

Z.F.

Z.A.T.



THESE / UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD présentée par  
sous le sceau de l'Université européenne de Bretagne

pour obtenir le titre de :  
DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD  
Mention : Sciences pour l'Ingénieur  
Ecole doctorale SICMA

Jean WISNIEWSKI

Préparée à l'Equipe d'Accueil 4250  
Université de Bretagne-Sud  
Laboratoire d'Ingénierie des Matériaux de Bretagne  
Commissariat à l'Energie Atomique  
Laboratoire des Technologies d'Assemblages

MODELISATION  
THERMOMECHANIQUE DE  
LA FISSURATION A CHAUD  
EN SOUDAGE PAR  
FAISCEAU D'ELECTRONS  
D'UN ALLIAGE CuCrZr

Thèse soutenue le 13 mars 2009  
devant le jury composé de

**LODINI Alain**

Professeur, Université de Reims / *Président*

**BELLET Michel**

Maître de Recherche, HDR, Ecole des Mines de Paris / *Rapporteur*

**LESOULT Gérard**

Professeur, Ecole des Mines de Nancy / *Rapporteur*

**AYRAULT Danièle**

Ingénieur, CEA Saclay / *Examineur*

**DREZET Jean-Marie**

Maître de Recherche, EPF de Lausanne / *Examineur*

**FANDEUR Olivier**

Ingénieur, CEA Saclay / *Invité*

**PRIMAUX François**

Ingénieur, Le Bronze Industriel, Suippes / *Invité*

**CARRON Denis**

Maître de conférences, Université de Bretagne-Sud / *Co-directeur de thèse*

**PILVIN Philippe**

Professeur, Université de Bretagne-Sud / *Directeur de thèse*



# Remerciements

Ce travail a été effectué au Laboratoire des Technologies d'Assemblage (LTA) du Commissariat à L'Energie Atomique de Saclay. Je remercie Didier Sabourin et son successeur Guillaume De Dinechin d'avoir mis à ma disposition les moyens du laboratoire. Mes remerciements s'adressent également à l'équipe du DRFC du CEA de Cadarache et plus particulièrement à Alain Durocher.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Danièle Ayrault pour la qualité de son encadrement et sa disponibilité. Je remercie également Philippe Pilvin mon Directeur de thèse pour l'aide précieuse qu'il m'a apportée.

Ce travail est le fruit d'une collaboration étroite avec la société Le Bronze Industriel (LBI), le laboratoire LIMatB de l'Université de Bretagne Sud et le Laboratoire de Simulation des Matériaux (LSMX) de l'Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne. Le Conseil Régional de Champagne Ardenne nous a également apporté son soutien. Je remercie respectivement François Primaux et Bruno Cauwe (LBI) pour le temps qu'ils m'ont consacré, Jean Costa et Denis Carron pour la réalisation des essais Gleeble au LIMatB, Michel Rappaz et son équipe pour l'accueil très agréable qu'ils m'ont réservé lors de mes séjours en Suisse et enfin Jérôme Fraysse ainsi que Catherine Quintallet du conseil régional de Champagne Ardenne.

Je tiens à remercier également l'ensemble des personnes avec lesquelles j'ai travaillé ces trois années, cette thèse étant avant tout un travail d'équipe qui a mobilisé beaucoup de compétences. Adieu Jean-Marie, l'artiste! Merci pour vos innombrables coups de mains et pour les discussions passionnantes que nous avons pu avoir sur de nombreux sujets. Un merci à Michel Barras pour les expériences de soudage au LTA et toutes les 'petites astuces'; j'ai apprécié le temps que nous avons passé ensemble.

Il m'est agréable de remercier également Jacques Pelé et Jean-Luc Béchade pour les analyses RX de mes échantillons, François Castillan et Jacques Grall du laboratoire de métallurgie du LTA, Nicolas Roubier de l'Ecole Centrale de Paris pour les essais mécaniques.

Un grand merci à Jean-Daniel Wagnière pour les essais de coulée 1D, Frédéric Kohler pour les expériences de SPTA et pour l'accueil au LSMX, Michel Bornert pour l'aide qu'il m'a apportée sur la corrélation d'images.

Ma Brochette, notre conférence aux USA restera gravée dans ma mémoire.

Merci à Wahib Saikaly pour les analyses MET réalisées à Marseille et à Olivier Fandeur et Thierry Charras pour l'aide sur la partie numérique réalisée à l'aide de Cast3m.

Merci à André, Olivier A., Laurent, Farah, Elodie, Valérie, Caroline, Fabien, Thomas, Sébastien, Arnauld M., Christophe, Gaëtan, Olivier Blanchot.

Un grand merci à ma Rachel pour son soutien permanent en particulier dans les dernières semaines de rédaction ainsi qu'à mes chers parents.

Pensées à mon pote Nestor Amelewonou et à mon cousin Antoine Poulain.

# Table des matières

<b>Introduction</b>	<b>9</b>
<b>1 Etude bibliographique</b>	<b>11</b>
1 Phénomènes de solidification en soudage . . . . .	11
1.1 Etapes de solidification . . . . .	11
1.2 Morphologie granulaire après solidification . . . . .	13
1.3 Définition de la zone pâteuse . . . . .	13
1.4 Le défaut de fissuration à chaud . . . . .	14
2 Tests d'appréciation de la sensibilité à la fissuration à chaud . . . . .	15
2.1 Tests à chargement extérieur . . . . .	15
2.2 Tests de fissuration à chaud autobridés . . . . .	20
2.3 Conclusions . . . . .	29
3 Critères de fissuration à chaud . . . . .	29
3.1 Critères en composition chimique . . . . .	29
3.2 Critères phénoménologiques . . . . .	30
3.3 Critères thermomécaniques . . . . .	49
4 Conclusions . . . . .	58
<b>2 Matériau de l'étude et caractérisations</b>	<b>59</b>
1 Présentation du matériau de l'étude . . . . .	59
1.1 Observations à l'échelle du microscope optique . . . . .	60
1.2 Observations à l'échelle du microscope électronique à balayage . . . . .	62
1.3 Observations à l'échelle du microscope électronique à transmission . . . . .	63
2 Texture cristallographique du lot de matière 355 . . . . .	65
2.1 Echantillons analysés . . . . .	65
2.2 Principaux résultats . . . . .	66
3 Détermination des contraintes résiduelles . . . . .	66
3.1 Définition des contraintes résiduelles et de la méthode du trou . . . . .	67
3.2 Principaux résultats . . . . .	67
4 Détermination expérimentale des propriétés du matériau 355 . . . . .	69
4.1 Propriétés thermomécaniques . . . . .	69
4.2 Propriétés thermophysiques . . . . .	73
5 Conclusions . . . . .	76

<b>3</b>	<b>Essais de soudabilité</b>	<b>77</b>
1	Géométries des éprouvettes soudées . . . . .	77
1.1	Eprouvettes JWRI 'longitudinales' . . . . .	77
1.2	Eprouvettes JWRI 'transversales' . . . . .	78
1.3	Eprouvette trapézoïdale . . . . .	79
2	Description de l'installation . . . . .	79
2.1	Généralités . . . . .	79
2.2	Montage instrumenté . . . . .	80
3	Résultats des essais et analyse . . . . .	83
3.1	Paramètres opératoires de soudage . . . . .	83
3.2	Première campagne d'essais . . . . .	84
3.3	Deuxième campagne d'essais . . . . .	85
3.4	Troisième campagne d'essai . . . . .	94
4	Conclusions . . . . .	98
<b>4</b>	<b>Simulation numérique du soudage</b>	<b>101</b>
1	Calculs numériques réalisés avec Cast3m . . . . .	101
1.1	Calculs thermiques . . . . .	102
1.2	Calculs mécaniques . . . . .	111
1.3	Exemples de résultats de simulations . . . . .	116
2	Calculs numériques réalisés avec Calcosoft . . . . .	117
2.1	Conditions aux limites imposées . . . . .	118
2.2	Maillage des éprouvettes . . . . .	119
2.3	Paramètres utilisés . . . . .	119
2.4	Exemples de résultats . . . . .	121
3	Conclusions . . . . .	123
<b>5</b>	<b>Détermination des critères de fissuration à chaud</b>	<b>125</b>
1	Détermination du critère thermomécanique . . . . .	125
1.1	Conditions de simulation . . . . .	125
1.2	Grandeurs physiques étudiées pour établir le critère thermomécanique .	127
1.3	Identification du critère thermomécanique . . . . .	128
1.4	Proposition d'un critère thermomécanique . . . . .	134
1.5	Validation du critère thermomécanique . . . . .	134
2	Détermination du critère RDG . . . . .	136
2.1	Expression de la chute de pression . . . . .	137
2.2	Description de la configuration étudiée . . . . .	138
2.3	Influence de la largeur d'éprouvette JWRI sur la dépression interdendritique	140
2.4	Détermination de la chute de pression critique . . . . .	142
2.5	Application du critère RDG au cas de l'éprouvette trapézoïdale . . . . .	143
3	Discussion sur les critères identifiés . . . . .	147
4	Conclusions . . . . .	149

---

<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>151</b>
<b>Références bibliographiques</b>	<b>154</b>
<b>A Diagrammes de phases</b>	<b>161</b>
1 Système Cu-Cr . . . . .	161
2 Système Cu-Zr . . . . .	161
<b>B Analyses de la texture du lot 355</b>	<b>163</b>
1 Définition succincte de la texture cristallographique . . . . .	163
2 Principaux résultats . . . . .	164
<b>C Essais mécaniques de validation</b>	<b>167</b>
1 Dispositif expérimental utilisé . . . . .	167
2 Programme expérimental . . . . .	168
3 Comparaison des essais UBS et ECP . . . . .	168
<b>D Détermination du chemin de solidification du lot 355</b>	<b>171</b>
<b>E Détermination de la conductivité thermique du lot 355</b>	<b>175</b>
1 Descriptif du dispositif expérimental . . . . .	175
2 Identification de la conductivité thermique par méthode inverse . . . . .	176
2.1 Hypothèses de travail . . . . .	176
2.2 Résultats de l'optimisation . . . . .	176
<b>F Détermination du coefficient de dilatation du lot 355</b>	<b>179</b>
<b>G Calculs thermiques sous Cast3m</b>	<b>183</b>
1 Calculs thermiques dans Cast3m . . . . .	183
2 Conditions aux limites . . . . .	184
<b>H Prise en compte du changement d'état</b>	<b>187</b>
<b>I Validation de l'implémentation de la loi de comportement</b>	<b>191</b>
1 Modélisation des cas tests à l'aide de Cast3m . . . . .	191
2 Modélisation des cas tests à l'aide de SiDoLo . . . . .	192
3 Paramètres utilisés . . . . .	192
4 Comparaison des résultats SiDoLo-Cast3m . . . . .	192



# Introduction

Les alliages de cuivre, et plus particulièrement le CuCrZr, sont utilisés comme matériau de structure dans la fabrication des composants internes du réacteur expérimental de fusion contrôlée Tore Supra implanté au CEA/Cadarache. Initialement, cet alliage a été sélectionné pour ses excellentes propriétés thermomécaniques à température élevée et pour ses propriétés thermophysiques [Lipa05]. Il est également utilisé dans d'autres réacteurs de fusion tels que le JET en Grande-Bretagne et la machine allemande Wendelstein (W7X).

Lors de la fabrication de certains composants pour Tore Supra en alliage CuCrZr sont apparus, au cours du soudage par faisceau d'électrons, des problèmes importants de fissuration à chaud [Durocher02, Durocher07]. Le CEA a souhaité comprendre le phénomène et engager une étude approfondie de la soudabilité des alliages CuCrZr afin d'assurer une intégrité des composants pour le réacteur Tore Supra.

Les paramètres influant sur le phénomène de fissuration à chaud sont la composition chimique de l'alliage et les conditions de solidification, entraînant des ségrégations de certains éléments au cours du refroidissement ; un autre acteur essentiel du phénomène est lié aux sollicitations thermomécaniques générées par l'opération de soudage et qui viennent agir de manière plus ou moins drastique sur une zone déjà intrinsèquement sensible.

Si pour certains matériaux des approches à l'aide d'un critère en composition chimique permettent de qualifier la sensibilité à la fissuration en soudage (c'est le cas par exemple pour certains aciers austénitiques inoxydables), il n'en est pas de même pour d'autres familles d'alliages où un critère en composition chimique s'avère difficile à identifier devant la complexité des phénomènes. En effet, les éléments influant peuvent être des éléments mineurs, voire à l'état de traces, et bien souvent il s'agit de l'effet combiné de plusieurs éléments (alliages base nickel).

Dans le cas de l'alliage CuCrZr, l'objectif est d'identifier un critère d'amorçage de fissuration à chaud lors du soudage par faisceau d'électrons pour un lot donné d'un alliage CuCrZr. Ce travail constitue le cœur des travaux de la thèse. L'enjeu serait à terme d'exploiter ce critère à l'aide de la simulation numérique pour prédire le risque de fissuration à chaud pour toute configuration de soudage et d'optimiser si nécessaire la configuration pour minimiser les risques. Enfin, une ultime étape consisterait à définir un 'test de réception matière' au regard de la sensibilité à la fissuration à chaud pour une fabrication donnée qui permettrait d'accepter ou de refuser un lot d'alliage.

De nombreux critères de sensibilité à la fissuration à chaud sont présents dans la littérature.

Quel critère utiliser dans le cas du soudage par faisceau d'électrons de composants en CuCrZr ? L'objectif de cette étude est d'apporter des éléments de réponse à cette question. Pour cela deux critères sont appliqués sur des géométries d'éprouvettes simples :

- Un critère en déformation. L'application de ce critère au cas du soudage d'un acier inoxydable s'est révélée fructueuse [Kerrouault00] mais se base sur l'analyse de calculs thermomécaniques nécessitant de nombreuses données thermophysiques de l'alliage étudié. Dans le cas de l'alliage de CuCrZr ces données sont absentes de la littérature.
- Un critère phénoménologique appelé critère RDG. Ce critère, qui possède plusieurs niveaux d'application, a été utilisé avec succès dans le cas du soudage par laser d'alliages d'aluminium [Drezet07(1)].

L'application des critères nécessite la réalisation de simulations numériques du soudage. L'alliage étudié a donc fait l'objet de caractérisations poussées pour permettre la mise en œuvre des calculs numériques.

Le premier chapitre de ce document est une revue bibliographique sur le phénomène de fissuration à chaud. Les origines microscopiques du phénomène sont décrites. Les principaux critères de fissuration à chaud sont également présentés. Dans la majeure partie des cas, l'application de ces critères nécessite la réalisation d'essais expérimentaux et la simulation numérique de ces essais. Les modèles numériques sont alimentés par des données thermophysiques du matériau étudié. Les caractérisations métallurgiques, thermiques et mécaniques conduites sur l'alliage de l'étude sont présentées dans le chapitre 2.

Les essais expérimentaux de soudage par faisceau d'électrons menés sur l'alliage sont décrits dans le troisième chapitre. Les essais étant réalisés sur des géométries simples, ils présentent l'avantage de permettre d'observer, dans des conditions maîtrisées, le phénomène de fissuration à chaud. Ces expériences sont ensuite modélisées à l'aide de deux codes de calculs par éléments finis : Castem et Calcosoft. Le chapitre 4 présente les principales hypothèses utilisées dans les modèles numériques. Enfin, à l'aide des modèles numériques, les critères de fissuration à chaud sont appliqués. Les résultats des critères sont analysés et discutés dans le chapitre 5 et des recommandations sont avancées.

# Chapitre 1

## Etude bibliographique

Le défaut de fissuration à chaud lors du soudage d'une structure apparaît au cours du refroidissement à l'arrière du bain liquide pour des températures et des fractions solides élevées. Dans la première section de ce chapitre, les origines microscopiques du phénomène sont décrites. Pour apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud d'un alliage, il est nécessaire de disposer de tests expérimentaux. Les tests sont à chargement extérieur ou autobridés. Ils sont décrits dans la deuxième section de ce chapitre. Enfin, un état de l'art sur les critères de sensibilité à la fissuration à chaud est proposé dans la dernière section, l'accent est mis sur deux catégories de critère : les critères phénoménologiques et les critères thermomécaniques qui peuvent être en contrainte ou en déformation.

### 1 Phénomènes de solidification en soudage

Le domaine de température délimitant le début et la fin de la solidification est appelé intervalle de solidification. Le phénomène de solidification se décompose en trois étapes : la germination, la croissance, la coalescence.

#### 1.1 Etapes de solidification

##### 1.1.1 Germination et croissance

Ces étapes cruciales déterminent la microstructure du matériau. Dans le cas du soudage, selon la forme du bain liquide et la largeur du cordon de soudure, deux types de croissance différente peuvent être observés :

- Au cœur du cordon, loin de la zone affectée thermiquement, il peut y avoir croissance libre. Les impuretés présentes dans le liquide avant la solidification peuvent servir de substrat à la germination si celles-ci abaissent l'énergie d'activation de formation des cristaux.
- Dans le cordon, proche de la zone affectée thermiquement, cette dernière sert de substrat à la germination. Il y a croissance forcée. Les grains se développent des régions froides vers les régions chaudes parallèlement au flux de chaleur. Il s'agit d'une croissance épitaxiale.

Lors de la croissance, il y a rejet de solutés en avant du front de solidification. Cette redistribution des solutés au niveau de l'interface solide-liquide en mouvement donne lieu au phénomène de surfusion constitutionnelle. La composition du liquide au voisinage de l'interface en mouvement entraîne un abaissement de la température de liquidus au-dessous de celle correspondant à la composition nominale de l'alliage. 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 1.1). Dans le cas, par exemple, d'une croissance dendritique, le gradient thermique est tel que s'il se forme une protubérance sur l'interface solide-liquide, l'extrémité de cette protubérance pénètre dans une zone où la température réelle est inférieure à la température de liquidus ( $T_{mp}$  sur le schéma) du liquide environnant. La protubérance peut alors croître sous forme de dendrite.

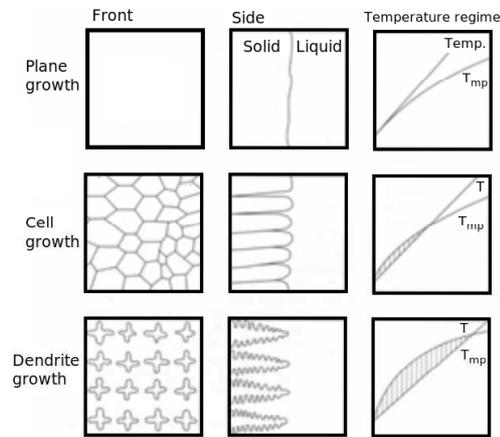


FIG. 1.1 – Transition de la morphologie de croissance suivant la valeur du gradient thermique à l'interface [Campbell04].

La figure 1.2 est une vue simplifiée d'un cordon de soudure présentant à la fois une croissance libre (au centre du cordon) et forcée. Les interfaces sont dendritiques.

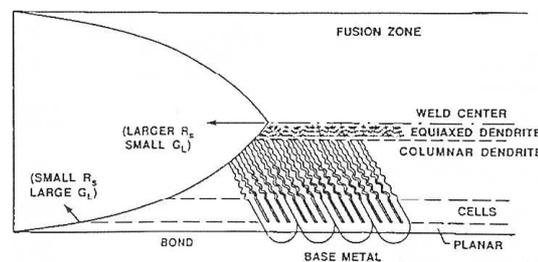


FIG. 1.2 – Représentation schématique de la microstructure de solidification en soudage [Brooks95].

### 1.1.2 Coalescence

Pendant leur croissance, les dendrites entrent en contact les unes avec les autres. Elles vont s'interconnecter, et créer des ponts solides entre elles.

## 1.2 Morphologie granulaire après solidification

Chaque grain a tendance à se développer parallèlement à une direction cristallographique particulière (direction de croissance préférentielle) en plus de vouloir se diriger parallèlement au gradient thermique : il s'agit de la croissance compétitive. La forme du bain de fusion a un rôle prépondérant sur le phénomène de croissance compétitive.

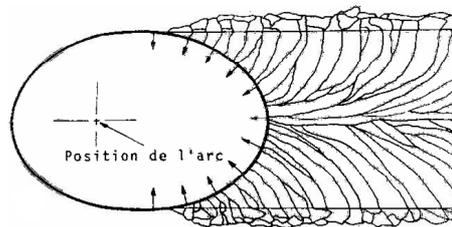


FIG. 1.3 – Structure de cordon pour un bain elliptique [Savage80].

Sur la figure 1.3 est représenté un bain de fusion elliptique (le cordon ne présente pas de croissance libre). Le gradient de température représenté par des flèches orientées perpendiculairement à l'interface solide liquide (trait continu gras) varie sur cette dernière. Les grains ont tendance à s'incurver en suivant l'interface solide liquide en mouvement. Les grains les plus favorisés au départ cèdent le pas à d'autres grains dont l'orientation devient plus favorable compte tenu de la réorientation continue du gradient maximal de température qui favorise des orientations cristallographiques différentes.

## 1.3 Définition de la zone pâteuse

Entre la phase solide et le bain liquide, il existe une zone dans laquelle le matériau est à l'état semi solide. Pour Eskin *et al.* [Eskin04], cet état correspond à un liquide dans lequel des particules solides sont en suspension. A partir d'une certaine fraction de solide comprise entre 25% et 65% suivant la morphologie des particules solides, la matière est considérée à l'état pâteux. La zone pâteuse peut être décomposée en trois parties (figure 1.4). Dans la première, la fraction de solide est faible, les films liquides sont continus. Dans la troisième partie, les dendrites ont coalescé ; la phase est assimilée à une phase solide. Dans la deuxième région, les films liquides interdendritiques sont continus mais sous l'effet des contraintes générées, par exemple, au cours de la solidification et transmises par le réseau dendritique solide, les dendrites peuvent s'écarter et le liquide ne pourra pas, comme dans la région 1, combler les ouvertures. C'est dans cette région que le matériau est le plus sensible à la fissuration à chaud.

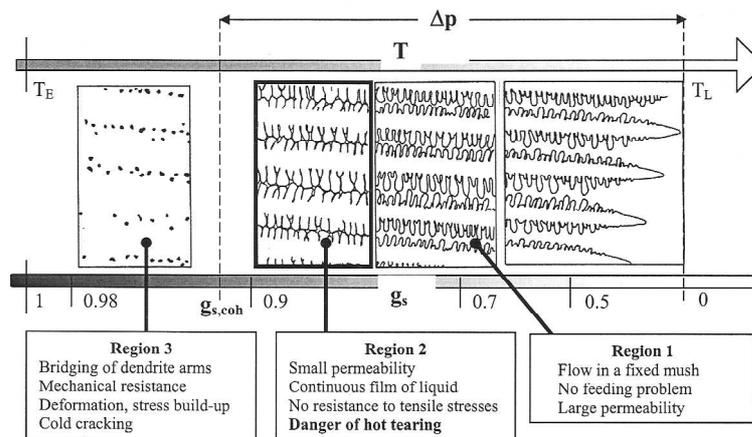


FIG. 1.4 – Séquence de solidification [Rappaz04].

#### 1.4 Le défaut de fissuration à chaud

Lors d'une opération de soudage, différents types de défauts peuvent apparaître tel que le défaut de fissuration à chaud. D'après Cartaud [Cartaud95], il en existe trois types :

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

La fissuration à chaud par chute de ductilité se produit occasionnellement pour certains matériaux fortement alliés au cours d'un séjour prolongé à haute température, par exemple lors d'un traitement de relaxation. Les fissurations à chaud de solidification et de liquation peuvent avoir lieu au cours du soudage. Ces défauts sont dus à une décohésion intergranulaire ou interdendritique. La fissuration à chaud de solidification a lieu au cours de la première solidification, les fissures apparaissent dans le cordon de soudure.

La fissuration à chaud de liquation apparaît lors du réchauffage d'un matériau déjà solidifié, dans les zones affectées thermiquement ou réaffectées thermiquement (soudage multi passes), par fusion des phases à bas point de fusion.

Une illustration du défaut de fissuration à chaud de solidification est présentée figure 1.5 dans le cas du soudage TIG (Tungsten Inert Gas) d'une plaque en alliage base Nickel. Dye *et al.* [Dye01] observent le défaut au centre du cordon.

Le défaut de fissuration a des conséquences dramatiques sur les structures soudées. Pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud d'un alliage, différents tests expérimentaux existent. La plupart de ces tests sont réalisés sur des géométries d'éprouvettes simples (non représentative de configurations de soudage réelles) [ASM93].

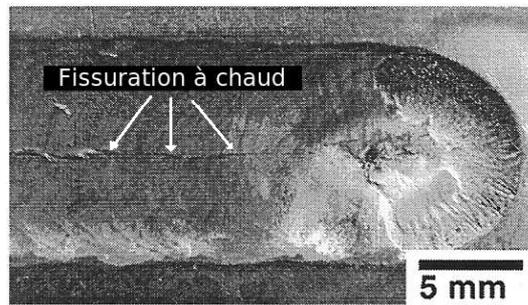


FIG. 1.5 – Fissuration à chaud de solidification dans un cordon de soudure [Dye01].

## 2 Tests d'appréciation de la sensibilité à la fissuration à chaud

De nombreux tests de fissuration à chaud existent [ASM93]. Ils permettent d'apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud de solidification ou de liquation de différentes nuances d'alliages. Les tests sont regroupés en deux catégories :

- les tests à chargement extérieur : lors du soudage une contrainte mécanique est appliquée à l'éprouvette ; ce chargement définit la sévérité du test vis-à-vis de la fissuration à chaud.
- les tests autocontraints : dans ce cas aucun chargement mécanique extérieur n'est appliqué durant l'essai.

### 2.1 Tests à chargement extérieur

#### 2.1.1 L'essai Varestraint (variable restraint)

L'essai Varestraint est largement utilisé pour classer les matériaux vis-à-vis de leur sensibilité à la fissuration à chaud [ASM93]. Ce test permet de provoquer la fissuration à chaud d'un matériau quelque soit sa sensibilité à ce phénomène en imposant un taux de déformation adapté.

Sur la figure 1.6 est représentée une vue simplifiée de l'essai Varestraint.

Le test est réalisé sur une éprouvette parallélépipédique (dimensions typiques  $200 * 50 * 6mm^3$  [ASM93]) maintenue sur la partie plane d'un sabot de pliage. Une ligne de fusion TIG est réalisée sur la face supérieure de l'éprouvette le long de son axe de symétrie. Le soudage a lieu depuis l'extrémité libre de l'éprouvette vers l'extrémité encastree. Quand le front avant de la zone liquide atteint le repère A, l'éprouvette est pliée contre la partie cylindrique du sabot (force  $F$  appliquée à l'extrémité libre de l'éprouvette). La durée du pliage est ajustable. Le rayon de courbure du sabot est choisi en fonction de la déformation moyenne visée. La déformation imposée sur la face en tension est déterminée d'après la géométrie du système :

$$\epsilon_{max} = \frac{E_p}{2R + E_p} \quad (1.1)$$

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

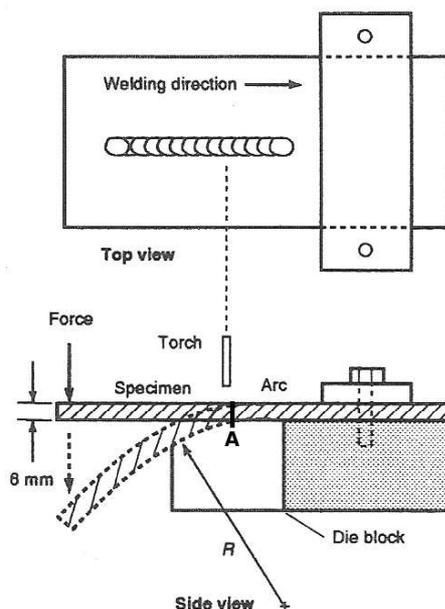


FIG. 1.6 – Schéma de l'essai Varestraint [ASM93].

**Exemple d'application** Kerrouault [Kerrouault00] a réalisé des essais Varestraint sur un acier inoxydable.

Une éprouvette parallélépipédique en acier inoxydable ( $220 * 49.5 * 7 \text{ mm}^3$ ) est soudée par procédé TIG (18 V, 218 A, 14 cm/min). L'amorçage de l'arc est effectué à 40mm du bord libre de l'éprouvette. Le rayon du sabot varie d'un essai à l'autre pour permettre une déformation comprise entre 0.5% et 7%. La durée du pliage est de 1.5 s.

Sur la figure 1.7 est représentée une macrographie de la zone de fissuration (face supérieure) d'une éprouvette Varestraint après essai. La déformation est de 7%.

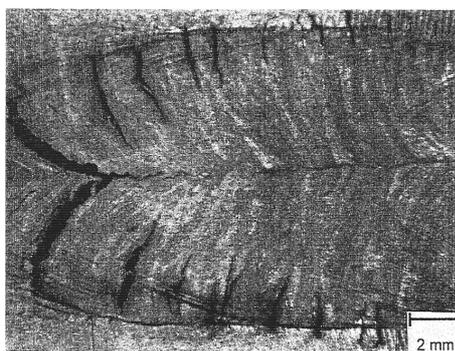


FIG. 1.7 – Zone de fissuration d'une éprouvette Varestraint après essai, macrographie de la face supérieure [Kerrouault00].

Kerrouault observe un champ de fissures. La plupart d'entre elles sont formées dans le cordon et sont orientées parallèlement aux dendrites primaires. D'autres fissures sont visibles en zone affectée thermiquement ; elles sont parallèles entre elles et sont orientées perpendiculairement

à l'axe du cordon. L'examen de la zone fissurée permet de déterminer, en zone fondue et en zone affectée thermiquement :

- le nombre de fissures,
- la longueur cumulée des fissures,
- la longueur de la plus grande fissure,
- la nature du faciès de rupture (dendritique ou non).

L'essai Varestreint est un essai comparatif. L'exploitation de l'essai consiste à comparer l'effet de différents paramètres de soudage sur un alliage donné et/ou de confronter les comportements de différents alliages à paramètres de soudage fixés.

### 2.1.2 Le test MISO

**Description de l'installation** Matsuda *et al.* [Matsuda83] étudient le phénomène de fissuration à chaud à l'aide d'une technique d'observation (caméra rapide et microscope) couplée à un test de fissuration à chaud par tension (figure 1.8a). Cette méthode est appelée MISO (In-Situ Observation and Measurement).

Une ligne de fusion TIG est réalisée sur une éprouvette dont les dimensions sont précisées sur la figure 1.8b.

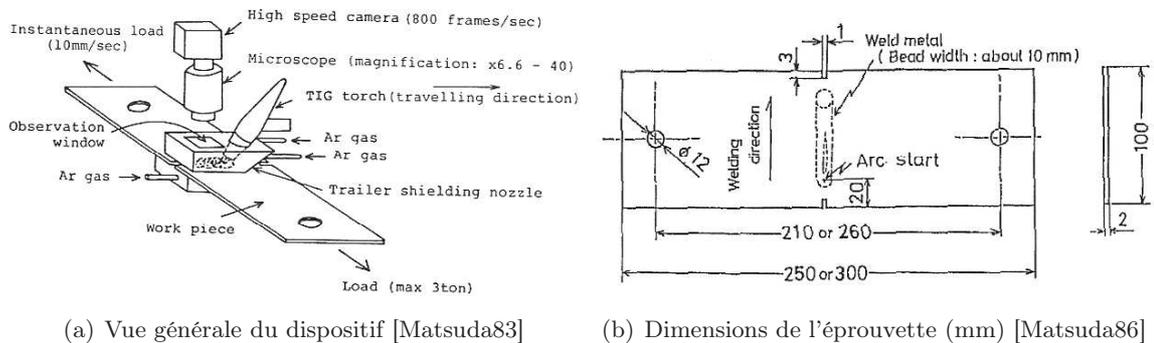


FIG. 1.8 – Représentation de l'équipement utilisé par Matsuda *et al.* (méthode MISO).

Les trous placés de part et d'autre de l'éprouvette permettent une traction de l'échantillon. Au cours du soudage, l'effort de traction est appliqué lorsque le cordon de soudure (en pointillé sur la figure 1.8b) est à mi chemin des bords de l'éprouvette. Cette démarche permet de créer une fissure unique au milieu du cordon (fissuration à chaud de solidification). Des clichés de l'éprouvette sont réalisés tout au long du soudage. L'analyse de ces images permet de déterminer la déformation. Le calcul de la déformation dépend de la vitesse de déplacement  $V_d$ . Lorsque  $V_d$  est importante (de l'ordre de 20 mm/s) les auteurs considèrent la figure 1.9a pour déterminer les déformations. Lorsque la vitesse est faible ils considèrent la figure 1.9b.

Sur les figures 1.9a et 1.9b sont représentés le bain liquide ainsi qu'une partie du cordon solidifié à différents instants  $t_s$ . A l'arrière du bain ( $t_s = t_0$ ), deux points sont pris comme référence. Dans le cas d'une vitesse de déplacement lente à  $t_s = t_1$ , le défaut est initié et la distance entre

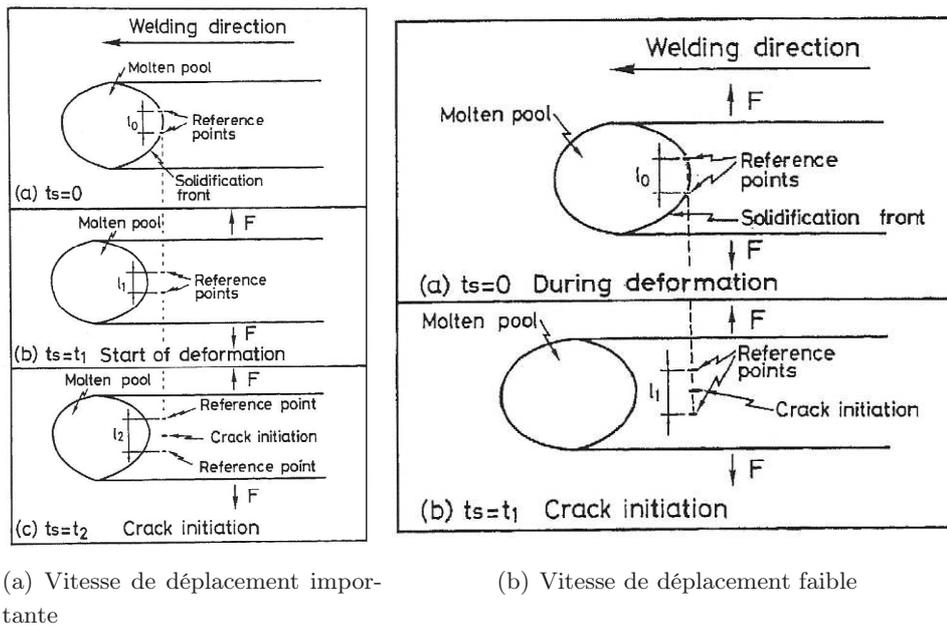


FIG. 1.9 – Principe de la mesure de la déformation et de la vitesse de déformation au cours du soudage [Matsuda86].

les points de références est  $l_1$ . Les auteurs déterminent la déformation comme :

$$\epsilon_i = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100(\%) \quad (1.2)$$

et la vitesse de déformation

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{\epsilon_i}{t_1} (\%/s) \quad (1.3)$$

Dans le cas d'une vitesse de déplacement rapide la déformation est appliquée lorsque la distance entre les points de référence est de  $l_1$ . Cette distance correspond au temps  $t_1$ . La fissuration à chaud s'initie lorsque  $t_s = t_2$ . Les auteurs définissent alors la déformation :

$$\epsilon_i = \frac{l_2 - l_1}{l_1} \cdot 100(\%) \quad (1.4)$$

et la vitesse de déformation :

$$\dot{\epsilon}_i = \frac{\epsilon_i}{t_2 - t_1} (\%/s) \quad (1.5)$$

**Exemples de résultats** L'objectif de Matsuda *et al.* [Matsuda86] est d'identifier des paramètres physiques permettant de classer des alliages en fonction de leur sensibilité à la fissuration à chaud. Plusieurs nuances d'acier sont testées. Les vitesses de déplacement  $V_d$  varient entre 0.06 et 20 mm/s. Sur la figure 1.10 est représentée la déformation (calculée à partir des équations 1.2 et 1.4) en fonction du temps  $t_s$ . En connaissant la vitesse de soudage, il est possible de ramener ce temps à une distance entre les points de références et le front de solidification à l'arrière du bain. Trois essais à vitesse de déplacement différente (0.2, 2 et 20 mm/s) sont réalisés sur un acier à 0.214% de carbone. Trois courbes sont visibles sur le graphique. Le dernier point sombre d'une courbe correspond au minimum de ductilité nécessaire à l'initiation

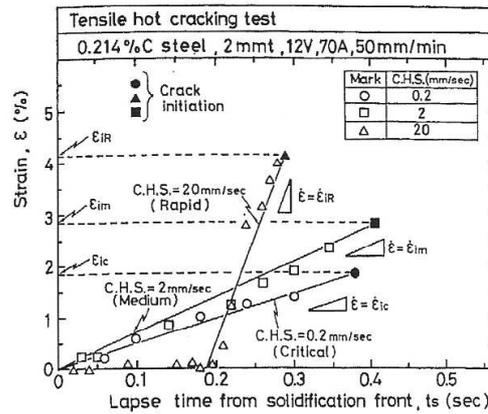


FIG. 1.10 – Comparaison du minimum de ductilité pour différentes vitesses de déplacement  $V_d$  [Matsuda86].

du défaut. Dans le cas où la vitesse de déplacement est importante, ce point est noté  $\epsilon_{iR}$ , pour une vitesse moyenne  $\epsilon_{im}$  enfin, pour une vitesse faible  $\epsilon_{ic}$ .

Remarque : Dans le cas où la vitesse de déplacement  $V_d$  est importante la déformation débute à l'instant  $t_1$  (voir figure 1.9).

Les auteurs mettent en évidence la dépendance de la ductilité minimale à la vitesse de déformation. Sur la figure 1.11 est représenté le minimum de ductilité en fonction de la composition en carbone. Chaque courbe correspond à une vitesse de déplacement et à une composition en soufre S et en phosphore P. Pour une composition S et P donnée, lorsque  $V_d$  est importante

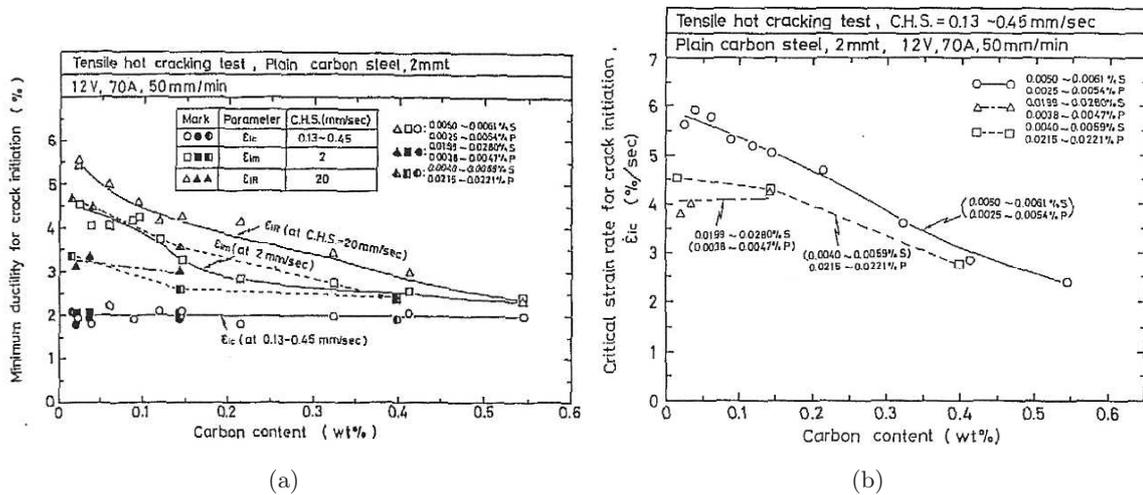


FIG. 1.11 – Effet de la composition sur le minimum de ductilité (a) et sur la vitesse de déformation critique (b) [Matsuda86].

(20mm/s) (courbe décrite par les marques triangulaires blanches),  $\epsilon_{iR}$  varie de 5.5% à 3%. Lorsque  $V_d$  est faible (0.13-0.15 mm/s),  $\epsilon_{ic}$  est constant. Une différence entre les minimums de ductilité est significative uniquement pour les essais à forte vitesse de déplacement. Pour étudier la sensibilité à la fissuration à chaud de différentes nuances d'alliage, les auteurs préco-

nisent donc d'utiliser l'essai de traction avec une forte vitesse de déplacement ;  $\epsilon_{i_R}$  sera alors un paramètre intéressant à considérer car d'après les courbes de la figure 1.11a, il permet de différencier les lots de matière contrairement à l'indice  $\epsilon_{i_c}$ . Matsuda *et al.* [Matsuda86] mentionnent que lors du soudage, les vitesses de déformation sont de l'ordre de celle occasionnée par une vitesse de déplacement faible (vitesse de déplacement critique) or  $\epsilon_{i_c}$  ne peut être utilisé pour comparer la sensibilité à la fissuration à chaud de différents alliages. Les auteurs cherchent donc un autre paramètre physique. Sur la figure 1.11b est représentée l'évolution de la vitesse de déformation critique (calculée à partir de l'équation 1.3) en fonction de la composition en carbone. Les courbes correspondent à différentes nuances de soufre et de phosphore étudiées pour une vitesse de déplacement faible. Cette fois ci les auteurs constatent que la sensibilité à la fissuration à chaud des nuances étudiées peut être appréciée par l'étude de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_{i_c}$ .

**Remarques sur les travaux de Matsuda *et al.*** Dans leurs travaux [Matsuda83], les auteurs ont montré que la longueur  $l$  entre les points de référence a une incidence sur les valeurs de déformation calculées (puisque'il s'agit d'une déformation moyenne sur cette longueur). Malheureusement, le choix des points de référence (donc de la longueur  $l$ ) est conditionné par la "nature" de la surface. Si celle-ci ne permet pas de distinguer de points de référence, la technique ne sera pas utilisable.

Les auteurs proposent une seconde méthode de détermination de la déformation. Cette méthode appelée 'Move Gage Method' (MGM) est très proche de celle présentée figure 1.9 a et b. Matsuda *et al.* [Matsuda83] modifient la position des points de référence au cours de la propagation de la fissure, les nouveaux points se trouvant toujours à la pointe des fissures. Cette technique nécessite un travail d'analyse d'image plus long mais permet de calculer la déformation au cours de la propagation de la fissure [Matsuda86]. La distance  $l_{pointe}$  de la pointe de la fissure au front de solidification est connue. Si le gradient thermique est connu il est alors possible d'exprimer la déformation en fonction de la température.

## 2.2 Tests de fissuration à chaud autobridés

### 2.2.1 Le test Houldcroft

L'un des premiers tests autobridés est proposé en 1955 par Houldcroft [Houldcroft55]. L'objectif de l'auteur est de proposer un test simple à mettre en œuvre pour évaluer la sensibilité à la fissuration à chaud de différentes nuances d'alliages. Le test doit nécessiter l'utilisation d'éprouvettes de faibles dimensions pour minimiser les coûts et doit également permettre l'étude de l'influence du métal d'apport sur la sensibilité à la fissuration à chaud. Houldcroft part du constat qu'un cordon débuté à une extrémité de plaque a de forte chance de présenter le défaut de fissuration à chaud. Il décide donc d'utiliser une éprouvette parallélépipédique de faible épaisseur pour concevoir son test. Pour observer l'arrêt de la fissure initiée au début du cordon, il est nécessaire de modifier les contraintes dans l'éprouvette. Houldcroft préconise deux techniques ; la première est de diminuer la largeur de l'éprouvette au cours du soudage, malheureusement Houldcroft constate une variation significative de la taille de bain. La thermique

est donc modifiée. La seconde méthode, permettant de diminuer les contraintes en minimisant les perturbations thermiques, est de réaliser des rainures dans l'éprouvette (figure 1.12).

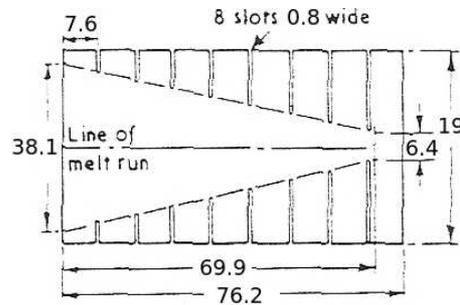


FIG. 1.12 – Exemple d'éprouvette Houldcroft [Houldcroft55].

**Présentation de l'essai** Un schéma du dispositif est présenté figure 1.13. L'éprouvette re-

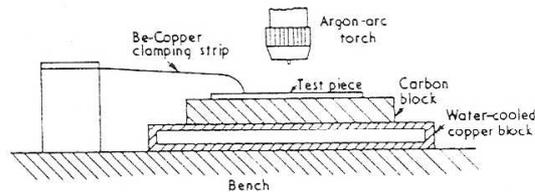


FIG. 1.13 – Section transverse de l'essai de fissuration à chaud proposé par Houldcroft [Houldcroft55].

pose sur un bloc de carbone en contact avec le circuit de refroidissement par eau. L'ensemble est maintenu en position à l'aide d'un clip. Au début de l'essai, la pièce en carbone est à température ambiante. Dans sa première version, le test est destiné à un soudage manuel. Le cordon, débouchant, est initié sur l'extrémité ayant les plus petites ailettes.

**Exemple de résultats** Sur la figure 1.14 est représentée une éprouvette Houldcroft après soudage. L'éprouvette est en alliage d'aluminium (Al-Cu-Mg-Si), le soudage est réalisé avec mé-

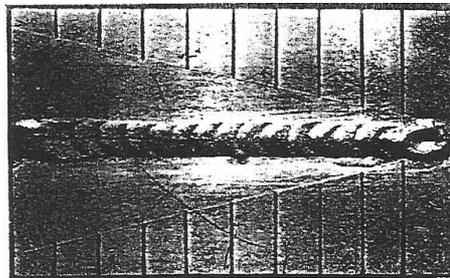


FIG. 1.14 – Eprouvette Houldcroft après essai [Houldcroft55].

tal d'apport. Une fissure de longueur  $L$  est observée par l'auteur. Cette longueur est comparée avec celles obtenues pour d'autres essais. Dans le tableau 1.1 des résultats expérimentaux sont

comparés. Douze essais Houldcroft ont été réalisés, six sur des éprouvettes en alliage d’alu-

Métal de base	Métal d’apport	Longueur de la fissure (in)
Al-Cu-Mg-Si	Al-5%Si	0.5
		0.3
		0.5
		0.35
		0.25
		0.25
		Moyenne : 0.36 (9.1mm)
	Al-10%Si	0.3
		0.2
		0.25
		0.3
		0.3
		0.2
Moyenne : 0.25 (6.35mm)		

TAB. 1.1 – Exemple de résultats issus de la réalisation d’une campagne d’essais Houldcroft (inspiré de [Houldcroft55])

minium avec métal d’apport pauvre en silicium (5%) et six sur des éprouvettes avec métal d’apport riche en silicium (10%). Le test Houldcroft permet de classer les alliages vis-à-vis de leur sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la longueur de fissure observée. Dans le cas présenté, une variation significative de la longueur des fissures pour un même essai est à signaler. L’essai ne peut donc pas être considéré comme reproductible. Il est cependant important de souligner que les rainures et le soudage ont été faits manuellement. Pour pallier ce défaut J.G. Garland *et al.* [Garland69] proposent un test Houldcroft amélioré.

Katoh *et al.* [Katoh94] précisent que lorsque l’énergie apportée à la pièce augmente, le test Houldcroft devient moins sensible au phénomène de fissuration à chaud, ce qui est en opposition avec les observations réalisées sur des structures soudées réelles. Pour pallier ce problème, les auteurs utilisent, dans le cadre de l’étude de la sensibilité à la fissuration à chaud d’alliages d’aluminium, un test Houldcroft inversé. Une vue schématique de ce test est présentée figure 1.15. Plus la distance entre les ailettes est importante plus le test est sévère vis-à-vis de la fissuration à chaud.

### 2.2.2 L’essai éventail

Matsuda *et al.* [Matsuda82] font le constat qu’avec le procédé de soudage par faisceau d’électrons le test autobridé Houldcroft n’est pas utilisable. En effet, le cordon est fin pour ce type de procédé à haute densité d’énergie et les conditions d’autobridage propres à l’essai Houldcroft ne permettent pas d’amorcer la fissuration à chaud au début du cordon. Pour étudier

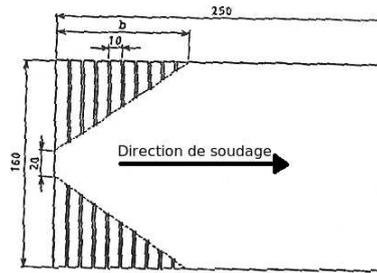


FIG. 1.15 – Essai Houldcroft inversé [Kato94].

la sensibilité à la fissuration à chaud d'alliages d'aluminium et de différentes nuances d'aciers soudées par faisceau d'électrons, Matsuda *et al.* [Matsuda82] proposent un nouveau test de fissuration à chaud. Ce test s'inspire de l'essai Houldcroft inversé et est recommandé par les auteurs lorsque le procédé de soudage est le faisceau d'électrons.

**Description de l'essai** Le test consiste à réaliser un cordon de soudure débouchant le long de l'axe de symétrie d'une éprouvette trapézoïdale de faible épaisseur (voir figure 1.16). Les auteurs ne précisent pas les conditions d'encastrement de l'éprouvette.

L'éprouvette est soudée de la largeur la plus faible vers la largeur la plus importante. L'éprou-

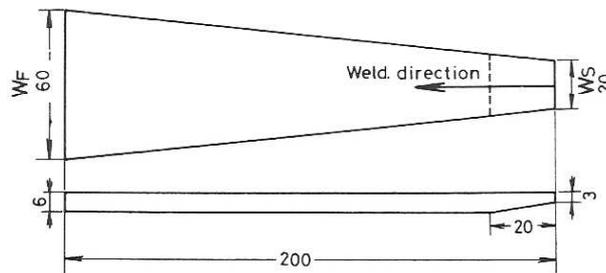


FIG. 1.16 – Exemple d'éprouvette éventail (dimensions en mm) [Matsuda82].

vette est caractérisée par quatre grandeurs :

- la longueur  $L$
- la largeur la plus importante  $W_F$
- la largeur la plus faible  $W_S$
- l'épaisseur  $e$

Ces grandeurs sont définies telles que le défaut de fissuration à chaud soit observé au début du cordon et s'arrête pour une largeur  $W_C$ . Cette largeur est appelée largeur critique. Les auteurs ont constaté qu'une légère diminution de l'épaisseur de l'éprouvette dans la zone où débute le cordon permet d'exacerber la sensibilité à la fissuration à chaud et ainsi augmenter les chances d'observer le défaut au début du cordon. La figure 1.17a représente l'éprouvette au cours du soudage. Le point H correspond à la pointe de la fissure. Tant que les déformations  $Y$  et  $Y'$  sont supérieures à la déformation critique nécessaire pour faire exister le défaut de fissuration à chaud, la fissure se propage. Lorsque la largeur de l'éprouvette devient égale à la

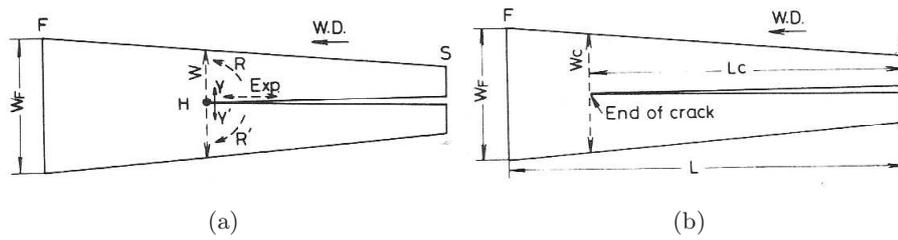


FIG. 1.17 – Schéma d'une éprouvette éventail lors du soudage [Matsuda82].

largeur critique, la fissure s'arrête (figure 1.17b). La fissure mesure alors  $L_C$ . La sensibilité à la fissuration à chaud de l'alliage est caractérisée par le rapport  $L_C/L$ .

**Dimensionnement de l'éprouvette** Les auteurs fixent à 6 mm l'épaisseur  $e$ . Pour des raisons d'encombrement dans l'enceinte du faisceau d'électrons, la longueur  $L$  est fixée à 200 mm. Matsuda *et al.* [Matsuda82] proposent des procédures pour déterminer  $W_S$  et  $W_L$ . Ces procédures nécessitent la réalisation d'essais dédiés.

**Exemple : détermination de  $W_S$**  Pour déterminer  $W_S$  une expérience préliminaire est proposée par les auteurs.

Soit une éprouvette parallélépipédique de l'alliage étudié. Les dimensions de l'éprouvette sont précisées sur la figure 1.18a.

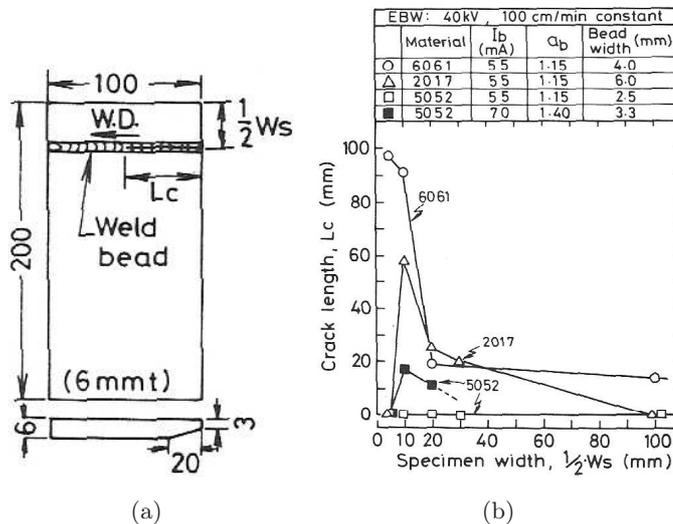


FIG. 1.18 – Détermination de la largeur  $W_S$  à l'aide d'un test dédié [Matsuda82].

Des cordons sont réalisés à une distance variable  $1/2 W_S$  d'une des extrémité de la plaque. La figure 1.18b regroupe les résultats obtenus par Matsuda *et al.* [Matsuda82] pour trois nuances d'un alliage d'aluminium. Dans le cas de la nuance 2017, quatre cordons ont été réalisés à des distances  $1/2 W_S$  de 100, 20, 10 et 5 mm du bord de l'éprouvette. Les paramètres de soudage sont précisés sur la figure 1.18b. Les auteurs constatent que la longueur ( $1/2 W_S$ ) permettant

d'obtenir la plus longue fissure est de 10 mm. Ils préconisent donc de fixer  $W_S$  à 20 mm pour la réalisation des essais trapézoïdaux sur les nuances d'aluminium. Les auteurs ont également étudié l'influence de la taille de bain sur la sensibilité à la fissuration à chaud. La figure 1.19 est un exemple de résultats pour l'alliage 2017. Les auteurs constatent que pour un bain de largeur importante ( $W_B=5$  mm) les longueurs de fissure sont plus importantes que dans le cas d'un cordon de plus faible largeur ( $W_B=3.7$  mm). Les auteurs illustrent ainsi que les dimensions du bain ont une forte incidence sur la sensibilité à la fissuration à chaud.

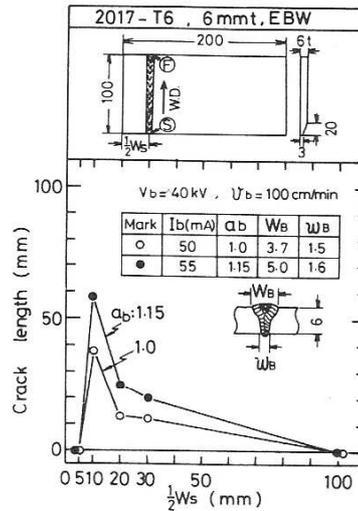


FIG. 1.19 – Influence de la largeur du cordon sur les résultats de sensibilité à la fissuration à chaud de la nuance 2017 [Matsuda82].

**Exemple de résultat** Une fois les éprouvettes trapézoïdales dimensionnées, les auteurs réalisent les expériences permettant d'apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud de douze nuances d'alliages d'aluminium. Sur la figure 1.20, un exemple d'éprouvette typique après soudage est présenté (figure 1.20a) ainsi qu'une coupe transversale de l'éprouvette (figure 1.20b). La coupe transversale permet d'apprécier les dimensions du bain. La fissure débouchante est présente au milieu du cordon. Les auteurs ont également observé des faciès de rupture. Une représentation typique de faciès est présentée figure 1.20c.

### 2.2.3 Le test de soudage oblique

Ce test est mis en œuvre par Ploshikin *et al.* [Ploshikhin07]. L'objectif des auteurs est de proposer un test reproductible qui permet de classer les alliages vis-à-vis de la fissuration à chaud. Ce test sera également utilisé par les auteurs pour identifier, à l'aide d'un couplage expérience simulation numérique, un critère d'apparition du phénomène de fissuration à chaud.

**Description du test de soudage oblique** Une plaque parallélépipédique de faible épaisseur est encastrée suivant une de ses longueurs. Un cordon de soudure rectiligne est réalisé le long

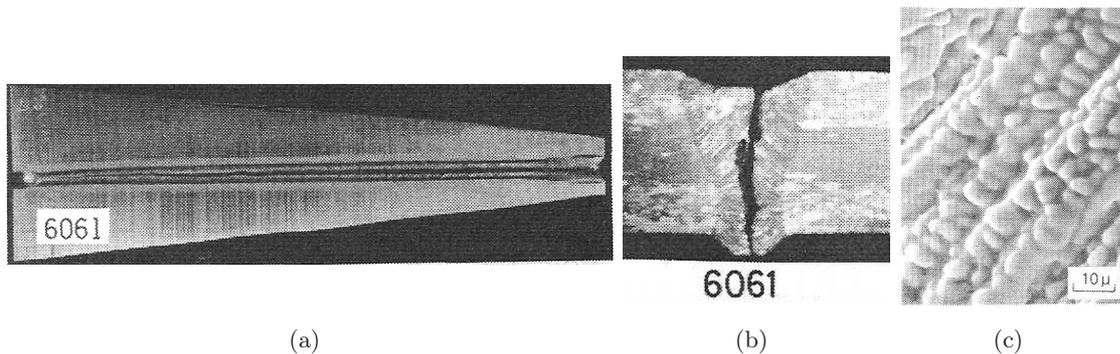


FIG. 1.20 – Observations typiques d'une éprouvette éventail après soudage par faisceau d'électrons [Matsuda82].

de l'éprouvette suivant un angle connu  $\alpha$ . Le cordon est initié près d'un des coins non encastrés de l'éprouvette.

