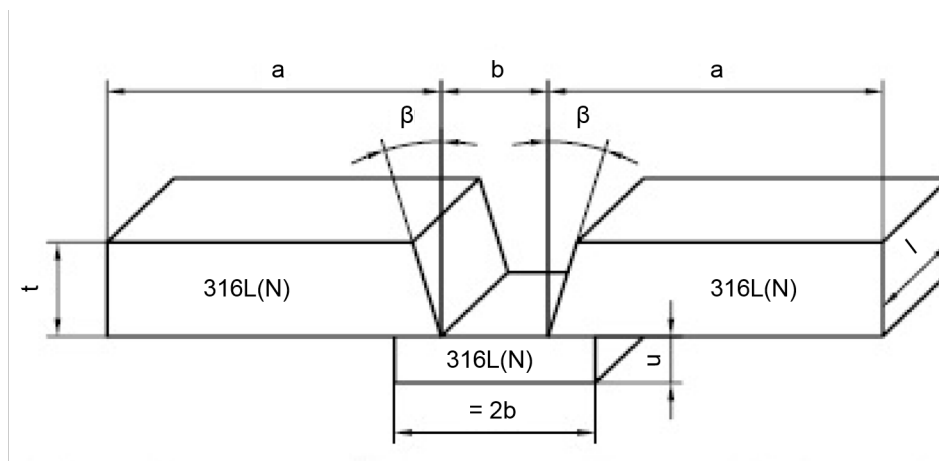


FIGURE 2.7: Configuration du moule

- Epaisseur,  $t = 30$  mm ;
- Largeur de tôle,  $a = 150$  mm ;
- Longueur de l'assemblage,  $l = 550$  mm ;
- Ecartement en fond de chanfrein,  $b = 60$  mm ;
- Epaisseur de la latte support,  $u = 30$  mm ;
- Demi-angle d'ouverture,  $\beta = 10^\circ$ .

Le remplissage est réalisé en position de soudage à plat. Pour limiter toutes déformations pendant l'opération de soudage, un coffret de raidissage a été soudé sur l'envers du moule (figure 2.8).

Le produit d'apport utilisé pour remplir le chanfrein est un fil en nuance Thermanit 19-15 de diamètre 1,2 mm. Cette nuance commerciale est recommandée par la société Böhler Welding pour le soudage de l'acier 316L(N). Le procédé de soudage utilisé est le TIG (Tungsten Inert Gas) automatique. La soudure réalisée est constituée de 195 passes de soudage. L'ensemble





FIGURE 2.8: Raidissage de l'assemblage

des examens non-destructifs et destructifs effectués sur les moules n'a montré aucune contre-indication sur les zones courantes des joints soudés et respectent bien les exigences du code [RM12] version 2012. La figure 2.9 présente une coupe macrographique située en début de cordon.

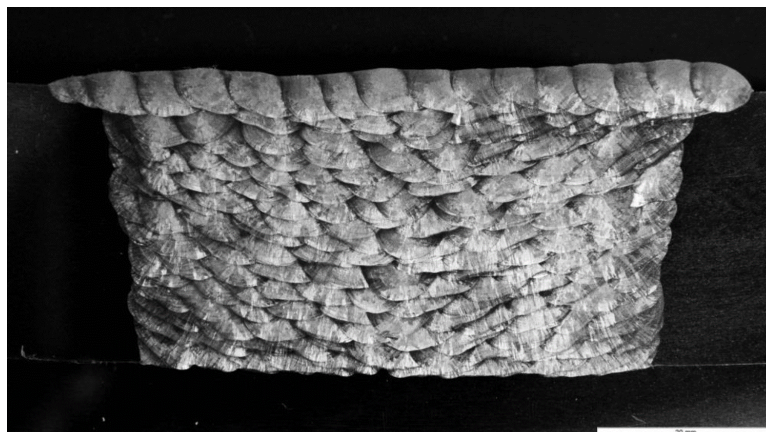


FIGURE 2.9: Observation macrographique en début de cordon

### 2.1.2.2 Composition chimique

La composition chimique des moules du métal d'apport de nuance 19-15H est précisée dans le tableau 2.3 ainsi que le rappel de la composition chimique du métal de base 316L(N). La nuance 19-15H présente une solidification purement austénitique. Elle a une haute teneur en manganèse, qui permet d'améliorer les propriétés mécaniques et les possibilités de travail à chaud. Le manganèse est présent dans les aciers, en partie sous forme d'impuretés résiduelles, en partie comme résultat d'une désoxydation. En tant que désoxydant, le manganèse permet obtenir avec une grande efficacité de l'acier sans défaut interne. Par contre l'addition de niobium risque d'augmenter la sensibilité à la fissuration à chaud.



## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

Composition chimique de la tôle 19-15H et 316L(N) (en % massique)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu	Co	Nb
19-15H	0.007	0.51	7.2	0.013	0.001	20.3	3.03	15.1	0.18	0.04	0.03	0.02
316L(N)	0.021	0.19	1.71	0.021	0.000	17.42	2.40	12.24	0.073	0.15	0.04	-

TABLE 2.3: Compositions chimiques des métaux d'apport 19-15H et de base 316L(N)

### 2.1.2.3 Analyses métallographiques

La figure 2.10 présente la face retenue pour les observations métallographique du métal d'apport 19-15H. Les observations au microscope optique sont menées sur un échantillon rectangulaire au milieu du dépôt du moule 19-15H. Les analyses sont effectuées sur les deux faces que nous avons appelées face transversale du métal d'apport (MA-T) et face longitudinale (MA-L).

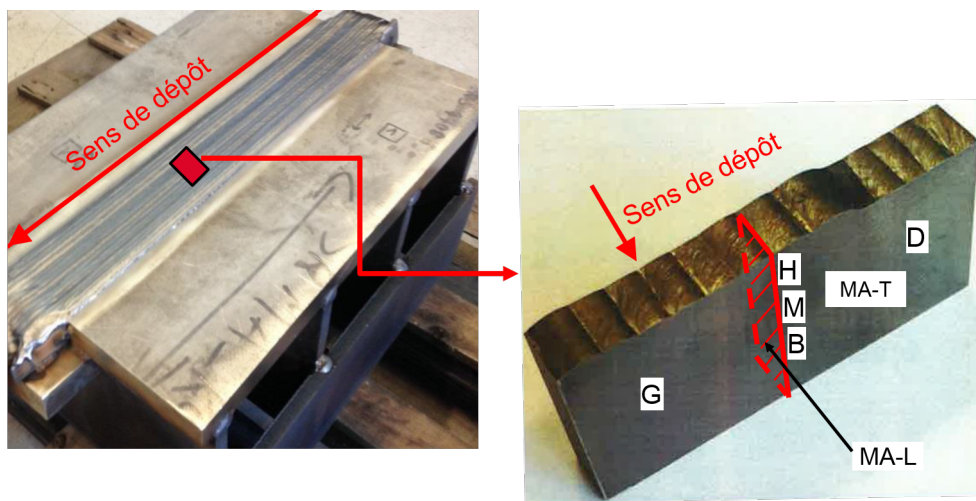


FIGURE 2.10: Illustration d'un échantillon prélevé dans un morceau du dépôt 19-15H d'épaisseur 30 mm

Les deux faces ont subi la même attaque chimique et sont observées aux mêmes indices que ceux du métal de base 316L(N). Des mesures de dureté HV1 sont réalisées sur les deux faces MA-L et MA-T (tableau 2.4). Chaque valeur de la dureté de ce tableau est une moyenne de 5 mesures. La dureté moyenne du métal d'apport est de 240 HV. Les mesures sont plus dispersées que dans le métal de base 316L(N) dues au mode de fabrication du moule et la présence de très nombreux dépôts.

Face	Echantillon	Dureté moyenne (HV1)
MA-T	H	209
	G	252
	M	247
	D	224
	B	245
MA-L	H	210
	M	256
	B	246

TABLE 2.4: Mesures de dureté Vickers (HV1) sur le dépôt 19-15H

Une analyse des microstructures des deux faces MA-L (face hachurée) et MA-T (sens de

dépôt) a été réalisée. Des observations au microscope optique sont présentées figure 2.11 en différentes localisations sur les deux faces à différents échelles. Les faces sont attaquées à l'acide oxalique. Les observations de la coupe longitudinale du moule révèlent clairement la présence de dendrites austénitiques.

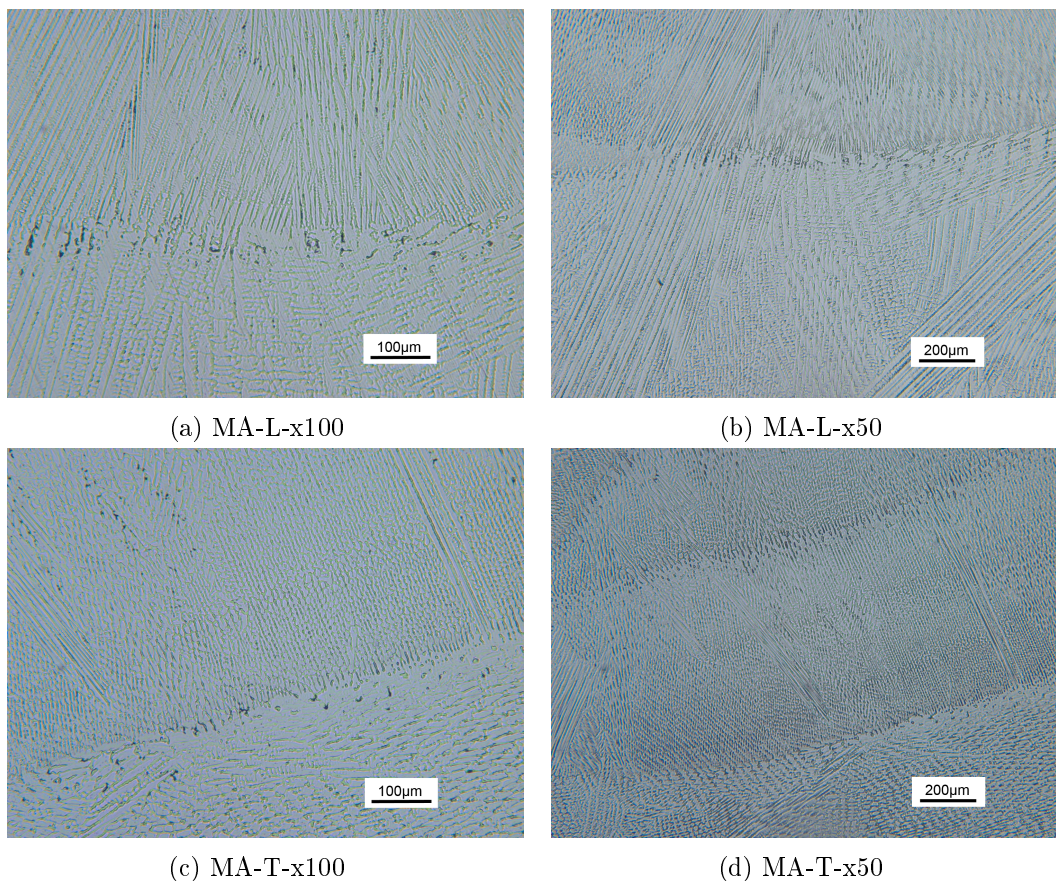


FIGURE 2.11: Observations micrographiques du dépôt 19-15H

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

Les échantillons ont ensuite subi la même attaque que ceux du 316L(N) pour révéler la ferrite delta. Des traces de ferrite delta sont observées au microscope optique après attaque (figure 2.12) et la teneur est inférieure à 0,1 % (limite de détection). La ferrite n'est pas homogène dans l'épaisseur déposée. L'épaisseur soudée se caractérise par une alternance de zones présentant des liserés de ferrite delta et de zones n'en présentant pas. Les observations réalisées sur la coupe longitudinale sont confirmées par celles effectuées sur la coupe transversale avec la présence d'une alternance de traces présentant et ne présentant pas de ferrite delta. Des bandes de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$  de ferrite delta ont été observées pour la nuance 316L(N). Par contre pour la nuance 19-15H, ce sont des traces ponctuelles de l'ordre du  $\mu\text{m}$ .

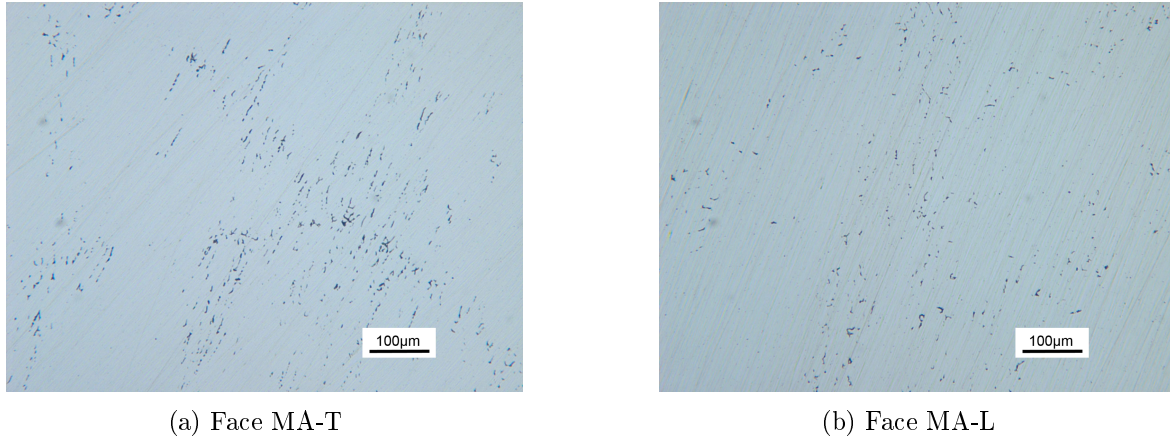


FIGURE 2.12: Observations au microscope optique de la ferrite delta dans le dépôt 19-15H

### 2.1.3 Sensibilité à la fissuration à chaud des deux nuances d'aciers

Le risque de fissuration à chaud dépend de la composition chimique des matériaux. Le diagramme de Schæffler, basé sur un chrome et un nickel équivalent, permet d'estimer le pourcentage de ferrite dans les aciers inoxydables. A l'aide de la composition chimique des aciers, les pourcentages de nickel et de chrome équivalents obtenus sont de 13,73 et 20,10 pour le métal de base 316L(N) et de 18,91 et 23,35 pour le métal d'apport 19-15H. Leur position est ensuite reportée dans le diagramme de Schæffler (figure 2.13). On constate que la teneur en ferrite augmente lorsque le rapport  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  augmente. Cette observation correspond aux mesures de la teneur en ferrite des matériaux au ferritoscope. La teneur en ferrite est entre 0,1 et 0,2 % pour le métal de base 316L(N), est nulle pour le métal d'apport 19-15H. Ogawa [OT82] a montré que l'augmentation de la teneur en ferrite a tendance à diminuer le risque de fissuration à chaud. Donc le métal d'apport 19-15H devrait être plus sensible à la fissuration à chaud.

Maroef [MRE05], Cieslak [CHRK88] et Ogawa [OT82] ont prouvé que la teneur en silicium conduit à un effet très défavorable pour la fissuration à chaud. Les teneurs en Si valent 0,51 % dans la nuance 19-15H et 0,19 % dans la nuance 316L(N). Cela veut dire que la nuance 19-15H est plus sensible à la fissuration à chaud que la nuance 316L(N). Au contraire, en analysant les éléments fortement gammagènes qui ont un effet favorable pour la résistance à la fissuration à chaud, par exemple le carbone, le manganèse et l'azote, on constate que la teneur en carbone pour le métal 316L(N) est plus importante que pour le métal d'apport 19-15H. La teneur en azote qui est nulle pour le 19-15H mais pas pour le 316L(N), n'a pas été prise en compte dans le diagramme de Schæffler. Bien que la teneur en manganèse, élément favorable à la résistance à la fissuration à chaud mais dans une moindre mesure que le carbone, soit plus importante dans le 19-15H que dans le métal de base 316L(N), on peut considérer que le dépôt 19-15H

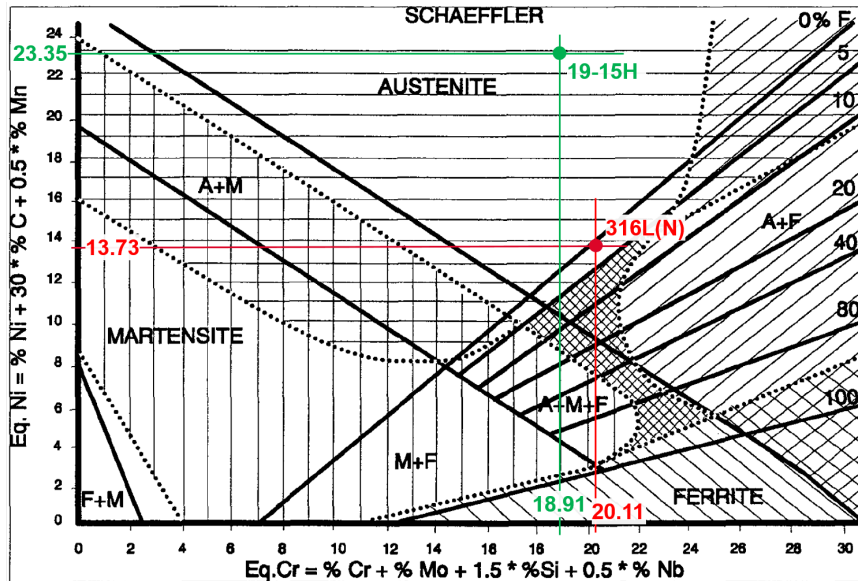


FIGURE 2.13: Positionnement des aciers 316L(N) et 19-15H sur le diagramme de Schaeffler

est donc plus sensible à la fissuration à chaud que le 316L(N) d'un point de vue composition chimique.

Il a été également montré que les aciers AISI 316L sont moins sensibles à la fissuration à chaud, car leur composition permet d'obtenir après solidification une teneur en ferrite  $\delta$  résiduelle de quelques pourcents. Les éléments d'addition néfastes et les impuretés (S, P, Se, Sn) sont en effet plus solubles dans la ferrite et la formation d'un film interdendritique à bas point de fusion peut ainsi être évitée. Il est donc possible de classer *a priori* les matériaux suivant leur sensibilité à la fissuration à chaud à partir de leurs compositions chimiques. Cependant la complexité des compositions chimiques des matériaux et les limites d'utilisation du diagramme basé sur les teneurs en chrome et nickel équivalents, nécessitent de réaliser des essais de fissuration à chaud.

## 2.2 Propriétés thermophysiques de l'acier 316L(N)

### 2.2.1 Caractéristiques thermiques utilisées

La résolution des équations aux dérivées partielles d'un problème de thermique transitoire non linéaire nécessite la connaissance de la capacité thermique massique ( $c_p$ ), de la conductivité thermique ( $k$ ) et de la masse volumique ( $\rho$ ). Les valeurs de ces caractéristiques thermiques retenues pour les simulations du chapitre 4 sont tabulées en fonction de la température. Ces évolutions de  $k$ ,  $\rho$ ,  $c_p$  en fonction de la température sont, tirées des travaux de Kim [Kim75] et regroupées sur les figures 2.14, 2.15 et 2.16. La modélisation du changement de phase solide-liquide se fait en prenant en compte la chaleur latente de changement d'état dans l'évolution de la capacité thermique massique équivalente en fonction de la température (courbe rouge sur fig. 2.16).

### 2.2.2 Estimation des intervalles de fusion et de solidification

La modélisation du phénomène de fissuration à chaud nécessite non seulement des résultats d'essais de fissuration, mais également des informations sur des valeurs de grandeurs physiques



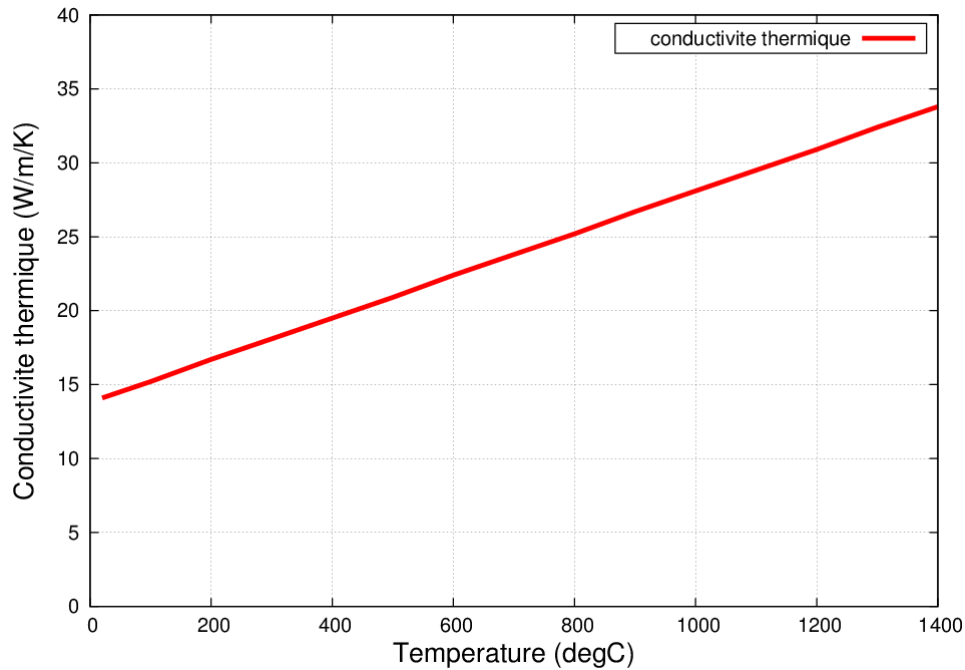


FIGURE 2.14: Evolution de la conductivité thermique en fonction de la température

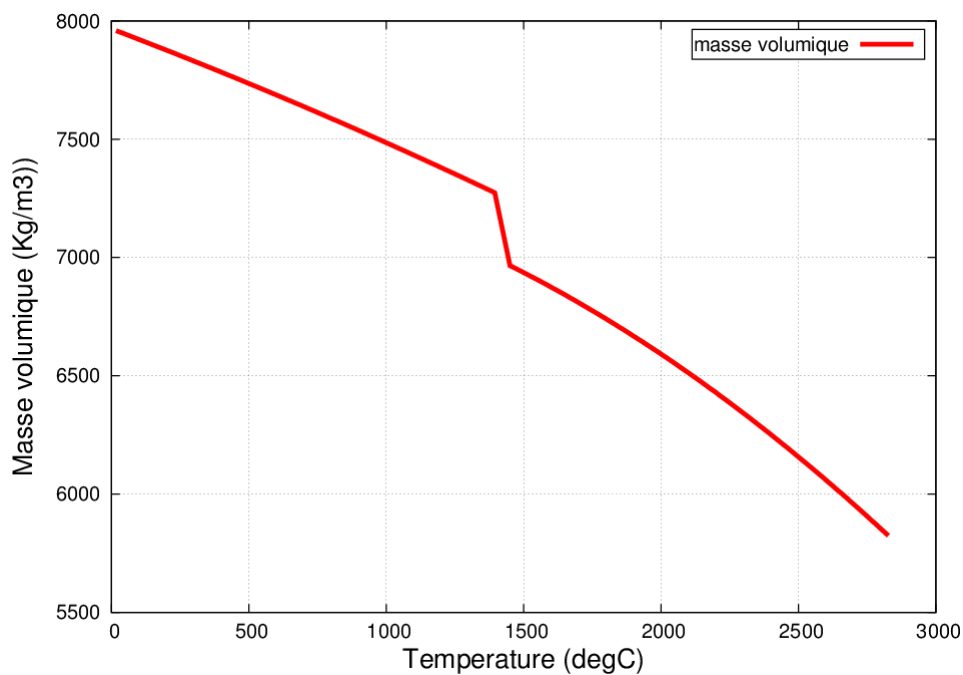


FIGURE 2.15: Evolution de la masse volumique en fonction de la température

pour la simulation numérique de ces essais. Dans notre étude, on cherche à déterminer les conditions d'apparition des fissures de solidification, c'est-à-dire un critère thermomécanique formulé dans l'intervalle de fragilité de l'alliage (BTR : Brittle Temperature Range). Donc on a besoin :

- de connaître la réponse mécanique du matériau en fonction de la température, spécialement à haute température ;
- et de déterminer l'intervalle de solidification au refroidissement (BTR).

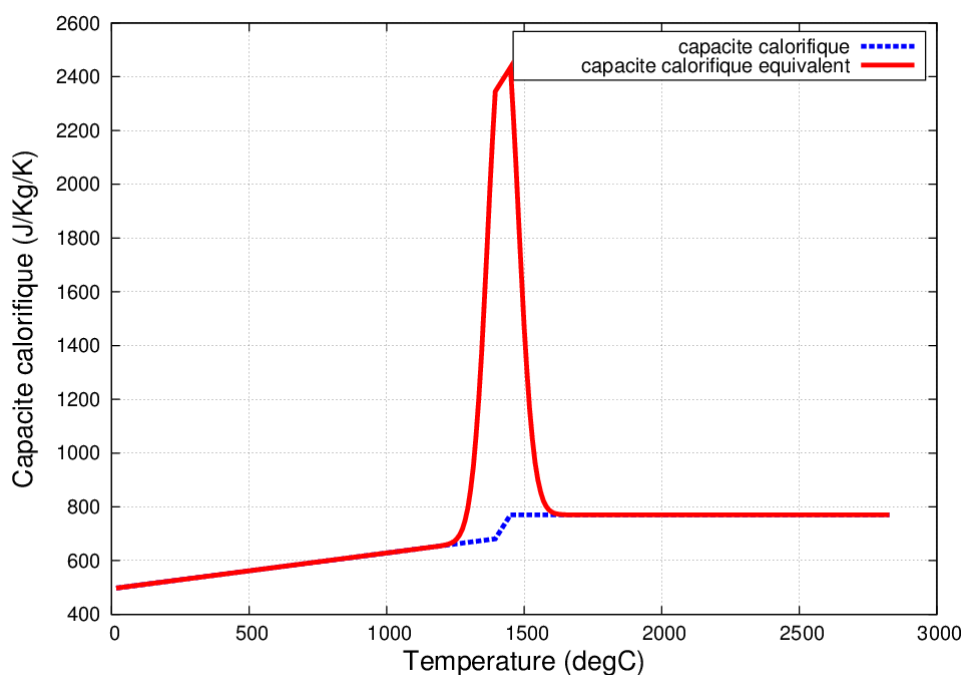


FIGURE 2.16: Evolution de la capacité thermique massique en fonction de la température

Dans cette partie, des essais ATD (Analyse Thermique Différentielle) ont été effectués aux laboratoires LA2M/SRMA et LTMEx/SRMA du CEA Saclay. L'analyse thermique différentielle convient pour la détermination expérimentale des températures de solidus et de liquidus pour les métaux au chauffage et au refroidissement.

Le principe de cette méthode consiste à suivre l'évolution de la différence de température entre l'échantillon étudié et un corps témoin inerte, c'est-à-dire dépourvu d'effets thermiques dans le domaine de température étudié. En effet, lorsqu'un échantillon est placé dans un environnement défini (gaz inerte, air, ...) et soumis à un chauffage ou un refroidissement aussi régulier que possible, la température de l'échantillon varie généralement de façon monotone. Si le matériau subit une modification physico-chimique, cette transformation provoque une anomalie associée à une variation exothermique ou endothermique.

Quatre essais ATD ont été effectués : deux au LTMEx et deux au LA2M. La figure 2.17 présente les résultats des essais (notés LTMEx-1 et LTMEx-2) conduits au LTMEx avec une vitesse de chauffage de 5 K/min et une vitesse de refroidissement de 10 K/min. Via ces résultats, on retient les températures du début de fusion à 1420 °C ( $\pm 10$  °C) et de fin de fusion à 1450 °C ( $\pm 10$  °C) au chauffage. Quant au refroidissement, la valeur du début de solidification retenue est de 1435 °C ( $\pm 10$  °C) et la valeur en fin de solidification de 1330 °C ( $\pm 10$  °C). On constate aussi que les deux essais sont reproductibles.

Pour les essais réalisés au LA2M, les vitesses de chauffage sont identiques (10 K/min) mais celles du refroidissement sont différentes : 100 K/min pour l'essai noté LA2M-1 et 10 K/min pour l'essai LA2M-2. Ainsi, on peut observer l'influence de la vitesse de refroidissement sur les températures caractéristiques. La figure 2.18 présente ces deux essais. Sur cette figure, on peut obtenir les mêmes informations (températures de solidus et de liquidus) et constater que plus la vitesse de refroidissement augmente, plus les températures de début et de fin de solidification diminuent.

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

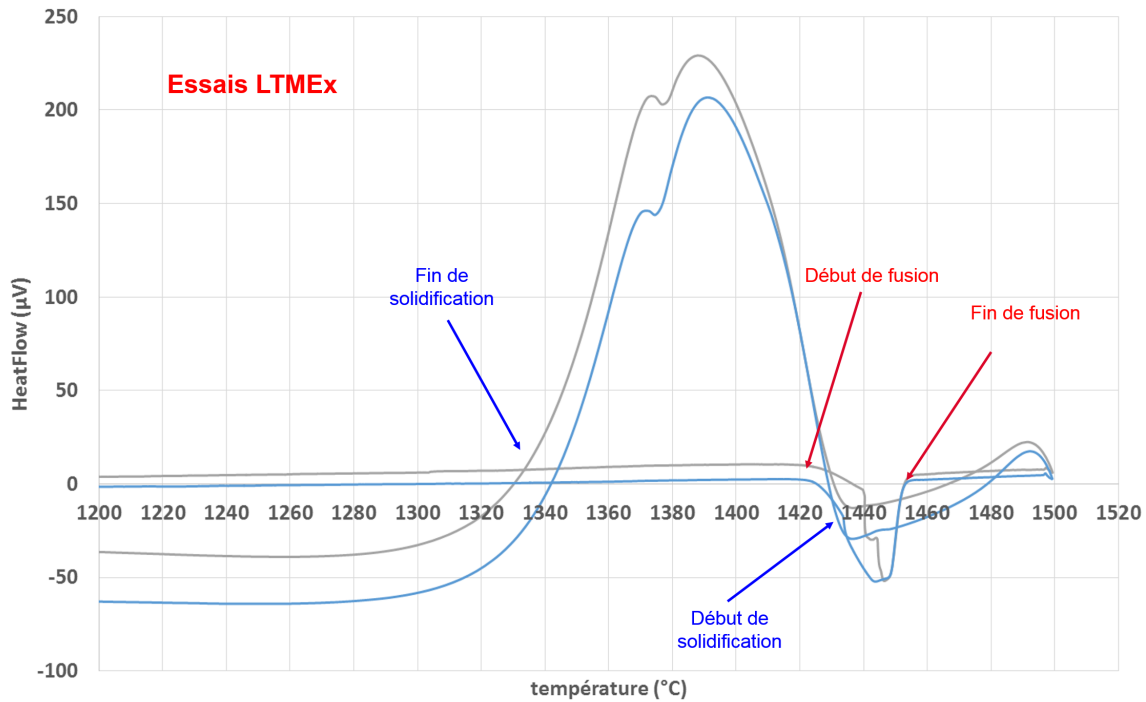


FIGURE 2.17: Courbes ATD pour deux essais identiques au chauffage et au refroidissement réalisés sur le matériau 316L(N)

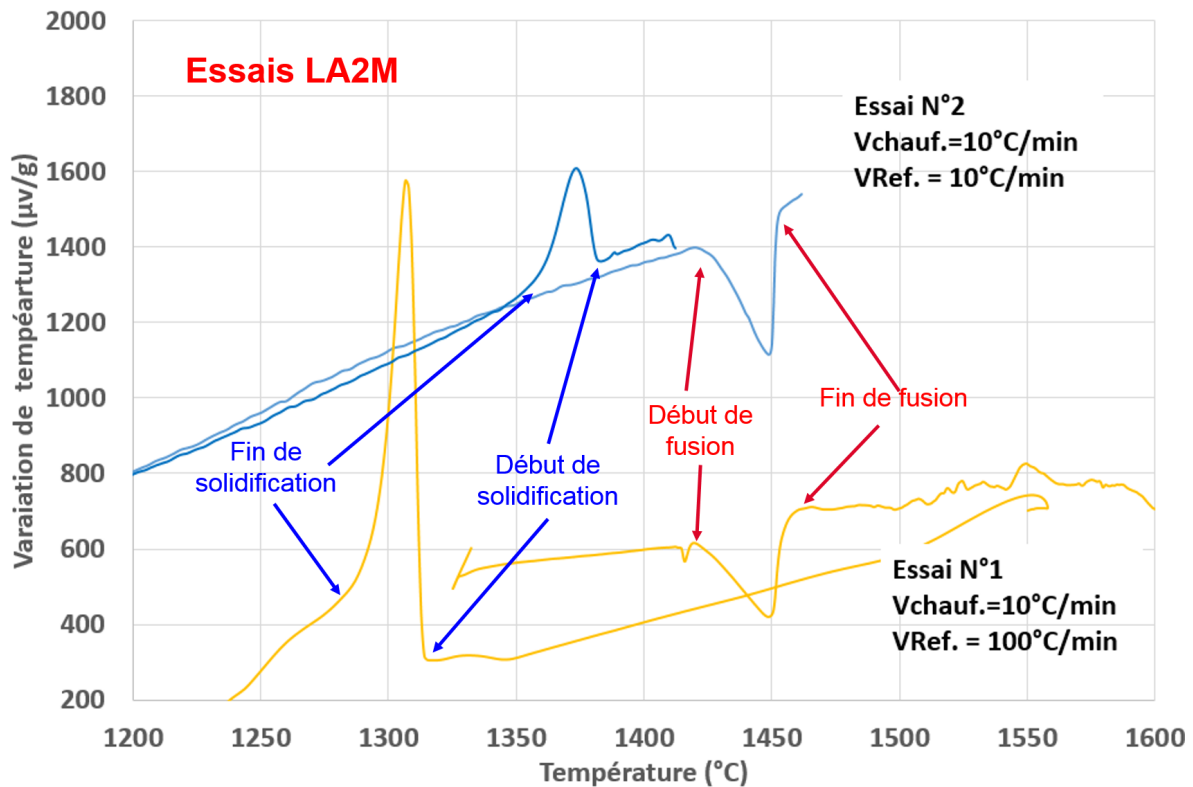


FIGURE 2.18: Courbes ATD pour deux essais différents au chauffage et au refroidissement réalisés sur le matériau 316L(N)

Les températures caractéristiques (températures de début de fusion  $T_{f0}$ , de fin de fusion  $T_{f1}$ , de début de solidification  $T_{s0}$  et de fin de solidification  $T_{s1}$ ) de ces essais sont présentées

### 2.3. Caractérisation mécanique de la tôle K46 en acier 316L(N)

dans le tableau 2.5 avec une marge d'erreur de  $\pm 10$  °C.

	LTME <sub>x</sub> -1	LTME <sub>x</sub> -2	LA2M-1	LA2M-2
$T_{f0}$ (°C)	1420	1420	1420	1420
$T_{f1}$ (°C)	1450	1450	1460	1460
$T_{s0}$ (°C)	1435	1435	1350	1380
$T_{s1}$ (°C)	1330	1330	1280	1360

TABLE 2.5: Mesures des températures caractéristiques via les essais ATD

Compte tenu de ces quatre essais, la température de liquidus est choisie à 1460 °C pour la fin de fusion. La température de solidus retenue pour la fin de solidification est de 1290 °C ( $\pm 10$  °C) proche de celle de l'essai LA2M-1, car sa vitesse de refroidissement de 100 K/min correspond plus aux vitesses de refroidissement élevées lors du soudage des essais de fissuration au voisinage de la zone fondue.

### 2.3 Caractérisation mécanique de la tôle K46 en acier 316L(N)

Comme indiqué dans l'introduction, ces travaux sont dans la continuité de la thèse de Minh LE mais les essais de fissuration, présentés au Chapitre 3, sur le métal de base ont été conduits sur la tôle K46 décrite en 2.1.1. La réponse mécanique du matériau en fonction de la température et plus spécifiquement entre 900 et 1300 °C doit être modélisée avec une loi de comportement adaptée. En effet c'est l'état thermomécanique au voisinage de la zone fondue qui va gouverner l'apparition des défauts lors du refroidissement. Pour des essais à chargement extérieur (CRW, Varestreint), il est essentiel d'utiliser une loi de comportement éprouvée lors des calculs par éléments finis.

Dans cette étude, on pose comme hypothèse que les résultats de caractérisation mécanique et d'identification des lois de comportement obtenus dans la thèse de Minh LE [Min14] sont exploitables directement car les nuances d'aciers 316L(N) et 19-15H des deux thèses sont voisines. On a donc choisi de compléter la caractérisation mécanique déjà réalisée par des essais spécifiques conduits sur la machine Gleeble, déjà utilisée dans la thèse précédente. Ainsi, pour quelques températures comprises entre 775 et 1000 °C, des essais de traction isothermes avec phases de relaxation ont été réalisés pour mettre en évidence le comportement viscoplastique de l'acier 316L(N) de la tôle K46 et comparer avec les essais de la thèse de Minh LE.

Comme illustré sur la figure 2.19, la partie d'une éprouvette CRW où la température est comprise entre 900 et 1300 °C est assez importante (zone en couleur). C'est à l'arrière de la zone partiellement ou totalement fondue (en gris clair sur la fig. 2.19, sachant que la torche TIG se déplace selon les  $X$  croissants) que les contraintes vont se développer et provoquer des déformations susceptibles de générer des défauts dans le BTR. Dans cette zone, certains points proches de la ligne de fusion sont passés à l'état liquide puis se sont solidifiés. D'autres, situés au-dessus de la zone fondue (selon l'axe  $Y$ ) sont restés à l'état solide mais ont subi une histoire thermique qui peut modifier leur microstructure initiale (croissance des grains, restauration d'écrouissage). C'est sur la base de cette analyse que des essais spécifiques ont été mis en place pour observer l'influence de cette histoire thermique sur la réponse mécanique.



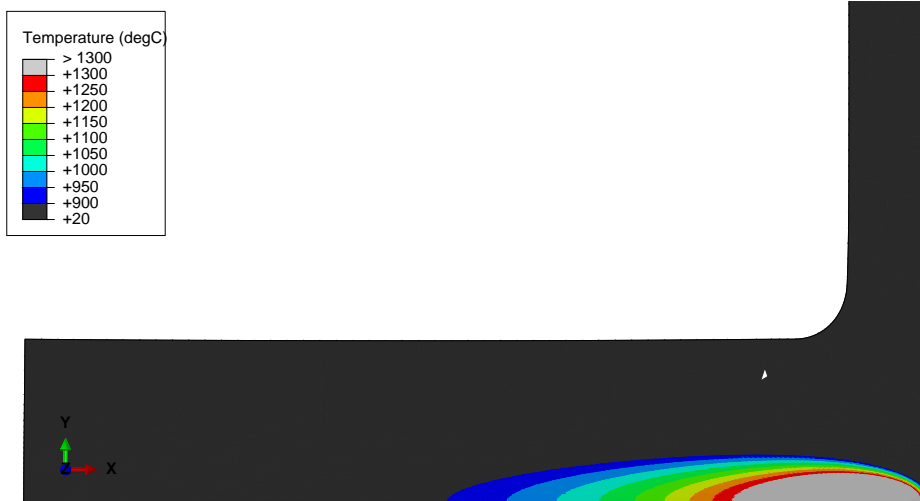


FIGURE 2.19: Isovaleurs du champ de température ( $^{\circ}\text{C}$ ) obtenues par simulation numérique d'un essai CRW sur l'acier 316L(N)

### 2.3.1 Essais Gleeble complémentaires pour modéliser le comportement mécanique

Dans cette partie, les essais mécaniques complémentaires sur la machine Gleeble 3500 (figure 2.20) de l'Université de Bretagne-Sud seront présentés. Cette machine est un simulateur thermomécanique qui permet de reproduire sur une éprouvette des cycles thermiques similaires à ceux associés à un procédé de soudage. Comme pour les tests sur la tôle 464, tous les essais Gleeble sont effectués sous vide secondaire.

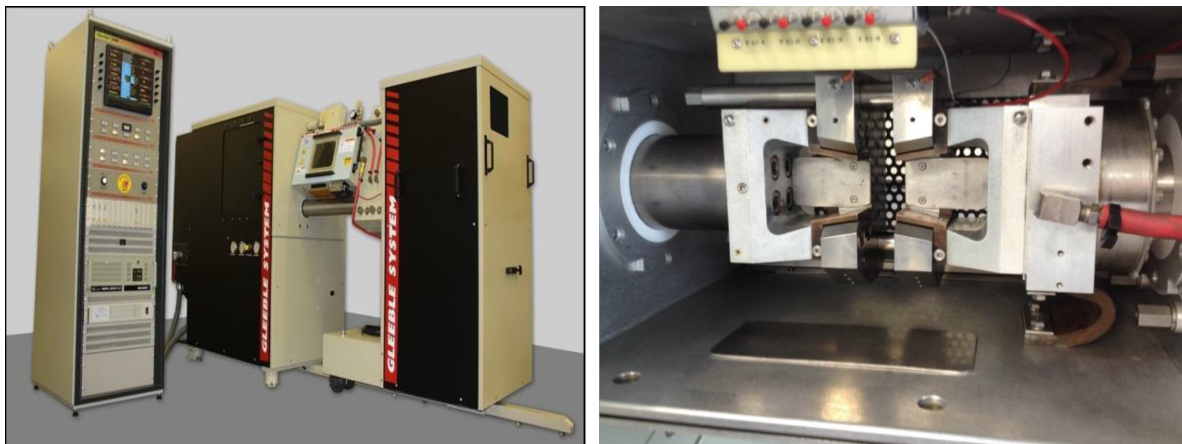


FIGURE 2.20: Machine Gleeble 3500

L'objectif des essais mécaniques est de caractériser puis d'identifier les paramètres d'un modèle de comportement élasto-visco-plastique. Certains essais Gleeble sur un acier 316L(N) ont été effectués dans la thèse de Minh LE [Min14]. L'utilisation de la tôle K46 (épaisseur 30 mm) pour les essais complémentaires a nécessité de reproduire certaines expériences réalisées sur la tôle 464 (épaisseur 23 mm après écrouissage). Ces essais vont permettre de vérifier que la réponse mécanique des deux tôles est bien similaire. Ces premiers tests vont être qualifiés d'essais "sans historique thermique". Les expériences avec un historique thermique spécifique seront présentées dans un second temps.

### 2.3.1.1 Essais sans historique thermique

**Introduction** Les essais "sans historique thermique" se déroulent en deux étapes : une première correspondant à une montée en température de l'éprouvette jusqu'à la température de consigne au niveau du thermocouple central (TC1) et une seconde, pour appliquer la sollicitation mécanique en traction. Les conditions de chargement ont été définies par les tests de la thèse de Minh LE [Min14] : des essais de traction avec phases de relaxation dans une gamme de température allant de 700 °C à 1250 °C et des vitesses de déformation allant de  $10^{-5} s^{-1}$  à  $10^{-3} s^{-1}$ .