**Influence de l'angle  $\alpha$**  Sur la figure 1.21 est représentée la longueur  $L$  de la fissure en fonction de l'angle  $\alpha$ . Plus l'angle est faible, plus la longueur  $L$  est importante. La sévérité de l'essai oblique, vis-à-vis de la fissuration à chaud, dépend donc de l'angle  $\alpha$ .

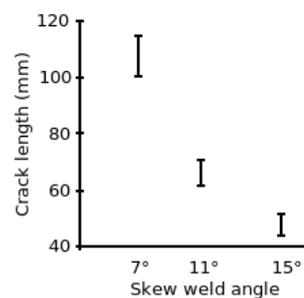


FIG. 1.21 – Longueur de fissure en fonction de l'angle  $\alpha$  [Ploshikhin07].

**Exemple d'application du test oblique** Une éprouvette en alliage d'aluminium de dimension  $200 \times 100 \times 2 \text{ mm}^3$  est soudée par laser (3000 W) à une vitesse de soudage de 65 mm/s avec un angle  $\alpha$  de 11°. L'éprouvette après soudage est représentée figure 1.22a. La fissure s'arrête vers le tiers du cordon pour une longueur  $L$  de 64 mm. L'expérience a été réalisée plusieurs fois et montre une bonne reproductibilité. En effet, la longueur de fissure est comprise entre 62 mm et 64 mm.

#### 2.2.4 L'essai JWRI

L'essai JWRI (du nom du laboratoire Joining Welding Research Institute à Osaka au Japon) consiste à réaliser une ligne de fusion débouchante sur une éprouvette plane encastrée à une extrémité tandis que l'autre extrémité est libre (figure 1.23). La ligne de fusion TIG est amorcée au bord de l'éprouvette (extrémité libre) et est réalisée en son milieu. Le cordon présente

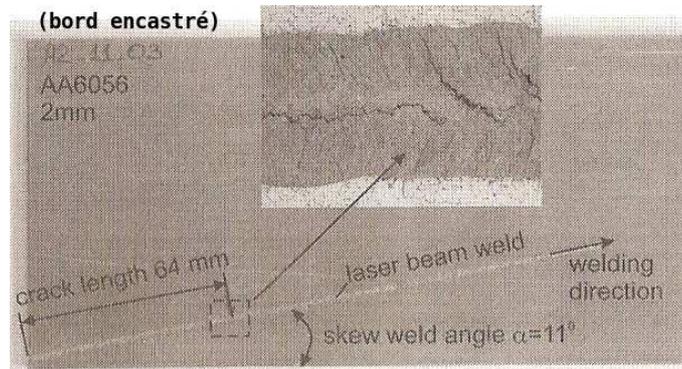


FIG. 1.22 – Epreuve après réalisation du test de soudage oblique [Ploshikhin07].

les mêmes dimensions en face endroit et envers. Au cours de l'essai, la partie entaillée de l'éprouvette chute ce qui favorise l'apparition du défaut de fissuration à chaud.

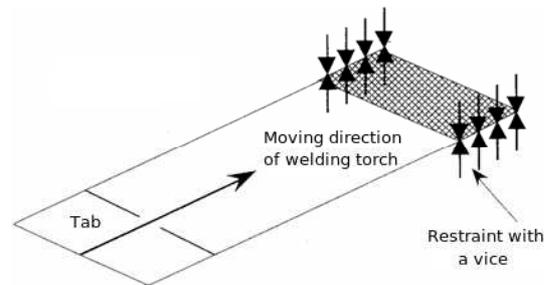


FIG. 1.23 – Epreuve JWRI d'après Shibahara *et al.* [Shibahara01].

**Exemple de résultat** Shibahara *et al.* [Shibahara01] réalisent des essais JWRI à l'aide du procédé de soudage TIG. Les expériences sont menées sur un acier. Les dimensions des éprouvettes sont données figure 1.24.

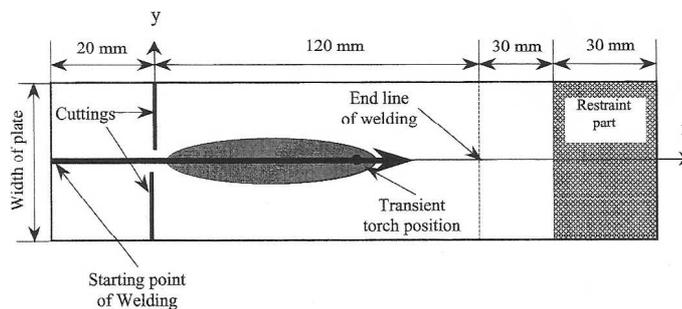


FIG. 1.24 – Dimensions des éprouvettes JWRI utilisées par Shibahara *et al.* [Shibahara01].

Sur les figures 1.25 a et b sont représentés les résultats d'essai (épreuve fissurante ou non fissurante) en fonction de la vitesse de soudage ( $v=770$  mm/min figure 1.25a et  $v=500$  mm/min 1.25b) et l'énergie apportée lors du soudage.

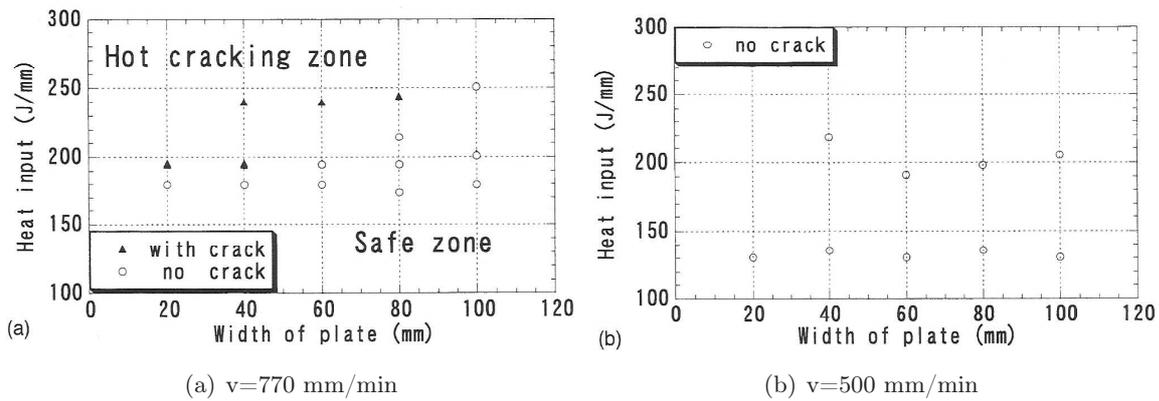


FIG. 1.25 – Effet de l'énergie apportée et de la largeur de l'éprouvette sur le phénomène de fissuration à chaud [Shibahara01].

Pour une vitesse de 770 mm/min et une énergie de 195 J/mm, les auteurs constatent que la largeur de l'éprouvette a une influence sur l'apparition du défaut de fissuration à chaud. Ainsi, pour une largeur d'éprouvette faible ( $<40$  mm), la fissuration à chaud est observée contrairement à une largeur importante ( $>60$  mm). Pour une largeur d'éprouvette de 60 mm et une vitesse de soudage de 770 mm/min les résultats mettent en évidence l'influence de l'énergie injectée sur la fissuration à chaud. En comparant les figures 1.25 a et b, les auteurs constatent que la vitesse de soudage a une influence sur la fissuration à chaud. En effet, lorsque la vitesse de soudage est faible les auteurs n'observent pas l'apparition du défaut de fissuration à chaud quelle que soit la largeur de l'éprouvette.

Les auteurs concluent que pour observer le phénomène de fissuration à chaud lors du soudage d'une éprouvette JWRI, il faut que la largeur d'éprouvette soit faible et que la vitesse de soudage et l'énergie apportée par le procédé de soudage soient importantes. Un exemple d'éprouvette après soudage est donné figure 1.26 a et b. L'éprouvette photographiée présente le défaut de fissuration à chaud. La fissure se trouve au centre du cordon et parcourt tout le cordon.

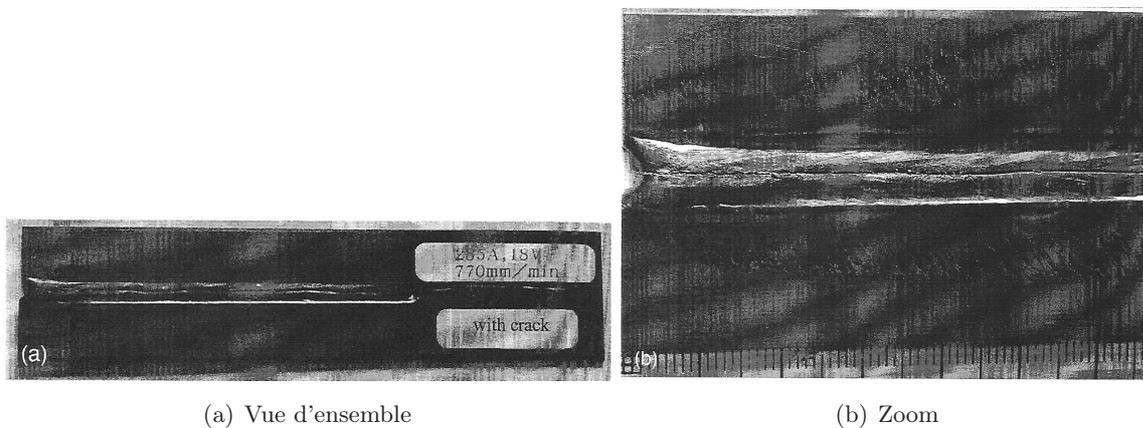


FIG. 1.26 – Eprouvette JWRI après soudage [Shibahara01].

## 2.3 Conclusions

Deux classes de test de fissuration à chaud existent [ASM93], les tests à chargement extérieur et les tests autocontraints. Deux tests à chargement extérieur sont présentés :

- l’essai Varestraint : cet essai permet de comparer la sensibilité relative de différents matériaux vis-à-vis de la fissuration à chaud. Il nécessite le dénombrement de fissures créées durant l’essai. Ces fissures peuvent être de différentes natures et sont parfois difficiles à différencier.
- l’essai MISO. Matsuda *et al.* proposent un test permettant de créer une fissure de solidification au milieu d’un cordon. Un dispositif permet de filmer la fissure et d’estimer l’évolution de la déformation à l’arrière du bain au cours du temps. A l’aide de cet essai Matsuda *et al.* mettent en évidence l’importance des paramètres déformation transverse au cordon et vitesse de déformation transverse sur le phénomène de fissuration à chaud.

Les tests autocontraints sont de deux natures différentes :

- comparatifs : ces tests permettent de comparer la sensibilité à la fissuration à chaud de différentes nuances d’alliages en fonction de la longueur de fissure mesurée sur l’éprouvette après soudage. Plus la fissure est longue, plus l’alliage est sensible à la fissuration à chaud. Les tests Houldcroft, éventail et oblique sont des tests comparatifs.
- discriminants : le test JWRI est de nature discriminante. L’essai est soit fissurant soit non fissurant.

Dans la littérature [Kerrouault00, Shibahara01, Ploshikhin07], les tests autocontraints sont couplés à la simulation numérique pour permettre d’identifier des critères de fissuration à chaud.

## 3 Critères de fissuration à chaud

Les critères de fissuration à chaud peuvent être en composition chimique, phénoménologiques ou thermomécaniques. Bien que certains de ces critères soient également utilisés pour prévoir les défauts de solidification en fonderie [Cerri07] ou en coulée continue [Ludwig04], on se limite dans cette section à la présentation des critères spécifiques au soudage où les vitesses de refroidissement sont assez rapides.

### 3.1 Critères en composition chimique

Une illustration de cette approche est donnée par De Vito [De Vito00] sur des alliages de nickel. L’auteur a réalisé des essais de fissuration à chaud en soudage TIG. Les phases de type eutectique sont observées dans le prolongement des fissures et à l’intérieur des fissures ouvertes et sont fortement enrichies en niobium, magnésium et silicium. Elles représentent la trace d’un liquide résiduel qui s’est étalé lors de l’ouverture du réseau solide, à une température supérieure à la température eutectique. La prise en compte de l’intervalle de solidification, de la fraction de liquide résiduel (déterminé à l’aide d’une microsonde électronique) au moment de la fissuration et de la longueur de la zone pâteuse (fonction du gradient thermique et de la vitesse de solidification dans l’axe de la torche) a permis de caractériser la fissuration à chaud. A partir

de ces caractérisations, il est possible d'apprécier l'influence de certains éléments chimiques sur la fissuration à chaud pour ce type d'alliage. Par exemple, la teneur en niobium est un facteur déterminant dans le développement de la fissuration à chaud puisqu'elle favoriserait une plus forte fraction de liquide sur un intervalle de température assez grand. Ce liquide aura plus de facilité à s'infiltrer dans les ouvertures du réseau solide.

Les nombreux paramètres à maîtriser et à analyser, comme la composition ou les effets combinés des éléments, rendent les critères en composition difficiles à mettre en œuvre.

### 3.2 Critères phénoménologiques

Il est admis que plus l'intervalle de solidification est grand plus le risque de fissuration à chaud est élevé. Borland [Borland60] introduit une notion supplémentaire, qu'il représente sur le diagramme de phase (figure 1.27). Il définit quatre zones qui sont associées à une portion de

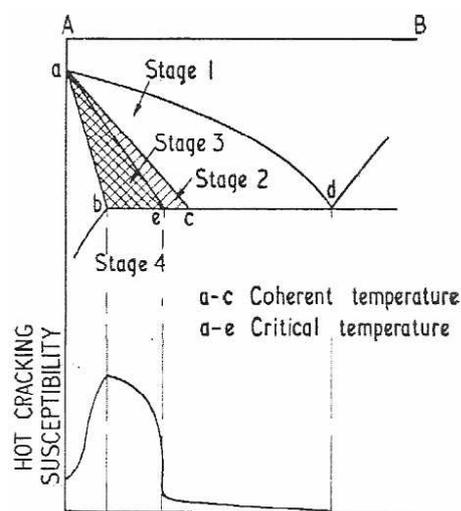


FIG. 1.27 – Les quatre zones de sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la composition d'un alliage [Borland60].

la courbe de sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la composition.

Dans la zone 1 (stage 1 sur la figure 1.27), les rares cristaux qui se sont formés sont entourés de liquide. La fissuration à chaud ne peut pas se produire. Dans la zone 2, les cristaux commencent à se grouper. La fissuration est possible mais ne se produira probablement pas, car il y a suffisamment de liquide pour combler les fissures naissantes. Dans la zone 3, c'est-à-dire à l'intervalle de solidification critique, le métal ne peut supporter qu'une faible déformation. Etant donné qu'il n'y a plus suffisamment de métal liquide, les décohésions naissantes ne peuvent être empêchées. Dans la zone 4, la solidification est achevée et le matériau a un comportement ductile. Le schéma de Borland met indirectement en relation la fraction de liquide avec la température. Les phénomènes d'enrichissement locaux dus à la microségrégation ne sont pas pris en compte. Ces phénomènes modifient fortement l'intervalle de solidification.

Pour Clyne et Davies [Clyne81], il est préférable de considérer un intervalle de temps plutôt qu'un intervalle de température. Les auteurs définissent ainsi la susceptibilité à la fissuration à chaud notée CSC (cracking susceptibility coefficient) comme le rapport  $t_v/t_r$  où  $t_v$  est la période de vulnérabilité de la zone pâteuse et  $t_r$  le temps nécessaire au processus de relâchement des contraintes dans la zone pâteuse.

Feurer [Feurer76] emprunte une autre voie. L'auteur admet que l'évolution dans le temps du retrait de solidification et la compensation de celui-ci par le phénomène d'alimentation en liquide sont les principaux phénomènes responsables de la fissuration à chaud. L'auteur considère une pièce moulée constituée d'un alliage binaire hypoeutectique. La contraction due à la solidification peut être la cause, en cas de mauvaise alimentation en liquide, d'un défaut de volume qui peut donner naissance à des contraintes suffisantes pour conduire à l'apparition de fissures à chaud. L'auteur propose un critère basé sur l'analyse d'une vitesse de refroidissement critique. La vitesse dépend de nombreux paramètres dont  $P_{se}$  la pression d'alimentation à la température eutectique et  $C_o$  la composition de l'alliage à l'état initial. Rappaz *et al.* [Rappaz99] se sont inspirés des travaux de Feuerer [Feurer76] mais ont complété le modèle proposé en prenant en compte la déformation du réseau dendritique.

**Critères phénoménologiques appliqués au cas du soudage** Pellini [Pellini52] dans son critère en déformation, explique que les phénomènes de fissuration à chaud en soudage et en coulée continue sont identiques. L'auteur prend en compte le phénomène de ségrégation dans les films liquides interdendritiques. Il introduit la notion de déformation critique à partir de laquelle il peut y avoir fissuration à chaud. Le graphique de la figure 1.28 résume sa théorie. Sur

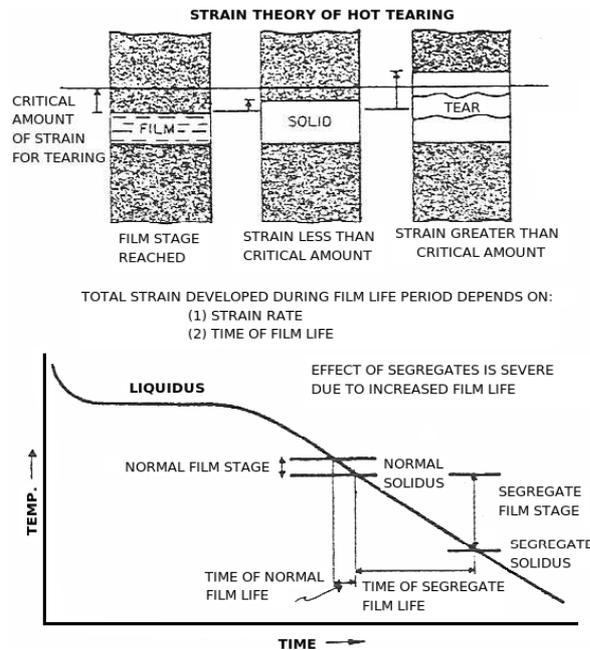


FIG. 1.28 – Illustration du critère de Pellini [Pellini52].

le graphique est représentée la température en fonction du temps. L'auteur introduit la notion de temps de vie d'un film liquide intergranulaire. La "durée de vie" d'un film en présence de ségrégation est plus longue, pour une vitesse de refroidissement donnée, que dans le cas où il n'y a pas eu ségrégation. Pour l'auteur cette notion est fondamentale. Le taux de déformation imposé à la structure peut conduire à la rupture si la "durée de vie" du film liquide est trop longue.

Prokhorov [Prokhorov62] considère que lors de la dernière étape de solidification il existe un Domaine de Température de Fragilité (DTF ou Brittleness Temperature Range BTR) dans lequel la ductilité du matériau est faible. Feng *et al.* [Feng97] voient le défaut de fissuration à chaud comme une conséquence de la compétition entre la résistance du matériau dans le BTR et les forces mécaniques exercées sur cette zone. Les forces mécaniques dépendent, entre autres, des paramètres de soudage, des conditions de bridage, des propriétés du matériau.

Prokhorov [Prokhorov62] base sa théorie sur l'analyse de l'évolution de la ductilité du matériau dans le BTR. Etant donné que la fissuration à chaud lors du soudage est un processus dynamique, elle exige une vitesse minimale de déformation.

Le BTR d'un alliage est déterminé par trois paramètres :

- un domaine de température dans lequel les fissures peuvent se développer,
- une déformation minimale,
- une vitesse de déformation minimale.

Prokhorov relie la variation de la déformation dans le BTR à la vitesse de déformation imposée par la formule :

$$\frac{\partial \epsilon}{\partial t} = \frac{\partial \epsilon}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1.6)$$

avec  $\frac{\partial \epsilon}{\partial t}$  la vitesse de déformation imposée à la soudure,  $\frac{\partial T}{\partial t}$  la vitesse de refroidissement et  $\frac{\partial \epsilon}{\partial T}$  la variation de la déformation dans le BTR. La vitesse de déformation critique permettant d'observer le phénomène de fissuration à chaud est appelée CST (Critical Strain rate for Temperature Drop). Une représentation schématique de ces grandeurs est donnée figure 1.29.

A l'aide d'essais de traction sur un cordon de soudage couplé à un système d'observation microscopique, Matsuda *et al.* [Matsuda83] déterminent expérimentalement les courbes de ductilité en fonction de la température pour différentes nuances d'acier. Un exemple de résultats est présenté figure 1.30. La déformation, calculée par la méthode MGM, y est représentée en fonction de la température pour trois nuances d'acier. L'intervalle de température balayant la courbe décrite par la déformation correspond au BTR. Le minimum de cette courbe correspond à la ductilité minimale qui permet d'initier le défaut de fissuration à chaud.

Ploshikhin *et al.* [Ploshikhin07] proposent un schéma permettant une comparaison aisée de l'approche de Pellini [Pellini52] et de Prokhorov [Prokhorov62]. Sur la figure 1.31 a et b sont représentées, une plaque de faible épaisseur au cours du soudage ainsi que la déformation transverse en fonction de la largeur de l'éprouvette.

L'approche de Pellini [Pellini52] (figure 1.31a) permet de considérer la localisation de la déformation de traction dans la zone intergranulaire présentant de faibles propriétés mécaniques contrairement à l'approche de Prokhorov [Prokhorov62]. La déformation minimale conduisant à la fissuration à chaud ne sera donc pas estimée de la même façon suivant l'approche utilisée.

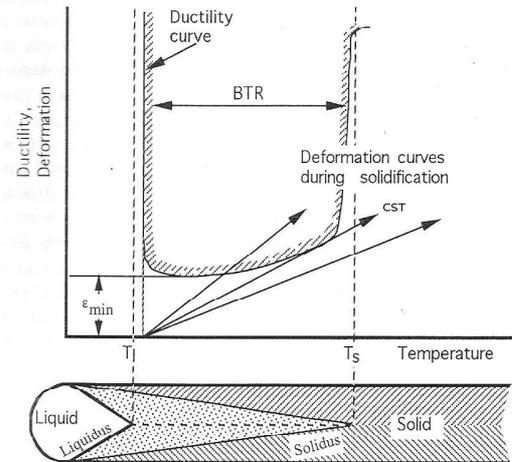


FIG. 1.29 – Représentation de la ductilité du matériau dans le BTR, inspiré de Feng *et al.* [Feng97].

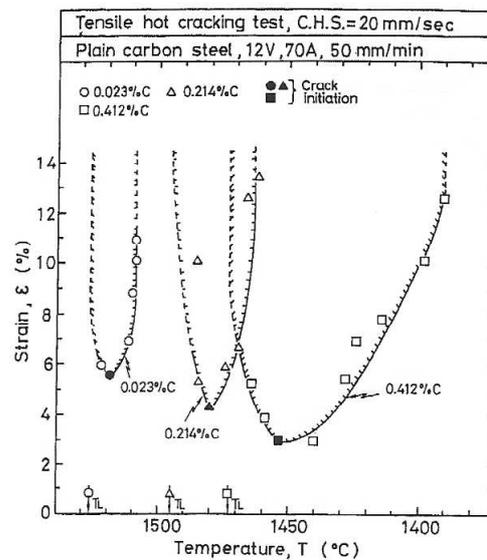


FIG. 1.30 – Détermination du BTR pour différentes nuances d'acier à l'aide de l'essai MISO [Matsuda83].

Kannengiesser *et al.* [Kannengiesser02] proposent un critère phénoménologique appliqué au cas du soudage d'alliage d'aluminium. Pour simplifier l'analyse, le bain est représenté de façon rectangulaire (figure 1.32). Sa largeur est prise égale à 13 mm. Le retrait volumique total de solidification, noté  $S_{L/S}$ , est de 6% dans le cas des alliages d'aluminium (soit un retrait linéique de 1.82%). Pour l'exemple de la figure 1.32,  $S_{L/S}=240 \mu m$ . S'il n'y a pas de déformation dans le métal de base (fig 1.32b), alors le retrait de solidification peut être réparti entre chaque espace intergranulaire. Dans le cas présent il est de  $60 \mu m$  pour chaque film liquide. Le taux

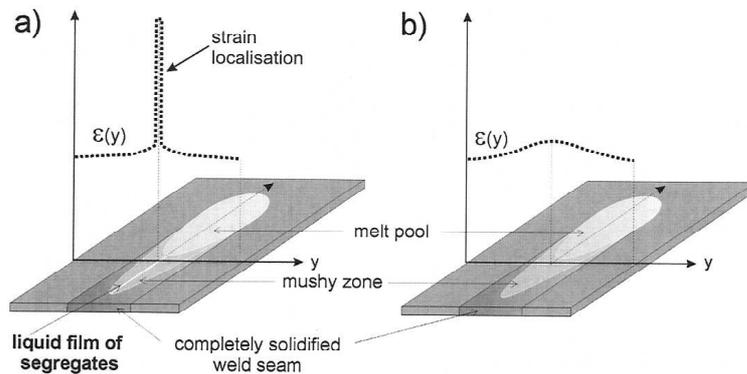


FIG. 1.31 – Représentation simplifiée de la principale différence entre l’approche de Pellini (a) et Prokhorov (b) [Ploshikhin07].

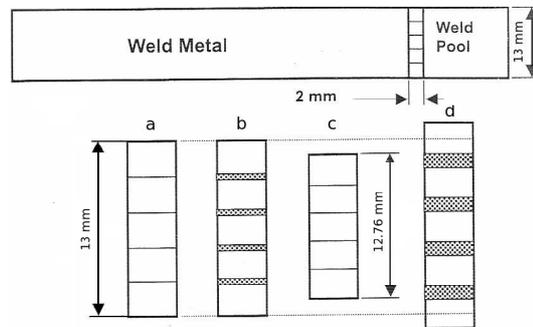


FIG. 1.32 – Schéma montrant les hypothèses sur le bain liquide et la zone pâteuse utilisées par Kannengiesser *et al.* [Kannengiesser02].

de retrait de solidification par grain est obtenu en divisant le retrait par grain par le temps local de solidification qui est le temps nécessaire pour avoir une solidification complète dans la zone pâteuse. Ce temps est obtenu en divisant la taille de la zone pâteuse (2 mm) par la vitesse de soudage (4 mm/s) soit 0.5 s. Par conséquent, le taux de retrait de solidification par grain est de 0.12 mm/s ( $(60 \mu\text{m})/(0.5 \text{ s})$ ). Le taux de retrait de solidification total  $\dot{S}_{L/S}$  est de 0.48 mm/s ( $(240 \mu\text{m})/0.5 \text{ s}$ ). Les auteurs constatent que plus le nombre de grains est important, plus le taux de retrait de solidification par grain est faible. Un taux plus faible nécessite moins d’alimentation ce qui conduit à une sensibilité plus faible à la fissuration à chaud. Lors du retrait de solidification, le film liquide intergranulaire est sous tension. Il est possible pour le liquide présent dans le bain d’alimenter ce volume créé. Ceci est appelé l’alimentation en liquide. Le taux d’alimentation en liquide, non évalué dans l’étude des auteurs, dépend, entre autre :

- de la structure dendritique, les bras secondaires et tertiaires entravant plus ou moins l’écoulement du liquide.
- de l’intervalle de solidification qui détermine la longueur de la zone pâteuse.

Si le métal de base se contracte de 0.24 mm (figure 1.32c), il n'y aura pas extension du film liquide intergranulaire. Ce mouvement est appelé alimentation en solide et est noté  $S_y$ . Ce phénomène est courant en coulée continue. Le film liquide subit une extension si le taux de retrait de solidification est plus grand que le taux d'alimentation en solide noté  $\dot{S}_y$ .  $\dot{S}_y$  dépend de la déformation locale en soudage qui est mesurée par les auteurs.

Kannengiesser *et al.* [Kannengiesser02] proposent un critère pour l'apparition de la fissuration à chaud. Ce critère prend en compte l'alimentation en liquide et en solide. La fissuration à chaud a lieu si le taux de retrait d'alimentation en liquide et en solide devient inférieur au taux de retrait de solidification soit :

$$\dot{S}_L + \dot{S}_y < \dot{S}_{L/S} \quad (1.7)$$

La fissure arrête de se propager si  $\dot{S}_L + \dot{S}_y > \dot{S}_{L/S}$

### 3.2.1 Le critère phénoménologique RDG

Le critère de Rappaz, Drezet et Gremaux (critère RDG) [Rappaz99] est un critère phénoménologique d'amorçage du défaut de fissuration à chaud. Si le liquide interdendritique ne parvient pas à compenser les changements de volume locaux, une porosité se forme et pourra conduire à l'apparition d'une fissure. Pour établir le critère, Rappaz *et al.* [Rappaz99] ont réalisé un bilan de masse sur les phases solide et liquide dans un système à l'échelle de la dendrite. Le modèle prend en compte l'alimentation en liquide interdendritique et la déformation du squelette solide perpendiculairement aux dendrites. Ce critère est applicable lorsque le film liquide est continu et que les grains n'ont pas encore coalescé. Les auteurs font les hypothèses que les dendrites colonnaires croissent en régime stationnaire avec une vitesse  $V_t$  dans un gradient thermique  $G$  (fig. 1.33) et que la déformation est homogène dans la zone étudiée.

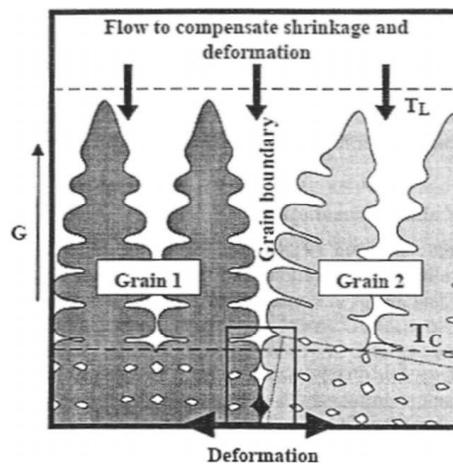


FIG. 1.33 – Schéma de la formation du défaut de fissuration à chaud et de l'approche biphasique considérée dans le critère RDG [Rappaz06].

Soit  $p$ , la pression dans le film liquide interdendritique.

$$p = p_m - \Delta p \quad (1.8)$$

où  $p_m$  est la pression à la pointe des dendrites. La chute de pression  $\Delta p$  est due à la déformation perpendiculaire au gradient thermique et au retrait de solidification. Si la pression  $p$  atteint la pression de cavitation  $p_c$  alors il y a apparition d'une porosité, cette porosité pouvant conduire au défaut de fissuration à chaud.

$$p_c = p_m - \Delta p_{max} \quad (1.9)$$

$\Delta p_{max}$  est la chute de pression critique due au retrait de solidification et à la déformation soit :

$$\Delta p_{max} = \Delta p_\epsilon + \Delta p_{retrait} = \phi_A + \phi_B \dot{\epsilon}_{max} \quad (1.10)$$

avec :

$$\phi_A = \frac{180\mu}{G\lambda_2^2} v_T \beta A \quad (1.11)$$

$$\phi_B = \frac{180(1+\beta)\mu}{G^2\lambda_2^2} B \quad (1.12)$$

où

$$A = \int_{T_{coa}}^{T_L} \frac{f_s^2}{(1-f_s)^2} dT \quad (1.13)$$

$$B = \int_{T_{coa}}^{T_L} \frac{f_s^2 \int_{T_{coa}}^T f_s dT}{(1-f_s)^3} dT \quad (1.14)$$

$\dot{\epsilon}_{max}$  est la vitesse de déformation maximale, perpendiculaire à l'axe de croissance des dendrites, supportable par la zone pâteuse avant initiation du défaut. Cette vitesse est supposée homogène dans la zone pâteuse (ne dépend pas de la température). L'influence de la microstructure apparaît dans le terme  $\lambda_2$  ; cette grandeur caractérise la perméabilité de la zone pâteuse. Dans le cas d'une structure dendritique colonnaire,  $\lambda_2$  est l'espacement interdendritique secondaire ; lorsque la structure est dendritique équiaxe,  $\lambda_2$  est la taille moyenne des grains.

Il est intéressant de remarquer que la configuration colonnaire est plus sensible au phénomène de fissuration à chaud. En effet, les films liquides interdendritiques peuvent être plus longs que dans le cas de la solidification équiaxe [Drezet07(2)].

$T_{coa}$  est la température de coalescence, température à partir de laquelle des ponts solides se forment entre les dendrites. Les autres termes des relations 1.11 à 1.14 sont décrits ci-après :

- $\mu$  est la viscosité dynamique du fluide,
- $T_L$  la température de liquidus,
- $v_T$  la vitesse de l'isotherme du liquidus,
- $f_s(T)$  la fraction solide fonction de la température (chemin de solidification),
- $G$  le gradient thermique,
- $\beta$  le retrait de solidification,  $\beta = \frac{\rho_S}{\rho_L} - 1$  avec  $\rho_S$  et  $\rho_L$  les masses volumiques de la phase solide et liquide.

Pour appliquer le critère RDG il est donc nécessaire de déterminer :

- les propriétés physiques du matériau ( $\mu$ ,  $\lambda_2$ ,  $\rho_S$ ,  $\rho_L$ ,  $f_s(T)$ ,  $T_L$ ,  $T_{coa}$ ,  $\Delta p_{max}$ ),
- les grandeurs propres au procédé ( $G$ ,  $\dot{\epsilon}$ ,  $v_T$ ).

Il y a trois niveaux possibles d'application du critère RDG. Le choix du niveau d'application doit être fait en fonction de l'objectif de l'étude et des données disponibles.

**a- Les différents niveaux d'application du critère RDG** Le critère RDG peut être appliqué à trois niveaux différents :

- le premier niveau d'application permet de classer des alliages en fonction de leur sensibilité à la fissuration à chaud ; il se base sur l'analyse des valeurs des intégrales A et B (équations 1.13 et 1.14),
- le second niveau permet d'estimer la sensibilité à la fissuration à chaud d'un alliage dans des conditions thermiques imposées par un procédé (coulée continue, soudage...) en ne réalisant qu'un calcul thermique (critère microscopique thermique),
- le troisième niveau permet d'apprécier l'influence du comportement de la zone pâteuse par rapport au phénomène de fissuration à chaud (critère microscopique thermomécanique).

**Premier niveau d'application** D'après Drezet *et al.* [Drezet07(3)] la détermination des intégrales A et B (eq. 1.13 et 1.14) permet de classer différentes nuances d'alliage en fonction de leur sensibilité à la fissuration à chaud. Plus la valeur des intégrales A et B est grande plus l'alliage est sensible à la fissuration à chaud. Pour calculer A et B il est nécessaire de disposer du chemin de solidification de l'alliage, de sa température de coalescence et de liquidus.

Pour caractériser la sensibilité à la fissuration à chaud en soudage de cinq nuances d'alliages d'aluminium (AA2098, AA6013, AA6056, AA2139, AA2022), Drezet *et al.* [Drezet07(3)] déterminent le chemin de solidification de chaque nuance pour des conditions thermiques proches de celles rencontrées lors du soudage (vitesse de refroidissement rapide). Les chemins de solidification sont déterminés à l'aide du logiciel ProPHASE. La fraction solide de coalescence est fixée pour l'ensemble des alliages à 98%. En considérant les différents chemins de solidification  $f_s(T)$  (figure 1.34), Drezet *et al.* [Drezet07(3)] déterminent la température de coalescence  $T_{coa}$  de chaque alliage (correspondant à  $f_s(T) = 98\%$ ). La connaissance de  $f_s(T)$  et  $T_{coa}$  permet aux auteurs de déterminer la sensibilité à la fissuration à chaud (SFC) des différentes nuances. Sur la figure 1.35, la SFC correspond à la valeur de l'intégrale A. L'intégrale B varie de façon similaire. Les auteurs concluent que les nuances AA2139 et AA2098 sont les moins sensibles à la fissuration à chaud en soudage.

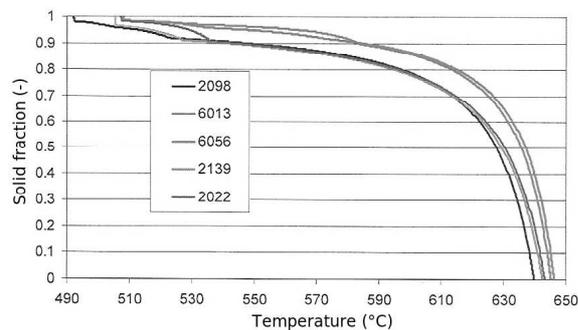


FIG. 1.34 – Chemin de solidification de cinq alliages d'aluminium [Drezet07(3)].

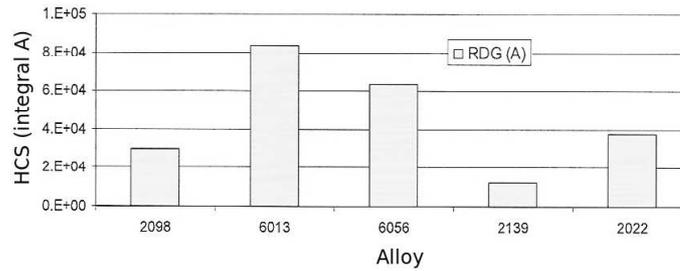


FIG. 1.35 – Sensibilité à la fissuration à chaud de différents alliages d’aluminium [Drezet07(3)].

**Deuxième niveau d’application** Ce niveau d’application nécessite de réaliser un calcul thermique du modèle étudié. Pour réaliser le calcul, il faut connaître la chaleur latente de l’alliage, la chaleur spécifique et la conductivité thermique de l’alliage jusqu’aux hautes températures. Le résultat de la simulation permet de disposer du gradient thermique  $G$  à la position où sera appliqué le critère RDG.

Pour évaluer l’influence de la microstructure sur la sensibilité à la fissuration à chaud d’un alliage d’aluminium (AA6016) lors du soudage d’une plaque, Drezet *et al.* [Drezet07(2)] utilisent le deuxième niveau d’application du critère RDG. Ils définissent le coefficient de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) comme étant l’inverse de la vitesse de déformation maximale soit :

$$HCS = \frac{1}{\dot{\epsilon}_{max}} \quad (1.15)$$

A partir des équations 1.10, 1.11 et 1.12 il est possible d’exprimer  $\dot{\epsilon}$  en fonction de  $\lambda_2$ , soit :

$$\dot{\epsilon}_{max} = \frac{\Delta p_{max} - \frac{180\mu}{G\lambda_2^2} v_T \beta A}{\frac{180(1+\beta)\mu}{G^2 \lambda_2^2} B} \quad (1.16)$$

Les auteurs fixent la chute de pression de cavitation à 150 kPa. La vitesse  $v_t$  est connue (elle correspond à la vitesse  $V$  d’avance du laser soit 0.06 m/s). Le chemin de solidification est identifié à l’aide de ProPHASE,  $T_L$  et  $T_{coa=95\%}$  étant connus, les intégrales  $A$  et  $B$  sont alors déterminées.

Sur la figure 1.37 est représenté l’évolution du coefficient de sensibilité à la fissuration à chaud (HCS) en fonction de  $\lambda_2$  (espacement interdendritique secondaire ou taille de grain moyenne suivant la nature de la solidification).

Les auteurs concluent que plus  $\lambda_2$  est faible plus l’alliage est sensible au phénomène de fissuration à chaud.

**Troisième niveau d’application** Cette approche a été appliquée par Drezet *et al.* dans le cas du soudage laser d’une plaque d’aluminium [Drezet07(1)]. Dans cette approche, l’ensemble des propriétés thermophysiques et thermomécaniques de l’alliage doivent être connues. Après avoir réalisé un calcul thermomécanique de la pièce soudée, la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  est accessible et il est alors possible d’apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud de l’alliage

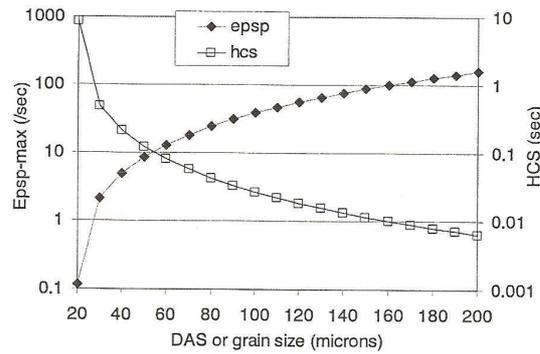


FIG. 1.36 – Influence de la microstructure sur la vitesse de déformation maximale et le coefficient de sensibilité à la fissuration à chaud pour une pression de cavitation de 150 kPa [Drezet07(2)].

étudié. Cette approche est difficile à mettre en œuvre car elle nécessite la connaissance, jusqu'aux hautes températures, des propriétés thermophysiques et thermomécaniques de l'alliage étudié.

Drezet *et al.* [Drezet07(1)] appliquent cette approche sur un alliage d'aluminium soudé par laser. L'objectif est de mettre en place des outils numériques permettant d'identifier les paramètres procédés minimisant le risque d'apparition de la fissuration à chaud au cours du soudage. La zone de BTR est prise entre 510 °C et 550 °C (correspond à une fraction solide supérieure à 95%). Le comportement de la zone pâteuse suit une loi viscoplastique.

Sur la figure 1.37 (a) est représenté le maillage utilisé. La moitié de l'éprouvette est simulée pour des raisons de symétrie. Le laser se déplace suivant l'axe z. Le calcul thermomécanique est découplé (le champ thermique est calculé en premier puis est utilisé comme chargement dans le calcul mécanique). Toutes les déformations plastiques sont mises à zéro au dessus de 600 °C. Lors du calcul thermomécanique deux indices de sensibilité à la fissuration à chaud sont déterminés :

- $HTI_1$  (Hot Tearing Indicator 1) correspond à la moyenne de la trace du tenseur des vitesses de déformation dans le BTR.
- $HTI_2$  correspond à la valeur maximale de la trace du tenseur des vitesses de déformation totale dans le BTR.

Soit :

$$HTI_1 = Moyenne(tr\dot{\epsilon})_{T \in BTR} \quad (1.17)$$

$$HTI_2 = Max(tr\dot{\epsilon})_{T \in BTR} \quad (1.18)$$

Plus  $HTI_1$  et  $HTI_2$  sont grands plus le risque de fissuration à chaud est important. Sur la figure 1.37 (b) sont représentés, le long de l'axe de soudage (axe z), la vitesse de déformation équivalente au sens de Von Mises ainsi que  $HTI_1$  et  $HTI_2$ .

Les auteurs concluent que la vitesse de déformation équivalente ne peut pas servir d'indicateur de la sensibilité à la fissuration à chaud car elle est toujours positive contrairement à  $HTI_1$  et  $HTI_2$ . Lorsqu'un indice est négatif cela signifie qu'il n'y a pas de risque de fissuration à chaud.

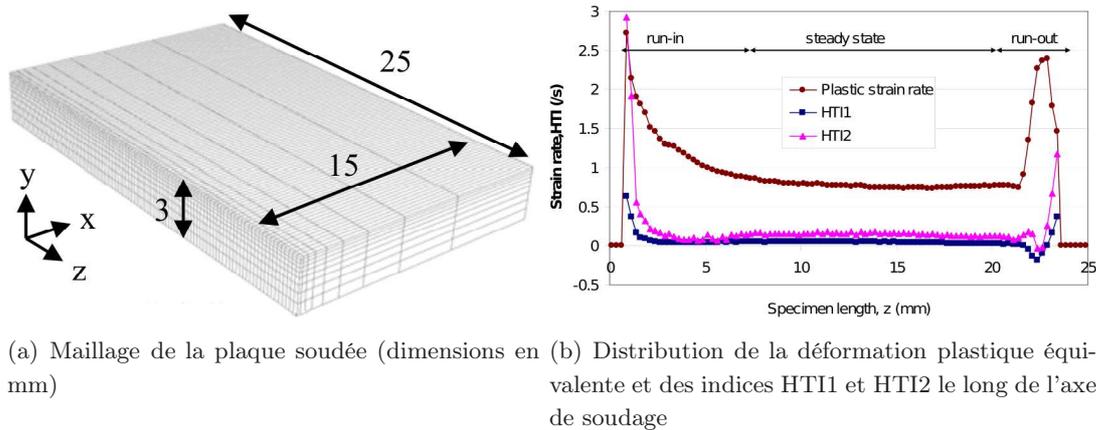


FIG. 1.37 – Maillage utilisé pour réaliser les calculs thermomécaniques et représentations des HTI après calcul.

$HTI_1$  et  $HTI_2$  atteignent une valeur maximale dans les régions transitoires (début et fin de soudage de la plaque), le risque de voir apparaître la fissuration à chaud dans ces zones est donc important.  $HTI_1$  et  $HTI_2$  sont proches de zéro en régime établi, le risque de fissuration à chaud est donc très faible (en accord avec l'expérience).

**b- Discussions sur la température de coalescence** L'un des paramètres clé du critère RDG est la température de coalescence. Cette température intervient dans le calcul des intégrales A et B (équations 1.13 et 1.14). Drezet et al [Drezet03] différencient deux cas selon que la coalescence est intergranulaire ou intragranulaire. Ainsi, dans le cas d'un alliage binaire de succinonitrile à 0.5% en masse d'acétone, la coalescence à l'intérieur d'un grain a lieu à 95% de solide et à 99% entre deux grains d'orientations différentes. Les auteurs constatent que les intégrales A et B sont environ deux ordres de grandeur plus élevées dans le cas intergranulaire. Cette différence est visible sur la figure 1.38 qui représente les valeurs des intégrales pour différentes fractions de solide.

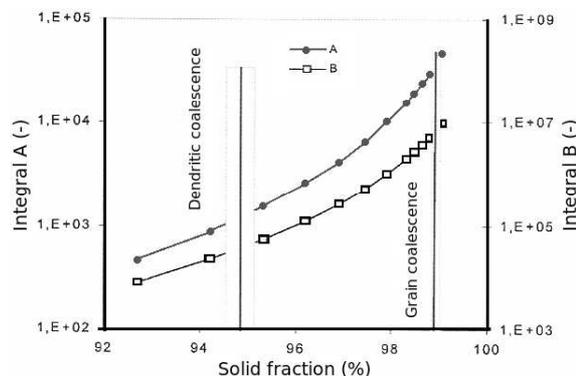


FIG. 1.38 – Intégrales A (en K) et B (en  $K^2$ ) en fonction de la fraction de solide de coalescence [Drezet03].

Ceci signifie que pour des conditions thermomécaniques identiques, la chute de pression sera beaucoup plus forte dans le film liquide intergranulaire. L'apparition de criques se fait préférentiellement entre les grains et non dans les grains. La problématique de la détermination de la température de coalescence et sa dépendance avec le type de microstructure (équiaxe, colonnaire ou globulaire) est soulevée par Rappaz et al [Rappaz04].

Sur la figure 1.39 sont représentées des vues schématiques des atomes lorsque deux grains sont séparés par un film liquide d'épaisseur  $h$ . Sous les croquis sont reportées les évolutions de l'énergie libre du système en fonction de la distance.  $\gamma_{sl}$  est l'énergie de l'interface liquide-solide,  $\gamma_{gb}$  est l'énergie libre d'un joint de grain.

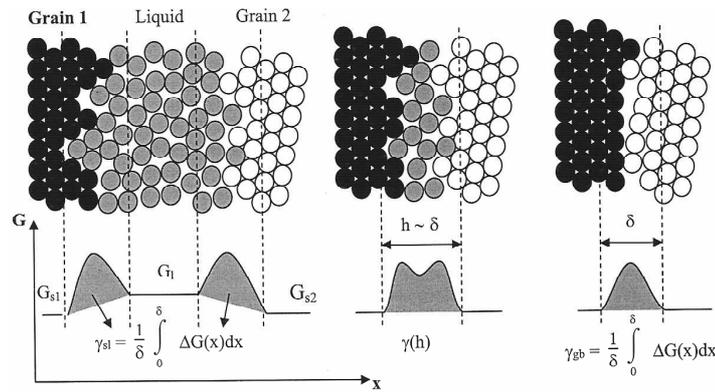


FIG. 1.39 – Représentation atomistique de la disparition d'un film liquide entre deux grains solides [Rappaz04].

Considérons le cas d'un métal pur en contact avec du liquide sous le point de fusion. Soient deux grains de matière séparés par une épaisseur de liquide  $h$ . Quand  $h$  tend vers zéro, l'énergie libre du système par unité de surface passe de  $2\gamma_{ls}$  (deux interfaces liquide-solide) à  $\gamma_{gb}$  (un joint de grain). Lorsque les deux grains de solide ont même orientation, alors  $\gamma_{gb} = 0$  (pas de joint de grain). S'il y a attraction,  $\gamma_{gb} < 2\gamma_{sl}$ . Dans le cas où il y a répulsion, il existe un film liquide stable d'épaisseur  $h$  entre les dendrites. Pour une surfusion donnée, l'énergie du film liquide est donnée par  $\frac{L\Delta T}{T_F}h + \gamma(h)$  avec  $\gamma(h) = 2\gamma_{sl} + (\gamma_{gb} - 2\gamma_{sl})\exp(-\frac{h}{\delta})$ ,  $\delta$  la distance caractéristique sur laquelle les atomes 'ressentent' la présence d'une interface. Sur la figure 1.40 est représentée l'évolution de l'énergie du film liquide en fonction de  $h$ . Cette énergie admet un minimum pour  $h^*$ .

Dans une substance pure, l'égalité  $h^*=0$  peut être obtenue pour une surfusion de coalescence donnée  $\Delta T_b = \Delta T_{h^*=0} = \frac{(\gamma_{gb} - 2\gamma_{sl})T_F}{L} \frac{1}{\delta}$ .

Ceci est un cas simple ; pour un alliage il faut considérer la diffusion des éléments d'addition. Le phénomène de rétrodiffusion a tendance à « pomper » les éléments en addition dans le liquide. Sur la figure 1.41 est représentée la température en fonction de la composition pour un alliage binaire. Au cours de la solidification le solide suit la courbe moyenne de composition (qui n'est pas la courbe du solidus) ; ceci est dû aux hétérogénéités de compositions dans le solide. Le liquide a une composition initiale  $C_0$ , lorsque la température diminue le liquide suit

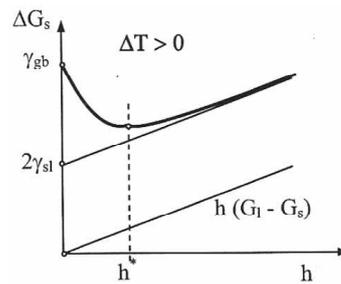


FIG. 1.40 – Evolution de l'énergie du film liquide en fonction de  $h$  [Rappaz04].

le liquidus jusqu'à ce qu'il ne reste plus qu'un film liquide d'épaisseur  $\delta$ . Se produit alors le phénomène de rétrodiffusion, la concentration du liquide décroît, il y a un phénomène de surfusion à  $\Delta T_{coalescence} = \Delta T_b$ , la 'ligne de coalescence' est atteinte (ligne représentée sous forme de pointillé sur la figure 1.41).

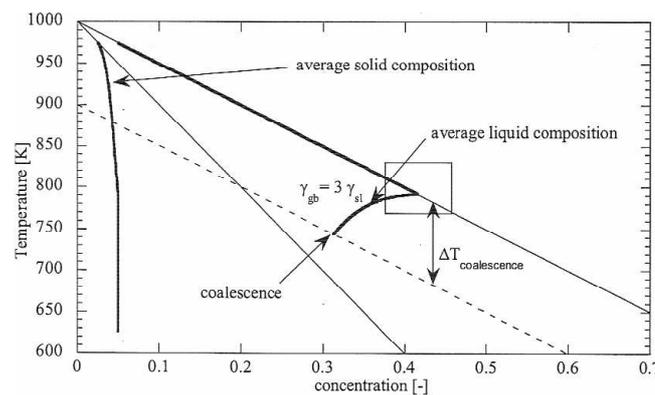


FIG. 1.41 – Evolution de la composition moyenne du liquide et du solide suivant la température [Rappaz04].

Ce modèle simplifié explique pourquoi la fissuration à chaud est située aux joints de grains. En effet, dans une structure colonnaire deux températures de coalescence peuvent être définies, une pour les dendrites appartenant au même grain et une autre pour les dendrites séparées par un joint de grain. Lorsque  $\gamma_{gb} > 2\gamma_{sl}$  ( $\Delta T_b > 0$ ), la coalescence est retardée et un film liquide existe.

Rappaz et al [Rappaz04] ont étudié le cas d'un alliage d'aluminium. Les auteurs montrent par simulation qu'il n'y a pas de transition abrupte entre les régions coalescées et non coalescées. Sur la figure 1.42 est représentée l'évolution des films liquides lors d'une diminution de température. Les auteurs montrent qu'à 600 °C (figure 1.42a), la configuration du matériau ne supporterait pas les contraintes. Par contre à 500 °C (figure 1.42c), la structure est passée d'un état présentant un film liquide continu entre les grains à un solide continu.

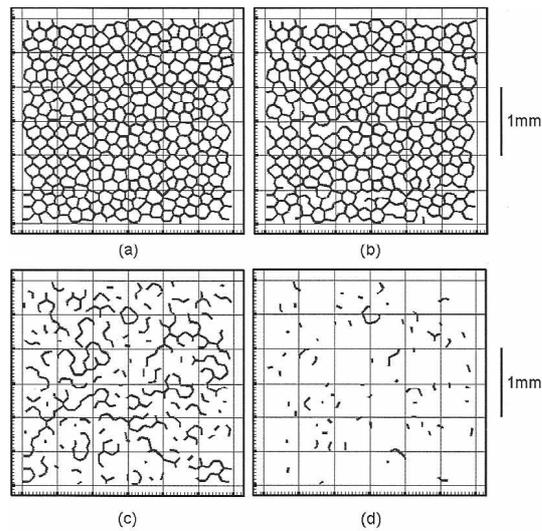


FIG. 1.42 – Evolution des films liquides lors d'un abaissement de température (a) 600 °C (b) 550 °C (c) 500 °C (d) 490 °C [Rappaz04].

### 3.2.2 Critères inspirés du critère RDG

**a- L'approche de Braccini** Dans le cadre de l'étude du défaut de fissuration à chaud en fonderie d'un alliage Al-Cu, Braccini *et al.* [Braccini00(2)] identifient un critère inspiré des travaux de Rappaz *et al.* [Rappaz99]. Contrairement au critère RDG, ce critère prend en compte à la fois la germination et la croissance des porosités. De plus, il permet de distinguer les microstructures de croissance colonnaire et équiaxe.

Pour établir le critère, les auteurs considèrent le système constitué d'un film liquide d'épaisseur  $e$  séparant deux blocs solides. Le système est de hauteur  $h$  et de longueur  $l_0$ .

Le système étudié dépend de la nature de la microstructure (figure 1.43 a et b).

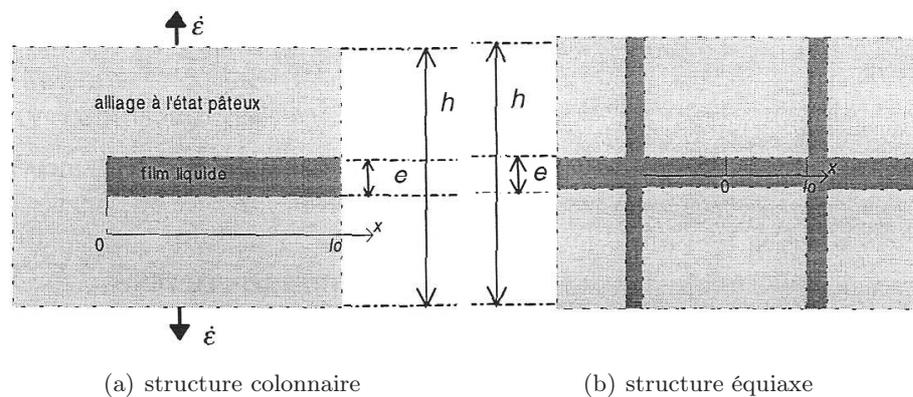


FIG. 1.43 – Schématisation de la zone pâteuse suivant la microstructure [Braccini00(1)].

Le système est soumis à une vitesse de déformation en traction  $\dot{\epsilon}$  perpendiculaire au film liquide. Les déformations et les contraintes générées dans les deux phases liquide (L) et pâteuse (P)

sont évaluées par un modèle en série.

$$\sigma_L = \sigma_S \quad (1.19)$$

$$\dot{\epsilon} = \left(1 - \frac{e}{h}\right)\dot{\epsilon}_P + \frac{e}{h}\dot{\epsilon}_L \quad (1.20)$$

Les blocs ont les propriétés de la zone pâteuse. Les auteurs font l'hypothèse que la loi rhéologique de l'alliage à l'état pâteux est donnée par l'équation 1.21

$$\sigma_P = K(T, f_s)\dot{\epsilon}_P^m \quad (1.21)$$

Avec  $m$  le coefficient de sensibilité à la vitesse (ce coefficient dépend de la nature de la microstructure) et  $f_s$  le chemin de solidification de l'alliage. Les paramètres inconnus de la loi de comportement sont identifiés à partir d'essais de traction et de cisaillement à l'état pâteux, d'essais de compression à l'état solide et de résultats de la littérature.

Remarque : Les essais de cisaillement sont réalisés à l'aide d'un rhéomètre de Couette. Les vitesses de déformation imposées à l'alliage varient entre  $10^{-5}s^{-1}$  et  $10^{-3}s^{-1}$  pour se rapprocher des conditions auxquelles sont soumis les alliages au cours des processus de solidification étudiés (fonderie).

Les auteurs décomposent le processus d'apparition du défaut de fissuration à chaud en deux étapes, la germination et la croissance de porosité.

**Etape de germination de porosité** La contrainte dans la zone pâteuse s'accompagne d'une chute de pression dans le liquide. Il y a nucléation d'une cavité si la chute de pression atteint la valeur  $p_m - p_c$  avec  $p_m$  la pression métallostatique et  $p_c$  la pression à l'interface d'une cavité oblate [Braccini00(2)] :

$$p_C = \frac{4\cos(\theta)\sigma_{LV}}{e} \quad (1.22)$$

avec  $\theta$  l'angle de mouillage solide-liquide,  $\sigma_{LV}$  l'énergie de surface liquide vapeur.

**Cas de la morphologie dendritique** Dans ce cas, la nucléation d'une cavité dans le film liquide requiert une vitesse de déformation critique pour la germination donnée par l'équation 1.23.

$$\dot{\epsilon}_{germ}^c = \left(\frac{p_c}{K(T, f_s)}\right)^{1/m} \quad (1.23)$$

**Cas de la morphologie équiaxe** Dans ce cas, la cavité est supposée se former au milieu du film liquide entre deux grains ( $x=0$  sur la figure 1.43b). Les auteurs [Braccini00(2)] montrent que la vitesse de déformation critique de germination est :

$$\dot{\epsilon}_{germ}^c = \left(1 - \frac{e}{h}\right)\left(\frac{\frac{2}{3}p_c - p_m}{K(T, f_s)}\right)^{1/m} + \frac{e}{h}\frac{2\kappa}{l_0^2}\frac{p_c}{\eta_L} \quad (1.24)$$

avec  $\eta_L$  la viscosité du liquide et  $\kappa$  la perméabilité de la zone pâteuse ; la perméabilité dépend entre autres de  $f_s^c$  la fraction solide critique, cette dernière correspondant à la fraction de solide à partir de laquelle des ponts solides entre les grains commencent à se former.

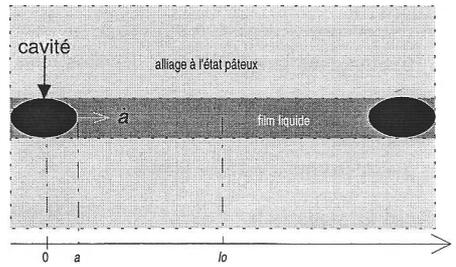


FIG. 1.44 – Croissance de la cavité dans le film de liquide [Braccini00(1)].

**Étape de croissance de porosité** Dans le cas d'une germination multiple, la longueur  $l_0$  correspond à la demi-distance moyenne séparant deux cavités. Dans les deux types de morphologie, la croissance de la cavité se traduit par l'inégalité  $\dot{a} > 0$ , où  $\dot{a}$  est la vitesse d'expansion de la cavité. Cette inégalité est vérifiée si l'alimentation en liquide vers la zone en traction est insuffisante. Les auteurs déterminent une vitesse de déformation critique pour la croissance de cavité [Braccini00(2)] :

$$\dot{\epsilon}_{croiss}^c = \left(1 - \frac{e}{h}\right) \left(\frac{l_0 - a}{l_0} \left(\frac{2}{3} \frac{p_c - p_m}{K(T, f_s)}\right)\right)^{1/m} + \frac{e}{h} \frac{2\kappa}{(l_0 - a)^2} \frac{p_c}{\eta_L} \quad (1.25)$$

**Définition du critère de Braccini *et al.* [Braccini00(1)]** Sur les figures 1.45 a et b sont représentées les évolutions des vitesses de déformation critiques en fonction de l'épaisseur du film liquide. L'ensemble des données physiques utilisées par les auteurs sont rapportées dans le tableau 1.2. Dans le cas de la structure colonnaire (figure 1.45a), la vitesse critique entraînant la

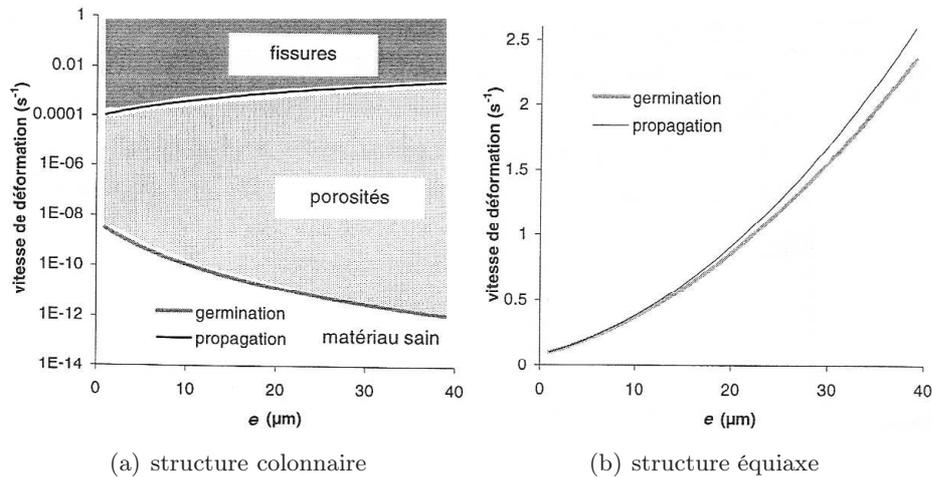


FIG. 1.45 – Vitesse de déformation critique pour chaque type de structure [Braccini00(1)].

germination est faible ( $< 10^{-8}/s$ ) contrairement à la structure équiaxe. En effet, la germination au creux de deux bras dendritiques est plus favorable que dans le cas de la structure équiaxe. La vitesse critique pour la propagation d'une cavité dans cette structure colonnaire reste supérieure à la vitesse critique pour sa germination. Le domaine des vitesses de déformation est divisé en trois stades :

- $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_{germ}^c$  : l'alliage reste sain
- $\dot{\epsilon}_{croiss}^c < \dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_{germ}^c$  : l'alliage comporte des porosités mais pas de fissure
- $\dot{\epsilon}_{croiss}^c > \dot{\epsilon}$  : les porosités ont dégénéré en fissures

Pour la structure équiaxe les vitesses de déformation critiques sont très proches (figure 1.45b).

Le domaine des vitesses de déformation est également divisé en trois stades.

Par analogie avec les travaux de Rappaz et al [Rappaz99], les auteurs ont également défini un coefficient de sensibilité à la fissuration à chaud (SFC) (équation 1.26), ce coefficient dépend de la composition  $C_0$  des alliages étudiés.

$$SFC = \frac{\min_{C_0} |\dot{\epsilon}^c(C_0)|}{\dot{\epsilon}^c(C_0)} \quad (1.26)$$

Grandeurs physiques étudiées	équation	Valeurs numériques
Dimensions du système étudié		$h=l_0=1$ mm $0 \mu m < e < 40 \mu m$
Loi de comportement de l'état pâteux	1.21	$m=0.2$ (colonnaire) $m=0.4$ (équiaxe) $K^*$ (essais et littérature)
Pression de cavitation	1.22	$\theta=0^\circ$ $\sigma_{LV} = 0,914 J/m^2$
$\dot{\epsilon}_{germ}^c$	1.23 1.24	$\kappa = \frac{e^2}{32}(1 - f_s)(f_s^c - f_s)^\mu$ $\mu^* = 1.3$ $f_s = 0.9$ $f_s^{c*} = 0.98$
$\dot{\epsilon}_{croiss}^c$	1.25	La taille de la cavité initiale (a) est prise égale à e

TAB. 1.2 – Grandeurs physiques utilisées par Braccini [Braccini00(1)] dans le modèle de fissuration à chaud

**L'approche de Rindler** Rindler *et al.* [Rindler02] adopte un point de vue proche de celui de Braccini. Pour les auteurs la formation d'une porosité n'a pas forcément pour conséquence l'apparition du défaut de fissuration à chaud. D'une façon générale [Rindler02], lors de la solidification d'un alliage, des microporosités se forment et subsistent lorsque le matériau est à l'état solide. Pour les auteurs, une fissure n'apparaît pas forcément si la pression dans le liquide de la zone pâteuse devient inférieure à une pression critique mais plutôt si la pression capillaire d'un micropore de gaz ( $p_s$ ) de rayon  $r$  devient supérieure à la pression ambiante dans la zone pâteuse. La frontière entre le micropore et le liquide est appelée « interface de rupture ». Les auteurs définissent alors  $p_s$  comme :

$$p_s = p_m - \Delta p_\epsilon - \Delta p_{sh} \quad (1.27)$$

Sous les hypothèses d'une mouillabilité parfaite et que les dendrites ont un profil parabolique, la pression capillaire entre deux dendrites est exprimée par les auteurs de la façon suivante :

$$p_s = \frac{2\gamma}{r(T)} \quad (1.28)$$

avec  $r(T) = (1 - f_s(T))\frac{\lambda_1}{2}$ ,  $\gamma$  la tension de surface,  $f_s$  la fraction solide et  $\lambda_1$  l'espacement interdendritique primaire. La figure 1.46 représente les différents termes de pression agissant sur « l'interface de rupture » (représentées par un arc de cercle de rayon  $r$ ).

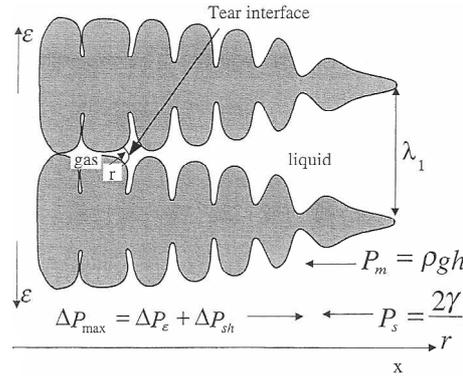


FIG. 1.46 – Formation de la fissuration à chaud dans la zone pâteuse, modèle RDG modifié [Rindler02].

Les auteurs redéfinissent le taux de déformation critique :

$$\dot{\epsilon}_{crit} = \frac{\lambda_2 G}{180(1 + \beta)\mu B(T)}(p_s + p_m) - \frac{\nu\beta H(T)}{(1 + \beta)B(T)} \quad (1.29)$$

Deux nuances d'acier sont étudiées par les auteurs. Un acier austénitique sensible à la fissuration à chaud et un acier S355 peu sensible au phénomène. A l'aide d'un code de calcul par éléments finis, les auteurs simulent le soudage d'une géométrie simple pour les deux nuances. Un champ de température est représenté figure 1.47. Aucune échelle n'est précisée par les auteurs.

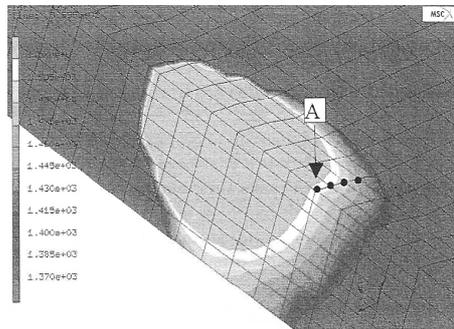


FIG. 1.47 – Champ de température simulé au cours du soudage d'un acier S355 [Rindler02].

Le critère modifié de Rindler *et al.* est appliqué au point A. Sur les figures 1.48 a et b sont représentées les vitesses de déformation en fonction de la température pour les deux nuances

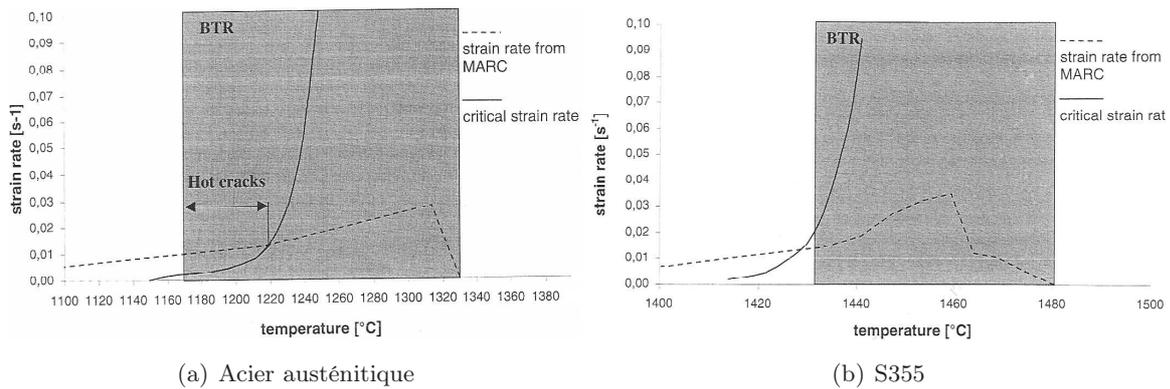


FIG. 1.48 – Vitesse de déformation simulée et  $\dot{\epsilon}_{crit}$  en fonction de la température au point A [Rindler02].

étudiées. Les courbes en pointillées correspondent à la vitesse de déformation au point A issue de la simulation numérique. Les courbes continues correspondent au calcul de  $\dot{\epsilon}_{crit}$  à l'aide de la formule 1.29. Les grandeurs physiques utilisées par les auteurs sont présentées dans le tableau 1.3.

$\nu$	$3,7 \cdot 10^{-4} Pa \cdot s^{-1}$
$\beta$	0,035
$\lambda_2$	$0,00011 \cdot \dot{T}^{-0,45} m$
$\gamma$	$\gamma_0 + k \cdot \Delta T$
$\gamma_0$	$1,9 Pa \cdot m$
$k$	$4,9 \cdot 10^{-4} Pa \cdot m \cdot K^{-1}$
H(T) et B(T)	Dépendent de $f_s(T)$
G et $\dot{T}$	Issues de la simulation

TAB. 1.3 – Valeurs numériques utilisées par Rindler *et al.* [Rindler02]

Dans le cas de l'acier sensible à la fissuration à chaud (figure 1.48a), pour une température appartenant au BTR et inférieure à 1220 °C, la vitesse de déformation calculée au point A étant supérieure à  $\dot{\epsilon}_{crit}$ , le phénomène de fissuration à chaud sera observé. Dans le cas de l'acier moins sensible (figure 1.48b), la vitesse de déformation calculée dans le BTR reste inférieure à  $\dot{\epsilon}_{crit}$ . Les auteurs ne précisent pas la loi de comportement utilisée pour réaliser les calculs thermomécaniques ni les extrapolations éventuelles des propriétés thermophysiques aux hautes températures.

### 3.3 Critères thermomécaniques

#### 3.3.1 Critère en déplacement

Ploshikin *et al.* [Ploshikhin07] proposent un critère en déplacement inspiré de l'approche phénoménologique de Pellini (localisation des déformations à l'arrière du bain en zone "sensible"). La figure 1.49 est une représentation simplifiée du cordon au cours du soudage.

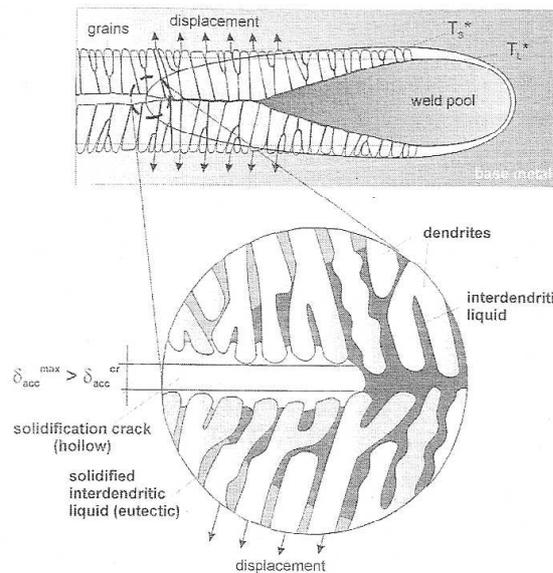


FIG. 1.49 – Représentation simplifiée du phénomène de fissuration à chaud au cours du soudage [Ploshikhin07].

Le bain liquide, la zone pâteuse ainsi qu'une partie du cordon solidifié y sont représentés. Au milieu du cordon le défaut de fissuration à chaud est observé. La pointe de la fissure se trouve dans la zone pâteuse, proche du solidus. Le film liquide dans la zone pâteuse doit supporter les déformations transmises par la partie solide.

D'après Ploshikin *et al.* [Ploshikhin07] la fissuration à chaud apparaît lorsque le déplacement accumulé  $\delta_{acc}$  au niveau de la pointe de la dendrite devient supérieur à un déplacement critique  $\delta_{cr}$ . Il y a apparition du défaut de fissuration à chaud si l'inégalité 1.30 est vérifiée.

$$\delta_{acc}^{max}(G, PS, PM) \geq \delta_{cr}(PM) \quad (1.30)$$

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

- de la géométrie étudiée G (géométrie, position et orientation du cordon),
- des paramètres de soudage PS (puissance, vitesse, apport de matière, etc.),
- des propriétés du matériau PM (thermophysiques et thermomécaniques).

$\delta_{cr}$  représente la capacité du film liquide intergranulaire à résister aux chargements mécaniques. Il dépend des paramètres de la microstructure (quantité de phase liquide dans la région critique, la morphologie de la microstructure, les tensions de surface, l'espacement interdendritique

primaire et secondaire).

$\delta_{acc}$  dépend fortement de la longueur de la zone pâteuse dans la direction de soudage. La longueur de cette zone est définie par deux isothermes  $T_L^*$  et  $T_S^*$ . Ces isothermes forment l'intervalle de solidification "vrai". En négligeant la surfusion à la pointe des dendrites  $T_L^* = T_L$ ;  $T_L$  est le liquidus obtenu à l'aide du diagramme de phase.  $T_S^*$  représente la température la plus basse à laquelle la zone pâteuse existe. Cette grandeur doit être déterminée en prenant en compte les microségrégations. Par exemple, dans le cas d'un alliage Al-Si le liquide résiduel se solidifie en formant un eutectique binaire.  $T_S^*$  sera prise égale à la température de l'eutectique.  $\delta_{acc}$  ne peut être déterminé que par la réalisation d'un calcul thermomécanique de la structure soudée. Les auteurs proposent un modèle permettant de modéliser l'ouverture de fissure à l'aide d'un code de calcul par éléments finis.

Le maillage de la pièce étudiée est constitué de deux parties (figure 1.50).

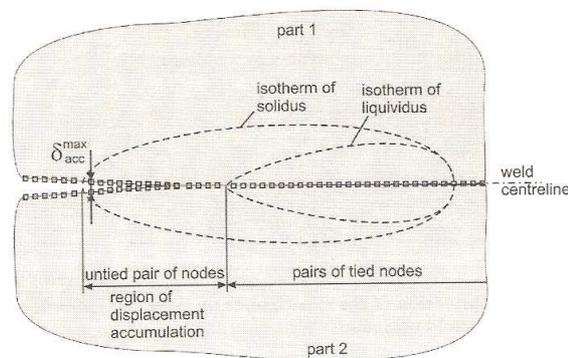


FIG. 1.50 – Stratégie de maillage proposée par Ploshikhin *et al.* [Ploshikhin07] pour permettre le calcul de  $\delta_{acc}$ .

Les nœuds de chaque partie, appartenant au futur centre du cordon de soudure, sont liés. Tant que la température en ces nœuds est en dehors de l'intervalle de solidification les nœuds restent liés. Quand les nœuds sont en zone pâteuse ils sont séparés. Ceci permet de représenter le film liquide intergranulaire au centre du cordon. Le déplacement accumulé est la distance entre deux nœuds. Si le déplacement devient supérieur à  $\delta_{cr}$  alors les deux nœuds restent séparés ce qui représente la fissure à chaud, sinon les deux nœuds sont à nouveau assemblés. Ce type d'approche peut être utilisé sur un essai de type éventail ou test de soudage oblique.

La déformation critique correspond au  $\delta_{acc}$  obtenu à la position de l'arrêt de la fissure observée expérimentalement. Ploshikhin *et al.* réalisent le soudage d'un essai oblique sur un alliage d'aluminium ( $\alpha = 11^\circ$ ) (plus de précisions sur l'essai sont présentes page 27). L'essai a été simulé avec la prise en compte de l'ouverture de fissure. Un exemple de champ de température au cours de la simulation est donné figure 1.51a. Le déplacement accumulé en fonction de la longueur du cordon est représenté sur la figure 1.51b. La longueur de la fissure mesurée expérimentalement est de l'ordre de 60 mm ce qui correspond d'après la courbe à un déplacement critique de 18  $\mu m$ . Les auteurs ont ensuite simulé un essai oblique avec un angle  $\alpha$  de  $15^\circ$ . En considérant le déplacement critique déterminé dans le cas  $\alpha=11^\circ$  les auteurs déterminent une longueur de fissure. Cette longueur est en bonne corrélation avec l'expérience. Pour les auteurs cela prouve

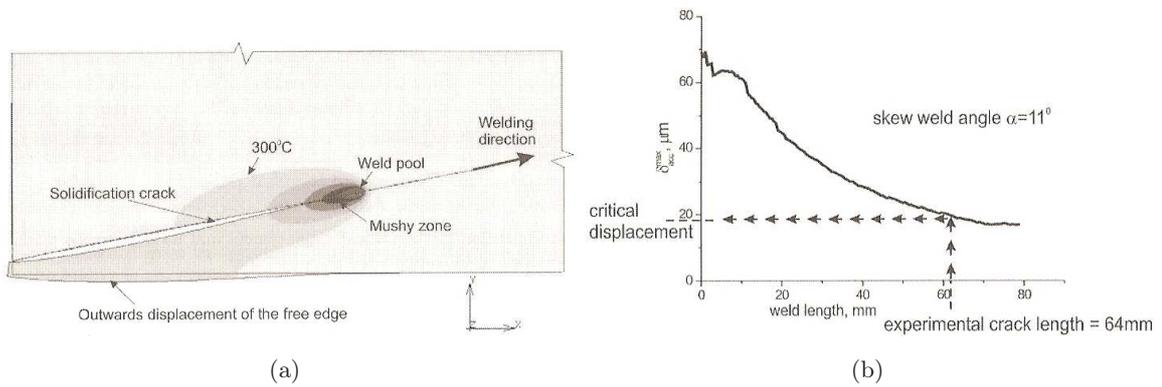


FIG. 1.51 – Champ de température dans l'éprouvette au cours du soudage (a) et détermination de  $\delta_{cr}$  à l'aide de la courbe de l'évolution de  $\delta_{acc}$  en fonction de la longueur de fissure (b).

la transférabilité du déplacement critique à des structures subissant des chargements différents.

Les auteurs utilisent les résultats issus de l'essai oblique dans le cas d'une configuration réelle. Une plaque d'épaisseur 1.5 mm d'aluminium AA6056 est encastrée suivant sa longueur. Un cordon de soudure rectiligne est réalisé le long de l'éprouvette (figure 1.52a).

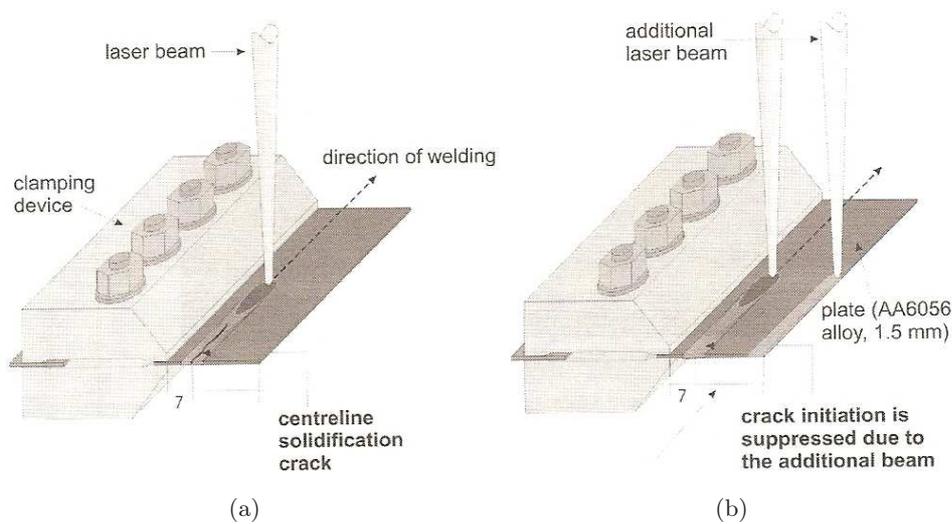


FIG. 1.52 – Plaque d'aluminium de faible épaisseur soudée : (a) observation de la fissuration à chaud, (b) suppression du défaut par l'ajout d'une seconde source.

Lors de l'expérience, le défaut de fissuration à chaud est observé. Les auteurs proposent de définir, à l'aide de la simulation numérique, les paramètres de soudage d'une seconde source de chaleur et ainsi éviter l'apparition du défaut (figure 1.52b). Le déplacement critique déterminé à l'aide de l'essai oblique ( $\delta_{cr}$ ) est utilisé dans le cadre de l'étude. Les auteurs font numériquement varier les paramètres de la seconde source de chaleur (distance entre les sources, paramètres de soudage...) de telle manière que le déplacement cumulé à l'arrière du bain de la première source reste inférieur à  $\delta_{cr}$ . Les paramètres ainsi déterminés sont utilisés expérimentalement et aucune fissure n'est observée. Les auteurs utilisent donc un déplacement critique déterminé à l'aide

d'un essai laboratoire sur une configuration différente sans prendre en compte un quelconque effet de changement d'échelle.

### 3.3.2 Les critères en contrainte

Dye *et al.* [Dye01] modélisent le soudage TIG d'une plaque en alliage de nickel de faible épaisseur et de largeur variable. Ils font l'hypothèse des contraintes planes. Un modèle de comportement élastoplastique est utilisé pour modéliser le comportement du matériau. Les auteurs définissent le critère suivant : si le long de l'axe de soudure, pour une fraction de solide comprise entre 70% et 98%, la contrainte transversale est positive alors il y a fissuration à chaud. Lorsque la fraction de solide est inférieure à 70%, les mouvements de liquide entre les dendrites compensent le retrait de solidification et les déformations du réseau, ce qui conduit à des contraintes trop faibles pour permettre la fissuration.

Un autre critère est proposé par Shibahara et al [Shibahara01]. Pour eux l'analyse par la méthode des éléments finis avec un modèle élastoplastique simple ne suffit pas. En effet, la fissuration à chaud crée de nouvelles surfaces qu'il faut prendre en compte. Il est donc indispensable de les modéliser pour analyser la formation et la propagation de la fissuration à chaud. Les propriétés mécaniques de ces éléments de surface sont définies par le potentiel d'interface noté  $\phi$ . Ce potentiel est défini par unité d'aire de la surface de la fissure. Cette fonction dépend de l'énergie de surface  $\gamma(T)$  nécessaire à la formation d'une nouvelle surface et de  $\delta$  l'ouverture radiale de la fissure, soit :

$$\phi(\delta, T) = 2\gamma(T)\left(\left(\frac{r_0}{r_0 + \delta}\right)^{2n} - 2\left(\frac{r_0}{r_0 + \delta}\right)^n\right) \quad (1.31)$$

$r_0$  et  $n$  sont des constantes indépendantes de la température. La dérivée de cette fonction par rapport à  $\delta$  permet d'obtenir la contrainte de formation par unité d'aire de la surface de la fissure, soit :

$$\sigma = \frac{\partial\phi(\delta, T)}{\partial\delta} = \frac{4\gamma(T)n}{r_0}\left(\left(\frac{r_0}{r_0 + \delta}\right)^{n+1} - \left(\frac{r_0}{r_0 + \delta}\right)^{2n+1}\right) \quad (1.32)$$

cette fonction admet une valeur maximale pour :

$$\frac{\delta}{r_0} = \left(\frac{2n+1}{n+1}\right)^{\frac{1}{n}} - 1 \quad (1.33)$$

En ce point, la contrainte est appelée contrainte critique à la température  $T$ , soit :

$$\sigma_{cr} = \frac{4\gamma(T)n}{r_0}\left(\left(\frac{n+1}{2n+1}\right)^{\frac{n+1}{n}} - \left(\frac{n+1}{2n+1}\right)^{\frac{2n+1}{n}}\right) \quad (1.34)$$

Sur la figure 1.54 est représentée en fonction de la température l'évolution de la contrainte critique calculée par les auteurs pour un acier inoxydable (dans ce cas  $r_0 = 0.025$  mm et  $n = 6.0$ ). Les auteurs constatent que dans l'intervalle de température 1200 °C-1450 °C la contrainte critique est inférieure à la limite d'élasticité. Dans cet intervalle de température (BTR), le matériau est le plus sensible à la fissuration à chaud. Shibahara et al [Shibahara01] étudient deux éprouvettes JWRI de largeurs différentes, l'une de 60 mm qui fissure expérimentalement

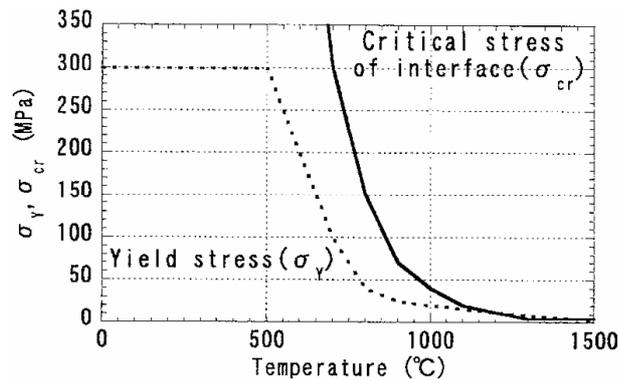


FIG. 1.53 – Evolution de la contrainte critique en fonction de la température [Shibahara01].

et une autre de 100 mm qui ne fissure pas. Les auteurs mettent ainsi en évidence l'existence d'un seuil en largeur vis-à-vis de la fissuration à chaud. La figure 1.54 représente, en fonction de la température, la contrainte normale à la direction de soudage (appelé contrainte d'ouverture) au début de la ligne de fusion pour les deux éprouvettes étudiées. Après simulation les auteurs

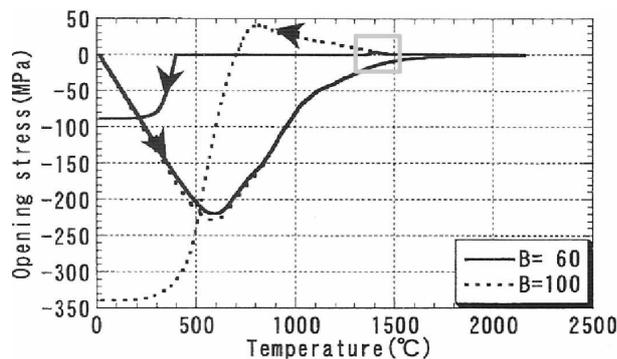


FIG. 1.54 – Contrainte d'ouverture durant le cycle thermique d'un élément d'interface en début de ligne de fusion [Shibahara01].

constatent que dans le cas d'une éprouvette de largeur 60 mm, en refroidissement, entre 1200 °C et 1450 °C, la contrainte de traction est supérieure à la contrainte critique (petite protubérance visible pour T 1400 °C sur la courbe continue noire, zone mise en évidence par un rectangle). Il y a fissuration à chaud. Le résultat est en accord avec l'expérience. Les parois de la fissure entrent en contact à 450 °C ce qui explique l'existence d'une contrainte en compression. Cette méthode de modélisation permet de prévoir la formation d'un contact entre les nouvelles surfaces. Dans le cas d'une éprouvette de largeur 100 mm, l'histoire de la contrainte est la même jusqu'à 1450 °C (état liquide). Par contre, la contrainte transversale ne dépasse jamais  $\sigma_{cr}$ ; il n'y a pas apparition de fissure ce qui est en accord avec l'expérience. La contrainte de compression croît jusqu'à 700 °C.

### 3.3.3 Les critères en déformation

**L'approche de Kerrouault** Kerrouault [Kerrouault00] a travaillé sur un acier inoxydable austénitique AISI 321, matériau très sensible à la fissuration à chaud. L'étude est conduite suivant une démarche à la fois expérimentale et de simulation numérique. Des essais Varestraint et JWRI sont réalisés.

Kerrouault [Kerrouault00] modélise une éprouvette JWRI. Il effectue tout d'abord un calcul thermique, l'ensemble des paramètres inconnus de ce modèle (source de chaleur, coefficient de perte par convection et rayonnement, etc.) sont identifiés par méthode inverse (comparaison expérience simulation à l'aide d'un couplage SiDoLo<sup>1</sup>-ABAQUS). Kerrouault utilise une loi élastoviscoplastique. L'identification des paramètres de la loi de comportement est réalisée par méthode inverse. Les caractéristiques thermophysiques aux états pâteux et liquide ont été extrapolées à cause du manque de données disponibles sur l'alliage étudié. Au vu de l'épaisseur de l'échantillon JWRI (2 mm), l'hypothèse des contraintes planes est formulée ; la symétrie du problème par rapport à l'axe longitudinal permet de ne simuler que la moitié de l'éprouvette. Il n'y a pas de création de surfaces libres à partir de l'amorçage de la fissuration à chaud. Le calcul thermomécanique est donc représentatif des conditions expérimentales jusqu'au temps correspondant à l'amorçage de la fissure, l'objectif de l'étude étant précisément d'identifier un critère d'amorçage de la fissuration à chaud.

Sur la figure 1.55 est représentée la contrainte transversale en fonction de la température pour quatre campagnes d'essais incluant des essais fissurants et non fissurants. L'élément analysé est situé sur l'axe de symétrie de l'éprouvette. Cet élément, de faible dimension, passe de l'état liquide à l'état solide.

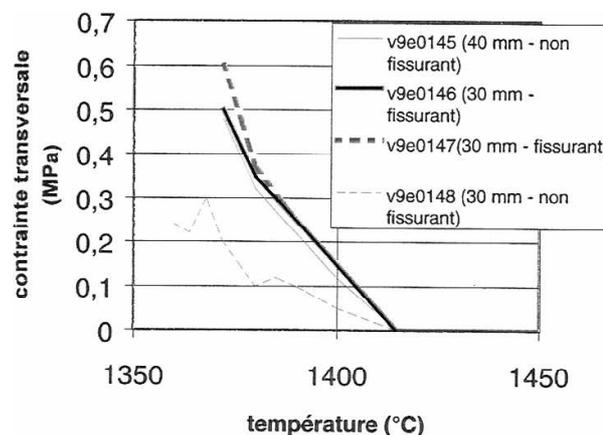


FIG. 1.55 – Simulation thermomécanique d'essais JWRI, évolution de la contrainte transversale au sein de l'élément considéré en fonction du refroidissement pour les quatre essais instrumentés [Kerrouault00].

Kerrouault [Kerrouault00] remarque que cette approche ne permet pas de différencier les essais fissurants ou non. Un critère en contrainte ne semble donc pas pertinent dans ces conditions. L'auteur analyse alors les déformations. Il s'avère en effet plus pertinent de classer les essais par

<sup>1</sup>Simulation et identification de lois de comportement

rapport à la déformation plastique. Sur la figure 1.55 est représentée la déformation plastique transversale en fonction de la température pour l'élément étudié.

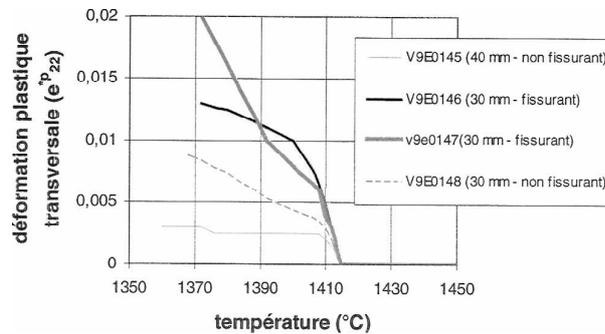


FIG. 1.56 – Simulation thermomécanique d'essais JWRI, évolution de la déformation plastique au sein de l'élément considéré en fonction du refroidissement pour les quatre essais instrumentés [Kerrouault00].

La pente de la courbe est plus élevée dans le cas des essais fissurants. Localement c'est l'intensité de la déformation projetée sur la direction perpendiculaire à l'axe des dendrites qui provoque leur écartement et conduit à la décohésion du film interdendritique (figure 1.57).

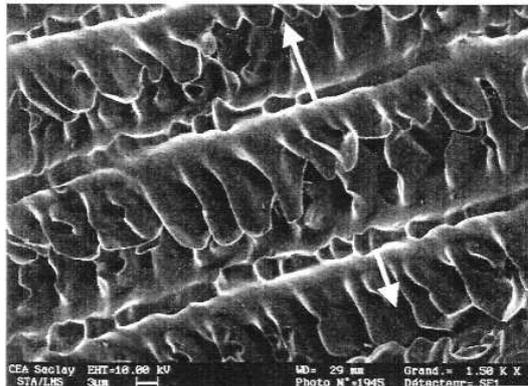


FIG. 1.57 – Morphologie dendritique d'une fissure d'une éprouvette Varestreint (les flèches indiquent la direction de déplacement du bras primaire de la dendrite) [Kerrouault00].

La composante des déformations responsable de l'écartement des dendrites est perpendiculaire au gradient thermique.

Sur la figure 1.58 est représenté un résultat de simulation numérique. Le champ de température est visible en surface de l'éprouvette Varestreint. La zone la plus chaude (zone rouge) correspond au bain liquide.

Kerrouault [Kerrouault00] définit le vecteur  $\vec{n} = \frac{\vec{G}}{|\vec{G}|}$  orienté selon le gradient thermique (figure 1.58) ainsi que l'ensemble  $\psi$  des vecteurs unitaires  $\vec{t}$  orthogonaux à  $\vec{n}$ .

Soit  $\epsilon_{vp}(t, M)$  le tenseur des déformations viscoplastiques à l'instant  $t$  au point  $M$  et  $\epsilon_{vp}(t_*, M)$  sa valeur à l'instant  $t_*$  où la température de ce point atteint la température de cohérence

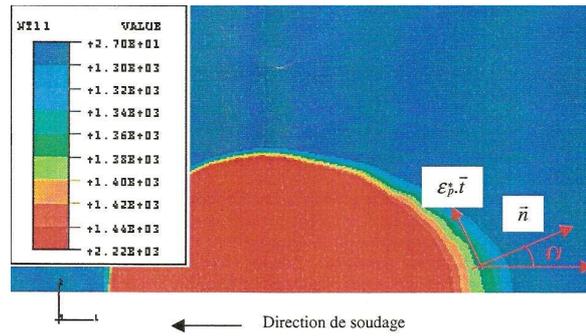


FIG. 1.58 – Champs de température calculé à la surface d’une éprouvette Varestraint [Kerrouault00].

( $T(t_*, M) = T_{coh}$ ) en se refroidissant ( $dT/dt < 0$ ). L’auteur définit alors, pour  $t > t_*$ ,  $\epsilon_{vp}^*(t, M)$  tel que :

$$\epsilon_{vp}^*(t, M) = \epsilon_{vp}(t, M) - \epsilon_{vp}(t_*, M) \quad (1.35)$$

La composante  $\epsilon_{tt}(t, M) = \vec{t} \cdot \epsilon_{vp}^*(t, M) \vec{t}$  correspond à la déformation locale susceptible, si elle est positive, d’amorcer un défaut de fissuration à chaud dans une direction orthogonale aux dendrites primaires. Kerrouault définit la déformation d’ouverture  $e^*$  comme la valeur maximale de  $\epsilon_{tt}$  :

$$e^* = \sup_{\vec{t} \in \psi} (\epsilon_{tt}(t, M)) \quad (1.36)$$

Pour qu’il y ait amorçage d’un défaut de fissuration à chaud, il faut que la température appartienne au BTR et que, localement,  $e^*$  soit supérieure à  $e_{crit}(T)$ . Cette déformation seuil  $e_{crit}(T)$ , qui dépend du matériau, est à relier à la notion de ductilité minimale introduite par [Prokhorov62].

Ce critère, appliqué à un acier inoxydable AISI 321, a été validé pour la première fissure apparaissant dans le cas de l’essai Varestraint avec un pliage de 7% ainsi que dans le cas d’un essai Varestraint sans pliage (figure 1.59). Des validations sur éprouvettes JWRI de largeurs différentes et avec deux vitesses de soudage ont aussi été réalisées.

Kerrouault [Kerrouault00] précise toutefois que le seuil de déformation estimé a été déterminé à partir d’un faible nombre de situations. De plus, la loi de comportement utilisée aux hautes températures est extrapolée.

Wei *et al.* [Wei05] proposent un critère proche de celui de Kerrouault [Kerrouault00]. Les auteurs ont utilisé une géométrie 3D et un maillage de type « rebirth ». Cette technique concerne les éléments passant à l’état liquide. Si un élément est au dessus de la température de cohérence, l’élément est enlevé du modèle d’éléments finis et est remis dans le modèle une fois que sa température repasse sous la température de cohérence. Sa déformation est alors nulle. Le changement de volume associé à la solidification est de l’ordre de 3 à 6%. Un retrait de 5% est pris en compte et est considéré comme une extension/contraction thermique supplémentaire

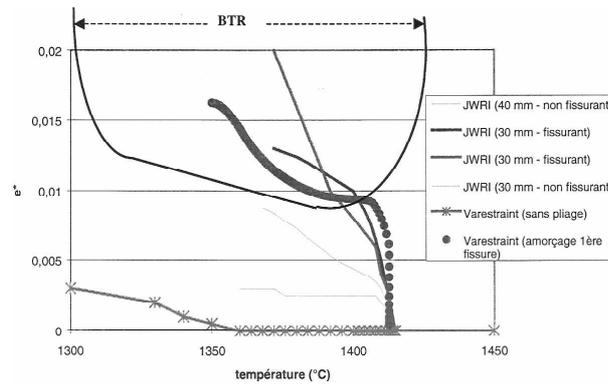


FIG. 1.59 – Comparaison de l'évolution de  $e^*$  en fonction de la température dans le cas des essais Varestraint et JWRI [Kerrouault00].

dû au changement de température. Sur la figure 1.60, la déformation mécanique est représentée en fonction de la distance longitudinale (dans le sens du soudage). L'auteur montre qu'il est nécessaire de prendre en compte le retrait de solidification dans la simulation. En effet, la déformation de traction derrière le bain augmente plus rapidement et atteint des valeurs plus importantes dans le cas de la prise en compte du retrait. Sur la figure 1.61 est représenté

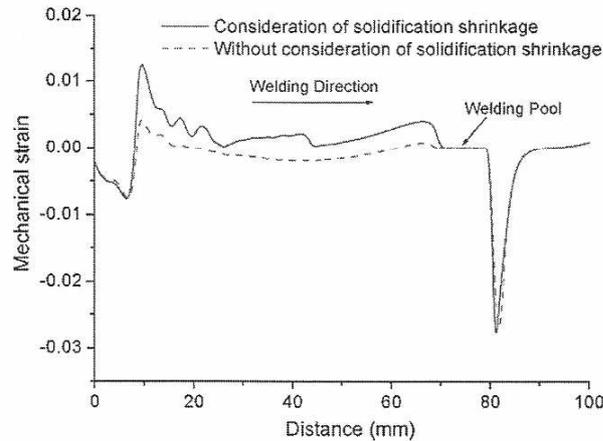


FIG. 1.60 – Influence du retrait de solidification sur la distribution de la déformation [Wei05].

un résultat 3D de la déformation en fonction des distances longitudinales et transversales. Le bain liquide est situé là où la déformation est nulle. L'auteur constate que les valeurs les plus importantes se situent sur l'axe de symétrie. Ceci explique la localisation de la fissuration à chaud.

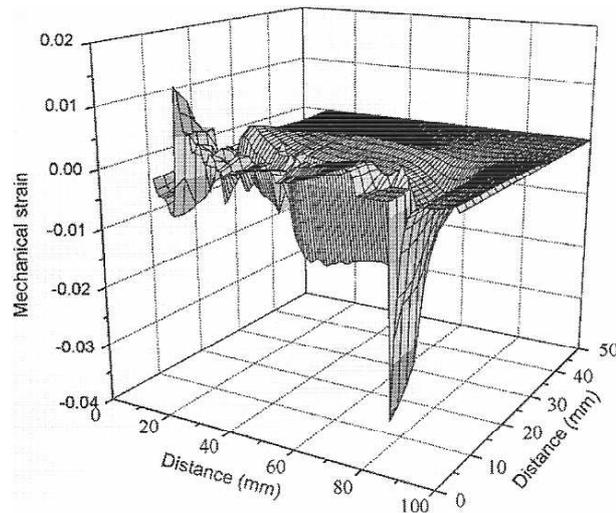


FIG. 1.61 – Distribution 3D de la déformation en surface de l'échantillon analysé [Wei05].

## 4 Conclusions

Le défaut de fissuration à chaud trouve son origine lors de la solidification des alliages.

Pour apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud, il existe différents types de critère :

- les critères en composition : Les travaux De Vito [De Vito00] montrent que ces critères sont difficiles à appliquer à cause du nombre important de paramètres à maîtriser.
- les critères phénoménologiques : Le critère RDG, par exemple, considère la pression de la phase liquide interdendritique, si celle-ci devient inférieure à la pression de cavitation alors il y a fissuration à chaud. Ce critère peut être abordé suivant trois approches choisies en fonction, entre autres, des données thermophysiques disponibles.
- les critères thermomécaniques en contrainte et en déformation : Ces critères nécessitent souvent des tests de soudabilité tels que les essais JWRI ou Varestraint. Kerrouault [Kerrouault00] montre qu'une approche en contrainte ne permet pas de distinguer les cas fissurants et non fissurants dans le cas des aciers étudiés. L'auteur propose alors un critère en déformation, validé pour deux configurations de soudage. Pour qu'une fissure soit amorcée, il faut que la température appartienne au BTR (Brittle Temperature Range) et que l'intensité de la déformation projetée sur le plan perpendiculaire à l'axe de croissance des dendrites soit supérieure à une valeur critique.

Dans le cadre de cette étude, deux critères sont exploités, le critère phénoménologique RDG dans sa troisième approche et un critère thermomécanique en déformation ([Kerrouault00]). Ces critères nécessitent des essais expérimentaux (décrits dans le chapitre 3) et la réalisation de simulations numériques du soudage.

L'identification des critères de fissuration à chaud nécessite de connaître les propriétés du matériau étudié aux hautes températures (chapitre 2).

## Chapitre 2

# Matériau de l'étude et caractérisations

Le matériau de l'étude est présenté dans ce chapitre. La première section du chapitre est dédiée aux observations du matériau à différentes échelles. Les mesures de textures cristallographiques et de contraintes internes sont regroupées dans les sections deux et trois. Enfin, les propriétés thermophysiques et thermomécaniques du matériau sont caractérisées et sont présentées dans la dernière section du chapitre. L'ensemble de ces informations seront exploitées pour réaliser la simulation numérique du soudage d'éprouvettes en CuCrZr (chapitres 4 et 5).

### 1 Présentation du matériau de l'étude

Le matériau étudié est un alliage CuCr1Zr suivant la norme DIN 17672 [DIN17672]. Les intervalles de composition des alliages CuCr1Zr sont précisés dans le tableau 2.1.

Composition (pds%)			Tolérances maximales en impuretés (pds%)		
Cu	Cr	Zr	Fe	Si	autres
balance	0.5 - 1.2	0.03 - 0.3	0.08	0.1	0.2

TAB. 2.1 – Composition massique des alliages CuCr1Zr [DIN17672].

Dans le reste de l'étude, le matériau étudié est appelé lot 355. Il s'agit d'un alliage à durcissement structural. Son élaboration est constituée de trois étapes :

**Première étape** Mise en solution des éléments d'addition à 1000 °C pendant 120 min puis filage à chaud du matériau. A 1000 °C la solubilité du chrome dans le cuivre est de  $\sim 0,5$ pds% (annexe A), L'ajout d'une faible quantité de chrome dans le cuivre conduit donc à la formation de précipités.

**Deuxième étape** Trempe à l'eau. Le système est hors équilibre et l'alliage est sursaturé.

**Troisième étape** Le vieillissement, à 480 °C pendant 7 h suivi d'un refroidissement à l'air. Au cours du vieillissement il y a précipitation qui conduit aux modifications des propriétés

mécaniques. D'après Huaqing *et al.* [Huaqing07] qui ont étudié des alliages CuCrZr vieillis (0.45pds%Cr-0.16pds%Zr-0.1pds%Mg et 0.89pds%Cr-0.14pds%Zr-0.065pds%Mg), au début du vieillissement il y a des réarrangements locaux qui conduisent à la formation de zones de Guinier Preston puis les nanoprécipités apparaissent. D'après Lodini [Lodini80], ces précipités sont cohérents avec la matrice.

Pour cette étude, 6 mètres de rond du lot 355 de diamètre 100 mm ont été filés par la société Le Bronze Industriel. Le traitement thermique décrit ci-dessus a été appliqué au matériau de l'étude.

### 1.1 Observations à l'échelle du microscope optique

Sur la figure 2.1 est représentée une rondelle prélevée dans le lot 355. Les parties expertisées par microscope optique sont assombrées (faces perpendiculaires 1 et 2).

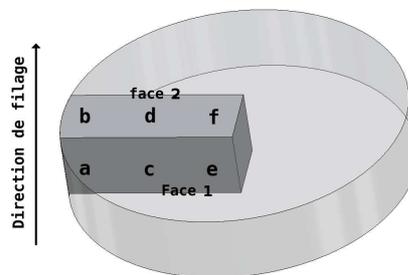


FIG. 2.1 – Faces expertisées au microscope optique.

Les faces 1 et 2 ont subi une attaque au perchlorure de fer dilué à l'alcool pendant 8 secondes et sont observées aux indices a, b, c, d, e et f soit à la périphérie, au demi rayon et au centre du rond. L'ensemble des clichés obtenus est présenté à la figure 2.2. Le grandissement est le même pour chaque cliché. Une hétérogénéité en taille de grain est observée selon la zone considérée.

Face	Echantillon	Dureté moyenne (HV5)
1	a	134
	c	Non déterminée
	e	133
2	b	136
	d	Non déterminée
	f	142

TAB. 2.2 – Mesure de dureté Vickers (5 kg) sur le lot 355.

Les gros grains ( $\sim 120 \mu m$ ) sont en plus forte densité au centre du lopin qu'en périphérie. La taille des gros grains n'évolue pas de façon significative entre les lieux d'observation. Dans les zones plus homogènes, les grains sont fins (de l'ordre de 20 à 30  $\mu m$ ). Des mesures de dureté HV5 sont réalisées sur les faces 1 et 2 (tableau 2.2, chaque valeur présente dans le tableau est une moyenne de 8 valeurs). Il n'y a pas de variation significative de la dureté.

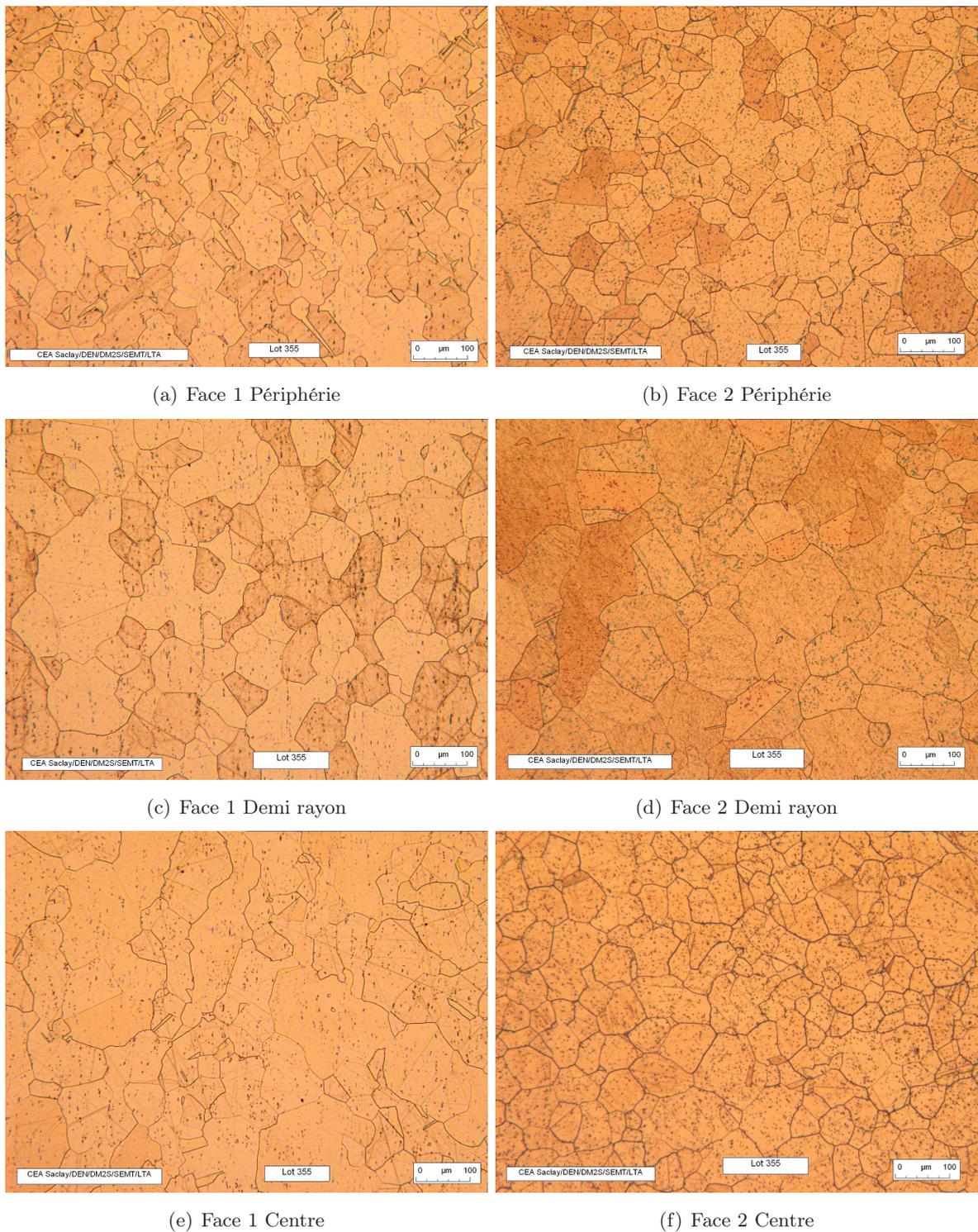


FIG. 2.2 – Observations au microscope optique des faces 1 et 2.

Quelque soit la zone observée, des microprécipités de couleur bleutée (figure 2.3), de l'ordre du micromètre sont visibles. Dans le cas de la face 1, les microprécipités sont orientés dans le sens du filage.

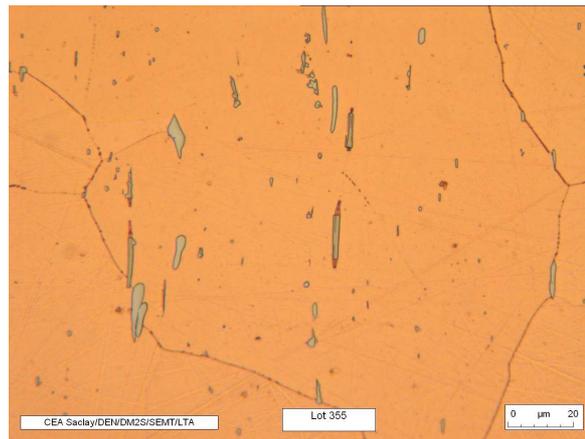


FIG. 2.3 – Zoom sur l'image c de la figure 2.2.

## 1.2 Observations à l'échelle du microscope électronique à balayage

La zone b est également observée au microscope électronique à balayage (MEB) (figure 2.4a). Les microprécipités typiquement observés sont visibles sur le zoom de la figure 2.4b. Ils correspondent aux précipités bleutés observés en microscopie optique (figure 2.3).

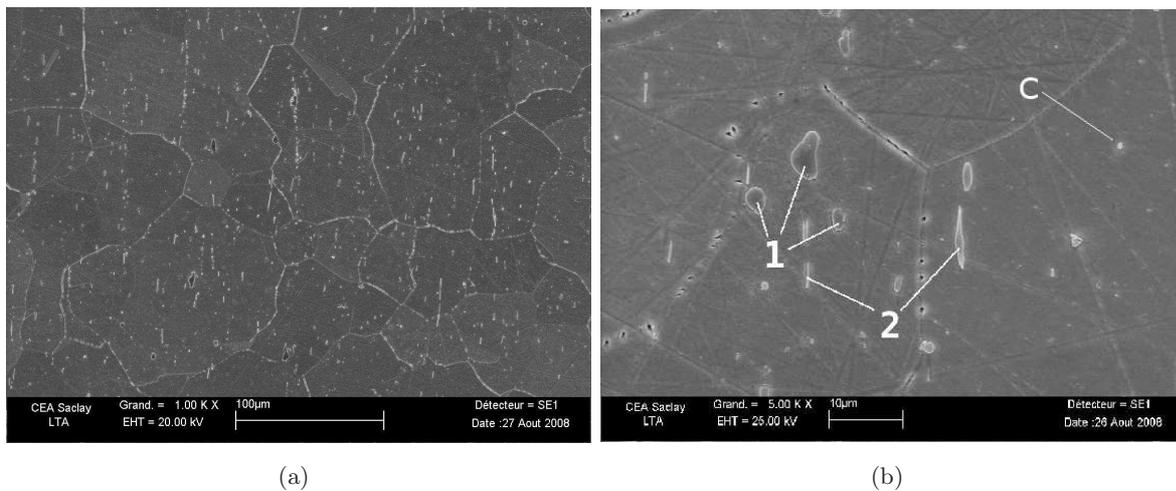


FIG. 2.4 – Observations au MEB du lot 355 (mode électrons secondaires).

Les microprécipités se présentent sous forme arrondie de 1 à 5  $\mu\text{m}$  (précipités 1 figure 2.4b) ou sous une forme plus allongée de 5 à 10  $\mu\text{m}$  dans le sens de filage (précipités 2). Les microprécipités 1 et 2 apparaissent avec un contraste 'sombre'. Ces microprécipités seront notés type S. D'autres microprécipités présentent quant à eux un contraste 'clair' (noté C). Des porosités sont également visibles aux joints de grains. Elles correspondent probablement à des microprécipités arrachés lors du polissage.

Une analyse de composition par spectrométrie des rayons X est réalisée sur une surface de 40  $\mu\text{m}^2$ . La surface analysée contient un microprécipité similaire aux précipités 1. La zone analysée se révèle être riche en chrome (figure 2.5a). Cette teneur élevée en chrome s'observe quelque

soit le précipité de type S.

Le même type d'analyse est réalisé sur la matrice au voisinage des précipités (figure 2.5b). La matrice est effectivement très riche en cuivre et les pics de chrome sont beaucoup moins importants.

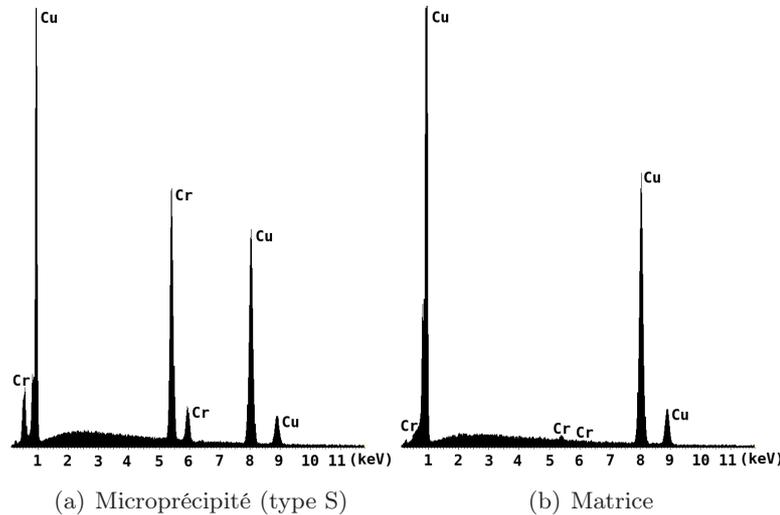


FIG. 2.5 – Analyses EDX (pleine échelle 4881 coups).

Les observations sont en accord avec les résultats de la littérature [Fuxiang03, Holzwarth00]. Pour Fuxiang *et al.*, les microprécipités 'sombres' sont riches en chrome et les microprécipités apparaissant 'clairs' sont de composition  $Cu_5Zr$ . Pour Holzwarth *et al.*, les microprécipités de  $Cu_5Zr$  sont souvent visibles en bordure des précipités riches en chrome. Fuxiang *et al.* expliquent que la phase riche en chrome sert de lieu de germination pour la phase  $Cu_5Zr$ . Le tableau 2.3 illustre les types de précipités observés par les auteurs ; les compositions chimiques et le mode d'élaboration des alliages y sont également reportés.