**Protocole expérimental et déroulement des essais** Sachant que le gradient thermique axial dans la zone utile de l'éprouvette est faible (le thermocouple TC1 est soudé au milieu de l'éprouvette, soit au sommet de la parabole décrivant la distribution axiale de la température en régime stationnaire), on considère que cette zone utile est à une température quasi-uniforme. Les dimensions retenues des éprouvettes cylindriques sont : une longueur de 158 mm et un diamètre de 10 mm (figure 2.21).

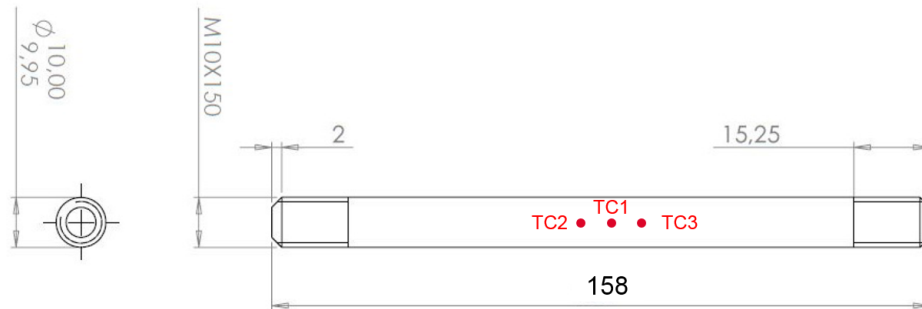


FIGURE 2.21: Éprouvette Gleeble en acier 316L(N). Dimensions en mm

Quatre essais ont été conduits à différentes températures : 775 °C, 850 °C, 925 °C et 1000 °C sur des éprouvettes usinées dans la tôle K46 (épaisseur 30 mm). Ces températures ont été choisies car les mêmes essais à 775 °C, 850 °C et 1000 °C ont été réalisés lors de la thèse de Minh LE [Min14]. Un essai supplémentaire à la température de 925 °C a été effectué pour améliorer l'identification de la loi de comportement.

Avant les tests, il faut mesurer la longueur de l'éprouvette et le diamètre de celle-ci au niveau du TC1. La déformation orthoradiale est estimée par un extensomètre diamétral qui fonctionne jusqu'à 1300 °C. La première étape de l'essai correspond à un chauffage par effet Joule pour atteindre la température de consigne sur le TC1. Un maintien pendant 60 secondes permet d'atteindre un régime thermique établi. L'éprouvette est maintenue entre deux mors en molybdène refroidis par une circulation d'eau. L'éprouvette est instrumentée avec trois thermocouples : un dans la section centrale (TC1) et les deux autres sont à -4,5 mm et +4,5 mm du TC1 (TC2 et TC3).

La deuxième étape de l'essai correspond à la mise en tension de l'éprouvette avec différentes vitesses de déformation pour évaluer le caractère viscoplastique du matériau. Chaque phase d'écoulement à vitesse de déformation donnée est pilotée par le déplacement du vérin de la machine. Ces phases sont suivies d'une étape de relaxation qui correspond à un maintien en position du vérin pendant 20 s. Au niveau du TC1, la composante orthoradiale de la déformation (en mesure logarithmique), a été mesurée par un extensomètre diamétral au cours de l'essai. Cette mesure permet d'estimer le coefficient de dilatation du matériau pendant l'étape de chauffage. Les phases d'écoulement donnent des informations sur la contrainte d'écoulement.

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

---

ment ainsi que sur l'écouissage du matériau. La phase de relaxation permet de caractériser la viscosité du matériau.

Un exemple de programme pour un essai à 775 °C est défini ainsi :

- Étape 1a : de 0 s à 10 s, l'éprouvette est mise à la température de 20 °C
- Étape 1b : de 10 s à 20 s, l'éprouvette est chauffée de 20 °C jusqu'à 775 °C
- Étape 1c : de 20 s à 80 s, la consigne du TC1 est maintenue à 775 °C afin que l'éprouvette atteigne un régime établi
- Étape 2a : de 80 s à 200 s, un déplacement de 1,7 mm est imposé sur le vérin.

A titre d'exemple, les séquences qui pilotent la partie mécanique d'un essai sont décrites dans le tableau 2.6.

Étape	Temps (s)	Température (°C)	Déplacement imposé (mm)
1c	80	775	0
2a	200	775	1.7
2b	220	775	1.7
3a	240	775	2.2
3b	260	775	2.2
4a	263	775	3.0
4b	293	775	3.0
5a	353	775	4.0
5b	413	775	4.0
6a	473	775	5.0
6b	533	775	5.0

TABLE 2.6: Séquences effectuées pour un essai isotherme à 775 °C

**Analyse des résultats d'essais** Après essai, les données exportées du système Gleeble sont : les températures pour les trois thermocouples en °C, la force axiale en N, le déplacement du dilatomètre en  $\mu m$  et le déplacement du vérin en mm. Ces données permettent de calculer la déformation orthoradiale  $\epsilon_{\theta\theta}$  au niveau de TC1 (avec pour configuration de référence celle de la température de l'essai). La contrainte axiale  $\sigma_{zz}$  est calculée sur la configuration déformée sous l'hypothèse d'isotropie du matériau (contrainte de Cauchy). Pour limiter les fluctuations des mesures liées à l'environnement électromagnétique de la machine, une moyenne mobile sur 10 valeurs est réalisée pour les courbes contrainte-déformation qui présentent du bruit important.

La figure 2.22 présente les évolutions de la contrainte  $\sigma_{zz}$  (notée sZZ sur les graphes) en fonction de la déformation  $\epsilon_{\theta\theta}$  (notée eTT) pour les éprouvettes usinées dans la tôle K46 sous différentes températures (775 °C, 850 °C, 925 °C et 1000 °C). Cela met en évidence l'effet de la température sur le comportement mécanique. La contrainte d'écoulement diminue d'un facteur 3 quand la température augmente de 775 °C à 1000 °C. On note également l'importance du rôle de la vitesse de déformation et de l'amplitude de la contrainte relaxée pendant un maintien de 20 s qui atteint 50 % de la contrainte d'écoulement pour l'essai à 1000 °C à forte vitesse de déformation. Ces résultats montrent sans ambiguïté l'intérêt de modéliser le comportement du matériau par une loi de comportement élasto-visco-plastique.

Afin de vérifier que le comportement mécanique est similaire pour les deux tôles, il faut comparer les résultats des essais réalisés sur la tôle K46 avec ceux issus de la thèse de Minh LE (tôle 464). Les figures 2.23, 2.24 et 2.25 présentent respectivement la comparaison des réponses "contrainte-déformation" pour ces deux tôles aux températures de 775 °C, 850°C et 1000 °C.

### 2.3. Caractérisation mécanique de la tôle K46 en acier 316L(N)

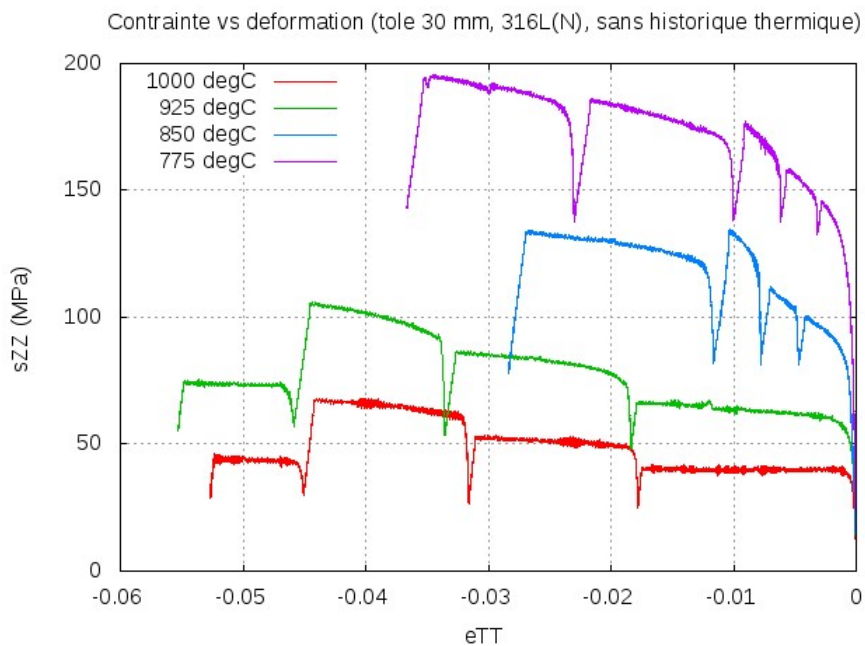


FIGURE 2.22: Comparaison des réponses mécaniques à différentes températures sur l'acier 316L(N) de la tôle K46

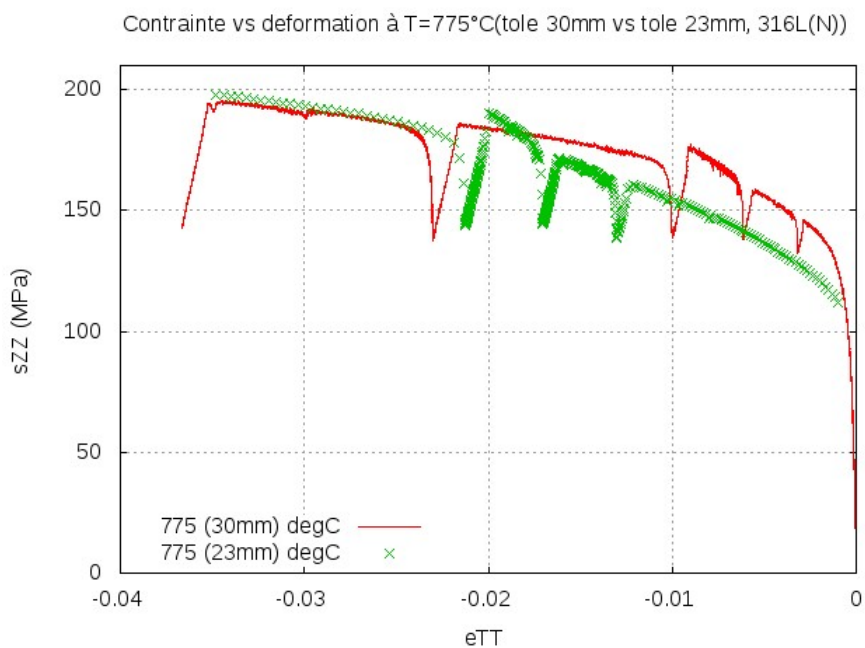


FIGURE 2.23: Comparaison de la réponse mécanique entre les 2 aciers 316L(N) à 775 °C

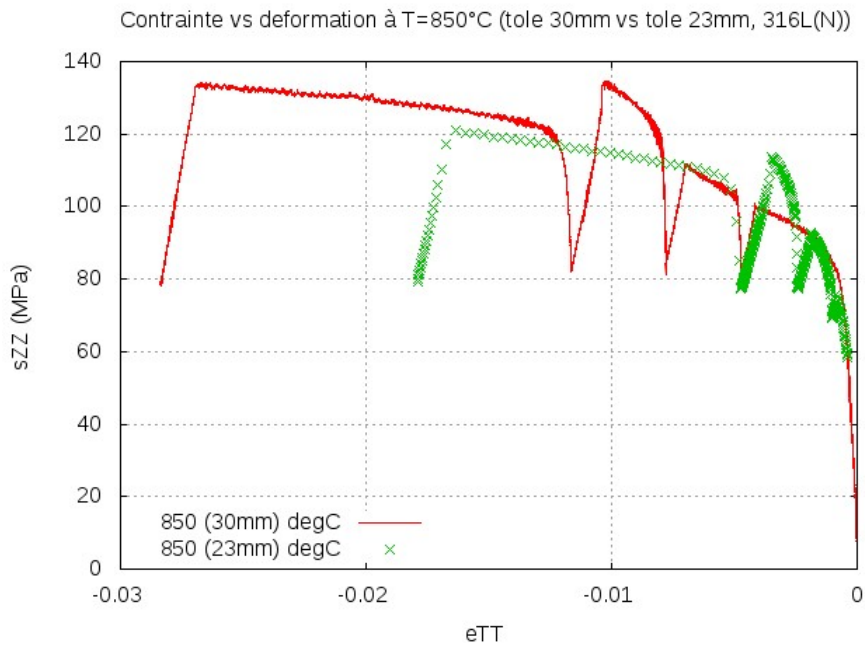


FIGURE 2.24: Comparaison de la réponse mécanique entre les 2 aciers 316L(N) à 850 °C

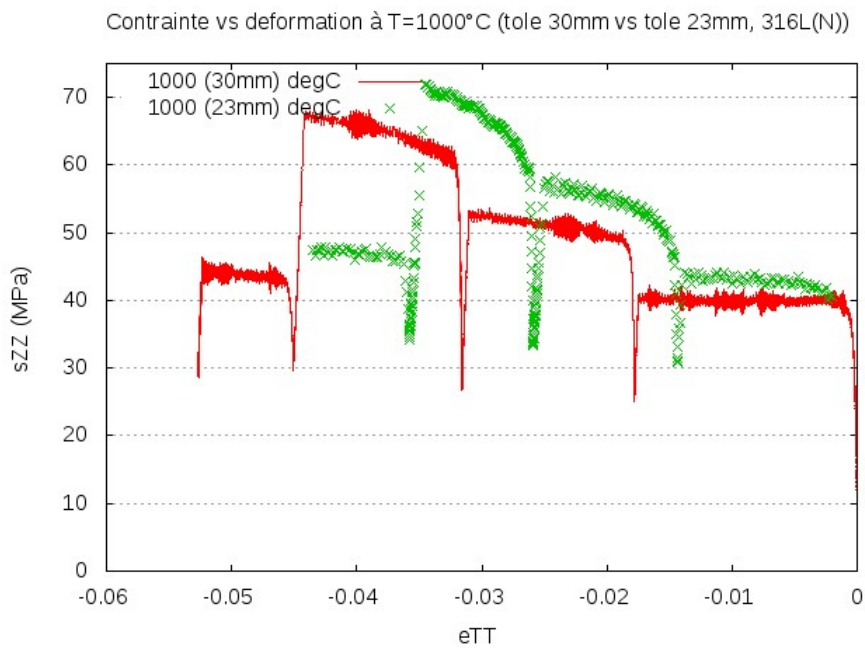


FIGURE 2.25: Comparaison de la réponse mécanique entre les 2 aciers 316L(N) à 1000 °C

### 2.3. Caractérisation mécanique de la tôle K46 en acier 316L(N)

Globalement, on constate sur ces 3 figures que les réponses en terme de contrainte d'écoulement sont voisines pour les deux tôles. La vitesse de déformation ayant un rôle important sur la réponse mécanique, une superposition rigoureuse des courbes n'est pas possible car la déformation obtenue à chaque séquence est liée au déplacement du vérin qui est situé loin de la zone utile. On ne peut comparer la réponse mécanique des 2 aciers que si le niveau de déformation et la vitesse de déformation sont identiques. Le tableau 2.7 contient la température, les références des essais ainsi que les vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon}$ ) à la dernière séquence du chargement mécanique.

Température (°C)	Expérience		$\dot{\epsilon}$ ( $s^{-1}$ )	
	Réf (K46/464)	Mode de chargement	tôle K46	tôle 464
775	mb13Y/mb13	Traction/relaxation	0.0002	0.0002
850	mb07Y2/mb07	Traction/relaxation	0.0003	0.0002
925	mb21Y/mb21	Traction/relaxation	0.0007	-
1000	mb01Y/mb01	Traction/relaxation	0.00006	0.00007

TABLE 2.7: Comparaison des vitesses de déformation pour les essais avec les tôles K46 et 464

Sur la figure 2.23, on peut constater qu'à 775 °C et avec une même vitesse de déformation  $2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  pour la dernière séquence de sollicitation, les contraintes d'écoulement diffèrent de moins de 5 MPa. De même, les amplitudes de contrainte relaxée avant cette séquence sont identiques. Pour les essais à 850 °C (figure 2.24), la vitesse de déformation pour la dernière séquence sur la tôle K46 est plus élevée ( $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ) que celle sur la tôle 464 ( $2 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ). Cela peut expliquer la différence de contrainte d'écoulement supérieure de 6 MPa pour la tôle K46. Pour les essais à 1000 °C, la vitesse de déformation pour l'éprouvette prélevée dans la tôle 464 est plus élevée ( $7 \cdot 10^{-5} s^{-1}$ ) que celle prélevée dans la tôle K46 ( $6 \cdot 10^{-5} s^{-1}$ ). Là aussi, on constate que le différentiel (3 MPa) de la contrainte d'écoulement est compatible avec l'effet de viscosité. On note aussi que les amplitudes de contrainte relaxée avant la dernière séquence de chargement sont identiques.

**Comparaison des résultats expérimentaux avec un modèle EVP** Une autre approche possible pour comparer les résultats expérimentaux obtenus pour les 2 aciers 316L(N) est de simuler ces essais via un modèle de comportement élasto-visco-plastique (EVP) dont les coefficients ont été identifiés dans la thèse de Minh LE. Cela permet de prendre en compte le chargement en déformation imposé réellement lors des expériences.

Sur les 4 essais réalisés à 775 °C, 850 °C, 925 °C et 1000 °C, sans historique thermique, on a simulé les 3 tests sur lesquels Minh LE a identifié le modèle EVP de Delobelle. Ce modèle, programmé en isotherme dans le logiciel SiDoLo, est disponible pour la simulation des ces tests avec les valeurs des coefficients à 775 °C, 850 °C et 1000 °C décrits dans la thèse de Minh LE. Les figures 2.26, 2.27 et 2.28 présentent respectivement la comparaison entre les données expérimentales et les résultats du modèle EVP. Sur ces graphes, les simulations sont représentées avec un trait continu et les résultats expérimentaux avec des points. Un code couleur permet d'associer un essai avec sa simulation correspondante. Naturellement, le modèle reproduit mieux les essais réalisés sur la tôle 464 (épaisseur 30 mm) car l'identification des coefficients a été effectuée avec ces données.

On constate que pour l'essai réalisé à 775 °C sur la tôle K46, la réponse expérimentale est supérieure d'une dizaine de MPa par rapport à celle du modèle EVP. Par contre l'amplitude de la contrainte relaxée est bien reproduite. Pour 1000 °C, la situation est inversée avec une contrainte d'écoulement expérimentale supérieure de 5 MPa par rapport à celle simulée. Pour la température de 850 °C, toutes les réponses sont quasiment superposées.

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

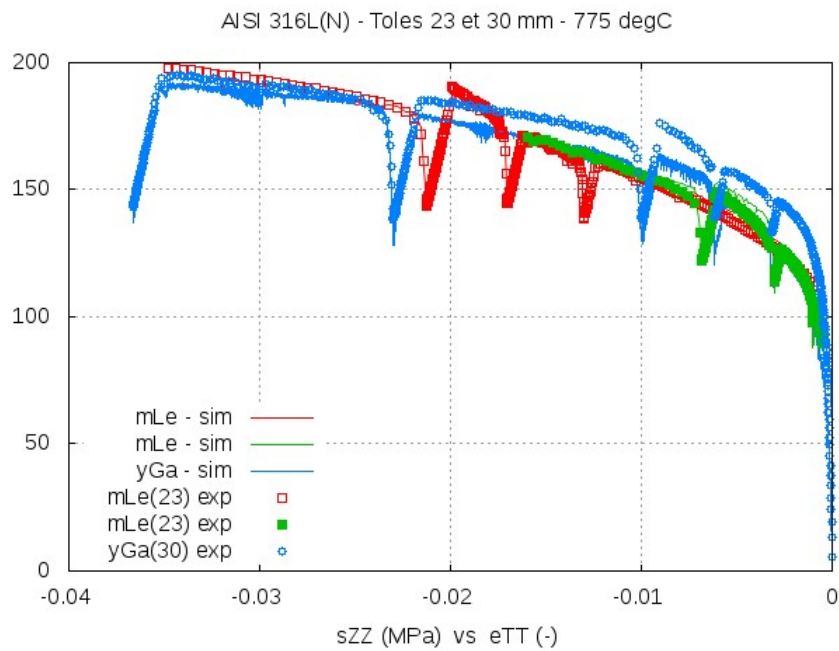


FIGURE 2.26: Comparaison expérience-simulation modèle EVP à 775 °C

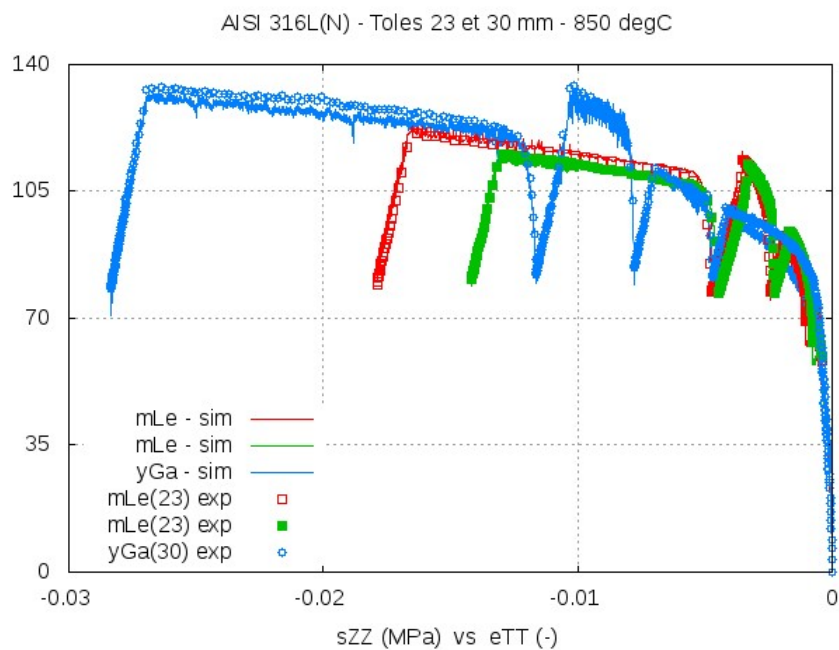


FIGURE 2.27: Comparaison expérience-simulation modèle EVP à 850 °C

**Conclusions** Globalement la comparaison des réponses mécaniques entre les 2 tôles en acier 316L(N) est plutôt satisfaisante car les écarts en terme de contrainte d'écoulement sont faibles. On constate que les caractéristiques liées à la viscoplasticité (rôle de la vitesse de déformation, amplitude de la contrainte relaxée) sont similaires pour les 2 matériaux. De plus, les modèles de comportement EVP identifiés par Minh LE sur une base expérimentale plus importante (avec en particulier des essais cycliques) permettent de reproduire les essais réalisés sur la tôle K46. On pourra donc, pour les simulations numériques des essais de fissuration, utiliser les valeurs des coefficients des modèles EVP déjà identifiés afin de réduire le nombre d'essais de



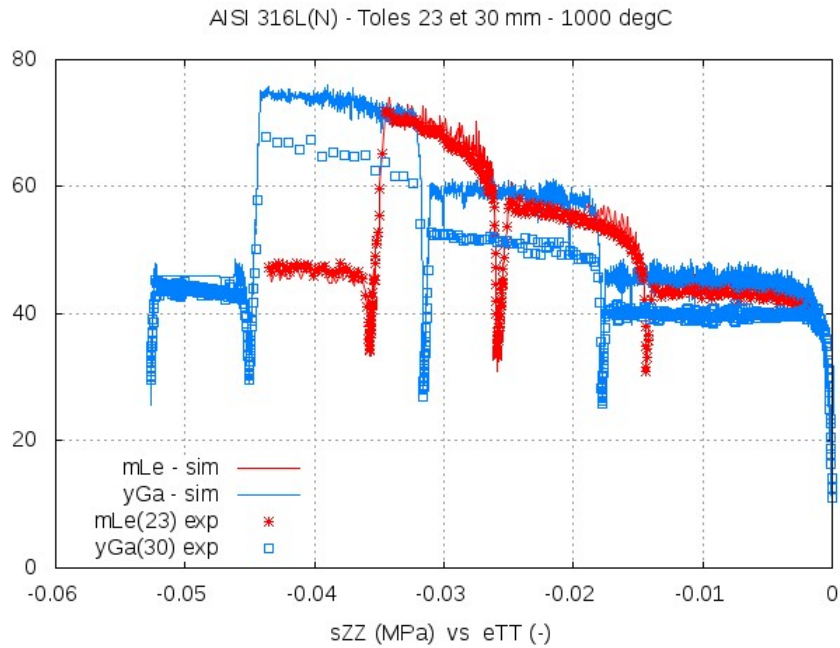


FIGURE 2.28: Comparaison expérience-simulation modèle EVP à 1000 °C

caractérisation mécanique pour la tôle K46.

#### 2.3.1.2 Essais avec historique thermique

L'objectif des essais avec "historique thermique" est d'analyser l'influence possible sur la microstructure du matériau d'une élévation de température entre 900 °C et 1300 °C avant que le point matériel soit sollicité mécaniquement au voisinage de la zone pâteuse. Cet historique en température peut provoquer un grossissement des grains dans la ZAT (fig. 2.29) mais également une restauration partielle ou complète de l'écroissage et donc influencer la réponse mécanique du matériau aux instants où pourrait débiter la fissuration à chaud.

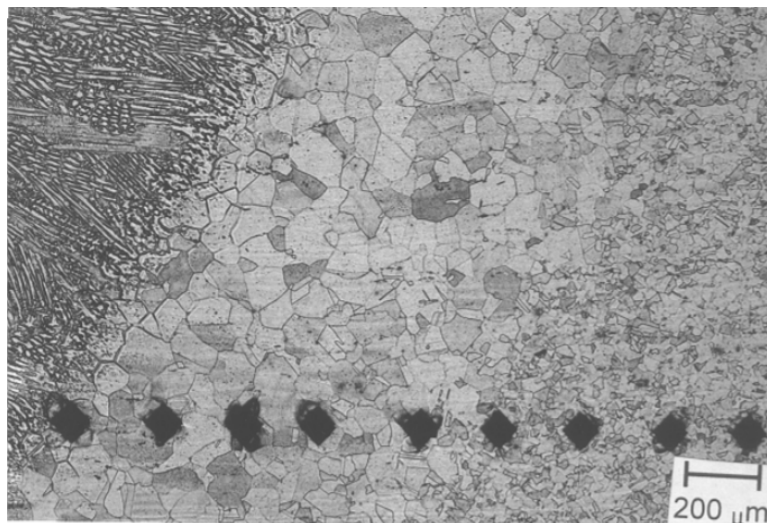
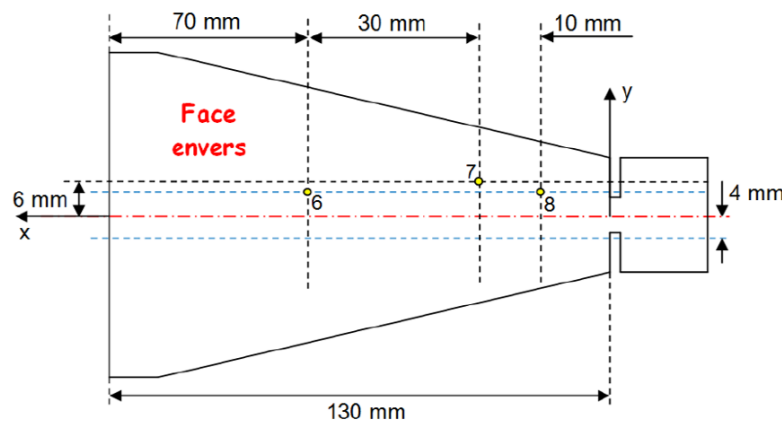


FIGURE 2.29: Exemple de modifications microstructurales dans une ZAT associée à une ligne de fusion TIG (acier AISI 321) [Ker00]



## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

**Introduction** Les historiques thermiques retenus pour ces essais doivent être compatibles avec le procédé de soudage. Aussi, les élévations de température choisies pour ces essais sont issues de thermogrammes mesurés sur des éprouvettes instrumentées par des thermocouples. On a retenu un historique avec une température maximale proche de 1200 °C sur un essai JWRI avec une géométrie trapèze de la thèse de Minh LE (référence essai # 26 sur éprouvette ep3 avec TC8). Sur cet essai, on constate sur la figure 2.30 que le thermocouple TC8 est installé à 4 mm de l'axe de la ligne de fusion. Ce thermocouple est situé pour cet essai dans la ZAT et a mesuré une évolution de température réaliste avec une valeur maximale de 1200 °C. C'est cette évolution de température qui sera programmée sur la machine Gleeble en mode "dilatation libre" pour simuler avant la sollicitation mécanique une éventuelle modification de la microstructure du matériau. Les essais réalisés avec cet "historique thermique" seront comparés en terme de réponse mécanique avec les expériences relatives au 2.3.1.1.



(a) 316L(N)

FIGURE 2.30: Implantation des thermocouples sur l'éprouvette JWRI - trapèze en 316L(N) [Min14]

**Analyse des résultats d'essais** La figure 2.31 décrit l'influence de l'historique thermique imposé sur la réponse mécanique de deux éprouvettes Gleeble identiques de la tôle K46 à 1000 °C. On constate sur cette figure que la durée pendant laquelle la température est supérieure à 1000 °C est faible (30 secondes) avec un maximum mesuré sur le TC1 de 1231 °C. Mais l'effet sur la réponse en force appliquée sur l'éprouvette est net avec une diminution de 10 % environ de l'effort axial pour l'essai avec l'historique thermique (HT). Ces expériences, avec le même préchargement thermique, vont être réalisées pour deux autres températures : 775 et 850 °C, afin de quantifier l'adoucissement généré par cet historique. Les figures 2.32, 2.33 et 2.34 présentent comme résultats la contrainte en fonction de la déformation pour les 3 températures d'essais.

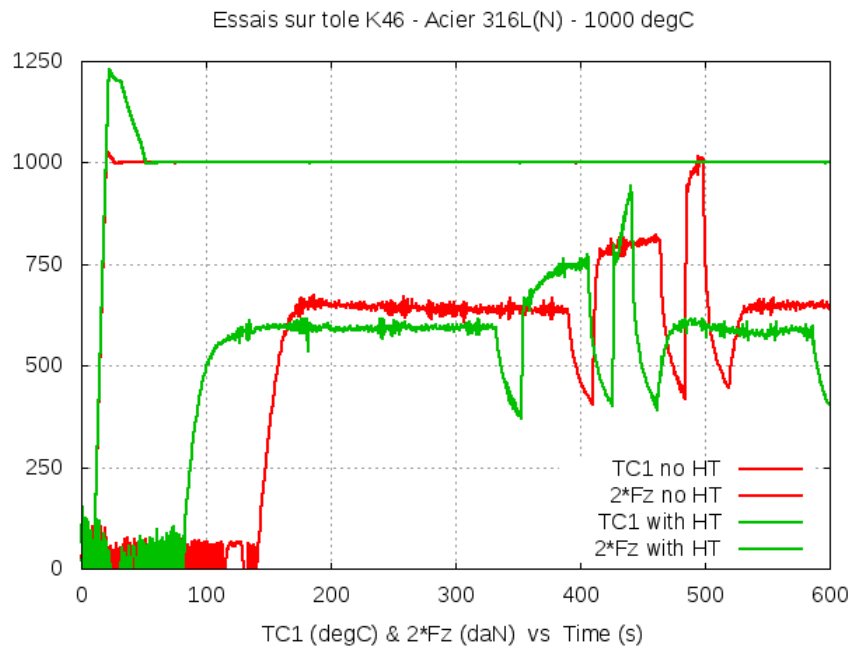


FIGURE 2.31: Influence d'un historique thermique sur la réponse mécanique à 1000 °C

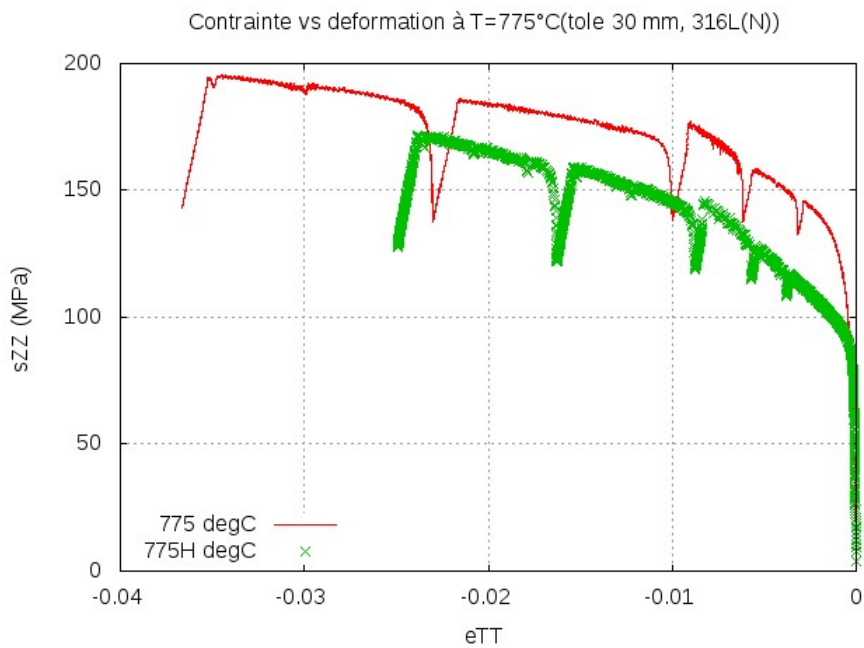


FIGURE 2.32: Comparaison entre essais direct (775 degC) et avec HT (775H degC) à 775 °C

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

---

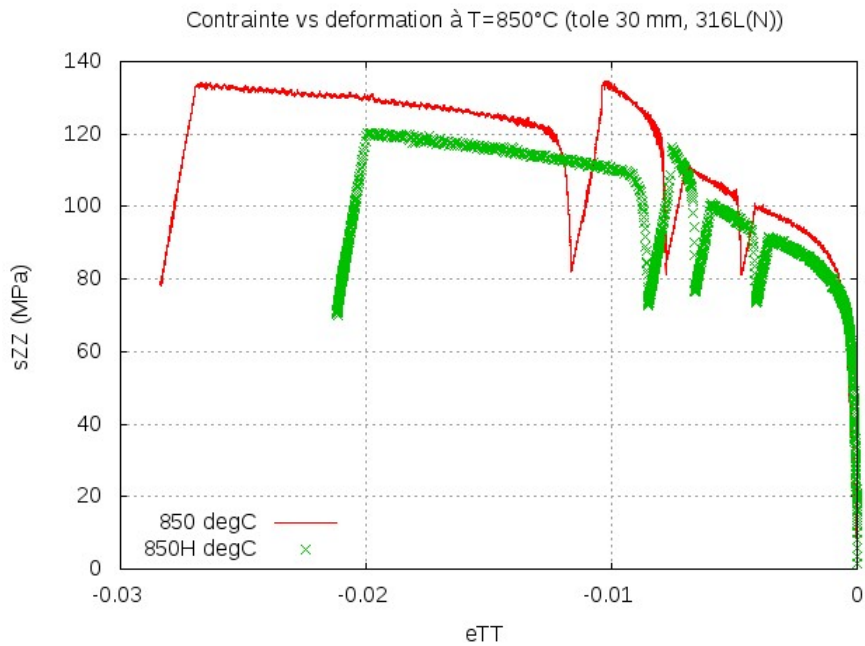


FIGURE 2.33: Comparaison entre essais direct (850 degC) et avec HT (850H degC) à 850 °C

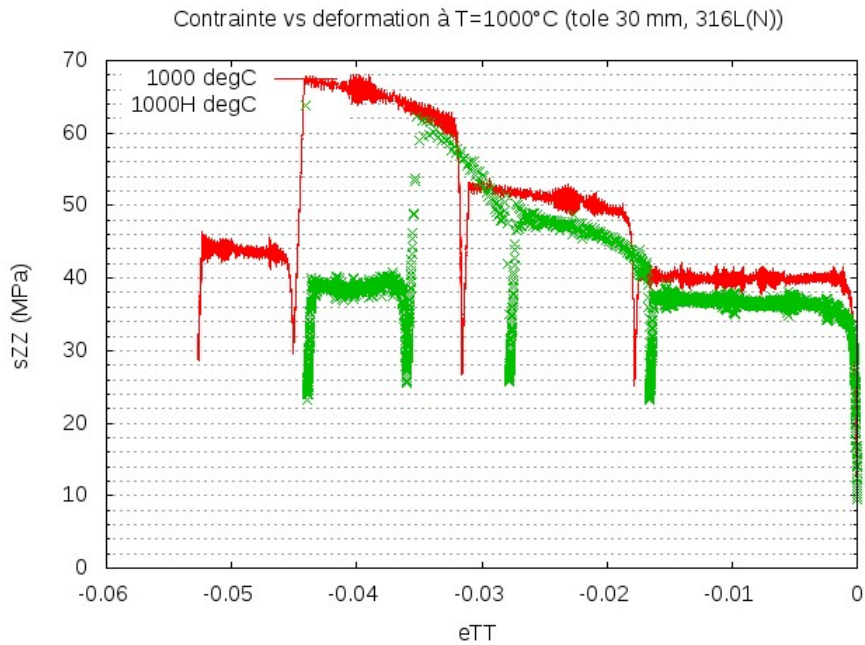


FIGURE 2.34: Comparaison entre essais direct (1000 degC) et avec HT (1000H degC) à 1000 °C

**Conclusions** A 775 °C, on peut constater que la contrainte d'écoulement pour l'essai direct est plus élevée d'environ de 20 MPa. Un constat identique peut être fait pour les essais à 850 °C et à 1000 °C avec une réduction de la contrainte appliquée de 10 % environ.

En comparant les essais directs et ceux ayant subi un historique thermique, on constate que la contrainte d'écoulement du métal diminue avec un préchargement thermique. Cette diminution peut être attribuée à un grossissement des grains dans la ZAT et/ou à une restauration partielle de l'écrouissage initial. Dans la loi de comportement mécanique, cet effet peut être modélisé simplement par la loi de Hall-Petch qui nécessite l'introduction dans le modèle d'une variable interne supplémentaire : la taille moyenne des grains. La restauration partielle ou complète de l'écrouissage peut également être introduite dans les lois d'évolution des variables d'écrouissage. Néanmoins, ces améliorations du modèle vont introduire des coefficients supplémentaires qu'il faudra identifier par des observations complémentaires.

## 2.4 Modélisation du comportement mécanique de l'acier 316L(N)

Le modèle élasto-visco-plastique de Chaboche a été vulgarisé par l'ONERA dans les années 1980 sur la base des travaux d'Armstrong-Frederick [AF66]. Son intérêt principal est d'introduire au moins deux variables d'écrouissage (isotrope et cinématique), ce qui le rend utilisable pour des sollicitations générales et en particulier pour les chargements cycliques ou non monotones que l'on rencontre dans les problèmes thermomécaniques comme le soudage. Ce modèle est aussi utilisé au CEA car il est disponible dans le code Cast3M sous différentes versions. Pour des calculs EF en sollicitation anisotherme, l'utilisation de la version "NOUAILLAS\_A" est souhaitable car elle prend en compte la thermo-dépendance des coefficients de ce modèle viscoplastique. Cette loi de comportement est proche du modèle EVP de Delobelle, qui a été identifié pour la tôle 464 en acier 316L(N) dans la thèse de Minh LE, mais le modèle de Chaboche introduit explicitement un seuil d'écoulement, ce qui permettra une prise en compte classique de la loi de Hall-Petch.

### 2.4.1 Rappel des équations du modèle EVP retenu

On rappelle dans cette partie les principales équations du modèle EVP de Chaboche. Ces équations, que l'on peut inscrire dans un cadre thermodynamique rigoureux, sont écrites ici pour une situation isotherme. Dans le cas de la simulation numérique d'un procédé de soudage, tous les coefficients du modèle varient avec la température. Il est alors plus commode d'intégrer les équations différentielles formulées avec les variables d'état du modèle :  $q$  pour l'écrouissage isotrope et  $\underline{\alpha}$  pour l'écrouissage cinématique.

L'évolution de la partie viscoplastique de la déformation est régie par une loi d'écoulement associée au critère de plasticité de Von Mises pour un matériau plastiquement isotrope :

$$F(\underline{\sigma}, \underline{X}, R) = J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - (\sigma_y + R) \quad (2.1)$$

L'écoulement viscoplastique est gouverné par la fonction de charge  $F$  qui dépend de la contrainte  $\underline{\sigma}$  via le deuxième invariant du déviateur de la contrainte effective  $J_2$ . Si la valeur de cette fonction est négative, la réponse du modèle est thermoélastique. Sinon, la partie viscoplastique de la déformation est activée, ici selon une loi puissance qui fait intervenir les coefficients  $n$  et  $K$  : éq. 2.3. Dans l'expression de  $F$ ,  $\sigma_y$  est la limite d'élasticité initiale du matériau qui dépend fortement de la température. On note également la présence des deux termes d'écrouissage cinématique  $\underline{X}$  et isotrope  $R$  qui sont liés aux variables  $\underline{\alpha}$  et  $q$  par les lois d'état : éq. 2.2.