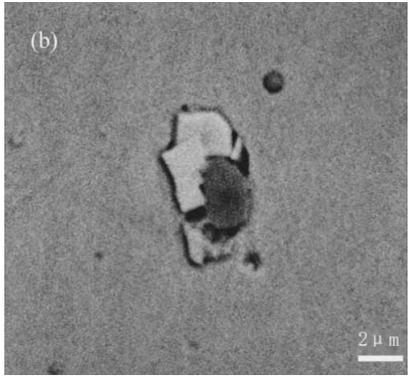
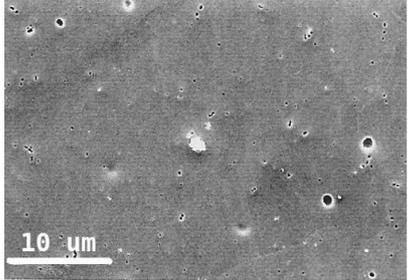
### 1.3 Observations à l'échelle du microscope électronique à transmission

Sur les figures 2.6 a et c sont représentées les observations au microscope électronique à transmission (MET) réalisées dans une zone au voisinage d'un joint de grain, en périphérie (correspondant à l'indice b figure 2.1) et au centre du rond (indice f figure 2.1). En périphérie, aucun précipité intergranulaire n'est observé contrairement au centre du rond où une précipitation en film discontinu est présente au joint de grain (indice A figure 2.6c).

Qi *et al.* [Qi03] observent sur un alliage de  $Cu-0.8\text{pds}\%Cr-0.2\text{pds}\%Zr$  filé, la présence de films continus de précipités aux joints de grain (les auteurs ne précisent pas le lieu d'observation dans le produit étudié). Pour les auteurs, il s'agit de précipités de  $Cu_4Zr$  présentant une relation non définie avec la matrice.

Une précipitation intergranulaire est donc observée dans le lot 355 (précipitation riche en zirconium). Qu'en est-il de la précipitation intragranulaire ?

Les figures de diffraction intragranulaire sont présentes sur les figures 2.6 b et d. Il n'est pas possible de distinguer les taches de diffraction de la matrice de celles de la phase durcissante

Référence	Cu	Cr	Zr	Mode d'élaboration	Exemple d'observation MEB
[Fuxiang03]	Balance	0.31	0.21	Mise en solution à 910 °C pendant 2h, billette laminée à chaud et à froid, échantillon prélevé et remis en solution à 950 °C pendant 2h, trempé à l'eau et vieilli à 450 °C pendant 2h.	(a) Mode électrons rétrodiffusés 
[Holzwarth00]		0.75	0.105	Billette laminée à froid, mise en solution à 970 °C pendant 20min, trempé à l'eau, vieillissement 3h à 475 °C.	(b) Mode électrons secondaires 

TAB. 2.3 – Composition chimique (en pds%), mode d'élaboration et exemples d'observation MEB des matériaux étudiés dans la littérature.

qui se présente sous forme de nanoprecipités non visibles 'directement' sur la micrographie. Le contraste observable à l'intérieur d'un grain (figure 2.6 a et c) est dû à celui des dislocations de cohérence autour des nanoprecipités.

En périphérie, la non dissociation des tâches de diffraction fait penser que les nanoprecipités sont cohérents avec la matrice (figure 2.6b). Dans le cas de l'échantillon au centre, les nanoprecipités semblent montrer un début de semi-cohérence (figure 2.6d).

Pour identifier la nature des nanoprecipités, H. Fuxiang *et al.* [Fuxiang03] comparent les champs de déformations observés sur des clichés MET à ceux observés pour un système binaire Cu-Cr. Ils arrivent à la conclusion que les nanoprecipités sont riches en chrome et cohérents avec la matrice pour un vieillissement de 4 heures à 500 °C.

A. Lodini [Lodini80] relève également la présence de nanoprecipités de chrome en forme d'ellipsoïde d'une taille de 5 nm. Lorsque le vieillissement est plus long (82 heures à 500 °C), A. Lodini observe également des précipités sous forme d'aiguille ou de disque de l'ordre du nanomètre (disques) à plusieurs micromètres (aiguilles). Ces composés complexes à base de zirconium pourraient correspondre à la phase  $CuZr_2$ . Enfin, H. Fuxiang *et al.* observent la présence de précipités de structure hexagonale compacte de l'ordre de 100 nm de composition  $Cu_{51}Zr_{14}$ . Ce sont les seuls auteurs cités à avoir mentionné ce type de précipités.

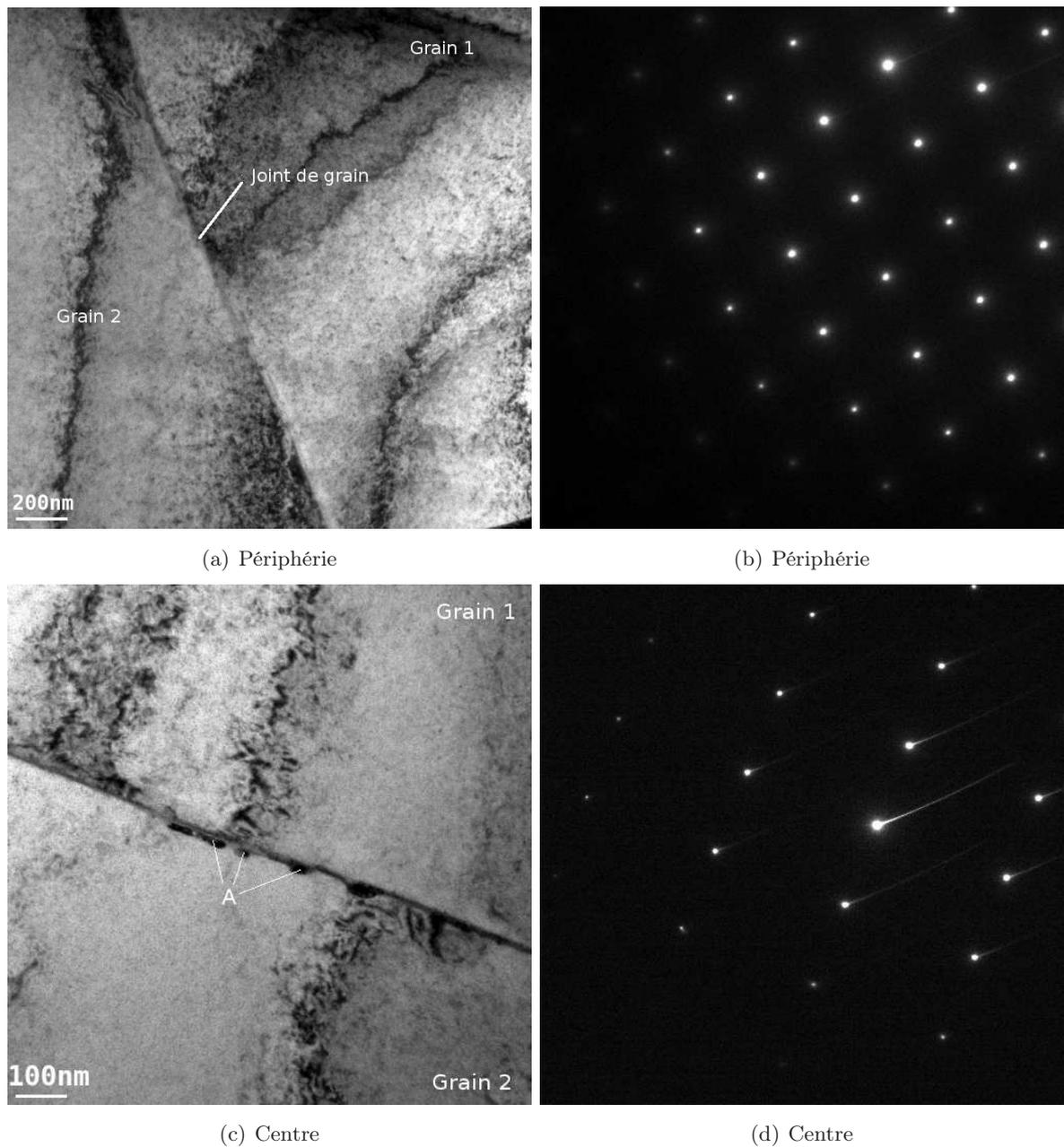


FIG. 2.6 – Observations MET.

## 2 Texture cristallographique du lot de matière 355

Une analyse de texture par diffraction des rayons X est réalisée au Laboratoire d'Analyse Microstructurale des Matériaux (CEA/LA2M) [Pelé08].

### 2.1 Echantillons analysés

Deux échantillons massifs du lot 355 sont étudiés : un au centre du rond et un autre en périphérie (dimensions des échantillons ( $22 * 20 * 2 \text{ mm}^3$ )). La figure 2.7 représente un croquis

du rond en vue transversale et la localisation des deux échantillons.

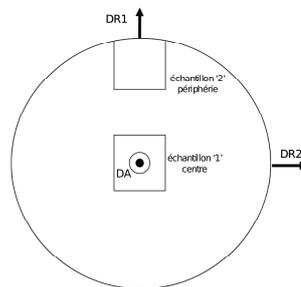


FIG. 2.7 – Localisation des échantillons dans le rond [Pelé08].

## 2.2 Principaux résultats

Le dispositif utilisé, les conditions expérimentales et un descriptif détaillé des résultats sont regroupés dans une note technique de J. Pelé et J-L Béchade [Pelé08]. Les principaux résultats sont résumés en annexe B.

D'après [Pelé08], l'analyse de texture des deux échantillons montre l'existence d'une orientation préférentielle : texture fibre  $\langle 100 \rangle$  parallèle à l'axe du rond. Cette texture est plus marquée au centre qu'en périphérie du rond (figure 2.8 a et b). Une texture moins marquée de fibre  $\langle 111 \rangle$  parallèle à l'axe du barreau semble également exister.

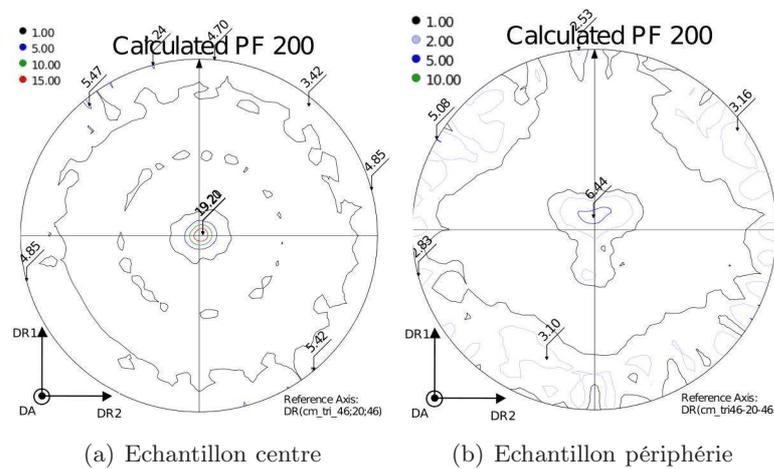


FIG. 2.8 – Figures de pôles (200) des échantillons centre et périphérie [Pelé08].

## 3 Détermination des contraintes résiduelles

L'état de contrainte initial dans le lot 355 est déterminé à l'aide de la méthode du trou.

### 3.1 Définition des contraintes résiduelles et de la méthode du trou

**Les contraintes résiduelles** Les contraintes résiduelles  $\sigma_R$  sont des contraintes multiaxiales statiques autoéquilibrées existantes dans un système isolé de température uniforme et en l'absence de tout chargement extérieur [Barralis08]. Selon l'échelle de l'étude, il est possible de distinguer trois ordres de contraintes :

- les contraintes résiduelles d'ordre 1 (échelle macroscopique) sont constantes en intensité et en direction dans des domaines de l'ordre de plusieurs grains. Ce sont ces contraintes résiduelles qui sont déterminées à l'aide de la méthode du trou,
- les contraintes résiduelles d'ordre 2 et 3 (échelles microscopiques). Ces contraintes sont présentes dans des domaines correspondant respectivement à un grain et sur quelques distances interatomiques.

**La méthode du trou** La méthode du trou incrémental est une méthode destructive [Barralis08]. Couplée à la simulation numérique, elle permet de déterminer les contraintes résiduelles d'ordre 1 siégeant dans un matériau. Un trou à fond plat est percé de façon incrémentale dans la structure. Le relâchement des contraintes dans le volume enlevé génère des déplacements en surface de l'éprouvette. La mesure du champ de déplacement à chaque incrément de profondeur permet d'estimer, à l'aide d'outils numériques, les contraintes relaxées par l'usinage en fonction de la profondeur. La méthode du trou incrémental ne permet pas de déterminer les contraintes résiduelles exactement en surface et la profondeur limite est de l'ordre de  $0.8D$  ( $D$  est le diamètre de perçage).

### 3.2 Principaux résultats

Des mesures de contraintes résiduelles d'ordre 1 sont réalisées dans le lot 355 au Laboratoire des Systèmes Mécaniques et d'Ingénierie Simultanée (LASMIS) de l'Université Technologique de Troyes. Les analyses sont menées sur une éprouvette prélevée dans le rond du lot 355.

Sur la figure 2.9 sont représentées :

- une section du rond du lot 355,
- les dimensions de l'éprouvette prélevée dans le rond sur lesquelles les mesures de contraintes résiduelles sont réalisées. L'éprouvette a une épaisseur de 2.5 mm.

Les perçages sont effectués au niveau des marques noires numérotées 1 et 2 présentes sur le schéma de l'éprouvette (figure 2.9). Les analyses menées en 1 et 2 seront appelées analyses au centre et en périphérie respectivement.

Sur la figure 2.10 sont représentées les évolutions des contraintes résiduelles d'ordre 1 en fonction de la profondeur du trou. Quelque soit la zone considérée (périphérie ou centre) le niveau de contraintes résiduelles reste inférieur à 0.6 MPa. Le matériau ne présente donc pas de contraintes résiduelles à l'état initial.

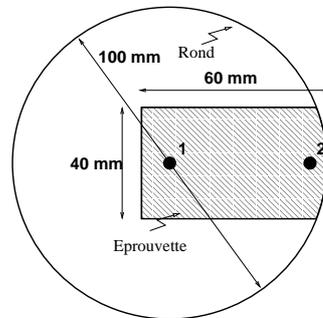


FIG. 2.9 – Zones analysées par la méthode du trou incrémental.

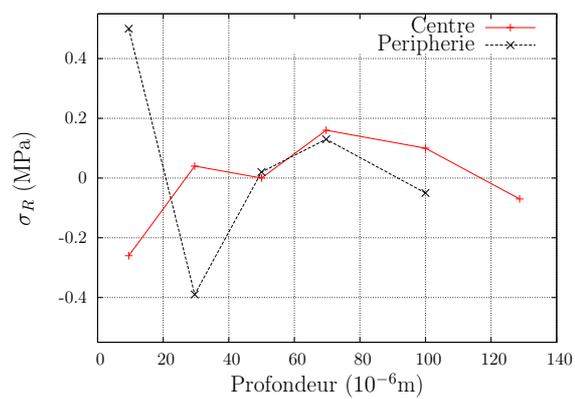


FIG. 2.10 – Evolutions des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour les deux zones analysées.

## 4 Détermination expérimentale des propriétés du matériau 355

Pour réaliser la simulation numérique du soudage du lot 355, il est nécessaire de disposer des données thermomécaniques et thermophysiques du matériau dans le plus large domaine de température possible. La faible quantité de données présentes dans la littérature implique d'effectuer des caractérisations expérimentales.

### 4.1 Propriétés thermomécaniques

Des essais mécaniques sont réalisés à différentes températures. L'objectif des essais est de permettre, via une méthode inverse, d'identifier les paramètres inconnus d'une loi de comportement élastoviscoplastique à écrouissage isotrope. Chaque essai mécanique doit apporter un maximum d'informations. Ainsi, à une température donnée, l'essai ne se limite pas à une traction simple mais est décomposé en trois étapes. Chaque étape est constituée d'une phase d'écrouissage ( $\dot{\epsilon}$  constante) jusqu'à une déformation  $\epsilon_{cst}$  et d'une relaxation de 20 secondes ( $\epsilon$  constante). La phase d'écrouissage apporte des informations sur le module d'Young, la limite d'élasticité ainsi que sur l'écrouissage du matériau. La phase de relaxation apporte des informations sur la viscosité du matériau.

Cette démarche permet de limiter le nombre d'éprouvettes nécessaire pour caractériser le matériau. Une grande majorité des essais mécaniques sont réalisés sur une machine Gleeble au laboratoire LIMATB de l'Université de Bretagne-Sud. La machine est un simulateur thermomécanique permettant de reproduire sur une éprouvette instrumentée les cycles thermiques imposés lors d'un procédé (soudage par exemple) mais aussi de réaliser des essais mécaniques et dilatométriques conventionnels dans une large gamme de conditions isothermes et anisothermes. Quelques essais à 400 °C, 500 °C et 700 °C sont effectués sur une machine de traction modifiée [Saint-Germain06] essentiellement pour valider les essais Gleeble. A température ambiante, les essais sont uniquement réalisés sur machine de traction classique 'Instron5567'.

#### 4.1.1 Réalisation des essais thermomécaniques

Les essais Gleeble sont réalisés à température uniforme dans la zone utile. La température est comprise entre 250 °C et 1000 °C (la température de liquidus de l'alliage est de 1080 °C). La conductivité thermique de l'alliage étant élevée, le choix d'une grande longueur d'éprouvette s'impose pour l'obtention d'une zone utile suffisamment grande où le gradient thermique axial éventuel est minimisé. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques de longueur 132 mm et de diamètre 10 mm. De part leurs dimensions, les éprouvettes ne peuvent être prélevées que dans le sens longitudinal du rond de matière. Les essais sont réalisés sous vide. L'éprouvette testée est maintenue entre deux mors en acier inoxydable (ou en molybdène pour les températures supérieures à 700 °C) refroidis par eau et est chauffée par effet Joule (figure 2.11a). Trois thermocouples de type K (diamètre de fil 125  $\mu m$ ) sont sertis sur l'éprouvette. Un thermocouple TC1 au centre permet l'asservissement en température. Les autres thermocouples (TC2 et TC3 figure 2.11b) situés aux bords de la zone utile de l'éprouvette (soit à 5mm à gauche et à droite du thermocouple central) servent à contrôler le gradient thermique en zone utile.

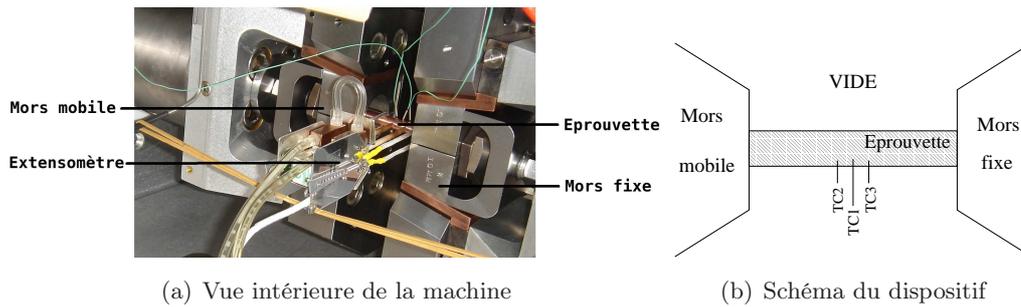


FIG. 2.11 – Epreuve montée dans la machine Gleeble.

Pour chaque essai, une vitesse de chauffage de  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  est imposée. Après un maintien à la température de consigne, l'essai mécanique est débuté.

Bien que la déformation soit mesurée par un extensomètre, l'essai mécanique est piloté à l'aide du mors mobile pour une meilleure régulation. Pour chaque essai, il est nécessaire de réaliser un essai préliminaire pour s'assurer que la déformation induite par le déplacement du mors n'excède pas 10% de déformation axiale. Cette démarche permet également de s'assurer de la bonne reproductibilité des résultats puisque deux essais sont réalisés pour chaque température. Dans les trois sections suivantes sont regroupés l'ensemble des résultats mécaniques obtenus.

#### 4.1.2 Essais mécaniques de la température ambiante à $500\text{ }^{\circ}\text{C}$

Sur le figure 2.12 est représentée l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures d'essai comprises entre  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Les vitesses de déformations sont regroupées dans le tableau 2.4.

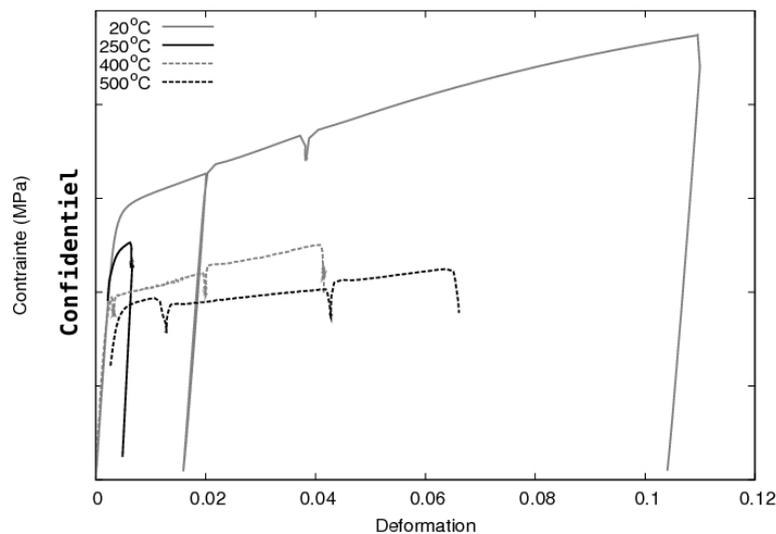


FIG. 2.12 – Courbes  $\sigma = f(\epsilon)$  pour des températures d'essai comprises entre la température ambiante et  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

	$\dot{\epsilon}_1$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )	$\dot{\epsilon}_2$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )	$\dot{\epsilon}_3$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )
20 °C	0.16	2.13	1.47
250 °C	0.08	-	-
400 °C	0.15	0.17	1.14
500 °C	1.4	0.15	0.77

TAB. 2.4 – Vitesse de déformation pour chaque étape des essais mécaniques.

**Essai à 20 °C** Cet essai est réalisé sur une machine de traction classique (Instron5567). Lors de la première étape de cet essai, le matériau subit un écrouissage jusqu'à une déformation de 2% puis une décharge est réalisée (la contrainte retourne à zéro). Le retour à zéro se fait parallèlement à la première montée élastique. La relaxation de la seconde étape dure 4 minutes. Pendant cette étape, la contrainte décroît faiblement, ce qui montre un comportement faiblement viscoplastique à température ambiante.

**Essai à 250 °C** Seule la première étape de l'essai est conservé. La relaxation dure 177 secondes.

**Essais à 400 °C et 500 °C** Lors des étapes 2 et 3, une augmentation de la vitesse de d'écrouissage n'augmente pas de façon significative la contrainte d'écoulement. Les essais réalisés à 400 °C et 500 °C ont servi de tests de validation pour le dispositif Gleeble par comparaison avec une machine de traction plus classique. Pour cela, des essais similaires (vitesses de déformation proches) sont réalisés sur une machine de traction au laboratoire de Mécanique des Sols, Structures et Matériaux (MSSMat) de l'Ecole Centrale de Paris. Les résultats de cette validation sont regroupés en annexe C. Les niveaux de contraintes sont du même ordre de grandeur ce qui conforte les essais menés sur machine Gleeble.

#### 4.1.3 Essais mécaniques de 600 °C à 800 °C

Sur la figure 2.13 est représentée l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour une température d'essai comprise entre 600 °C et 800 °C. Les vitesses de déformations sont regroupées dans le tableau 2.5. A 800 °C, la déformation est mesurée par un extensomètre diamétral.

	$\dot{\epsilon}_1$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )	$\dot{\epsilon}_2$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )	$\dot{\epsilon}_3$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )
600 °C	1.86	0.057	0.59
700 °C	Variable	0.28	3.91
800 °C	-0.7	-0.1	-0.6

TAB. 2.5 – Vitesse de déformation pour chaque étape des essais mécaniques.

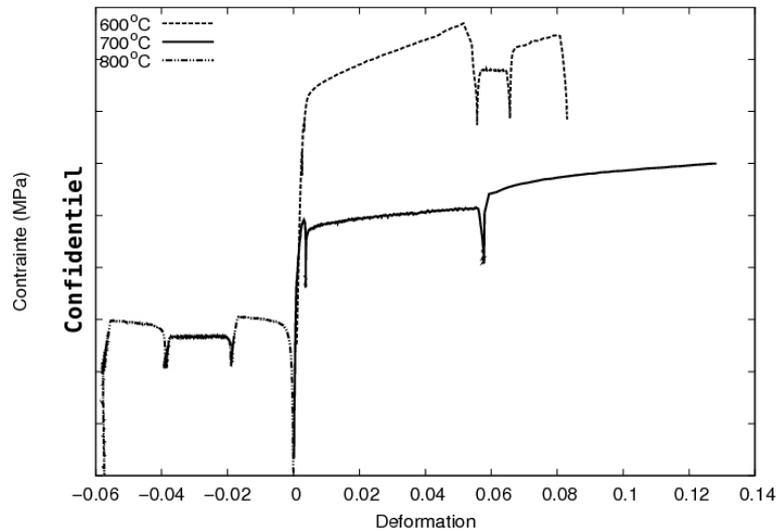


FIG. 2.13 – Courbes  $\sigma = f(\epsilon)$  pour des températures comprises entre 600 °C et 800 °C.

**Essai à 600 °C** Lors de la deuxième étape de l'essai, la vitesse d'écroissage est plus faible que lors des essais aux autres températures.

**Essai à 700 °C** Lors de la première étape de l'essai, la vitesse de déformation n'est pas constante, elle est en moyenne de  $0.3 \cdot 10^{-2}$  /s. A partir de 700 °C, des mors en molybdène sont préférés à ceux en acier inoxydable fournis avec la machine Gleeble. En effet, l'augmentation de la température de l'essai va de paire avec celle de la puissance électrique à fournir à l'éprouvette. Compte tenu de la conductivité thermique élevée de l'alliage de cuivre et de la surface de contact réduite avec les mors, l'interface mors-éprouvette s'échauffe fortement et le risque de fusion localisée avec des mors en acier inoxydable n'est pas à écarter.

**Essai à 800 °C** A partir de 800 °C, un extensomètre diamétral est utilisé. Les trois étapes des essais mécaniques restent les mêmes.

#### 4.1.4 Essais mécaniques de 850 °C à 1000 °C

Sur le figure 2.14 est représentée l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation diamétrale pour une température d'essai comprise entre 850 °C et 1000 °C. Les vitesses de déformation sont regroupées dans le tableau 2.6.

	$\dot{\epsilon}_1$ ( $10^{-2} \cdot s^{-1}$ )	$\dot{\epsilon}_2$ ( $10^{-2} \cdot s^{-1}$ )	$\dot{\epsilon}_3$ ( $10^{-2} \cdot s^{-1}$ )
850 °C	-0.41	-0.08	-0.54
900 °C	-0.49	-0.07	-0.38
1000 °C	-0.2	-0.03	-0.21

TAB. 2.6 – Vitesse de déformation pour chaque étape des essais mécaniques.

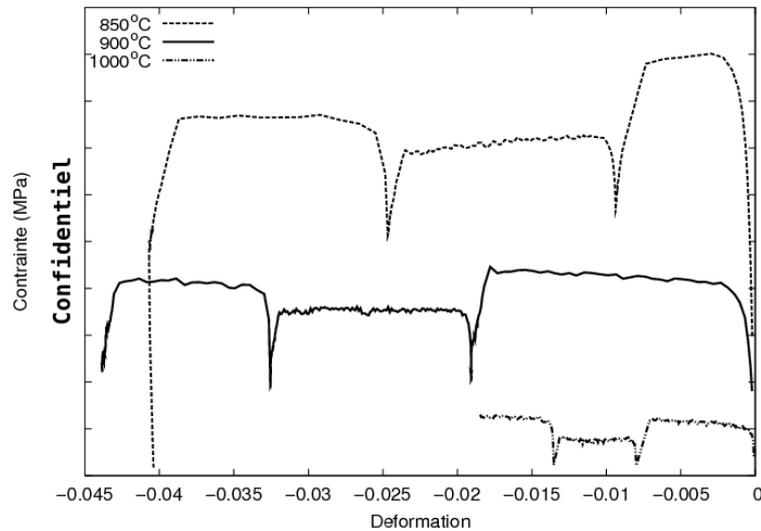


FIG. 2.14 – Courbes  $\sigma = f(\epsilon)$  pour des températures comprises entre 850 °C et 1000 °C.

Des essais à plus haute température sont réalisés ( $>$  à 1000 °C). L'objectif est de simuler l'histoire thermique d'un élément de volume situé à l'arrière du bain liquide lors d'un essai de soudage. En effet, le phénomène de fissuration à chaud apparaît dans la zone pâteuse. L'élément passe successivement de l'état solide à l'état liquide puis à l'état pâteux au refroidissement, domaine dans lequel est effectué l'essai de traction. Pour ce faire, le chauffage de la zone utile de l'éprouvette de traction est réalisé jusqu'à une température  $T$  supérieure à la température de liquidus puis l'éprouvette est refroidie. Lorsque la température de l'essai est atteinte, celle-ci est gardée constante et l'essai de traction est réalisé. Un tube de quartz confine la partie de l'éprouvette pour laquelle la température est maximale. Malheureusement des problèmes expérimentaux rendent actuellement ces essais inexploitable.

## 4.2 Propriétés thermophysiques

### 4.2.1 Chemin de solidification

Le chemin de solidification d'un alliage métallique correspond à l'évolution de sa fraction solide en fonction de la température. La connaissance du chemin de solidification est primordiale dans le cadre de l'étude de la fissuration à chaud. Le chemin de solidification du lot 355 est déterminé expérimentalement à l'aide de la méthode de SPTA (Single Pan Thermal Analysis) [Kohler08]. Ce dispositif expérimental permet d'obtenir le chemin de solidification d'un alliage pour une vitesse de refroidissement lente. Sur la figure 2.15 est représentée (trait continu) l'évolution du chemin de solidification du lot 355 pour une vitesse de refroidissement de 5K/min [Wisniewski08]. La température de liquidus est de 1080 °C (la température de fusion du cuivre pur est de 1084 °C [ASM90]). La température de solidus est de 1058 °C. D'après le diagramme binaire CuCr (annexe A), le changement de pente à 1075 °C correspond à la formation d'un eutectique.

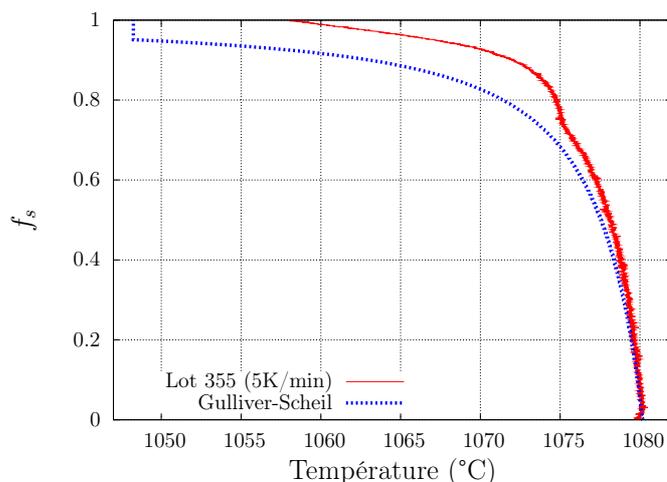


FIG. 2.15 – Chemins de solidification de l'alliage CuCr1Zr

Le chemin de solidification ainsi déterminé ne peut pas être utilisé pour décrire l'évolution de la fraction solide en fonction de la température lors de cinétiques de refroidissement représentatives du soudage. Dans ce cas, le modèle de Gulliver-Scheil est utilisé [Drezet96]. Une description du modèle de Gulliver-Scheil ainsi que la procédure utilisée pour identifier les paramètres du modèle sont présentées en annexe D.

Sur la figure 2.15 est représenté en traits discontinus le chemin de solidification issu du modèle de Gulliver-Scheil. La température de liquidus est de 1080 °C et la température de solidus de 1048 °C.

#### 4.2.2 Conductivité thermique

La conductivité thermique de l'alliage est déterminée expérimentalement à l'aide d'un dispositif de coulée 1D [Kohler08]. Une description du dispositif expérimental ainsi que les principaux résultats sont présentés en annexe E [Wisniewski08]. Par sa nature, le procédé de caractérisation de coulée 1D impose :

- que le matériau caractérisé correspond à une solution solide sursaturée (noté sursaturé),
- pour une température supérieure au liquidus, la conductivité thermique a une valeur élevée. Celle-ci est due aux mouvements de convection dans le liquide lors de la réalisation de l'expérience.

Sur la figure 2.16 sont représentées :

- l'évolution de la conductivité thermique du lot 355 mesurée à l'aide de la coulée 1D (courbe décrite par des triangles noirs pleins),
- l'évolution de la conductivité thermique du cuivre pur [Goldsmith61] et du lot 355 (courbe décrite par des carrés pleins),

La conductivité thermique du lot 355 dans son état trempé revenu est comprise entre celle du cuivre pur et celle du lot 355 sursaturé (courbes décrites par des cercles pleins, figure 2.16).

Au cours du soudage, seul le cordon solidifié est susceptible de présenter la conductivité ther-

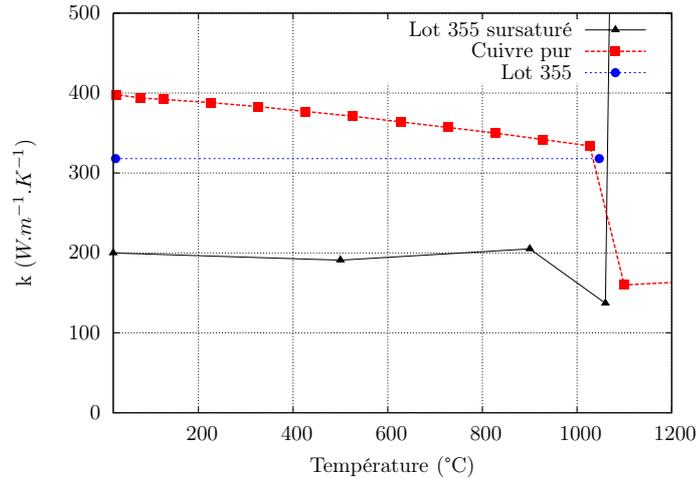


FIG. 2.16 – Conductivité thermique du cuivre pur et du lot 355.

mique identifiée en coulée 1D. En effet, le métal de base n'est pas en solution sursaturée. Il présente des précipités ; sa conductivité thermique est donc plus élevée que celle identifiée par coulée 1D mais reste bien entendu inférieure à celle du cuivre pur. La littérature donne peu d'informations sur l'évolution de la conductivité thermique en fonction de la température pour l'alliage de CuCr1Zr à l'état précipité. Des données à la température ambiante existent (base de données de la société Le Bronze Industriel) soit  $k_{CuCr1Zr_{20^{\circ}C}} = 318 W.m^{-1}.K^{-1}$ . Cette grandeur sera gardée constante jusqu'à la température de solidus. Pour les plus hautes températures la valeur de  $k$  est discutée dans le chapitre 4.

#### 4.2.3 Dilatation thermique

Lors de la réalisation des essais de traction sur machine Gleeble, le matériau est chauffé de la température ambiante jusqu'à la température de consigne avec une vitesse de  $10^{\circ}C/s$ . Le mouvement du mors mobile étant libre d'effort, l'essai est alors assimilable à un essai de dilatométrie. A partir des données des essais à  $1000^{\circ}C$  il est possible de déterminer le coefficient de dilatation du lot 355 sur l'intervalle de température  $25^{\circ}C-1000^{\circ}C$ . La procédure suivie ainsi que les hypothèses utilisées pour déterminer le coefficient de dilatation du lot 355 sont présentées dans l'annexe F. L'évolution du coefficient de dilatation est supposée linéaire en fonction de la température :

$$\alpha(T) = \text{Confidentiel} \quad (2.1)$$

avec  $T$  la température en  $^{\circ}C$  et  $\alpha(T)$  en  $K^{-1}$ .

Sur la figure 2.17 est représenté le coefficient de dilatation du lot 355. Le coefficient de dilatation du cuivre pur y est également représenté [ASM90] (la pureté du cuivre n'est pas précisée).

Confidentiel

FIG. 2.17 – Evolution du coefficient de dilatation du lot 355 et du cuivre pur en fonction de la température.

## 5 Conclusions

L'alliage de cuivre étudié est un alliage à durcissement structural. Dans les grains, il présente une précipitation à deux échelles :

- des microprécipités arrondis de tailles comprises entre  $1 \mu m$  et  $5 \mu m$  ou de forme plus allongée de tailles comprises entre  $5 \mu m$  et  $10 \mu m$ ; ces microprécipités sont riches en chrome.
- des nanoprecipités riches en chrome, cohérents avec la matrice. Ce sont ces précipités qui confèrent à l'alliage ses propriétés mécaniques.

Dans les joints de grains des précipités riches en zirconium sont observés. Le mode d'élaboration du matériau (produit filé, trempé et vieilli) conduit à observer une texture fibre  $\langle 100 \rangle$  plus marquée au centre du rond qu'en périphérie. Le matériau ne présente pas de contraintes résiduelles macroscopiques.

En vue de réaliser des simulations numériques du soudage de l'alliage, des propriétés thermophysiques et thermomécaniques sont déterminées expérimentalement. Des essais mécaniques sont réalisés de la température ambiante jusqu'à  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ . La dilatation thermique, déduite des essais mécaniques, est également déterminée.

A l'aide d'un dispositif de coulée 1D, la conductivité thermique de l'alliage en solution sursaturée est déterminée. La méthode de SPTA est également utilisée pour identifier le chemin de solidification de l'alliage. Pour une vitesse de refroidissement faible, l'alliage admet un intervalle de solidification de  $21 \text{ }^\circ\text{C}$  et une température de solidus de  $1060 \text{ }^\circ\text{C}$ . Pour une vitesse de refroidissement importante (typiquement rencontrée lors du soudage), l'intervalle de solidification est de  $32 \text{ }^\circ\text{C}$  et la température de solidus de  $1048 \text{ }^\circ\text{C}$ . La température de liquidus de l'alliage est de  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Les propriétés déterminées vont alimenter les modèles numériques utilisés pour identifier les critères de fissuration à chaud. L'étude bibliographique a mis en évidence que le phénomène de fissuration à chaud apparaît pour des températures proches de la température de solidus. Il est donc nécessaire d'extrapoler les grandeurs physiques déterminées expérimentalement. Les extrapolations seront discutées au chapitre 4.

# Chapitre 3

## Essais de soudabilité

L'identification d'un critère de sensibilité à la fissuration à chaud lors du soudage du lot 355 nécessite l'utilisation de tests spécifiques et instrumentés. Ces tests doivent permettre d'initier le phénomène dans des conditions expérimentales maîtrisées. Deux types d'essais sont mis en œuvre dans cette étude.

- Des essais JWRI inspirés des travaux de Kerrouault [Kerrouault00] et Shibahara *et al.* [Shibahara01]. Ces essais consistent à réaliser le soudage d'éprouvettes de faible épaisseur. Plus la largeur de l'éprouvette est importante moins l'essai est sévère vis-à-vis de la fissuration à chaud. Il existe une largeur à partir de laquelle le phénomène de fissuration à chaud n'est plus observé ; cette largeur est appelée 'seuil de fissuration'.
- Un essai trapézoïdal, inspiré des travaux de Matsuda *et al.* [Matsuda82]. Une ligne de fusion est réalisée sur une éprouvette trapézoïdale de faible épaisseur. Le cordon est débuté à la largeur la plus faible de l'éprouvette : le défaut de fissuration à chaud est alors observé. La fissure s'arrête lorsque la largeur de l'éprouvette atteint une largeur critique.

Ces essais sont détaillés dans la section 1.

### 1 Géométries des éprouvettes soudées

Trois campagnes expérimentales sont réalisées. Les deux premières sont menées sur des éprouvettes JWRI, la troisième sur une éprouvette trapézoïdale. Toutes les éprouvettes ont une épaisseur de 2,5 mm et subissent une ligne de fusion par faisceau d'électrons.

#### 1.1 Eprouvettes JWRI 'longitudinales'

La première campagne d'essais est réalisée sur des éprouvettes JWRI prélevées dans le sens longitudinal du rond de matière. Leurs dimensions sont inspirées de celles des éprouvettes utilisées par Kerrouault [Kerrouault00]. Un schéma d'une éprouvette est présenté figure 3.1. L'éprouvette est constituée d'un corps et d'un appendice. Elle est encastrée à l'extrémité sans appendice. Le cordon est débuté sur l'extrémité opposée. Le ligament entre l'appendice et le corps de la pièce a une largeur égale à celle du bain. Ainsi, lors du soudage, l'appendice chute ce

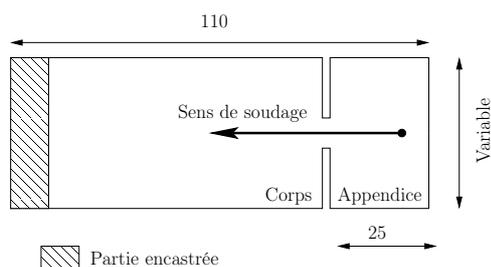


FIG. 3.1 – Schéma des éprouvettes utilisées lors de la première campagne (dimensions en millimètres).

qui exacerbe le phénomène de fissuration à chaud. L'appendice permet par ailleurs de réaliser la montée en puissance du faisceau d'électrons jusqu'aux paramètres nominaux.

Lors de cette campagne expérimentale, des éprouvettes de largeur 25, 30 et 40 mm sont soudées. Le lieu de prélèvement des éprouvettes longitudinales dans le rond est inconnu.

## 1.2 Eprouvettes JWRI 'transversales'

La deuxième campagne d'essais est réalisée sur des éprouvettes JWRI prélevées dans le sens transversal du rond de matière. Les dimensions des éprouvettes de la seconde campagne sont limitées par le diamètre du rond de 100 mm et sont différentes de celles de la première campagne. Sur la figure 3.2 sont représentés en a, une éprouvette de largeur 30 mm et en b une éprouvette de largeur 78 mm. Le contour du rond est également représenté sur chaque schéma (traits pointillés).

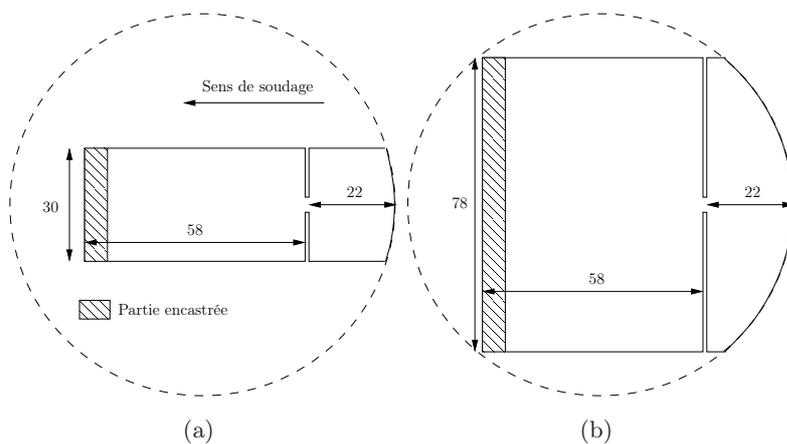


FIG. 3.2 – Schéma des éprouvettes utilisées lors de la deuxième campagne (dimensions en millimètres).

Pour que la longueur du corps de l'éprouvette soit identique entre une éprouvette de faible largeur et une éprouvette de largeur importante, la taille et la forme de l'appendice sont variables.

Les éprouvettes sont prélevées les unes à la suite des autres dans une rondelle de matière

d'épaisseur 35 mm. Des éprouvettes de largeur 30, 40, 50 et 78 mm sont prélevées.

### 1.3 Epreuve trapézoïdale

Sur la figure 3.3 est représentée l'éprouvette trapézoïdale utilisée lors de la troisième campagne d'essais. Cette éprouvette est prélevée dans le sens transversal du rond à la suite des éprouvettes de la seconde campagne.

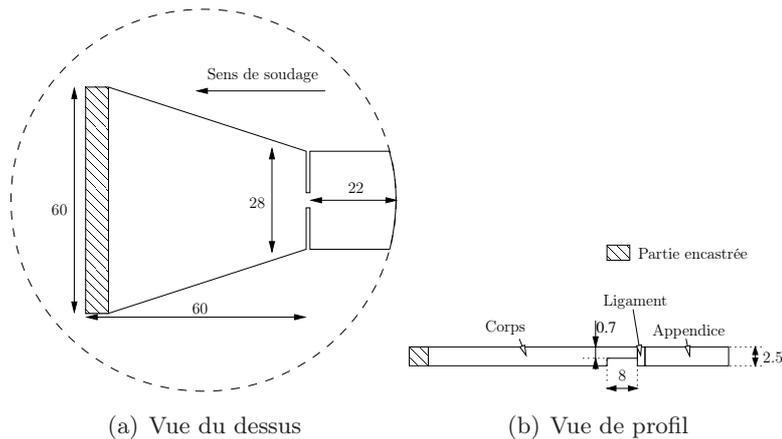


FIG. 3.3 – Schéma de l'éprouvette trapézoïdale (dimensions en millimètres).

Matsuda *et al.* [Matsuda82] ont mis en évidence qu'une réduction de l'épaisseur de l'éprouvette conduit à exacerber le phénomène de fissuration à chaud. Cette astuce est appliquée dans cette étude, sur l'éprouvette trapézoïdale. Une réduction d'épaisseur est réalisée au début du corps de l'éprouvette figure 3.3b. L'éprouvette est encastrée suivant sa largeur la plus importante. Cette condition de maintien de l'éprouvette est différente de celle mise en œuvre par Matsuda *et al.*

## 2 Description de l'installation

### 2.1 Généralités

Toutes les campagnes expérimentales sont effectuées sur la même installation. Les lignes de fusions sur les éprouvettes sont réalisées au laboratoire CEA/LTA de Saclay dans une enceinte sous vide à l'aide d'un canon à électrons de 30 kW (figure 3.4) [Cazes08].

Le volume de l'enceinte est de  $3 \text{ m}^3$  pour un diamètre de  $1,5 \text{ m}$ . Un montage permettant le maintien de l'éprouvette et incluant une instrumentation dédiée est disposé sur le chariot présent dans l'enceinte du faisceau d'électrons. Deux photos du montage instrumenté sont présentées sur la figure 3.5. Le rôle des différents éléments du montage est détaillé dans la partie suivante. Ce montage a été mis en place par Chagnot *et al.* [Chagnot05] et a été amélioré au cours de cette étude.

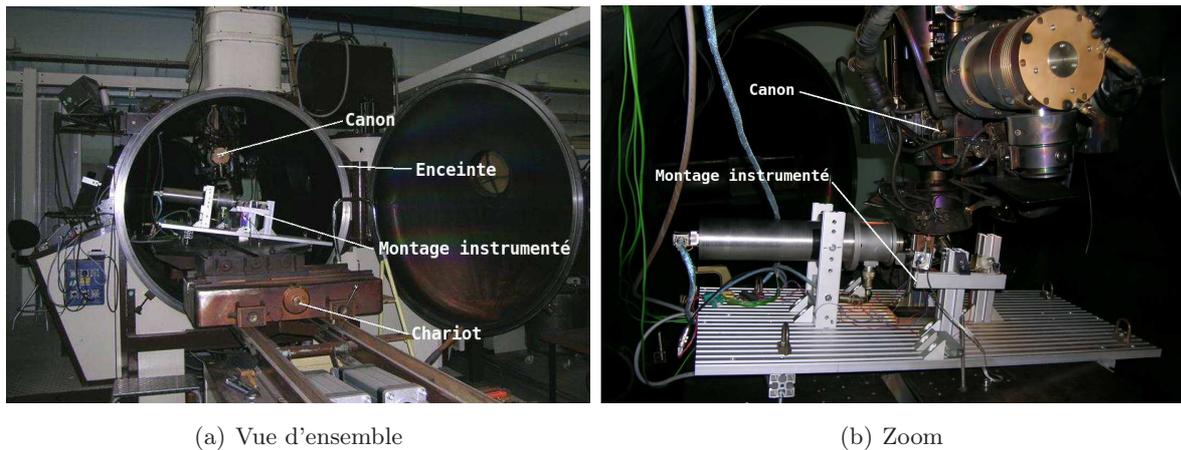


FIG. 3.4 – Installation expérimentale utilisée pour réaliser les lignes de fusion des éprouvettes JWRI et trapézoïdale.

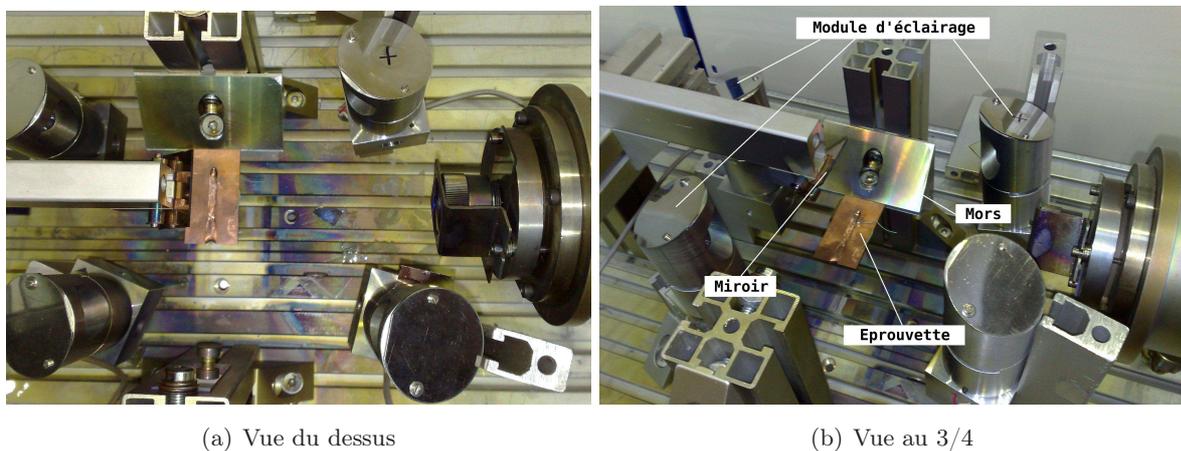


FIG. 3.5 – Montage instrumenté.

## 2.2 Montage instrumenté

### 2.2.1 Dispositif de visualisation

Un schéma du montage instrumenté est présenté figure 3.6. L'éprouvette est maintenue à l'aide de deux équerres en alliage d'aluminium. Les mors couvrent entièrement la partie encastrée de l'éprouvette.

Un système optique permet de filmer la scène de soudage. Le système est constitué d'un capteur vidéo (caméra rapide et objectif), d'un miroir ainsi que d'un système d'éclairage constitué de quatre diodes électroluminescentes (DEL). Les DEL ne sont pas représentées sur le schéma de la figure 3.6. Pour des raisons d'encombrement, l'axe optique du capteur vidéo fait un angle de  $90^\circ$ . Pour permettre la visualisation de la scène pendant le soudage, le montage est incliné de  $8^\circ$ . Le chemin optique et la trajectoire des électrons sont présentés sur la figure 3.6.

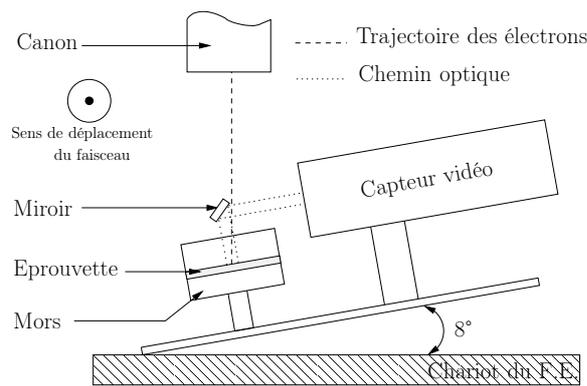


FIG. 3.6 – Schéma du dispositif de visualisation

**Système d'éclairage** Les DEL sont fixées sur des blocs d'alliage d'aluminium assurant la fonction de dissipateur thermique. L'ensemble 'DEL et dissipateur thermique' est appelé module d'éclairage. La position des modules d'éclairage dépend des dimensions de l'éprouvette soudée. Les modules sont positionnés de telle sorte que l'éclairage de la zone filmée soit optimal. Les modules sont visibles sur les figures 3.5 a et b.

Lors du soudage, le rayonnement thermique perçu par la caméra se compose d'un rayonnement thermique de la pièce portée à haute température et d'un rayonnement issu du dispositif d'éclairage mis en place, rayonnement réfléchi et diffusé par la surface de l'éprouvette. Un filtre spectral, disposé devant l'objectif du capteur vidéo, permet d'ajuster chacune des contributions du rayonnement thermique, ce qui autorise la visualisation d'images avec de forts contrastes.

**Contraintes expérimentales** Le procédé de soudage par faisceau d'électrons provoque la métallisation des surfaces environnantes par condensation de vapeurs métalliques. Ce phénomène tend à obscurcir les surfaces transparentes des optiques en vis-à-vis du bain de fusion. Des composants consommables sont mis en place au niveau des modules d'éclairage et du capteur vidéo. Ces composants sont réalisés à partir de lames de verre transparentes. Le phénomène de métallisation a cependant un avantage puisqu'il est mis à contribution pour créer les miroirs utilisés dans le système optique.

Pour éviter la détérioration des composants électroniques par dégazage dû au vide, la caméra et l'objectif sont placés dans un caisson étanche maintenu à pression atmosphérique. Une fenêtre en verre assure l'interface entre le vide et la pression atmosphérique.

### 2.2.2 Dispositif de mesure de température

La mesure de température à la surface de l'éprouvette se fait via l'utilisation de thermocouples de type K. Ces thermocouples sont constitués de deux fils soudés par point. Les fils, de diamètre  $110 \mu m$ , sont munis d'une double isolation en téflon. La gamme d'utilisation de ces thermocouples est de  $-200 \text{ }^\circ\text{C}$  à  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ . Afin d'éviter que les gaines ne fondent lors du soudage, les fils sont introduits dans un tube isolant en céramique (figure 3.7a).

L'alliage de cuivre étant très bon conducteur, la soudure par point du thermocouple à la surface du matériau est très difficile à réaliser et souvent fragile. Un trou de diamètre 0,4 mm, supérieur au diamètre de la boule du thermocouple, est donc réalisé. Sous une binoculaire, le thermocouple est mis en position dans le trou. La matière autour du trou est ensuite repoussée jusqu'à ce que le thermocouple soit serti (figure 3.7b).

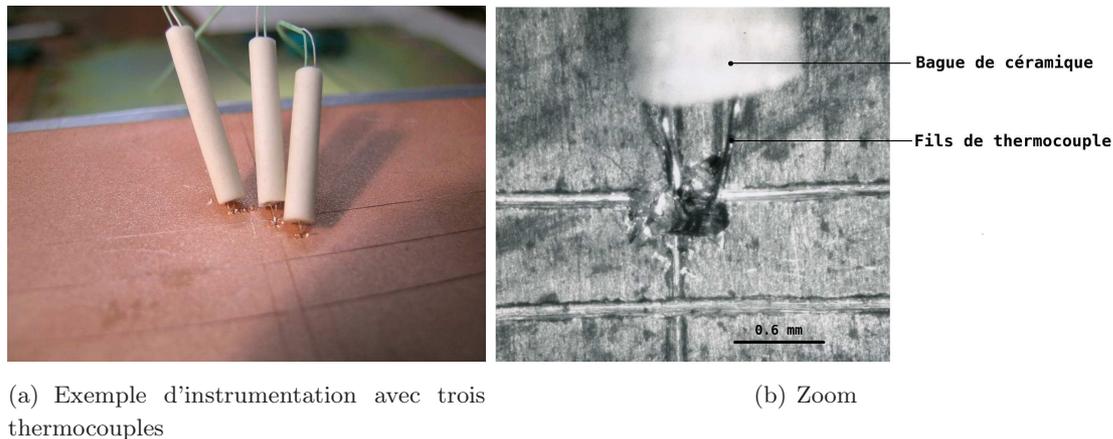


FIG. 3.7 – Thermocouples sertis.

Les thermocouples sont reliés à un enregistreur situé à l'extérieur de l'enceinte. Les câbles entre thermocouples et enregistreur sont interrompus par la traversée de l'enceinte au niveau des passages étanches. Les perturbations sur la mesure sont supposées négligeables. Les positions des thermocouples sur les différentes éprouvettes sont présentées sur les figures 3.8 a et b et dans le tableau 3.1.

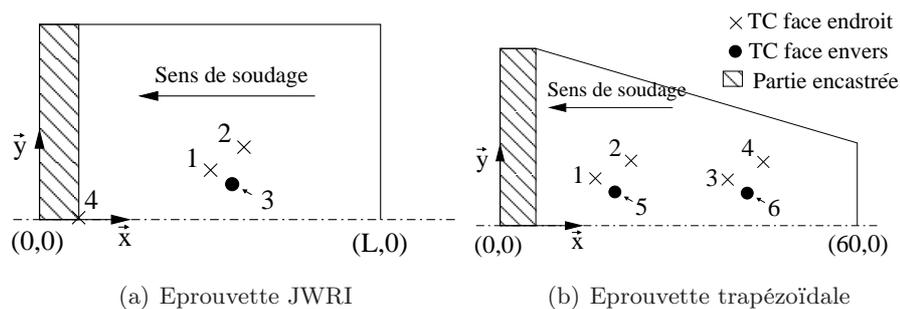


FIG. 3.8 – Positions des thermocouples (TC) sur les différentes éprouvettes.

Pour les éprouvettes JWRI, trois thermocouples sont positionnés en face supérieure de l'éprouvette (face endroit) : deux proches du cordon (TC1 et TC2) et un autre proche des mors (TC4). Un thermocouple (TC3) est également positionné en face envers proche du cordon débouchant. Pour l'éprouvette trapézoïdale, quatre thermocouples sont placés en face endroit, proches du bain (TC1, TC2, TC3, TC4) et deux thermocouples sont positionnés en face envers (TC5 et TC6).

	Eprouvettes JWRI				Eprouvette trapézoïdale					
	TC1	TC2	TC3	TC4	TC1	TC2	TC3	TC4	TC5	TC6
abscisse (mm)	$x_1^*$	$x_2^*$	$x_3^*$	$x_4^*$	41	39	33	31	40	32
ordonnée (mm)	3.35	4.5	3.3	0	3.35	4.5	3.35	4.5	3.3	3.3

\* abscisse  $x_i$  variable selon la longueur des éprouvettes

TAB. 3.1 – Coordonnées des thermocouples.

### 3 Résultats des essais et analyse

#### 3.1 Paramètres opératoires de soudage

Avant de mener les campagnes expérimentales, des lignes de fusion sont réalisées sur une plaque encastrée d'épaisseur 2,5 mm. L'objectif de cette expérience est d'identifier le jeu de paramètres de soudage permettant d'obtenir :

- un cordon débouchant face endroit et envers,
- une largeur de bain face endroit et face envers de dimensions proches,
- un effet 'diabolo' peu marqué dans le volume (figure 3.9a).

Les paramètres opératoires retenus sont les suivants :

- tension de soudage 50 kV,
- vitesse de soudage 50 cm/min,
- intensité du faisceau 70 mA,
- distance de focalisation +20 mm (le point de focalisation est situé 20 mm au dessus de la face supérieure de l'éprouvette).

Ces paramètres sont identiques pour toutes les campagnes d'essais de l'étude.

Des coupes macrographiques réalisées transversalement aux cordons permettent d'apprécier l'influence des paramètres. Pour exemple, sont représentées figure 3.9a et 3.9b les macrographies de cordon obtenues avec des paramètres de soudage donnés dans le tableau 3.2.

L'intensité de soudage ainsi que la distance de focalisation sont plus élevées dans le cas de la

Ligne n°	U (kV)	I (mA)	P (kW)	Focalisation (mm)	$U_{foc}$ (V)	$I_{foc}$ (A)
1	50	80	4	+20	1.464	2.8
2	50	70	3.5	+10	1.464	2.8

TAB. 3.2 – Exemple de paramètres de soudage utilisés lors de l'étape de détermination des conditions de soudage.

ligne 1 où l'effet 'diabolo' est beaucoup moins marqué.

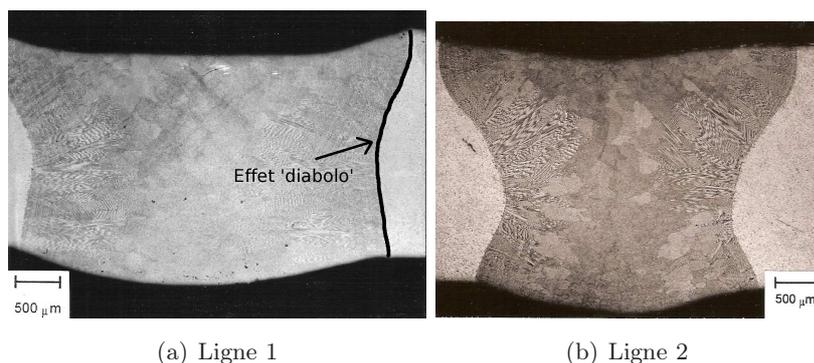


FIG. 3.9 – Coupes macrographiques de cordons de soudage obtenus avec les paramètres opératoires du tableau 3.2.

## 3.2 Première campagne d'essais

### 3.2.1 Résultats

Lors de la première campagne, des éprouvettes JWRI de largeur 25 mm, 30 mm et 40 mm sont prélevées dans le sens longitudinal du rond et subissent une ligne de fusion par faisceau d'électrons. Sur la figure 3.10 sont représentées deux éprouvettes JWRI de largeur 25 et 30 mm après soudage. L'appendice a chuté durant le soudage.

Les marques visibles sur l'éprouvette sont réalisées à l'aide d'un trusquin. Elles permettent



FIG. 3.10 – Vue en face endroit d'éprouvettes JWRI après essai, première campagne expérimentale.

la mise en place de l'éprouvette sur le montage instrumenté avant l'essai. Le marquage des éprouvettes avant soudage est supposé ne pas perturber le cordon lors du soudage.

La ligne de fusion parcourt 50 mm du corps de l'éprouvette. Dans le cas de la largeur d'éprouvette 25 mm, la largeur du cordon est irrégulière. De plus un trou est présent au début du cordon (figure 3.10a). Pour la largeur 30 mm, les dimensions du cordon sont régulières à partir de l'axe A (figure 3.10b). La partie de l'éprouvette où le cordon a des dimensions régulières est appelée 'zone stationnaire'. La variation de dimension du cordon avant l'axe A est probablement due aux perturbations thermiques engendrées par la présence du ligament.

Dans le tableau 3.3 sont regroupés les résultats obtenus lors de la première campagne

d'essais. La colonne 'Face endroit' avec l'indice 'NF' correspond à une éprouvette ne présentant pas le défaut de fissuration à chaud en face endroit. La colonne 'face envers' avec l'indice 'F' signifie que l'éprouvette présente le défaut de fissuration à chaud en face envers.

Largeur (mm)	Face endroit	Face envers	Remarques	Essai répété
25	NF	NF	cordon irrégulier	non
30	NF	NF		une fois
40	NF	NF		non

TAB. 3.3 – Résultats de la première campagne expérimentale.

Le phénomène de fissuration à chaud n'est pas observé pour les largeurs d'éprouvettes soudées et prélevées dans le sens longitudinal du rond du lot 355.

### 3.2.2 Analyses des résultats

Pour les largeurs d'éprouvettes de 25 mm, 30 mm et 40 mm, le phénomène de fissuration à chaud n'est pas observé. Pour une largeur de 25 mm, le cordon de soudage n'est pas régulier. A partir de ce résultat, une Largeur Critique Thermique (LCT) est définie. Elle correspond, pour des largeurs d'éprouvette décroissantes, à la largeur à partir de laquelle les dimensions du cordon sont modifiées. Cette largeur est comprise entre 25 mm et 30 mm.

D'après Shibahara *et al.* [Shibahara01], plus la largeur de l'éprouvette est faible plus l'essai est sévère vis-à-vis du phénomène de fissuration à chaud. Dans le cas étudié, s'il existe un seuil de fissuration à chaud, celui ci est inférieur à 30 mm. Pour que les essais soient exploitables dans le cadre de ce travail, il faut que le seuil de fissuration à chaud soit supérieur à la largeur critique thermique.

Le graphique de la figure 3.11 schématise l'influence de la largeur de l'éprouvette JWRI sur la sensibilité à la fissuration à chaud (trait continu) et sur la largeur du bain (pointillés). Pour une faible largeur, l'essai est très sensible à la fissuration à chaud. Si la largeur de l'éprouvette devient inférieure à la LCT alors l'essai est inexploitable (zone grisée sur la figure 3.11). Le seuil doit être supérieur à la LCT. Les résultats de la première campagne d'essais permettent de définir une largeur critique thermique mais ne révèle pas l'existence d'un seuil de fissuration à chaud supérieur à la largeur critique thermique.

## 3.3 Deuxième campagne d'essais

### 3.3.1 Résultats

Pour la deuxième campagne d'essais, les éprouvettes sont prélevées dans le sens transversal du rond. Les éprouvettes sont de largeur 30, 40, 50 et 78 mm. Dans le tableau 3.4 sont regroupés les résultats expérimentaux obtenus lors de la seconde campagne d'essais.

Seuls les essais répétés (largeur 30 et 78 mm) sont expertisés.

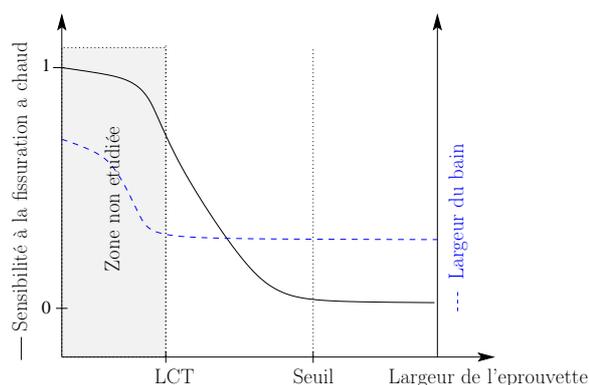


FIG. 3.11 – Influence de la largeur d'éprouvette JWRI sur la sensibilité à la fissuration à chaud et la largeur du bain.

Largeur (mm)	Face endroit	Face envers	Essai répété
30	F	F	une fois
40	F	F	non
50	F	F	non
78	NF	NF	deux fois

TAB. 3.4 – Résultats de la seconde campagne expérimentale (F : Fissurant et NF : Non Fissurant).

**Résultats obtenus pour une largeur d'éprouvette de 30 mm** Sur la figure 3.12a est représentée une vue du dessus de l'éprouvette JWRI de largeur 30 mm après soudage. Une coupe métallographique transversale du cordon est visible sur la figure 3.12b. Au centre de la zone fondue, le défaut de fissuration à chaud est observable.

**Résultats obtenus pour une largeur d'éprouvette de 78 mm** Sur la figure 3.13 sont représentées une vue du dessus de l'éprouvette JWRI de largeur 78 mm ainsi qu'une coupe métallographique transversale du cordon. Le défaut de fissuration à chaud n'est pas observé.

### 3.3.2 Mesures de température

Sur la figure 3.14a est représentée l'évolution des signaux de thermocouples en fonction du temps lors du soudage d'une éprouvette JWRI de largeur 30 mm. La température maximale atteinte par le thermocouple le plus 'chaud' est de 900 °C. Un palier est par ailleurs observé (noté A sur la figure 3.14a). Ce palier n'est plus observé pour une largeur d'éprouvette de 78 mm (figure 3.14b). Les paliers ne correspondent donc pas à une transformation de phase et sont probablement liés à la géométrie de l'éprouvette. La température mesurée proche des mors reste inférieure à 500 °C quelque soit la largeur de

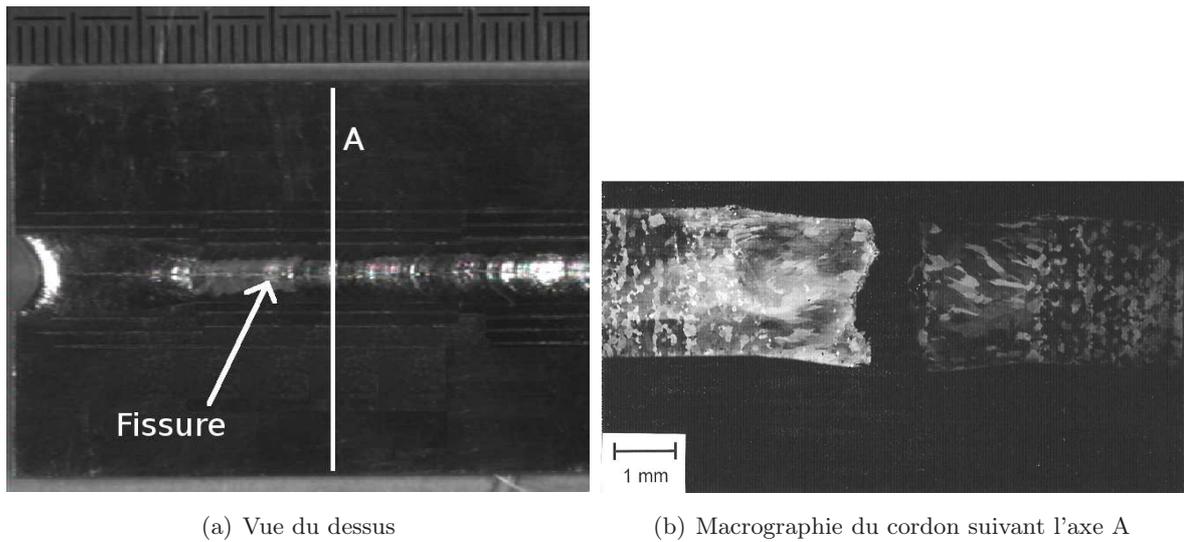


FIG. 3.12 – Epreuve JWRI de largeur 30 mm, deuxième campagne expérimentale.

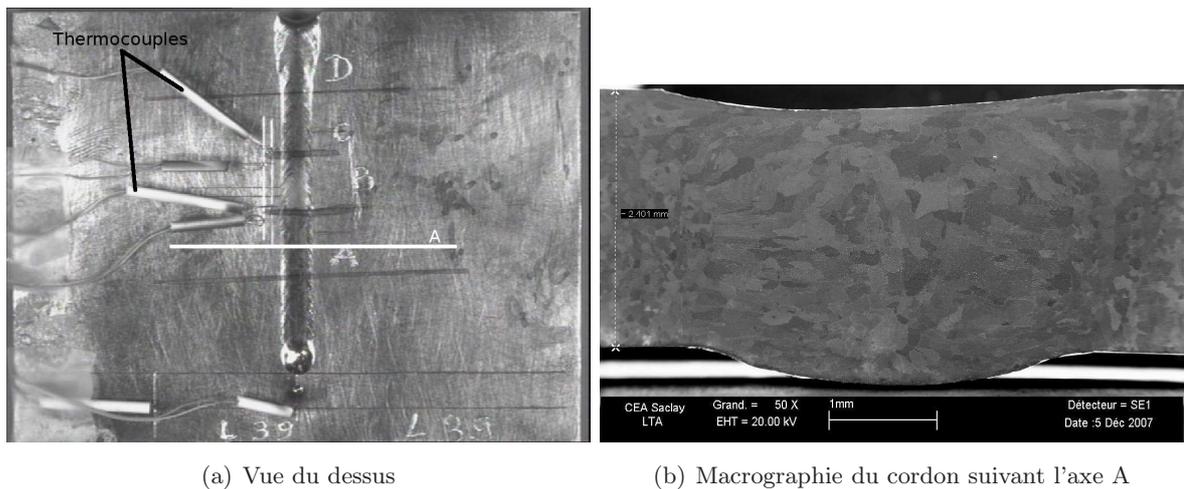


FIG. 3.13 – Epreuve JWRI de largeur 78 mm, deuxième campagne expérimentale.

l'éprouvette.

### 3.3.3 Caractérisation des bains de fusion

Sur les figures 3.15 a et b sont représentés les bains de fusion au cours du soudage d'éprouvettes JWRI de largeur 30 mm (cas fissurant) et 78 mm (cas non fissurant). Les éprouvettes sont prélevées dans le sens transversal du rond de matière (deuxième campagne d'essai). Les largeurs des éprouvettes sont supérieures à la largeur critique thermique.

L'échelle des images est déterminée à partir des marques réalisées au trusquin sur l'éprouvette. La précision des mesures est estimée à 0.2 mm. Les dimensions des bains sont regroupées dans le tableau 3.5 (les grandeurs L et l sont représentées sur la figure 3.15b).

Les deux bains présentent une forme ovale. Dans le cas fissurant, la longueur de bain est plus

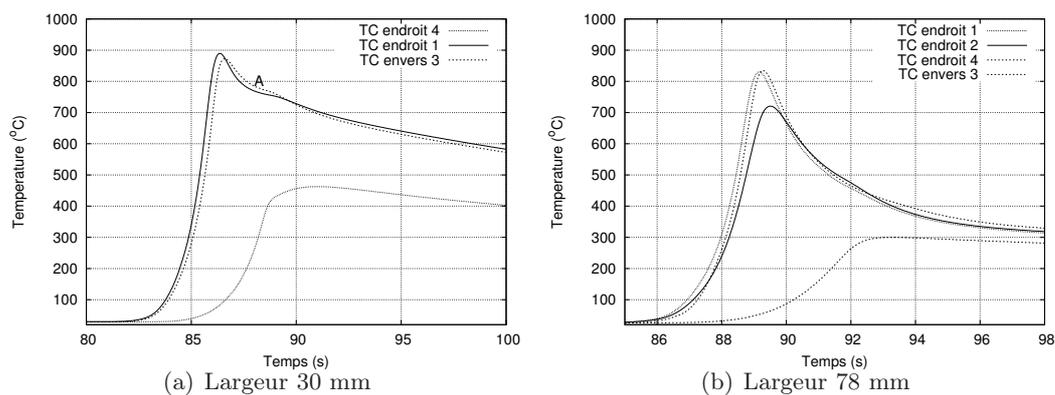
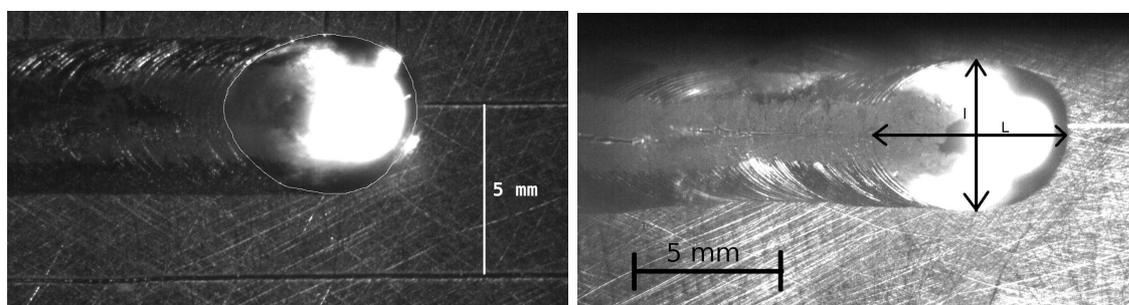


FIG. 3.14 – Profil de températures aux thermocouples pour des essais fissurant (a) et non fissurant (b).



(a) JWRI largeur 78 mm, non fissurant, transversal (b) JWRI largeur 30 mm, fissurant, transversal

FIG. 3.15 – Comparaison des dimensions de bain lors des lignes de fusion d'éprouvettes JWRI issues de la seconde campagne d'essais.

Sens de prélèvement	Largeur d'éprouvette (mm)	Type d'essai	Taille du bain(mm)	
			largeur (l)	longueur (L)
transversal	30	F	4.7	6
transversal	78	NF	4.5	5.3

TAB. 3.5 – Dimensions des bains de fusion lors du soudage d'éprouvettes JWRI (NF : Non Fissurant, F : Fissurant).

importante de 0.7 mm par rapport au cas non fissurant. A la précision de mesure près, les largeurs de bain sont voisines.

### 3.3.4 Localisation de la fissure

Lors du passage d'une ligne de fusion sur une éprouvette JWRI, le système optique permet d'enregistrer des images d'une zone fixe en surface de l'éprouvette. Les clichés de la figure 3.16 correspondent à différents instants du passage d'une ligne de fusion sur une éprouvette de largeur 30 mm. Le défaut de fissuration à chaud est observé aux instants notés  $t_1$ ,  $t_2$ ,  $t_3$

et  $t_4$ . Sur le cliché à l'instant  $t_1$ , le bain liquide est situé vers le milieu de la zone observée. Le défaut de fissuration à chaud est observé à l'arrière du bain, dans le cordon solidifié. Les

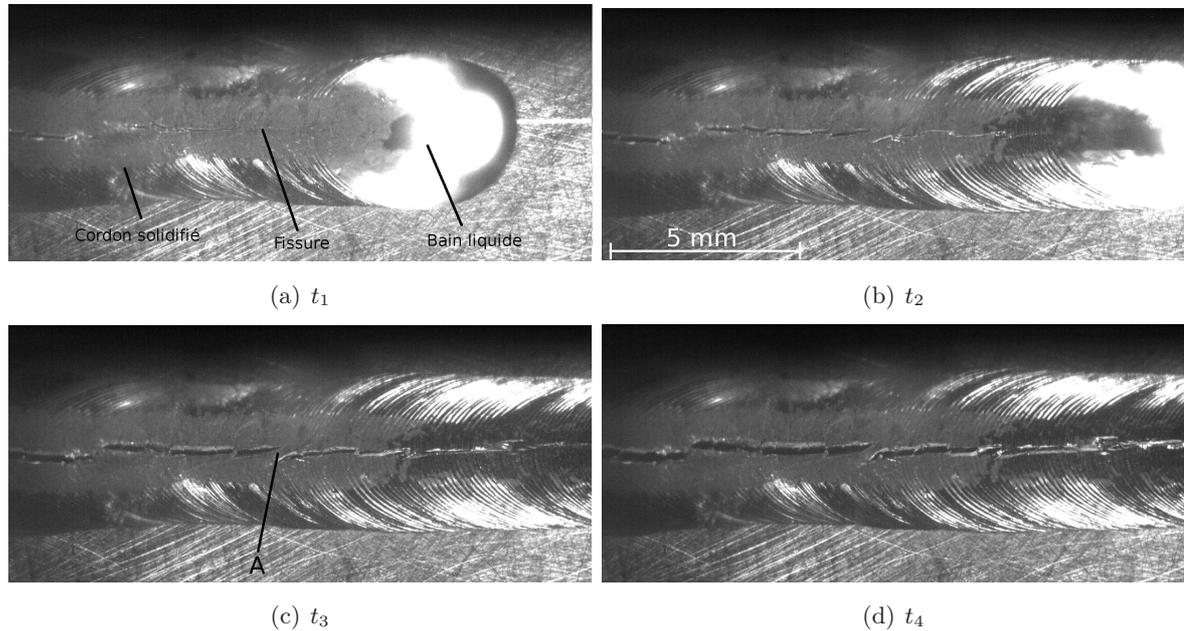


FIG. 3.16 – Propagation de la fissure à l'arrière du bain de fusion.

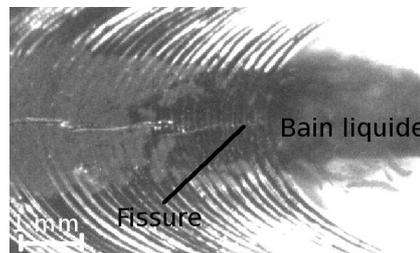


FIG. 3.17 – Zoom sur la figure 3.16b.

images acquises montrent clairement l'existence d'une fissure. Celle-ci s'élargit au fil des images ce qui la rend de plus en plus visible. La fissure semble s'initier à l'arrière du bain. Lors de l'ouverture de la fissure, des ligaments solides sont présents entre les deux faces qui s'écartent (figure 3.16c, indice A). Un zoom sur l'image 3.16b est présenté sur la figure 3.17. Le zoom confirme que la fissure s'amorce à l'arrière du bain, le long de l'axe de symétrie de l'éprouvette. Cependant il n'est pas possible, compte tenu de la précision des observations de déterminer la position exacte de l'initiation de la fissure.

### 3.3.5 Expertises métallurgiques

Sur la figure 3.18 est présentée une vue macrographique transversale simplifiée d'un cordon de soudure. Trois zones sont distinguées : le métal de base, la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Dans la zone fondue, quatre grandeurs sont définies :

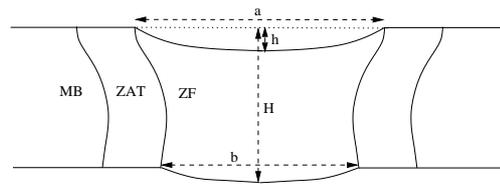
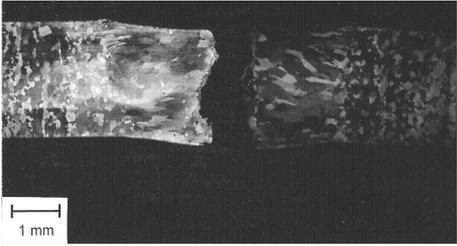
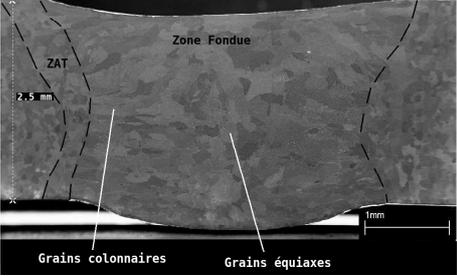


FIG. 3.18 – Schéma d'une coupe macrographique de cordon.

- a, qui correspond à la largeur du cordon en face endroit,
- b, qui correspond à la largeur du cordon en face envers,
- H est la hauteur du cordon,
- h caractérise l'affaissement du bain.

Dans le tableau 3.6 est regroupé l'ensemble des mesures de taille de cordon réalisé sur les coupes métallographiques. Les éprouvettes de largeur 30 mm et 78 mm sont expertisées suivant la coupe A des figures 3.12 et 3.13.

Essai	Dimensions (mm)				Coupe transversale
	a	b	H	h	
L. 30 (F)	nd	nd	nd	nd	
L. 78 (NF)	4.4	3.6	2.7	0.1	

TAB. 3.6 – Dimensions des cordons de soudure.

Le cliché du cas fissurant (essai JWRI de largeur 30 mm) met en évidence une propagation de fissure intergranulaire. La présence de la fissure débouchante empêche la détermination précise des dimensions du cordon.

L'observation du cordon de largeur 78 mm (tableau 3.6) permet de distinguer la zone affectée thermiquement, la zone fondue et le métal de base. La zone fondue présente une structure équiaxe à grains fins dans la zone axiale et une structure colonnaire avec des grains plus allongés sur les bords. Le même type de structure est observé sur le cordon de l'éprouvette de largeur 30 mm.

Quelque soit l'essai considéré, la zone affectée thermiquement est difficile à distinguer sur les

coupes macrographiques.

**Expertise du cordon de l'éprouvette de largeur 78 mm** Le cordon de soudure de l'éprouvette de largeur 78 mm est observé à l'aide d'un microscope optique. Les observations sont réalisées dans la zone fondue, dans la zone affectée thermiquement ainsi que dans le métal de base. Sur la figure 3.19 est représenté un schéma d'une moitié de l'éprouvette après soudage.

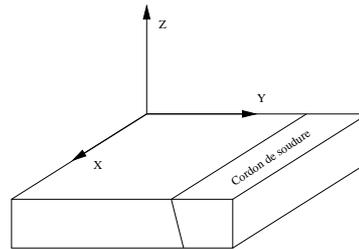


FIG. 3.19 – Schéma de l'éprouvette JWRI de largeur 78 mm après soudage.

L'éprouvette est observée suivant les plans YZ et XY.

Sur la figure 3.20b est représenté le métal de base suivant le plan YZ. Des microprécipités bleutés allongés dans le sens de filage sont observés. Ces précipités apparaissent sous forme de gouttes de l'ordre du micromètre dans le plan XY (figure 3.20a). Les microprécipités sont répartis de façon homogène.

Sur la figure 3.20d, la zone affectée thermiquement ainsi que la zone fondue suivant le plan YZ sont observées. Des microprécipités sont visibles dans la zone affectée thermiquement ainsi que des grains colonnaires au bord de la zone fondue. Les observations sont identiques suivant le plan XY (figure 3.20c).

Sur la figure 3.21 est présentée une observation à plus fort grossissement d'un grain équiaxe de la zone fondue. Lors du soudage cette zone passe de l'état solide à liquide puis est refroidi rapidement. Des précipités sont visibles. Ils témoignent de la faible solubilité des éléments d'addition dans le cuivre.

### 3.3.6 Observations du faciès de fissure

Le faciès de fissure d'une éprouvette de largeur 30 mm est expertisé en microscopie électronique à balayage. Pour permettre l'observation du faciès de fissure, l'éprouvette est coupée transversalement au cordon. La partie récupérée est écartée pour permettre l'observation du faciès. L'éprouvette présente une légère résistance lors de l'ouverture de la fissure. Ce phénomène est dû à l'arrachement des ponts solides observés sur la figure 3.16. Les ponts arrachés sont visibles (indices 1 et 2) sur la figure 3.22a.

Une observation à plus fort grossissement (image 3.22b) permet de distinguer les dendrites secondaires sur les bras primaires. Les dendrites secondaires sont très courtes ce qui témoigne de la cinétique rapide de refroidissement (les dendrites secondaires n'ont pas le temps de croître). L'espacement interdendritique secondaire moyen est estimé à  $6 \mu m$  (moyenne sur 25 mesures).

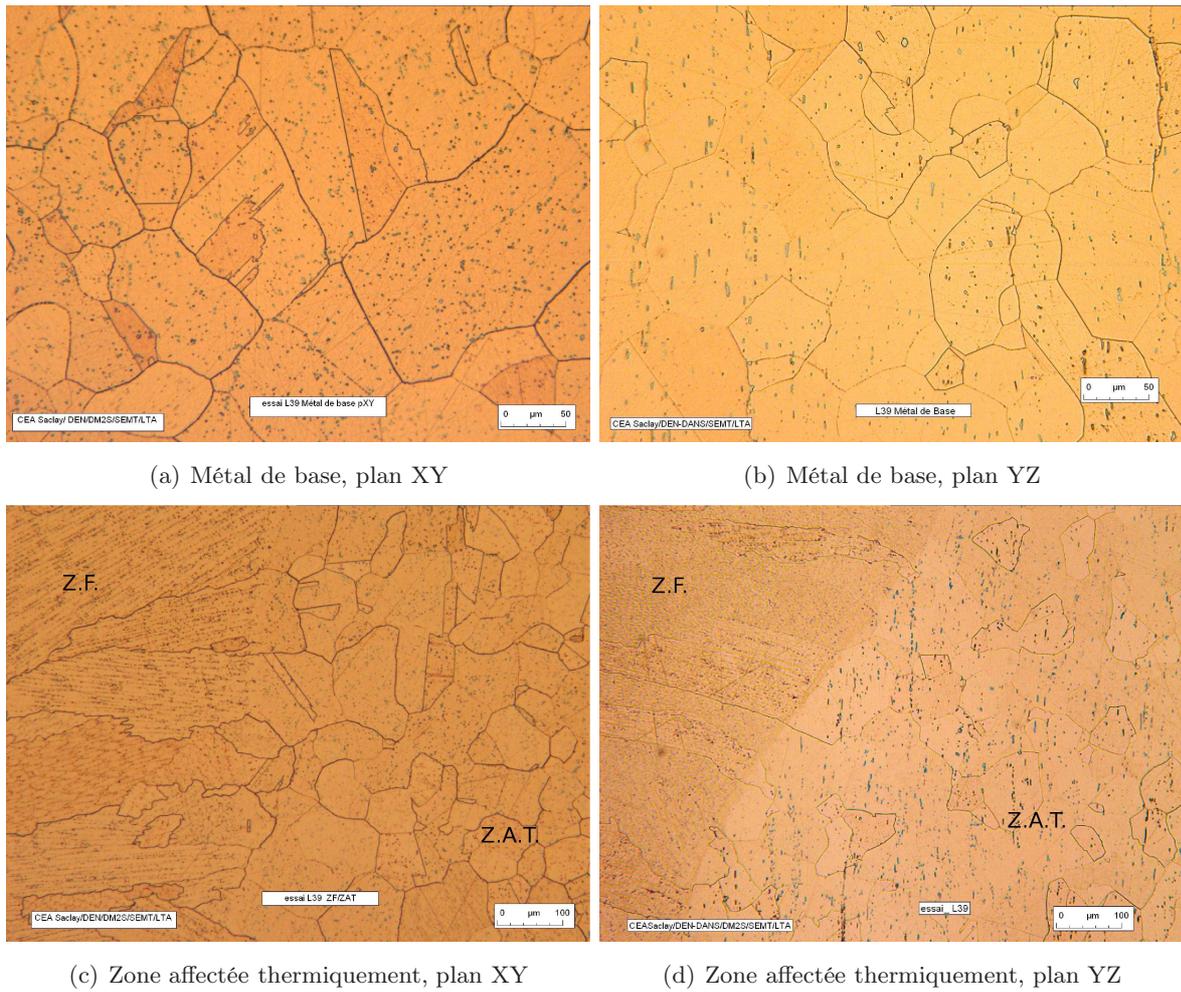


FIG. 3.20 – Observations d'un cordon suivant XY et YZ.

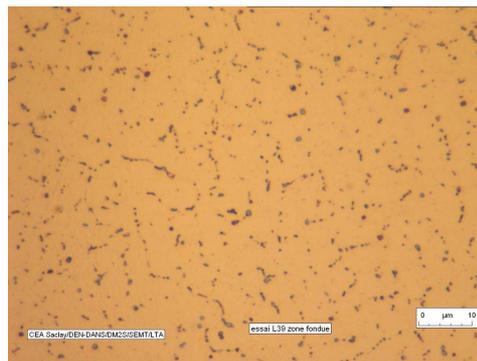
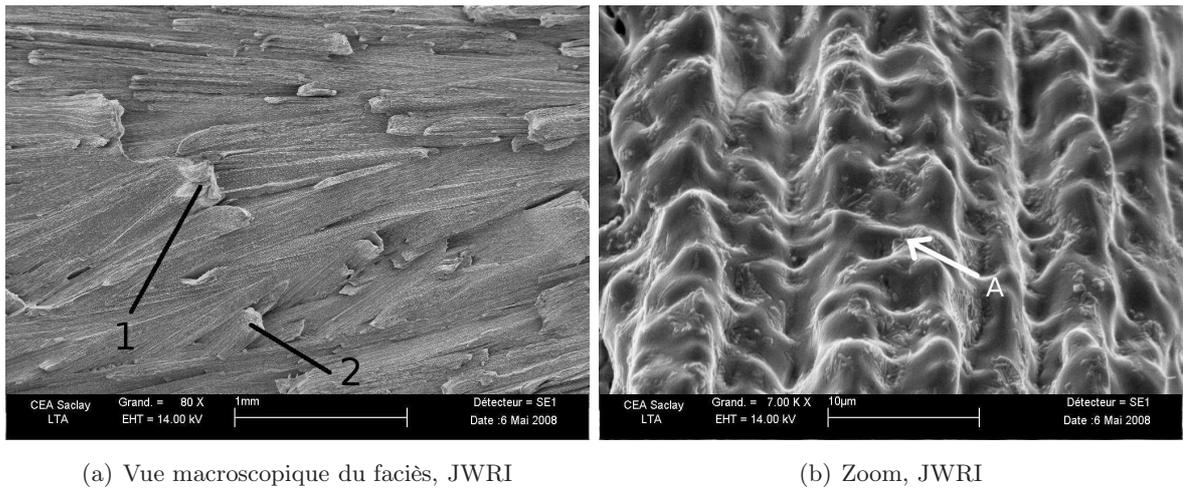


FIG. 3.21 – Observation d'un grain équiaxe dans la zone fondue d'une éprouvette JWRI de largeur 78 mm.

Des précipités interdendritiques tapissent la zone observée (indice A de la figure 3.22b). Leur disposition interdendritique laisse penser qu'ils se forment tardivement lors du refroidissement. Il pourrait s'agir d'une phase eutectique.



(a) Vue macroscopique du faciès, JWRI

(b) Zoom, JWRI

FIG. 3.22 – Observation du faciès de fissure d'un essai JWRI en largeur 30 mm.

Des analyses de ces précipités sont réalisées par MET au laboratoire CP2M de Marseille. Des analyses de la composition de la matrice et du précipité A (figure 3.23) révèlent que cette phase est riche en chrome (figure 3.24).

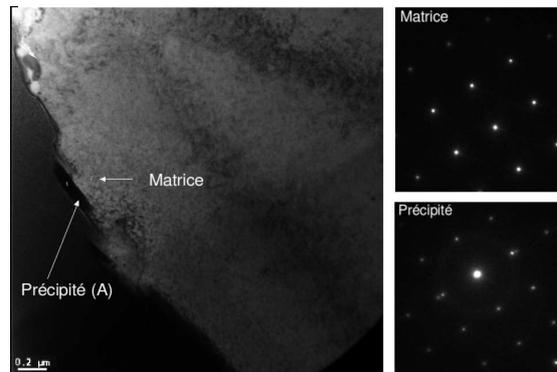


FIG. 3.23 – Observation MET d'un précipité semblable au précipité A de la figure 3.22b.

### 3.3.7 Analyse des résultats de la seconde campagne expérimentale

Pour les différentes largeurs d'éprouvettes soudées lors de la seconde campagne, les cordons sont réguliers. Les largeurs étudiées sont donc supposées être supérieures à la Largeur Critique Thermique (LCT). A partir d'une largeur de 78 mm, le défaut de fissuration à chaud n'est plus observé. Le seuil de fissuration à chaud est donc inférieur à 78 mm et supérieur à la LCT. Les résultats de cette campagne expérimentale seront exploités pour identifier les critères de fissuration à chaud. Dans le reste de l'étude seuls les essais répétés sont étudiés, à savoir les essais en largeur 30 mm (fissuré) et 78 mm (non fissuré).

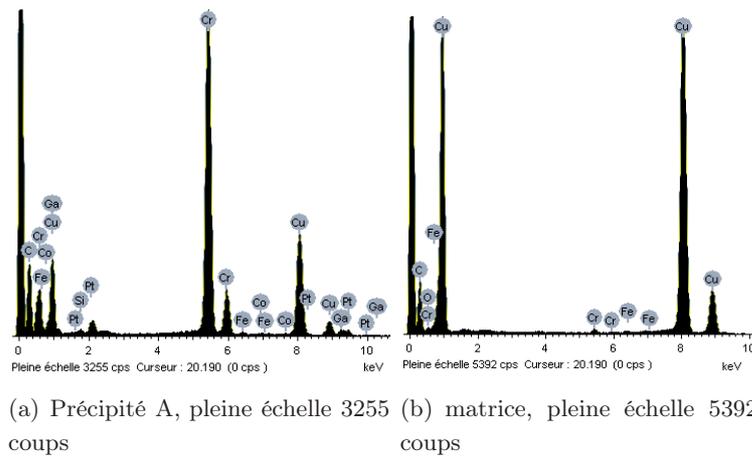


FIG. 3.24 – Analyse de composition du précipités A et de la matrice de la figure 3.23.

### 3.4 Troisième campagne d'essai

#### 3.4.1 Résultats

Sur la figure 3.25 sont représentées les faces endroit et envers de l'éprouvette trapézoïdale après essai.

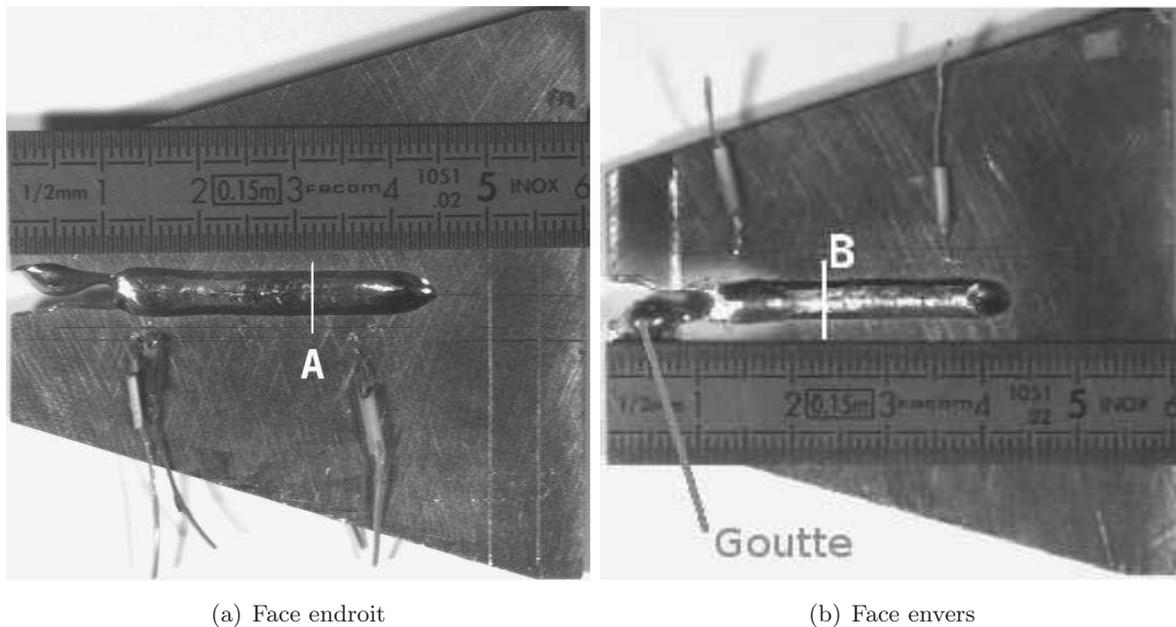


FIG. 3.25 – Epreuve trapézoïdale, sens de prélèvement transversal.

Sur une longueur de 10 mm (en partant de l'extrémité la moins large de l'éprouvette) le cordon s'est effondré : une goutte de liquide solidifiée est visible en face envers. Le cordon est de taille régulière en zone dite 'stationnaire'. Cette zone débute à deux centimètres de l'extrémité la moins large.

Le défaut de fissuration à chaud est observé. En face endroit une fissure est visible jusqu'au

point A. En face envers une fissure est visible jusqu'au point B.

Sur le schéma de la figure 3.26 est représentée une vue simplifiée de l'éprouvette après soudage. Seule la demi-éprouvette en vue du dessus est représentée. Les abscisses des arrêts de fissure face endroit et envers y sont représentées.

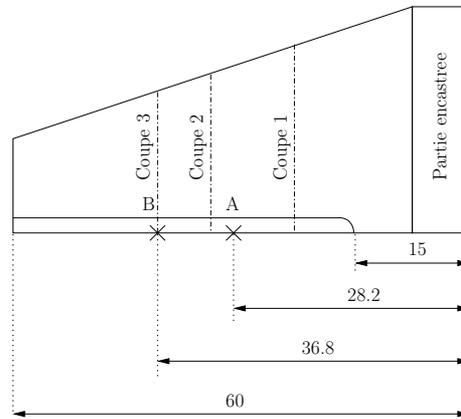
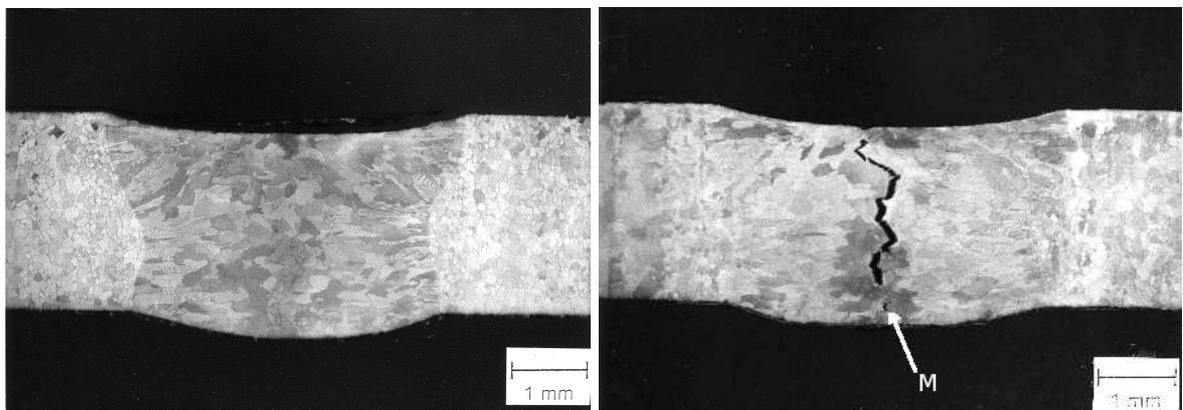


FIG. 3.26 – Schéma de l'éprouvette trapézoïdale après soudage.

Deux coupes métallographiques sont réalisées le long des plans 1 et 2 de la figure 3.26. Les clichés sont regroupés sur les figures 3.27a et 3.27b.



(a) Coupe 1

(b) Coupe 2

FIG. 3.27 – Coupes macrographiques de l'éprouvette trapézoïdale.

Suivant la coupe 1, aucune fissure n'est visible. Suivant la coupe 2, le défaut de fissuration à chaud est présent au centre de la zone fondue. Les observations macroscopiques sont confirmées : la fissure est débouchante face endroit. Une microfissure est cependant visible au pied du cordon (indice M sur la figure 3.27b) mais elle ne débouche pas.

### 3.4.2 Mesures de température

Sur la figure 3.28 sont représentés les signaux de thermocouples obtenus pour l'essai trapézoïdal. Sur la figure 3.28a, seul le thermocouple face endroit n°2 est représenté. En effet, lors de

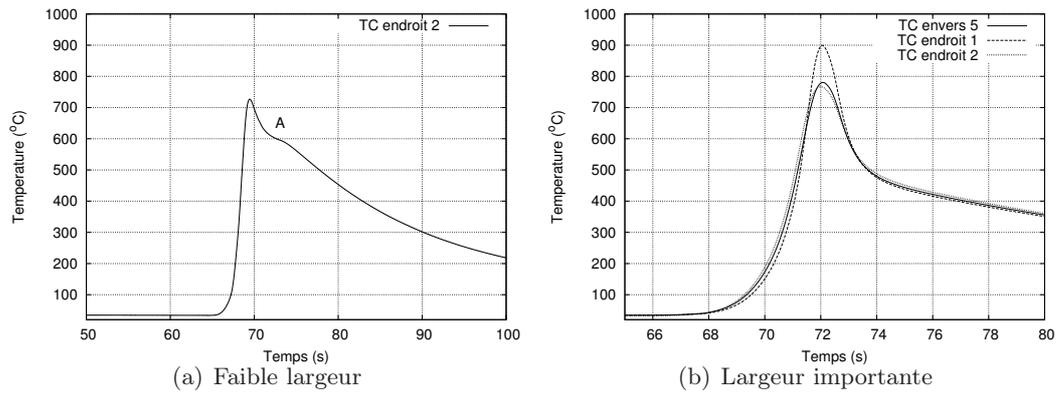


FIG. 3.28 – Profil de température aux thermocouples pour l'essai trapézoïdale.

l'expérience le thermocouple face envers (TC6) s'est décroché et le thermocouple face endroit TC3 s'est sectionné, probablement à cause d'une projection d'une goutte liquide. Pour la faible largeur d'éprouvette trapézoïdale, un palier est observé. Ce palier est similaire à celui observé dans le cas de l'éprouvette JWRI de largeur 30 mm (figure 3.14a). Pour des largeurs plus importantes de l'éprouvette trapézoïdale, le palier n'est plus visible (figure 3.28b). L'origine de ce palier n'est pas étudiée dans le cadre de ce travail.

### 3.4.3 Expertises métallurgiques

Le cordon de l'éprouvette trapézoïdale est expertisé suivant les coupes 1 et 2 de la figure 3.26. Les résultats sont regroupés dans le tableau 3.7.

À l'erreur de mesure près, les dimensions des cordons mesurés sont identiques à celles des essais JWRI (tableau 3.6). Le même type de structure est également observé (grains colonnaires sur les bords de la zone fondue et grains équiaxe au centre).

Des mesures de microdureté sont réalisées à mi-épaisseur de l'éprouvette suivant les coupes 1 et 2 (figure 3.29).

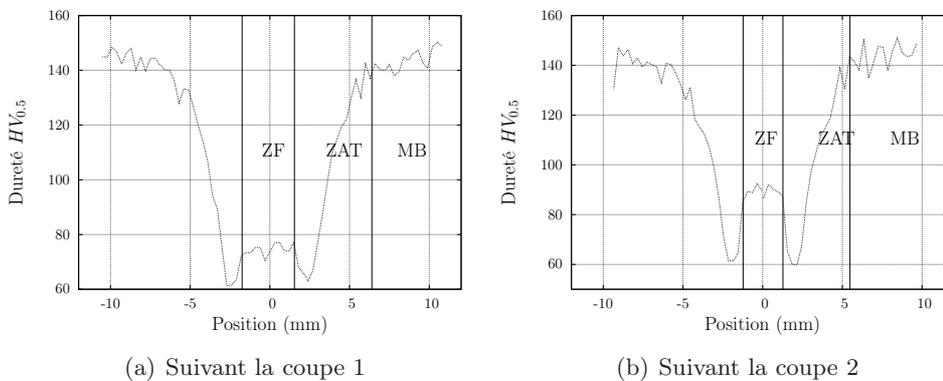
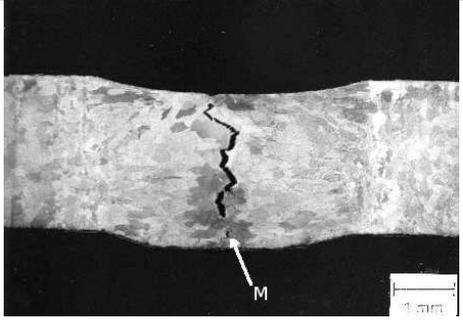


FIG. 3.29 – Mesures de microdureté.

Essai	Dimensions (mm)				Coupe transversale
	a	b	H	h	
Trapez (NF)	4.5	3.9	2.9	0.3	
Trapez (F)	4.6	4.1	2.9	0.3	

TAB. 3.7 – Dimensions des cordons de soudure.

Trois zones sont mises en évidence, la zone fondue (ZF), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB). La longueur des trois zones ainsi que leur dureté moyenne sont regroupées dans le tableau 3.8.

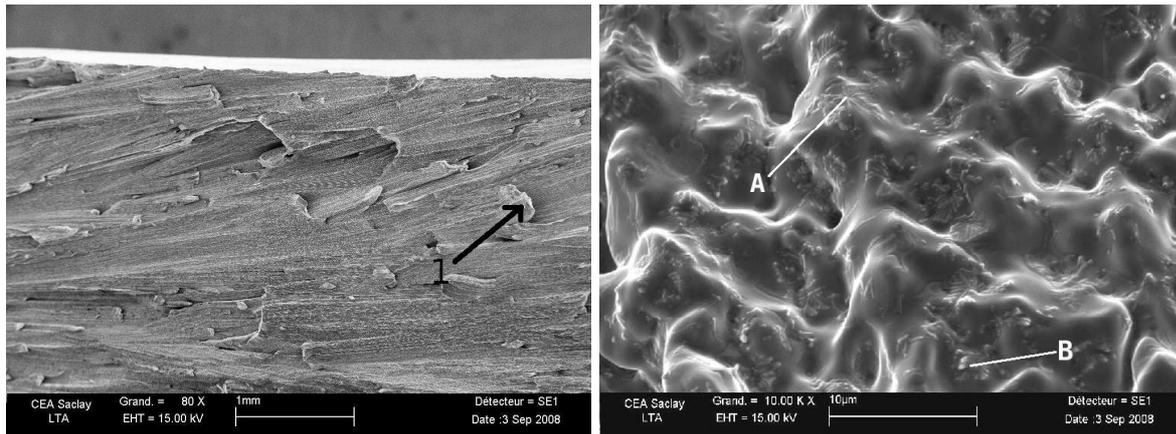
	ZF		MB	ZAT		
	L (mm)	DM ( $HV_{0.5}$ )	DM ( $HV_{0.5}$ )	L (mm)	Dureté	
					max	min
Coupe 1	3.3	75	145	4.9	140	65
Coupe 2	ND	90	145	4.2	140	60

TAB. 3.8 – Données issues des mesures de microdureté suivant les coupes 1 et 2 (L : Longueur, DM : Dureté moyenne).

Entre le cas fissurant (coupe 2) et non fissurant (coupe 1), l'allure de la courbe de microdureté est la même (figure 3.29). Le métal de base présente une dureté moyenne de  $145 HV_{0.5}$  (tableau 3.8). Dans la zone affectée thermiquement les duretés minimales et maximales entre les deux coupes ne présentent pas de différence significative. Dans la zone fondue, la dureté moyenne dans le cas fissurant est de  $70 HV_{0.5}$  et de  $90 HV_{0.5}$  dans le cas non fissurant. La présence de la fissure empêche la caractérisation de la longueur de la zone fondue.

### 3.4.4 Observations du faciès de fissure

Le faciès de fissure d'une éprouvette trapzoïdale est expertisé par microscope électronique à balayage. Pour permettre l'observation du faciès de fissure, l'éprouvette est coupée transversalement au cordon suivant le plan 'Coupe 3' de la figure 3.26. La partie récupérée est écartée pour permettre l'observation du faciès. Comme dans le cas de l'éprouvette JWRI de largeur 30 mm, une légère résistance est présente lors de l'ouverture de la fissure.



(a) Macrographie, trapèze

(b) Zoom, trapèze

FIG. 3.30 – Observation d'un faciès de fissure de l'éprouvette trapzoïdale.

Les observations sont de même nature que dans le cas de l'éprouvette JWRI de largeur 30 mm. Le faciès de fissure présente des déchirements (indice 1 de la figure 3.30a). A plus fort grandissement le tapis de précipités est également observé. Des analyses de composition à l'aide d'une sonde EDX (figure 3.31) révèlent que les précipités A et B de la figure 3.30b sont riches en chrome. Les résultats de ces analyses confirment les observations réalisées par MET sur les précipités interdendritiques dans la fissure de l'essai JWRI (figure 3.24).

### 3.4.5 Analyse des résultats de la troisième campagne expérimentale

Lors du soudage de l'éprouvette trapzoïdale une fissure est visible. Suivant la face observée (endroit ou envers), la fissure s'arrête à des abscisses différentes. Le principal avantage de cet essai est de présenter des conditions expérimentales permettant d'observer l'arrêt du phénomène de fissuration à chaud. Cet essai peut être utilisé pour valider un critère de fissuration à chaud. Malheureusement cet essai n'a pas été répété.

## 4 Conclusions

Deux campagnes d'essais JWRI sont réalisées sur des éprouvettes prélevées dans le lot 355. La première campagne d'essais (éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal du rond de matière) permet de mettre en évidence l'existence d'une Largeur Critique Thermique (LCT). Il semble que, pour des éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal du rond, l'essai JWRI,

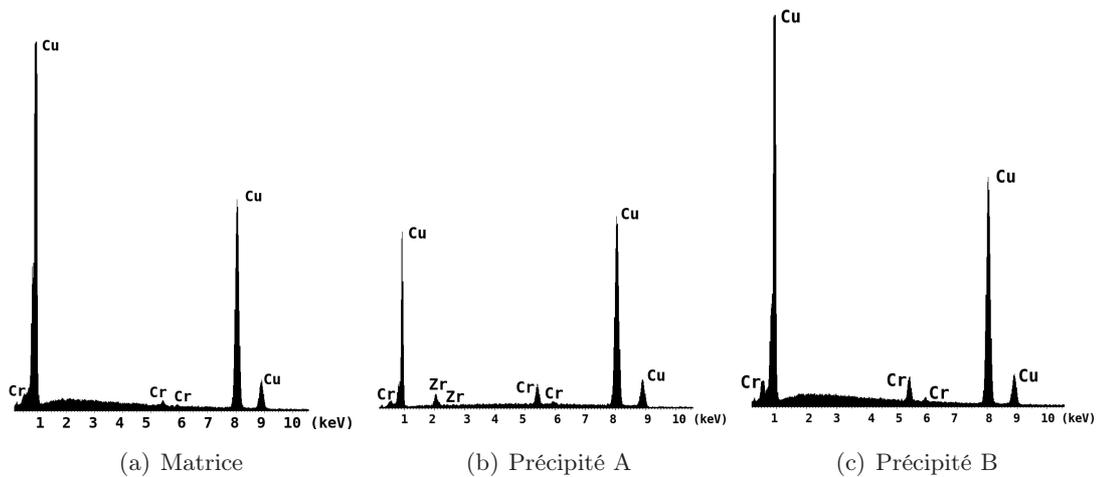


FIG. 3.31 – Analyse de composition des précipités A et B de la figure 3.27d (pleine échelle 6033 coups).

pour les largeurs d'éprouvette testées, ne soit pas assez sévère au regard de la fissuration à chaud. Ce comportement, dû probablement à un effet de texture cristallographique, n'est pas étudié dans le cadre de cette étude.

La seconde campagne d'essais, réalisée sur des éprouvettes prélevées dans le sens transversal du rond de matière, permet de constater que le lot 355 présente un seuil de fissuration à chaud supérieur à la largeur critique thermique. Cette campagne sera exploitée pour identifier les critères de fissuration à chaud (chapitre 5).

Une troisième campagne a été réalisée sur une éprouvette trapézoïdale. L'éprouvette est prélevée dans le sens transversal du rond, à la suite des éprouvettes JWRI. Cet essai, non répété, permet d'observer l'initiation et l'arrêt du défaut de fissuration à chaud. Cet essai sera utilisé pour valider les critères identifiés.

Les essais sont instrumentés à l'aide de thermocouples. Ces données expérimentales seront utilisées pour établir des modèles thermiques numériques (chapitre 4). Enfin, une étude métallurgique permet d'estimer l'espacement interdendritique secondaire moyen sur un faciès de fissure. Il est de  $6 \mu m$  dans le cas des essais JWRI de faible largeur. Cette donnée sera utile pour l'application d'un critère de fissuration à chaud local (chapitre 5).



## Chapitre 4

# Simulation numérique du soudage

Pour identifier un critère thermomécanique et le critère phénoménologique RDG de sensibilité à la fissuration à chaud, il est nécessaire de réaliser des simulations numériques des essais sur éprouvettes JWRI et trapézoïdale.

Dans le cadre de ce travail, deux codes de calcul par éléments finis sont utilisés :

- Le code Calcosoft<sup>TM</sup> développé par l'Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne et commercialisé par ESI group. Il est dédié à la réalisation de calculs thermiques. Ce code est utilisé pour identifier le critère RDG.
- Le code multiphysique Cast3m, développé depuis 20 ans par le CEA et largement utilisé dans le domaine de la recherche. Sa structure ouverte permet à tout utilisateur de développer son application métier en fonction de ses besoins tout en s'appuyant sur les éléments de base disponibles dans le code. Ce code est utilisé pour permettre l'identification d'un critère thermomécanique.

L'objectif de ce chapitre est de présenter l'ensemble des hypothèses utilisées pour réaliser les calculs de simulation numérique.

**Remarque préliminaire** Deux approches de la simulation numérique du soudage sont mises en œuvre dans cette étude :

- Dans l'approche lagrangienne, la pièce à souder est fixe dans le repère du calcul, c'est le faisceau d'électrons qui se déplace.
- Pour l'approche eulérienne, le référentiel d'observation est 'fixé' au faisceau d'électrons et l'observateur 'voit' la matière 'défiler' sous le faisceau.

### 1 Calculs numériques réalisés avec Cast3m

La simulation thermomécanique du soudage nécessite la définition d'un modèle numérique constitué d'un maillage de la pièce à étudier, de conditions aux limites (thermiques et mécaniques), d'une loi de comportement et d'un modèle d'apport de chaleur.

Les calculs sont réalisés avec un couplage faible. A chaque pas de temps, un calcul thermique est réalisé, la mécanique étant figée, puis le calcul mécanique est effectué en tenant compte du

champ de température venant d'être calculé. Pour des raisons de symétrie, seule la moitié de l'éprouvette est simulée.

Dans la première section de cette partie, les hypothèses nécessaires à la réalisation des calculs thermiques sont présentées. La seconde partie est dédiée aux calculs mécaniques.

## 1.1 Calculs thermiques

Pour déterminer la température en tout nœud d'une géométrie modélisée (JWRI ou trapézoïdale), le code Cast3m résout le système d'équations différentielles (annexe G) :

$$[C]\dot{T} + [K]T = B \quad (4.1)$$

avec :

- $[C]$  la matrice de capacité dont la détermination nécessite la connaissance des évolutions de la masse volumique et de la chaleur spécifique en fonction de la température.
- $[K]$  la matrice de conductivité dont la détermination nécessite la connaissance de la conductivité thermique en fonction de la température. Dans le problème modélisé, les échanges par rayonnement de l'éprouvette sont pris en compte, l'émissivité doit donc également être connue.
- $B$  le second membre qui dépend du terme d'apport de chaleur  $Q_v$  et des termes dus au rayonnement. La forme mathématique de  $Q_v$  est présentée plus tard dans cette section.

Un descriptif détaillé de ces termes est présenté en annexe G. Dans le logiciel Cast3m, deux schémas numériques sont proposés à l'utilisateur pour résoudre le système d'équations différentielles 4.1. Le premier schéma 'Dupont2' est non itératif. Le second, appelé 'Thêta méthode', est itératif. Ces schémas sont présentés dans l'annexe G.