## 2. Matériaux de l'étude et caractérisations

$$\begin{cases} \underline{\underline{X}} = \frac{2}{3}AC\underline{\underline{\alpha}} \\ R = bQq \end{cases} \quad (2.2)$$

Les coefficients  $A$  et  $C$  sont les paramètres matériau de l'écroissage cinématique,  $b$  et  $Q$  ceux de l'écroissage isotrope. Des valeurs nulles pour les coefficients  $A$  et  $Q$  conduisent alors à un modèle EVP sans écroissage qui se réduit à une loi viscoplastique de Norton bien adaptée pour les températures supérieures à 1150 °C pour l'acier 316L(N) [Min14]. En notant  $\langle z \rangle$  la partie positive de  $z$ , la vitesse de déformation plastique cumulée s'écrit :

$$\dot{p} = \left\langle \frac{F}{K} \right\rangle^n \quad (2.3)$$

Cette loi puissance permet, pour les températures supérieures au liquidus, de retrouver, avec  $n = 1$ , le comportement d'un milieu continu newtonien de type "fluide" incompressible pour la partie déviatorique. Via la règle de normalité associée à  $F$ , on en déduit la loi d'évolution de la partie viscoplastique de la déformation, en notant  $\underline{\underline{s}}$  le déviateur de la contrainte :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp} = \frac{2}{3}\dot{p} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}}{J_2} \quad (2.4)$$

Dans la version classique du modèle de Chaboche, les variables d'écroissage sont régies par les équations différentielles suivantes, qui conduisent dès que la déformation augmente à une saturation de l'écroissage :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\dot{\alpha}}} = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^{vp} - C\underline{\underline{\alpha}}\dot{p} \\ \dot{q} = (1 - bq)\dot{p} \end{cases} \quad (2.5)$$

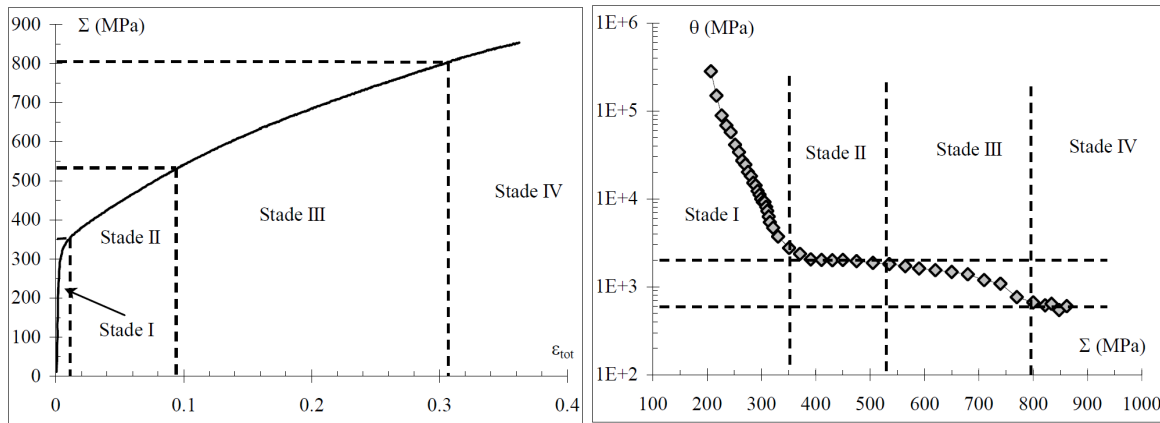


FIGURE 2.35: (a) Essai de traction uniaxiale à 20 °C sur un acier 316L(N) à  $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ; (b) Evolution du module d'écroissage ( $\theta$ ) en fonction de la contrainte [Gau02]

Comme indiqué au paragraphe 2.3.1, les coefficients matériau de ce modèle, pour l'acier 316L(N) de la tôle K46, utilisés pour les simulations numériques du chapitre 4 ne seront pas ré-identifiés. On a choisi de prendre pour les calculs par EF les valeurs obtenues dans la thèse de Minh LE (Annexe C) pour des températures comprises entre 700 °C et 1250 °C. Par contre, compte tenu de l'intensité du préchargement appliqué à 20 °C sur les essais de fissuration décrits au chapitre 3, la loi de comportement mécanique entre la température ambiante et 700 °C a

été complétée en ajoutant une composante d'écroutissage cinématique linéaire. Cet ajout est indispensable car l'acier 316L(N) présente à 20 °C un potentiel d'écroutissage important comme cela est illustré sur la figure 2.35. Cette figure extraite de la thèse de Ch. Gaudin [Gau02] décrit le résultat d'un essai de traction uniaxiale réalisé à température ambiante sur un acier 316L(N) ayant subi un traitement thermique d'hypertrempe similaire à celui de la tôle K46. On note que, jusqu'à une déformation de 10 % (mesure logarithmique), soit pour une contrainte de Cauchy  $\Sigma$  de 53 MPa (fin du stade II), le module d'écroutissage est constant et vaut 2000 MPa. C'est cette valeur qui sera retenue pour le modèle de Chaboche avec une évolution affine de celle-ci avec la température entre 20 °C et 700 °C, température au-dessus de laquelle ce module est nul.

### 2.4.2 Prise en compte du grossissement des grains dans la ZAT

Dans les codes EF Cast3M et ABAQUS, qui seront utilisés au chapitre 4, il est possible aux utilisateurs d'implanter via une procédure UMAT une loi de comportement mécanique spécifique. Cette solution a été retenue pour introduire la possibilité de croissance de la taille moyenne des grains dans le modèle EVP de Chaboche. Il est nécessaire d'introduire une variable interne supplémentaire et de préciser sa loi d'évolution en fonction de la température. Ainsi, on modifie l'expression de la limite d'élasticité  $\sigma_y$ , selon la loi de Hall-Petch :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K_{HP}}{\sqrt{\vartheta_g}} \quad (2.6)$$

La variable  $\vartheta_g$  représente la taille moyenne des grains et  $K_{HP}$  est l'unique paramètre associé à la loi de Hall-Petch. Les valeurs de ce coefficient en fonction de la température ont été déterminées sur les essais décrits au paragraphe 2.3. L'évolution de la taille moyenne des grains est gouvernée par la loi proposée en 1977 par Ikawa [ISOM77]. Le grossissement des grains est piloté principalement par la température et la durée de séjour à haute température :

$$\vartheta_g^2 - \vartheta_0^2 = a(T) * t \quad (2.7)$$

Dans cette équation,  $\vartheta_0$  correspond à la taille de grains initiale (entre 40 et 50  $\mu m$  pour la tôle K46),  $T$  la température et  $a(T)$  une fonction à tabuler en tenant compte de l'activation thermique du phénomène de croissance des grains dans la ZAT. Les valeurs de cette fonction, importantes pour contrôler l'augmentation de la taille moyenne des grains, seront non nulles entre 900 °C et la température du solidus au chauffage. Dans la procédure UMAT, la loi d'Ikawa sera utilisée sous la forme d'une équation différentielle en limitant la taille moyenne des grains à 150  $\mu m$ .

Il est également possible d'introduire un terme de restauration statique sur la variable d'écroutissage isotrope dans la procédure UMAT. Bien que cette option n'est pas été activée au chapitre 4, un coefficient  $\beta(T)$ , positif ou nul, a été programmé pour modéliser ce phénomène :

$$\dot{q} = (1 - bq)\dot{p} - \beta(T)|R|^4 \quad (2.8)$$

Cette possibilité nécessite l'identification de la fonction  $\beta(T)$  par des expériences spécifiques en sachant la restauration de l'écroutissage est aussi un phénomène thermiquement activé.

### 2.5 Conclusions du chapitre 2

Il est présenté dans ce chapitre, tout d'abord, les matériaux de l'étude : le métal de base 316L(N) et le métal d'apport à microstructure austénitique 19-15H. Les matériaux ont été observés à différentes échelles. Sur le métal de base 316L(N), toutes les caractérisations ont montré une cohérence avec les études précédentes avec des matériaux similaires élaborés selon les spécifications du RCC-MR. La taille moyenne des grains observée est de 30 à 50  $\mu\text{m}$ , la ferrite est présente en faible proportion (entre 0,1 et 0,2 %) et la tôle ne présente pas de texture cristallographique particulière. Sur les moules réalisés avec le produit d'apport en 19-15H, l'ensemble des examens non-destructifs et destructifs n'a montré aucun défaut dans les zones courantes du joint soudé. Les dendrites ont été observées sur la coupe longitudinale du dépôt en 19-15H. Une hétérogénéité des traces de ferrite delta a été mise en évidence dans cette microstructure. L'épaisseur du moule se caractérise par une alternance de zones présentant des liserés de ferrite delta et de zones sans ferrite. Des bandes de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$  de ferrite delta ont été observées pour le métal de base 316L(N). Cependant pour le moule en 19-15H les traces sont de l'ordre du  $\mu\text{m}$ . Le métal d'apport 19-15H est plus sensible à la fissuration à chaud que l'acier 316L(N) au regard de leurs compositions chimiques.

Les propriétés thermophysiques et thermomécaniques pour l'acier 316L(N) sont présentées dans ce chapitre pour être ensuite intégrées dans la simulation numérique. Les essais de traction isothermes avec phases de relaxation conduits entre 775 et 1000 °C sur la machine Gleeble ont été réalisés afin de vérifier que le comportement mécanique de la tôle étudiée (K46) et celui de la tôle utilisée dans la thèse de Minh Le [Min14] sont bien similaires. La comparaison des résultats entre les deux tôles en acier 316L(N) a montré que les caractéristiques de viscoplasticité (rôle de la vitesse de déformation, amplitude de contrainte relaxée) sont très similaires. Les essais réalisés sur la tôle K46 sont bien décrits avec les lois de comportement EVP identifiées dans la thèse de Minh Le. En conséquence, les valeurs des coefficients du modèle EVP de Chaboche identifiées dans la thèse précédente seront utilisées dans la simulation thermomécanique des essais de fissuration à chaud. Une amélioration du modèle a été intégrée en prenant en compte le grossissement des grains dans la ZAT selon la loi de Hall-Petch. Une composante d'écrouissage cinématique linéaire a été également ajoutée afin de reproduire l'écrouissage important qui a lieu lors du préchargement des essais CRW présentés dans le chapitre 3.

Des essais d'Analyse Thermique Différentielle (ATD) ont été réalisés sur l'acier 316L(N) afin de déterminer expérimentalement les températures de solidus et de liquidus au chauffage et au refroidissement. Les deux essais conduits au laboratoire LTMEEx du CEA Saclay ont donné des résultats reproductibles avec des vitesses de 5 K/min au chauffage et de 10 K/min au refroidissement. Deux autres tests réalisés au laboratoire LA2M avec des vitesses de refroidissement plus élevées (10 et 100 K/min) ont montré une influence de la vitesse de refroidissement sur les températures caractéristiques. La température de liquidus retenue au chauffage est de 1460 °C. Pour la température de solidus, on retient celle de l'essai à 100 K/min pour la fin de solidification : 1290 °C. Ces résultats seront utilisés pour positionner l'intervalle de fragilisation (BTR) dans les simulations numériques du chapitre 4.

---

## Chapitre 3

# Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

### Sommaire

---

<b>3.1</b>	<b>Choix du type d'essai</b>	<b>69</b>
<b>3.2</b>	<b>Essais préliminaires</b>	<b>72</b>
3.2.1	Objectifs	72
3.2.2	Le dispositif d'essai	72
3.2.3	Éprouvettes et matériaux	72
3.2.4	Paramètres des essais préliminaires	73
3.2.5	Mise en œuvre de l'essai et résultats expérimentaux	74
3.2.6	Conclusions sur les essais préliminaires	76
<b>3.3</b>	<b>Essais de type CRW</b>	<b>77</b>
3.3.1	Description de l'installation	77
3.3.2	Procédure expérimentale	79
3.3.3	Paramètres des essais	80
3.3.4	Protocole de mesures	82
3.3.5	Résultats des essais et analyses	84
<b>3.4</b>	<b>Conclusion du chapitre 3</b>	<b>97</b>

---

Maintenant que les objectifs de l'étude ainsi que les techniques expérimentales utilisées ont été présentés, les premiers résultats expérimentaux vont être discutés dans ce chapitre. Le banc d'essai de fissuration à chaud que nous avons développé dans le cadre de cette étude sera présenté, puis il sera testé pour évaluer la faisabilité sur une tôle mince en 304L qui est aussi un acier inoxydable. Enfin il sera testé pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud de l'acier austénitique inoxydable 316L(N) et du métal d'apport 19-15H. On souhaite, en particulier, à travers ces essais, identifier un critère thermomécanique de fissuration à chaud qui permet de corrélérer l'état thermomécanique local calculé (qui sera simulé numériquement) et les données expérimentales.

### 3.1 Choix du type d'essai

L'amorçage de la fissuration à chaud est lié aux paramètres opératoires, tels que l'intensité de soudage et la vitesse de soudage. Les conditions de solidification jouent aussi un rôle important sur la fissuration à chaud puisqu'elles déterminent à la fois le chargement thermomécanique et la microstructure de la zone de solidification. Pour évaluer la sensibilité à la



### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

fissuration à chaud, comme présenté dans le premier chapitre, il existe deux catégories d'essais de fissuration à chaud en soudage : les essais à chargement extérieur (type essai Varestraint) et les essais auto-bridés (type essai JWRI). Des nombreuses études sur les essais de fissuration à chaud, nous avons choisi les essais à chargement extérieur qui présentent l'avantage d'être simples pour amorcer une fissure avec une mise en œuvre aisée. De plus, il est souvent compliqué, en particulier pour les essais 'auto-bridés', de découpler les effets dus à la géométrie de l'échantillon et les effets liés au procédé, du fait des interactions complexes entre ces facteurs. La sollicitation extérieure appliquée peut introduire une contrainte et une déformation mécanique locales dans la zone sensible à la fissuration à chaud pour amorcer ou non une fissure. Parmi tous les essais à chargement extérieur, il existe de nombreux dispositifs expérimentaux et géométries d'éprouvette. L'attention a été portée sur les essais réalisés sur les éprouvettes de géométrie en croix par Coniglio [CP13]. Ces essais ont été réalisés avec un procédé de soudage laser sur un alliage d'aluminium 6061 pour des vitesses de soudage élevées (83 mm/s). L'idée de cet essai est de modifier le chargement extérieur qui est perpendiculaire à la ligne de fusion afin de faire varier le chargement mécanique qui s'exerce sur le bain de fusion au cours de la solidification. La figure 3.1 présente le dispositif pour appliquer le chargement.

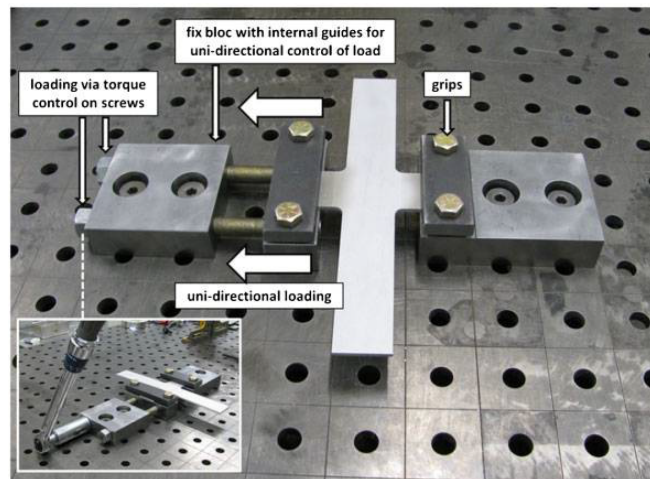


FIGURE 3.1: Dispositif d'application du chargement pour l'essai CRW [CP13]

La géométrie d'éprouvette, en forme de croix et d'épaisseur de 3,2 mm, est présentée dans la figure 3.2. Le chargement est imposé selon l'axe B-B' perpendiculaire à la direction de la torche de soudage. Le chargement est réalisé via un couple de serrage appliqué sur des vis (figure 3.1). Afin de vérifier les relations entre le couple de serrage et les contraintes dues au préchargement, six jauges de déformation sur la ligne A-A' et deux autres ont été installées sur la ligne B-B' (figure 3.3). Ces mesures ont été effectuées à température ambiante pour analyser la distribution de contrainte selon l'axe A-A'.

La ligne de fusion est réalisée selon la ligne A-A' sous différents chargements et différentes conditions de soudage. Les différents résultats obtenus par Coniglio [CP13] sont synthétisés sur la figure 3.4. On constate qu'avec certaines conditions de soudage et pour certains chargements extérieurs, une zone fissurée apparaît en différents endroits de l'éprouvette. En revanche, sous certaines conditions, l'éprouvette ne fissure pas.

Cet essai présente l'avantage d'être simple à mettre en place, de permettre un amorçage puis un arrêt de fissure dans un régime thermique établi. De plus, en modifiant le chargement extérieur et les conditions de soudage, le début et l'arrêt de fissure sont influencés. Dans des conditions peu sensibles à la fissuration à chaud, l'éprouvette ne fissure pas. Pour la modélisation numérique des essais, cet essai est plus simple à simuler en comparaison avec les autres essais à chargement extérieur, comme par exemple, l'essai Varestraint. On a décidé de

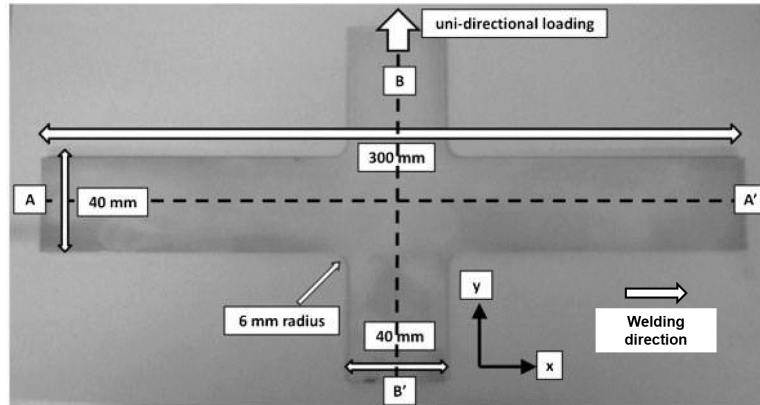


FIGURE 3.2: Éprouvette en croix pour l'essai CRW [CP13]

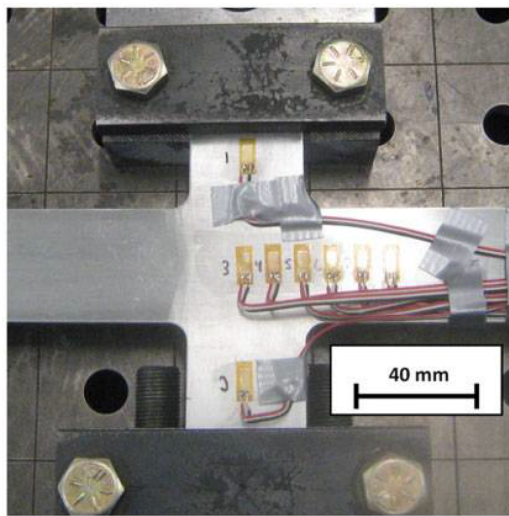


FIGURE 3.3: Instrumentation avec des jauges de déformations [CP13]

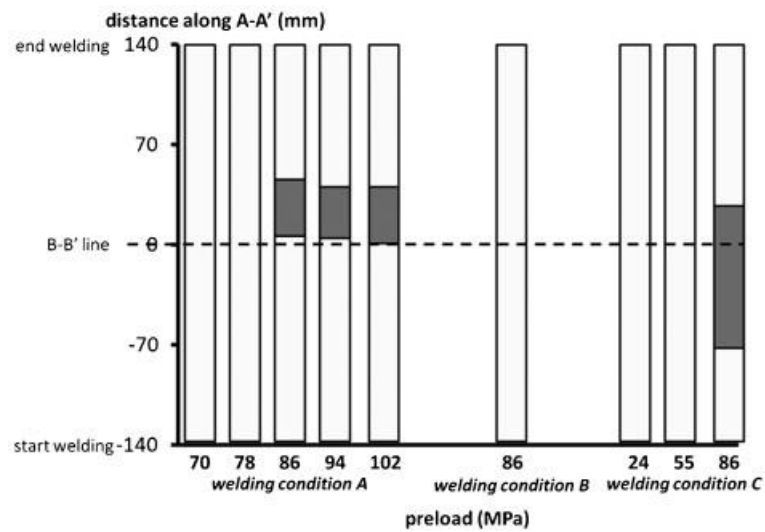


FIGURE 3.4: Positions des zones fissurées sous différentes conditions de soudage et chargements extérieurs (zone fissurée en gris ; zone non fissurée en blanc) [CP13]

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

prendre cet essai comme référence pour la suite de l'étude puisqu'il nous donne la possibilité de déterminer non seulement un critère d'amorçage de fissure mais un critère d'arrêt de fissure.

Néanmoins, malgré les avantages de cet essai, l'analyse globale des résultats est limitée. Les contraintes estimées via les jauges de déformation ne sont valides qu'avant réalisation de la ligne de fusion et en supposant un comportement élastique et uniaxiale au niveau des jauges. L'évolution de la contrainte/déformation pendant l'avancée de la torche reste inconnue. Les informations thermomécaniques locales pour l'amorçage et l'arrêt de fissure seront accessibles par une simulation numérique de cet essai.

## 3.2 Essais préliminaires

### 3.2.1 Objectifs

Les essais préliminaires ont pour objet tout d'abord de vérifier la faisabilité de ce nouvel essai de fissuration à chaud CRW pour les aciers, ensuite de tester un nouveau dispositif pour l'essai CRW et enfin de rechercher les paramètres opératoires de soudage.

### 3.2.2 Le dispositif d'essai

Le principe de l'essai consiste à trouver le niveau de sollicitation externe pour amorcer et arrêter une fissure à chaud, pendant la réalisation d'une ligne de fusion avec un procédé de soudage TIG, sur une éprouvette de faible épaisseur. La figure 3.5 présente l'instrumentation retenue pour les essais CRW avec une éprouvette de géométrie en croix. Un capteur d'effort à 5 kN a été intégré afin de mesurer l'effort appliqué sur l'éprouvette pendant l'avancée de la torche. Un enregistreur Sefram DAS1400 permet d'enregistrer les données du capteur.

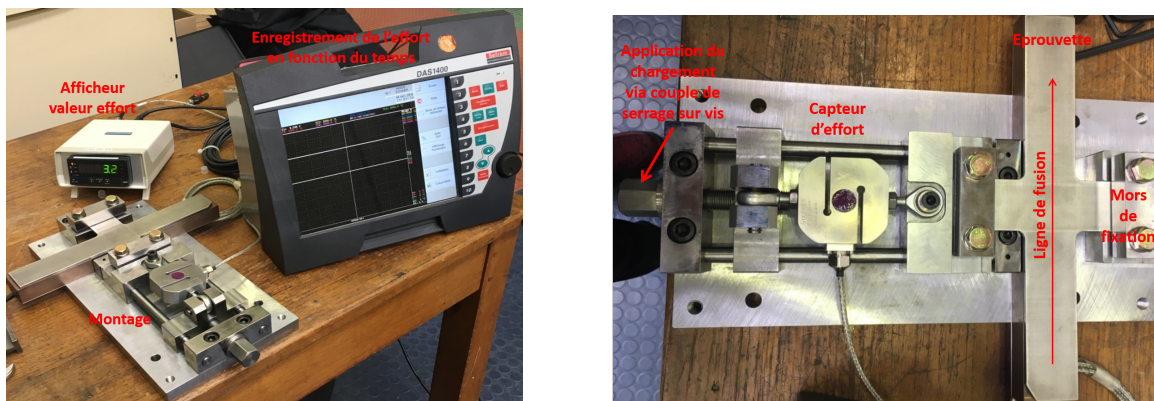


FIGURE 3.5: Instrumentation pour l'essai CRW avec une éprouvette en croix

### 3.2.3 Éprouvettes et matériaux

Les essais préliminaires sont conduits sur l'acier inoxydable austénitique 304L (X2CrNi18-09) d'épaisseur de 2 mm. Ce matériau possède des propriétés similaires avec le 316L(N) (X2CrNiMo17-12-02). Dans un premier temps, réaliser des essais préliminaires permet de tester la faisabilité des essais CRW. Pour optimiser la matière et les coûts, et réduire la durée de cette phase préliminaire, nous avons réalisé les essais sur des éprouvettes de géométrie dite "Butterfly" et non directement sur des CRW. L'éprouvette "Butterfly" est plus simple et plus

rapide à usiner et conserve des caractéristiques géométriques et dimensionnelles équivalentes à l'éprouvette CRW (figures 3.6 et 3.2).

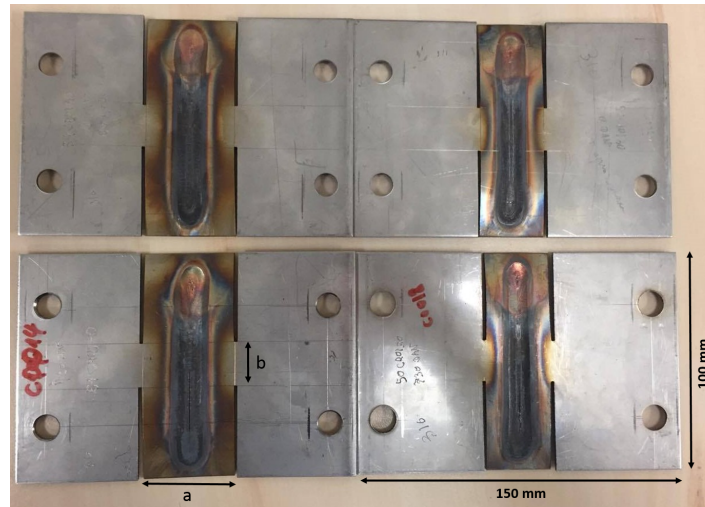


FIGURE 3.6: Éprouvettes 'Butterfly' utilisées pour les essais préliminaires

Les essais préliminaires de faisabilité et de reproductibilité ont été réalisés avec cette géométrie (le principe de l'essai restant identique à celui de l'essai CRW). Dans la suite de l'étude, nous allons étudier l'influence des dimensions "a" et "b" sur les résultats expérimentaux.

### 3.2.4 Paramètres des essais préliminaires

#### 3.2.4.1 Géométrie des éprouvettes

Plusieurs géométries d'éprouvettes ont été testées. En effet, la géométrie de l'éprouvette modifie le champ de température dans la tôle. Les sollicitations mécaniques dues à la dilatation lors du chauffage vont donc elles aussi être modifiées par la géométrie de l'éprouvette. Comme présenté précédemment, les variables sur la géométrie sont les largeurs "a" et "b". L'épaisseur reste constante à 2 mm. La longueur d'éprouvette est de 100 mm ; elle a été calculée pour que l'état quasi stationnaire soit atteint suffisamment tôt pour nos conditions de soudage afin d'avoir une zone thermiquement établie au centre de l'éprouvette.

#### 3.2.4.2 Chargement mécanique

Sur le nouveau dispositif d'essai, la mise en traction de l'éprouvette se fait via un couple de serrage par une vis. Ce chargement mécanique est appliqué à température ambiante avant de réaliser la ligne de fusion à l'aide d'une clé dynamométrique. Au cours de l'essai l'effort diminue et son évolution temporelle est relevée par un capteur (figure 3.5). L'éprouvette est bloquée d'un côté du bras, le chargement est appliqué sur l'autre côté de l'éprouvette.

#### 3.2.4.3 Paramètres énergétiques

Les principaux paramètres énergétiques du soudage sont l'intensité, la tension et la vitesse de soudage. Pour un gaz donné, la tension de l'arc dépend principalement de sa hauteur. Ce paramètre est fixe dans notre étude. Les paramètres énergétiques ont été choisis dans une large gamme pour permettre de comparer l'effet sur la fissuration de conditions de soudage très différentes. Pour garantir une pleine pénétration du bain de fusion sur nos éprouvettes,



### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

---

une énergie minimale doit cependant toujours être apportée. En soudage, on utilise souvent l'énergie linéique  $E$  :

$$E = \frac{UI}{V_s} \quad (3.1)$$

où  $U$ ,  $I$ , et  $V_s$  sont respectivement la tension, l'intensité, et la vitesse de soudage.

On considère ainsi généralement que si l'on augmente la vitesse de soudage, il faut augmenter, à tension constante, l'intensité dans les mêmes proportions pour conserver le volume fondu, l'énergie linéique étant alors constante.

#### 3.2.5 Mise en œuvre de l'essai et résultats expérimentaux

L'objectif de ces essais préliminaires est de mettre au point un essai de fissuration à chaud à chargement extérieur. Les différentes géométries de l'éprouvette et les différents paramètres de soudage seront présentés dans cette partie, ainsi que les résultats expérimentaux. La figure 3.7 présente l'instrumentation pour un essai préliminaire (géométrie Butterfly) par procédé TIG. Installation de soudage utilisée est la même pour tous les essais, et sera décrite dans le paragraphe 3.3.

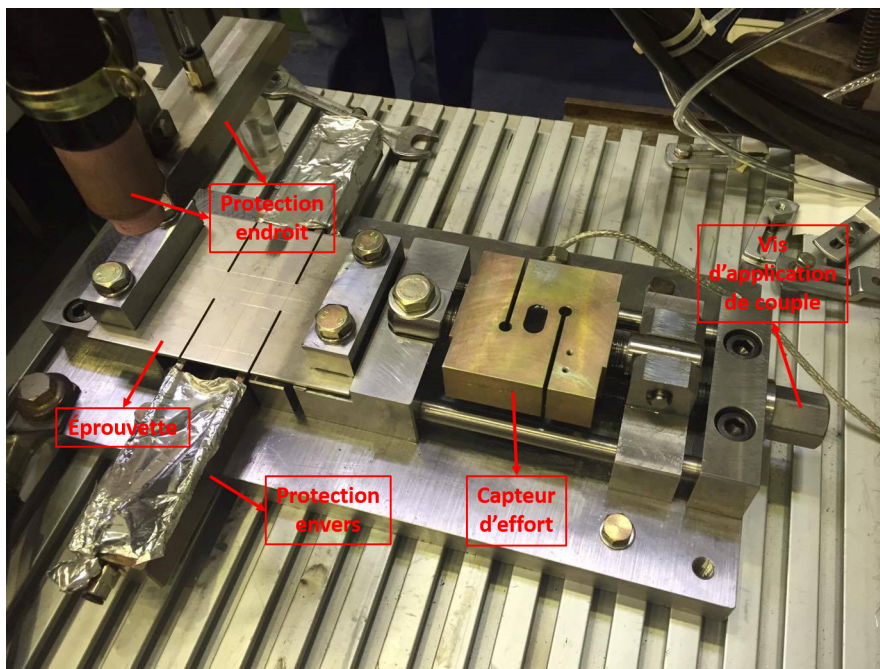


FIGURE 3.7: Instrumentation pour un essai préliminaire par procédé TIG

##### 3.2.5.1 Choix et contrôle des paramètres de l'essai

Les paramètres de l'essai sont la géométrie de l'éprouvette, le chargement extérieur et les paramètres de soudage : la tension, l'intensité et la vitesse de soudage. Dans notre étude, la tension de soudage est fixée à 10 V. L'objectif est tout d'abord de trouver un jeu de paramètres permettant d'obtenir : un cordon débouchant, une largeur de bain face endroit et face envers de dimensions proches et un effet dit "diabolo" peu marqué dans le volume ; ensuite de définir une vitesse de soudage et un chargement extérieur minimum pour obtenir l'apparition d'une fissuration à chaud.

$V_s$ (mm/min)	Intensité (A)	Tension (V)	Chargement(N)
400	230	10	7300

TABLE 3.1: Paramètres de soudage les plus favorables pour l'essai de fissuration à chaud

b (mm) \ a (mm)	30	40
	20	✓
30	✗	✗
40	✗	✗

TABLE 3.2: Influence des géométries pour l'essai de fissuration à chaud

Dans un premier temps, nous avons choisi d'étudier les paramètres de soudage et le chargement extérieur. Une éprouvette "a = 40 mm" et "b = 40 mm", prenant les valeurs de Coniglio [CP13], a été choisie pour réaliser cette étude pour obtenir les conditions les plus favorables pour la fissuration à chaud. Nous avons fait d'abord varier la vitesse de soudage entre 80 mm/min et 400 mm/min et déterminé à chaque vitesse l'intensité minimale  $I_{min}$  (sans chargement extérieur) permettant la pleine pénétration. Ensuite, nous avons fait varier l'intensité au-dessus de  $I_{min}$  et appliqué différents niveaux de chargement extérieur jusqu'à 7300 N, qui est la limite du capteur d'effort utilisé lors de cette phase d'étude. Après une campagne d'essais, les conditions les plus favorables pour la fissuration à chaud obtenues sont présentées dans le tableau 3.1. Avec cette géométrie, nous n'avons observé aucune fissure quelque soit les conditions opératoires. Nous choisissons néanmoins de fixer les paramètres du soudage présentés au tableau 3.1 et de faire évoluer alors la géométrie de l'éprouvette.

Lorsque la largeur "b" diminue, la contrainte moyenne au milieu de l'éprouvette due au chargement extérieur augmente, et la sensibilité à la fissuration à chaud de l'éprouvette doit augmenter.

Dans le tableau 3.2, ✓ signifie que l'éprouvette est fissurée avec une fissure traversante suivant l'épaisseur. Au contraire, ✗ signifie que l'éprouvette n'est pas fissurée. Nous avons réussi à obtenir une fissure pour un chargement extérieur de 7300 N avec une éprouvette où "b = 20 mm" et "a = 30 mm ou 40 mm". Ensuite, nous avons diminué le chargement afin d'analyser l'influence du chargement sur la fissuration à chaud toujours en utilisant les mêmes conditions de soudage avec différentes géométries de l'éprouvette. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 3.3.

$F_0$ (kN)	0		5		6		7.3	
a (mm) \ b (mm)	30	40	30	40	30	40	30	40
Réf	Ep0-1	Ep0-2	Ep500-1	Ep500-2	Ep600-1	Ep600-2	Ep730-1	Ep730-2
20	✗	✗	✗	✗	➡	➡	✓	✓
30	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗
40	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗

TABLE 3.3: Présentation des résultats des essais "Butterfly"

Dans ce tableau, ➡ signifie que l'éprouvette présente un début de fissure non traversante. On peut observer un début de fissure (figure 3.9) au microscope numérique KEYENCE (figure 3.8).

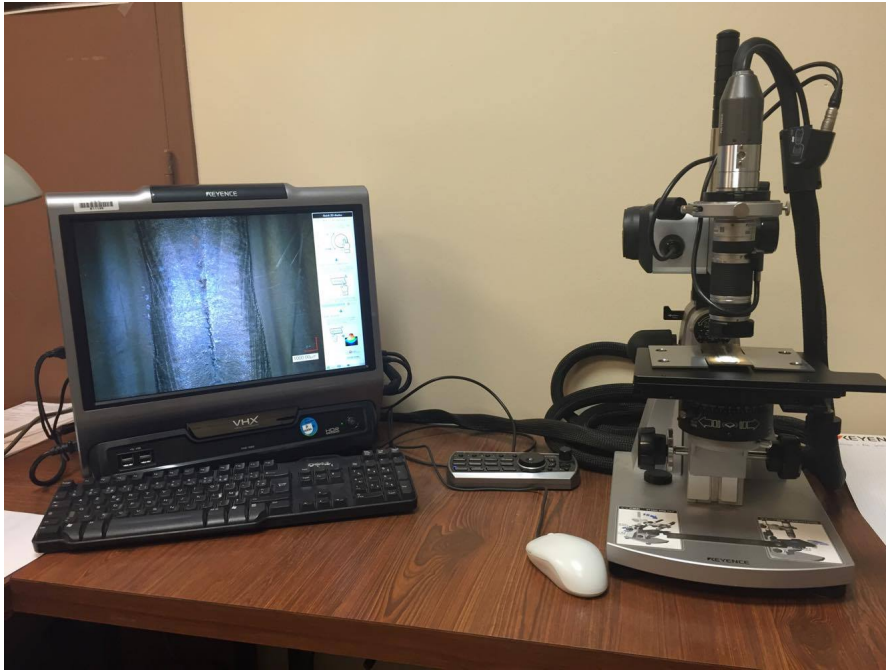


FIGURE 3.8: Microscope numérique KEYENCE

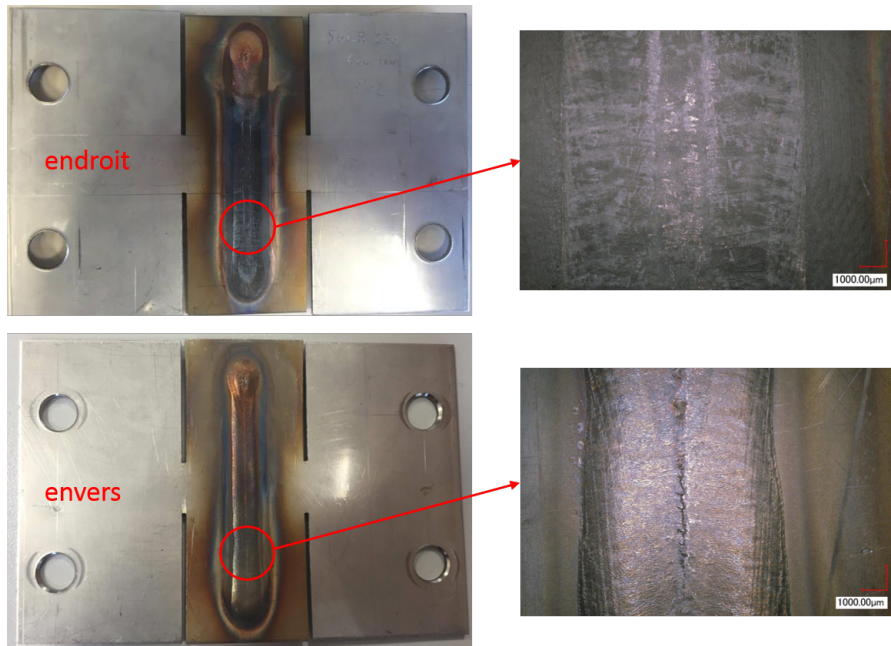


FIGURE 3.9: Epreuve "Butterfly" de référence "Ep600-2" ( $F_0=6$  kN,  $a=40$  mm,  $b=20$  mm)

#### 3.2.6 Conclusions sur les essais préliminaires

Une série d'essais préliminaires sur un acier 304L a été effectuée. Elle nous permet, tout d'abord, de valider le principe de l'essai CRW en utilisant une configuration d'éprouvette de type Butterfly. Lorsque le chargement extérieur est nul, aucune fissure n'est présente dans l'éprouvette. Lorsque l'on augmente le chargement jusqu'à 6 kN, la fissure commence à apparaître et quand le chargement est de 7,3 kN, nous obtenons une fissure traversante sur une longueur d'environ 30 mm. Ces essais nous permettent, ensuite, de choisir les paramètres opératoires de soudage les plus favorables pour la fissuration à chaud. Enfin, on valide la géométrie

de l'éprouvette : la largeur du corps de l'éprouvette retenue est de " $a = 40 \text{ mm}$ ". La largeur des bras de l'éprouvette " $b = 20 \text{ mm}$ " a été retenue, car c'est avec cette valeur que nous avons observé une fissure. Un article publié dans le 23<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique sur l'essai Butterfly et les simulations thermomécaniques de cet essai est présenté en Annexe A [GCA<sup>+</sup>17].

### 3.3 Essais de type CRW

Un essai de fissuration à chaud de type CRW et ses instrumentations dédiées ont été développés au laboratoire. Cependant, la vitesse de soudage est plus importante que dans les conditions industrielles dans lesquelles se rencontrent des défauts de fissuration à chaud. Cet essai spécifique permet d'amorcer une fissure dans des conditions expérimentales maîtrisées et ainsi d'identifier un critère de fissuration à chaud lors du soudage sur nos matériaux. Dans ce paragraphe, sont décrits le banc d'essai de fissuration que nous avons développé, la mise en œuvre des essais, les conditions opératoires et les résultats associés. Les essais sont réalisés sur l'acier 316L(N) et son métal d'apport 19-15H. Les essais réalisés sur le matériau 316L(N) permettent non seulement de tester la répétabilité de ces essais, mais également d'identifier un critère thermomécanique de fissuration à chaud. Les essais sur le matériau 19-15H servent non seulement à la validation de la transposabilité de cet essai sur différentes configurations, mais aussi au classement des matériaux étudiés vis-à-vis de leur sensibilité à la fissuration à chaud.

#### 3.3.1 Description de l'installation

##### 3.3.1.1 Description de l'installation TIG

Toutes les campagnes expérimentales sont effectuées sur la même installation de la plateforme ALTEA du laboratoire LTA au CEA Saclay. L'installation utilisée est composée d'un générateur de soudage Polysoude 600 PC couplé à une torche TIG WELDCRAFT 500A refroidie à l'eau, de trois axes de déplacement et d'un système de contrôle de la tension de soudage de marque CYCLOMATIC AVC. Une photographie de l'installation est présentée sur la figure 3.10.

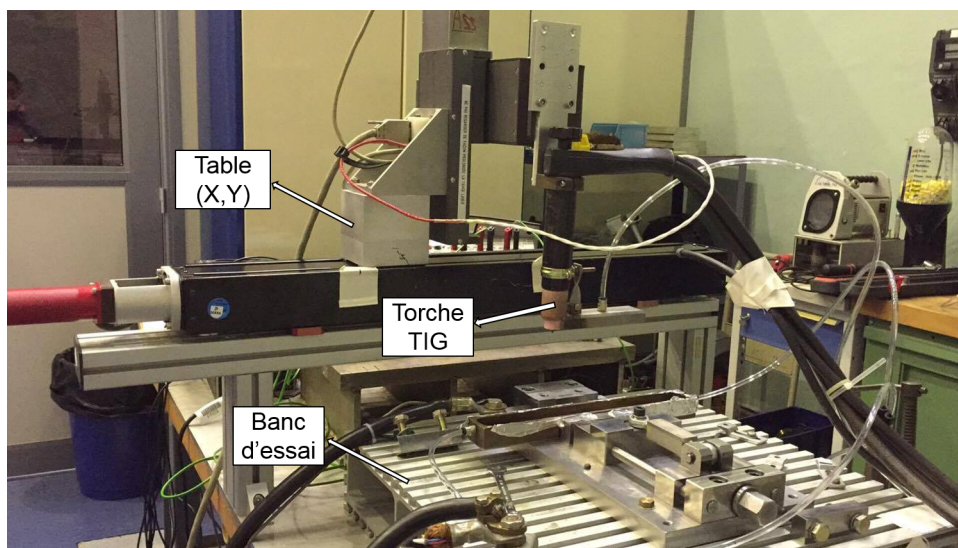


FIGURE 3.10: Installation expérimentale pour réaliser les lignes de fusion par procédé TIG

Le diamètre interne de la buse utilisée dans notre étude est de 16 mm, l'électrode utilisée est en tungstène lanthane 2 % de diamètre 2,4 mm et affûtée à 30°.



### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

#### 3.3.1.2 Description du montage d'essai CRW

Le principe de l'essai consiste à pouvoir amorcer et arrêter une fissure via une sollicitation de traction appliquée avant soudage et perpendiculaire à la direction de soudage. La ligne de fusion sans métal d'apport s'effectue avec un procédé TIG, sur une éprouvette de géométrie en croix de faible épaisseur. Une photographie du montage conçu et mis en œuvre est présentée sur la figure 3.11.