Pour permettre la résolution du système, il est nécessaire d'imposer des conditions aux limites sur les bords du domaine d'étude.

### 1.1.1 Conditions aux limites

Sur les figures 4.1 a et b sont schématisées une éprouvette JWRI et l'éprouvette trapézoïdale. Pour des raisons de symétrie seule la moitié des éprouvettes est modélisée.

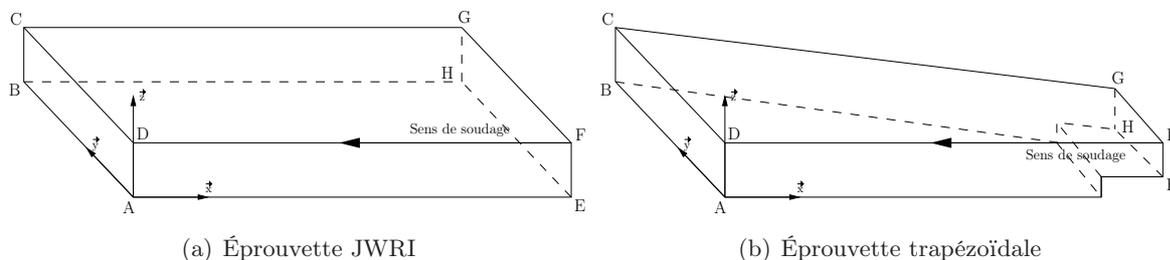


FIG. 4.1 – Conditions aux limites imposées.

Expérimentalement, la ligne de fusion est initiée au point F et la pièce est encastree suivant la

face ABCD.

Les conditions aux limites thermiques imposées sont :

- un flux nul sur la face ADEF, cette condition est imposée par la symétrie,
- une température constante sur la face ABCD (face encastrée dont la température évolue peu au cours du soudage (figure 3.14 page 88)),
- toutes les autres faces se voient imposer un flux non nul (rayonnement en milieu infini).

Comme le problème est non stationnaire, il est nécessaire de préciser les conditions initiales. Au début du calcul la température est supposée uniforme sur toute la pièce étudiée et est fixée à  $T_0=27\text{ °C}$  (température mesurée dans l'enceinte du faisceau d'électrons avant soudage).

### 1.1.2 Propriétés thermophysiques

La résolution des équations différentielles 4.1 nécessite la connaissance de la chaleur spécifique ( $C_p$ ), de la conductivité thermique ( $k$ ), de la masse volumique ( $\rho$ ) et de l'émissivité ( $\epsilon$ ). Les évolutions de ces propriétés thermophysiques en fonction de la température sont regroupées sur les figures 4.2 a, b, c et d.

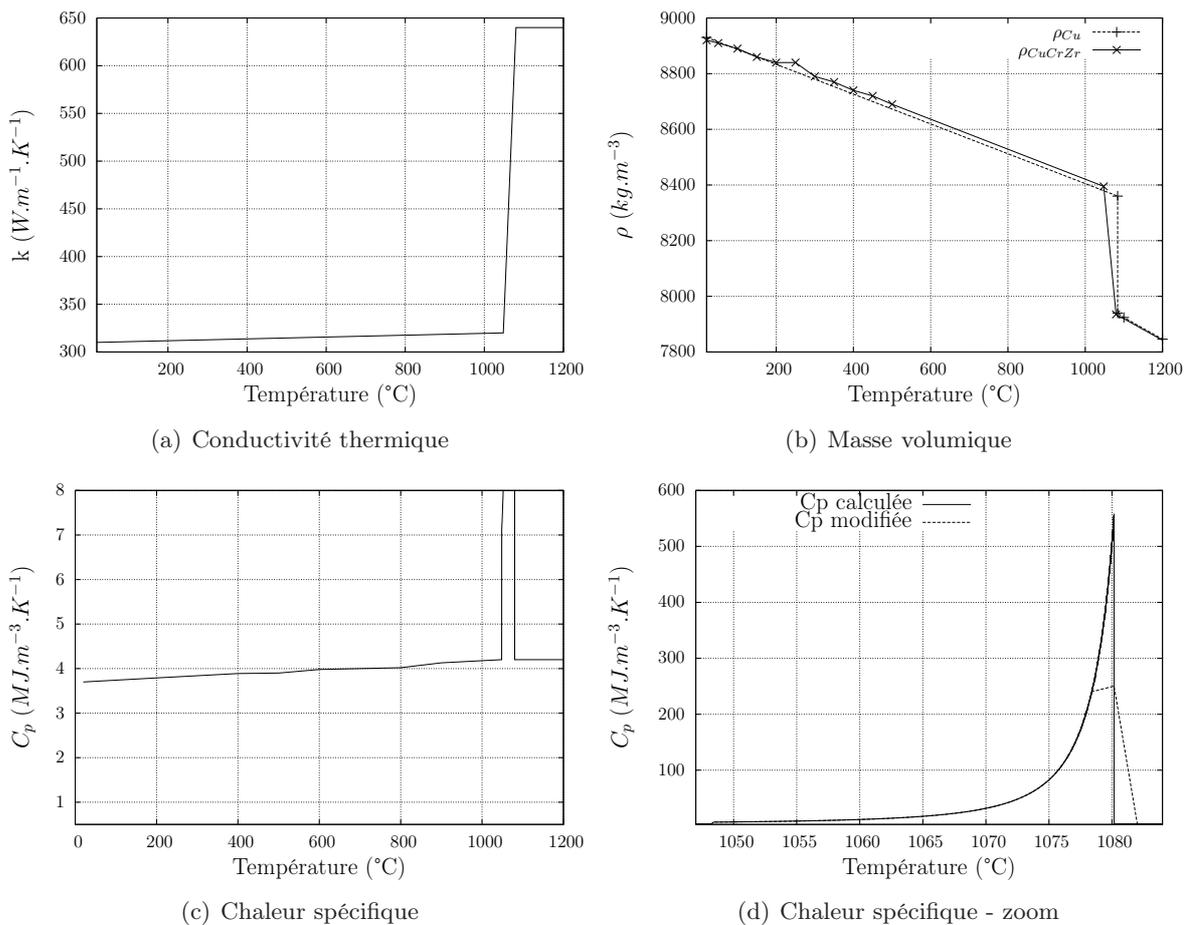


FIG. 4.2 – Propriétés thermophysiques utilisées pour les simulations numériques du soudage du lot 355.

**Conductivité thermique** Pour les températures inférieures à 1047 °C, l'évolution de la conductivité thermique est discutée dans le chapitre 2. Lorsque le matériau est à l'état liquide ( $T > 1080$  °C), la conductivité thermique est fixée à une valeur constante de  $640 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ . Cette augmentation "artificielle" représente, de façon indirecte, les effets de convection dans le liquide non pris en compte.

**Masse volumique** Sur la figure 4.2 b est représentée l'évolution de la masse volumique du cuivre pur ( $\rho_{Cu}$ , courbe en traits discontinus) [ASM90] et d'un alliage de CuCrZr en fonction de la température ( $\rho_{CuCrZr}$ , courbe en trait continu). Jusqu'à la température de 420 °C, la masse volumique du CuCrZr est issue d'une base de données du CEA. A partir de cette température et jusqu'à la température de solidus (1047 °C), la masse volumique  $\rho_{CuCrZr}$  est extrapolée linéairement. Au-delà de la température de liquidus (1080 °C),  $\rho_{CuCrZr}$  suit l'évolution de  $\rho_{Cu}$ . La masse volumique dans l'intervalle de solidification est supposée évoluer linéairement.

**Chaleur spécifique** La chaleur latente de changement d'état est prise en compte dans l'évolution de la chaleur spécifique en fonction de la température (chaleur spécifique équivalente). Cette hypothèse conduit à observer une forte discontinuité de la courbe proche de la température de liquidus (courbe en trait continu figure 4.2d), ce qui conduit à une convergence difficile du calcul numérique [Dike95]. Pour éviter ce problème, l'énergie liée au changement d'état est redistribuée sur un intervalle de température plus important que l'intervalle de solidification (courbe en pointillés figure 4.2d). La méthode suivie pour arriver à ce résultat est présentée en annexe H.

**Emissivité** L'émissivité est fixée à 0,8 quelle que soit la température.

### 1.1.3 Modèle d'apport de chaleur

Un modèle CIN (Cylindrical Involution Normal) est utilisé (équation 4.2). Ce modèle est adapté pour décrire l'apport de chaleur en soudage avec une forte densité d'énergie [Ranatowski98].

$$Q_v = Q_{v_{max}} \exp(-k(x^2 + y^2) - K_z z)(1 - H(z - s)) \quad (4.2)$$

avec :

- $Q_{v_{max}} = \frac{kK_z Q}{\pi(1 - \exp(-K_z s))}$  ( $\text{W.m}^{-3}$ ),
- Q la puissance apportée à la pièce (W),
- k le facteur de concentration ( $\text{m}^{-2}$ ),
- $K_z$  le facteur d'involution ( $\text{m}^{-1}$ ),
- s la troncature (m)
- H(z-s) fonction d'Heavyside.

Le facteur  $(1 - H(z - s))$  de l'équation 4.2 permet d'annuler  $Q_v$  lorsque  $z > s$ . Sur la figure 4.3 sont représentées des isovalues d'énergie ( $Q_v = \text{constante}$ ) du modèle. La troncature s est constante, les paramètres  $K_z$  et k sont des coefficients ajustables.

Dans le cas de la figure b, l'isovaleur est tronquée pour  $z > s$ .

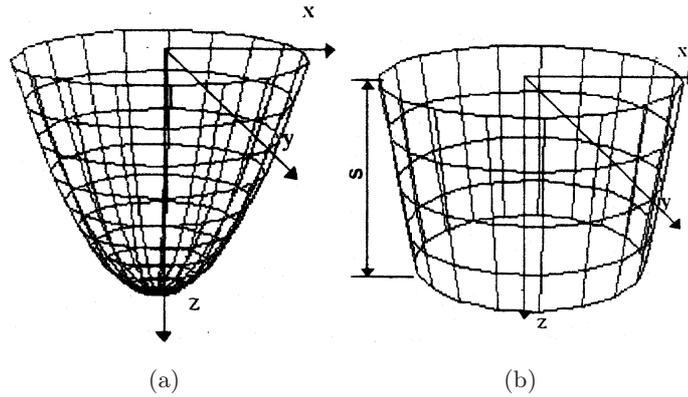


FIG. 4.3 – Isovaleurs de densité de chaleur du modèle CIN utilisé.

Lorsque  $z \leq s$ , Ranatowski *et al.* définissent un paraboloïde correspondant à 5 % de  $Q_{v_{max}}$  qui délimite l'influence de la source de chaleur, soit  $Q_v = 0,05.Q_{v_{max}}$ . En utilisant l'équation 4.2, il vient :  $-k(x^2 + y^2) + K_z z = \ln(0,05)$ . En surface d'une éprouvette simulée  $z=0$  soit  $-k(x^2 + y^2) = \ln(0,05)$  et en posant  $x^2 + y^2 = r_{source}^2$  ( $r_{source}$  est appelé rayon de la source) alors :

$$k = -\frac{\ln(0,05)}{r_{source}^2} \quad (4.3)$$

La source de chaleur CIN possède donc quatre paramètres inconnus :  $Q$ ,  $K_z$ ,  $s$  et  $r_{source}$ . Les valeurs des paramètres sont identifiés par méthode inverse et dépendent de la géométrie de l'éprouvette.

#### 1.1.4 Méthode utilisée pour identifier les paramètres du modèle thermique

L'identification des paramètres inconnus de la source de chaleur est réalisée par méthode inverse. Un couplage est effectué entre les logiciels Matlab et Cast3m (figure 4.4).

Les expériences réalisées (chapitre 3) permettent de récupérer les évolutions temporelles de la température en différents points d'une éprouvette (mesures par thermocouples) et des coupes macrographiques donnant accès aux dimensions du bain fondu.

A l'instant  $t_0$  un calcul thermique lagrangien est réalisé avec un jeu de paramètres  $P_0$  ( $Q=2140$  W,  $r_{source}=1,1$  mm,  $K_z=1000$   $m^{-1}$ ,  $s=2,5$  mm). Le calcul thermique avec le code Cast3m permet d'obtenir les évolutions simulées des thermocouples ainsi que les températures maximales calculées aux limites du bain. Les résultats expérimentaux et simulés servent de données d'entrée à Matlab dont l'objectif est de minimiser une fonctionnelle qui mesure, pour un jeu de paramètres donné, l'écart entre les résultats de la simulation numérique et les données expérimentales. La fonctionnelle est notée  $L(P)$  avec  $P$  le vecteur constitué des paramètres inconnus :

$$L(P) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{N_{TC}} \sum_{j=1}^N (T_{sim}(x_i, y_i, z_i, t_j, P) - T_{exp}(x_i, y_i, z_i, t_j))^2}{N}} + B \quad (4.4)$$

avec :

- $N$ , grandeur qui dépend de l'échantillonnage expérimental utilisé lors de l'acquisition de la température et de la durée de la mesure,

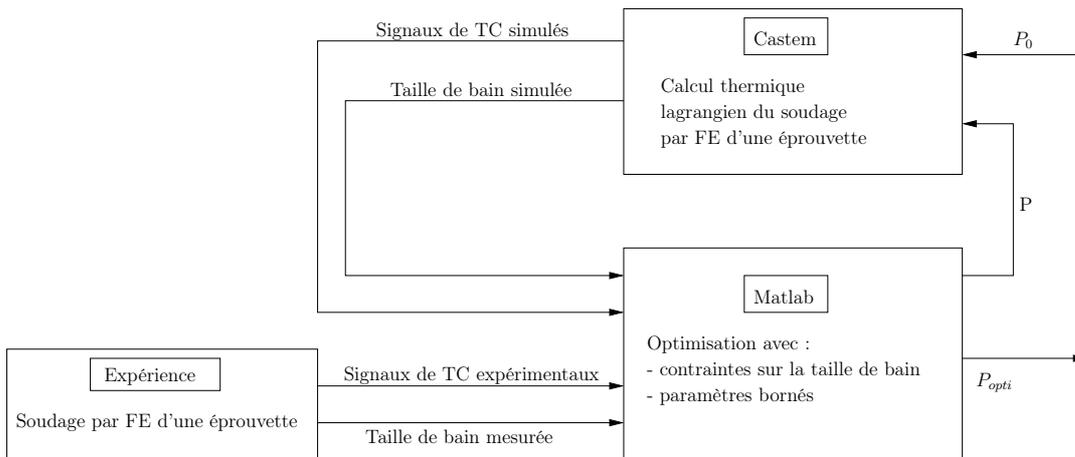


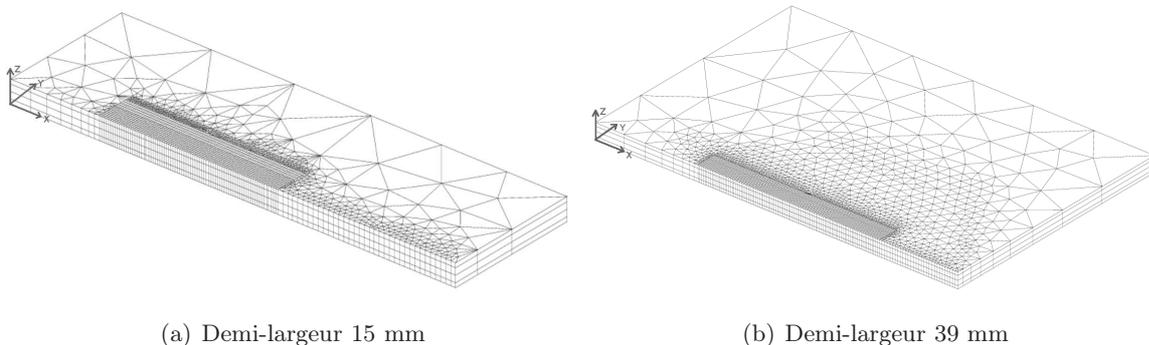
FIG. 4.4 – Schéma du processus d'identification des paramètres du modèle thermique.

- $N_{TC}$  le nombre de thermocouples,
- $T_{sim}(x_i, y_i, z_i, t_j, P)$  la température simulée à l'instant  $t_j$  au nœud de coordonnées  $(x_i, y_i, z_i)$  pour un jeu de paramètres  $P$ ,
- $T_{exp}(x_i, y_i, z_i, t_j)$  la température expérimentale à l'instant  $t_j$  au point  $(x_i, y_i, z_i)$ ,
- $B$  permet de prendre en compte les contraintes liées aux dimensions du bain fondu. Ce terme dépend des températures maximales calculées aux limites du bain en faces endroit et envers. Ces températures sont comparées à la température de liquidus.

Les calculs thermiques sont réalisés en lagrangien avec les maillages présentés à la section suivante.

### 1.1.5 Maillages utilisés pour identifier les paramètres des sources

Sur les figures 4.5 et 4.6 sont représentés les maillages utilisés pour mener les calculs thermiques nécessaires au processus d'identification du schéma 4.4.



(a) Demi-largeur 15 mm

(b) Demi-largeur 39 mm

FIG. 4.5 – Maillages utilisés pour identifier les sources de chaleur dans le cas des éprouvettes JWRI.

Les caractéristiques des maillages sont regroupées dans le tableau 4.1.

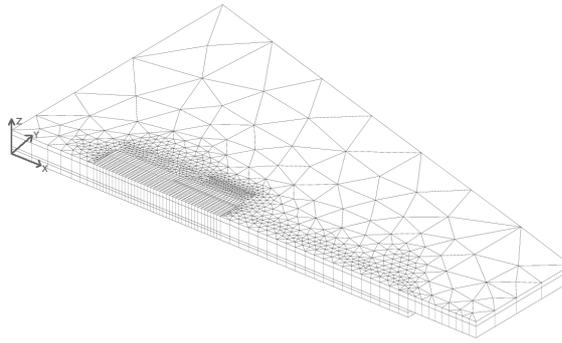


FIG. 4.6 – Maillage utilisé pour identifier la source d’apport de chaleur dans le cas de l’éprouvette trapézoïdale.

Type d’élément	JWRI		Trapézoïdale
	30 mm	78 mm	
Cube (8 nœuds)	4160	5200	2192*
Prisme (6 nœuds)	4924	7696	6014
Total	9084	12896	8206

\* Zone raffinée plus courte suivant l’axe x

TAB. 4.1 – Nombre et nature des éléments constituant les maillages utilisés pour l’identification des paramètres inconnus.

Chaque maillage est généré avec plusieurs contraintes :

- La position expérimentale d’un thermocouple doit parfaitement correspondre à la position d’un nœud.
- Une zone raffinée doit être présente autour de la position des nœuds définis précédemment. La taille de maille raffinée en surface est de l’ordre de  $0,2 \times 0,2 \text{ mm}^2$ .

Les éléments utilisés sont à interpolation linéaire et sont de deux types : des éléments parallélépipédique (cube 8) à 8 nœuds et 8 points de Gauss et des éléments prismatiques (prisme 6) à 6 nœuds et 6 points de Gauss. Quatre couches d’éléments sont présentes suivant la direction z.

### 1.1.6 Recouvrement de la source

Avant de réaliser les calculs d’identification, il faut s’assurer que la source est bien recouverte par le maillage, c’est-à-dire qu’il y ait assez d’éléments en surface de l’éprouvette et ceci tout le long du parcours de la source pendant le calcul lagrangien mais également que suffisamment d’éléments soient compris entre deux positions temporelles de la source sinon le chargement est assimilé à du soudage par point.

Sur la figure 4.7a est représenté un champ de température à un instant t en surface d’une éprouvette obtenu après simulation du soudage d’une éprouvette de largeur 30 mm avec le jeu de paramètres  $P_0$ . Pour minimiser les durées de calcul le schéma numérique ‘Dupont2’ est

utilisé.

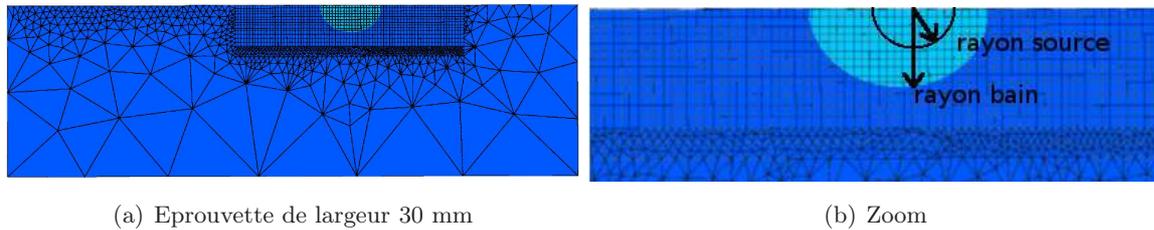


FIG. 4.7 – Recouvrement du bain fondu, vue du dessus de l'éprouvette JWRI de largeur 30 mm lors du soudage.

Dans la zone claire, la température est supérieure à la température de liquidus, cette zone représente le bain liquide au cours du soudage. Seule la moitié du bain est visible puisque la simulation est menée sur une demi-épreuve. Le rayon de la tache est noté  $r_{bain}$  et  $r_{bain}=2,2$  mm. Le rayon de la source ( $r_{source}$ ) est également représenté  $r_{source}=1,1$  mm.

D'après Leroy [Leroy07], il y a recouvrement de la source si :

- $r_{source} > 2e_i$  suivant  $\vec{x}$  et  $\vec{y}$ , avec  $e_i$  la longueur d'une maille.
- $3\Delta L < r_{source}$  avec  $\Delta L$  le déplacement de la torche entre deux instants  $t_j$ ,  

$$\Delta L = \frac{\text{Longueur de la soudure}}{\text{Nombre de pas de temps}}$$

Avec une taille de maille en surface de  $0,2 \times 0,2 \text{ mm}^2$  la première condition est respectée.

Six secondes de soudage sont simulées lors d'un calcul d'optimisation avec une vitesse d'avance du canon de 50 cm/min et un pas de temps de 0.005 s soit  $\Delta L=0,13$  mm, la deuxième condition est respectée. Le travail d'identification est réalisé pour chaque géométrie.

### 1.1.7 Identification des paramètres du modèle thermique

Pour chaque géométrie, le processus d'identification (figure 4.4) est mis en œuvre. Les figures 4.8, 4.9 et 4.10 permettent d'apprécier l'écart entre les températures mesurée et simulée. Les jeux de paramètres des sources de chaleur identifiés sont regroupés dans le tableau 4.4 à la fin de cette section.

**Epreuve JWRI 'transversale' de largeur 30 mm** Sur les figures 4.8 a et b sont représentées les évolutions de la température en fonction du temps pour deux thermocouples proches du bain, un en face endroit (TC1) et l'autre en face envers (TC3).

Les différences entre les températures calculées et simulées sont de l'ordre de 10 °C pour les hautes températures (figure 4.8b). Pour les basses températures (<500 °C) une erreur de l'ordre de 50 °C est commise.

Dans le cas fissurant la taille de bain ( $r_{bain}$ ) n'est pas estimée expérimentalement, l'optimisation est donc menée sans imposer de contrainte sur la taille de bain.

**Epreuve JWRI 'transversale' de largeur 78 mm** Dans le cas de l'épreuve de largeur 78 mm, l'optimisation est réalisée sur trois thermocouples, deux sur la face endroit (TC1 et TC2 figure 4.9a) et un sur la face envers (TC3 face envers 4.9b).

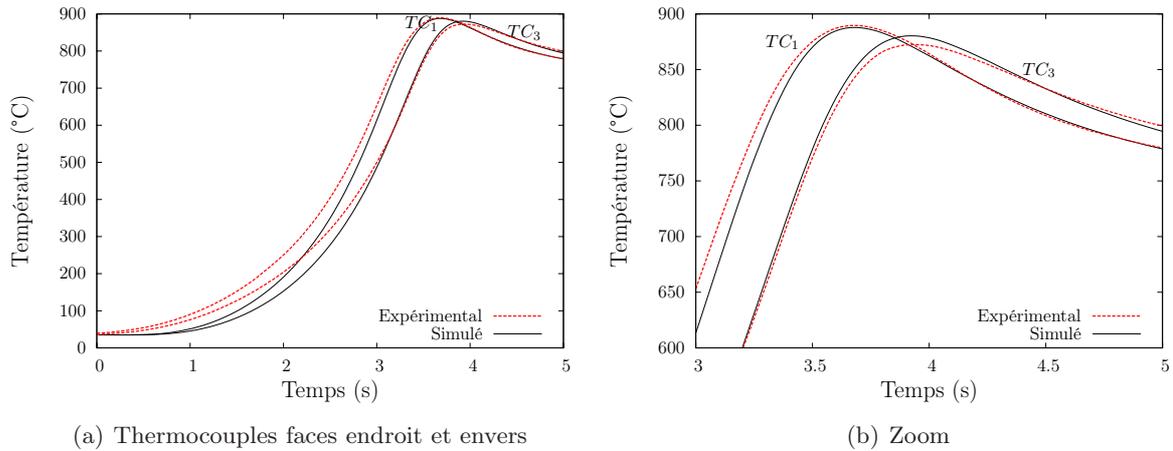


FIG. 4.8 – Résultats de l'optimisation pour l'éprouvette JWRI 'transversale' de largeur 30 mm.

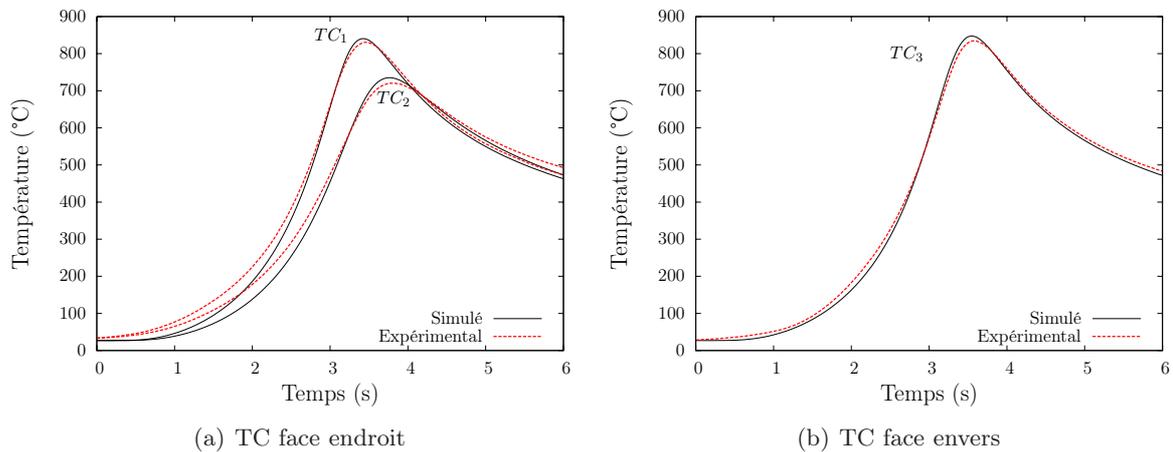


FIG. 4.9 – Résultats de l'optimisation pour l'éprouvette JWRI 'transversale' en largeur 78 mm.

La différence entre simulation et expérience est du même ordre de grandeur que dans le cas de l'éprouvette JWRI de largeur 30 mm.

Une différence de l'ordre de 50 °C est relevée entre les températures maximales calculées aux limites de la zone fondue expérimentale et la température de liquidus (1080 °C) (tableau 4.2).

$T_{max}$ face endroit à $y=2,2$ mm	$T_{max}$ face envers à $y=1,8$ mm
1032 °C	1020 °C

TAB. 4.2 – Températures calculées aux limites du bain dans le cas d'une éprouvette JWRI de largeur 78 mm.

**Eprouvette trapézoïdale** L'optimisation est menée sur trois thermocouples, deux sur la face endroit (TC1 et TC2) et un sur la face envers (TC5). Les thermocouples sont positionnés en zone non fissurante de l'éprouvette.

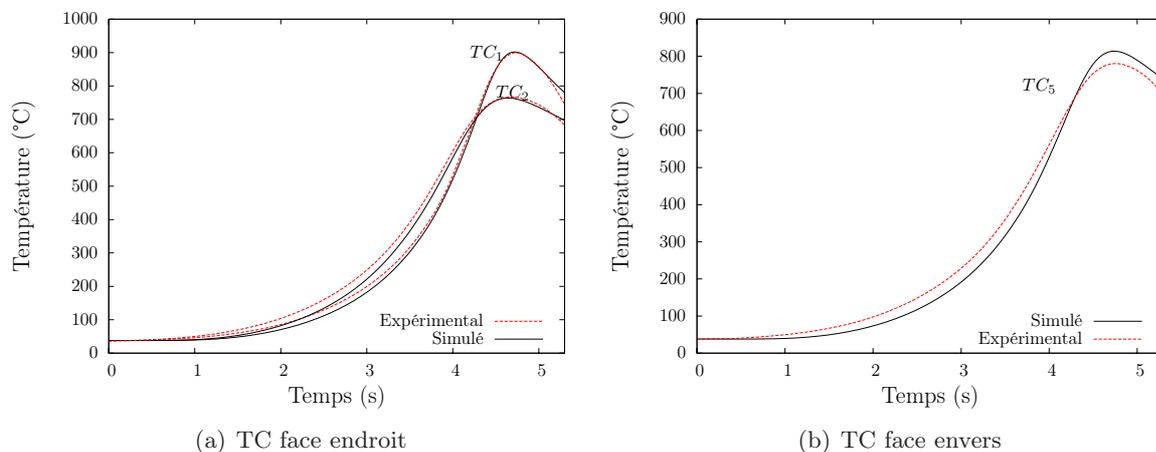


FIG. 4.10 – Résultats de l'optimisation pour l'éprouvette trapézoïdale.

Une bonne concordance est obtenue entre les températures maximales calculées aux limites de la zone fondue expérimentale et la température de liquidus (tableau 4.3).

$T_{max}$ face endroit à $y=2,3$ mm	$T_{max}$ face envers à $y=2,0$ mm
1066 °C	1064 °C

TAB. 4.3 – Températures calculées aux limites du bain dans le cas d'une éprouvette trapézoïdale.

Dans le tableau 4.4 sont regroupés les paramètres identifiés des sources de chaleur. Pour l'ensemble des géométries étudiées la troncature  $s$  est fixée à 2,5 mm (épaisseur de l'éprouvette) et  $k = \frac{\ln(0,05)}{r_{source}^2}$ . Il est intéressant de noter que les jeux de paramètres sont "proches".

	JWRI		Trapézoïdale
	30 mm	78 mm	
Q (W)	2135	2194	2142
$r_{source}$ (mm)	1,19	1,08	1,40
$K_z$ ( $m^{-1}$ )	966	1205	724
k ( $mm^{-2}$ )	2,11	2,57	1,53

$s$  fixée à 2,5 mm

TAB. 4.4 – Paramètres de la source de chaleur en fonction du type de géométrie.

## 1.2 Calculs mécaniques

Les champs de température présents dans la pièce induisent des contraintes pour accommoder la dilatation thermique du matériau. La résolution d'un calcul mécanique en simulation numérique nécessite la connaissance de conditions aux limites mécaniques ainsi qu'une loi de comportement.

### 1.2.1 Conditions aux limites mécaniques

Expérimentalement les éprouvettes JWRI et trapézoïdale sont encastrées suivant une de leur largeur. Sur les figures 4.1 a et b de la page 102, les faces définies par les points A, B, C et D voient leurs déplacements bloqués suivant les directions x et z. Ces faces se voient imposer une température constante lors de l'établissement des conditions aux limites thermiques (section 1.1.1). Les faces définies par les points A, D, F et E voient leurs déplacements bloqués dans la direction y. La gravité est prise en compte lors des calculs mécaniques soit  $g=9,81 \text{ m.s}^{-2}$ .

### 1.2.2 Loi de comportement

Dans le cadre de cette étude, une loi de comportement élastoviscoplastique (EVP) à écrouissage isotrope est utilisée. D'une façon générale, ce type de loi reproduit bien le comportement des matériaux métalliques aux moyennes et hautes températures (supérieures au tiers de la température de fusion) [Lemaitre04].

**Hypothèses** La loi utilisée inclut les hypothèses suivantes :

- Le matériau est considéré isotrope.
- Les effets de restauration sont négligés.
- Il y a partition des déformations : la déformation est la somme de trois composantes élastique, viscoplastique et thermique :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{vp} + \boldsymbol{\varepsilon}^{th} \quad (4.5)$$

avec

- $\boldsymbol{\varepsilon}^e = \mathbf{A} : \boldsymbol{\sigma}$  où  $\mathbf{A}$  est le tenseur de souplesse (loi de Hooke généralisée du milieu élastique linéaire isotrope). Le tenseur de la composante élastique est régi par l'équation :  $\boldsymbol{\varepsilon}^e = \frac{1+\nu}{E}\boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E}tr(\boldsymbol{\sigma})\mathbf{1}$ , avec E le module d'Young,  $\nu$  le coefficient de Poisson et  $\mathbf{1}$  le tenseur unité. E et  $\nu$  étant des paramètres du matériau à déterminer.
- La composante viscoplastique  $\boldsymbol{\varepsilon}^{vp}$  est déterminée à l'aide de la loi d'écoulement présentée plus loin dans cette section.
- $\boldsymbol{\varepsilon}^{th} = [\alpha(T)(T - T_{ref}) - \alpha(T_0)(T_0 - T_{ref})]\mathbf{1}$  où  $\alpha$  est le coefficient de dilatation,  $T_{ref}$  la température pour laquelle la dilatation est mesurée et  $T_0$  la température initiale du calcul. L'évolution du coefficient  $\alpha$  en fonction de la température est présentée dans le chapitre 2. Le coefficient est mesuré expérimentalement jusqu'à la température de 1000 °C, entre 1000 °C et 1047 °C le coefficient  $\alpha$  est extrapolé linéairement, à partir de 1080 °C le matériau est à l'état liquide et le coefficient  $\alpha$  est maintenu à une valeur constante.

**Définition du critère de plasticité** Un critère de plasticité isotrope (Von Mises) avec écrouissage est retenu. Ce critère permet de préciser la nature du comportement du matériau en fonction de la valeur de la fonction de charge  $f(\boldsymbol{\sigma}, R)$ . Dans l'espace des contraintes principales  $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$  la surface d'équation  $f(\boldsymbol{\sigma}, R)=0$  est la frontière du domaine d'élasticité (figure 4.11).

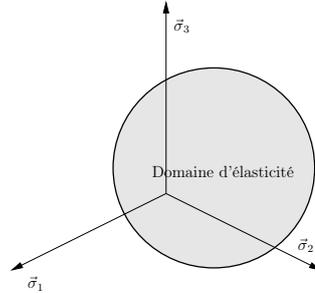


FIG. 4.11 – Schématisation du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes principales.

Lorsque  $f$  est inférieur à zéro (surface grisée de la figure 4.11), le matériau a un comportement élastique. Si, dans l'espace des contraintes, un point de fonctionnement  $M$  est extérieur au domaine d'élasticité (extérieur à la zone grisée, soit  $f > 0$ ) alors il y a un écoulement viscoplastique.

$$f = \sigma_{eq} - \sigma_y - R \quad (4.6)$$

- $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente de von Mises. Elle correspond au deuxième invariant du déviateur des contraintes soit :  $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \boldsymbol{\sigma}' : \boldsymbol{\sigma}'}$  avec  $\boldsymbol{\sigma}' = \boldsymbol{\sigma} - \sigma_H \mathbf{1}$  où  $\sigma_H = \frac{1}{3} \text{tr}(\boldsymbol{\sigma})$ .
- $\sigma_y$  est la limite d'élasticité initiale.
- $R$  est un scalaire représentant l'écrouissage isotrope.

Pour calculer  $f$  et ainsi statuer sur l'écoulement viscoplastique, il est nécessaire de déterminer la limite d'élasticité  $\sigma_y$  et l'écrouissage  $R$ .

**Définition de l'écrouissage  $R$**  L'écrouissage isotrope  $R$  est choisi comme une fonction de la déformation plastique cumulée  $p$ . L'identification de  $R$  doit permettre d'approcher au mieux les courbes d'écrouissage. La loi de Voce est utilisée.

Soit  $\dot{R} = b(Q - R)\dot{p}$  avec  $\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{vp} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{vp}}$ . L'expression de  $R$  est déterminée par intégration, soit :

$$R = Q[1 - \exp(-bp)] \quad (4.7)$$

La détermination de  $R(p)$  nécessite la connaissance des deux paramètres  $Q$  et  $b$ .

**Définition de la loi d'écoulement** La loi de normalité [Lemaitre04] implique que  $\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^{vp} = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}}$ .

Avec le critère de plasticité de von Mises, la vitesse de déformation viscoplastique s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \frac{3}{2} \dot{\rho} \frac{\sigma'}{\sigma_{eq}} \quad (4.8)$$

Où  $\dot{\rho} = \left(\frac{f}{K}\right)^n$ , K est appelé la consistance viscoplastique [Rappaz98]. K et n sont des paramètres inconnus.

Le modèle comporte donc 7 paramètres inconnus E,  $\nu$ ,  $\sigma_y$ , Q, b, n et K. La dépendance de ces paramètres vis-à-vis de la température est à identifier.

### 1.2.3 Identification des paramètres de la loi de comportement

Pour réaliser l'identification des paramètres inconnus de la loi de comportement, le logiciel SiDoLo est utilisé. Ce logiciel permet, lorsque l'on souhaite confronter un modèle à des résultats expérimentaux, une estimation de tous les paramètres du modèle [Pilvin03].

Les essais mécaniques réalisés de la température ambiante jusqu'à 1000 °C (chapitre 3) sont utilisés dans le processus d'identification. SiDoLo détermine un jeu de paramètres en fonction de la température en considérant l'ensemble des courbes expérimentales.

Sur les figures 4.12 a, b et c sont représentées en trait continu les évolutions de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes températures d'essai (données issues du chapitre 3). Pour la température de 900 °C deux courbes de traction sont présentées. Elles sont toutes deux utilisées lors de l'identification des paramètres, la courbe expérimentale atteignant les niveaux de contrainte les plus importants n'a pas été décrite dans le chapitre 3, elle est obtenue avec  $\dot{\epsilon}_1 = -0,65 \cdot 10^{-2}/s$  et  $\dot{\epsilon}_2 = -0,3 \cdot 10^{-2}/s$ . En trait discontinu sont représentées les courbes issues de l'identification à l'aide de SiDoLo.

Pour les basses et moyennes températures (figure 4.12 a et b), la différence entre les courbes expérimentales et celles issues du modèle EVP identifié est faible (de l'ordre du MPa). Pour les températures de 850 °C et 900 °C un écart plus important est observé, cet écart n'est plus visible pour la température de 1000 °C. Pour réduire les écarts observés au voisinage de 900 °C, il serait nécessaire de conduire de nouvelles expériences.

### 1.2.4 Évolutions des paramètres de la loi de comportement en fonction de la température

Sur les figures 4.13 et 4.14 sont regroupées les évolutions des paramètres de la loi de comportement en fonction de la température. L'identification de ces paramètres est réalisée jusqu'à la température maximale de caractérisation mécanique du matériau, soit 1000 °C.

Pour chaque paramètre, quatre valeurs aux températures de 20 °C, 476 °C, 800 °C et 1000°C sont identifiées par SiDoLo.

### 1.2.5 Extrapolation des paramètres aux températures supérieures à 1000 °C

La loi de comportement EVP à écrouissage isotrope identifiée à l'état solide jusqu'à la température de 1000°C ne permet pas de décrire le comportement du matériau à l'état pâteux ou liquide. Il serait pertinent de considérer une loi de comportement dédiée à l'état pâteux. Ainsi

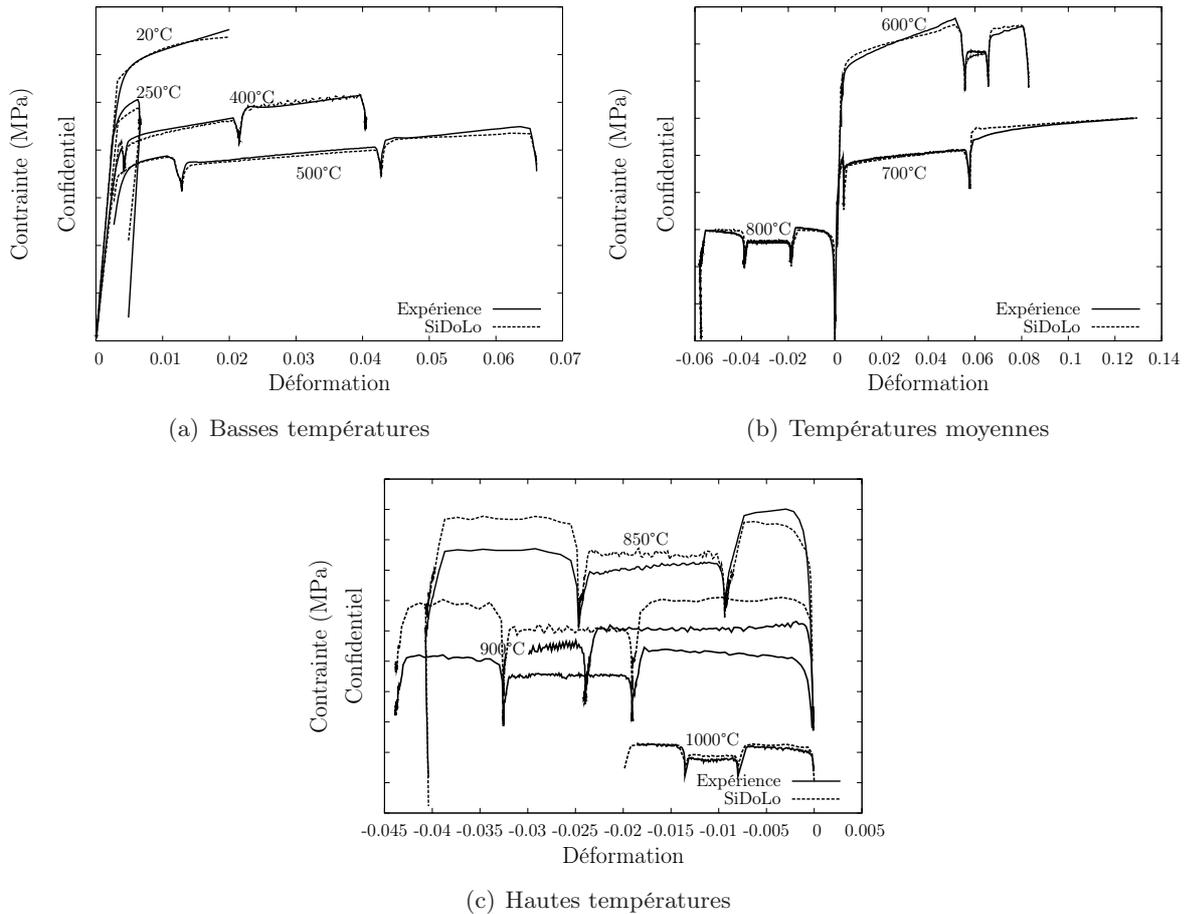


FIG. 4.12 – Confrontation des courbes expérimentales et des résultats issus de l'identification du modèle EVP.

Ludwig [Ludwig04] propose une loi de comportement pour un alliage d'aluminium pour décrire son comportement à l'état pâteux.

Dans le cadre de cette étude, la loi de comportement EVP est conservée pour décrire le matériau au delà de la température de solidus (1047 °C). Par contre les paramètres de la loi sont extrapolés afin que la loi EVP permette de décrire, dans la mesure du possible, le comportement du matériau en zones pâteuse et liquide. Les valeurs retenues pour les divers paramètres sont regroupées dans le tableau 4.5.

**Consistance viscoplastique** En se référant aux travaux de Kerrouault [Kerrouault00], la consistance viscoplastique doit être inférieure à 1 MPa.s pour les températures supérieures au solidus.

**Paramètre Q** A l'état liquide et pâteux, l'écoulement est nul, le paramètre Q est donc maintenu à une valeur nulle pour une température supérieure à la température de solidus.

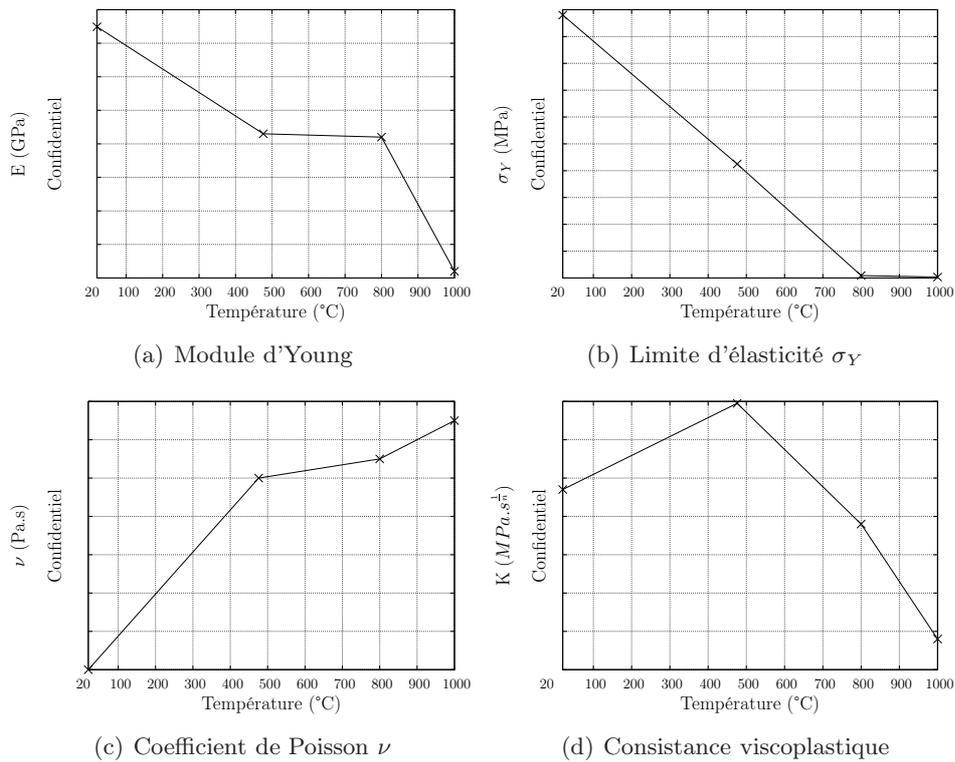


FIG. 4.13 – Evolutions des paramètres de la loi de comportement en fonction de la température.

	Température (°C)						
	20	476	800	1000	$T_s=1047$	$T_L=1080$	HT (>1080)
E (GPa)	CONFIDENTIEL						
$\sigma_Y$ (MPa)							
$\nu$							
b							
n							
Q (MPa)							
K (MPa.s $^{\frac{1}{n}}$ )							

TAB. 4.5 – Paramètres de la loi EVP (identifiés pour  $T \leq 1000$  °C, extrapolé pour  $T > 1000$  °C).

**Paramètres E et  $\sigma_y$**  Les notions de module d'Young E et de limite d'élasticité  $\sigma_y$  n'ont guère de sens lorsque le matériau est à l'état liquide, les valeurs de ces grandeurs aux hautes températures sont donc réduites au maximum. Malheureusement, lorsque la valeur du module d'Young tend vers zéro la convergence du calcul numérique devient difficile. A l'aide de plusieurs simulations thermomécaniques préliminaires les valeurs de E et  $\sigma_y$  sont fixées de telle manière que les calculs convergent rapidement.

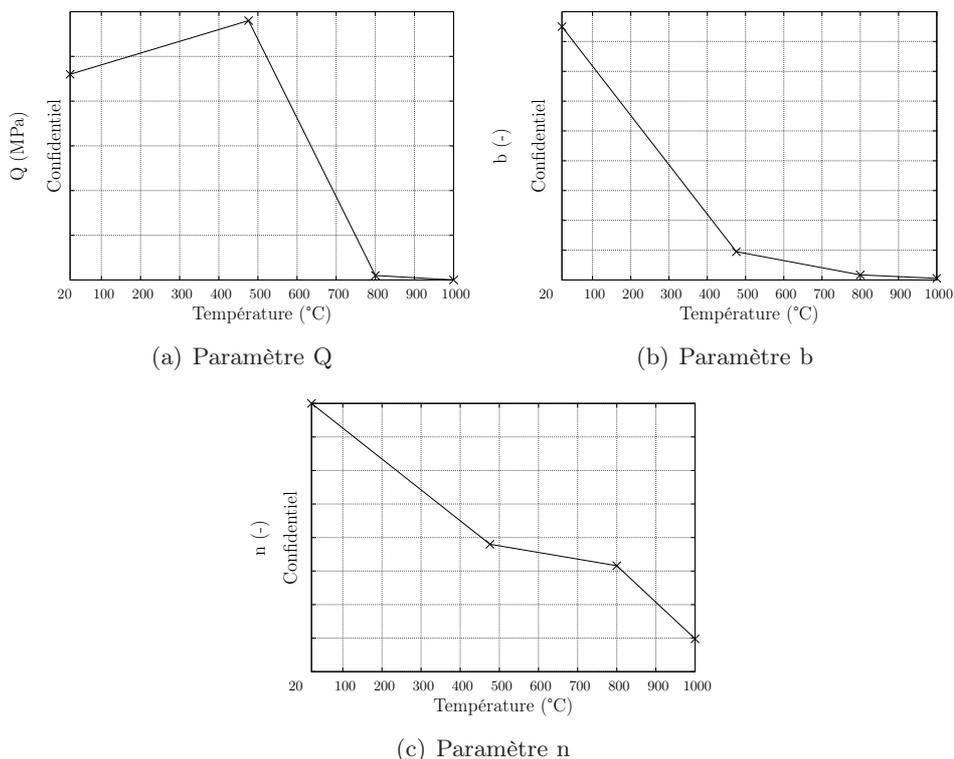


FIG. 4.14 – Evolutions, en fonction de la température, des coefficients identifiés de la loi de comportement.

**Viscosité** La viscosité d'un métal liquide aux très hautes températures tend vers la valeur de 0,5 MPa.s avec un exposant  $n=1$  pour se rapprocher du comportement d'un fluide newtonien.

### 1.2.6 Prise en compte de la loi de comportement dans le code de calcul Cast3m

La loi de comportement EVP décrite ci dessus n'étant pas disponible dans le code de calcul Cast3m, elle est implémentée en utilisant la procédure UMAT [Cast3m08]. La validation de l'implémentation de la loi est réalisée par confrontation de résultats de simulation de trois cas test simples simulés à l'aide de Cast3m et de SiDoLo. Les résultats de cette validation sont regroupés dans l'annexe I.

## 1.3 Exemples de résultats de simulations

Les calculs thermomécaniques sont réalisés à l'aide de l'ensemble des hypothèses exposées au cours de cette section.

**Maillage** Sur les figures 4.15 a et b sont représentés deux exemples de maillage d'une éprouvette JWRI de largeur 30 mm et d'une éprouvette trapézoïdale.

Les mailles utilisées sont cubiques à huit points de Gauss et à interpolation linéaire. Dans la zone fondue la dimension des mailles est de l'ordre de 500  $\mu m$ . Ces maillages sont utilisés pour

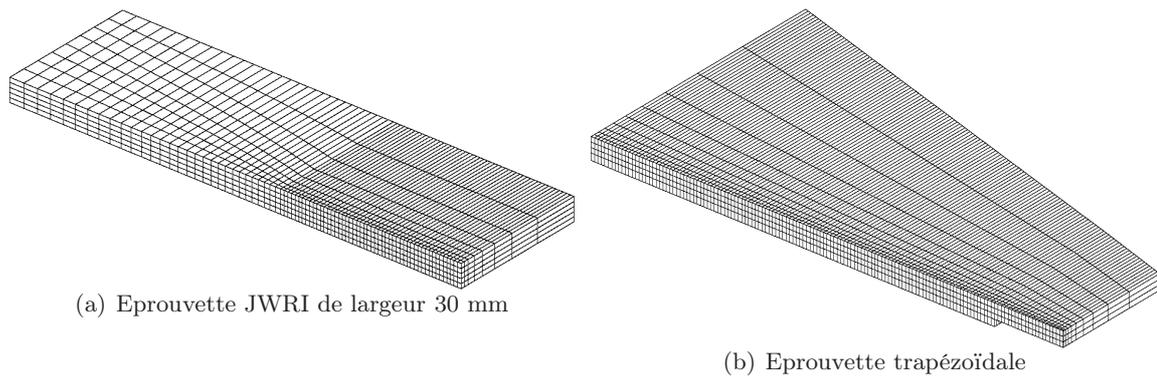


FIG. 4.15 – Exemple de maillage d’une éprouvette JWRI et trapézoïdale.

réaliser des calculs thermomécaniques préliminaires. La taille des mailles sera discutée au cours du chapitre 5 lors de l’identification du critère thermomécanique.

**Champs de température** Sur les figures 4.16 a et b sont représentés les deux champs de température correspondants à la simulation numérique du soudage utilisant les maillages présentés à la figure 4.15. Un schéma numérique non linéaire est utilisé ( $\theta=1$ ) (annexe G). Le pas de temps de calcul est de 0,001 seconde.

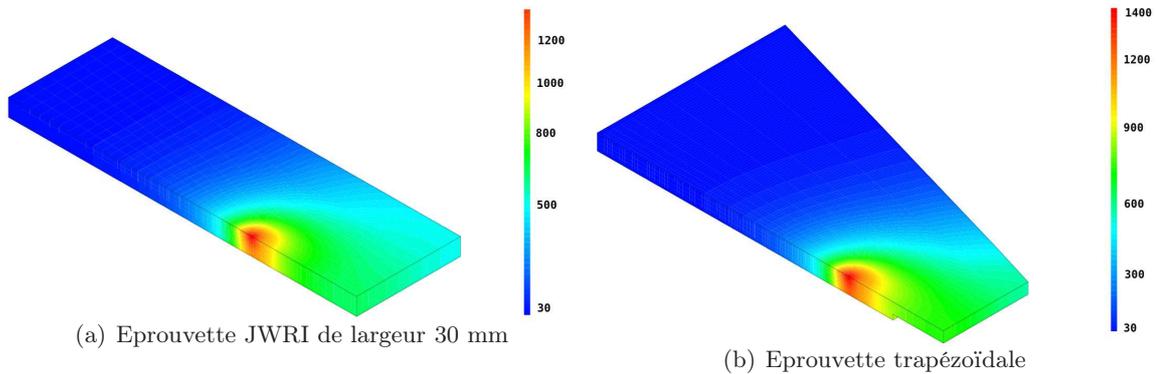


FIG. 4.16 – Exemples de champ de température à un instant donné (isovaleurs en °C).

**Champs de contrainte  $\sigma_{yy}$**  Sur les figures 4.17 a et b sont représentés les deux champs de contrainte  $\sigma_{yy}$  à un instant donné.

Les limites de la zone pâteuse sont représentées par deux courbes notées A et B.

Quelque soit la géométrie considérée, à l’arrière du bain la contrainte  $\sigma_{yy}$  est de traction (zone rouge) et à l’avant du bain en compression (zone verte).

## 2 Calculs numériques réalisés avec Calcosoft

Le logiciel Calcosoft est utilisé pour identifier le critère RDG. Dans sa troisième approche (chapitre 1), le critère nécessite la connaissance de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ . Dans le cadre de

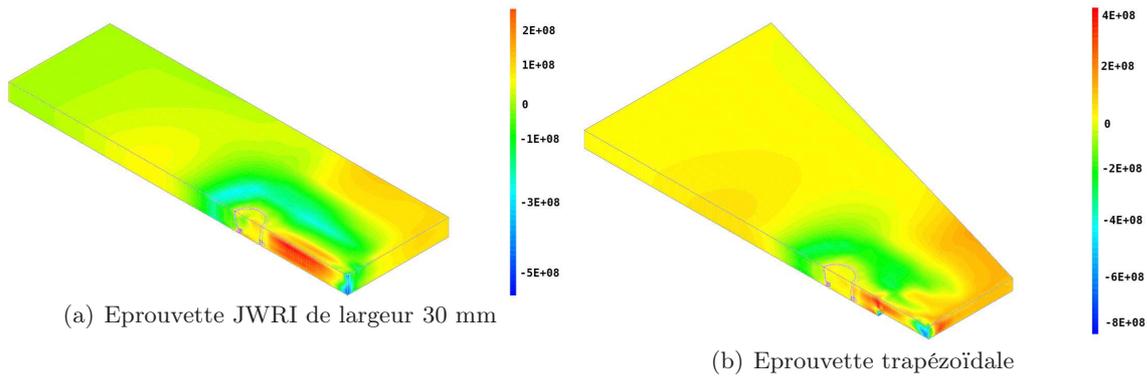


FIG. 4.17 – Exemple de champ de contrainte  $\sigma_{yy}$  à un instant donné (unité des échelles en Pa).

cette étude une hypothèse est faite sur la déformation, l'établissement du critère RDG ne nécessite alors que la réalisation de simulations thermiques du soudage des différentes éprouvettes étudiées (JWRI et trapézoïdale). Dans le cas des éprouvettes JWRI, l'approche est eulérienne. Dans le cas de l'éprouvette trapézoïdale, l'approche est lagrangienne.

Différentes largeurs d'éprouvettes JWRI sont simulées dans le cadre de l'étude. Certaines largeurs d'éprouvettes ont été testées expérimentalement (largeurs 30 mm et 78 mm), d'autres largeurs d'éprouvettes JWRI (largeur 20 mm, 40 mm et 60 mm) serviront à illustrer les tendances du critère phénoménologique RDG.

Les modèles numériques utilisés incluent :

- Une source de chaleur CIN.
- Des maillages adaptés à l'approche considérée (eulérienne ou lagrangienne).
- Des conditions aux limites.

## 2.1 Conditions aux limites imposées

Sur la figure 4.18 sont représentés en (a) un schéma d'une éprouvette JWRI et en (b) une éprouvette trapézoïdale. Dans le cas des éprouvettes JWRI, la simulation est eulérienne, la

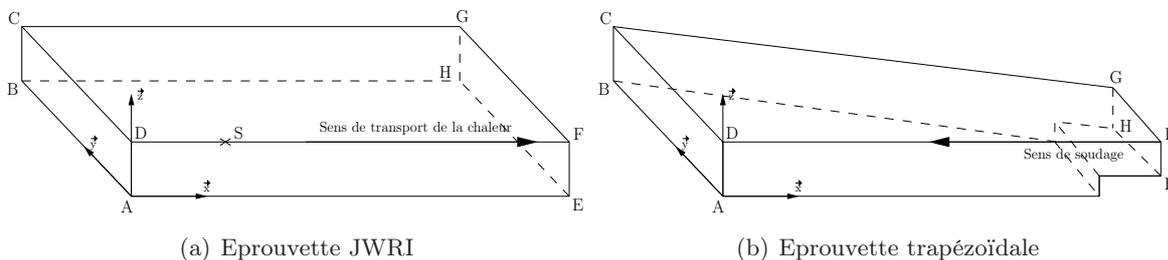


FIG. 4.18 – Schéma des éprouvettes JWRI et trapézoïdale.

source de chaleur est donc fixe dans le repère global. Elle se trouve au point S de la figure 4.18. Le point S se trouve aux coordonnées (en millimètres) (10 ; 0 ; 2,5). Les conditions aux limites suivantes sont imposées :

- La température ambiante est imposée sur la face ABCD. Dans l'approche eulérienne, cette

condition aux limites 'symbolise' le fait que la matière qui va 'passer' sous le faisceau est à la température ambiante avant de 'voir' le champ de température imposé par le faisceau.