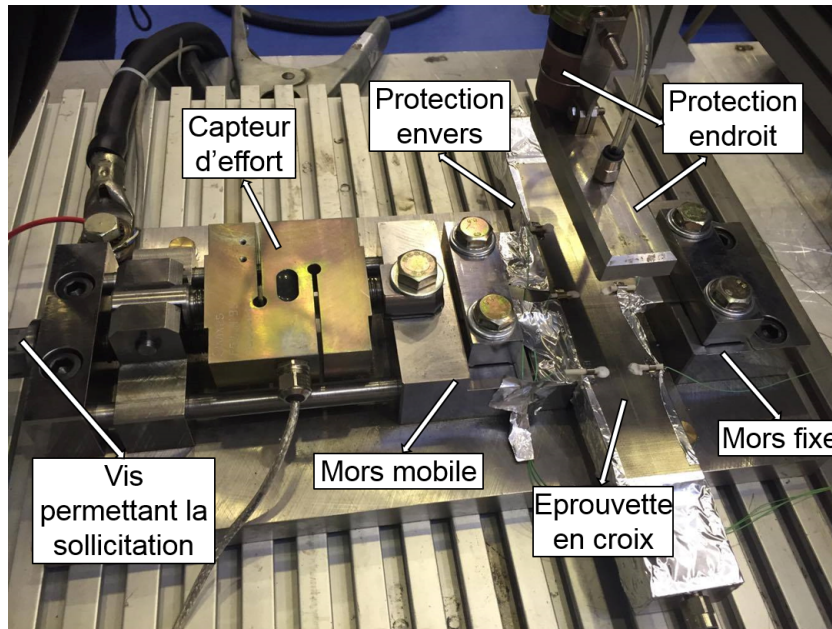


FIGURE 3.11: Montage instrumenté pour essai CRW

L'éprouvette est encastrée sur un mors fixe et une sollicitation de traction perpendiculaire à la direction de soudage est appliquée via un couple de serrage sur une vis à l'aide d'une clé dynamométrique. Un capteur de force de type FS1 (30 kN en traction/compression), a été fabriqué spécialement pour notre dispositif par la société SIXAXES. Ce capteur permet de suivre l'évolution du chargement au cours du déplacement de la torche. Le système de protection endroit et envers utilise du gaz argon pour obtenir une ligne de fusion sans oxydation.

#### 3.3.1.3 Dispositif de mesure de température

L'instrumentation thermique est destinée à évaluer le champ de température au voisinage du bain de fusion. Les mesures de température à la surface de l'éprouvette se font via l'utilisation de thermocouples de type K puis seront par la suite comparées aux simulations numériques. Les thermocouples sont constitués de deux fils soudés par point. Les fils, de diamètre 110  $\mu\text{m}$ , sont munis d'une double isolation en téflon et la gamme d'utilisation de ces thermocouples est de -200 °C à 1200 °C. Afin d'éviter que les gaines ne fondent lors du soudage et pour protéger les fils du rayonnement de l'arc, les fils sont introduits dans un tube isolant en céramique (figure 3.12) et une couche de pâte de ciment haute température de tenue garantie jusqu'à 1475 °C (OMEGABOND 600, poudre à mélanger simplement à l'eau) a été déposée sur les thermocouples. La soudure par point du thermocouple à la surface du matériau est très difficile à réaliser et souvent fragile. Ainsi un trou de diamètre 0,4 mm, supérieur au diamètre de la boule du thermocouple, est réalisé. Sous une binoculaire, les thermocouples sont insérés dans ce trou, puis sertis.

Les thermocouples sont positionnés uniquement sur la face supérieure de l'éprouvette (côté

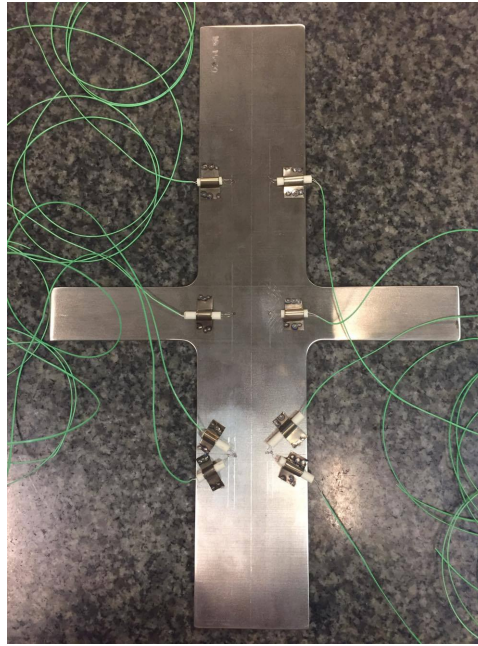


FIGURE 3.12: Epreuve instrumentée avec des thermocouples de type K

face à la torche dénommée endroit), proches du bain fondu, car ce bain est débouchant et sa largeur en face endroit et en face envers est identique. Les plans d'implantation des thermocouples sur les différentes éprouvettes sont présentés sur les figures 3.12 et 3.13. Quatre thermocouples ont été positionnés symétriquement par rapport à la ligne de fusion. Les coordonnées des thermocouples ont été mesurées dans le repère décrit sur la figure 3.13 et sont présentées dans le tableau 3.6.

### 3.3.2 Procédure expérimentale

Les dimensions des éprouvettes sont contrôlées, particulièrement pour l'épaisseur qui est un paramètre important pour le phénomène de fissuration à chaud. Les éprouvettes sont d'abord dégraissées à l'éthanol. Avant de fixer l'éprouvette dans le montage, la trajectoire de soudage est gravée sur l'éprouvette pour permettre un bon positionnement et alignement de la torche sur la ligne de fusion. Enfin, les éprouvettes sont positionnées puis serrées entre les mors sur le banc d'essai. La mise en traction de l'éprouvette est alors effectuée à l'aide d'une clé dynamométrique. La valeur de l'effort appliqué est contrôlée à l'aide du capteur avant le début de l'essai. On note  $F_0$  la valeur de cet effort avant le démarrage de la torche. Ensuite la valeur de l'effort est mesurée à chaque instant. Une acquisition de la tension de soudage a été installée en même temps que celle de l'effort. Cela permet de synchroniser les sollicitations. Une fois l'éprouvette montée sur le dispositif et les réglages effectués, le courant électrique entre l'éprouvette et l'électrode est imposé comme cela peut être observé sur le début de la figure 3.14 (courbe pointillée bleue). L'amorçage de la torche se fait en mode lift-arc. Le programme Polysoude qui définit la vitesse de déplacement de la table et les paramètres opératoires de soudage est lancé. La ligne de fusion est réalisée au milieu de l'éprouvette en amorçant l'arc à environ 10 mm de l'extrémité de l'éprouvette ( $x = 10 \text{ mm} \pm 0,2 \text{ mm}$ ). La torche se déplace pendant 30 s après l'amorçage de l'arc sur un trajet de 200 mm ( $V_s = 400 \text{ mm/min}$ ).

Des exemples de mesures de l'effort lors des essais sont donnés en figure 3.14 pour les essais **B09** et **B06**. On peut identifier avec la courbe en pointillée bleue (tension d'arc), la phase de soudage à une tension de 10 V. Les courbes en trait continu (vert et rouge) présentent la mesure

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

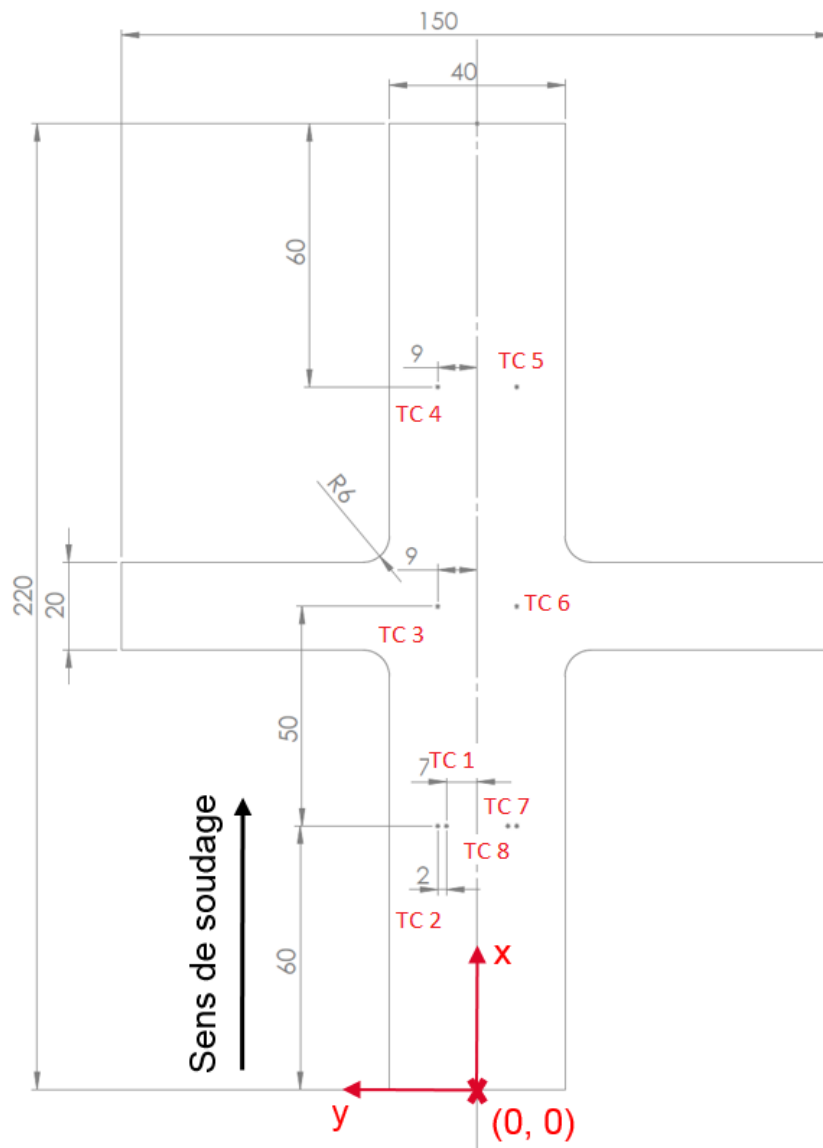


FIGURE 3.13: Plan d'implantation des thermocouples sur les éprouvettes CRW en 316L(N)

d'effort respectivement pour les essais **B09** et **B06**. On remarque que pendant la période de soudage, l'éprouvette se dilate, entraînant une chute de l'effort sur les mors. Lors de la phase de refroidissement, l'éprouvette se contracte ce qui se traduit par une augmentation de l'effort sur l'éprouvette. En revanche, la valeur de l'effort après refroidissement total de l'éprouvette est inférieure à la valeur imposée, ce qui montre que l'éprouvette a subi une déformation plastique.

#### 3.3.3 Paramètres des essais

##### 3.3.3.1 Éprouvettes et matériaux

Deux campagnes expérimentales ont été réalisées. La première campagne d'essais est menée sur des éprouvettes CRW en métal de base 316L(N) qui ont été prélevées dans un bloc issu de la tôle K46 avec l'axe X (sens de soudage) à 45° de DL et DT ; les dimensions du bloc à notre disposition n'étant pas suffisantes pour orienter l'axe long des éprouvettes dans le sens du laminage DL. La seconde campagne a été menée avec des éprouvettes en métal d'apport

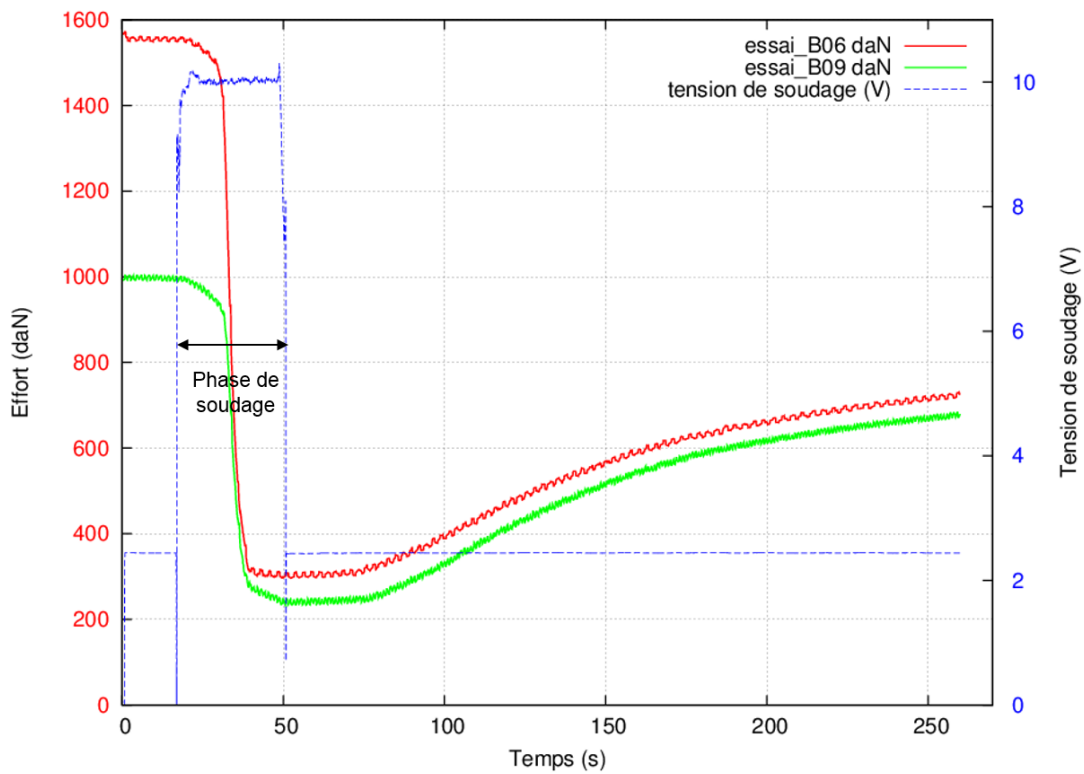


FIGURE 3.14: Mesure de l'effort appliqué sur l'éprouvette au cours du soudage (essai **B09** avec  $F_0=10$  KN, essai **B06** avec  $F_0=15,6$  KN)

19-15H qui sont prélevées dans le dépôt soudé hors dilution (moule) dont la fabrication est détaillée au 2.1.2, l'axe X de soudage des éprouvettes étant dans le sens long du dépôt. Les dimensions des éprouvettes sont présentées sur la figure 3.15.

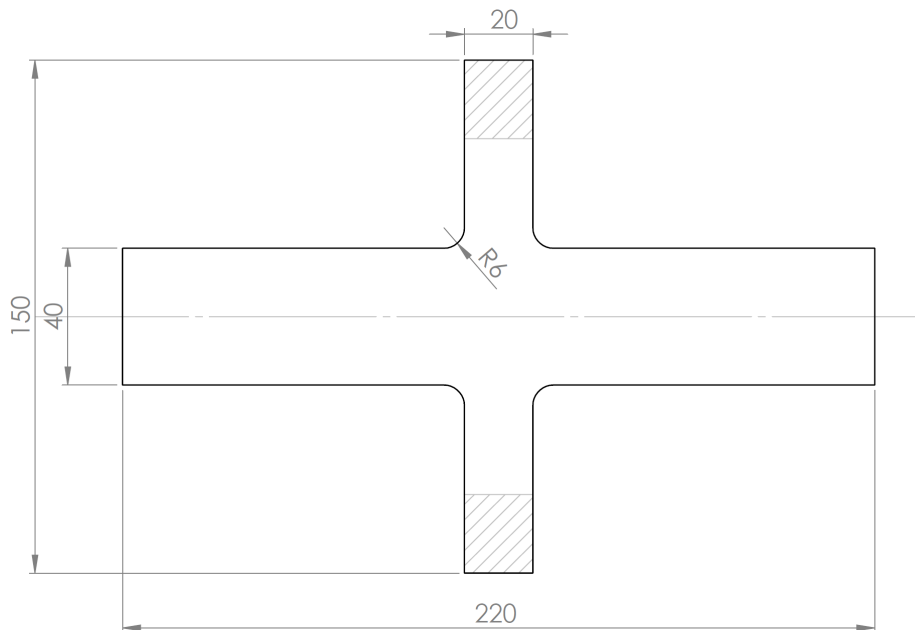


FIGURE 3.15: Géométrie des éprouvettes CRW (mm)

Les éprouvettes ont des dimensions identiques pour les deux campagnes d'essais. La lon-

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

gueur d'éprouvette a été fixée à 220 mm, afin de réaliser des lignes de fusion de 200 mm et pour que le bain de fusion soit établi à son arrivée dans la zone "centrale" où le matériau risque de fissurer. La largeur choisie est de 40 mm afin de faciliter l'implantation des thermocouples. La largeur des bras de 20 mm permet de concentrer la contrainte au milieu de l'éprouvette et l'épaisseur de 1,9 mm augmente cette concentration.

#### 3.3.3.2 Paramètres opératoires pour la ligne de fusion

Avant de mener les campagnes expérimentales sur les nuances 316L(N) et 19-15H, des lignes de fusion ont été réalisées sur les éprouvettes des deux nuances afin de vérifier si les paramètres opératoires de soudage déterminés au cours des essais préliminaires sur un acier 304L sont transposables. L'énergie de soudage s'étant révélée trop importante, il a été nécessaire de la diminuer. Nous avons observé qu'une diminution de l'intensité de soudage, en gardant les autres paramètres constants, a permis l'obtention de résultats concluants.

##### A) Première campagne sur les éprouvettes en 316L(N)

Les paramètres opératoires de soudage retenus pour les éprouvettes en 316L(N) sont décrits dans le tableau 3.4.

$V_s$ (mm/min)	Intensité (A)	Tension (V)	Énergie linéique (J/mm)	Gaz	Courant
400	210	10	315	Argon 100 %	lisse

TABLE 3.4: Paramètres de soudage pour les éprouvettes CRW en 316L(N)

##### B) Deuxième campagne sur les éprouvettes en 19-15H

Les paramètres opératoires de soudage retenus pour les éprouvettes en 19-15H sont indiqués dans le tableau 3.5.

$V_s$ (mm/min)	Intensité (A)	Tension (V)	Energie linéique (J/mm)	Gaz	Courant
400	190	10	285	Argon 100 %	lisse

TABLE 3.5: Paramètres de soudage pour les éprouvettes CRW en 19-15H

#### 3.3.3.3 Chargement mécanique

Le système d'application du chargement extérieur a déjà été présenté dans la partie précédente. La quantité de matériau disponible n'est pas suffisante pour pouvoir effectuer une étude de l'influence de la géométrie de l'éprouvette et des différents paramètres opératoires de soudage sur le phénomène de fissuration à chaud. Aussi, seul le rôle de l'effort appliqué a été étudié. L'effort appliqué varie de 0 à 17 kN (effort maximum du dispositif). On détermine la valeur seuil où apparaît un amorçage de fissure, puis on continue à augmenter l'effort afin d'analyser son influence sur les différentes positions d'amorçage et d'arrêt de fissures.

#### 3.3.4 Protocole de mesures

En respectant l'objectif de cette étude, on s'intéresse aux positions d'amorçage et d'arrêt de fissure sur l'éprouvette. Les observables géométriques considérées pour l'exploitation des résul-

tats sont définies sur la figure 3.16. Les positions d'amorçage et d'arrêt de fissure correspondent à la distance mesurée depuis le repère (0,0). Les largeurs de la ligne de fusion endroit et envers sont également mesurées sur chaque éprouvette après essai pour contrôler la stationnarité de la ligne de fusion et vérifier que les largeurs du bain fondu endroit et envers ont des dimensions proches. Les cordons de soudure sont attaqués à l'acide oxalique pour mieux observer les microfissures.

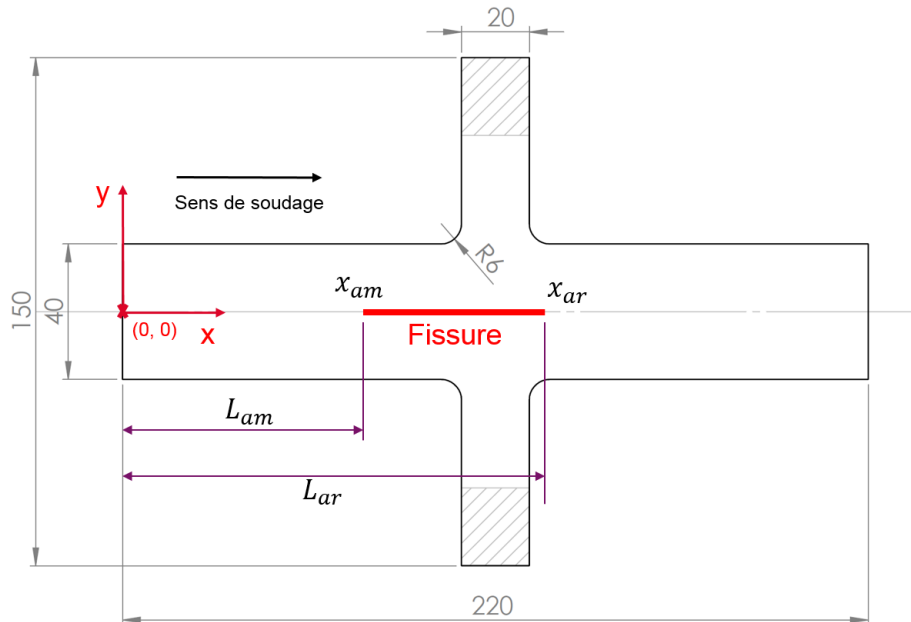


FIGURE 3.16: Illustration des observables géométriques considérées pour l'exploitation des résultats expérimentaux

Les positions des thermocouples ont été mesurées après essai au microscope. La figure 3.17 décrit un schéma représentatif de la mesure des positions des thermocouples. La coordonnée suivant  $y$  des thermocouples, repérée par rapport à l'axe du soudage est égale à la distance entre le thermocouple et le bord du bain fondu ( $L_t$ ) plus la demi-largeur du bain fondu ( $L_c$ ). Par exemple, pour le TC4, la coordonnée suivant  $y$  est égale à  $L_t + (L_c/2)$  :  $TC4 = 3,3 + (7,0/2)$  mm.

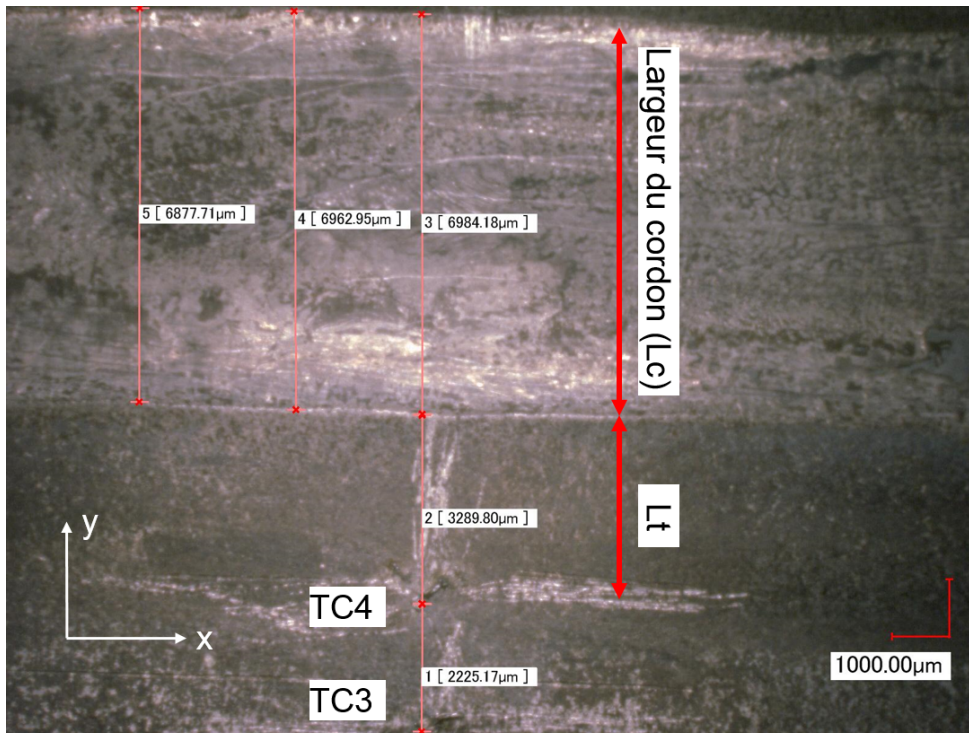


FIGURE 3.17: Illustration d'un schéma des positions des thermocouples

### 3.3.5 Résultats des essais et analyses

#### 3.3.5.1 Observations générales du cordon

Les fissurations à chaud étudiées se développent à la fin de la solidification du cordon. La microstructure de solidification du cordon a une influence sur le phénomène de fissuration à chaud et la forme du cordon est liée à la microstructure. Il est donc nécessaire d'analyser la forme du cordon de soudure afin de mieux comprendre ce phénomène.

Sur les figures 3.18 et 3.19 sont représentés les cordons des faces endroit et envers des éprouvettes pour le métal de base 316L(N) et le métal d'apport 19-15H respectivement. Pour les deux éprouvettes, on constate que le cordon dans la zone à mi-longueur de l'éprouvette (flèche bleue) est plus large qu'en début de soudage (flèche rouge). Cet effet pourrait être lié à l'application de l'effort sur les bras des éprouvettes. Au début du soudage, une rampe a été définie pour augmenter l'énergie de soudage progressivement. Le cordon entre dans un régime stationnaire après 3 s de soudure. On peut observer sur les éprouvettes soit des microfissures soit des macrofissures lorsque le cordon est entièrement fissuré. Sur la figure 3.18 pour la nuance 316L(N) (essai **B05**, chargement  $F_0=15.8$  kN), on constate qu'une fissure apparaît à 72 mm et s'arrête à 111 mm. Cependant, la fissure n'est pas débouchante car on n'observe pas de fissure sur la face envers. Les microstructures au niveau de la fissure seront présentées ensuite afin de mieux analyser ce phénomène. Sur la figure 3.19 pour la nuance 19-15H (chargement  $F_0=12.3$  kN), on observe des microfissures discontinues uniquement sur la face endroit de l'éprouvette.



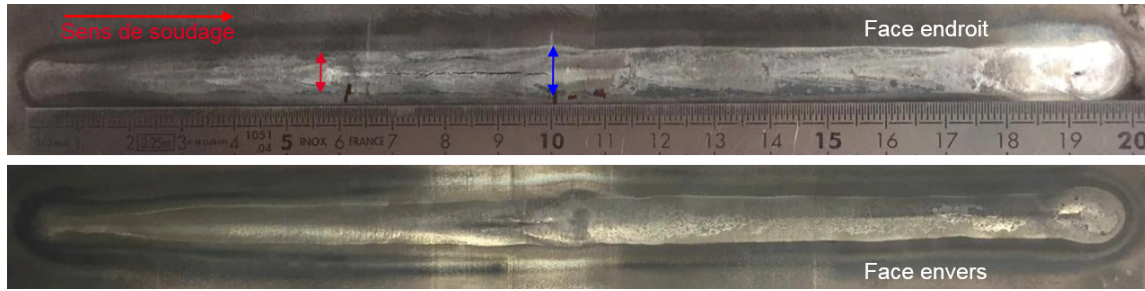


FIGURE 3.18: Faces endroit et envers du cordon sur le métal de base 316L(N) (essai **B05**)

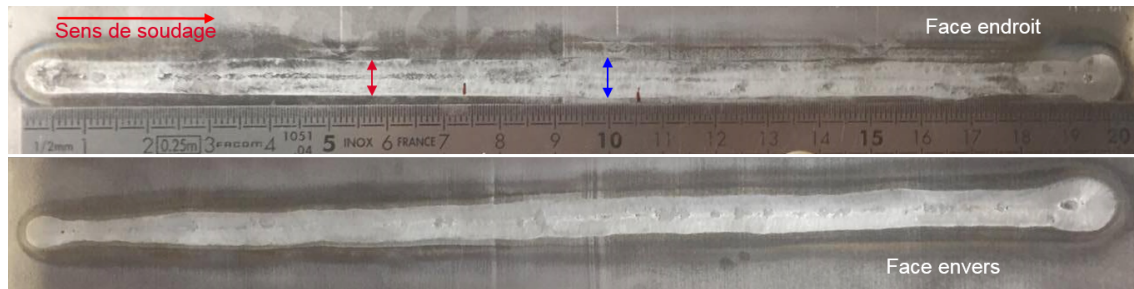


FIGURE 3.19: Faces endroit et envers du cordon sur le métal d'apport 19-15H (essai **1915-07**)

### 3.3.5.2 Mesures de la température des essais

Deux éprouvettes **B07** et **B10** ont été instrumentées avec des thermocouples dont les positions après l'essai sont regroupées dans le tableau 3.6. Ces mesures de températures seront utilisées dans le chapitre 4 afin de calibrer la source de chaleur utilisée dans la simulation numérique.

B07	B07TC1	B07TC2	B07TC3	B07TC4	B07TC5	B07TC6	B07TC7	B07TC8
X (mm)	60	60	110	160	160	110	60	60
Y (mm)	6.5	9	10.	9	9	9.5	9.1	6.6
B10		B10TC2	B10TC3	B10TC4	B10TC5	B10TC6		B10TC8
X (mm)		60	110	160	160	110		60
Y (mm)		6.8	10	10	6.5	7.5		6

TABLE 3.6: Positions des thermocouples pour les essais **B07** et **B10** après soudage.

Les figures 3.20 et 3.21 présentent les évolutions des températures des thermocouples (TCs) pour les essais **B07** et **B10**. Les thermogrammes pour l'essai **B07** ont présenté des fluctuations. Suite aux résultats de cet essai **B07**, il a été décidé de protéger les thermocouples avec de la pâte de ciment (cf. 3.3.1.3) pour la suite des essais instrumentés. On constate que les thermocouples qui sont aux mêmes abscisses longitudinales "x" ont commencé à monter en température en même temps. Cependant, dus à leurs différentes positions transverses suivant "y" mesurées après les essais, les températures maximales ne sont pas identiques. Cela peut être dû à la fluctuation des bains fondus à différents endroits (le bain fondu est plus large dans la zone où l'effort est appliqué).



### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

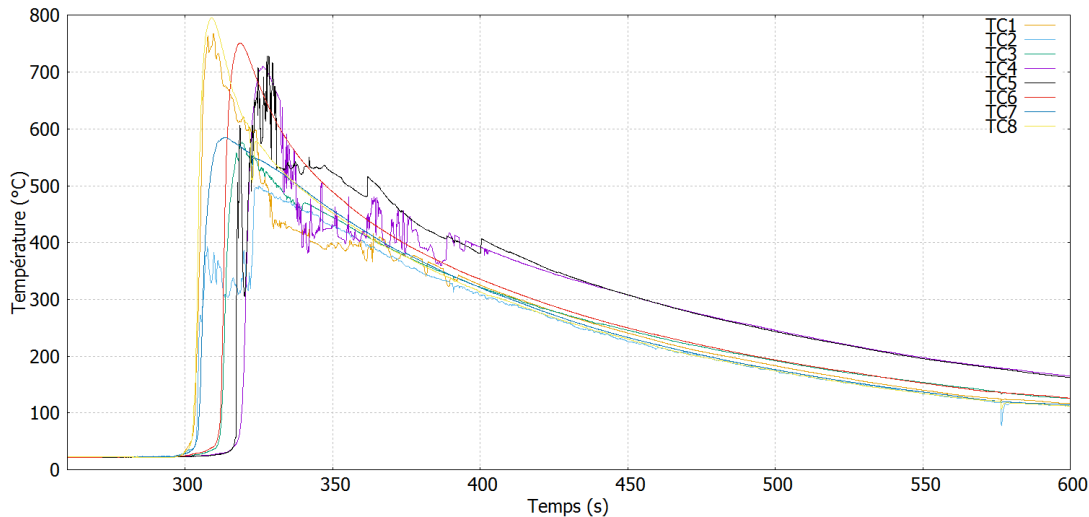


FIGURE 3.20: Évolutions des températures des TCs lors de l'essai **B07**

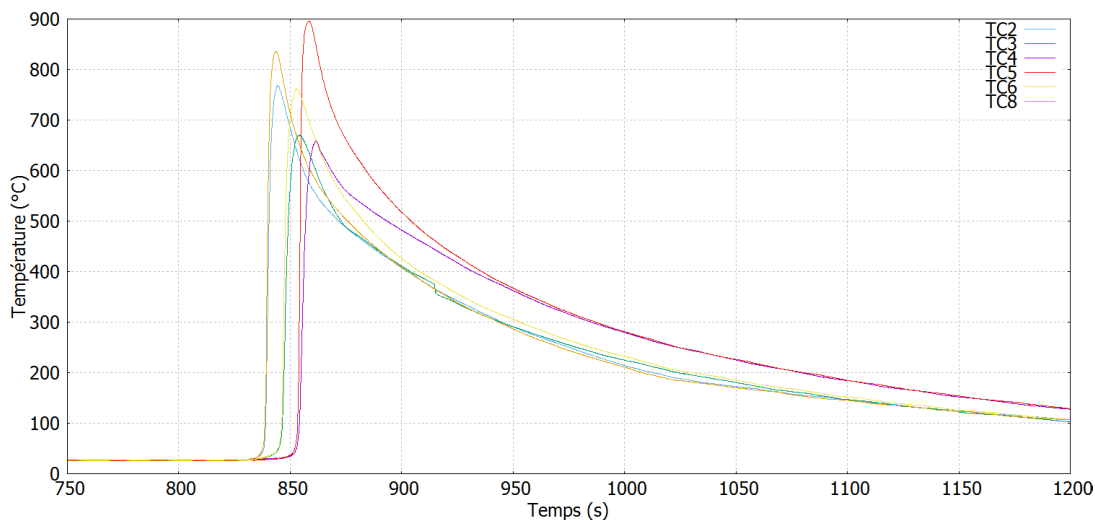


FIGURE 3.21: Évolutions des températures des TCs lors de l'essai **B10**

#### 3.3.5.3 Analyse de la première campagne

La première campagne d'essais est réalisée sur les éprouvettes CRW en 316L(N) et les résultats associés sont présentés dans le tableau 3.7. Les épaisseurs des éprouvettes ont été mesurées à  $1,9 \pm 0,02$  mm avant de réaliser les essais. Ces résultats sont exploités en vue de dégager des tendances quant à l'influence du chargement extérieur sur le développement de la fissuration à chaud.

Dans cette étude, le chargement extérieur varie de 0 à 17 kN. On constate que la largeur du cordon de soudure est quasiment identique pour tous les essais puisque les paramètres de soudage sont identiques. La largeur du cordon mesurée dans ce tableau est une mesure moyenne sur différents endroits de la face endroit de l'éprouvette. Ensuite, on n'observe pas de fissure quand le chargement varie de 0 à 10 kN. Par contre quand le chargement augmente jusqu'à environ 12,5 kN, la fissure s'amorce à  $x = 71$  mm. On constate que pour tous les chargements où  $F_0 > 12,5$  kN, on observe toujours une fissure. Cependant, la fissure n'est pas toujours débouchante, car le chargement n'est pas suffisant pour obtenir une fissure traversante. Dans le tableau 3.7, on constate que la fissure n'est pas toujours continue suivant les chargements appliqués. La fissure présente des discontinuités jusqu'à un chargement environ de 13,5 kN.

Réf	Chargement $F_0$ (kN)	Largeur du cordon (mm)	Position d'amor- çage (mm)	Position d'arrêt (mm)	Longueur de fissure (mm)	Continuité de la fissure
<b>C01</b>	0	8.0	✗	✗	✗	✗
<b>C02</b>	0	7.5	✗	✗	✗	✗
<b>C03</b>	7.50	8.0	✗	✗	✗	✗
<b>C04</b>	7.50	8.0	✗	✗	✗	✗
<b>B09</b>	10.00	8.0	✗	✗	✗	✗
<b>A09</b>	10.00	7.0	✗	✗	✗	✗
<b>A03</b>	12.52	7.0	71	84	13	DISC
<b>A04</b>	13.50	7.0	75	113	38	DISC
<b>A06</b>	13.50	7.5	70	93	23	DISC
<b>B10</b>	13.37	7.5	75	113	38	DISC
<b>B07</b>	13.38	7.5	71	81	10	DISC
<b>A01</b>	14.44	7.0	73	118	45	DISC
<b>A05</b>	14.50	8.0	68	126	58	C-d
<b>B08</b>	14.56	8.0	70	111	41	DISC
<b>A07</b>	14.76	7.0	69	123	54	C
<b>B03</b>	15.41	7.0	72	115	43	DISC
<b>A02</b>	15.50	7.0	71	144	73	C-d
<b>A10</b>	15.50	8.0	81	95	14	DISC
<b>B01</b>	15.53	8.0	72	113	41	DISC
<b>B02</b>	15.60	7.5	70	111	41	DISC
<b>B06</b>	15.63	8.5	69	114	45	C-d
<b>B05</b>	15.83	8.0	72	111	39	C-d
<b>B04</b>	16.43	8.0	68	121	53	C-d
<b>A11</b>	16.99	8.0	69	112	43	C-d

TABLE 3.7: Résultats expérimentaux des essais CRW sur 316L(N) réalisés en vue d'étudier l'influence du chargement extérieur sur la fissuration (✗ : pas de fissure, DISC : fissure discontinue, C : fissure continue, C-d : fissure continue et traversante)

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

Lorsque le chargement se situe entre 14,5 et 15,5 kN, certaines fissures sont continues, mais dès que le chargement dépasse 15,6 kN, la fissure est toujours continue.

La figure 3.22 représente les positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction de  $F_0$  (valeur de l'effort initial avant démarrage de la torche). Dans cette figure, les positions d'amorçage sont représentées par des points rouges et les positions d'arrêt par des points bleus. On observe que l'amorçage de fissure se produit toujours autour de 70 mm quelque soit la valeur de  $F_0$ . Il faudra relier cette observation à des contraintes/déformations au niveau local de la fissuration à chaud. On observe que les positions d'arrêt des fissures ont tendance à croître avec  $F_0$ .

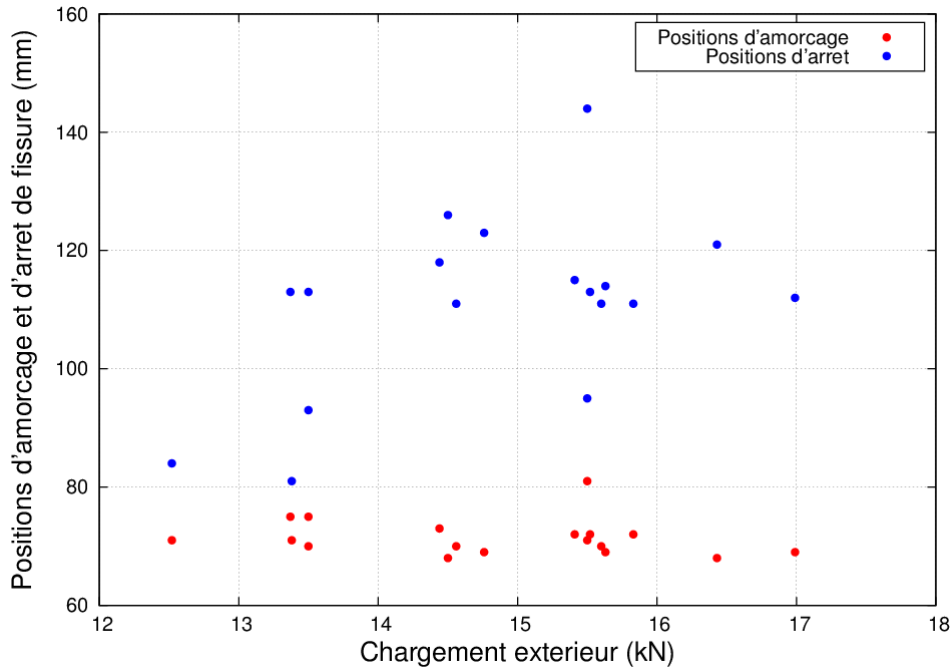


FIGURE 3.22: Évolution des positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction du chargement extérieur

Les longueurs des fissures (différence entre la position d'amorçage et d'arrêt indépendamment du caractère continu ou discontinu de la fissure) en fonction de  $F_0$  ont été présentées sur la figure 3.23. Il est observé que la longueur de la fissure augmente lorsque le chargement augmente.

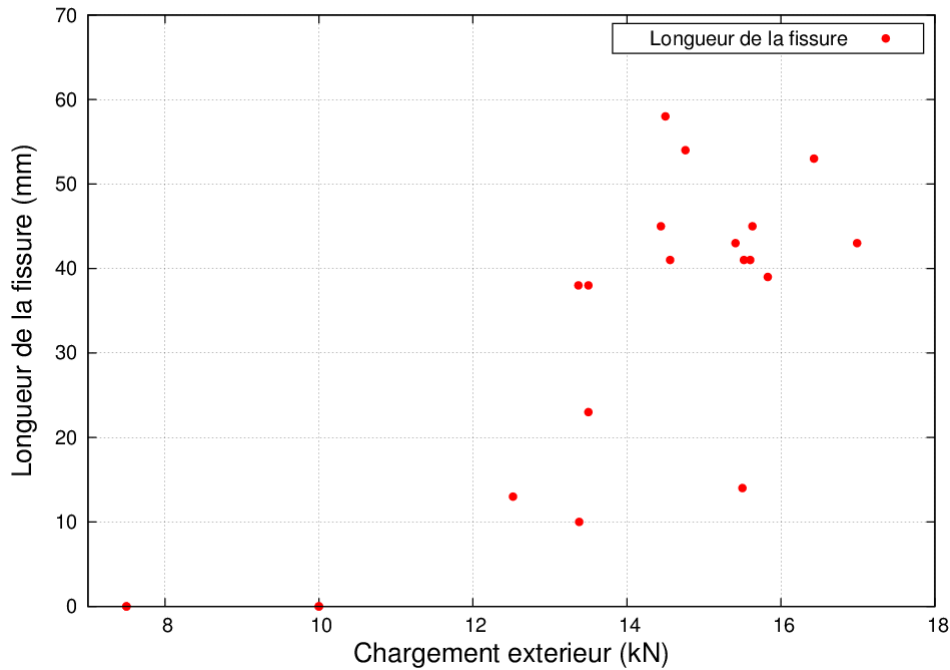


FIGURE 3.23: Longueur de la fissure en fonction du chargement extérieur  $F_0$

Tous les résultats précédents montrent une influence de  $F_0$  sur les positions d'arrêt de fissures, mais cette force est une sollicitation globale mesurée par un capteur. Pour établir un critère thermomécanique de fissuration à chaud les grandeurs locales (déformation, contrainte...) à l'amorçage et à l'arrêt des fissures doivent être déterminées. Donc pour une analyse plus détaillée, on peut estimer l'effort au moment où la torche de soudage passe par la position d'amorçage ( $F_{am}$ ) et d'arrêt ( $F_{ar}$ ) de fissure.

Pour obtenir  $F_{am}$  et  $F_{ar}$ , il faut connaître l'instant pour le début de soudage ( $t_0$ ) et la fin ( $t_1$ ), la position d'amorçage ( $x_{am}$ ) et d'arrêt ( $x_{ar}$ ) de fissure, la vitesse de soudage ( $V_s$ ) afin de calculer l'instant où apparaît ( $t_{am}$ ) et s'arrête ( $t_{ar}$ ) la fissure. Ensuite il s'agit de trouver la valeur d'effort  $F_{am}$  et  $F_{ar}$  sur le graphe donnant l'évolution de la force au cours de l'essai. La figure 3.24 présente une analyse sur  $F_{am}$  et  $F_{ar}$  pour l'éprouvette **B06**.