- Un flux nul est imposé sur la face ADEF pour des raisons de symétrie et sur la face EFGH.
- Un échange par rayonnement est imposé sur les faces CDFG, BCGH et ABEH.

Dans le cas de l'éprouvette trapézoïdale, la simulation étant lagrangienne, les conditions aux limites imposées sont identiques à celles décrites dans la section relative aux calculs thermiques menés à l'aide de Cast3m (figure 4.1 page 102), à savoir un flux nul suivant la face ADEF, une température imposée suivant la face ABCD et pour les autres faces des échanges par rayonnement.

## 2.2 Maillage des éprouvettes

Le maillage des éprouvettes est réalisé à l'aide d'éléments tétraédriques qui sont définis par deux grandeurs : la hauteur  $H$  et le côté  $C$ . Les éléments sont à interpolation linéaire. Par rapport aux calculs thermomécaniques présentés dans la première partie de ce chapitre, le maillage est encore plus fin pour estimer au mieux les gradients thermiques.

**Maillage des éprouvettes JWRI** Sur la figure 4.19 est représenté le maillage d'une éprouvette JWRI de largeur 30 mm.

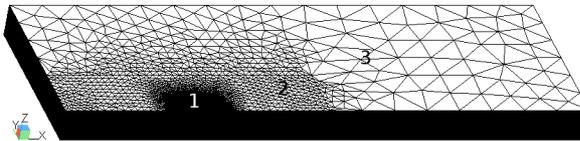


FIG. 4.19 – Maillage d'une éprouvette JWRI de largeur 30 mm utilisée dans le code de calcul Calcosoft.

Une zone raffinée (notée 1 sur la figure) englobe la zone liquide et la zone pâteuse, la taille des éléments dans cette zone est de l'ordre de  $50 \mu m$ . Le déraffinage de cette zone s'effectue en deux étapes, tout d'abord dans la zone 2 (zone moyennement raffinée) puis dans la zone 3 (zone déraffinée). Les dimensions des éléments dans les différentes zones ainsi que le nombre total d'éléments utilisés sont précisés dans le tableau 4.6.

**Maillage de l'éprouvette trapézoïdale** La représentation étant lagrangienne, la pièce est maillée finement dans la zone proche de l'axe de symétrie, dans la zone raffinée le côté des éléments tétraédriques est de  $100 \mu m$ . Le maillage est constitué de 1600000 éléments.

Sur la figure 4.20 est représenté le maillage de l'éprouvette trapézoïdale.

## 2.3 Paramètres utilisés

Les paramètres des différentes sources de chaleur sont ceux de la section précédente identifiés à l'aide du logiciel Cast3m. Pour la résolution du problème thermique, les propriétés

Largeur d'éprouvette (mm)	Nombre d'éléments	Taille de maille (TM) zone raffinée en $\mu m$	TM zone moyennement raffinée en mm	TM zone déaffinée en mm
20	2439900	H 41 C 50	C 0.5	C 2.5
30	1976580	H 41 C 50	C 0.5	C 2.5
40	1767600	H 41 C 50	C 0.5	C 3
60	1546380	H 41 C 50	C 0.5	C 4
78	1974420	H 41 C 50	C 0.5	C 3

TAB. 4.6 – Principales informations relatives au maillage des éprouvettes JWRI utilisées en simulation numérique eulérienne du soudage.

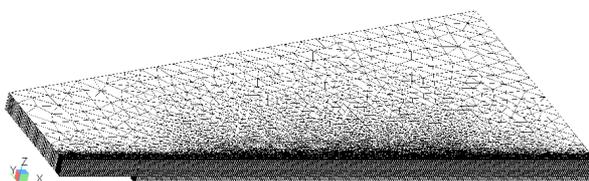


FIG. 4.20 – Maillage de l'éprouvette trapézoïdale utilisée dans le code de calcul Calcosoft.

matériau utilisées sont identiques à celles présentées dans la section précédente. Le logiciel considère l'équation de la chaleur non pas en température comme Cast3m mais en enthalpie (équation G.2 de l'annexe A). Le changement d'état est pris en compte par le logiciel, il suffit de lui indiquer le chemin de solidification et la chaleur latente de changement de phase. La chaleur spécifique utilisée dans le code Calcosoft est donc différente de celle utilisée dans le code Cast3m. L'évolution de la chaleur spécifique utilisée dans Calcosoft est représentée sur la figure 4.21. La chaleur spécifique est maintenue constante à l'état liquide.

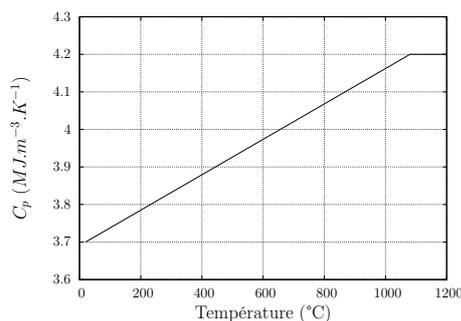


FIG. 4.21 – Chaleur spécifique utilisée pour mener les calculs thermiques avec le logiciel Calcosoft.

La simulation eulérienne du soudage nécessite un terme de transport qui représente le 'défilement' de la matière sous la source fixe (en fait il s'agit du terme de transport du champ de température). La vitesse du terme de transport est prise égale à la vitesse de soudage.

## 2.4 Exemples de résultats

Sur la figure 4.22a est représenté un résultat de calcul eulérien sur une géométrie JWRI (largeur 40 mm) après convergence du calcul. Les fractions de solide et de liquide sont représentées sur la figure 4.22b.

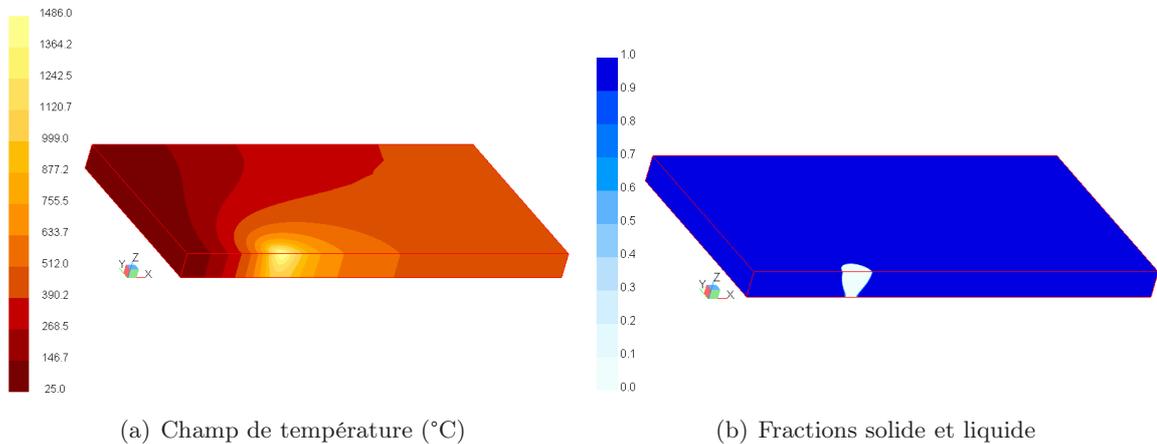


FIG. 4.22 – Exemples de résultats de simulation numérique (largeur d'éprouvette JWRI : 40 mm).

La figure 4.23a est un zoom sur la face ADFE de la figure 4.18, les fractions solide et liquide y sont représentées.

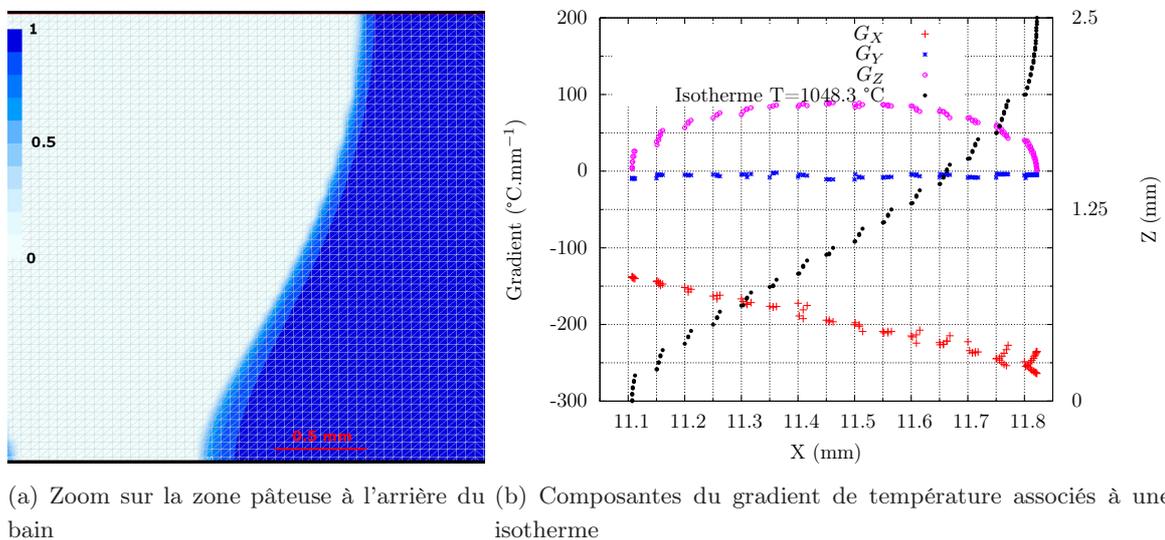


FIG. 4.23 – Exemple de résultats de simulation numérique.

Trois zones sont distinguées, le bain liquide (en blanc), la zone pâteuse et la zone solide (zone sombre). La zone pâteuse à l'arrière du bain liquide s'étend sur  $100 \mu\text{m}$  pour  $y=2,5 \text{ mm}$  (face endroit de l'éprouvette) et sur  $200 \mu\text{m}$  pour  $z=0 \text{ mm}$  (face envers de l'éprouvette).

A l'aide du logiciel ISOSURF développé au laboratoire LSMX, il est possible d'extraire du

calcul précédent l'isotherme correspondant à une fraction solide donnée. Sur la figure 4.23b est représentée, à l'aide de cercles sombres, l'isotherme correspondant à une fraction solide de 95 % ( $T=1049$  °C). L'isotherme est représentée dans le plan  $xz$  de la figure 4.18 suivant la face ADFE. L'abscisse du graphique correspond à l'axe  $x$  du repère global de la figure 4.18. L'ordonnée se situe à la droite du graphique et correspond à l'axe  $z$  de la figure 4.18.

En chaque point appartenant à l'isotherme, les composantes du gradient de température  $G_x$ ,  $G_y$  et  $G_z$  sont déterminées. Ainsi, en surface de l'éprouvette  $z=2,5$  mm, l'isotherme correspondant à la fraction solide de 95 % se situe au point (en mm) (11,8; 0; 2,5) et le gradient thermique suivant la direction  $x$  vaut  $-250$  °C/mm, les autres composantes du gradient sont nulles.

Ce type de données est nécessaire à l'identification d'un critère local de sensibilité à la fissuration à chaud.

### 3 Conclusions

Deux codes de calcul par éléments finis, Calcosoft et Cast3m, sont utilisés au cours de cette étude. Ce chapitre présente les hypothèses mises en place pour réaliser les simulations numériques du soudage des éprouvettes JWRI et trapézoïdale. Les résultats des simulations seront utilisés dans le chapitre 5 pour analyser la validité des critères de sensibilité à la fissuration à chaud au cours du soudage du lot 355.

**Utilisation du code Cast3m** Cast3m est utilisé pour réaliser des simulations thermomécaniques du soudage des éprouvettes JWRI et trapézoïdale. Un modèle numérique inclut un maillage, des conditions aux limites thermiques et mécaniques, une source de chaleur et une loi de comportement.

La source de chaleur présente quatre paramètres inconnus qui sont identifiés par méthode inverse en utilisant les résultats expérimentaux du chapitre 3.

Une loi de comportement élastoviscoplastique (EVP) à écrouissage isotrope est utilisée. Cette loi comporte sept paramètres inconnus. En considérant les essais de traction présentés dans le chapitre 3, les paramètres inconnus sont identifiés par méthode inverse jusqu'à la température de 1000 °C. Au delà de 1000 °C, les valeurs des paramètres sont extrapolées de telle manière que le modèle EVP reproduise au mieux le comportement de la zone pâteuse. Certaines valeurs des paramètres pour une température supérieure à 1080 °C sont choisies afin que les calculs thermomécaniques convergent.

Les calculs réalisés à l'aide de Cast3m vont permettre l'identification d'un critère thermomécanique de sensibilité à la fissuration à chaud au cours du soudage (chapitre 5).

**Utilisation du code Calcosoft** Calcosoft est utilisé pour réaliser uniquement la simulation numérique thermique du soudage des éprouvettes JWRI et trapézoïdale. Une approche eulérienne est mise en œuvre pour les éprouvettes JWRI. Un modèle numérique inclut un maillage, des conditions aux limites thermiques et une source de chaleur. Les paramètres de la source sont identiques à ceux utilisés lors des simulations réalisées à l'aide de Cast3m.

Les résultats des simulations numériques menées avec Calcosoft seront utilisés pour identifier un critère de sensibilité local à la fissuration à chaud (chapitre 5).



## Chapitre 5

# Détermination des critères de fissuration à chaud

Ce chapitre présente les étapes suivies pour appliquer un critère phénoménologique et un critère thermomécanique de sensibilité à la fissuration à chaud au cours des lignes de fusion sur des éprouvettes JWRI. Avec un objectif de validation, les critères sont appliqués au cas de l'éprouvette trapézoïdale.

La première partie de ce chapitre est dédiée à l'identification et la validation d'un critère thermomécanique. Dans la seconde partie, l'application du critère RDG étant détaillée, l'accent est mis sur les hypothèses utilisées pour appliquer le critère dans sa troisième approche. Enfin, dans la dernière partie du chapitre les critères sont discutés.

### 1 Détermination du critère thermomécanique

La détermination d'un critère thermomécanique inspiré des travaux de [Kerrouault00] nécessite la réalisation de calculs numériques. La première section de cette partie est donc dédiée à la présentation des modèles numériques utilisés (des exemples de résultats de simulation sont donnés au chapitre 4). Dans la deuxième section, les grandeurs physiques pertinentes pour l'établissement d'un critère thermomécanique sont présentées. Enfin, dans les deux dernières sections de cette partie, un critère thermomécanique est identifié dans le cas des éprouvettes JWRI et l'influence des paramètres clés du critère est discutée. Un calcul de validation est ensuite présenté.

#### 1.1 Conditions de simulation

Les modèles utilisés pour réaliser la simulation numérique du soudage des éprouvettes JWRI incluent un maillage, une source d'apport de chaleur, des conditions aux limites thermiques et mécaniques.

Les propriétés du matériau, la source de chaleur ainsi que les conditions aux limites utilisées sont regroupées dans le chapitre 4.

Sur la figure 5.1 a et b sont représentés les maillages utilisés pour simuler le soudage des éprou-

vettes JWRI.

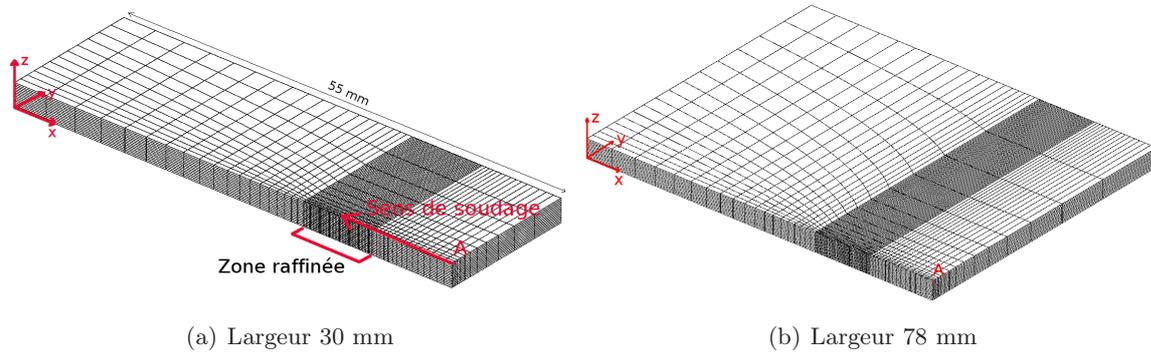


FIG. 5.1 – Maillages utilisés pour réaliser les calculs thermomécaniques.

Les maillages sont constitués d'éléments cubiques à 8 points de Gauss à interpolation linéaire. Les éléments les plus petits de la partie raffinée du maillage sont de dimension  $160 \times 160 \times 160 \mu\text{m}^3$ . Le maillage de la figure 5.1a est constitué de 14760 éléments (cas fissurant) et le maillage de la figure 5.1b de 19680 éléments (cas non fissurant).

Au début de la simulation, la source de chaleur est au point A et se déplace dans le sens indiqué par la flèche (figure 5.1 a). La figure 5.2 est un zoom sur la zone raffinée de la figure 5.1a.

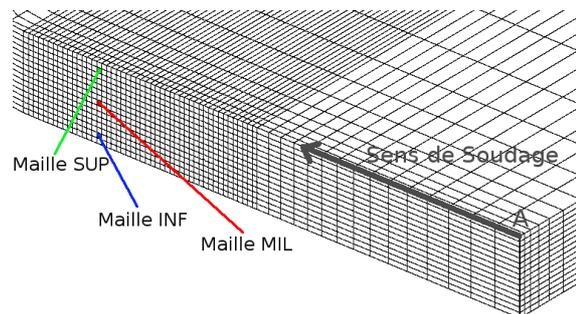


FIG. 5.2 – Zoom sur la figure 5.1a.

Pour établir un critère thermomécanique, il est nécessaire de comparer les résultats de simulation obtenus dans le cas fissurant et non fissurant. Pour chaque éprouvette simulée les analyses des résultats sont menées au centroïde de trois mailles. Ces mailles appartiennent à la zone raffinée et se situent à la limite de la zone transitoire<sup>1</sup> soit à  $x=42 \text{ mm}$ . La maille proche de la face endroit est appelée maille SUP, la maille à demi-épaisseur de l'éprouvette est appelée maille MIL enfin, la maille proche de la face envers est appelée maille INF.

Sur la figure 5.3 sont représentées les évolutions de la température en fonction du temps au centroïde de la maille SUP dans le cas fissurant (indice F SUP sur la figure) et non fissurant (indice NF SUP). L'intervalle de solidification est représenté par deux droites de faible épaisseur (indice  $\Delta T_{S/L}$  sur la figure).

En considérant un élément de matière positionné au centroïde de la maille SUP, l'élément est

<sup>1</sup> Abscisse de l'éprouvette JWRI à partir de laquelle la largeur du cordon est constante.

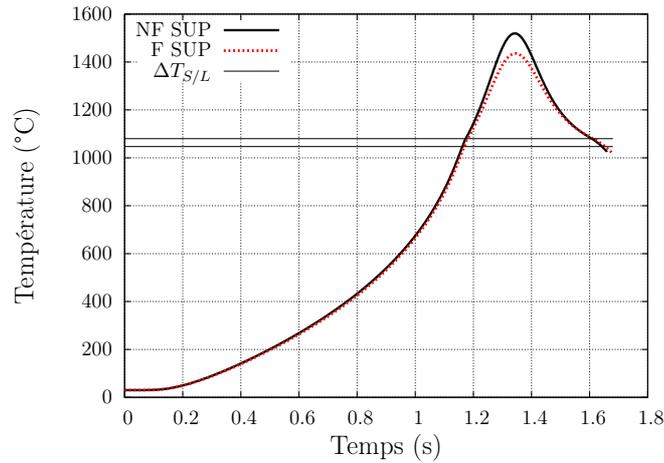


FIG. 5.3 – Evolution de la température au cours du soudage au centroïde de la maille SUP.

solide à  $t = 0$  s puis passe à l'état liquide pour  $t \approx 1,18$  s et atteint la température maximale de  $1500$  °C dans le cas fissurant. Enfin, l'élément de matière est refroidi.

Le phénomène de fissuration à chaud apparaît lors du refroidissement, lorsque la température appartient à l'intervalle de solidification. Dans le cas considéré (figure 5.3), à partir de  $t=1,62$  s l'élément de matière est à nouveau solide, la simulation numérique est donc stoppée. L'ensemble des courbes présentées dans les sections suivantes sont donc tronquées à  $t=1,62$  s soit à une température  $T \approx 1020$  °C.

## 1.2 Grandeurs physiques étudiées pour établir le critère thermomécanique

En s'inspirant des travaux de Kerrouault [Kerrouault00], l'établissement du critère thermomécanique est réalisé en étudiant les composantes de la déformation et de la contrainte suivant la direction  $y$  qui est orthogonale au plan de symétrie soient  $\epsilon_{yy}$  et  $\sigma_{yy}$ . En effet, par symétrie, le gradient thermique  $\vec{G}$  à l'arrière du bain est dirigé selon l'axe  $x$ . La direction qui maximise la composante  $\epsilon_{tt}$  d'ouverture du défaut est l'axe  $y$ .

Sur la figure 5.4 est représentée l'évolution de  $\sigma_{yy}$  en fonction de la température au centroïde de la maille SUP, dans le cas fissurant (trait pointillé) et non fissurant (trait continu). L'intervalle de solidification est représenté par deux lignes de faible épaisseur. Dans le cas fissurant, lorsque la température est comprise entre  $25$  °C et  $300$  °C, la contrainte  $\sigma_{yy}$  est en traction puis passe en compression pour une température supérieure à  $300$  °C. A l'état liquide ( $T > 1080$  °C),  $\sigma_{yy}$  devrait être très faible ce qui n'est pas le cas ici. Ceci est dû aux valeurs des paramètres de la loi de comportement aux hautes températures. Les paramètres matériau utilisés pour réaliser les calculs sont présentés et discutés dans le chapitre 4. Dans le cas non fissurant, les tendances observées sont les mêmes (courbes en traction jusqu'à une température de  $170$  °C puis en compression).

Sur la figure 5.5 sont représentées les évolutions de la composante  $yy$  de la déformation (a) et

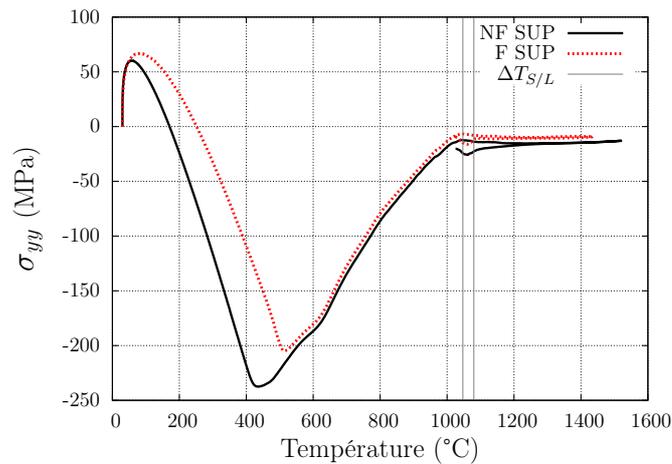


FIG. 5.4 – Evolution de la contrainte  $\sigma_{yy}$  au cours du soudage au centroïde de la maille SUP.

des parties élastique (b), thermique (c) et viscoplastique (d) de la déformation en fonction de la température ; les courbes sont obtenues au centroïde de la maille SUP dans le cas fissurant et non fissurant.

Sur l'intervalle de température représenté, la valeur absolue de la partie élastique de la déformation est inférieure à 0,5%. Au delà de la température de liquidus les variations de la partie élastique sont dues aux valeurs élevées du module d'Young aux hautes températures.

La partie thermique de la déformation atteint 2,1% dans l'intervalle de solidification. Au delà de la température de liquidus la grandeur continue à évoluer pour atteindre 3% dans le cas non fissurant.

La partie viscoplastique de la déformation est représentée sur la figure 5.5 d.

Dans les cas fissurant et non fissurant, jusqu'à une température avoisinant 500 °C, la déformation  $\epsilon_{yy}$  n'a pas de composante viscoplastique. Lorsque la température atteint sa valeur maximale (matériau dans l'état liquide),  $\epsilon_{vp_{yy}}$  est de l'ordre de -4% dans le cas fissurant et de -5% dans le cas non fissurant. Ces niveaux de déformation évoluent faiblement lors du refroidissement. Dans le cas fissurant la variation de la partie viscoplastique de la déformation est plus importante dans l'intervalle de solidification (délimité par deux droites grises) que dans le cas non fissurant.

### 1.3 Identification du critère thermomécanique

L'identification d'un critère thermomécanique se base sur l'analyse des courbes des figures 5.4 et 5.5. Les cas fissurant et non fissurant sont comparés. L'objectif est de trouver la (ou les) grandeur(s) physique(s) qui permet(tent) de distinguer un cas fissurant d'un cas non fissurant. Dans cette section, seules les parties des courbes au cours du refroidissement et appartenant à l'intervalle de solidification sont représentées. Pour les températures supérieures à la température de solidus, les résultats présentés aux figures 5.4 et 5.5 n'ont qu'une valeur indicative. En effet, le modèle numérique utilisé ne permet pas de simuler les phénomènes présents dans

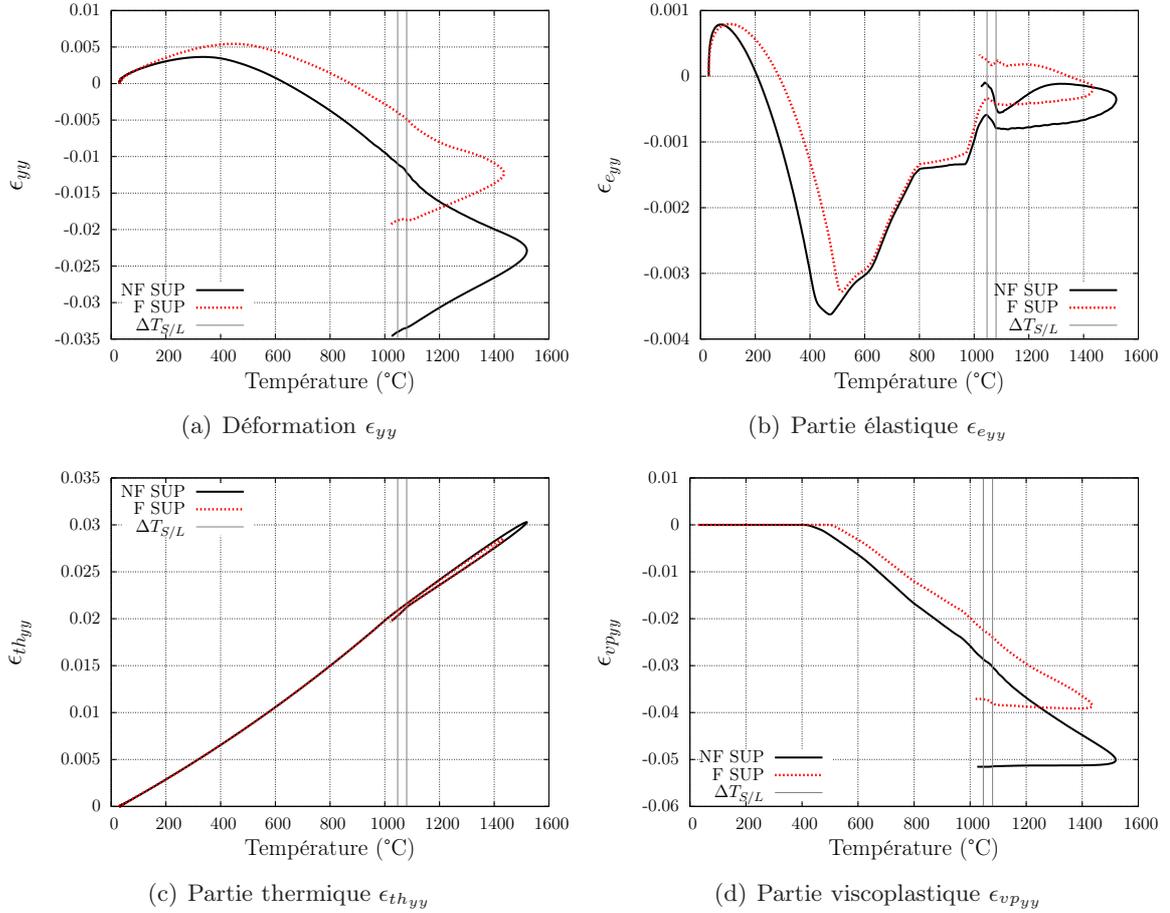


FIG. 5.5 – Evolutions des composantes élastique, thermique et viscoplastique de la déformation  $\epsilon_{yy}$  au centroïde de la maille SUP au cours du soudage.

le liquide. Pour prendre en compte les conséquences mécaniques du changement d'état solide-liquide-solide, la contrainte et la déformation viscoplastique d'ouverture ( $\sigma_{yy}$  et  $\epsilon_{vp_{yy}}$ ) sont mises à zéro à partir d'une température  $T^*$  lors du refroidissement. La valeur de la grandeur physique ( $\sigma_{yy}$  ou  $\epsilon_{vp_{yy}}$ ) pour  $T=T^*$  est soustraite à l'ensemble de l'évolution de la grandeur étudiée. Pour une température supérieure à  $T^*$ , la grandeur est considérée nulle. Les grandeurs mises à zéro sont notées  $\sigma_{yy}^*$  et  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  (équations 5.1 et 5.2).

$$\begin{cases} \epsilon_{vp_{yy}}^*(T) = \epsilon_{vp_{yy}}(T) - \epsilon_{vp_{yy}}(T^*) & \text{avec } \dot{T} < 0 \\ \epsilon_{vp_{yy}}^*(T) = 0 & \text{si } T > T^* \end{cases} \quad (5.1)$$

$$\begin{cases} \sigma_{vp_{yy}}^*(T) = \sigma_{vp_{yy}}(T) - \sigma_{vp_{yy}}(T^*) & \text{avec } \dot{T} < 0 \\ \sigma_{vp_{yy}}^*(T) = 0 & \text{si } T > T^* \end{cases} \quad (5.2)$$

Cette étape est réalisée lors du post traitement des résultats des calculs numériques et ce pour chaque maille (SUP, MIL et INF).

Dans un premier temps  $T^*$  est fixée à 1063°C. D'après le chemin de solidification du lot 355

(figure 2.15 page 74), cette température correspond à une fraction solide  $f_s^*$  de 90%. La valeur de  $T^*$  est discutée plus loin dans cette section.

Sur la figure 5.6 sont représentées des évolutions de  $\sigma_{yy}^*$  en fonction de la température. Sept courbes sont visibles. La droite en trait continu représente la température de solidus ( $T=1047$  °C), les autres courbes dont les symboles (carrés, triangles ou ronds) et la couleur sont identiques correspondent à l'évolution  $\sigma_{yy}^* = f(T)$  pour un type de maille SUP, MIL ou INF. Ainsi, les deux courbes bleues avec des symboles ronds correspondent aux évolutions de  $\sigma_{yy}^*$  en fonction de la température au centroïde de la maille INF. Les symboles 'vides' correspondent au cas non fissurant (NF) et les symboles 'pleins' au cas fissurant (F).

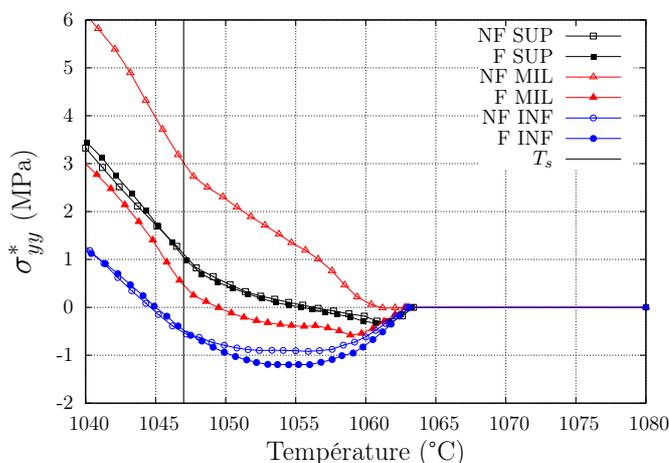


FIG. 5.6 – Evolution de la contrainte  $\sigma_{yy}^*$  en fonction de la température dans l'intervalle de solidification ( $T^*=1063$  °C).

Pour la maille SUP (couleur noire, symboles carrés), les courbes  $\sigma_{yy}^* = f(T)$  s'entrelacent, il est donc impossible de distinguer le cas fissurant du cas non fissurant. La même observation est faite pour la maille INF (couleur bleue, symboles ronds). La grandeur  $\sigma_{yy}^*$  ne peut donc pas être utilisée pour établir un critère de fissuration à chaud thermomécanique. Le même type de conclusion a été faite par Kerrouault [Kerrouault00] dans le cadre de l'étude de la fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable (figure 1.55 page 54).

Sur la figure 5.7 sont représentées les évolutions de  $\epsilon_{vpyy}^*$  en fonction de la température dans les cas fissurant et non fissurant. Comme précédemment, les évolutions sont représentées pour les mailles SUP, MIL et INF.

Cette fois ci, quelque soit la maille considérée, il est possible de distinguer le cas fissurant du cas non fissurant. Sur l'intervalle de température  $[T_s, T^*]$ , pour les mailles INF et SUP, la valeur de  $\epsilon_{vpyy}^*$  est négative dans le cas non fissurant et positive dans le cas fissurant. De plus, la valeur maximale de  $\epsilon_{vpyy}^*$  dans le cas fissurant est d'un ordre de grandeur plus grande que dans le cas non fissurant. Ainsi, à la température de solidus,  $\epsilon_{vpyy}^*$  est de  $-2,2 \cdot 10^{-5}$  pour la maille SUP

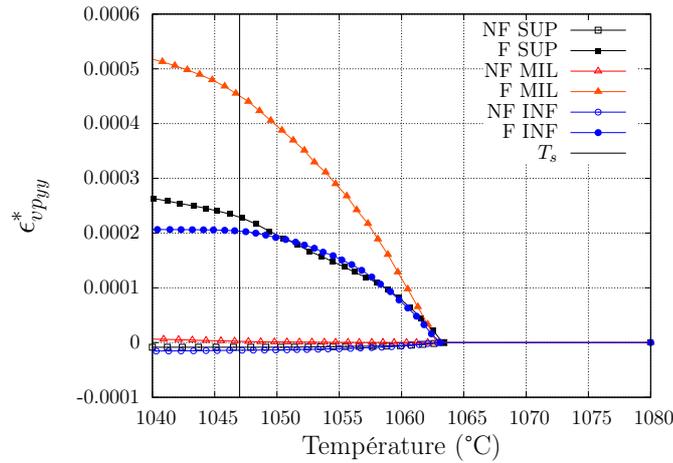


FIG. 5.7 – Evolution de la déformation  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  en fonction de la température dans l'intervalle de solidification ( $T^*=1063$  °C).

dans le cas non fissurant et de  $2,3 \cdot 10^{-4}$  dans le cas fissurant.

Sur la figure 5.8 sont représentées les évolutions de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  en fonction de la température pour les mailles SUP, MIL et INF dans les cas fissurant et non fissurant. Les température  $T_s$  et  $T^*$  sont symbolisées sur le graphique à l'aide de deux droites.

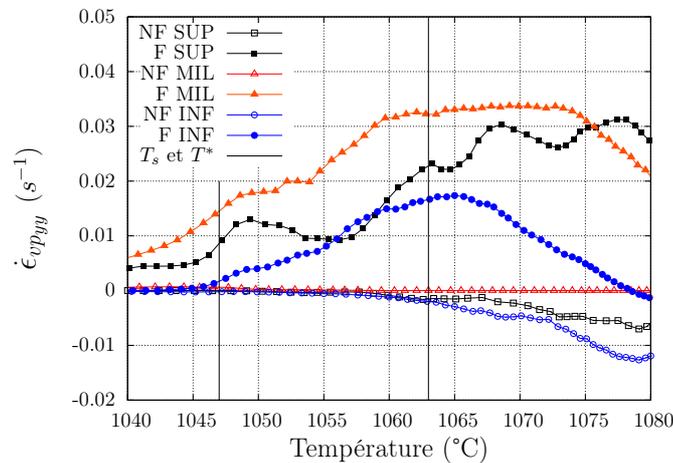


FIG. 5.8 – Evolution de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  en fonction de la température au centroïde des mailles SUP, MIL et INF dans les cas fissurant et non fissurant.

Sur l'intervalle de température délimité par  $T_s$  et  $T^*$ , dans le cas fissurant (signes pleins) la vitesse de déformation est positive au centroïde des mailles et négative ou nulle dans le cas non fissurant. Dans le cas fissurant  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  à la température de  $T^*$  pour la maille SUP est de  $2,2 \cdot 10^{-2} \cdot s^{-1}$  alors que dans le cas non fissurant la vitesse de déformation est de  $-0,2 \cdot 10^{-2} \cdot s^{-1}$ .

Il est également possible d'utiliser la vitesse de déformation comme paramètre discriminant pour identifier un critère de fissuration à chaud. Ces résultats sont en accord avec les travaux de Feng *et al.* [Feng97]. En effet, les auteurs définissent, en s'inspirant des travaux de Prokhorov [Prokhorov62], une vitesse de déformation critique permettant d'observer le phénomène de fissuration à chaud (chapitre 1 page 33).

Prokhorov [Prokhorov62] détermine un intervalle de température, appelé BTR, dans lequel le phénomène de fissuration à chaud peut apparaître. L'auteur définit également une courbe de ductilité (en forme de U) permettant de distinguer un cas fissurant d'un cas non fissurant. Cette courbe a été identifiée dans le cas du soudage d'un acier inoxydable par Kerrouault et est schématisée sur la figure 5.9.

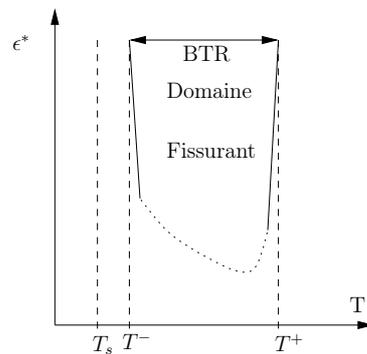


FIG. 5.9 – Schéma de la courbe en U identifiée par Kerrouault dans le cas des aciers.

La partie inférieure de la courbe en U est représentée par une courbe en pointillée. Dans le cas étudié, la borne supérieure du BTR, notée  $T^+$  sur la figure 5.9, est prise égale à la température  $T^*$ . La borne inférieure notée  $T^-$  peut être égale au solidus. La partie inférieure de la courbe en U (courbe en pointillé) se situe entre les cas fissurant et non fissurant. Dans le cas étudié (figure 5.7), sa position précise ne peut pas être déterminée avec les essais JWRI simulés. On peut néanmoins noter, que pour l'alliage étudié, la valeur minimale de la ductilité est très faible en comparaison avec les alliages d'aluminium ou les aciers. Si l'on néglige ce terme, il est possible de décrire simplement la partie inférieure de la courbe en U par une droite de pente  $\Delta$  en écrivant  $e_{crit}(T) = \Delta(T^* - T)$ . Sur la base des courbes de la figure 5.7, le coefficient  $\Delta$ , qui est une caractéristique du matériau vis-à-vis de la fissuration à chaud, a une valeur inférieure à  $10^{-5} K^{-1}$ .

### 1.3.1 Influence de $T^*$ sur la définition du critère

Sur la figure 5.10 sont représentées les évolutions de  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  en fonction de la température pour  $T^*=1056$  °C (a) et  $T^*=1068$  °C (b). Les tendances observées pour  $T^*=1063$  °C (figure 5.7) le sont également pour  $T^*=1056$  °C (a) et  $T^*=1068$  °C (b). En effet, il subsiste un ordre de grandeur entre les valeurs de  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  dans les cas fissurant et non fissurant. Sur l'intervalle de température  $[T_s, T^*]$  et pour les mailles INF et SUP,  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  est positive dans le cas fissurant et négative dans le cas non fissurant.

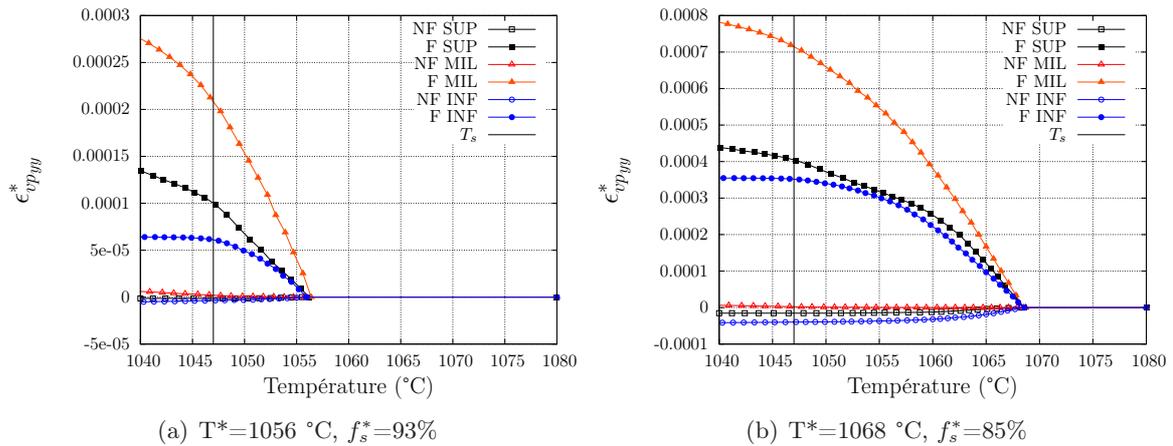


FIG. 5.10 – Evolutions de la déformation  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  en fonction de la température dans l'intervalle de solidification pour différentes températures  $T^*$ .

Les niveaux de déformation atteints sont cependant différents. Cela a pour principale conséquence de modifier les limites de la courbe en U proposée par Prokhorov [Prokhorov62] et schématisée sur la figure 5.9.

### 1.3.2 Influence de la taille de maille sur la détermination du critère thermomécanique

Des calculs numériques sont également réalisés avec les maillages présentés dans le chapitre 4 (figure 4.15 page 117). La taille de la maille la plus petite en zone raffinée est dans ce cas de  $500 \times 500 \times 500 \mu m^3$ , donc trois fois plus importante que celle des calculs précédents (maille de  $160 \mu m$ ).

Sur la figure 5.11 sont représentées les évolutions de  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  ( $T^*$  fixée à  $1063$  °C) et de  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  en fonction de la température pour les mailles SUP, MIL et INF.

Dans le cas de la maille INF (figure 5.11a), la courbe  $\epsilon_{vp_{yy}}^* = f(T)$  dans le cas fissurant (ronds pleins, couleur bleue) est supérieure à  $\epsilon_{vp_{yy}}^* = f(T)$  dans le cas non fissurant (ronds vides, couleur bleue). Cette tendance est inverse dans le cas de la maille SUP.

Les vitesses de déformations des cas fissurant ou non fissurant (figure 5.11 b) ne peuvent pas être clairement distinguées.

L'observation des courbes de la figure 5.11 ne permet pas d'observer les tendances décrites par celles des figures 5.7 et 5.8.

Dans le cadre de cette étude, des mailles dont la taille est inférieure à  $160 \mu m$  sont préconisées pour distinguer un cas fissurant d'un cas non fissurant. Cette taille de maille est proche de la largeur de la zone pâteuse (comprise entre  $100 \mu m$  et  $200 \mu m$ , voir page 121) à l'arrière du bain liquide.

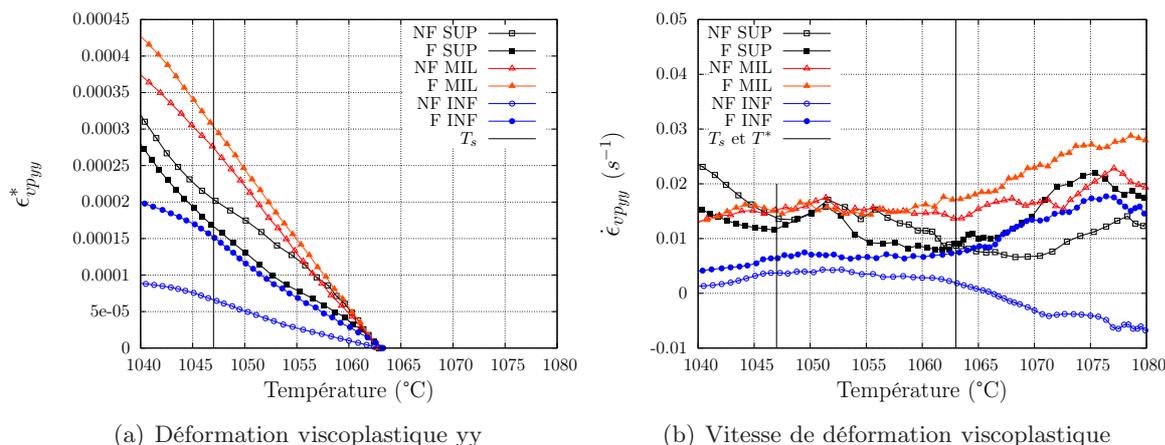


FIG. 5.11 – Evolutions de  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  et  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  en fonction de la température dans l'intervalle de solidification.

#### 1.4 Proposition d'un critère thermomécanique

Le phénomène de fissuration à chaud a de forte chance d'être observé lors du soudage par faisceau d'électrons du lot 355 sur l'intervalle de température [1047°C-1063°C] si :

- la déformation viscoplastique d'ouverture ( $\epsilon^*$ ) dans la zone pâteuse est supérieure à  $e_{crit}(T)$ ,
- la vitesse de déformation viscoplastique d'ouverture ( $d\epsilon^*/dt$ ) dans la zone pâteuse est supérieure à une valeur critique positive :  $-\Delta dT/dt$ .

Les résultats ne permettent pas d'estimer précisément la valeur du coefficient  $\Delta$  pour cet alliage. Si la valeur minimale de la ductilité dans le BTR est nulle, on peut conclure que les conditions sur la déformation et la vitesse de déformation sont équivalentes pour observer le phénomène de fissuration à chaud.

Le critère proposé n'est utilisable que pour des simulation avec une taille de maille inférieure à 160  $\mu m$ , cette dimension étant proche de la taille moyenne de la zone pâteuse.

#### 1.5 Validation du critère thermomécanique

Pour valider le critère thermomécanique identifié dans la section précédente, la simulation numérique de l'éprouvette trapézoïdale est réalisée. Comme dans le cas des éprouvettes JWRI, le modèle utilisé inclut un maillage (figure 5.12), une source de chaleur, des propriétés matériau ainsi que des conditions aux limites. Un modèle similaire est décrit plus en détail dans le chapitre 4.

Expérimentalement, la ligne de fusion réalisée sur l'éprouvette trapézoïdale a conduit à observer le phénomène de fissuration à chaud. La fissure est débouchante et s'arrête en face endroit et envers à deux abscisses différentes (figure 5.13).

Pour analyser les zones avoisinantes les arrêts de fissure en faces endroit et envers, un domaine raffiné de longueur importante est utilisé (figure 5.12). Le maillage utilisé comporte 18640 élé-

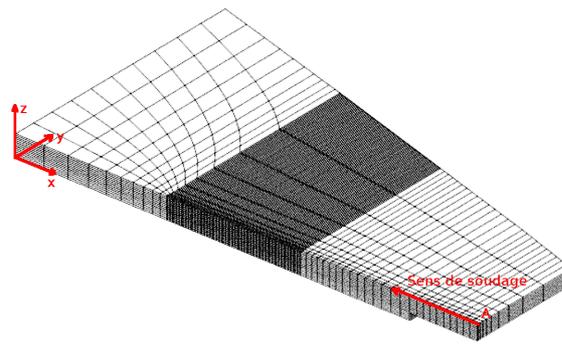


FIG. 5.12 – Maillage utilisé pour simuler la réalisation d’une ligne de fusion sur l’éprouvette trapézoïdale.

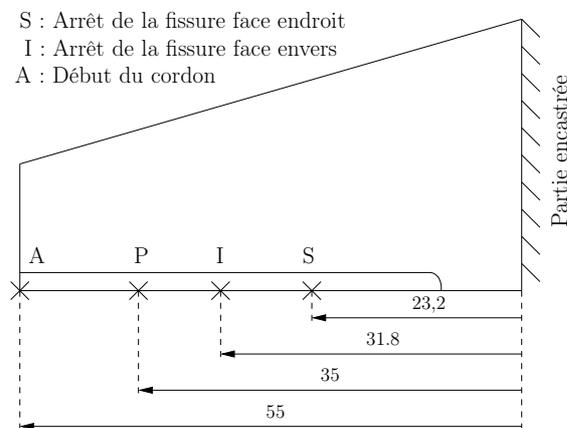


FIG. 5.13 – Schéma de l’éprouvette trapézoïdale après soudage (dimensions en mm).

ments et il est nécessaire de simuler 4 secondes de soudage pour obtenir toutes les informations nécessaires à la validation du critère. Le calcul dure plus d’un mois sur une machine dédiée<sup>2</sup>. Deux points sont analysés dans cette étude : le point P situé dans la zone d’existence de la fissure (figure 5.13) et le point S situé dans la zone d’arrêt de la fissure. Les résultats sont analysés uniquement pour les mailles proches de la surface (appelée SUP) et ce pour les points P et S. Un compromis a été cherché pour que la taille de maille en zone raffinée soit suffisamment faible et que les calculs soit acceptables dans le temps alloué à ce travail. Après plusieurs tentatives, le choix d’une maille de dimension  $200*200*200 \mu m^3$  a été retenu. Cette taille est similaire à la dimension de la zone pâteuse en face envers et à la taille de maille qui a permis d’identifier le critère thermomécanique ( $160*160*160 \mu m^3$ ).

Les résultats de la simulation aux abscisses des points P et S sont regroupés sur la figure 5.14. La température  $T^*$  est imposée à  $1063^\circ C$ . Le pas de temps de calcul est identique à celui utilisé pour simuler le soudage des éprouvettes JWRI. Par contre, les instants de sauvegarde des don-

<sup>2</sup>AMD 2,4 GHz, bi-core, 16 Go de Ram

nées sont moins nombreux. Les courbes présentées sur les figures 5.14 a et b sont donc définies avec moins de points que dans le cas des éprouvettes JWRI.

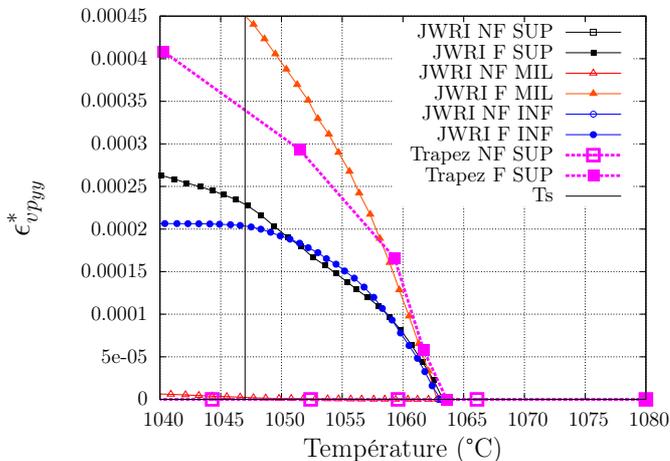


FIG. 5.14 – Résultats de simulation numérique aux abscisses des points P et S, les résultats dans le cas des éprouvettes JWRI sont également représentés.

Au point P, les déformations  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  sont positives et du même ordre de grandeur que celles obtenues lors de l'étude de l'éprouvette JWRI fissurante. Au point S les déformations  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$  sont proches de zéro. L'ensemble de ces observations sont en accord avec le critère thermomécanique défini dans la section précédente.

## 2 Détermination du critère RDG

Le critère phénoménologique RDG est appliqué aux éprouvettes JWRI. Le critère est utilisé dans sa troisième approche. L'objectif est de déterminer une chute de pression critique notée  $\Delta P_{max}$  permettant de distinguer un cas fissurant (largeur d'éprouvette JWRI faible) d'un cas non fissurant (largeur d'éprouvette JWRI importante). Pour valider la chute de pression ainsi déterminée, des chutes de pression sont calculées en différents endroits de l'éprouvette trapézoïdale dans les zones où l'éprouvette présente une fissure. La chute de pression calculée doit être au moins égale à  $\Delta P_{max}$  sachant que plus la chute de pression est importante plus le matériau a de chance de présenter le phénomène de fissuration à chaud.

Dans un premier temps, certaines équations définissant le modèle RDG sont rappelées. La détermination de certains termes de l'équation nécessite la réalisation de calculs numériques. L'accent sera mis sur les hypothèses utilisées pour déterminer la vitesse de déformation, paramètre important du critère. Dans un second temps, le critère est appliqué aux éprouvettes JWRI. L'influence de la largeur des éprouvettes sur la chute de pression est discutée. Enfin le critère est mis en œuvre dans le cas de l'éprouvette trapézoïdale.

## 2.1 Expression de la chute de pression

A partir de l'équation du modèle RDG présentée dans le chapitre 1 page 38, il est possible d'écrire la chute de pression  $\Delta P$  telle que :

$$\Delta P = \frac{180\mu}{G\lambda_2^2} v_T \beta A + \frac{180(1+\beta)\mu}{G^2\lambda_2^2} B \dot{\epsilon} \quad (5.3)$$

Les différents termes de cette équation sont détaillés ci-dessous.

**Retrait de solidification  $\beta$**  Soit  $\beta = \frac{\rho_S}{\rho_L} - 1$ ,  $\rho_S$  et  $\rho_L$  sont déterminées à l'aide de la courbe décrivant l'évolution de la masse volumique en fonction de la température (figure 4.2 page 103), soit  $\rho_S = 8400 \text{ kg.m}^{-3}$  à  $1047 \text{ °C}$  et  $\rho_L = 7950 \text{ kg.m}^{-3}$  à  $1080 \text{ °C}$  d'où  $\beta = 0,057$ .

**Paramètre  $\lambda_2$**  Ce paramètre caractérise la perméabilité de la zone pâteuse. Dans le cas d'une structure dendritique colonnaire,  $\lambda_2$  est l'espacement interdendritique secondaire. Dans le cas d'une structure équiaxe,  $\lambda_2$  est la taille moyenne des grains. A la vue des fractographies réalisées sur l'éprouvette JWRI de 30 mm de largeur (figure 3.22 page 93), la structure de croissance est colonnaire dendritique et la grandeur  $\lambda_2$  est donc prise égale à l'espacement interdendritique secondaire qui est déterminé expérimentalement, soit  $\lambda_2 = 6 \text{ }\mu\text{m}$ .

**Viscosité** La viscosité du lot 355 à l'état liquide est fixée à  $10^{-3} \text{ Pa.s}$ . Cette valeur est identique à celle utilisée par Rappaz *et al.* [Rappaz99] dans le cadre de l'étude de la fissuration à chaud d'un alliage d'aluminium.

**Intégrales A et B** Ces intégrales dépendent du chemin de solidification et de la température de coalescence. Les équations sont rappelées ci-dessous.

$$A = \int_{T_{coa}}^{T_L} \frac{f_s^2}{(1-f_s)^2} dT \quad (5.4)$$

$$B = \int_{T_{coa}}^{T_L} \frac{f_s^2 \int_{T_{coa}}^T f_s dT}{(1-f_s)^3} dT \quad (5.5)$$

Avec :

- $T_{coa}$  la température de coalescence ; à partir de cette température des ponts solides se forment entre les dendrites primaires, le critère RDG n'est plus applicable car le film liquide interdendritique n'est plus continu. La température de coalescence est associée à une fraction solide de coalescence  $f_{scoa}$  obtenue à l'aide du chemin de solidification.
- $f_s(T)$  le chemin de solidification qui correspond à l'évolution de la fraction solide en fonction de la température (figure 5.15b). L'obtention de  $f_s(T)$  est discutée dans l'annexe D. Le chemin de solidification hors équilibre est retenu pour les calculs.
- $T_L$  la température de liquidus soit  $T_L = 1080 \text{ °C}$ .

A l'aide d'un programme développé par J.-M. Drezet du laboratoire LSMX. Les intégrales A et B sont déterminées en fonction de la fraction solide, les évolutions de A et B sont représentées sur la figure 5.15a.

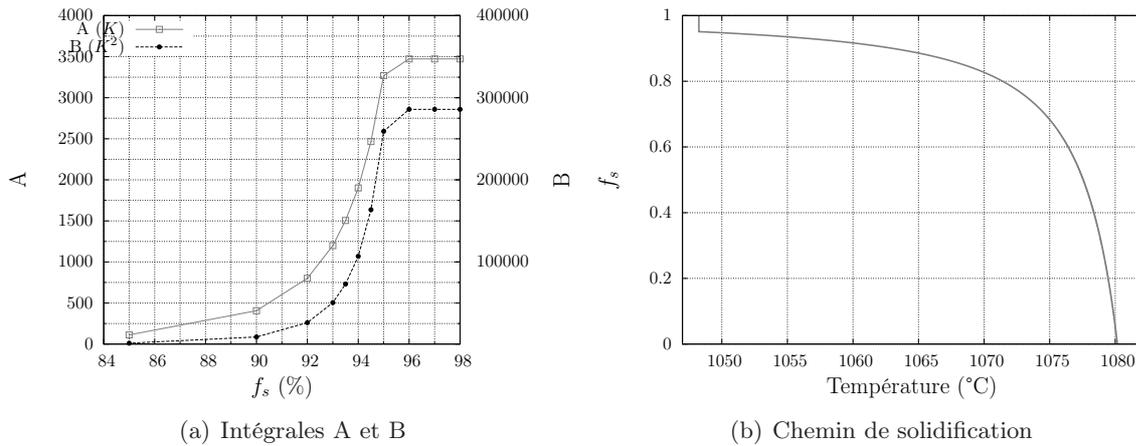


FIG. 5.15 – Evolution des intégrales A et B en fonction de  $f_s$  et représentation du chemin de solidification.

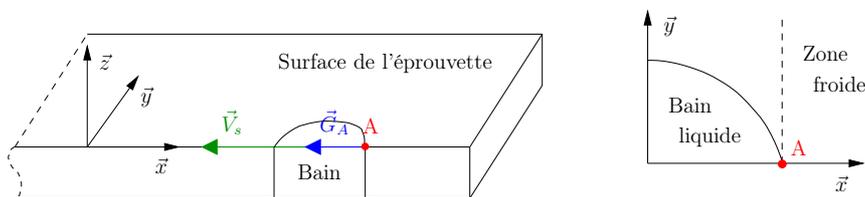
Les valeurs des intégrales A et B dépendent fortement de la fraction solide de coalescence. Ainsi, à  $f_{s_{coa}}=95\%$  l'intégrale A vaut 3250 K et pour  $f_{s_{coa}}=93\%$  la valeur de A est de 1250 K. L'influence de la fraction solide de coalescence (donc de la température de coalescence) sur le calcul de la chute de pression est discutée plus loin dans le chapitre.