Les épaisseurs moyennes  $E_1$  et les largeurs  $L_1$ , après les essais, des deux bras où le chargement a été appliqué ont été mesurées. La masse des éprouvettes a été également mesurée. Ces résultats sont présentés dans le tableau 3.8. Les deux bras ont été plastifiés avant le déplacement de la torche. La masse des éprouvettes est différente, cela veut dire peut-être que l'épaisseur des éprouvettes n'est pas exactement identique. L'épaisseur des éprouvettes ayant une grande influence sur les résultats des essais de fissuration à chaud, avant de réaliser les essais, il est indispensable de bien contrôler l'épaisseur des éprouvettes.

Les positions d'amorçage et d'arrêt des fissures en fonction des efforts  $F_{am}$  et  $F_{ar}$  ont été présentées sur la figure 3.25. L'essai **B07** a été éliminé dans cet étude, car le résultat n'est pas cohérent avec tous les autres essais sur l'arrêt de fissure. Dans cette figure les points rouges présentent les efforts à l'amorçage des fissures,  $F_{am}$  et ceux en bleus présentent les efforts à l'arrêt des fissures,  $F_{ar}$ . On remarque que la position d'amorçage des fissures pour tous les essais varie peu et que les efforts à l'amorçage  $F_{am}$  sont de l'ordre de 14 kN. Cependant pour les efforts à l'arrêt de fissure  $F_{ar}$ , les résultats ont une incertitude de  $\pm 1$  kN, car il est difficile de synchroniser avec le début du déplacement de la torche, ce qui avait une grande influence sur  $F_{ar}$  mais peu de influence sur  $F_{am}$ . On constate que quand l'effort est inférieur à 10 kN,

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

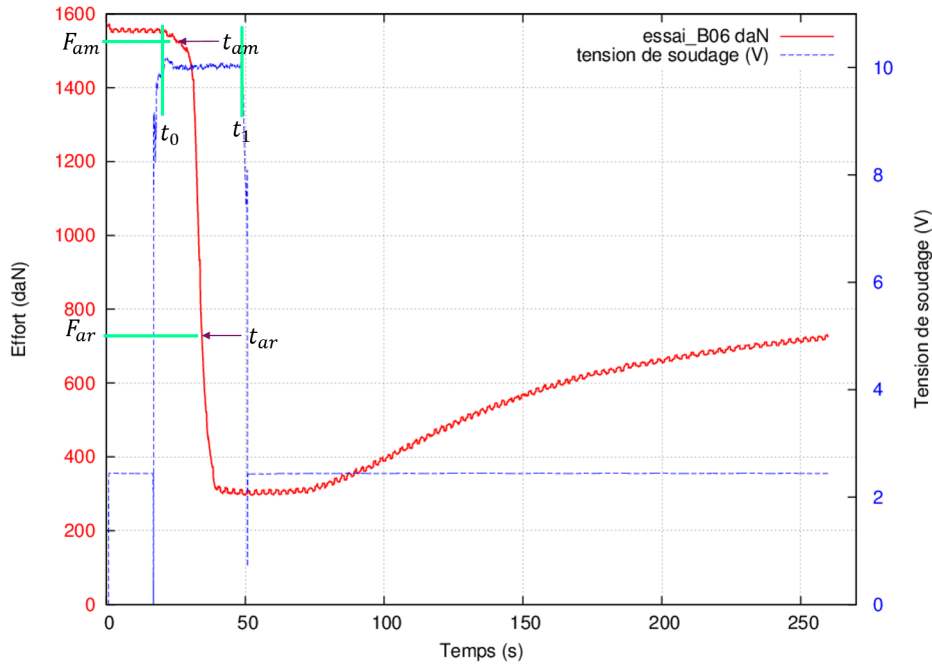


FIGURE 3.24: Analyse des efforts  $F_{am}$  et  $F_{ar}$  pour l'éprouvette **B06**

soit l'éprouvette ne présente pas de fissure, soit la fissure déjà amorcée s'arrête (le trait vert sépare les fissurés et non fissurés). Par contre pour analyser les grandeurs locales au niveau des fissures, cela nécessite la simulation numérique des essais.

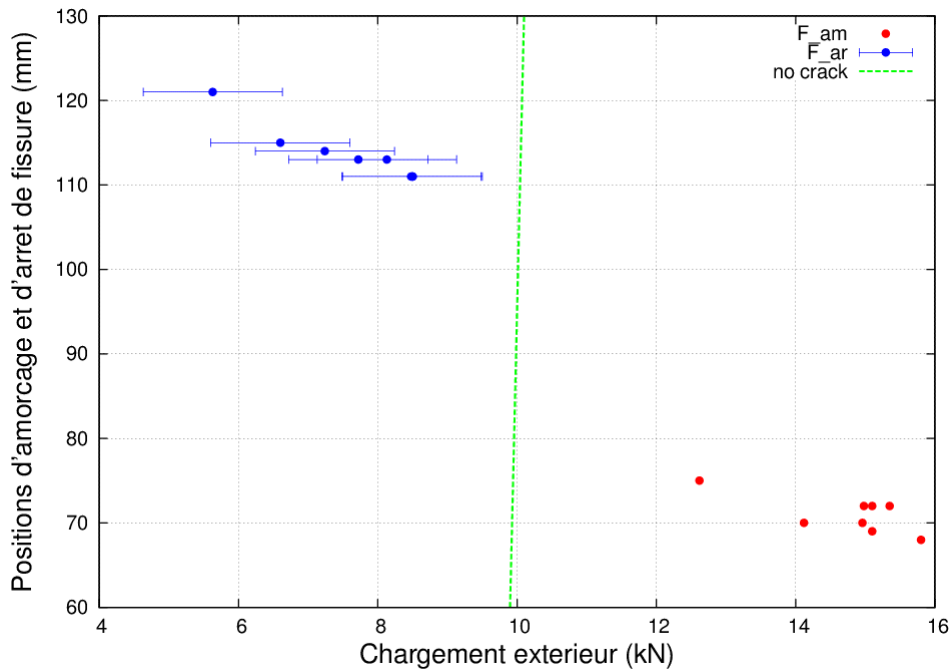


FIGURE 3.25: Evolution des positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction du  $F_{am}$  et  $F_{ar}$

Réf	$F_0$ (kN)	$F_{am}$ (kN)	$F_{ar}$ (kN)	$x_{am}$ (mm)	$x_{ar}$ (mm)	$L_1$ (mm)	$E_1$ (mm)	masse (g)
<b>B10</b>	13.37	12.62	$7.72 \pm 1$	75	113	19.63	1.78	171
<b>B07</b>	13.38	12.88	$12.74 \pm 1$	71	81	19.54	1.80	168
<b>B08</b>	14.56	14.12	$8.50 \pm 1$	70	111	19.33	1.76	171
<b>B03</b>	15.41	14.98	$6.60 \pm 1$	72	115	19.18	1.77	170
<b>B01</b>	15.52	15.10	$8.13 \pm 1$	72	113	19.42	1.81	-
<b>B02</b>	15.60	14.96	$8.50 \pm 1$	70	111	19.31	1.78	168
<b>B06</b>	15.62	15.10	$7.24 \pm 1$	69	114	19.14	1.76	169
<b>B05</b>	15.83	15.35	$8.48 \pm 1$	72	111	19.14	1.82	169
<b>B04</b>	16.43	15.80	$5.63 \pm 1$	68	121	18.98	1.75	-

TABLE 3.8: Analyses des efforts à l'amorçage et l'arrêt de fissure et des dimensions de l'éprouvette après essais sur 316L(N)

### 3.3.5.4 Examens métallurgiques sur la première campagne d'essai

Pour mieux comprendre la phénomène de fissuration à chaud, des analyses métallographiques ont été réalisées. Les examens métallographiques ont été réalisés sur **B04**, **B09** et **B01**. Les essais **B04** et **B09** ont été choisis afin de comparer les microstructures d'un essai fissurant et non fissurant. Les plans de découpe sont présentés sur la figure 3.26 pour le **B04** et **B09** (évolution de l'effort durant l'essai **B09** à la figure 3.14).

Deux échantillons ont été prélevés dans l'essai **B04** qui sont notés B04-1 sur le début de fissure et B04-3 sur la fin de fissure. Trois échantillons ont été prélevés dans l'essai **B09** : un au milieu de l'éprouvette noté B09-3 (même observation que celui de B04-3), un noté B09-1 à 71 mm du début de l'éprouvette (même observation que celui de B04-1) et un noté B09-2 qui est une coupe longitudinale. Les flèches bleues présentent la direction d'observation sur ces échantillons. Les échantillons ont été enrobés, puis polis et ont ensuite subi une attaque électrolytique à l'acide oxalique 10 %.

Tout d'abord, une vue générale sur ces échantillons est présentée sur la figure 3.27 qui permet de voir la forme du bain fondu sur la zone où l'effort est appliqué (B04-3 et B09-3) et sur la zone qui subit moins de contrainte distribuée (B04-1 et B09-1).

On observe une fissure traversante sur l'échantillon B04-1, qui devient discontinue dans l'épaisseur (B04-3) dans la zone d'influence de l'effort. Sur les échantillons B09-1 et B09-3, aucune fissure n'est détectée, confirmant les observations sur la surface de l'éprouvette. Une augmentation de la largeur des zones fondues sur les échantillons B04-3 et B09-3 par rapport aux échantillons B04-1 et B09-1 a été observée, car le chargement extérieur est appliqué dans la zone de prélèvement des échantillons B04-3 et B09-3. La zone fondue a donc subi une traction au cours du refroidissement. On constate aussi que la largeur du bain fondu sur la face endroit et envers est quasi identique. La largeur pour l'échantillon B09-1 est de l'ordre de 7 mm. Pour observer les orientations et les tailles des dendrites, des observations à l'échelle microscopique

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

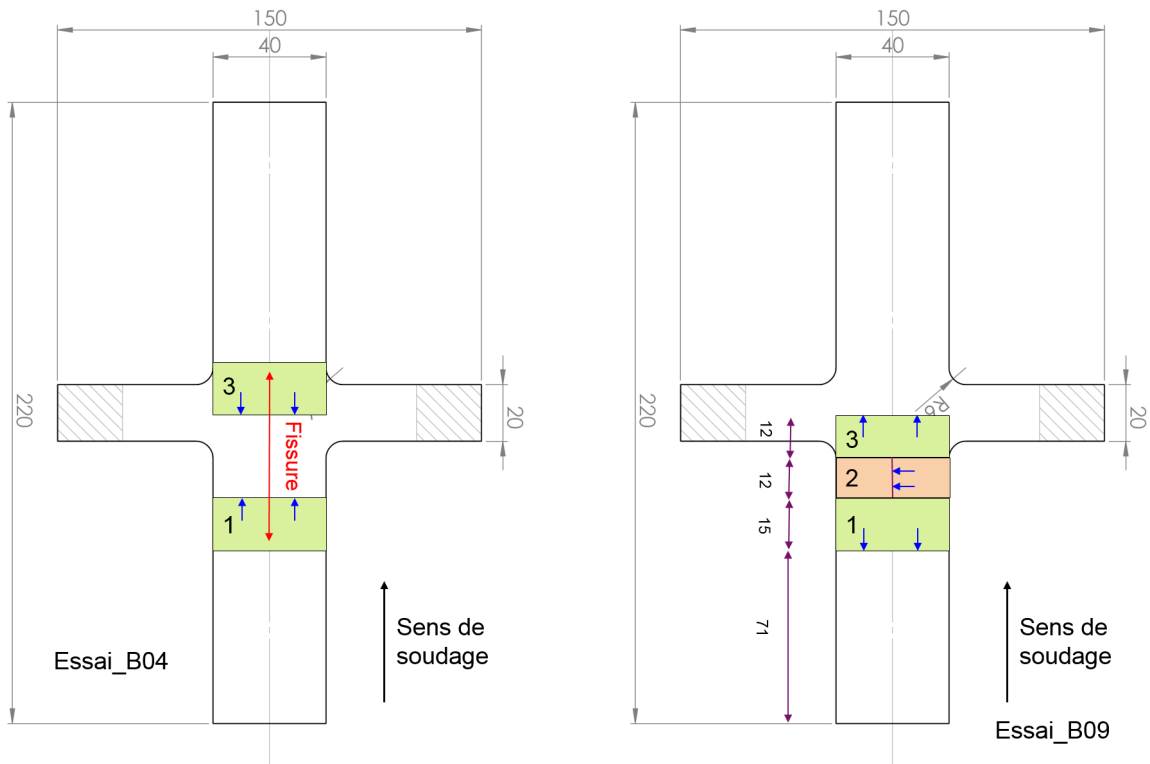


FIGURE 3.26: Les plans de découpe pour le B04 et le B09

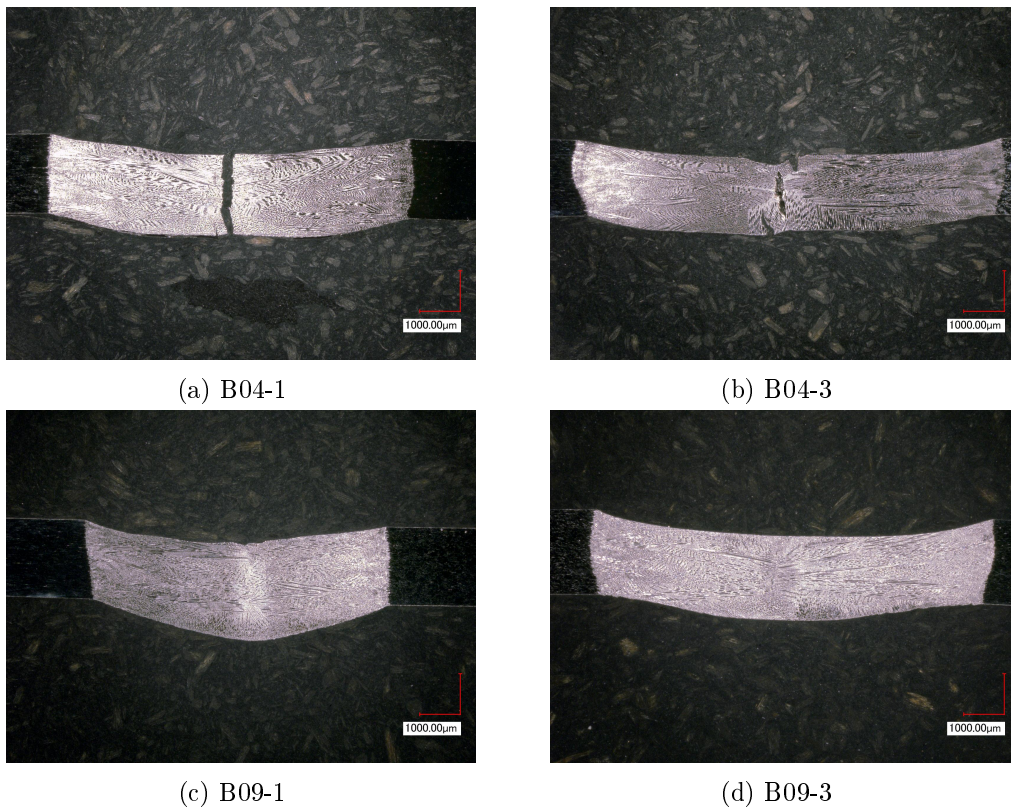


FIGURE 3.27: Vue transversale générale du bain fondu solidifié pour les essais B04 et B09

sont présentées sur la figure 3.28. On observe une très forte déformation des dendrites au voisinage de la fissure sur l'échantillon B04-3 qui a subi une traction lors de la solidification.

On note aussi un grossissement des dendrites pour le B04-3 par rapport à B04-1. Au contraire cette augmentation de la taille des dendrites n'a pas été remarquée sur les échantillons non fissurés B09-3 par rapport à B09-1. On observe une corrélation entre la présence de fissure et la microstructure des échantillons.

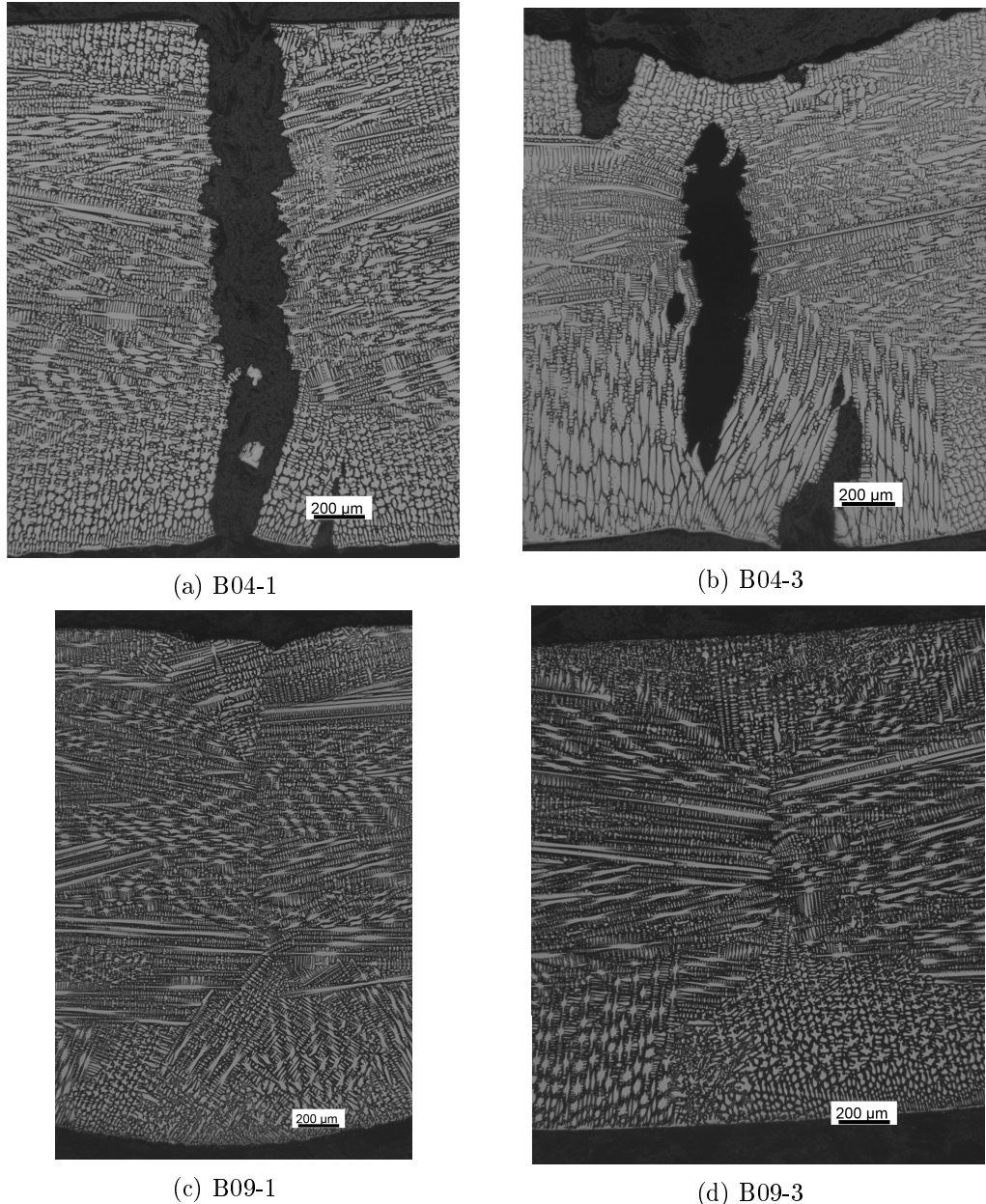


FIGURE 3.28: Coupe transversale au milieu du bain fondu solidifié pour les essais **B04** et **B09**

Une étude a été réalisée sur l'essai **B01** qui présente aussi une fissure mais non traversante. Cette étude a pour objectif de vérifier qu'il y n'a pas de microfissures dans l'épaisseur de l'éprouvette, et s'il y a un grossissement des dendrites au niveau des fissures. Le plan de découpe est le même que celui de **B04**. La vue transversale générale montre les mêmes informations que ceux de **B04** et **B09**. Les coupes transversales à l'échelle microscopique sont présentées sur la figure 3.29. On constate que la fissure n'est pas traversante et que, au niveau de la fissure, la taille des dendrites est plus importante que dans les autres zones. On aboutit donc à la même conclusion que pour l'essai **B04**. Par contre pour **B09** qui n'a pas de fissure, on n'observe pas d'augmentation de la taille des dendrites. On n'a pas observé de grains équiaxes dans la zone



### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

fondue. Le type de solidification est de type croissance colonnaire dendritique.

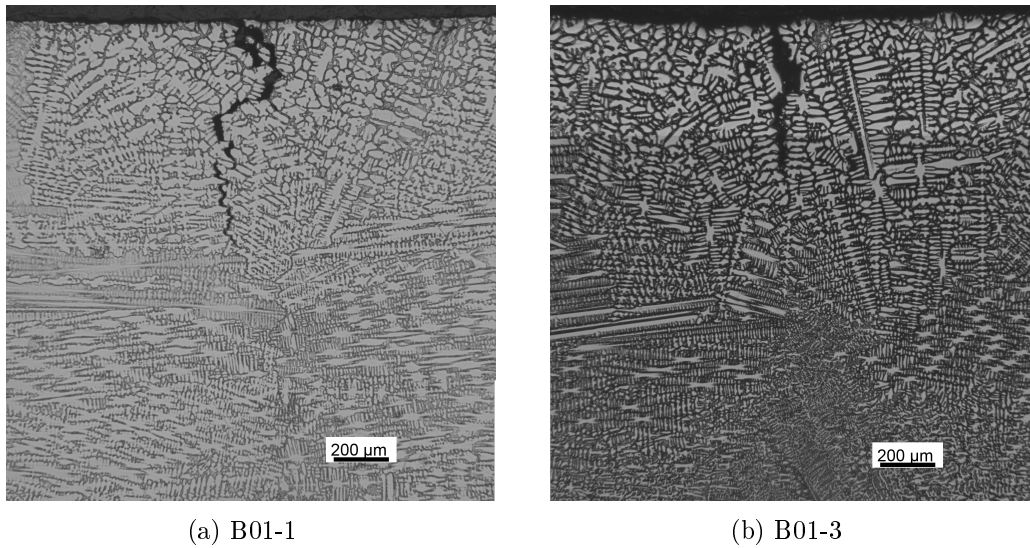


FIGURE 3.29: Coupe transversale au milieu du bain fondu solidifié pour l'essai **B01**

La taille des grains dans la ZAT a été observée et est présentée dans la figure 3.30. On constate que les grains dans la ZAT et les grains dans le métal de base sont de taille similaire. Le grossissement des grains dans la ZAT n'a pas été détecté dans les essais CRW, la cinétique étant trop rapide due à la vitesse de soudage très importante.

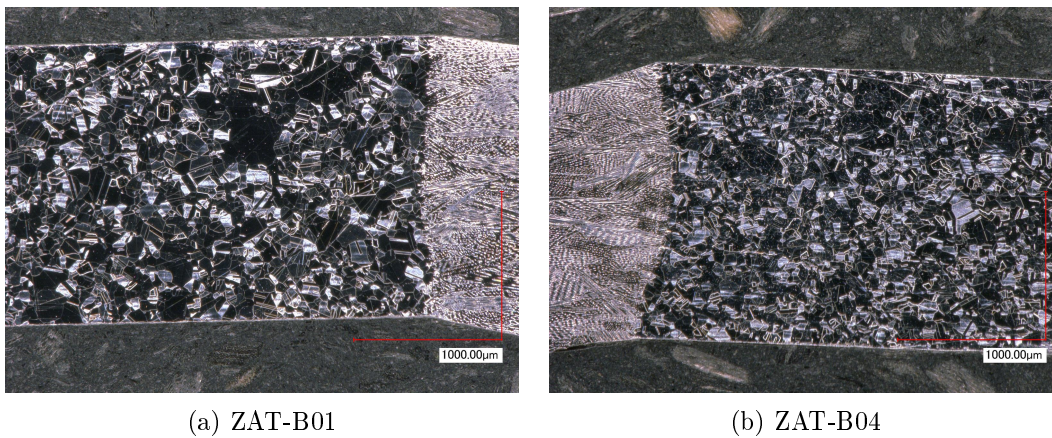


FIGURE 3.30: Coupe transversale dans la ZAT pour les essais **B01** et **B04**

#### 3.3.5.5 Résultats des essais et analyse de la deuxième campagne d'essai

La deuxième campagne d'essais est réalisée sur les éprouvettes CRW en 19-15H et les résultats associés sont présentés dans le tableau 3.9. Ces résultats sont exploités en vue de dégager des tendances quant à l'influence du chargement extérieur sur le développement de la fissuration à chaud.

La même étude a été réalisée sur le métal d'apport 19-15H avec une énergie de soudage moins importante que celle pour le 316L(N). Le cordon de soudure est donc moins large et vaut environ 6 mm. Le phénomène de fissuration à chaud en fonction du chargement extérieur  $F_0$  a été étudié en faisant varier l'effort de 0 kN à 16 kN. L'éprouvette ne fissure pas si elle subit une ligne de fusion sans chargement extérieur. Ensuite, différents chargements ont été appliqués

Réf	Chargement $F_0$ (kN)	Largeur du cordon (mm)	Position d'amor- çage (mm)	Position d'arrêt (mm)	Longueur de fissure (mm)	Continuité de la fissure
<b>1915-01</b>	0	6	<b>X</b>	<b>X</b>	<b>X</b>	<b>X</b>
<b>1915-02</b>	0	6.5	<b>X</b>	<b>X</b>	<b>X</b>	<b>X</b>
<b>1915-03</b>	10.00	6.5	84	107	23	DISC
<b>1915-04</b>	10.05	6.5	83	109	26	DISC
<b>1915-11</b>	12.33	6	81	113	32	DISC
<b>1915-08</b>	12.38	6.5	72	110	38	DISC
<b>1915-09</b>	12.46	6.5	81	112	31	DISC
<b>1915-06</b>	13.49	6.5	70	113	43	C
<b>1915-05</b>	15.29	6.5	72	125	53	C-d
<b>1915-07</b>	15.31	6.5	72	127	55	C-d
<b>1915-12</b>	15.52	6	69	134	65	C-d
<b>1915-10</b>	15.84	6	74	135	61	C-d

TABLE 3.9: Résultats expérimentaux des essais CRW sur 19-15H réalisés en vue d'étudier l'influence du chargement extérieur sur la fissuration (**X** : pas de fissure, DISC : fissure discontinue, C : fissure continue non traversante, C-d : fissure continue et traversante)

comme ceux imposés sur le 316L(N) afin de comparer les deux nuances d'aciers. Des fissures discontinues sur la surface ('DISC' dans le tableau 3.9) et non débouchantes ont été observées jusqu'à 12,5 kN. Si on augmente encore l'effort, on observe sur l'éprouvette **1915-06** (effort de 13,49 kN), une fissure qui est continue sur la surface mais non débouchante dans l'épaisseur. Cependant, les fissures sont continues sur les surfaces, mais aussi débouchantes ("C-d" dans le tableau) quand l'effort est supérieur à 15,3 kN. La figure 3.31 présente l'éprouvette **1915-07** qui a subi un chargement de 15,31 kN. On observe une fissure continue et débouchante avec une longueur de 55 mm qui s'amorce à 72 mm et s'arrête à 127 mm. Donc en augmentant le chargement extérieur, la fissure se développe non seulement dans le sens longitudinal mais aussi dans l'épaisseur de l'éprouvette.

Cette observation peut être analysée plus profondément en traçant les positions d'amorçage et d'arrêt des fissures en fonction du chargement extérieur  $F_0$  (figure 3.32). Sur cette figure, on constate que la position d'amorçage de fissure varie en fonction de  $F_0$ . Par comparaison, avec le cas de l'acier 316L(N), où cette dépendance était moins marquée. La position d'arrêt de fissure dépend du chargement extérieur appliqué. Plus le chargement extérieur augmente, plus la position d'arrêt de fissure augmente. On observe que la fissure amorce avec un  $F_0$  plus bas que pour l'acier 316L(N), cela traduit finalement une sensibilité à la fissuration à chaud de la nuance 19-15H plus élevée que celle de l'acier 316L(N).

### 3. Développement d'un nouvel essai de fissuration à chaud

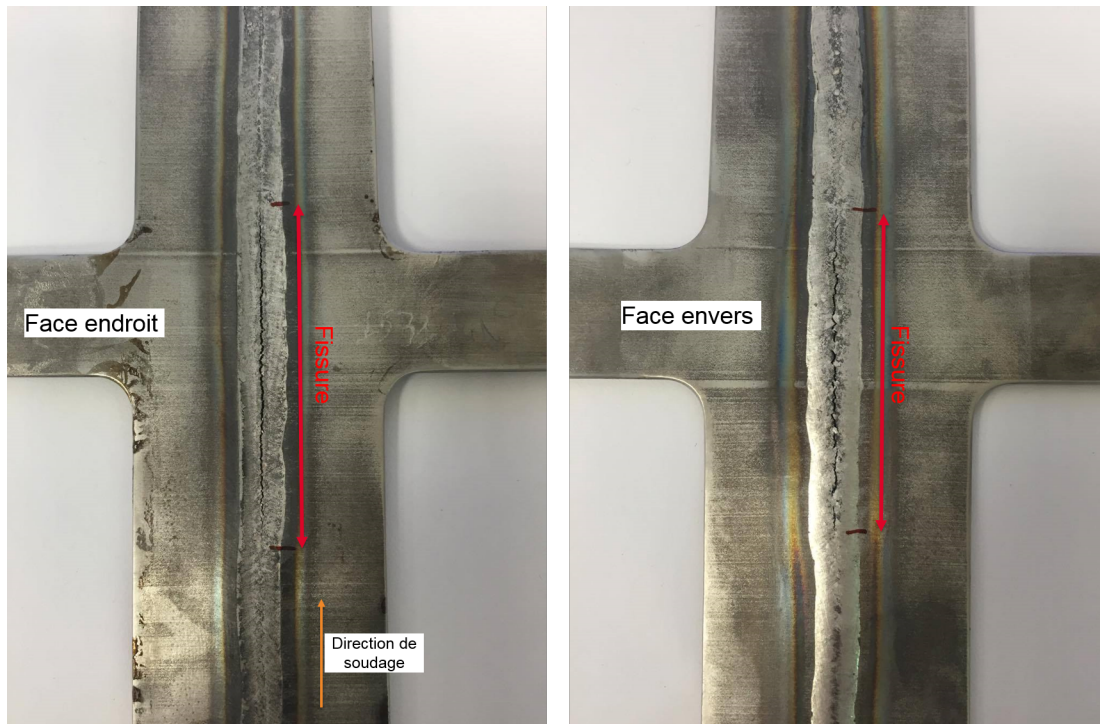


FIGURE 3.31: Faces endroit et envers de l'éprouvette 1915-07

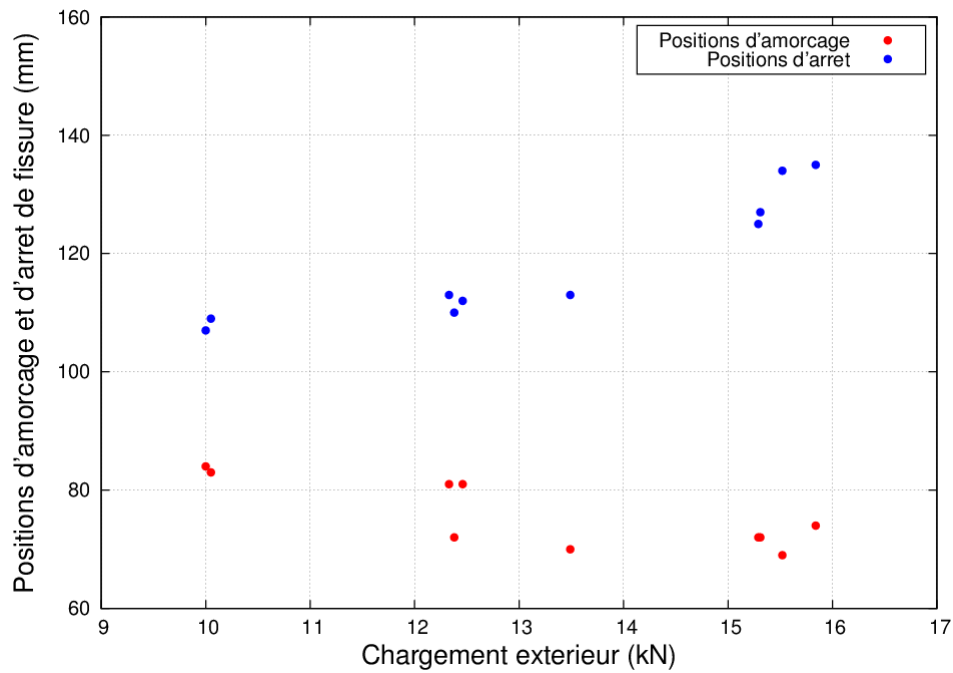


FIGURE 3.32: Évolution des positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction du chargement extérieur pour le 19-15H

### 3.4 Conclusion du chapitre 3

Deux types d'essais de fissuration à chaud ont été présentés dans ce chapitre : l'essai Butterfly et l'essai CRW. L'essai Butterfly a été nommé au vue de la géométrie de l'éprouvette qui ressemble à un papillon. Il a été réalisé sur les éprouvettes en acier 304L. Cet essai a permis de vérifier la faisabilité des essais CRW avec le dispositif conçu et aussi de déterminer les paramètres de soudage pour l'essai CRW. Cet essai montre une bonne répétabilité et offre également la possibilité de quantifier la sensibilité d'un matériau à la fissuration à chaud en fonction de différents paramètres (géométrie d'éprouvette, vitesse de soudage, énergie du soudage et chargement extérieur). Il peut être apte à discriminer différentes nuances de matériaux. De plus l'usinage de ces éprouvettes est plus simple. Mais il est nécessaire de réaliser d'autres expériences avec des matériaux différents afin de vérifier sa transposabilité.

Deux campagnes d'essais CRW ont été réalisées sur des éprouvettes de nuances 316L(N) et 19-15H. La première campagne d'essais sur les éprouvettes en 316L(N) permet de vérifier la répétabilité et la sensibilité à la fissuration à chaud de cet essai. La deuxième campagne d'essais sur les éprouvettes en 19-15H permet de valider sa transposabilité ainsi que sa sensibilité à la fissuration à chaud. Une analyse des résultats de ces deux campagnes d'essais permet de tirer les conclusions suivantes :

- l'essai CRW permet, en fonction de l'intensité du chargement extérieur, d'amorcer une fissure dans un régime thermique établi, puis de stopper la propagation de cette fissure si les conditions thermomécaniques locales le permettent ;
- les positions d'amorçage et d'arrêt de fissures dépendent du chargement extérieur. Plus le chargement extérieur est important, plus l'amorçage de fissure apparaît tôt et l'arrêt de fissure tard. Cette conclusion est évidente pour les essais sur la nuance 19-15H, car celle-ci est plus sensible à la fissuration à chaud. Cependant cette conclusion semble moins affirmée pour les essais sur l'acier 316L(N), car cet acier est moins sensible à la fissuration à chaud. Les simulations numériques des essais du chapitre 4 permettront d'analyser sa résistance à la fissuration à chaud. Les efforts extérieurs appliqués ne sont pas suffisants pour conforter cette conclusion. Malgré cela, on peut constater que la longueur des fissures augmente avec l'accroissement du chargement extérieur ;
- les essais CRW permettent de différencier les différentes nuances de matériaux. L'essai **1915-03** de la nuance 19-15H a été fissuré avec un chargement de 10 kN, mais pas pour l'essai **B09** sur l'acier 316L(N) avec le même chargement extérieur. On peut donc conclure que la nuance 19-15H est plus sensible à la fissuration à chaud que l'acier 316L(N), ce qui est compatible avec les conclusions du chapitre 2 en analysant leurs compositions chimiques.

Les essais de fissuration à chaud présentés ici réalisent bien le compromis sensibilité, robustesse défini dans l'objectif de la thèse. Les simulations thermomécaniques de ces essais seront présentées dans le chapitre 4 en utilisant les différentes mesures associées à ces essais.



---

# Chapitre 4

## Simulation numérique des essais

### Sommaire

---

<b>4.1 Démarche adoptée . . . . .</b>	<b>100</b>
4.1.1 Stratégie retenue pour les simulations numériques . . . . .	100
4.1.2 Description des principales étapes de la simulation . . . . .	100
<b>4.2 Modélisation par éléments finis de la thermique des essais CRW .</b>	<b>101</b>
4.2.1 Modélisation thermique . . . . .	101
<b>4.3 Simulation thermique des essais CRW . . . . .</b>	<b>103</b>
<b>4.4 Simulations thermomécaniques des essais CRW . . . . .</b>	<b>109</b>
4.4.1 Présentation des modèles EF . . . . .	109
4.4.2 Résultats des calculs des essais CRW après le pré-chargement . . . . .	110
4.4.3 Résultats du calcul de l'essai CRW non fissurant (B09) . . . . .	112
4.4.4 Résultats du calcul de l'essai CRW fissurant (B04) . . . . .	115

---

### 4.1 Démarche adoptée

#### 4.1.1 Stratégie retenue pour les simulations numériques

L'objectif de l'étude est de vérifier la capacité du critère P.K.P à prédire l'amorçage ou non de la fissuration à chaud. Simuler l'arrêt de fissure que l'on observe pour les essais CRW fortement chargés est plus délicat car le modèle doit être capable de décrire la propagation des défauts. Pour cela nous avons choisi de simuler deux cas représentatifs des essais réalisés. Un cas d'essai fissurant (essai **B04**) et un cas non fissurant (essai **B09**). Pour ces deux essais, seul le chargement initial ( $F_0$ ) change. L'effort transverse atteint en effet 16,4 kN pour l'essai fissurant et 10,0 kN pour le cas non fissurant. Nous disposons aussi des essais **B07** et **B10** qui ont été spécialement instrumentés en thermocouples et qui nous serviront au recalage du modèle thermique. Pour ce modèle les propriétés thermophysiques de l'acier 316L(N) sont bien connues et ont été largement caractérisées. On s'appuiera donc sur la littérature et en particulier sur les mesures réalisées au CEA. Parmi les données manquantes, on pourra regretter l'absence de données sur l'évolution de la fraction solide avec la température. Pour le modèle mécanique, on profite également d'une littérature abondante sur cet acier. En revanche les caractérisations se limitent à des températures inférieures à 700 °C et ont été réalisées pour des problématiques éloignées du soudage (tenue en service, fatigue, fluage) avec donc des domaines de températures et avec des constantes de temps différentes. Les compléments de caractérisation réalisés dans les précédentes thèses jusqu'à 1250 °C ont permis de construire un modèle mais les données au-delà de 1300 °C ont été extrapolées. Une analyse de sensibilité à ces extrapolations serait nécessaire pour en mesurer l'impact sur le calcul.

#### 4.1.2 Description des principales étapes de la simulation

Lorsque l'on parle de simulation numérique du soudage (SNS) il est important de bien distinguer la simulation des effets du soudage de celle du procédé de soudage qui est la cause de ces effets.

La simulation des effets du soudage concerne les effets induits par le procédé sur la pièce, tels que le champ thermique, les contraintes résiduelles, les distorsions ou les modifications microstructurales. Il s'agit là principalement de simulations thermomécaniques et thermomé-tallurgiques. Les Anglo-Saxons parlent de CWM (Computational Weld Mechanics), il n'y a pas d'équivalence terminologique en France, et le terme de simulation thermomécanique du soudage sera utilisé.

La simulation du procédé de soudage concerne le procédé et son interaction avec le milieu environnant (la pièce, le gaz de protection...). Il s'agit de simulations basées sur des modèles intégrant plus ou moins de physiques comme la thermohydraulique, la dynamique des fluides, l'électromagnétisme, ou l'électrothermie ; elle est souvent qualifiée de simulation multiphysique.

Dans la totalité des simulations numériques du soudage menées dans un cadre industriel, le procédé n'est pas simulé. En revanche, l'énergie apportée par le procédé est représentée par une distribution analytique *a priori*, communément appelée « source de chaleur équivalente » et dont les paramètres sont calibrés par l'utilisateur de la simulation.

Pour réaliser la simulation des effets d'une opération de soudage il est nécessaire de connaître la distribution d'énergie dans la pièce en cours de soudage. Actuellement la modélisation directe (c.à.d. à partir des paramètres du procédé : tension, intensité, vitesse, etc...) du procédé de soudage nécessite la mise en œuvre de modèles multiphysiques non encore aboutis et trop lourds à mettre en œuvre dans le cadre d'une simulation thermomécanique. Il est usuel d'utiliser une modélisation indirecte de cette distribution d'énergie. Ce modèle indirect est basé sur le

concept de source de chaleur équivalente qui suppose *a priori* la forme mathématique de cette distribution. Les paramètres de cette distribution sont alors identifiés à partir d'une expérience de soudage réalisée dans ce but. Pour cela on utilise une méthodologie bien rodée et le logiciel WPROCESS [Ass09] développé par le CEA pour la simulation du soudage. La première étape consiste à calibrer la source de chaleur équivalente afin de simuler correctement l'évolution thermique dans la pièce. Cette étape sera menée avec un modèle thermique de conduction et la source de chaleur sera calibrée sur les deux essais instrumentés **B07** et **B10** réalisés dans cette thèse. La deuxième étape consistera à réaliser des simulations thermomécaniques qui consistent à chaîner pour chaque pas de temps une simulation thermique à une simulation mécanique. Ce processus est géré automatiquement par la procédure PASAPAS de Cast3M [Cas17]. Ces simulations thermomécaniques étant fortement non linéaires, les calculs seront mis en œuvre également dans le code ABAQUS car ces deux outils utilisent une procédure identique (UMAT) pour intégrer une loi de comportement spécifique. Cette possibilité sera utilisée pour décrire de façon pragmatique la propagation des fissures en éliminant les éléments où le critère de fissuration est atteint.

## 4.2 Modélisation par éléments finis de la thermique des essais CRW

### 4.2.1 Modélisation thermique

Nous présentons la modélisation et la formulation par éléments finis d'un problème de thermique transitoire non linéaire. Dans ce problème apparaissent des phénomènes de conduction et de changement de phase en volume avec des conditions aux limites en convection et rayonnement. La simulation traite la partie courante (zone où l'évolution des grandeurs est quasi-stationnaire) d'une ligne de fusion réalisée en soudage à l'arc TIG. Le modèle « thermique de conduction » considère l'équation de diffusion de la chaleur stationnaire dans un solide en se plaçant dans le repère mobile lié à la torche de soudage. L'apport d'énergie de l'arc TIG est modélisé par une source de chaleur de type Goldak [GCB84]. Les données thermophysiques ont été présentées dans le chapitre 2.

#### 4.2.1.1 Équation de la chaleur

L'équation de la chaleur pour le soudage [BF04] s'écrit en formulation *Eulérienne* (utilisée pour les calculs quasi-stationnaires dits « en repère mobile ») :

$$\rho(T)c_p(T)\overrightarrow{\text{grad}}(T) \cdot \vec{V} = -\text{div}(\vec{q}) + Q \quad \text{avec} \quad \vec{q} = -\lambda(T)\overrightarrow{\text{grad}}(T) \quad (4.1)$$

En revanche, pour les calculs transitoires on utilise une formulation *Lagrangienne* :

$$\rho(T)c_p(T)\frac{\partial T}{\partial t} = -\text{div}(\vec{q}) + Q \quad \text{avec} \quad \vec{q} = -\lambda(T)\overrightarrow{\text{grad}}(T) \quad (4.2)$$

avec :

- $\lambda$  : la conductivité thermique fonction de la température ( $\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$ ) ;
- $c_p$  : la capacité massique à pression constante fonction de la température ( $\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$ ) ;
- $\rho$  : la masse volumique du matériau fonction de la température ( $\text{kg m}^{-3}$ ) ;
- $\vec{V}$  : la vitesse de soudage ( $\text{m s}^{-1}$ ) ;
- $\vec{q}$  : le vecteur flux de chaleur ( $\text{W m}^{-2}$ ) ;
- $Q$  : la densité volumique d'énergie (source de chaleur) ( $\text{W m}^{-3}$ ) ;
- $T$  : la température (K).



### 4.2.1.2 Échanges par convection

Les échanges par convection avec l'extérieur sur la surface de la pièce (avec  $\vec{n}$  normale unitaire sortante) s'écrivent  $q_c = \vec{q} \cdot \vec{n} = h_c(T - T_{ext})$  avec :

- $q_c$  : le flux de chaleur échangé à la surface de la pièce ( $\text{W m}^{-2}$ );
- $h_c$  : le coefficient global d'échange convectif, (fixé ici à  $20 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ );
- $T_{ext}$  : la température du milieu extérieur, fixée à la température ambiante à  $20 \text{ °C}$ .

### 4.2.1.3 Échanges par rayonnement

Ces échanges peuvent être évalués à partir de l'expression de la puissance rayonnée dans un milieu infini, ils sont donnés par  $q_r = \vec{q} \cdot \vec{n} = \epsilon_s \sigma (T^4 - T_{ext}^4)$  avec :

- $q_r$  : le flux de chaleur échangé à la surface de la pièce ( $\text{W m}^{-2}$ );
- $\epsilon_s$  : l'émissivité de la surface, fixée à  $0,4$ ;
- $\sigma$  : la constante de Stefan-Boltzmann ( $\text{W m}^{-2} \text{ K}^{-4}$ ).

### 4.2.1.4 Changement de phase

Dans cette étude, seul le changement de phase solide/liquide est modélisé en prenant en compte la chaleur latente de changement d'état dans l'évolution de la capacité thermique massique en fonction de la température. Cette hypothèse conduit à observer une forte discontinuité de la courbe proche de la température du liquidus, ce qui conduit à une convergence difficile du calcul numérique. Pour éviter ce problème, l'énergie associée au changement d'état est répartie sur un intervalle de température plus important que l'intervalle de solidification suivant une répartition gaussienne. Pour cette modélisation il ne sera pas tenu compte des effets de vitesses de chauffage ou de refroidissement sur l'intervalle de solidification. L'évolution de la capacité thermique massique sera donc considérée identique au chauffage comme au refroidissement (figure 4.1).

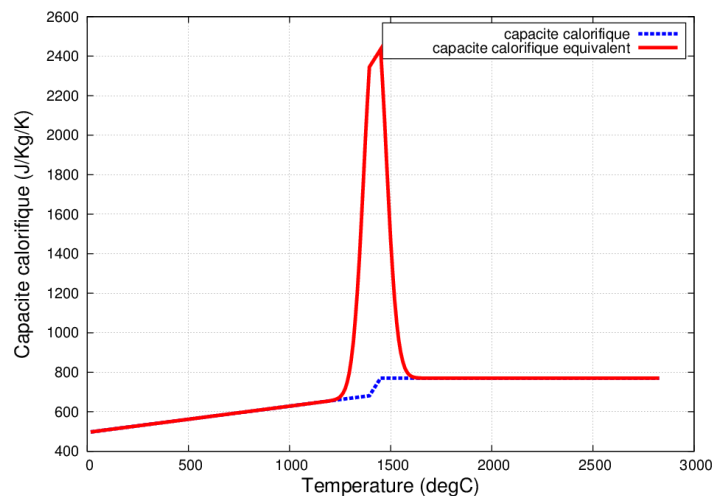


FIGURE 4.1: Capacité thermique massique de l'acier 316L(N) avec et sans prise en compte de la chaleur latente de fusion

### 4.3 Simulation thermique des essais CRW

Le maillage utilisé est présenté figure 4.2 avec un exemple de champ de température figure 4.3. Il est composé de 23904 éléments cubiques linéaires à 8 nœuds (CUB8).

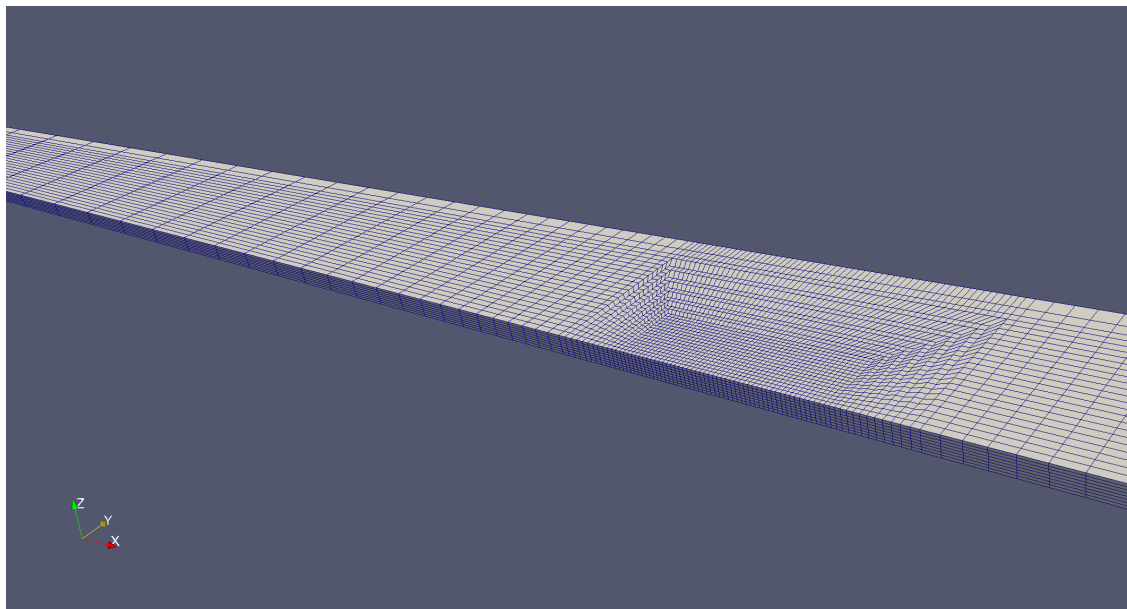


FIGURE 4.2: Maillage utilisé par WPROCESS pour la calibration de la source de chaleur

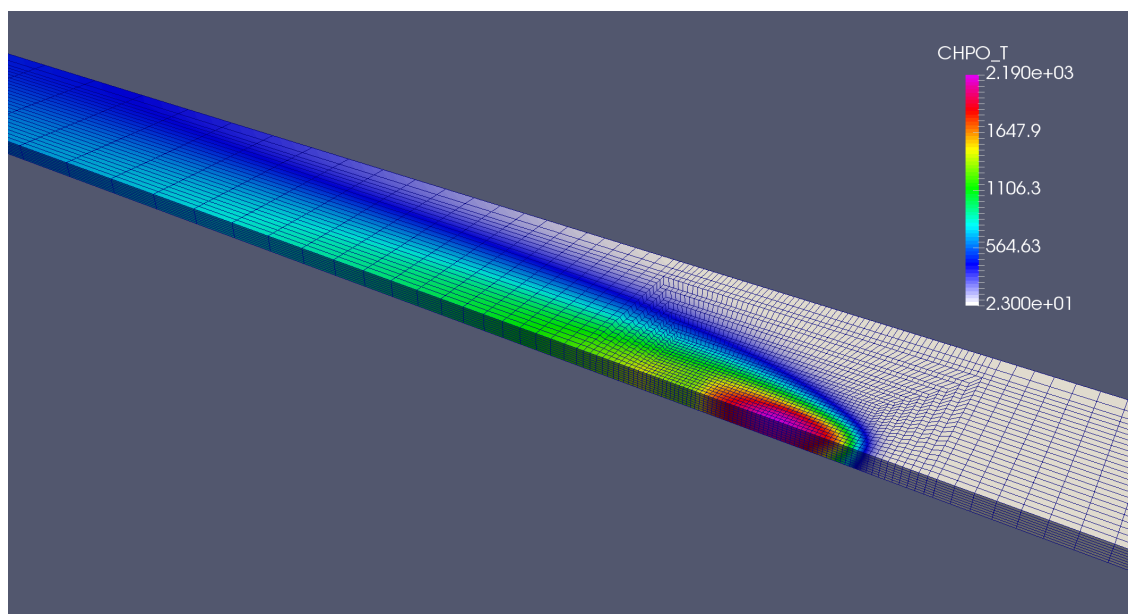


FIGURE 4.3: Résultat typique du champ de température obtenu par WPROCESS (°C)

#### 4.3.0.1 Source de chaleur

La source de chaleur utilisée dans le modèle « thermique de conduction » est de type Goldak [GCB84]. Ce type de distribution volumique convient bien pour décrire l'apport de chaleur pour le soudage à l'arc par le procédé TIG. Elle est définie par :

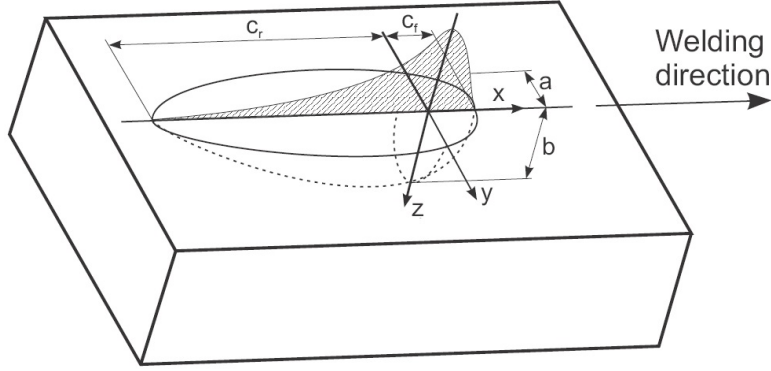


FIGURE 4.4: Source de Goldak [GCB84]

— à l'avant de la torche la densité d'énergie est donnée par :

$$Q_f(x, y, z) = r_f Q_{tot} \frac{6\sqrt{3}}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left(\left(\frac{x}{c_f}\right)^2 + \left(\frac{y}{a}\right)^2 + \left(\frac{z}{b}\right)^2\right)\right); \quad (4.3)$$

— à l'arrière de la torche la densité d'énergie est donnée par :

$$Q_r(x, y, z) = r_r Q_{tot} \frac{6\sqrt{3}}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\left(\left(\frac{x}{c_r}\right)^2 + \left(\frac{y}{a}\right)^2 + \left(\frac{z}{b}\right)^2\right)\right). \quad (4.4)$$

La condition  $r_f + r_r = 2$  normalisant la densité telle que :

$$\int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} (Q_f(x, y, z) + Q_r(x, y, z)) dx dy dz = 2Q_{tot}, \quad (4.5)$$

et la continuité entre l'avant et l'arrière de la torche assurée par :

$$\frac{r_r}{c_r} = \frac{r_f}{c_f}, \quad (4.6)$$

conduisent à la relation :

$$r_f = \frac{2}{1 + \frac{c_r}{c_f}}. \quad (4.7)$$

Dans les équations de cette source,  $x, y$  et  $z$  sont les coordonnées d'un point du solide dans le repère de la torche de soudage,  $c_f$  le rayon du quart d'ellipsoïde le long de l'axe des  $x$  à l'avant de la torche (le long et dans le sens de la trajectoire de soudage),  $c_r$  le rayon du quart d'ellipsoïde le long de l'axe des  $x$  à l'arrière de la torche (le long et à l'opposé du sens de la trajectoire de soudage),  $Q_{tot}$  est l'énergie totale transférée à la pièce,  $a$  est le rayon du quart d'ellipsoïde le long de l'axe des  $y$  (transversalement à la trajectoire de soudage),  $b$  est le rayon du quart d'ellipsoïde le long de l'axe des  $z$ ,  $Q_f$  et  $Q_r$  sont respectivement la fraction de l'énergie totale à l'avant et à l'arrière de la torche. Ce modèle contient donc 5 paramètres indépendants  $c_f, c_r, a, b$  (en m) et  $Q_{tot}$  (en W). Une représentation de cette distribution est visible sur la figure 4.4.

#### 4.3.0.2 Calibration des paramètres de la source de chaleur

##### Méthode de calibration

Pour l'identification de la source de chaleur WPROCESS [Ass09] utilise un processus de calibration itératif basé sur la méthode de Levenberg-Marquardt [Mor78] qui consiste à réduire les

écarts entre les températures simulées et mesurées et les macrographies simulées et mesurées. Ce processus itératif nécessite entre 50 et 100 simulations thermiques. Afin de réduire la durée de l'optimisation, WPROCESS utilise une formulation eulérienne du problème thermique. Cette formulation suppose de se placer dans le repère mobile de la torche de soudage et donc que l'état soit quasi-stationnaire. L'écart entre les mesures expérimentales et leurs simulations est évalué via une fonction coût afin d'identifier les paramètres du modèle de source de chaleur. Les observables du problème sont les évolutions temporelles des températures en différents points de la pièce et des mesures du contour de la zone fondue ou de la ZAT tirées d'une macrographie. Pour les températures le problème est ramené à la minimisation de la fonction coût  $S(\beta)$  suivante [BA77, ÖO00] :

$$S(\beta) = \frac{1}{mnT_{ref}^2} \sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^n \left( T_{ij} - \tilde{T}_{ij}(\beta) \right)^2. \quad (4.8)$$

$T_{ij}$  et  $\tilde{T}_{ij}$  sont respectivement les températures mesurées et simulées,  $\beta$  représente le vecteur des paramètres à calibrer du modèle de source, parfois appelés paramètres inconnus ;  $n$  et  $m$  sont respectivement le nombre de thermocouples et le nombre de mesures temporelles. Lorsque les observables considérées sont les mesures du contour de la zone fondue ou de la ZAT la fonction coût n'est plus triviale. C'est pourquoi très souvent dans la littérature seules les dimensions caractéristiques de la zone fondue, la largeur et la pénétration, sont utilisées [KD04]. Dans cette étude sont considérées des formes quelconques de zone fondue que la largeur et la pénétration ne suffisent pas à décrire. C'est pourquoi, trois nouvelles métriques ont été spécialement développées dans WPROCESS, l'une basée sur les coordonnées polaires et deux autres basées sur la distance de *Hausdorff*  $h(A, B)$  ([HKR93]). Cette dernière mesure la distance entre deux sous-ensembles  $A$  et  $B$  d'un espace métrique (4.9). La distance de Fréchet est aussi largement utilisée dans la comparaison de formes toutefois la complexité de son évaluation au regard de celle du processus de calibration la rend inapte ici.

$$h(A, B) = \max(d_A(B), d_B(A)) \quad (4.9)$$

où  $d_U(V) = \max_{x \in U} d(x, V)$  est la distance séparant un ensemble  $U$  à un ensemble  $V$ , avec  $d(x, V) = \min_{v \in V} \rho(x, v)$  la distance séparant un point  $x$  d'un ensemble  $V$  considérant  $\rho(x, v)$  comme la distance *Euclidienne* entre deux points  $x$  et  $v$ .

La méthode polaire consiste à calculer la distance séparant les deux courbes pour chacun de ses points vus sous un même angle. Contrairement aux deux autres méthodes celle-ci fonctionne mal pour les contours non convexes et nécessite de disposer d'une série de points ordonnés dans le sens direct et un ré-échantillonnage. Le principe en est le suivant : un point est fixé à l'extérieur de la courbe convexe à partir duquel on considère les coordonnées polaires des points des contours simulés et expérimentaux. Pour un angle donné  $\theta$ , la distance séparant deux points de chaque courbe est calculée. Si le point d'angle  $\theta$  n'existe pas dans l'une des courbes il faut le créer par un ré-échantillonnage. En pratique la fonction coût suivante est calculée :

$$S(\beta) = \sum_{i=1}^l \left( (y_{\theta_i} - \tilde{y}_{\theta_i})^2 + (z_{\theta_i} - \tilde{z}_{\theta_i})^2 \right)^{1/2}. \quad (4.10)$$

La fonction coût utilisant la distance de *Hausdorff* modifiée (4.11) est donnée par :

$$S(\beta) = h\left(A, \tilde{A}(\beta)\right). \quad (4.11)$$

$A$  et  $\tilde{A}$  sont les contours des zones fondues simulées et mesurées,  $h(A, \tilde{A}(\beta))$  représente une mesure de la distance séparant ces contours. Le troisième critère est simplement l'ensemble des

distances constitué par :

$$\{d(x, b) = \min_{b \in B} \rho(x, b), x \in A\} \cup \{d(x, a) = \min_{a \in A} \rho(x, a), x \in B\}. \quad (4.12)$$

En pratique, pour les méthodes employées, la recherche du minimum local consiste à ajouter de manière itérative une quantité proportionnelle au gradient de descente à la solution courante. Au vu du problème posé ce gradient est évalué par une méthode de différences finies. Celle-ci est dépendante de la taille de maille, du critère de convergence et du pas de différentiation.

Une étude de sensibilité a été réalisée sur cette méthode afin de déterminer les valeurs à utiliser pour évaluer ce gradient. Plusieurs jeux de paramètres initiaux ont été testés afin de limiter la possibilité de tomber dans un minimum local et de permettre de trouver d'autres minimums.

#### Sélection des données des mesures pour la calibration

Les essais **B07** et **B10** ont été instrumentés avec respectivement 8 et 6 thermocouples dont la position est rappelée dans le tableau 4.1. Comme indiqué au chapitre 3.3 pour l'essai **B07** seules les signaux des thermocouples **B07TC6**, **B07TC7** et **B07TC8** sont exploitables, les autres ayant été perturbés par l'arc. Pour l'essai **B10** ces problèmes de mesures ont été corrigés et les signaux des 6 thermocouples (**B10TC2**, **B10TC3**, **B10TC4**, **B10TC5**, **B10TC6** et **B10TC8**) sont exploitables.

B07	B07TC1	B07TC2	B07TC3	B07TC4	B07TC5	B07TC6	B07TC7	B07TC8
X (mm)	60	60	110	160	160	110	60	60
Y (mm)	6.5	9	10.	9	9	9.5	9.1	6.6
B10		B10TC2	B10TC3	B10TC4	B10TC5	B10TC6		B10TC8
X (mm)		60	110	160	160	110		60
Y (mm)		6.8	10	10	6.5	7.5		6

TABLE 4.1: Positions des thermocouples pour les essais **B07** et **B10** après soudage

Pour son processus de calibration WPROCESS utilise une simulation en repère mobile qui suppose un état quasi-stationnaire. L'observation des données de mesures montrent que cette hypothèse n'est pas respectée par tous les thermocouples. On va distinguer trois parties pour l'éprouvette, la partie du début de soudage (contenant les thermocouples indicés 1, 2, 7 et 8), la partie centrale (contenant les thermocouples indicés 3 et 6) et la partie de la fin de soudage (contenant les thermocouples indicés 4 et 5).

Les thermocouples situés au centre de l'éprouvette sont écartés du modèle car ils sont perturbés par une fluctuation du bain induite par le bras qui transmet le chargement mécanique extérieur, ce qui élimine les thermocouples **B07TC6**, **B10TC3** et **B10TC6**.

Les thermocouples situés dans la dernière partie de l'éprouvette sont dans un état quasi-stationnaire différent de ceux de la première partie car le bain s'y est sensiblement élargi sous l'action combinée du chargement et de l'autoéchauffement de l'éprouvette. De plus, pour l'essai **B10**, une erreur d'alignement a entraîné un écart de trajectoire de 1,5 mm entre le début et la fin de soudage, brisant la symétrie initialement recherchée entre les thermocouples **B10TC4** et **B10TC5**, ce dernier se retrouvant plus proche de l'axe de soudage que prévu. Le choix entre les thermocouples de la partie de début et de fin de soudage se fait alors naturellement en conservant les plus proches de la zone d'amorçage de la fissuration à chaud, afin d'avoir la source de chaleur la plus représentative des conditions à cet instant.

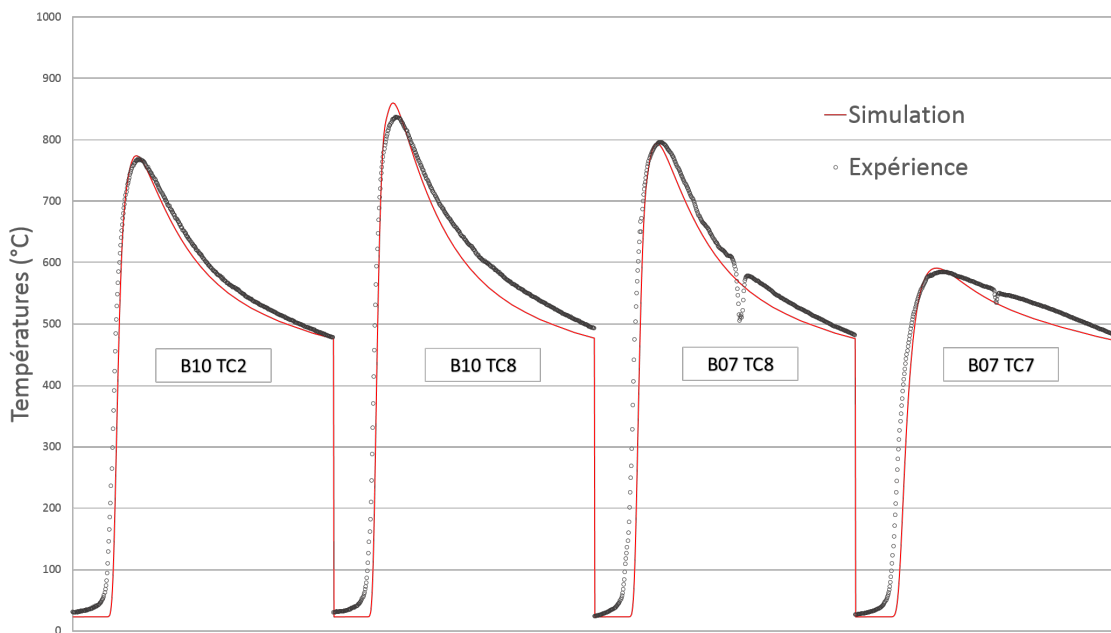
Ainsi, pour le processus de calibration de la source de chaleur seuls les quatre thermocouples **B07TC7**, **B07TC8**, **B10TC2** et **B10TC8** seront utilisés.

## a) Identification des paramètres

La calibration avec WPROCESS sur la base des quatre thermocouples **B07TC7**, **B07TC8**, **B10TC2** et **B10TC8** aboutit au jeu de paramètres donné dans le tableau 4.2. La simulation des thermogrammes avec ce jeu de paramètres montre sur la figure 4.5 une bonne concordance avec l'expérience. Pour la largeur de la zone fondue, la simulation donne 6,5 mm en face endroit et 6,4 mm en face envers pour une largeur estimée (car aucune coupe macrographique n'a été réalisée sur les essais instrumentés) à 6,9 mm en face endroit de l'essai **B10**.

Cas	$Q_{tot}$ (W)	a (m)	b (m)	$c_f$ (m)	$c_r$ (m)
<b>B10</b> et <b>B07</b>	1200	0.0035	0.002	0.003	0.01

TABLE 4.2: Jeux de paramètres de la source Goldak

FIGURE 4.5: Simulation des thermogrammes **B07TC7**, **B07TC8**, **B10TC2** et **B10TC8** et comparaison avec l'expérience

Pour vérifier les hypothèses de calibration nous montrons aussi sur les figures 4.6 et 4.7 la simulation de tous les thermogrammes à partir du jeu de paramètres du tableau 4.2. On retrouve notamment bien pour l'essai **B10** l'effet induit par l'écart de la trajectoire de soudage avec les thermocouples **B10TC4** et **B10TC5** non symétriques. **B10TC5** est plus chaud que ce que prévoit le modèle à cause de l'élargissement du bain en fin de soudage. On observe bien aussi la température anormalement élevée du thermocouple **B07TC6**, presque aussi élevée que celle du thermocouple **B07TC8** situé pourtant 3 mm plus près du bain.

#### 4. Simulation numérique des essais

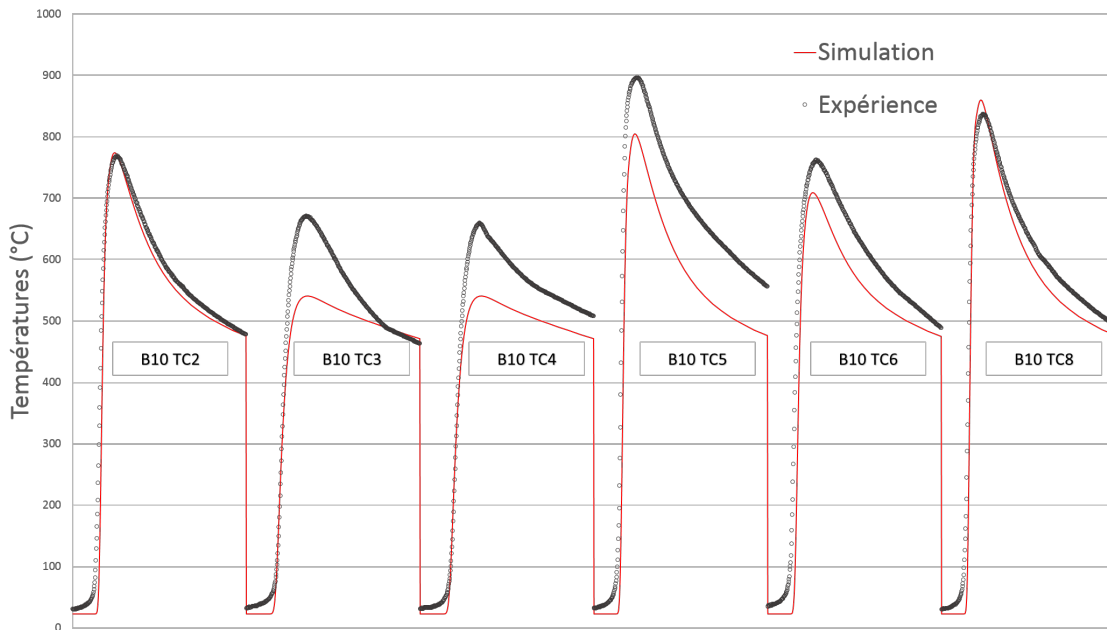


FIGURE 4.6: Simulation de l'ensemble des thermogrammes de l'essai **B10** et comparaison avec l'expérience après calibration sur les seuls thermogrammes **B07TC7**, **B07TC8**, **B10TC2** et **B10TC8**

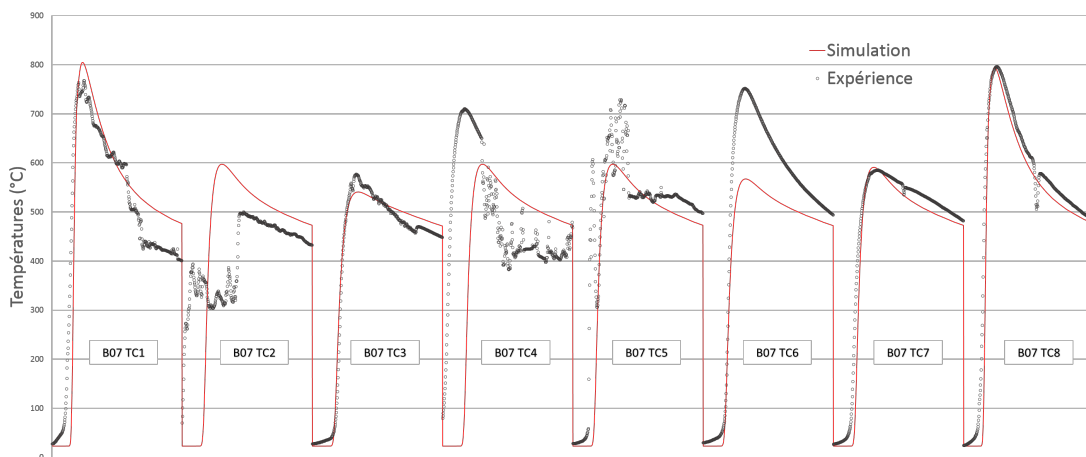


FIGURE 4.7: Simulation de l'ensemble des thermogrammes de l'essai **B07** et comparaison avec l'expérience après calibration sur les seuls thermogrammes **B07TC7**, **B07TC8**, **B10TC2** et **B10TC8**

## 4.4 Simulations thermomécaniques des essais CRW

Dans cette partie, on présente les résultats des simulations EF pour les essais CRW **B04** (test fissurant) et **B09** (test non fissurant). Dans un premier temps, le maillage utilisé ainsi que les conditions aux limites sont précisés. Les calculs thermomécaniques sont conduits en 3D avec un découplage entre la résolution du problème de thermique transitoire et la partie mécanique. Dans le logiciel Cast3M, ces deux résolutions sont chaînées mais pour le code ABAQUS, les deux calculs sont effectués séquentiellement sur un maillage identique. A l'issue du calcul thermique, le champ de température aux nœuds est utilisé par le calcul thermomécanique. Pour la simulation thermique avec ABAQUS, on utilise les mêmes conditions que celles décrites au paragraphe 4.2.1. Ensuite, les résultats à l'issue du pré-chargement sont présentés pour comparer les champs mécaniques entre les deux essais.

Pour la détermination de la déformation critique du critère P.K.P, les premières simulations thermomécaniques sont conduites sur l'essai **B09**. Cela permet d'analyser les champs mécaniques locaux qui gouvernent l'amorçage des fissures lorsque la torche TIG se déplace.

### 4.4.1 Présentation des modèles EF

Afin d'effectuer une validation croisée entre les deux codes EF, il est important d'effectuer les calculs sur un maillage identique. Celui-ci a été généré par le code Cast3M en choisissant une taille d'éléments raisonnable dans la zone où se déplace la torche (zone où les champs thermomécaniques présentent de forts gradients). Dans cette zone, le maillage 2D (plan  $XY$ , voir fig. 4.9) est régulier puis extrudé selon  $Z$  avec 4 éléments CUB8 dans l'épaisseur pour tenir compte d'éventuelles différences entre les faces endroit et envers. Dans cette zone raffinée, les éléments ont une taille de 0,6 mm x 0,6 mm x 0,5 mm environ. Avec cette taille de maille, la torche, qui se déplace suivant l'axe  $X$ , met 90 millisecondes pour traverser un élément. Le reste de la pièce est discrétisée avec un maillage non réglé avec des éléments PRI6 et CUB8. Mais les éléments cubiques sont largement majoritaires en nombre (voir fig. 4.9). La figure 4.8 illustre le domaine étudié qui correspond à une demi-éprouvette. Le plan de symétrie théorique ( $Y = 0$ ) est également le plan de propagation d'une éventuelle fissure. Les éléments finis ayant une face commune à ce plan seront susceptibles d'être éliminés de la structure si l'un de ses points de Gauss valide le critère de fissuration.

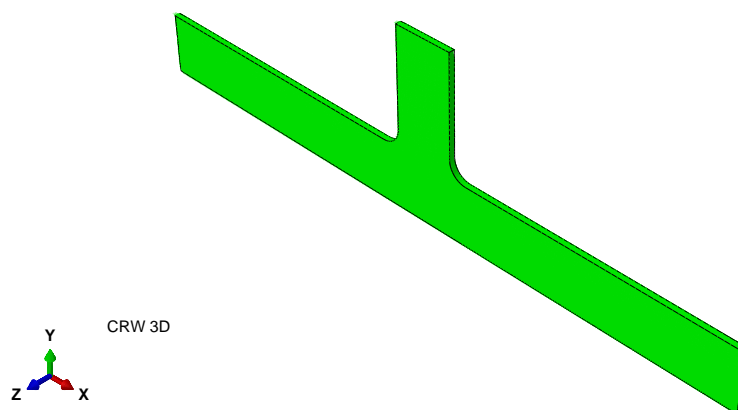


FIGURE 4.8: Domaine étudié pour les éprouvettes CRW



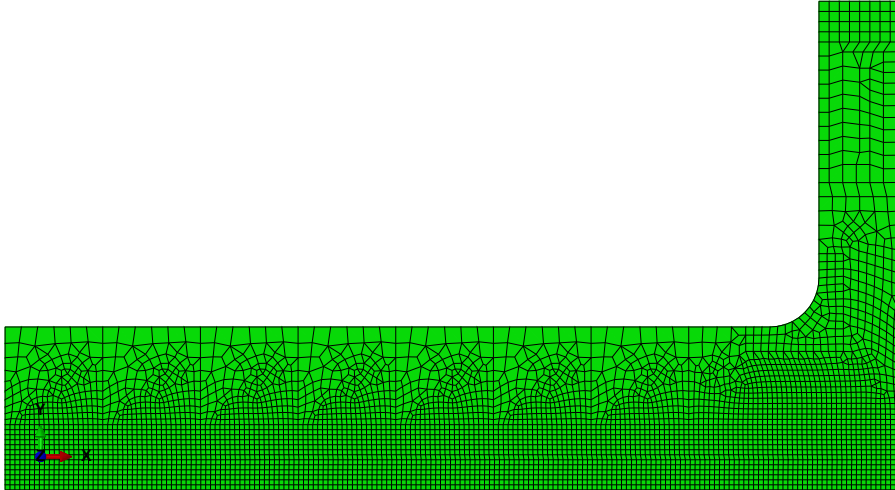


FIGURE 4.9: Maillage EF des éprouvettes CRW (visualisé sur un quart d'éprouvette). Nombre d'éléments total : 35832 : (34800 CUB8, 1032 PRI6)

Le chargement extérieur est appliqué globalement sur les nœuds de la section droite située à l'extrémité du bras. Compte tenu du dispositif expérimental, le déplacement selon  $Y$  des nœuds de cette section droite est lié par une relation cinématique et la force mesurée lors des essais est appliquée sur le nœud maître (situé au centre de la section). Les autres conditions aux limites imposées en déplacement sont liées à la symétrie du problème. Selon  $X$ , on bloque le déplacement du nœud maître où est imposé l'effort transverse. Pour le blocage selon  $Z$ , on impose un déplacement nul sur la ligne centrale de la section droite située à l'extrémité du bras.

### 4.4.2 Résultats des calculs des essais CRW après le pré-chargeement

Dans la mesure où l'intensité du chargement extérieur conditionne la fissuration, il est intéressant d'analyser l'état mécanique dans les éprouvettes CRW avant le démarrage de la sollicitation thermique. Pour le chargement initial qui ne conduit pas à la fissuration ( $F_0 = 10$  kN), il y a peu de plasticité dans l'éprouvette comme illustré à la figure 4.10. La partie plastique de la déformation se concentre au niveau des congés entre le bras et le corps de l'éprouvette CRW. Dans la zone centrale, il n'y a pas de plasticité mais le champ de contrainte n'est pas uniaxial et l'on peut noter que l'état de contrainte est biaxial ( $\sigma_{xx} = -44$  MPa ;  $\sigma_{yy} = 169$  MPa) au point central. Ce résultat montre que les estimations de l'état de contrainte à température ambiante via le collage de jauges de déformation uniaxiales peut conduire à des erreurs d'interprétation [CP13]. Cela étant, on verra dans le paragraphe suivant que cet état de contrainte sera fortement modifié par la sollicitation thermique.

Pour ce premier calcul, il est possible de comparer les résultats obtenus avec les codes Cast3M et ABAQUS sur la distribution des contraintes principales selon l'axe  $X$ . Les valeurs des contraintes ont été extraites aux centroïdes de la première rangée d'éléments situés sur la face envers dans la plan de symétrie. Les résultats présentés dans la suite sont uniquement des résultats obtenus par le calcul Abaqus. La figure 4.11 montre bien la cohérence entre les 2 codes EF qui ont utilisé la loi de comportement élasto-visco-plastique (intégrée via la procédure UMAT) décrite au chapitre 2. Les validations croisées entre les deux codes se poursuivent car l'objectif est, à court terme, de réaliser l'ensemble des simulations avec le code Cast3M pour effectuer des analyses de sensibilité sur les nombreux paramètres du modèle.

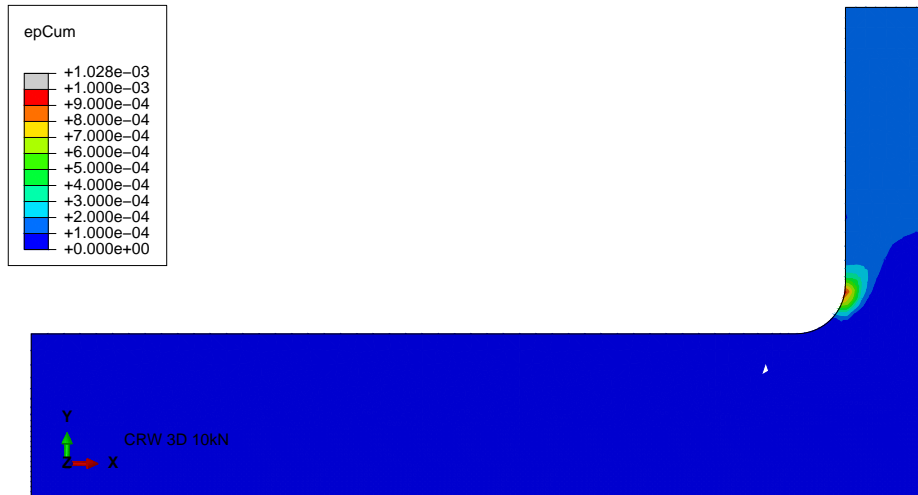


FIGURE 4.10: Isovaleurs de la déformation plastique cumulée pour  $F_0 = 10$  kN (visualisées sur un quart d'éprouvette)

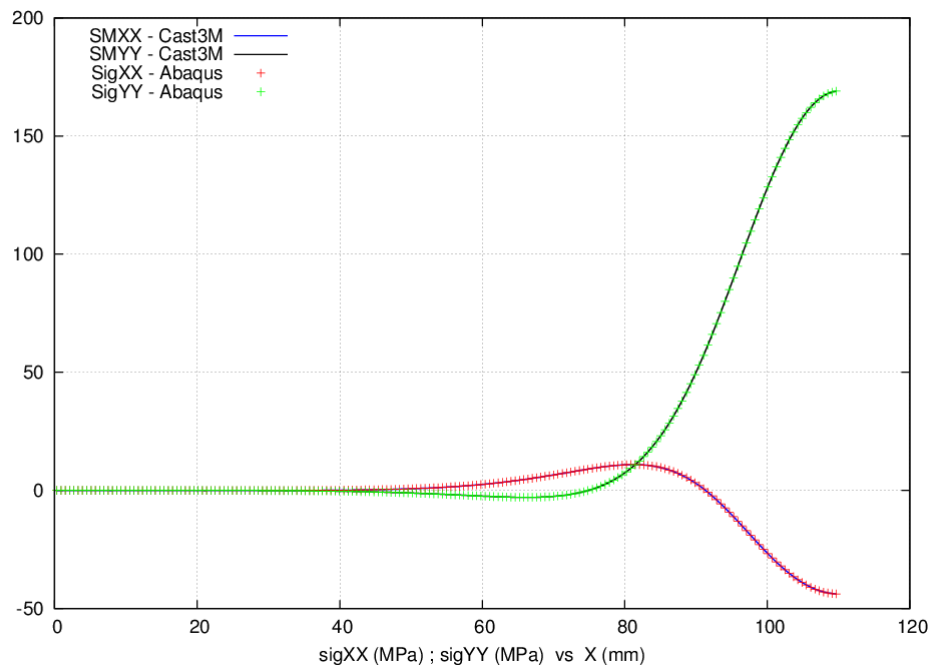


FIGURE 4.11: Distribution selon l'axe  $X$  des composantes  $\sigma_{xx}$  et  $\sigma_{yy}$  - comparaison entre Cast3M et Abaqus ( $F_0 = 10$  kN)

Pour le chargement initial qui provoque une fissuration ( $F_0 = 17$  kN), la zone plastique générée est plus importante (voir figure 4.14). Dans le bras, la déformation plastique cumulée dépasse 10 % car l'acier 316L(N) doit fortement s'écrouir pour atteindre le niveau de contrainte imposé, supérieur à 500 MPa pour la composante  $\sigma_{yy}$  (voir figure 4.13). Dans la zone centrale de l'éprouvette CRW, où va passer la ligne de fusion, la valeur de la déformation plastique cumulée dépasse un pourcent et l'état de contrainte est plus fortement biaxé ( $\sigma_{xx} = -202$  MPa ;  $\sigma_{yy} = 150$  MPa).



FIGURE 4.12: Isovaleurs de la composante de contrainte  $\sigma_{yy}$  pour  $F_0 = 10$  kN (visualisées sur un quart d'éprouvette)



FIGURE 4.13: Isovaleurs de la composante de contrainte  $\sigma_{yy}$  pour  $F_0 = 17$  kN (visualisées sur un quart d'éprouvette)

#### 4.4.3 Résultats du calcul de l'essai CRW non fissurant (B09)

Dans cette partie, on montre les résultats obtenus par une simulation d'un essai non fissurant. Après le pré-chargement ( $F_0 = 10$  kN), la seconde étape consiste à imposer la sollicitation thermique due à l'avancée de la torche pendant 30 secondes. Pour le code ABAQUS, ce chargement est la conséquence du champ de température calculé au préalable dont l'historique va être imposé aux nœuds du maillage. Ce calcul thermomécanique découplé est conduit avec une valeur du coefficient de dilatation constante ( $20.10^{-6}K^{-1}$ ). Cette valeur, cohérente avec les mesures réalisées sur la machine Gleeble et les données de la littérature pour les aciers 316L(N), pourra être modifiée pour tenir compte de la variation du coefficient de dilatation avec la température. Dans ce premier calcul, la loi de comportement utilisée est celle qui tient compte de la croissance des grains dans la ZAT et de la loi de Hall-Petch associée. Cela conduit à une augmentation maximale de  $40 \mu\text{m}$  en bord de zone fondue. Ce résultat devra être confronté à des observations expérimentales mais l'effet sur la réponse mécanique doit être assez faible. Avec la valeur retenue pour le coefficient  $K_{HP}$  pour  $1000^\circ\text{C}$ , la réduction de la limite d'écou-

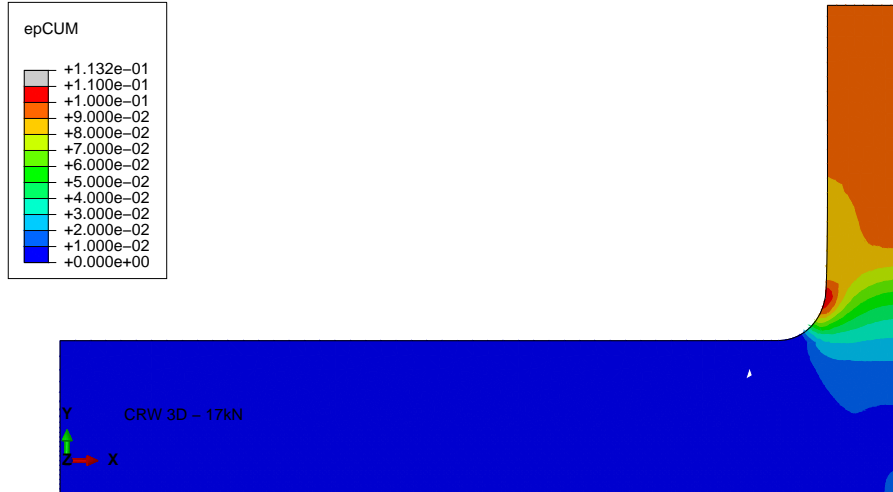


FIGURE 4.14: Isovaleurs de la déformation plastique cumulée pour  $F_0 = 17$  kN (visualisées sur un quart d'éprouvette)

lement vaut 0.7 MPa pour une taille de grain moyenne de  $90 \mu\text{m}$  par rapport à cette limite pour la taille de grain initiale (pour  $50 \mu\text{m}$ ;  $\sigma_y = 3.3$  MPa à  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

Pour un essai non fissurant, il n'est pas utile de mettre en place la gestion simplifiée de la propagation de fissure. Aussi, ce premier calcul va permettre de suivre pendant la ligne de fusion les grandeurs thermomécaniques locales et en particulier la variable  $e^*(M, t)$  au niveau du plan de symétrie ( $Z = 0$ ). On pourra ainsi obtenir un ordre de grandeur du seuil de fissuration (par valeur inférieure) associé au critère P.K.P.

Le calcul de la variable scalaire  $e^*(M, t)$  nécessite de connaître la direction du gradient thermique puis de chercher le maximum de la composante orthogonale à ce gradient à partir de la température de cohérence ( $T_{coh}$ ). Pour tous les calculs réalisés actuellement, nous avons supposé que ce gradient thermique était colinéaire à l'axe  $X$ . Ce choix est justifié par le fait que l'amorçage des fissures se situe dans le plan de symétrie  $Y = 0$  et que les isothermes à l'arrière du bain ont des normales avec une composante selon  $Z$  très faible par rapport à la composante selon  $X$ . Cette hypothèse pourra être levée pour les calculs avec le code Cast3M puisque la résolution des problèmes thermique et mécanique est chaînée. L'ensemble des résultats présentés dans la suite ont été obtenus avec le code ABAQUS (version 6.17) mais les calculs avec le code Cast3M sont en cours et devraient être disponibles ultérieurement.

Avec cette hypothèse, le calcul simplifié de la variable  $e^*(M, t)$  est analytique et s'exprime à partir des composantes de  $\underline{\underline{e}}^{p*}$  :

$$e^* = \frac{1}{2} \max(0; (e_{yy}^{p*} + e_{zz}^{p*}) + \sqrt{(e_{yy}^{p*} - e_{zz}^{p*})^2 + 4(e_{yz}^{p*})^2}) \quad (4.13)$$

Dans un premier temps, pour le calcul de  $e^*(M, t)$ , des valeurs des températures caractéristiques ont été choisies :  $T_{coh} = 1390 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_{inf}(BTR) = 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ . Pour la valeur du seuil de fissuration du critère P.K.P, ces choix sont importants. Aussi, il sera nécessaire de conduire une analyse de sensibilité sur ces paramètres.

La figure 4.15 permet de positionner la zone pâteuse à l'instant (12.4 secondes après le démarrage de la torche) où la majorité des fissures des essais CRW ont démarré ( $X=71$  mm). Elle montre également la composante de la contrainte  $\sigma_{yy}$  à cet instant. Ces isovaleurs illustrent l'importante redistribution des contraintes due à la sollicitation thermique (à comparer avec la figure 4.12). Cela signifie que l'effort extérieur appliqué sur le bras et son évolution pendant

#### 4. Simulation numérique des essais

l'avancée de la torche n'est qu'un indicateur global de la sollicitation externe. L'amorçage d'une fissure et son arrêt sont gouvernés par des conditions locales, ce qui justifie pleinement les simulations numériques de ce chapitre.

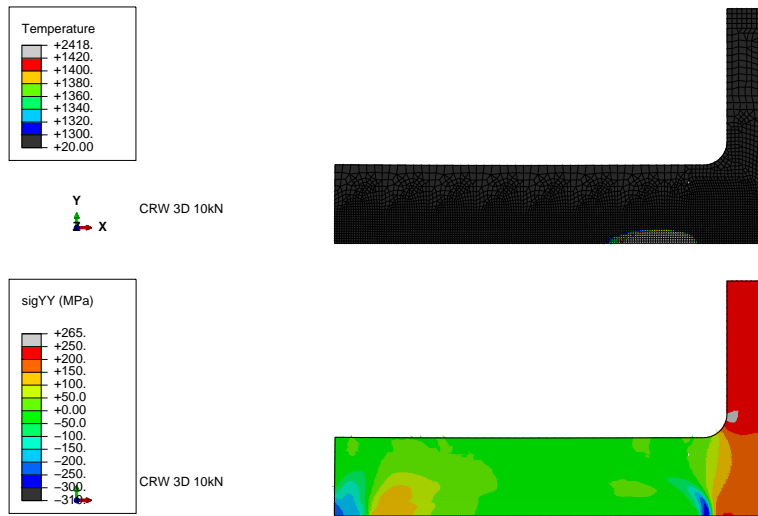


FIGURE 4.15: Isovaleurs de la température (en °C) et de la composante  $\sigma_{yy}$  à l'instant  $t_0 + 12.4$  s (sur un quart d'éprouvette)

Afin de visualiser simplement les zones où les fissures sont susceptibles de s'amorcer, la variable  $e^*(M, t)$  est disponible en post-traitement du calcul. Pour la simulation de l'essai CRW **B09**, la figure 4.16 montre après 21.5 secondes d'avancée de la torche la distribution de  $e^*$  sur une demi-épreuve. Le calcul a bien été conduit pendant 30 secondes mais les valeurs de  $e^*$  sont nulles après cet instant car l'effort externe diminue fortement après que la torche ait franchi le plan médian (voir Chapitre 3). La valeur maximale de  $e^*$  atteint  $2.95 \cdot 10^{-3}$  pour  $X=50$  mm environ, soit dans une zone où l'influence de l'effort extérieur est faible. La variable  $e^*$  redevient légèrement positive au niveau du passage du bras.

Puisque l'éprouvette CRW **B09** n'a pas développé de fissures et, si le critère P.K.P s'applique pour l'amorçage, on peut en déduire que la valeur  $e_{crit}$  pour l'acier 316L(N) de la tôle K46 est supérieure à 0.003. Cette valeur n'est pas incompatible avec celle obtenue dans la thèse de Minh LE avec des essais JWRI trapézoïdaux sur la tôle 464 :  $0.004 < e_{crit} < 0.008$  pour des arrêts de fissure. En effet, tant que l'influence de l'effort extérieur est faible sur la position d'amorçage, le début d'un essai CRW s'apparente à un essai auto-bridé de type JWRI classique (éprouvette rectangulaire). Les essais réalisés par Minh LE dans sa thèse montrent qu'il faut une largeur de 30 mm pour amorcer une fissure dans la partie rectangulaire d'une éprouvette JWRI trapèze. Or pour nos essais CRW, cette largeur vaut 40 mm justifiant ainsi la non fissuration des éprouvettes CRW jusqu'à  $X = 50$  mm.

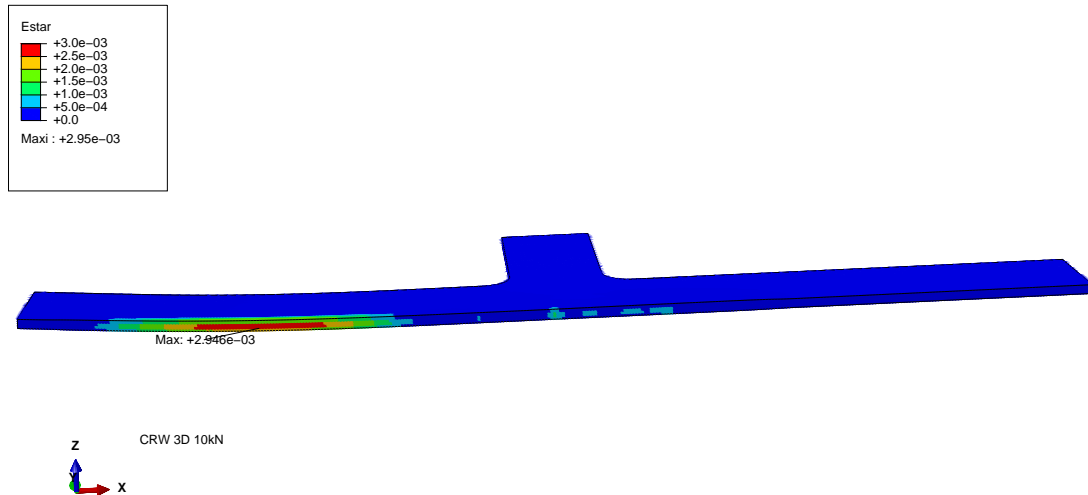


FIGURE 4.16: Isovaleurs de la variable  $e^*$  à l'instant  $t_0 + 21.5$  s pour l'essai non fissurant **B09** (configuration déformée sur une demi-éprouvette)

#### 4.4.4 Résultats du calcul de l'essai CRW fissurant (B04)

Dans cette partie, on montre les premiers résultats obtenus par la simulation d'un essai fissurant. Après le pré-chargement ( $F_0 = 17$  kN), on impose la même sollicitation thermique pendant 30 secondes. Pour un essai fissurant, il est nécessaire de mettre en place une gestion simplifiée de la propagation de fissure. En fait, dès qu'un élément, avec une face commune au plan de symétrie  $Z=0$ , possède un point de Gauss pour lequel  $e^* > e_{crit}$  pour un incrément globalement en équilibre, cet élément est "supprimé" de la structure pour la suite du calcul. C'est une façon pragmatique de gérer une propagation de fissure mais il est indispensable de mettre à jour la position de la fissure numérique pour tenir compte des redistributions de contraintes. Les éléments étant de petite taille ainsi que les incréments de temps pour converger globalement (10 à 80 ms), cette méthode simple fonctionne et donne des premiers résultats intéressants (voir annexe sur la simulation des essais Butterfly).

Mais il faut se donner *a priori* une valeur de  $e_{crit}$  qui si elle est trop élevée ne va pas déclencher la propagation "numérique" de la fissure dans le modèle EF. En prenant la valeur moyenne proposée dans la thèse de Minh LE ( $e_{crit} = 0.006$  pour la tôle 464), c'est cette situation que nous avons obtenue pour la première simulation sur l'essai CRW **B04**. Ce résultat est illustré à la figure 4.17. Pour  $X < 60$  mm, on retrouve des résultats similaires à l'essai non fissurant mais c'est pour  $X = 85$  mm environ que l'on atteint cette fois la valeur maximale de  $e^*$  après une avancée de la torche de 20 secondes. A cette position, on peut imaginer que cette ré-augmentation de  $e^*$  est liée à l'effort extérieur. En relançant le même calcul avec une valeur plus faible de  $e_{crit}$ , on pourra démarrer le processus d'élimination des éléments et ainsi mettre en place une redistribution des contraintes pour que les éléments voisins atteignent le seuil de fissuration.

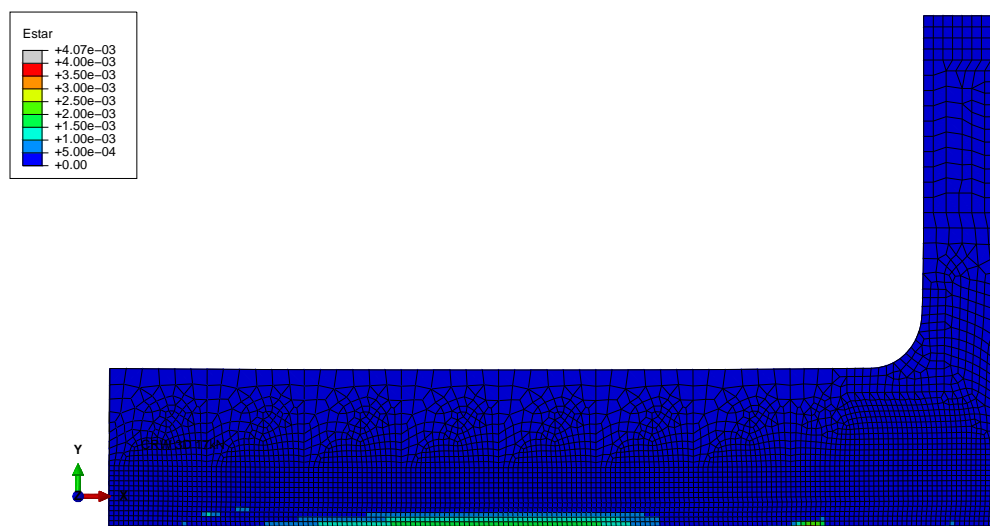


FIGURE 4.17: Isovaleurs de la variable  $e^*$  à l'instant  $t_0 + 20$  s pour l'essai fissurant **B04** (sur un quart d'éprouvette)

---

# Conclusions générales

En fonction des matériaux à assembler et des procédés de soudage, des phénomènes de fissuration à chaud sont susceptibles d'intervenir au cours d'une opération de soudage. On distingue trois types de fissures à chaud : les fissures de solidification, celles de liquation et les fissures par chute de ductilité en phase solide. Les fissures de solidification sont parfois rencontrées lors du soudage d'aciers inoxydables austénitiques et s'amorcent dans la zone pâteuse, près du bain de fusion. D'un point de vue métallurgique, elles sont la conséquence de décohésions dans une zone biphasée en lien avec la présence de films liquides interdendritique ou intergranulaire et de fractions solides. D'un point de vue thermomécanique, ces défauts peuvent apparaître lorsque les conditions thermomécaniques locales atteignent un seuil critique. Les règles de construction et de conception des composants nucléaires n'autorisent pas la présence de fissures dans les soudures des appareils sollicités en pression. Il est donc nécessaire de prévenir ce risque. Compte tenu de la complexité des mécanismes des phénomènes de fissuration à chaud, un essai de laboratoire pour caractériser la fissuration à chaud, robuste et fiable est développé. L'analyse des résultats de ces essais, avec l'aide de la simulation numérique, devrait permettre de déterminer un critère de fissuration de solidification basé sur des grandeurs mécaniques locales.

Comme indiqué dans l'introduction, l'objectif de cette étude est de proposer un essai de fissuration à chaud robuste et fiable afin d'améliorer la maîtrise de tels défauts. Les matériaux de cette étude : l'acier inoxydable 316L(N) et un métal d'apport à microstructure de solidification austénitique de référence commerciale Thermanit 19-15H, ont été caractérisés au niveau de leur métallurgie et de leur comportement mécanique. Sur la base de leurs compositions chimiques et des connaissances antérieures, la nuance 19-15H serait plus sensible à la fissuration à chaud que l'acier 316L(N).

Dans le chapitre 3, un essai de fissuration a été proposé et étudié. Après une étude bibliographique complète sur les essais de fissuration à chaud, on a choisi de s'orienter vers une adaptation d'une configuration expérimentale avec un chargement extérieur : l'essai CRW proposé en 2013 par MM. Coniglio et Patry [CP13]. Cet essai permet d'amorcer une fissure dans un régime thermique établi, puis d'arrêter cette fissure si les conditions thermomécaniques locales sont requises. Pour les aciers étudiés, un dispositif a été conçu et mis en place avec l'instrumentation dédiée pour étudier l'amorçage et la propagation de fissures de solidification. Ce dispositif a été également testé sur des éprouvettes Butterfly en acier inoxydable 304L avec des géométries plus compactes pour valider sur des aciers le principe de l'essai CRW déjà appliqué sur des alliages d'aluminium. Cet essai consiste à imposer une sollicitation orthogonale à la direction de soudage puis à déplacer une torche TIG selon l'axe de l'éprouvette en générant une ligne de fusion traversante. La géométrie de l'éprouvette permet de concentrer le chargement mécanique au centre de l'éprouvette. Un capteur d'effort permet de suivre l'évolution de la sollicitation extérieure au cours du déplacement de la torche. La faisabilité et la répétabilité de ces essais ont été vérifiées. Les conditions expérimentales (paramètres de soudage, intensité du chargement extérieur) ont permis l'obtention de fissures. Les positions d'amorçage et d'arrêt des fissures en fonction des conditions d'essais sont retenues comme observables pour la recherche d'un critère de fissuration à chaud. Dans ces essais, l'amorçage de fissure se pro-



duit lorsque la vitesse, l'énergie linéique de soudage et le chargement extérieur atteignent des valeurs critiques. En dessous de ces valeurs, on n'observe pas de fissure et on obtient ainsi des informations fiables pour discriminer les critères de fissuration à chaud. Les résultats pour les éprouvettes en l'acier 316L(N) ont permis de tester la répétabilité de ce test ainsi que sa sensibilité aux paramètres externes. Ceux obtenus sur les éprouvettes en 19-15H permettent de vérifier sa transposabilité sur un métal d'apport déposé dans un moule.

L'analyse des résultats expérimentaux des essais CRW nécessite des simulations par éléments finis. Ces calculs thermiques et mécaniques ont été mis en place dans les codes EF, Cast3M et Abaqus. Pour les simulations thermiques, une source volumique équivalente de type Goldak a été identifiée à partir des mesures fournies par les thermocouples. La forme et la largeur du bain fondu obtenues par le calcul sont conformes aux données expérimentales. Dans cette étude on a repris le modèle élasto-visco-plastique identifié dans la thèse de Minh Le [Min14] pour l'acier 316L(N). Des essais complémentaires sur la machine Gleeble de l'Université de Bretagne-Sud ont permis d'ajouter à cette loi de comportement une description simplifiée des modifications métallurgiques intervenant dans la ZAT (restauration de l'écroissage, grossissement des grains). Ces ajouts, introduits dans une procédure UMAT disponible dans les 2 codes EF et la gestion simplifiée de la propagation de la fissure par élimination des éléments finis "rompus" ont permis de simuler deux essais CRW pour l'acier 316L(N) : un test sans fissure et un second avec une fissure dont les positions d'amorçage et d'arrêt sont représentatives. L'utilisation du critère P.K.P [Ker00] a permis de déterminer un seuil critique de fissuration pour prévoir la position de l'amorçage. Mais, ces premiers résultats semblent montrer que la valeur du seuil est différente pour simuler l'arrêt de fissure.

Suite à ces travaux, des perspectives peuvent être proposées pour la partie expérimentale. Elles concernent l'amélioration de l'essai mis en œuvre sur trois points :

- modifier la géométrie de l'éprouvette CRW pour générer moins de plasticité dans les bras. A cette fin, on propose une évolution de la géométrie Butterfly en transférant la sollicitation mécanique par des perçages au niveau des ailes du papillon à la place des bras de la géométrie CRW ;
- maîtriser la distribution des contraintes au centre de l'éprouvette afin d'obtenir des positions d'amorçage différentes. Cela est possible par une conception spécifique des ailes ;
- faire évoluer le dispositif d'application des efforts pour transférer des sollicitations plus importantes dans le but d'obtenir des fissures traversantes.

Pour ces trois axes d'amélioration, une proposition générique de géométrie est présentée à la figure 4.18 dans la continuité de cette étude.

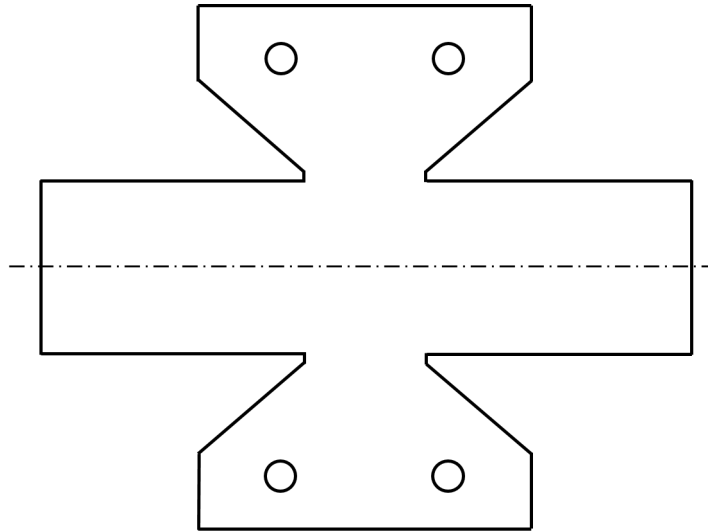


FIGURE 4.18: Nouvelle géométrie pour l'éprouvette Butterfly

Pour la partie simulation numérique des essais de fissuration, il semble nécessaire à court terme de valider le critère P.K.P pour cet acier sur une configuration d'éprouvette différente. Cette validation peut s'appuyer sur des résultats déjà acquis sur des essais JWRI (voir Annexe B). On pourrait ainsi vérifier la transposabilité de ce critère sur d'autres configurations expérimentales et s'assurer que le seuil obtenu est bien intrinsèque au matériau. Ensuite, les calculs EF pourront être mis en œuvre sur la nuance 19-15H dans la mesure où le comportement mécanique de ce matériau a déjà été identifié dans la thèse de Minh Le pour les températures supérieures à 700 °C. Cependant des essais complémentaires sont nécessaires car la réponse mécanique du matériau entre 20 °C et 700 °C est importante pour prévoir la redistribution des contraintes au droit des bras dans les essais CRW.

A plus long terme, une amélioration continue de la loi de comportement des matériaux dans la zone pâteuse (au-dessus de 1300 °C pour les aciers 316L) semble essentielle pour obtenir des grandeurs mécaniques plus fiables. Mais il faut mettre en place des essais spécifiques délicats à conduire pour ces températures. De même, la prise en compte de la microstructure de solidification par des approches de type CAFE (cellular automata finite element) pour mieux décrire des structures granulaires semble être une piste de progrès. Ces approches ont déjà été utilisées récemment pour la fissuration à chaud dans certaines études mais la description géométrique et des orientations des cristaux fraîchement solidifiés nécessite, à cette échelle, des modèles de comportement spécifiques pour tenir compte de l'anisotropie de ces structures granulaires.



---

# Bibliographie

- [17604] ISO. 17641-1. Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques - Essais de fissuration à chaud des assemblages soudés - Procédés de soudage à l'arc - partie 1 : Généralités. Technical report, AFNOR, 2004.
- [AF66] P. J. Armstrong and C. O. Frederick. A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect. *CEGB Report*, RD/B/N731, 1966.
- [AMN<sup>+</sup>77] Y. Arata, F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Katayama, and S. Ogata. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (Report III) : Effect of Strain rate on cracking threshold in weld metal during solidification. *Transactions of JWRI*, 6(2) :197–206, 1977.
- [AMNS76] Y. Arata, F. Matsuda, K. Nakata, and I. Sasaki. Solidification Crack Susceptibility of Aluminum Alloy Weld Metals (Report I) : Characteristics of Ductility Curves during Solidification by Means of the Trans-Varestraint Test. *Transactions of JWRI*, 5(2) :153–167, 1976.
- [ANKF73] K. Ando, S. Nakata, K. Kishida, and Y. Fujihira. Hot Cracking Phenomena of Thin Aluminum Alloy Plate (2nd Report), *J. Japan Welding Society*, 42(9) :879–889, 1973.
- [Ass09] O. Asserin. Methodology for heat source parameters identification in the frame of computational weld mechanic. Implementation with the software WPROCESS. Technical report DEN/DANS/DM2S/SEMT/LTA/09-003/A, CEA, 2009.
- [Auz04] Q. Auzoux. *Fissuration en relaxation des aciers inoxydables austénitiques - Influence de l'écrouissage sur l'endommagement intergranulaire*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [BA77] J. V. Beck and Kenneth J. Arnold. *Parameter estimation in engineering and science*. Wiley, 1977.
- [BF04] J.M. Bergheau and R. Fortunier. *Simulation numérique des transferts thermiques par éléments finis*. Lavoisier, 2004.
- [BM90] J. Brooks and K. Mahin. Solidification and Structure of Welds. *Welding-Theory and Practice*, pages 35–78, 1990.
- [Bou13] L. Bouffier. *Modélisation de la fissuration à chaud lors du soudage de l'alliage base nickel IN600*. PhD thesis, Grenoble, 2013.
- [BQC16] M. Bellet, G.H. Qiu, and J-M Carpreau. Comparison of two hot tearing criteria in numerical modelling of arc welding of stainless steel AISI 321. *Journal of Materials Processing Technology*, 230 :143–152, 2016.
- [Cas17] Cast3M web site. <http://www-cast3m.cea.fr/>, 2017.
- [Cat05] S. Catalao. *Etude de l'interaction plasticité-fluage pour un acier austénitique par une approche micromécanique*. PhD thesis, Ecole Centrale Paris, 2005.

- [CC08] N. Coniglio and C.E. Cross. Weld parameter and minor element effects on solidification crack initiation in aluminium. In *Hot cracking phenomena in welds II*, pages 277–310. Springer, 2008.
- [CCML08] N. Coniglio, C.E. Cross, T. Michael, and M. Lammers. Defining a critical weld dilution to avoid solidification cracking in aluminum. *Welding Journal*, 87(8) :237s–247s, 2008.
- [CD79] T.W. Clyne and G.J. Davies. Comparison between experimental data and theoretical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition. In *Solidification and Casting of Metals\ Proc. Conf.\, Sheffield, England, July 1977,*, pages 275–278, 1979.
- [Cha00] B. Chassignole. *Influence de la structure métallurgique des soudures en acier inoxydable austénitique sur le contrôle non destructif par ultrasons*. PhD thesis, INSA, 2000.
- [CHRK88] M.J. Cieslak, T.J. Headley, A.D. Romig, and T. Kollie. A melting and solidification study of Alloy 625. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 19(9) :2319–2331, 1988.
- [Cie91] M.J. Cieslak. The welding and solidification metallurgy of alloy 625. *Welding journal*, 70(2) :49s–56s, 1991.
- [CP13] N. Coniglio and M. Patry. Measuring laser weldability of aluminium alloys using controlled restraint weldability test. *Science and Technology of Welding and Joining*, 18(7) :573–580, 2013.
- [Cur99] F. Curtit. *Propagation de fissures semi-elliptiques en fatigue-Fluage à 650 °C dans des plaques d’acier 316L (N) avec ou sans joints soudés*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1999.
- [Del56] W.T. DeLong. Calibration procedure for instruments to measure the delta ferrite content of austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*, pages 521s–528s, 1956.
- [DHR01] D Dye, O Hunziker, and RC Reed. Numerical analysis of the weldability of superalloys. *Acta Materialia*, 49(4) :683–697, 2001.
- [ESK04] D.G. Eskin, Suyitno, and L. Katgerman. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*, 49(5) :629 – 711, 2004.
- [Fen93] Z.L. Feng. *A methodology for quantifying the thermal and mechanical conditions for weld metal solidification cracking*. PhD thesis, The Ohio State University, 1993.
- [Fen94] Z. Feng. A computational analysis of thermal and mechanical conditions for weld metal solidification cracking. Technical report, American Welding Society, Miami, FL (United States), 1994.
- [Feu77] U. Feurer. Quality control of engineering alloys and the role of metals science. *Delft University of Technology, Delft, The Netherlands*, pages 131–45, 1977.
- [FL04] T.L. Finton and J.C. Lippold. Standardization of the Transvarestraint Test-A Statistical Study using Austenitic Stainless Steels and Nickel-Base Alloys. *Edison Welding Institute Summary Report SR0402*, 2004.
- [Gau02] C. Gaudin. *Etude des mécanismes associés au rochet cyclique d’un acier 316L(N)*. PhD thesis, Université de Technologie de Compiègne, 2002.
- [GCA<sup>+</sup>17] Y. Gao, B. Cadiou, D. Ayrault, O. Asserin, and Ph. Pilvin. Développement d’un essai de fissuration à chaud pour les aciers : the Butterfly Test. *23<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique*, 2017.

- [GCB84] J. A. Goldak, A. Chakravarti, and M. Bibby. A new finite element model for welding heat source. *Metallurgical Transactions B*, 15B :299–305, June 1984.
- [GDR02] P-D Grasso, J-M Drezet, and M Rappaz. Hot tear formation and coalescence observations in organic alloys. Technical report, TMS Publ., 2002.
- [Gen10] D. Gentet. *Compréhension et modélisation du comportement mécanique cyclique anisotherme de l'acier austénitique AISI 316L (N)*. PhD thesis, Université de La Rochelle, 2010.
- [Gir10] E. Giraud. *Etude expérimentale et modélisation du comportement mécanique d'une alliage d'aluminium 6061 à l'état pâteux : application à la fissuration à chaud lors du soudage TIG et FE*. PhD thesis, Institut Polytechnique de Grenoble, 2010.
- [Goo87] G.M. Goodwin. Development of a new hot-cracking test—the sigmajig. *Welding Journal*, 66(2) :33s–38s, 1987.
- [Gra95] H. Granjon. *Bases métallurgiques du soudage. 2<sup>ème</sup> édition. Paris*. Institut de Soudure, 1995.
- [GSC10] E. Giraud, M. Suéry, and M. Coret. Mechanical behavior of AA6061 aluminum in the semisolid state obtained by partial melting and partial solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41(9) :2257–2268, 2010.
- [GTK97] M. Gäumann, R. Trivedi, and W. Kurz. Nucleation ahead of the advancing interface in directional solidification. *Materials Science and Engineering : A*, 226 :763–769, 1997.
- [HBKP01] R.M. Hilbinger, H.W. Bergmann, W. Kohler, and F. Palm. Consideration of Dynamic Mechanical Boundary Conditions in the Characterisation of a Hot Cracking Test by Means of Numerical Simulation. *BOOK-INSTITUTE OF MATERIALS*, 738 :847–862, 2001.
- [HKR93] D. P. Huttenlocher, G. A. Klanderman, and W. J. Rucklidge. Comparing images using the hausdorff distance. *IEEE Trans. Pattern Anal Machine Intell.*, 15 :850–863, September 1993.
- [Hoc77] J. Hochmann. Le role des additions de manganese dans les aciers inoxydables austénitiques. *Matériaux & Techniques*, 65 :69–88, 1977.
- [Hou55] P.T. Houldcroft. A simple cracking test for use with argon-arc welding. *British Welding Journal*, 2(10) :471–475, 1955.
- [Hun97] O. Hunziker. *Carte de microstructure de solidification dans le système Ni – Ni<sub>3</sub>Al – NiAl*. PhD thesis, EPFL, 1997.
- [ISOM77] H. Ikawa, S. Shin, H. Oshige, and Y. Mekuchi. Austenite Grain Growth of Steels during Thermal Cycles. *Transactions of the Japan Welding Society*, 1977.
- [Jeo87] P. Jeong. *Ultrasonic characterization of centrifugally cast stainless steel*. Electric Power Research Institute, 1987.
- [Joh73] L. Johnson. Formation of plastic strains during welding of aluminum alloys. *Welding journal*, 52(7) :298s–305s, 1973.
- [Kat82] L. Katgerman. A mathematical model for hot cracking of aluminum alloys during dc casting. *JOM*, 34(2) :46–49, 1982.
- [KD87] V.P. Kujanpaa and S. David. Characterization of heat-affected zone cracking in austenitic stainless steel welds. *Weld. J.*, 66(8) :221, 1987.
- [KD04] A. Kumar and T. DebRoy. Guaranteed fillet weld geometry from heat transfer model and multivariable optimization. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 47(26) :5793 – 5806, 2004.

- [Ker00] N. Kerrouault. *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique*. PhD thesis, Ecole Centrale de Paris, 2000.
- [KF81] W. Kurz and D.J. Fisher. Dendrite growth at the limit of stability : tip radius and spacing. *Acta Metallurgica*, 29(1) :11–20, 1981.
- [Kim75] C.S. Kim. Thermophysical properties of stainless steels. Master's thesis, Argonne national laboratory, 1975.
- [KK08] A. Kromm and Th. Kannengießer. Influence of local weld deformation on the solidification cracking susceptibility of a fully austenitic stainless steel. In *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, pages 127–145. Springer, 2008.
- [KNM94] M. Katoh, K. Nishio, and S. Mukae. A comparison of the Conventional and Reverse Houldcroft Type Hot Cracking Tests in A5052 Aluminum Alloy Sheet. *Japan Welding Society*, 12(2) :179–185, 1994.
- [Kou03] S. Kou. *Welding Metallurgy*. John Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey, 2 edition, 2003.
- [Lin72] A.C. Lingenfelter. Vareststraint testing of nickel alloys. Technical report, International Nickel Co., Inc., Huntington, W. Va., 1972.
- [LKD11] J.C. Lippold, S.D. Kiser, and J.N. DuPont. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons, 2011.
- [LLBI93] W. Lin, J.C. Lippold, and WA Baeslack III. An evaluation of heat-affected zone liquation cracking susceptibility, Part I : Development of a method for quantification. *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 72 :135–s, 1993.
- [LQGG93] CD Lundin, CYP Qiao, TPS Gill, and GM Goodwin. Hot ductility and hot cracking behavior of modified 316 stainless steels designed for high-temperature service. *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 72 :189–s, 1993.
- [LS65] C.D. Lundin and W.F. Savage. The Vareststraint test(Vareststraint test used to evaluate base metal weldability and influence of particular welding process and welding variables on hot cracking). *WELDING JOURNAL, RESEARCH SUPPLEMENT*, 44, 1965.
- [Man05] S.T. Mandziej. Testing for susceptibility to hot cracking on Gleeble physical simulator. In *Hot cracking phenomena in welds*, pages 347–376. Springer, 2005.
- [Min14] L. Minh. *Approches expérimentale et numérique de la fissuration à chaud dans les soudures en acier inoxydable*. PhD thesis, Université de Bretagne-Sud, 2014.
- [MMKE96] B. Magnin, L. Maenner, L. Katgerman, and S. Engler. Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature. In *Materials Science Forum*, volume 217, pages 1209–1214. Trans Tech Publ, 1996.
- [MN82] F. Matsuda and K. Nakata. A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility Test of Electron-Beam Welding Bead : Fan-Shaped Cracking Test (materials, metallurgy & weldability). *Transactions of JWRI*, 11(2) :87–94, 1982.
- [MNK+83] F. Matsuda, H. Nakagawa, H. Kohmoto, Y. Honda, and Y. Matsubara. Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurement (Report II) : Solidification Ductility Curves for Steels with the MISO Technique (materials, metallurgy & weldability). *Transactions of JWRI*, 1983.
- [MNN+83] F. Matsuda, H. Nakagawa, K. Nakata, H. Kohmoto, and Y. Honda. Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by Means of In-Situ Observation and Measurement (Report I) : Development of the

- MISO Technique (materials, metallurgy & weldability). *Transactions of JWRI*, 12(1) :65–72, 1983.
- [MNU87] F. Matsuda, H. Nakagawa, and T. Ueyama. Solidification Crack Susceptibility in Laser Beam Weld Metal of 0.2 C-Low Alloy Steels : Effects of Bead Configuration and S and P Contents (materials, metallurgy & weldability). 1987.
- [Mor78] Jorge J. Moré. The levenberg-marquardt algorithm : Implementation and theory. In G.A. Watson, editor, *Numerical Analysis*, volume 630 of *Lecture Notes in Mathematics*, pages 105–116. Springer Berlin Heidelberg, 1978.
- [MRE05] I.S. Maroef, M.D. Rowe, and G.R. Edwards. *The Effect of Silicon and Iron on the Weldability of Ni-Co-Cr-Si HR-160® Alloy*, pages 119–140. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2005.
- [NG95] II Novikov and OE Grushko. Hot cracking susceptibility of Al–Cu–Li and Al–Cu–Li–Mn alloys. *Materials Science and technology*, 11(9) :926–932, 1995.
- [Nie11] A. Niel. *Étude et modélisation du phénomène de fissuration à chaud en soudage à l'arc : Application à l'alliage d'aluminium 6061*. PhD thesis, Université de Montpellier, 2011.
- [NM95] K. Nakata and F. Matsuda. Evaluations of ductility characteristics and cracking susceptibility of Al alloys during welding (materials, metallurgy & weldability). *Transactions of JWRI*, 24(1) :83–94, 1995.
- [Nov66] II Novikov. Goryachelomkost tsvetnykh metallov i splavov (Hot Cracking of Non-ferrous Metals and Alloys), 1966.
- [ÖO00] M. Necati Özişik and Helcio R.B. Orlande. *Inverse Heat Transfer : A Fundamentals and Applications*. Taylor & Francis, 2000.
- [OT82] T. Ogawa and E. Tsunetomi. Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels. *WELDING J.*, 61(3) :82, 1982.
- [Pel52] W.S. Pellini. Strain Theory of Hot Tearing. *Foundry*, pages 125–133 & 192–199, 1952.
- [PPI<sup>+</sup>07] V. Ploshikhin, A. Prikhodovsky, A. Ilin, C. Heimerdinger, and F. Palm. Mechanical metallurgical approach for prediction of solidification cracking. In *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, volume 8, pages 87–104, 2007.
- [Pro62] NN Prokhorov. Resistance to hot tearing of cast metals during solidification. *Russian castings production*, 2(2) :172–175, 1962.
- [RDG99] M. Rappaz, J-M Drezet, and M. Gremaud. A new hot-tearing criterion. *Metallurgical and materials transactions A*, 30(2) :449–455, 1999.
- [RGM<sup>+</sup>04] M Rappaz, P-D Grasso, V Mathier, J-M Drezet, and A Jacot. How does coalescence of dendrite arms or grains influence hot tearing? Technical report, TMS Publ., 2004.
- [RHRK97] K. Rajasekhar, C. Harendranath, R. Raman, and S. Kulkarni. Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals : a color metallographic and electron microprobe analysis study. *Materials Characterization*, 38(2) :53–65, 1997.
- [RM12] RCC-MRx. *Règles de Conception et de Construction des matériels mécaniques des installations nucléaires*. l'AFCEN, 2012.
- [Rog83] B. Rogberg. An Investigation on the Hot Ductility of Steels by Performing Tensile Tests on "In Situ Solidified" Samples. *Scand. J. Metall.*, 12(2) :51–66, 1983.
- [RTS83] G. Rabensteiner, J. Tosch, and H. Schabereiter. Hot cracking problems in different fully austenitic weld metals. *WELDING J.*, 62(1) :21, 1983.



- [Sch49] Schaeffler. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 56(5) :680–680B, 1949.
- [SGMS03] V. Shankar, T.P.S. Gill, S.L. Mannan, and S. Sundaresan. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. *Sadhana*, 28(3-4) :359–382, 2003.
- [SMT<sup>+</sup>71] T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, T. Watanabe, K. Kobayashi, and T. Matsuzaka. Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with Trans-Varestraint test. *Transactions of the Japan Welding Society*, 2(2) :141–162, 1971.
- [SSM01] M. Shibahara, H. Serizawa, and H. Murakawa. Finite element method for hot cracking analysis using temperature dependent interface element. In *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, volume 5, pages 253–267, 2001.
- [TJRC53] W.A. Tiller, K.A. Jackson, J.W. Rutter, and B. Chalmers. The redistribution of solute atoms during the solidification of metals. *Acta metallurgica*, 1(4) :428–437, 1953.
- [VJR06] S. Vernede, P. Jarry, and M. Rappaz. A granular model of equiaxed mushy zones : Formation of a coherent solid and localization of feeding. *Acta Materialia*, 54(15) :4023–4034, 2006.
- [WDL05] Y.H. Wei, Z.B. Dong, R.P. Liu, and Z.J. Dong. Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking. *Modelling and simulation in materials science and engineering*, 13(3) :437, 2005.
- [Wis09] J. Wisniewski. *Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr*. PhD thesis, Université de Bretagne-Sud, 2009.
- [WK91] K. Wilken and H. KLEISTNER. Les essais de fissuration à chaud d'assemblages soudés. *Soudage et techniques connexes*, 45(5-6) :48–57, 1991.
- [WMRK04] N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz, and W. Kurz. Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals. *Acta Materialia*, 52(11) :3173–3182, 2004.
- [Y<sup>+</sup>91] A. Yamanaka et al. Measurement of critical strain for solidification cracking. *Model. Cast. Weld. Adv. Solidification processes V*, ed. M. Rappaz, Min. Met. Mat. Society, 1991.
- [Z<sup>+</sup>94] T. Zacharia et al. Dynamic stresses in weld metal hot cracking. *Welding Journal Including Welding Research Supplement*, 73(7) :164–172, 1994.
- [ZBW<sup>+</sup>00] L.Y. Zhao, Y. Bao, N. Wang, V. Sahajwalla, and R.D. Pehlke. The rheological properties and hot tearing behaviour of an Al-Cu alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 13(3) :167–174, 2000.

---

# Liste des figures

1	Illustration du prototype ASTRID . . . . .	ix
1.1	Schéma illustrant les différents stades de la solidification sous forme de dendrites colonnaires. . . . .	3
1.2	Effets du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle [Cha00] . . . . .	4
1.3	Croissance selon le mode cellulaire-dendritique [Jeo87] . . . . .	5
1.4	Types de solidification en fonction des valeurs de $C_L$ et de $DG/\sqrt{R}$ . . . . .	5
1.5	(a) : croissance épitaxiale des grains près de la ligne de fusion ; (b) : compétition des grains dans la zone de fusion [Kou03] . . . . .	6
1.6	Forme du bain de fusion [BM90] . . . . .	7
1.7	Principaux aspects de la structure de solidification en fonction de la vitesse de soudage : vues en plan et coupes transversales ([Gra95]) - (a) : $V_s < R_L$ ; (b) : $V_s \simeq R_L$ ; (c) : $V_s > R_L$ . . . . .	7
1.8	Diagramme de Schæffler [Sch49] . . . . .	10
1.9	Diagramme de Delong [Del56] . . . . .	10
1.10	Essai Varestraint [LS65] . . . . .	11
1.11	Différents essais de type Varestraint . . . . .	11
1.12	Principe de l'essai Sigmajig [Goo87] . . . . .	12
1.13	Principe de l'essai Murex [WK91] . . . . .	13
1.14	Utilisation d'un tube d'alumine ajusté pour l'étude de la fissuration de solidification dans un essai Gleeble [Man05] . . . . .	14
1.15	Évaluation des courbes de ductilité à chaud pour la susceptibilité à la fissuration à chaud [LQGG93] : RDR = ration of ductility recovery, DRR = ductility recovery rate, NDR = nil ductility range (or BTR), Point F = nil ductility temperature (NDT) on-heating, Point D = ductility recovery temperature on-cooling (DRT) . . . . .	14
1.16	(a) Vue d'ensemble de la machine d'essai CTW ; (b) éprouvette utilisée [CC08] . . . . .	15
1.17	Carte "Taux de déformation-dilution" pour l'alliage 6060-T4, caractérisation de la susceptibilité à la fissuration à chaud en utilisant le test CTW [CCML08] . . . . .	15
1.18	Essai PVR : éprouvette contrôlée en surface avant le test [RTS83] . . . . .	16
1.19	Observation générale d'une éprouvette fissurée en alliage d'aluminium [Nie11] . . . . .	16
1.20	Vue d'ensemble de l'essai CRW avec une vue superposée de la procédure de préchargement par une clé dynamométrique [CP13] . . . . .	17

1.21	Vue d'ensemble de l'éprouvette en croix : la ligne de fusion suit la ligne A-A' [CP13] . . . . .	17
1.22	Comparaison des résultats des essais de CRW pour différentes conditions de soudage montrant le comportement de fissuration de solidification observé en fonction de la précontrainte appliquée : les zones non fissurées sont en blanc et les zones fissurées sont en gris [CP13] . . . . .	18
1.23	Éprouvette pour les essais de type Houldcroft (dim. en mm) [Hou55] . . . . .	19
1.24	Relation entre l'occurrence des fissurations à chaud et la puissance linéique pour des essais Houldcroft [KNM94] . . . . .	19
1.25	Dimensions en mm de l'éprouvette pour l'essai de type Houldcroft inversé d'après [KNM94] . . . . .	20
1.26	Relation entre la sensibilité à la fissuration à chaud et la largeur de l'éprouvette [KNM94] . . . . .	20
1.27	Relation entre l'occurrence des fissurations à chaud et la puissance linéique pour des essais Houldcroft inversé [KNM94] . . . . .	21
1.28	Dimensions en mm de l'éprouvette pour l'essai éventail [MN82] . . . . .	21
1.29	Comparaison de la susceptibilité à la fissuration à chaud d'aciers AISI 3xx en fonction de la longueur de fissure pour deux types d'éprouvettes [MN82] . . . . .	22
1.30	Schéma d'essais de soudage oblique (dim. en mm) [PPI+07] . . . . .	22
1.31	a) éprouvettes pour l'essai de soudage oblique ; b) comparaison des prévisions numériques (barres) et des longueurs expérimentales des fissures de solidification pour les essais de soudage oblique avec différents angles de soudage $\alpha$ [PPI+07] . . . . .	23
1.32	Schéma de l'essai JWRI [SSM01] . . . . .	23
1.33	Éprouvette fissurée après un essai JWRI : (a) vue d'ensemble d'éprouvette ; (b) vue sur la partie fissurée de l'éprouvette [SSM01] . . . . .	24
1.34	Influence de la largeur d'éprouvette et l'apport de chaleur sur la fissuration à chaud de solidification : (a) $v = 770$ mm/min ; (b) $v = 500$ mm/min [SSM01] . . . . .	25
1.35	Evolution de la longueur cumulée moyenne fissurée en fonction des déformations appliquées pour différentes nuances d'aciers inoxydables [Min14] . . . . .	26
1.36	Considérations purement thermiques du critère de [CD79] . . . . .	27
1.37	Considérations du critère de [Kat82] . . . . .	28
1.38	Schéma de formation d'une fissure entre des dendrites colonnaires [RDG99] . . . . .	29
1.39	Déformation à la rupture du matériau $\epsilon_p$ et la déformation linéaire de la contraction thermique $\epsilon_{sh}$ dans deux différents intervalles de fragilité [NG95] . . . . .	31
1.40	Présentation du critère de Prokhorov [Pro62] . . . . .	32
1.41	Illustration du critère P.K.P [Ker00] . . . . .	33
1.42	Justification du critère P.K.P : (a) rôle de la direction de solidification ; (b) Champ de température simulé [Ker00] . . . . .	34
1.43	Comparaison des évolutions de $e^*$ en fonction de la température dans le cas des essais JWRI et Varestreint [Ker00] . . . . .	34
1.44	Représentation du phénomène de la fissuration à chaud de solidification au cours de soudage [PPI+07] . . . . .	35

2.1	Spécification du RCC-MR pour la composition chimique de la nuance AISI 316L(N) . . . . .	40
2.2	Illustration d'un échantillon prélevé dans la tôle 316L(N) K46 (DL : direction de laminage) . . . . .	41
2.3	Faces de l'échantillon analysées au microscope optique . . . . .	41
2.4	Observations micrographiques de l'acier 316L(N) . . . . .	42
2.5	Image EBSD du matériau 316L(N) . . . . .	43
2.6	Observations au microscope optique de traces de ferrite delta dans le matériau de base 316L(N) . . . . .	43
2.7	Configuration du moule . . . . .	44
2.8	Raidissage de l'assemblage . . . . .	45
2.9	Observation macrographique en début de cordon . . . . .	45
2.10	Illustration d'un échantillon prélevé dans un morceau du dépôt 19-15H d'épaisseur 30 mm . . . . .	46
2.11	Observations micrographiques du dépôt 19-15H . . . . .	47
2.12	Observations au microscope optique de la ferrite delta dans le dépôt 19-15H . . . . .	48
2.13	Positionnement des aciers 316L(N) et 19-15H sur le diagramme de Schæffler . . . . .	49
2.14	Evolution de la conductivité thermique en fonction de la température . . . . .	50
2.15	Evolution de la masse volumique en fonction de la température . . . . .	50
2.16	Evolution de la capacité thermique massique en fonction de la température . . . . .	51
2.17	Courbes ATD pour deux essais identiques au chauffage et au refroidissement réalisés sur le matériau 316L(N) . . . . .	52
2.18	Courbes ATD pour deux essais différents au chauffage et au refroidissement réalisés sur le matériau 316L(N) . . . . .	52
2.19	Isovaleurs du champ de température (°C) obtenues par simulation numérique d'un essai CRW sur l'acier 316L(N) . . . . .	54
2.20	Machine Gleeble 3500 . . . . .	54
2.21	Éprouvette Gleeble en acier 316L(N). Dimensions en mm . . . . .	55
2.22	Comparaison des réponses mécaniques à différentes températures sur l'acier 316L(N) de la tôle K46 . . . . .	57
2.23	Comparaison de la réponse mécanique entre les 2 aciers 316L(N) à 775 °C . . . . .	57
2.24	Comparaison de la réponse mécanique entre les 2 aciers 316L(N) à 850 °C . . . . .	58
2.25	Comparaison de la réponse mécanique entre les 2 aciers 316L(N) à 1000 °C . . . . .	58
2.26	Comparaison expérience-simulation modèle EVP à 775 °C . . . . .	60
2.27	Comparaison expérience-simulation modèle EVP à 850 °C . . . . .	60
2.28	Comparaison expérience-simulation modèle EVP à 1000 °C . . . . .	61
2.29	Exemple de modifications microstructurales dans une ZAT associée à une ligne de fusion TIG (acier AISI 321) [Ker00] . . . . .	61
2.30	Implantation des thermocouples sur l'éprouvette JWRI - trapèze en 316L(N) [Min14] . . . . .	62
2.31	Influence d'un historique thermique sur la réponse mécanique à 1000 °C . . . . .	63

2.32	Comparaison entre essais direct (775 degC) et avec HT (775H degC) à 775 °C	63
2.33	Comparaison entre essais direct (850 degC) et avec HT (850H degC) à 850 °C	64
2.34	Comparaison entre essais direct (1000 degC) et avec HT (1000H degC) à 1000 °C	64
2.35	(a) Essai de traction uniaxiale à 20 °C sur un acier 316L(N) à $3 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ ; (b) Evolution du module d'érouissage ( $\theta$ ) en fonction de la contrainte [Gau02]	66
3.1	Dispositif d'application du chargement pour l'essai CRW [CP13]	70
3.2	Éprouvette en croix pour l'essai CRW [CP13]	71
3.3	Instrumentation avec des jauges de déformations [CP13]	71
3.4	Positions des zones fissurées sous différentes conditions de soudage et chargements extérieurs (zone fissurée en gris; zone non fissurée en blanc) [CP13]	71
3.5	Instrumentation pour l'essai CRW avec une éprouvette en croix	72
3.6	Éprouvettes 'Butterfly' utilisées pour les essais préliminaires	73
3.7	Instrumentation pour un essai préliminaire par procédé TIG	74
3.8	Microscope numérique KEYENCE	76
3.9	Éprouvette "Butterfly" de référence "Ep600-2" ( $F_0=6$ kN, $a=40$ mm, $b=20$ mm)	76
3.10	Installation expérimentale pour réaliser les lignes de fusion par procédé TIG	77
3.11	Montage instrumenté pour essai CRW	78
3.12	Éprouvette instrumentée avec des thermocouples de type K	79
3.13	Plan d'implantation des thermocouples sur les éprouvettes CRW en 316L(N)	80
3.14	Mesure de l'effort appliqué sur l'éprouvette au cours du soudage (essai <b>B09</b> avec $F_0=10$ KN, essai <b>B06</b> avec $F_0=15,6$ KN)	81
3.15	Géométrie des éprouvettes CRW (mm)	81
3.16	Illustration des observables géométriques considérées pour l'exploitation des résultats expérimentaux	83
3.17	Illustration d'un schéma des positions des thermocouples	84
3.18	Faces endroit et envers du cordon sur le métal de base 316L(N) (essai <b>B05</b> )	85
3.19	Faces endroit et envers du cordon sur le métal d'apport 19-15H (essai <b>1915-07</b> )	85
3.20	Évolutions des températures des TCs lors de l'essai <b>B07</b>	86
3.21	Évolutions des températures des TCs lors de l'essai <b>B10</b>	86
3.22	Évolution des positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction du chargement extérieur	88
3.23	Longueur de la fissure en fonction du chargement extérieur $F_0$	89
3.24	Analyse des efforts $F_{am}$ et $F_{ar}$ pour l'éprouvette <b>B06</b>	90
3.25	Évolution des positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction du $F_{am}$ et $F_{ar}$	90
3.26	Les plans de découpe pour le <b>B04</b> et le <b>B09</b>	92
3.27	Vue transversale générale du bain fondu solidifié pour les essais <b>B04</b> et <b>B09</b>	92
3.28	Coupe transversale au milieu du bain fondu solidifié pour les essais <b>B04</b> et <b>B09</b>	93
3.29	Coupe transversale au milieu du bain fondu solidifié pour l'essai <b>B01</b>	94

3.30	Coupe transversale dans la ZAT pour les essais <b>B01</b> et <b>B04</b> . . . . .	94
3.31	Faces endroit et envers de l'éprouvette <b>1915-07</b> . . . . .	96
3.32	Évolution des positions d'amorçage et d'arrêt de fissures en fonction du charge- ment extérieur pour le 19-15H . . . . .	96
4.1	Capacité thermique massique de l'acier 316L(N) avec et sans prise en compte de la chaleur latente de fusion . . . . .	102
4.2	Maillage utilisé par WPROCESS pour la calibration de la source de chaleur . . . . .	103
4.3	Résultat typique du champ de température obtenu par WPROCESS (°C) . . . . .	103
4.4	Source de Goldak [GCB84] . . . . .	104
4.5	Simulation des thermogrammes <b>B07TC7</b> , <b>B07TC8</b> , <b>B10TC2</b> et <b>B10TC8</b> et comparaison avec l'expérience . . . . .	107
4.6	Simulation de l'ensemble des thermogrammes de l'essai <b>B10</b> et comparaison avec l'expérience après calibration sur les seuls thermogrammes <b>B07TC7</b> , <b>B07TC8</b> , <b>B10TC2</b> et <b>B10TC8</b> . . . . .	108
4.7	Simulation de l'ensemble des thermogrammes de l'essai <b>B07</b> et comparaison avec l'expérience après calibration sur les seuls thermogrammes <b>B07TC7</b> , <b>B07TC8</b> , <b>B10TC2</b> et <b>B10TC8</b> . . . . .	108
4.8	Domaine étudié pour les éprouvettes CRW . . . . .	109
4.9	Maillage EF des éprouvettes CRW (visualisé sur un quart d'éprouvette). Nombre d'éléments total : 35832 : (34800 CUB8, 1032 PRI6) . . . . .	110
4.10	Isovaleurs de la déformation plastique cumulée pour $F_0 = 10$ kN (visualisées sur un quart d'éprouvette) . . . . .	111
4.11	Distribution selon l'axe $X$ des composantes $\sigma_{xx}$ et $\sigma_{yy}$ - comparaison entre Cast3M et Abaqus ( $F_0 = 10$ kN) . . . . .	111
4.12	Isovaleurs de la composante de contrainte $\sigma_{yy}$ pour $F_0 = 10$ kN (visualisées sur un quart d'éprouvette) . . . . .	112
4.13	Isovaleurs de la composante de contrainte $\sigma_{yy}$ pour $F_0 = 17$ kN (visualisées sur un quart d'éprouvette) . . . . .	112
4.14	Isovaleurs de la déformation plastique cumulée pour $F_0 = 17$ kN (visualisées sur un quart d'éprouvette) . . . . .	113
4.15	Isovaleurs de la température (en °C) et de la composante $\sigma_{yy}$ à l'instant $t_0+$ 12.4 s (sur un quart d'éprouvette) . . . . .	114
4.16	Isovaleurs de la variable $e^*$ à l'instant $t_0+ 21.5$ s pour l'essai non fissurant <b>B09</b> (configuration déformée sur une demi-éprouvette) . . . . .	115
4.17	Isovaleurs de la variable $e^*$ à l'instant $t_0+ 20$ s pour l'essai fissurant <b>B04</b> (sur un quart d'éprouvette) . . . . .	116
4.18	Nouvelle géométrie pour l'éprouvette Butterfly . . . . .	119
B.1	Instrumentation d'un essai TIG en géométrie trapézoïdale . . . . .	144
B.2	Plan de découpe pour éprouvette fissurée (réf. 1) . . . . .	145
B.3	Coupes transversales fissurée et non-fissurée . . . . .	145
B.4	Comparaison des deux coupes vue de dessus pour l'essai <b>réf. 1</b> et <b>réf. 4</b> . . . . .	146



---

# Liste des tableaux

2.1	Compositions chimiques des nuances 316L(N) . . . . .	41
2.2	Mesures de dureté Vickers (HV1 : sous un charge de 1 kg) sur le matériau de base 316L(N) . . . . .	42
2.3	Compositions chimiques des métaux d'apport 19-15H et de base 316L(N) . . . . .	46
2.4	Mesures de dureté Vickers (HV1) sur le dépôt 19-15H . . . . .	46
2.5	Mesures des températures caractéristiques via les essais ATD . . . . .	53
2.6	Séquences effectuées pour un essai isotherme à 775 °C . . . . .	56
2.7	Comparaison des vitesses de déformation pour les essais avec les tôles K46 et 464 . . . . .	59
3.1	Paramètres de soudage les plus favorables pour l'essai de fissuration à chaud . . . . .	75
3.2	Influence des géométries pour l'essai de fissuration à chaud . . . . .	75
3.3	Présentation des résultats des essais "Butterfly" . . . . .	75
3.4	Paramètres de soudage pour les éprouvettes CRW en 316L(N) . . . . .	82
3.5	Paramètres de soudage pour les éprouvettes CRW en 19-15H . . . . .	82
3.6	Positions des thermocouples pour les essais <b>B07</b> et <b>B10</b> après soudage. . . . .	85
3.7	Résultats expérimentaux des essais CRW sur 316L(N) réalisés en vue d'étudier l'influence du chargement extérieur sur la fissuration ( <b>X</b> : pas de fissure, DISC : fissure discontinue, C : fissure continue, C-d : fissure continue et traversante) . . . . .	87
3.8	Analyses des efforts à l'amorçage et l'arrêt de fissure et des dimensions de l'éprouvette après essais sur 316L(N) . . . . .	91
3.9	Résultats expérimentaux des essais CRW sur 19-15H réalisés en vue d'étudier l'influence du chargement extérieur sur la fissuration ( <b>X</b> : pas de fissure, DISC : fissure discontinue, C : fissure continue non traversante, C-d : fissure continue et traversante) . . . . .	95
4.1	Positions des thermocouples pour les essais <b>B07</b> et <b>B10</b> après soudage . . . . .	106
4.2	Jeux de paramètres de la source Goldak . . . . .	107
B.1	Conditions et résultats des essais JWRI sur l'acier 316L(N) . . . . .	144
C.1	Paramètres du modèle EVP de Chaboche pour l'acier 316L(N) . . . . .	147
C.2	Paramètres du modèle EVP de Chaboche pour l'acier 316L(N) pour les températures au delà de 1250 °C dans la zone pâteuse . . . . .	147





---

# Annexes



---

Annexe A

# Butterfly Test

# Développement d'un essai de fissuration à chaud pour les aciers : the Butterfly Test

Y. Gao<sup>a</sup>, B. Cadiou<sup>b</sup>, D. Ayrault<sup>a</sup>, O. Asserin<sup>a</sup>, Ph. Pilvin<sup>b</sup>

a. DEN-Service d'Études Mécaniques et Thermiques, CEA, Université Paris-Saclay, F-91191 Gif-sur-Yvette, yuan.gao@cea.fr, danielle.ayrault@cea.fr, olivier.asserin@cea.fr

b. iRDdL FRE CNRS 3744, Université de Bretagne-Sud, rue de Saint-Maudé, F-56321 Lorient, bcadiou@univ-ubs.fr, philippe.pilvin@univ-ubs.fr

## Résumé :

*Un nouvel essai pour étudier la fissuration à chaud en soudage d'aciers inoxydables austénitiques est proposé. L'objectif de ce test est, en fonction de l'intensité du chargement extérieur, d'amorcer une fissure dans un régime thermique établi, puis de stopper cette fissuration si les conditions thermomécaniques locales le permettent. Des tests préliminaires conduits sur une tôle en acier AISI 304L ont donné des résultats encourageants. Une analyse par éléments finis de ces premiers résultats a permis, en utilisant le critère thermomécanique local PKP [1] de reproduire qualitativement ces expériences.*

## Abstract:

*A new test is proposed to study austenitic stainless steels weld hot cracking. This test is designed to initiate a hot crack in thermal steady state, and then to stop the crack once the local thermomechanical conditions are met. The initiation and stop of the crack depend on external mechanical loading. Encouraging results are obtained from some preliminary experiments over AISI 304L steel. The experimental results are qualitatively reproduced by a Finite Element analysis, which uses the local thermomechanical criterion PKP [1].*

**Mots clefs : Aciers inoxydables, Soudage, Fissuration à chaud, Eléments finis**

## 1 Introduction

Les phénomènes de fissuration à chaud (FàC) en soudage sont liés à la composition chimique des alliages et aux paramètres opératoires du procédé (intensité de soudage, vitesse d'avance, ...). Les conditions de solidification jouent aussi un rôle important sur la FàC puisqu'elles déterminent le chargement thermomécanique au voisinage de la zone pâteuse et la microstructure de la zone de solidification. Pour évaluer la sensibilité à la FàC en soudage, deux catégories d'essais existent : les tests à chargement extérieur (type Vrestraint) et les tests auto-bridés (type JWRI). Pour cette étude, nous avons choisi un essai à chargement extérieur qui présente l'avantage d'initier une fissure avec un mise en œuvre assez aisée.

Parmi les essais à chargement extérieur, de nombreux dispositifs existent avec des géométries spécifiques. Dans cette étude, nous nous appuyons sur les essais CRW proposés par Coniglio et Patry [2]. Ces essais, réalisés avec un procédé de soudage LASER sur un alliage AA-6061, ont été conduits avec des vitesses d'avance assez élevées (83 mm/s). La figure 1 présente le dispositif pour appliquer un chargement mécanique de façon orthogonale à la trajectoire de la ligne de fusion via une clé dynamométrique.

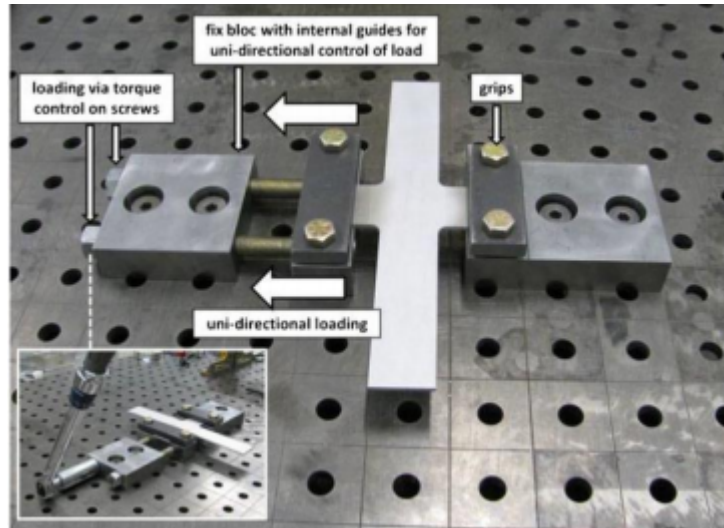


Figure 1: Configuration des essais CRW - Coniglio et Patry [2]

## 2 Dispositif expérimental du Butterfly Test

### 2.1 Géométrie et matériaux

Les essais présentés utilisent le même principe que les tests CRW mais avec une forme d'éprouvette plus compacte, moins consommatrice de matière et plus aisée à usiner. L'effort transverse est appliqué par des boulons au niveau des perçages et les entailles permettent de concentrer la contrainte dans la zone centrale. La figure 2 décrit les formes retenues pour des essais préliminaires.

Pour un alliage donné, le principe de l'essai consiste à trouver le niveau de sollicitation externe pour initier puis arrêter une fissure de solidification pendant une ligne de fusion TIG. L'effort appliqué sur l'éprouvette est mesuré en continu pendant l'avancée de la torche afin de piloter au mieux les simulations par éléments finis (EF). Les essais préliminaires sont conduits sur une tôle en acier inoxydable 304L d'épaisseur 2 mm. Ce matériau possède des propriétés similaires à celles d'un acier 316L(N) dont le comportement thermomécanique a déjà été caractérisé [3]. Au début du déplacement de la torche TIG, la configuration expérimentale est similaire à celle d'un essai JWRI auto-bridé. Aussi, la distance entre les entailles (30 ou 40 mm sur la Fig. 2) permet de contrôler un éventuel amorçage d'une fissure. Puis, avec l'avancée de la torche vers la zone sollicitée par l'effort transverse, les conditions thermomécaniques locales peuvent être suffisantes pour faire propager la fissure. Enfin, avec la diminution de la sollicitation externe, la fissure s'arrête dans des conditions locales que l'on peut estimer via la simulation numérique de l'essai.

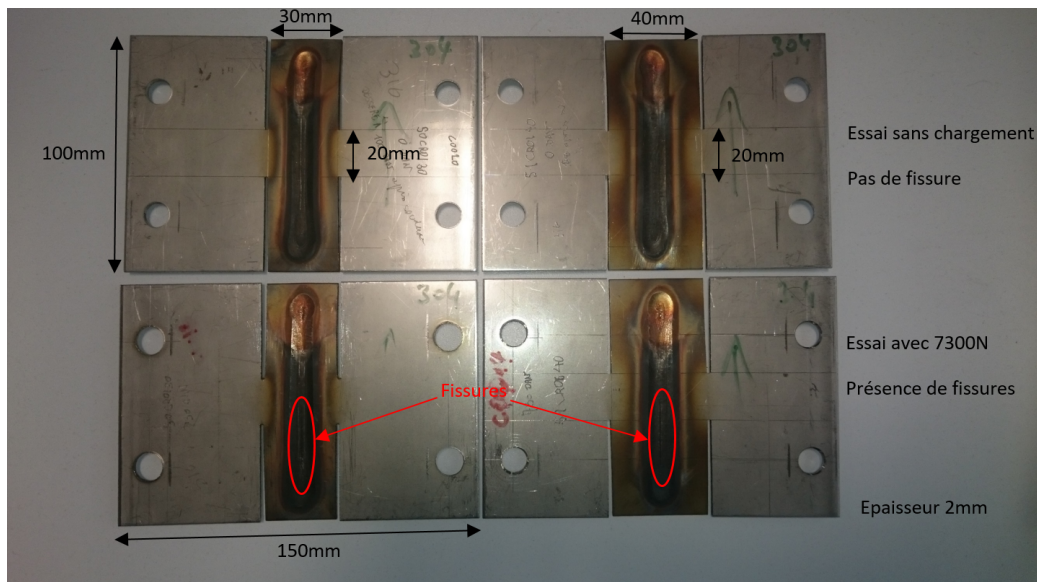


Figure 2: Eproutettes "Butterfly" étudiées (acier 304L)

## 2.2 Sollicitations thermomécaniques et résultats

Les principaux paramètres de l'apport d'énergie de la torche TIG sont l'intensité, la tension et la vitesse de soudage. Pour un gaz donné, la tension de l'arc, qui dépend principalement de sa hauteur, a été fixée à 10 volts. Les autres paramètres ont été choisis dans une large gamme pour permettre d'analyser leurs effets sur la fissuration dans des conditions de soudage différentes. Pour garantir une pleine pénétration du bain de fusion sur nos échantillons, une énergie minimale doit cependant être apportée. Les résultats présentés ont été obtenus avec une vitesse de torche de 6,67 mm/s.

Une série d'essais préliminaires sur un acier 304L a été effectuée et permet de valider le principe de l'essai CRW. Si le chargement mécanique extérieur est inférieur à 5000 N, aucune fissure n'est présente dans les échantillons. Lorsque le chargement atteint 6000 N, une fissure commence à apparaître et pour 7300 N, nous obtenons une fissure traversante sur une longueur de 35 mm environ (Fig. 2).

## 3 Simulation numérique des essais Butterfly

### 3.1 Modèle EF, lois de comportement et critère de FàC

Compte tenu du plan de symétrie théorique de cet essai, seule une demi-échantillon est maillée avec des éléments 3D à interpolation linéaire (C3D6 et C3D8 pour le code Abaqus, PRI6 et CUB8 pour Cast3M). Le maillage, identique pour les deux codes EF, a été généré par Cast3M afin d'effectuer un benchmark sur les résultats des calculs thermomécaniques. Une approche découplée entre les problèmes thermique et mécanique a été choisie dans un premier temps. L'apport d'énergie de la torche TIG a été modélisé par une source volumique gaussienne pour obtenir des dimensions correctes de la zone fondue. Le comportement élastoviscoplastique (EVP) retenu a été codé via une procédure UMAT qui intègre un modèle simple pour décrire la croissance des grains dans la ZAT et une loi de Hall-Petch sur la composante d'écrouissage isotrope du modèle. Les coefficients du modèle EVP ont été identifiés sur la base

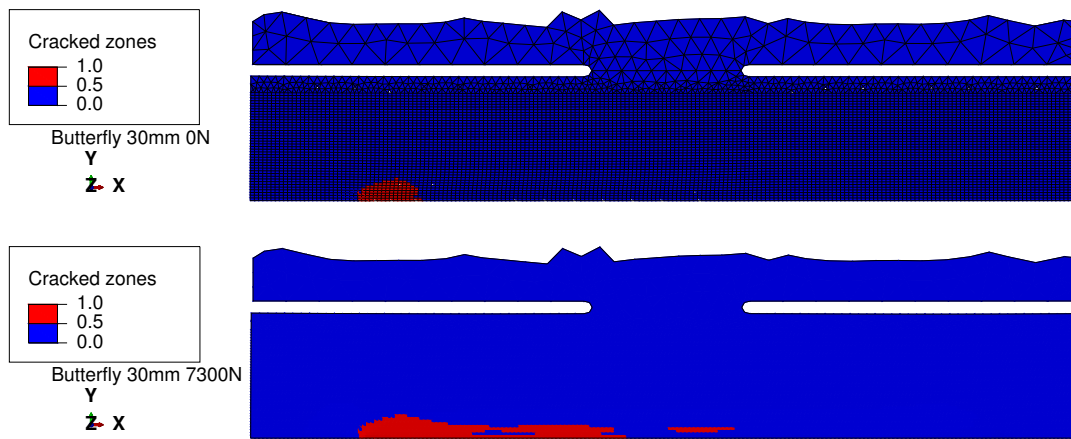


Figure 3: Positions des zones fissurées selon le critère PKP ( $e_{crit} = 5.10^{-5}$ )

de données de la thèse de Minh LE sur un acier 316L(N) [3] avec quelques essais complémentaires pour quantifier l'effet Hall-Petch entre 700 et 1000 degrés Celsius.

Cette procédure UMAT intègre également le critère de FàC de solidification PKP proposé dans [1]. Ce critère, en déformation critique, se fonde sur une idée de Prokhorov [4] formulée en 1D, étendue en 3D en estimant, dans le domaine de fragilité à chaud (BTR), la plus grande composante de déformation positive perpendiculairement au gradient de température. Cette composante positive ( $e^*$ ) se cumule en fin de solidification à partir d'une température de cohérence définie pour une fraction volumique de solide comprise entre 0,90 et 0,95 et une fissure macroscopique s'amorce si  $e^* > e_{crit}$ .

## 3.2 Résultats et discussion

La comparaison entre calculs et essais se veut qualitative dans la mesure où les coefficients du modèle EVP correspondent à un acier 316L(N). Pour l'application du critère PKP, seule la valeur du seuil a été ajustée pour décrire les longueurs des zones fissurées ( $e_{crit} = 5.10^{-5}$ ). Les longueurs de fissure obtenues par cette modélisation sont cohérentes avec les observations expérimentales (Fig. 3).

## References

- [1] N. Kerrouault, *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique*, Thèse, Ecole Centrale des Arts et Manufactures (ECP), Châtenay-Malabry, oct. 2000.
- [2] N. Coniglio and M. Patry, *Measuring laser weldability of aluminium alloys using controlled restraint weldability test*, Science and Technology of Welding and Joining, vol.18, pp. 573-580, 2013.
- [3] M. Le, *Approches expérimentale et numérique de la fissuration à chaud dans les soudures en acier inoxydable*, Thèse, Université de Bretagne-Sud, Lorient, fév. 2014.
- [4] N. N. Prokhorov, *The technological strength of metals while crystallisation during welding*, Welding Production, vol.9, pp. 1-8, 1962





---

## Annexe B

# Essais JWRI réalisés

### B.1 Présentation des essais JWRI

Des essais de fissuration à chaud en géométrie trapézoïdale ont été réalisés dans ce travail afin de mettre en place le montage de soudage par le procédé TIG et de s'approprier la méthode d'instrumentation thermique des éprouvettes avec des thermocouples. Les essais ont été réalisés sur le matériau de base 316L(N) en utilisant les équipements de la plateforme ALTEA du SEMT/LTA. L'objectif est également de reproduire certains essais dans les mêmes conditions de soudage TIG que ceux effectués par Minh LE [Min14] puis de comparer les résultats afin de vérifier la répétabilité de cet essai.

Ces expériences permettront également de tester les modèles numériques du chapitre 4 et servir de validation éventuelle pour le critère de fissuration à chaud.

Les éprouvettes de géométrie trapézoïdale sont constituées d'un corps et d'un appendice (figure B.1). Le ligament entre l'appendice et le corps de la pièce a une largeur légèrement inférieure à celle du bain de soudage. Lors de l'essai, l'appendice chute et peut provoquer l'amorçage d'une fissure à chaud. L'épaisseur de l'éprouvette est fixée à 2 mm de façon à obtenir un bain fondu débouchant.

C'est un essai auto-bridé, l'éprouvette est encastrée au niveau de l'extrémité la plus large. Une ligne de fusion, allant de la petite base à la grande base du trapèze, est réalisée (figure B.1). Les conditions de soudage sont les mêmes que celles appliquées par Minh LE [Min14] afin de vérifier la reproductibilité de cet essai. Les thermocouples ont été positionnés pour enregistrer des données afin de calibrer la source de chaleur équivalente nécessaire pour la simulation thermomécanique.

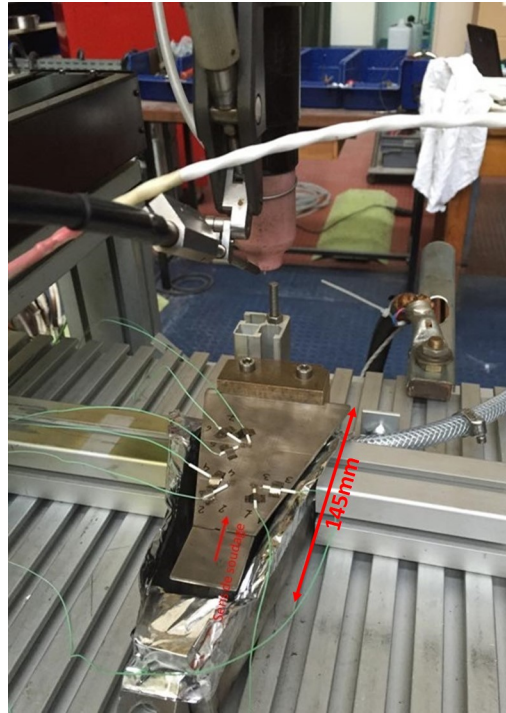


FIGURE B.1: Instrumentation d'un essai TIG en géométrie trapézoïdale

Avec des conditions d'essais identiques, on observe une répétabilité satisfaisante par rapport aux essais de Minh LE [Min14]. Quatre essais avec différentes conditions de soudage et leurs résultats sont présentés dans le tableau B.1. On remarque que la longueur de la fissure augmente avec la vitesse de soudage.

Réf	$I$ (A)	$V_s$ (mm/min)	Energie linéique (kJ/cm)	Largeur du cordon (mm)		Longueur de fissure (mm)	
				Endroit	Envers	Endroit	Envers
1	64	80	4.8	5.5	4.5	27	26
2	75	80	4.5	5	5	25	20
3	82	90	4.4	6	6	32	29
4	100	150	3.6	6	6	51	51

TABLE B.1: Conditions et résultats des essais JWRI sur l'acier 316L(N)

## B.2 Analyses métallographiques

Les structures granulaires dans le cordon de l'essai TIG en géométrie trapèze ont été examinées. Ces caractérisations fournissent des premières informations sur l'aspect des microstructures de solidification (taille des grains dans la ZAT, orientations des dendrites...).

Le plan de découpe pour les observations est présenté dans la figure B.2. La préparation des échantillons consiste en un polissage au drap jusqu'à  $3 \mu\text{m}$  et une attaque électrolytique à 10% acide oxalique.

La figure B.3 présente des coupes transversales sur la partie fissurée et la partie non-fissurée. On constate que cet essai JWRI permet de créer une fissure traversante. On remarque, sur la coupe transversale non-fissurée, un grossissement de la taille des grains dans la ZAT. Donc

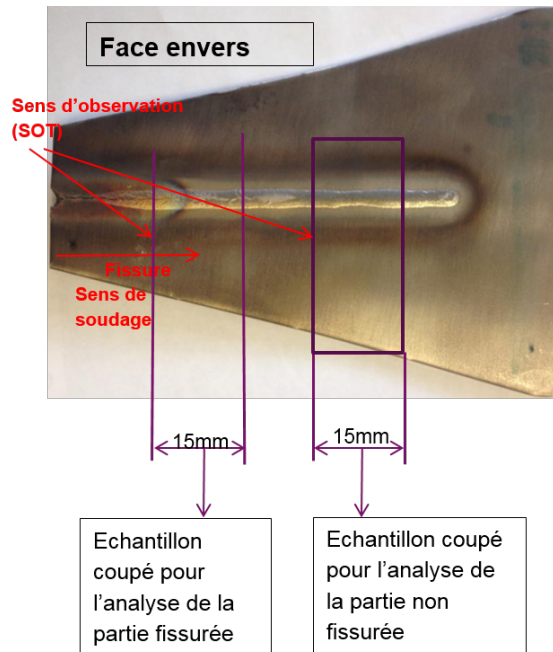


FIGURE B.2: Plan de découpe pour éprouvette fissurée (réf. 1)

ces informations permettront de contrôler les résultats de la simulation thermomécanique de cet essai car le modèle de comportement décrit au chapitre 2 introduit via la loi d'Ikawa une possibilité de croissance des grains.

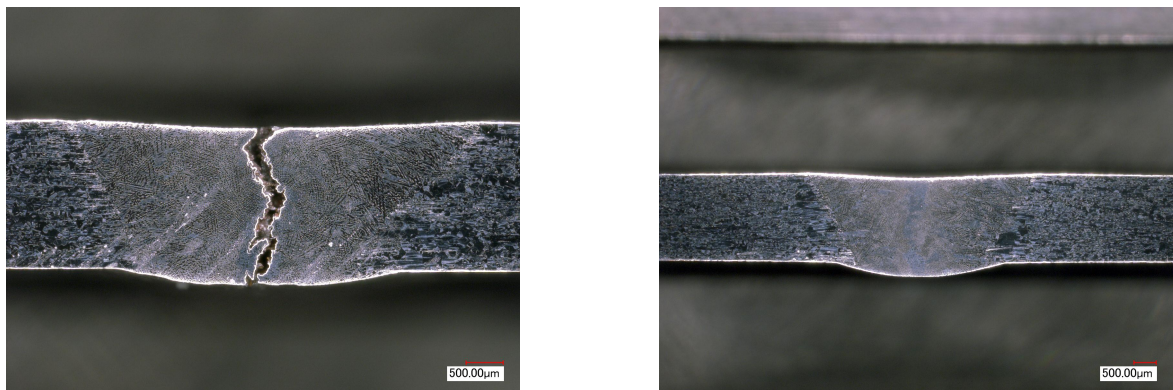


FIGURE B.3: Coupes transversales fissurée et non-fissurée

L'essai **réf. 4** a été examiné afin de vérifier l'influence de la vitesse de soudage sur l'orientation des grains de solidification. La figure B.4 présente des macrostructures en vue de dessus afin de comparer l'orientation des grains pour deux vitesses de soudage différentes. On remarque que plus la vitesse de soudage est importante, plus l'angle entre la direction du soudage et la direction de croissance des grains est grand. On a donc la relation  $\epsilon_{ref4} > \epsilon_{ref1}$ , car la vitesse de soudage est de 100 mm/min pour l'essai **réf. 4** et de 64 mm/min pour l'essai **réf. 1**.

A moyen terme, la simulation numérique de cet essai permettra également de valider, ou non, la valeur critique  $e_{critique}$  du critère PKP qui a été déterminée dans le chapitre 4 sur des essais avec chargement extérieur.

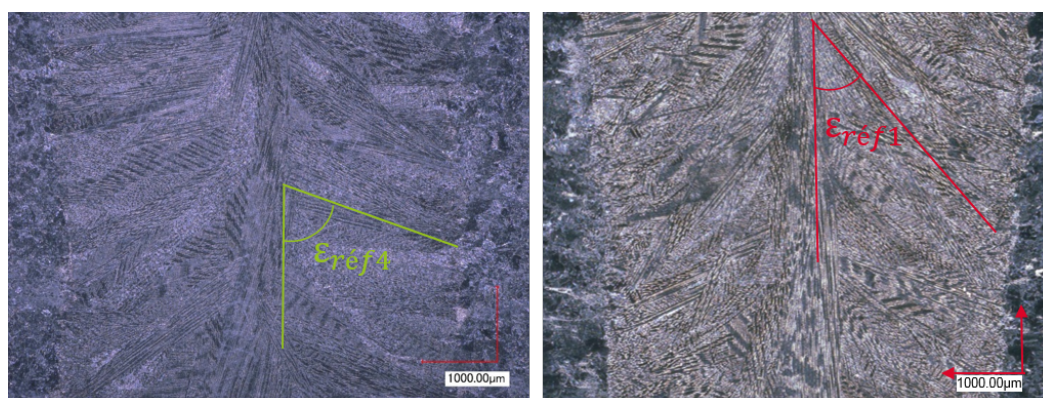


FIGURE B.4: Comparaison des deux coupes vue de dessus pour l'essai réf. 1 et réf. 4

---

## Annexe C

# Coefficients du modèle EVP de Chaboche

Les essais thermomécaniques réalisés entre 775 et 1250 °C dans la thèse de Minh LE permettent d'identifier le modèle EVP de Chaboche sur la tôle 464 en acier 316L(N). Dans cette étude, la tôle K46 en acier 316L(N) a été utilisée. Donc quelques essais de traction isothermes avec phases de relaxation ont été réalisés pour vérifier que la réponse mécanique entre les deux tôles est similaire. Les températures choisies sont de 775 °C, 850 °C et 1000 °C, comme dans la thèse de Minh LE. Un essai supplémentaire à la température de 925 °C a été réalisé afin d'améliorer l'identification de ce modèle. Dans le chapitre 2, il a été montré que la réponse mécanique des deux tôles sont quasiment identiques. Les valeurs des coefficients du modèle EVP de Chaboche utilisées dans la simulation thermomécanique des essais CRW du chapitre 4 sont présentés dans le tableau C.1. Comme dans de nombreuses études, on suppose que le coefficient de Poisson vaut 0.3 et reste constant en fonction de la température.

Température (°C)	20	600	775	850	1000	1150	1250
E (GPa)	190	140	79	56	40	37	20
$\sigma_y$ (MPa)	82	6	9.2	2.4	1	0.2	0.1
K (MPa)	151	150	179	298	192	111	70
n	24	12	12.8	7.06	5.25	4.98	4.91
b	8	10	16.5	22.5	7.97	7.97	7.97
Q (MPa)	60	80	70.2	17.4	14.7	0	0
A (MPa)	58	82.7	29.1	8.6	9.3	0	0
C	2800	300	279	154	26.3	26.3	26.3

TABLE C.1: Paramètres du modèle EVP de Chaboche pour l'acier 316L(N)

Les paramètres du modèle identifiés jusqu'à 1250 °C ne suffisent pas pour décrire le comportement du matériau à l'état pâteux. Dans cette étude, les valeurs des coefficients au delà de 1250 °C ont été extrapolées. Les valeurs retenues sont regroupées dans le tableau C.2.

Température (°C)	1300	1350	1380	1450
E (GPa)	5	3	0.01	0.01
n	4	3	2	1
K (MPa, s)	30	10	3	0.5

TABLE C.2: Paramètres du modèle EVP de Chaboche pour l'acier 316L(N) pour les températures au delà de 1250 °C dans la zone pâteuse