**Autres paramètres** L'estimation des autres paramètres de l'équation 5.3 : G le gradient thermique et  $\epsilon$  nécessitent de réaliser des calculs numériques. Les valeurs de ces paramètres sont présentées lors de la description de la configuration étudiée.

## 2.2 Description de la configuration étudiée

Pour déterminer les grandeurs G et  $\epsilon$  de l'équation 5.3, des hypothèses sont faites sur la configuration étudiée.

Sur la figure 5.16a est représenté un schéma du bain liquide à un instant donné au cours du soudage d'une éprouvette JWRI. Les traits continus délimitant le bain sont supposés à la température de liquidus. Seule la moitié du bain est visible.



(a) Vue d'ensemble d'une éprouvette JWRI et (b) Zoom proche de A dans le plan  $x_0y$  d'un bain

FIG. 5.16 – Représentation simplifiée du bain liquide au cours du soudage.

Le bain est débouchant et ses dimensions en face endroit et envers sont supposées identiques.

Le critère RDG est établi au point A, en surface de l'éprouvette. Le gradient thermique ainsi que la vitesse de soudage sont représentés au point A. A l'échelle microscopique, les dendrites au point A croissent parallèlement au gradient thermique  $\vec{G}_A$ , elles peuvent s'écarter suivant les directions y et z sous l'effet des déformations dans ces directions. Les déformations vont également créer des appels de liquide de zones à plus faible fraction solide. Sur la figure 5.16b est représenté le bain liquide en vue du dessus. Pour une abscisse x correspondant à l'abscisse du point A (représentée par une droite en pointillé sur la figure 5.16b) le dernier point à se solidifier est le point A. En se solidifiant, le liquide au point A cherche à se contracter. Le matériau environnant le point étudié est déjà solidifié (le matériau environnant est considéré 'froid'), la zone froide empêche les déformations au point A. Le point A subit donc une contraction contrariée selon les directions x et y. Physiquement, cette situation peut être comparée à une barre à température élevée ( $T=700$  °C par exemple) encastrée entre deux mors fixes (figure 5.17).

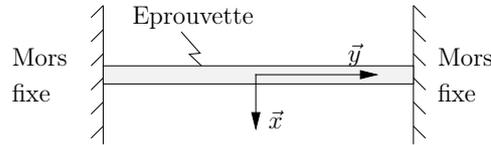


FIG. 5.17 – Exemple de barre métallique encastrée à ses deux extrémités.

Lorsque la barre est refroidie ( $T=300$  °C par exemple), elle cherche à se contracter mais la présence des mors impose une déformation nulle suivant l'axe y soit  $\epsilon_{yy} = 0$ . La partition des déformations, soit :  $\epsilon_{yy} = 0 = \epsilon_{yy}^e + \epsilon_{yy}^{th} + \epsilon_{yy}^p$  et la composante élastique de la déformation, considérée faible devant les composantes thermique et plastique, permet d'aboutir à  $\epsilon_{yy}^p = -\epsilon_{yy}^{th}$ . La contraction thermique induit donc une traction plastique de la barre.

Au point A à l'arrière du bain (figure 5.16b), le phénomène est de même nature. Le matériau solidifié entourant le point A se comporte comme les mors de l'exemple de la barre, la déformation suivant yy au point A ( $\epsilon_{yy_A}$ ) est donc supposée nulle d'où :

$$0 = \epsilon_{yy_A}^e + \epsilon_{yy_A}^{th} + \epsilon_{yy_A}^{vp} \quad (5.6)$$

Aux températures voisines de la température du solidus, la composante élastique est négligée, la composante thermique s'exprime en fonction du coefficient de dilatation et de la température (annexe F, en prenant comme configuration de référence celle où  $T=T_L$ ), soit :

$$\epsilon_{yy}^{th}(T) = \alpha(T)(T - T_L) \quad (5.7)$$

La déformation viscoplastique suivant yy supposée à l'origine de l'écartement des dendrites, conduit à observer le phénomène de fissuration à chaud. Soit d'après les équations 5.6 et 5.7 :

$$\epsilon_{yy}^{vp} = -\alpha(T)(T - T_L) \quad (5.8)$$

$\alpha$  est supposée constante et égale à la valeur du coefficient de dilatation à la température de solidus  $\alpha_{T_s}$ .

La vitesse de déformation viscoplastique est obtenue à partir de l'équation 5.8 et s'exprime par  $\dot{\epsilon}_{yy}^{vp} = -\alpha_{T_S} \dot{T}$ .

Au point A, suivant la direction z, l'analogie avec la barre en traction ne peut pas être réalisée. En effet, grâce à la forme du bain débouchante aucune 'zone froide' n'est présente pour 'jouer' le rôle des mors. De plus, les déformations peuvent être accommodées facilement, rien n'empêche le matériau de se dilater ou de se contracter suivant l'axe z. Dans cette direction, aucune restriction au déplacement n'est imposée. Dans le cadre de cette étude, le terme  $\dot{\epsilon}$  présent dans l'équation 5.3 définissant le critère RDG est donc pris égal à  $\dot{\epsilon}_{yy}^{vp}$ . Soit :

$$\dot{\epsilon} = -\alpha_{T_S} \dot{T} \quad (5.9)$$

avec :

- $\alpha_{T_S}$  le coefficient de dilatation à la température de solidus, soit d'après la figure 2.17 de la page 76  $\alpha_{T_S} = \text{confidentiel}$ ,
- $\dot{T}$  s'exprime en fonction du gradient thermique et de la vitesse soit :  $\dot{T} = \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial x} \cdot \frac{\partial x}{\partial t} = \vec{G} \cdot \vec{V}$

Au point étudié,  $\vec{G}$  et  $\vec{V}$  (correspondant à la vitesse de soudage) sont parallèles donc  $\dot{\epsilon} = \alpha_{T_S} G_A \cdot V_S \cos(\vec{G}_A, \vec{V}_S) = \alpha_{T_S} G_A \cdot V_S$  de plus  $G_A = \sqrt{(G_{Ax}^2 + G_{Ay}^2 + G_{Az}^2)}$  or  $G_{Ay}$  et  $G_{Az}$  sont nuls, donc  $G_A = |G_{Ax}|$  soit :

$$\dot{\epsilon} = \alpha_{T_S} |G_{Ax}| \cdot V_S \quad (5.10)$$

avec  $G_{Ax}$  la valeur du gradient thermique en A suivant l'axe x.

Les autres termes inconnus de l'équation 5.3, à savoir G et  $v_T$ , sont également déterminés au point A. G est pris égal à  $|G_{Ax}|$  et  $v_T$  la vitesse de l'isotherme à la température T est prise égale à la vitesse de soudage  $V_S$ .

L'ensemble des variables définissant l'équation 5.3 est donc connu. Il est maintenant possible de déterminer des chutes de pression interdendritique dans le cas du soudage des éprouvettes JWRI.

### 2.3 Influence de la largeur d'éprouvette JWRI sur la dépression interdendritique

Pour évaluer l'influence de la largeur des éprouvettes JWRI sur la dépression interdendritique, l'équation 5.3 est calculée au point A de cinq éprouvettes JWRI de largeur 20, 30, 40, 60 et 78 mm. La simulation numérique du soudage des éprouvettes est réalisée avec une approche eulérienne. Les maillages utilisés pour chaque configuration ainsi que les conditions aux limites sont présentés dans le chapitre 4. Les paramètres inconnus du modèle d'apport de chaleur sont, dans cette section uniquement, fixés aux valeurs présentées dans le tableau 5.1.

Les résultats de simulation permettent de déterminer, pour chaque éprouvette JWRI, le gradient thermique suivant l'axe x au point A ( $G_{Ax}$ ) pour une isotherme correspondant à une fraction solide de 93% ou 95%. Un exemple de résultat de simulation pour une éprouvette de largeur 40 mm est détaillé dans le chapitre 4 page 121. En connaissant  $G_{Ax}$ , il est possible de calculer la vitesse de déformation (équation 5.10). Les valeurs de  $G_{Ax}$  et de  $\dot{\epsilon}$  sont reportées dans le tableau 5.2.

Paramètre	Valeur
Q (W)	2250
s (mm)	2,5
$r_{source}$ (mm)	1,08
$K_z$ ( $m^{-1}$ )	1220
k ( $mm^{-2}$ )	2,6

TAB. 5.1 – Paramètres fixés de la source de chaleur pour l'étude de l'influence de la largeur de l'éprouvette sur la chute de pression interdendritique.

Largeur (mm)	20		30		40		60		78	
$f_s$ (%)	93	95	93	95	93	95	93	95	93	95
$G_{A_x}$ ( $^{\circ}C.mm^{-1}$ )	-90	-90	-200	-199	-250	-250	-253	-288	-246	-288
$\dot{\epsilon}$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )	1,5	1,5	3,3	3,3	4,2	4,2	4,2	4,8	4,1	4,8

TAB. 5.2 – Valeurs de  $G_{A_x}$  et  $\dot{\epsilon}$  au point A pour chaque éprouvette JWRI simulée.

A partir de l'équation 5.3 de la chute de pression et des grandeurs physiques du tableau 5.2, il devient possible de tracer les courbes 3D de la chute de pression dans le liquide interdendritique en fonction des largeurs d'éprouvette et de  $\lambda_2$ . Ces courbes sont calculées pour deux fractions solides de coalescence (93% et 95%) et sont présentées sur la figure 5.18.

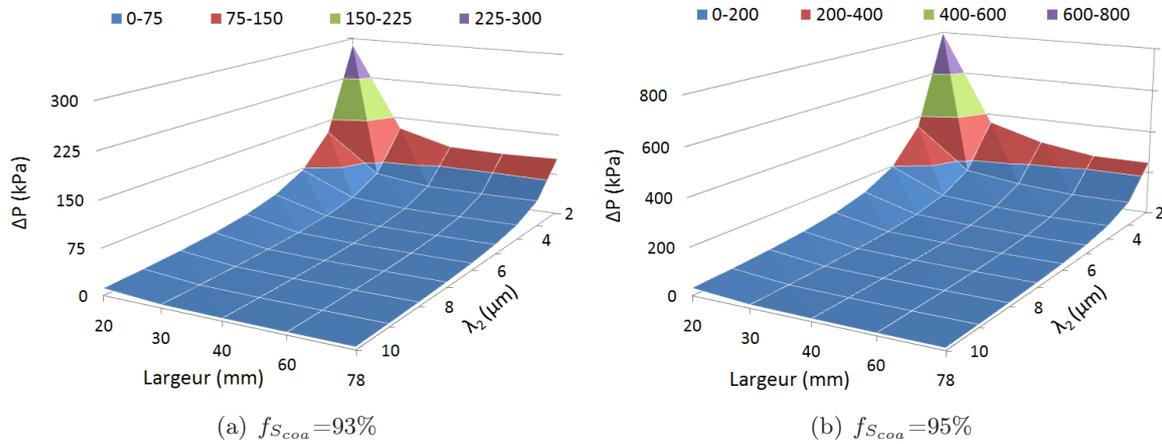


FIG. 5.18 – Influence de la fraction solide de coalescence sur la chute de pression.

Pour une valeur  $\lambda_2$  donnée (par exemple  $2 \mu m$ ), plus la largeur de l'éprouvette est faible plus la chute de pression dans le liquide interdendritique est forte donc plus l'éprouvette risque de fissurer. Pour une largeur d'éprouvette supérieure à 60 mm, la chute de pression interdendritique est constante, le critère RDG met donc en évidence l'existence d'un seuil de fissuration à chaud <sup>3</sup> pour une largeur d'éprouvette inférieure à 60mm.

Pour une largeur d'éprouvette donnée (par exemple 20 mm), plus l'espacement interdendritique

<sup>3</sup>Largeur d'éprouvette JWRI à partir de laquelle le phénomène de fissuration à chaud n'est plus observé.

secondaire est faible plus la chute de pression est importante. En effet, lorsque  $\lambda_2$  est faible, il est plus difficile pour le liquide interdendritique de rejoindre une zone où il est nécessaire de compenser le retrait de solidification et de déformation.

Pour une largeur d'éprouvette de 20 mm et un espacement interdendritique secondaire de 2  $\mu\text{m}$ , la chute de pression observée est au moins 2 fois inférieure lorsque la fraction solide de coalescence est estimée à 93% (figure 5.18a,  $\Delta P=300$  kPa) plutôt qu'à 95% (figure 5.18b,  $\Delta P=800$  kPa). La détermination de la fraction solide de coalescence est donc un paramètre clé du critère RDG. Pour le reste de l'étude, la fraction solide de coalescence est fixée à 95%.

## 2.4 Détermination de la chute de pression critique

La simulation numérique du soudage des éprouvettes JWRI dans les cas fissurant et non fissurant est réalisée. Les modèles numériques utilisés sont décrits dans le chapitre 4, les sources de chaleur équivalentes, dans le cas des éprouvettes de largeur 30 et 78 mm, correspondent à celles identifiées par méthode inverse (chapitre 4).

Sur la figure 5.19 sont représentés les résultats des simulations numériques à savoir l'isotherme à 1049 °C à l'arrière du bain liquide dans le plan x0z. Cette isotherme correspond à une fraction solide de 95 %. En chaque point de l'isotherme, sont représentées les composantes x, y et z du gradient de température  $\vec{G}$ . Le mode de lecture de ces courbes est décrit en détail sur l'exemple de la figure 4.23 page 121.

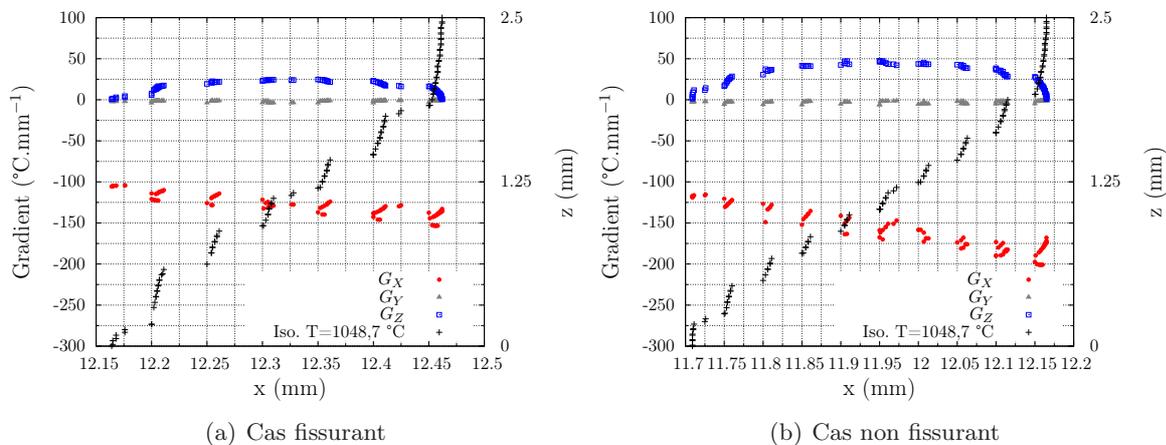


FIG. 5.19 – Isotherme à  $T=1049^\circ\text{C}$  à l'arrière du bain dans les cas fissurant et non fissurant. Les composantes du gradient thermique en chaque point de l'isotherme sont également représentées.

Au point étudié A, le gradient thermique n'a qu'une composante suivant l'axe  $x$  et la vitesse de l'isotherme correspond à la vitesse de soudage. Les gradients thermiques et la vitesse de déformation sont regroupés dans le tableau 5.3. Ces grandeurs permettent de calculer les chutes de pression  $\Delta P$ .

Sur la figure 5.20 sont représentées les évolutions de la chute de pression dans le cas fissurant (largeur 30 mm) et non fissurant (largeur 78 mm) en fonction de l'espacement interdendritique secondaire.

Largeur (mm)	30	78
$G_x^A$ ( $^{\circ}\text{C}.\text{mm}^{-1}$ )	-141	-187
$\dot{\epsilon}$ ( $10^{-2}.\text{s}^{-1}$ )	2,4	3,1

TAB. 5.3 – Valeurs de  $G_x^A$  et  $\dot{\epsilon}$  au point A pour les éprouvettes JWRI de largeur 30 mm et 78 mm.

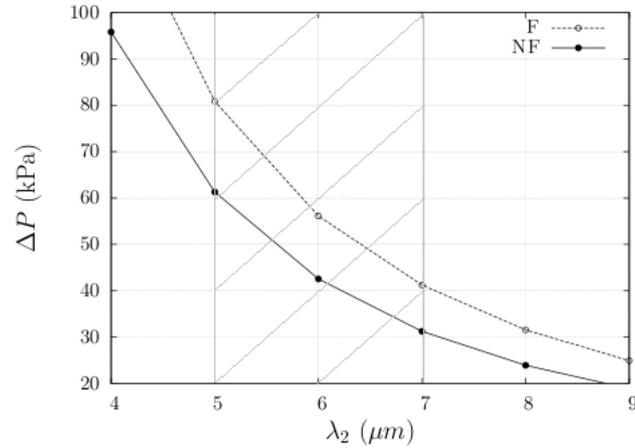


FIG. 5.20 – Evolutions des chutes de pression dans les cas fissurant et non fissurant en fonction de l'espacement interdendritique secondaire.

Plus la chute de pression est importante, plus le risque d'apparition du phénomène de fissuration à chaud est important. Ceci est vérifié sur la figure 5.20 puisque la courbe du cas fissurant est au dessus de celle du cas non fissurant. Pour un espacement interdendritique secondaire de  $6 \pm 1 \mu\text{m}$  ( $6 \mu\text{m}$  est la valeur moyenne mesurée sur une fractographie d'éprouvette JWRI dans le cas fissurant, figure 3.22 page 93), la chute de pression est de 56 kPa dans le cas fissurant et de 42 kPa dans le cas non fissurant. La chute de pression critique est donc encadrée par :

$$42\text{kPa} < \Delta P_{max} \leq 56\text{kPa} \quad (5.11)$$

Lorsque la chute de pression interdendritique atteint la pression critique  $\Delta P_{max}$  alors le phénomène de fissuration à chaud est observé.

L'incertitude de mesure sur  $\lambda_2$  est estimée à  $\pm 1 \mu\text{m}$ , cet intervalle est représenté sur la figure 5.20 par une zone hachurée. Si  $\lambda_2$  est proche de  $7 \mu\text{m}$  alors  $31\text{kPa} < \Delta P_{max} \leq 41\text{kPa}$ . La valeur du paramètre  $\lambda_2$  a donc une forte influence sur l'estimation de la chute de pression critique.

## 2.5 Application du critère RDG au cas de l'éprouvette trapézoïdale

Dans cette section est décrite l'application du critère RDG dans le cas du soudage de l'éprouvette trapézoïdale. Il est important de préciser que le critère est ici utilisé en dehors de son cadre d'application. En effet, le critère RDG est normalement dédié à l'étude de l'amorçage

du défaut de fissuration à chaud et non à l'arrêt du défaut. Nous proposons tout de même d'utiliser ce critère pour l'éprouvette trapézoïdale afin d'obtenir des éléments de comparaison avec le critère thermomécanique établi dans la partie précédente.

La simulation numérique du soudage de l'éprouvette trapézoïdale est réalisée à l'aide d'un modèle lagrangien et non eulérien comme dans le cas des éprouvettes JWRI. Le maillage est donc raffiné tout le long de l'éprouvette dans la zone où les gradients thermiques sont importants. Pour garder des durées de calcul raisonnables, la taille de maille n'est pas aussi fine que celle utilisée pour réaliser les calculs eulériens du soudage des éprouvettes JWRI. Les conditions de cette simulation sont présentées figure 4.20 page 120. Les mailles tétraédriques en zone raffinée ont des longueurs d'arête avoisinant  $100 \mu\text{m}$ . Les chutes de pression sont calculées en surface de l'éprouvette aux points 1, 2 et 3. La position de ces points et la position de l'arrêt de la fissure en face endroit sont représentées sur la figure 5.21.

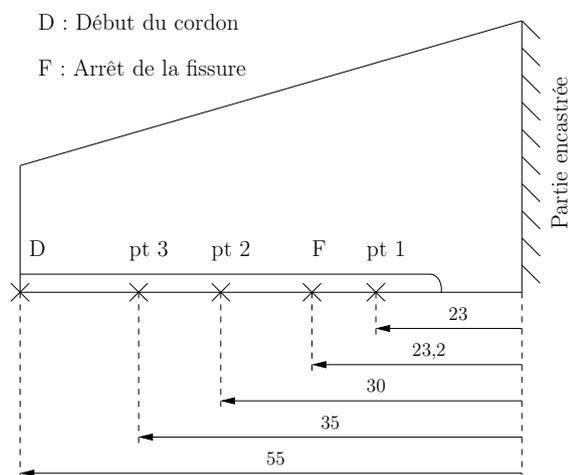


FIG. 5.21 – Abscisses des points 1, 2 et 3 sur l'éprouvette trapézoïdale (mm).

Le point 1 est en zone non fissurante, les points 2 et 3 sont en zone fissurante. Sur les figures 5.22 sont représentées les isothermes à  $T=1049 \text{ }^\circ\text{C}$  à l'arrière du bain ainsi que les différentes composantes du gradient de température en tout point de cette isotherme pour les points 1, 2 et 3.

Contrairement aux cas des éprouvettes JWRI (courbes des figures 5.19), les valeurs du gradient thermique suivant l'axe  $x$  sont plus dispersées, en particulier pour les points 1 et 3 (figure 5.22 a et c respectivement). Ceci est sans doute dû à l'utilisation d'un maillage trop 'grossier'. Une régression linéaire est utilisée pour décrire les évolutions de  $G_x$  en fonction de  $x$ , celles ci sont représentées en gris sur les figures 5.22. Les valeurs du gradient  $G_x^A$  sont alors déterminées pour chaque point étudié (1, 2 et 3). Elles sont regroupées, ainsi que les vitesses de déformation, dans le tableau 5.4.

Les chutes de pression aux points 1, 2 et 3 sont alors calculées. Les résultats obtenus sont

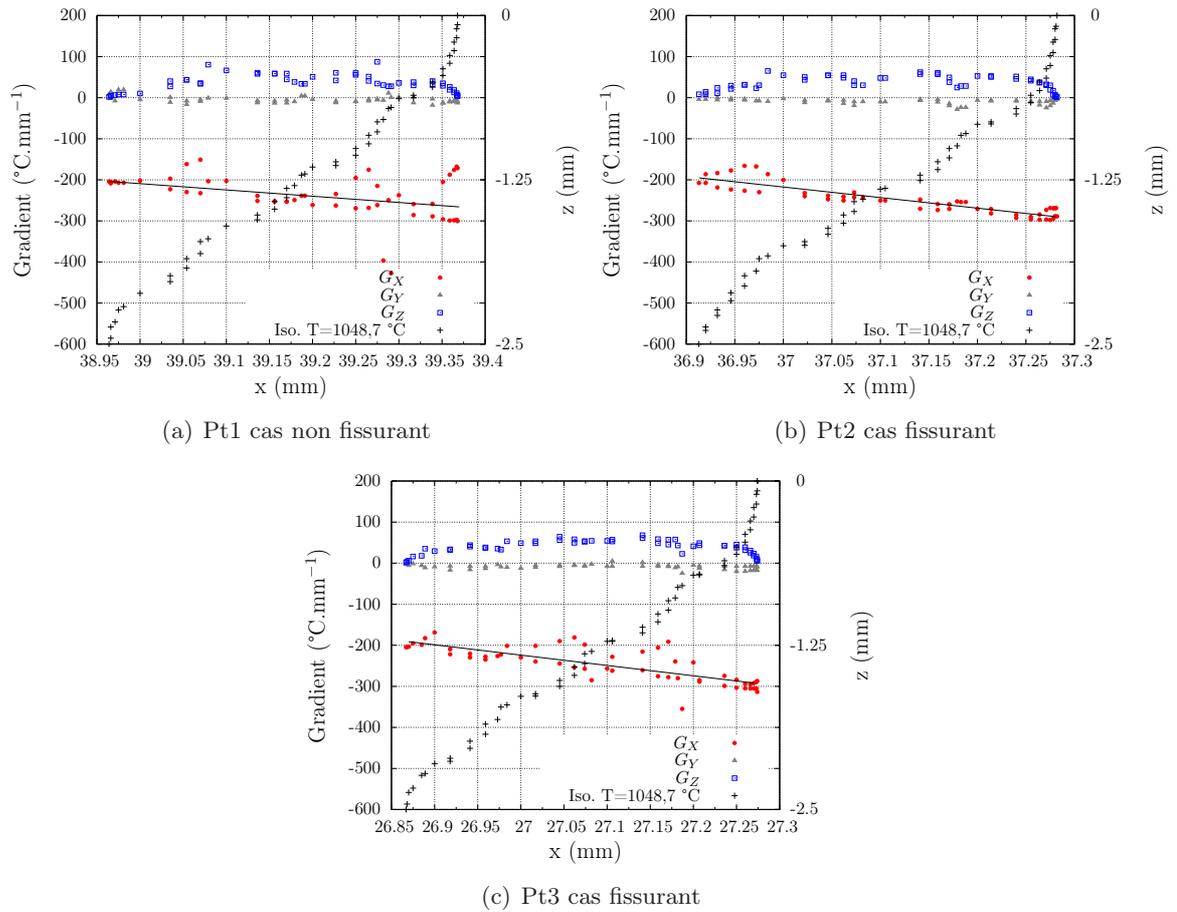


FIG. 5.22 – Isotherme à  $T=1049\text{ °C}$  à l'arrière du bain au voisinage des points étudiés. Les composantes du gradient thermique en chaque point des isothermes sont également représentées.

Position	pt1	pt2	pt3
$G_{Ax}$ ( $\text{°C.mm}^{-1}$ )	-265	-290	-293
$\dot{\epsilon}$ ( $10^{-2}.s^{-1}$ )	4,4	4,8	4,9
$\Delta P$ (kPa)	30	27,5	27,5

TAB. 5.4 – Valeurs de  $G_x^A$  et  $\dot{\epsilon}$  aux points 1, 2 et 3 de l'éprouvette trapézoïdale.

regroupés sur la figure 5.23 et dans le tableau 5.4 pour une valeur de  $\lambda_2$  de  $6\ \mu\text{m}$ <sup>4</sup>. La chute de pression est plus importante dans le cas non fissurant que dans le cas fissurant. Cependant, la variation de  $\Delta P$  pour les points retenus est très faible.

Le critère identifié à l'aide des éprouvettes JWRI ne semble pas compatible avec l'éprouvette trapézoïdale pour  $\lambda_2=6\ \mu\text{m}$ . Pour retrouver la chute de pression critique identifiée sur les

<sup>4</sup>Il serait intéressant d'estimer  $\lambda_2$  sur les faciès des zones fissurées pour l'éprouvette trapézoïdale. Il faudra donc rester prudent par rapport aux résultats obtenus dans cette section.

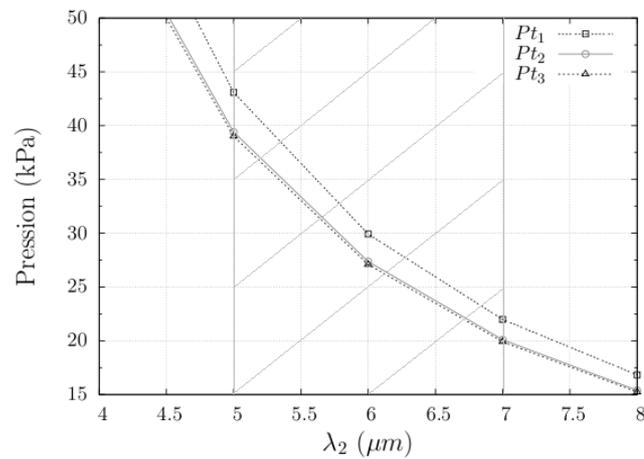


FIG. 5.23 – Evolutions des chutes de pression aux points 1, 2 et 3 en fonction de l'espacement interdendritique secondaire.

essais JWRI, il serait nécessaire de calculer  $\Delta P$  avec une valeur de  $\lambda_2$  voisine de  $5 \mu\text{m}$ . Il faut cependant garder à l'esprit que le critère RDG est utilisé en dehors de son cadre d'application classique. En effet, le critère de fissuration à chaud RDG est un critère d'amorçage du défaut et ne permet pas d'apprécier l'arrêt d'une fissure. Il serait donc pertinent de reconsidérer l'essai de validation du critère en réalisant par exemple un essai trapézoïdal inversé. La largeur de l'éprouvette la plus faible serait encastrée et le cordon serait débuté sur la largeur la plus importante. Théoriquement, le défaut de fissuration à chaud ne devrait pas être visible au début du cordon et devrait apparaître pour une largeur critique. Le critère RDG pourrait alors être appliqué dans de meilleures conditions puisque dans ce cas il s'agirait bien d'étudier l'amorçage du défaut et non son arrêt. De plus, numériquement, la question de la simulation de la propagation de la fissure ne se poserait pas puisque la simulation serait analysée à l'endroit où le défaut est observé expérimentalement.

### 3 Discussion sur les critères identifiés

Pour être utilisé dans sa troisième approche, le critère RDG nécessite la réalisation de calculs numériques. Ces calculs ont pour objectif de déterminer le gradient thermique et la vitesse de déformation. Pour cela, deux stratégies peuvent être utilisées :

- réaliser des calculs thermomécaniques avec une taille de maille fine et une loi de comportement permettant de décrire le matériau en zone pâteuse,
- réaliser uniquement des calculs thermiques en faisant l’hypothèse que la déformation viscoplastique d’ouverture (à l’origine de l’écartement des dendrites) ne dépend que de la dilatation thermique.

La seconde stratégie est séduisante car les calculs thermiques sont plus rapides que les calculs thermomécaniques. De plus, ils ne nécessitent que la connaissance des propriétés thermophysiques ( $\rho$ ,  $C_p$ ,  $k$  et  $\alpha$ ) contrairement aux calculs thermomécaniques dont le nombre de paramètres dépend de la complexité de la loi de comportement utilisée (dans le cadre de cette étude une loi élastoviscoplastique à écrouissage isotrope nécessite l’identification de 7 paramètres). Il convient cependant de valider l’hypothèse faite dans le cas de l’application du critère RDG pour estimer la vitesse de déformation.

Sur la figure 5.24 sont représentées les évolutions des vitesses de déformation viscoplastique  $yy$  et  $zz$  en fonction de la température. Ces grandeurs sont déterminées au centroïde des mailles SUP dans le cas de la simulation numérique du soudage des éprouvettes JWRI fissurante et non fissurante. La maille SUP est la plus proche du point A utilisé pour établir le critère RDG.

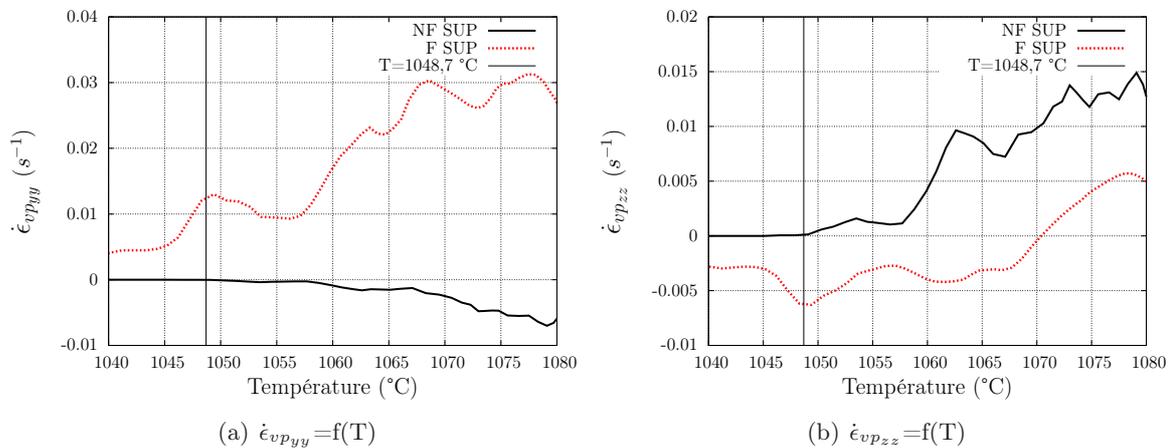


FIG. 5.24 – Evolutions des vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  et  $\dot{\epsilon}_{vp_{zz}}$  en fonction de la température au centroïde de la maille SUP dans le cas fissurant et non fissurant.

A l’aide des courbes de la figure 5.24, les vitesses de déformation  $yy$  et  $zz$  sont déterminées à la température de 1049 °C (température de cohérence utilisée dans le critère RDG).

Pour utiliser le critère RDG seule la vitesse de déformation  $yy$  est considérée. Les valeurs des vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}_{vp_{yy}}$  utilisées pour appliquer le critère RDG sont regroupées dans le tableau 5.5. Le tableau permet donc de comparer les valeurs des vitesses de déformation utili-

sées dans les critères RDG et thermomécanique.

	Critère	$\dot{\epsilon}_{vp_{yy}} (s^{-1})$
F	RDG	$2,4 \cdot 10^{-2}$
	TM	$1,2 \cdot 10^{-2}$
NF	RDG	$3,1 \cdot 10^{-2}$
	TM	$-9,9 \cdot 10^{-6}$

TAB. 5.5 – Comparaisons des vitesses de déformation utilisées dans le critère RDG et le critère thermomécanique.

Si l'ordre de grandeur de la vitesse de déformation est comparable pour le cas fissurant, on note une différence importante pour le cas non fissurant. Il serait sans doute nécessaire d'améliorer la démarche conduisant à l'équation 5.10 pour exprimer la vitesse de déformation utilisée par le critère RDG.

Les calculs thermomécaniques peuvent-ils cependant être pris comme référence pour valider les hypothèses du critère RDG ? Cela est discutable et ce pour plusieurs raisons. Tout d'abord parce que la loi de comportement utilisée pour réaliser les calculs thermomécaniques décrit mal le comportement du matériau dans le domaine des hautes températures. La loi de comportement a été identifiée jusqu'à 1000°C puis extrapolée au delà. Or les comparaisons de vitesse de déformation sont réalisées à une température de 1049 °C. Il serait donc pertinent, dans l'objectif de rendre le modèle thermomécanique représentatif du matériau aux hautes températures, de caractériser la rhéologie de la zone pâteuse. De plus, les critères ne sont pas directement comparables. En effet, les échelles des calculs sont différentes. Le critère RDG est décrit par ses auteurs [Rappaz99] comme un critère local à l'échelle de la dendrite contrairement au critère thermomécanique qui lui est plutôt macroscopique. Cette remarque est cependant à modérer. En effet, la seule grandeur qui traduit l'échelle microscopique du critère RDG est  $\lambda_2$ . Dans le cas étudié, cette grandeur représente l'espacement interdendritique secondaire qui est de l'ordre du micromètre mais l'application du critère RDG nécessite également la réalisation de calculs numériques pour déterminer les grandeurs  $G$  et  $\dot{\epsilon}$  de l'équation 5.3. Ces calculs sont menés avec une taille de maille mésoscopique (tétraèdre avec des arêtes de 50  $\mu m$ ). Le critère RDG est donc partagé entre deux échelles. Il reste cependant plus 'local' que le critère thermomécanique. En effet, dans le cadre de cette étude les tailles de mailles utilisées pour réaliser les calculs thermomécaniques sont choisies de telle manière que les temps de calcul soient raisonnables à l'échelle du temps alloué au projet.

Quoiqu'il en soit, le principe d'utilisation des critères est identique, les modèles n'étant pas intrinsèques pour un matériau, il est nécessaire d'identifier certains paramètres afin de pouvoir prédire, uniquement à l'aide de la simulation, la présence de zone à forte probabilité d'apparition du défaut de fissuration à chaud. L'identification des critères s'effectue par le calcul d'une configuration fissurante et non fissurante ; cela permet d'identifier une frontière entre les cas. Si, lors de la simulation numérique d'un autre essai, la frontière est franchie alors il y a de forte chance d'observer le phénomène de fissuration à chaud. Dans le cas du critère RDG la frontière

correspond à une chute de pression critique et dans le cas du critère thermomécanique il s'agit d'une déformation et/ou d'une vitesse viscoplastique d'ouverture critique.

La frontière identifiée à l'aide d'essais simples tels que les essais JWRI est-elle valable dans le cas de structures plus complexes ? Pour répondre plus précisément à cette question, il serait intéressant de poursuivre l'étude du transfert du critère identifié dans un cas simple à une géométrie complexe plus proche des préoccupations industrielles.

## 4 Conclusions

Dans ce chapitre, le critère phénoménologique RDG et un critère thermomécanique sont identifiés. Ces critères sont basés sur l'identification de paramètres permettant de distinguer un cas fissurant d'un cas non fissurant. Dans le cas du soudage des éprouvettes JWRI, la comparaison d'un cas fissurant à un cas non fissurant a permis de définir :

- une chute de pression critique  $\Delta P_{max}$  dans le cas du critère RDG,
- une déformation et/ou vitesse de déformation viscoplastique critique dans le cas du critère thermomécanique.

Les critères ainsi identifiés ont été appliqués au cas du soudage de l'éprouvette trapézoïdale. Dans le cas du critère thermomécanique, les résultats de simulations sont en accord avec les résultats obtenus pour les éprouvettes JWRI. Le critère RDG a également été appliqué à cette configuration, bien qu'il soit utilisé en dehors de son cadre d'application. En effet, expérimentalement le soudage de l'éprouvette trapézoïdale conduit à observer un arrêt de fissure or le critère RDG est normalement utilisé dans des conditions d'amorçage du défaut de fissuration à chaud. L'application du critère a été réalisée pour avoir des éléments de comparaison avec le critère thermomécanique.

Dans la dernière partie du chapitre, les hypothèses utilisées pour établir le critère RDG sont discutées. Dans sa troisième approche simplifiée, l'établissement du critère est possible en ne réalisant que des calculs thermiques moyennant une hypothèse sur la partie viscoplastique de la déformation. Ainsi, la partie viscoplastique est considérée comme ne dépendant que de la dilatation thermique. Cette hypothèse n'a pas été validée par les calculs thermomécaniques mais il faut garder à l'esprit que le modèle thermomécanique utilisé s'appuie sur une extrapolation pour décrire le comportement de la zone pâteuse, les calculs ainsi menés ne peuvent donc pas servir pour valider ou non l'hypothèse du critère RDG.

La question de la transférabilité des critères à des structures plus complexes a également été soulevée. Comment s'assurer qu'un critère identifié à l'aide du soudage de géométrie simple (de type JWRI) soit valable pour des géométries plus complexes ?



# Conclusions et perspectives

Cette étude porte sur la sensibilité à la fissuration à chaud d'un alliage de CuCrZr. L'alliage de l'étude est fourni sous forme de produit filé par la société Le Bronze Industriel.

D'une manière générale, le défaut de fissuration à chaud apparaît pendant le soudage à l'arrière du bain de fusion dans la zone pâteuse en cours de solidification. Le travail bibliographique de l'étude met en évidence la complexité des phénomènes d'apparition du défaut.

Pour apprécier la sensibilité à la fissuration à chaud de l'alliage de l'étude, deux critères d'amorçage du défaut lors du soudage par faisceau d'électrons sont exploités : un critère phénoménologique RDG et un critère thermomécanique en déformation.

- Le critère RDG est basé sur l'analyse de la chute de pression interdendritique. Si la chute de pression devient égale à une pression de cavitation alors il y a fissuration à chaud.
- Le critère thermomécanique en déformation se base sur l'analyse de la partie viscoplastique de la déformation responsable de l'écartement des dendrites à l'arrière du bain liquide. Si cette déformation devient supérieure à une déformation critique alors le phénomène de fissuration à chaud est observé.

L'identification de ces critères est réalisée à l'aide d'une approche couplée calculs/expériences. Deux types d'essais instrumentés sont utilisés au cours de l'étude :

- Des essais JWRI. Ces essais consistent à réaliser une ligne de fusion sur une plaque d'alliage CuCrZr de faible épaisseur encastrée suivant une de ses extrémités. La largeur de l'éprouvette est constante. Des campagnes expérimentales sont réalisées sur des éprouvettes prélevées dans le sens longitudinal et transversal du rond de matière. Dans le cas des éprouvettes transversales un seuil de fissuration est mis en évidence : pour une largeur d'éprouvette de 30 mm le défaut de fissuration à chaud est observé ce qui n'est pas le cas pour une éprouvette de largeur 78 mm. Ces essais sont exploités pour identifier les critères de fissuration à chaud.
- Un essai trapézoïdal. La configuration expérimentale de cet essai est similaire à celle d'un essai JWRI. L'éprouvette est prélevée dans le sens transversal du rond, à la suite des éprouvettes JWRI. Cet essai permet d'observer l'initiation et l'arrêt du défaut de fissuration à chaud pour une largeur critique d'éprouvette. Cet essai est utilisé pour valider les critères identifiés.

Les essais sont instrumentés à l'aide de thermocouples. Ces données expérimentales sont utilisées pour recalculer certains paramètres des modèles thermiques.

Le principe d'utilisation des critères est identique, les modèles ne permettent pas de prédire l'apparition du phénomène de fissuration à chaud sans identifier certains paramètres spécifiques à l'alliage étudié. Le dimensionnement des critères s'effectue par le calcul d'une configuration fissurante et non fissurante ; cela permet d'identifier une frontière entre les deux situations. Si lors de la simulation numérique d'un autre essai la frontière est franchie alors il y a de fortes chances d'observer le phénomène de fissuration à chaud.

Dans le cas du critère RDG la frontière correspond à une chute de pression critique et dans le cas du critère thermomécanique il s'agit d'une déformation et/ou d'une vitesse viscoplastique d'ouverture critique.

Deux codes de calcul par éléments finis, Calcosoft et Cast3m, sont utilisés au cours de cette étude.

- Cast3m est utilisé pour réaliser des simulations thermomécaniques du soudage des éprouvettes JWRI et trapézoïdale. Une loi de comportement élastoviscoplastique (EVP) à écrouissage isotrope est utilisée. Les calculs réalisés à l'aide de Cast3m permettent l'identification du critère thermomécanique de sensibilité à la fissuration à chaud au cours du soudage.
- Calcosoft est utilisé pour permettre l'identification du critère RDG. Des simulations thermiques du soudage des éprouvettes JWRI et trapézoïdale sont réalisées. Une approche eulérienne est mise en œuvre pour les éprouvettes JWRI.

La réalisation des calculs numériques a nécessité des caractérisations fines des propriétés thermophysiques de l'alliage de CuCrZr à l'aide de différentes méthodes expérimentales :

- La méthode SPTA a permis de déterminer l'évolution de la fraction solide de l'alliage en fonction de la température, la température de liquidus (1080 °C) et l'intervalle de solidification estimé à 32 °C dans des conditions hors équilibre.
- Une expérience de coulée 1D a permis de déterminer la conductivité thermique en fonction de la température.
- Des essais mécaniques sur machine Gleeble ont permis de caractériser le comportement mécanique de l'alliage de la température ambiante jusqu'à 1000 °C. Ces données sont utilisées pour identifier, par méthode inverse, les paramètres de la loi de comportement élastoviscoplastique à écrouissage isotrope.

Les critères phénoménologiques RDG et le critère thermomécanique sont basés l'un et l'autre sur l'identification d'un paramètre physique permettant de distinguer un cas fissurant d'un cas non fissurant. Dans le cas du soudage des éprouvettes JWRI, la comparaison d'un cas fissurant à un cas non fissurant a permis de définir :

- Une chute de pression critique  $\Delta P_{max}$  dans le cas du critère RDG soit  $42kPa < \Delta P_{max} \leq 56kPa$ . Si la chute de pression interdendritique devient égale à  $\Delta P_{max}$  alors il y a fissuration à chaud. La valeur du paramètre  $\lambda_2$  a une forte influence sur l'estimation de  $\Delta P_{max}$ .
- Une déformation et/ou vitesse de déformation viscoplastique critique dans le cas du critère thermomécanique. Si la déformation viscoplastique d'ouverture ( $e^*$ ) à l'arrière du bain est strictement positive et/ou si la vitesse de déformation viscoplastique d'ouverture

---

( $\dot{\epsilon}_{vp}^*$ ) à l'arrière du bain est positive, alors le défaut de fissuration à chaud est amorcé.

Lors de cette étude nous avons constaté l'importance du choix de la taille de maille pour mener les calculs numériques. Ainsi, pour appliquer le critère thermomécanique identifié, nous préconisons d'utiliser des éléments dont les dimensions sont, au plus, égales à la largeur de la zone pâteuse. En effet, l'utilisation de maille de dimension trop importante n'a pas permis d'appliquer le critère identifié.

Les critères ainsi identifiés ont été appliqués au cas du soudage de l'éprouvette trapézoïdale. Le critère thermomécanique a été validé. Le critère RDG a été appliqué bien qu'il soit utilisé en dehors de son cadre d'application. En effet, expérimentalement le soudage de l'éprouvette trapézoïdale conduit à observer un arrêt de fissure or le critère RDG est normalement utilisé dans des conditions d'amorçage du défaut de fissuration à chaud. Il serait intéressant de réaliser un essai (et de le simuler) avec une géométrie d'éprouvette inversée avec la partie non fissurante au début du cordon.

La question de la transférabilité des critères à des structures plus complexes a également été soulevée. Comment s'assurer qu'un critère identifié à l'aide du soudage de géométrie simple (de type JWRI) soit valable pour des géométries plus complexes ? Des travaux sont actuellement en cours au laboratoire pour une géométrie plus complexe et représentative d'une fabrication réelle d'un composant en alliage CuCrZr utilisé sur Tore Supra. Des essais fissurant et non fissurant ont été réalisés et les calculs d'identification du critère thermomécanique sont en cours pour valider la transférabilité du critère.



# Bibliographie

- [DIN17672] Norme Allemande - Deutsches Kupferinstitut DIN17672, pp. 1-8.
- [Pellini52] W.S. Pellini. Strain theory of hot tearing - *Foundry*, Nov. 1952, pp. 125-133 & pp. 192-199.
- [Houldcroft55] P.T. Houldcroft. A simple cracking test for use with argon-arc welding - *British welding journal*, Oct. 1955, pp. 471-475.
- [Borland60] J.C. Borland. Generalised theory of super-solidus cracking in welds (and castings) - *British welding journal*, Aug. 1960, pp. 508-512.
- [Goldsmith61] A. Goldsmith, T.E. Waterman, H.J. Hirschborn. Handbook of thermophysical properties of solid materials - *The Macmillian Company*. Vol. 1, 1961.
- [Prokhorov62] N.N. Prokhorov. Resistance to hot tearing of cast metals during solidification - *Russian casting production*, 1962, pp. 172-175.
- [Garland69] J.G. Garland and G.J. Davies. A modified Houldcroft hot cracking test with improved reproducibility - *Metal Construction and British Welding Journal*, Dec. 1969, pp. 565-568.
- [Feurer76] U. Feurer. Modèle mathématique de la tendance à la fissuration thermique des alliages binaires d'aluminium - *Giesserei-Forschung*, 2, 1976, pp. 75-80.
- [Lodini80] A. Lodini. Contribution à l'étude de la précipitation et de la redissolution dans les alliages industriels à durcissement structural Cu-Cr-Zr : Comportement en soudage par faisceau d'électrons. - *Thèse de Sciences Exactes et Naturelles*. Déc 1980.
- [Savage80] W.F. Savage. Solidification, ségrégation et imperfections des soudures - *Soudage et techniques connexes, Conférence Houdremont 1980*, Nov.-Déc. 1980, pp. 388-403.
- [Clyne81] T.W. Clyne and G.J. Davies. The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems - *British Foundry*, Vol. 74, 1981, pp. 65-73.
- [Matsuda82] F. Matsuda and K. Nakata. A new test specimen for self-restraint solidification crack susceptibility test of electron-beam welding bead - *Transactions of JWRI*, Vol. 11, n°2, 1982, pp. 87-94.
- [Matsuda83] 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 1) - Development of the MISO technique - *Transactions of JWRI*, Vol. 12, n°1, 1983, pp. 65-72.
- [Chakrabarti84] D.J. Chakrabarti, D.E. Laughlin. The chromium copper system - *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Vol. 5, No. 1, 1984, pp. 59-68.
- [ASM86] T.B. Massalski, J.L. Murray, L.H. Bennett, H. Baker. Binary Alloy Phase Diagrams - *American Society for Metals*, Vol. 1, 1986.
- [Matsuda86] F. Matsuda, H.Nakagawa and S. Tomita. Quantitative evaluation of solidification brittleness of weld metal during solidification by means of In-Situ Observation and Measurement (report

- 3) - Effect of strain rate on minimum ductility required for solidification crack initiation in carbon steels, Stainless steels and inconel alloy - *Transactions of JWRI*, Vol. 15, n°2, 1986, pp. 297-305.
- [ASM90] Metals Handbook, Properties and selection : nonferrous alloys and special-purpose materials - *ASM International*, Vol. 2, 1990.
- [ASM93] ASM Handbook Welding, brazing, and soldering - *ASM international*, Vol. 6, Dec. 1993.
- [Kato94] M. Kato, K. Nishio and S. Mukae. A comparison of the conventional and reverse Houldcroft type hot cracking tests in A5052 aluminium alloy sheet - *Journal of Japan Welding Society*, Vol. 12, n°2, 1994, pp. 179-185.
- [Brooks95] J.A. Brooks. Weld solidification and microstructural development - *Trends in Welding Research, Proceeding of the 4th International Conference, Gatlinburg, Tennessee*, 5-8 June 1995, pp. 123-133.
- [Cartaud95] D. Cartaud. Essais de fissuration à chaud : Principes et critères d'application - *Soudage et techniques connexes*, Sep.-Oct. 1995, pp. 17-26.
- [Dike95] J.J. Dike, J.A. Brooks, J.S. Krafcik. Finite Element Modeling and Verification of Thermal-Mechanical Behavior in the Weld Pool Region - *Trends in Welding Research, Proceedings of the 4th International Conference, Gatlinburg*, 5-8 June 1995, pp. 159-164.
- [François95] D. François, A. Pineau, A. Zaoui. Comportement mécanique des matériaux, élasticité et plasticité - *Hermès édition*, 1995.
- [Rappaz95] M. Rappaz, J.-L. Desbiolles, J.-M. Drezet, Ch.-A. Gandinn, A. Jacot and Ph. Thévoz. Application of inverse methods to the Estimation of Boundary Conditions and Properties. - *Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII*, 10-15 sept. 1995.
- [Drezet96] J.-M. Drezet. Direct Chill and Electromagnetic Casting of Aluminium Alloys : Thermomechanical Effects and Solidification Aspects. *Thesis* 1996.
- [Feng97] Z. Feng, T. Zacharia and S.A. David. On the thermomechanical conditions for weld metal solidification cracking - *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 3, 1997, pp. 114-148.
- [Ranatowski98] E. Ranatowski, A. Pocwiardowski. An analytic-numerical evaluation of the thermal cycle in the HAZ during welding. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 4, 1998, pp. 379-395.
- [Rappaz98] M. Rappaz, M. Bellet, M. Deville. Modélisation numérique en science des matériaux - *Traité des matériaux*. Vol. 10, 1998.
- [Holzwarth00] U. Holzwarth, H. Stamm. The precipitation behavior of ITER-grade Cu-Cr-Zr alloy after simulating the thermal cycle of the hot isostatic pressing - *Journal of nuclear materials*, Vol. 279, issue 1, 2000, pp. 31-45.
- [Kurz05] W. Kurz, D.J. Fisher. Fundamentals of Solidification, fourth revised edition. *Trans. Tech. Publications*, 2005.
- [Rappaz99] M. Rappaz, J.-M. Drezet and M. Gremaud. A new hot tearing criterion - *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30A, Feb. 1999, pp. 449-455.
- [Braccini00(1)] M. Braccini. Optimisation des pièces moulées : Etude des phénomènes de fissuration à chaud dans les alliages Al-Cu - *Thèse Science et Génie des Matériaux, Institut National Polytechnique de Grenoble*, Oct. 2000.
- [Braccini00(2)] M. Braccini, C.L. Martin, M. Suéry and Y. Bréchet. Hot tearing phenomena in Al-Cu alloys : Grain Refinement Effect - *Matériaux & Techniques*, n°5-6, 2000, pp. 1924.

- [De Vito00] S. De Vito. Influence de la composition chimique et des conditions de refroidissement sur la fissuration à chaud d'alliages de Nickel - *Thèse Science et Ingénierie des Matériaux, Institut National Polytechnique de Lorraine*, Oct. 2000.
- [Kerrouault00] N. Kerrouault. Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique - *Thèse Mécanique et Matériaux, Ecole Centrale de Paris*, Oct. 2000.
- [Langlais00] J. Langlais and J.E. Gruzleski. A novel approach to assessing the hot tearing susceptibility of aluminium alloys - *Materials Science Forum*, Vol. 331-337, 2000, pp. 167-172.
- [ASM01] Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials - *ASM International Handbook Committees*.
- [Dye01] D. Dye, O. Hunziker and R. Reed. Numerical analysis of the weldability of superalloys - *Acta Materialia*, Vol. 49, 2001, pp. 683-697.
- [Shibahara01] M. Shibahara, H. Serizawa and H. Murakawa. Finite element method for hot cracking analysis using temperature dependent interface element - *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 5, 2001, pp. 253-267.
- [Durocher02] A. Durocher, M. Lipa, Ph. Chappuis, J. Schlosser, T. Huber, B. Schedler. Tore Supra Experience of CuCrZr electron beam Welding - *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 307-311, 2002 pp. 1554-1557.
- [Kannengiesser02] TH. Kannengiesser, T. McInerney, W. Florian, TH. Bollinghaus and C.E. Cross. The influence of local weld deformation on hot cracking susceptibility - *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 6, 2002, pp. 803-818.
- [Rindler02] W. Rindler, E. Kozeschnik, N. Enzinger and B. Buchmayr. A modified hot tearing criterion for steel - *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 6, 2002, pp. 819-835.
- [Drezet03] J.M. Drezet, P.D. Grasso and M. Rappaz. Fissuration à chaud : des alliages organiques aux superalliages - *Mécanique & Industrie*, Vol. 5, 2003, pp. 409-417.
- [Pilvin03] P. Pilvin. Notice d'utilisation de SiDoLo. *Laboratoire Génie Mécanique et Matériaux Université de Bretagne-Sud*. Version 2.4495. 2003
- [Fuxiang03] H. Fuxiang, M. Jusheng, N. Honglong, G. Zhiting, L. Chao, G. Shumei, Y. Xuetao, W. Tao, L. Hong, L. Huafen. Analysis of phases in a Cu-Cr-Zr alloy - *Scripta Materialia*, Vol. 48, 2003, pp. 97-102.
- [Qi03] W.X. Qi, J.P. Tu, F. Liu, Y.Z. Yang, N.Y. Wang, H.M. Lu, X.B. Zhang, S.Y. Guo, M.S. Liu. Microstructure and tribological behavior of a peak aged Cu-Cr-Zr alloy. - *Materials Science and Engineering*, A343, 2003, pp. 89-96.
- [Campbell04] J. Campbell. Castings - *Butterworth-Heinemann, Second Edition*, 2004.
- [Lemaitre04] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche. Mécanique des matériaux solides - *DUNOD*, 2<sup>ème</sup> édition, 2004.
- [Eskin04] D.G. Eskin, Suyitno and L. Kagerman. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys - *Progress in Materials Science*, Vol. 49, 2004, pp. 629-711.
- [Jakani04] S. Jakani. Effet des impuretés sur les mécanismes de recristallisation du cuivre tréfilé - *Thèse Chimie des matériaux, Université Paris XI*, Dec. 2004.
- [Ludwig04] O. Ludwig. Etude expérimentale et modélisation du comportement rhéologique d'alliage Al-Cu en cours de solidification dans le cadre de la fissuration à chaud en coulée continue - *Thèse Science et Génie des Matériaux, Institut National Polytechnique de Grenoble*, Fev. 2004.

- [Rappaz04] M. Rappaz, P.D. Grasso, V. Mathier, J.M. Drezet and A. Jacot. How does coalescence of dendrite arms or grains influence hot tearing? - *Solidification of aluminum alloys - TMS Annual Meeting, Charlotte, NC, USA*, 14-18 march 2004, pp. 179-190.
- [Chagnot05] C. Chagnot, M. Barras. Soudabilité de l'alliage CuCrZr par faisceau d'électrons - Etude du mécanisme de fissuration à chaud- Mise en place d'une instrumentation adaptée - *Rapport technique CEA DTEN/DR/2005/003*, 2005.
- [Lipa05] M. Lipa, A. Durocher, R. Tivey, T. Huber, B. Schedler and J. Weigert. The use of Copper alloy CuCrZr as a structural material for actively cooled plasma facing and in vessel components - *Fusion Engineering and Design*, Vol. 75-79, 2005, pp. 469-473.
- [Wei05] 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*, Vol. 13, 2005, pp. 437-454.
- [Wisniewski05] J. Wisniewski, E. Gautier, P. Archambault. Détermination des propriétés thermophysiques et des évolutions microstructurales au cours du chauffage rapide d'un alliage de CuCrZr - *Rapport de DEA, Ecole doctorale EMMA*, 2005.
- [Rappaz06] M. Rappaz, J.-M. Drezet, V. Mathier and S. Vernède. Towards a micro-macro model of hot tearing - *Materials Science Forum*, Vol. 519-521, Jul. 2006, pp. 1665-1674.
- [Saint-Germain06] B. Saint-Germain. Etude expérimentale et numérique des distorsions de structures mécano-soudées - *Thèse de l'Ecole Centrale de Paris*, Juin. 2006.
- [Cerri07] O. Cerri. Rupture à chaud dans les aciers au cours de leur solidification - Caractérisation expérimentale et modélisation thermomécanique - *Thèse de l'école des Mines de Paris*, Déc. 2007.
- [Drezet07(1)] J.-M. Drezet, V. Mathier and D. Allehaux. FE modelling of laser beam welding of aluminium alloys with special attention to hot cracking in transient regimes - *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Vol. 8, 2007, pp. 137-152.
- [Drezet07(2)] J.-M. Drezet and M. Lima. On the use of double laser source for crack-free welds of aluminium alloys - *Ecole CNRS, Séminaire européen, Recherche/Industrie - La Maison du Beuvray*, Vol. 1, 1-5 oct. 2007, pp. 210-219.
- [Drezet07(3)] J.-M. Drezet and D. Allehaux. Application of the Rappaz Drezet Gremaud hot tearing criterion to welding of aluminium alloys - *Hot Cracking Phenomena in Welds II*, eds. Böllinghaus, Th.; Herold, H.; Cross, C.E. and Lippold, J.C., 2008.
- [Durocher07] A. Durocher, D. Ayrault, C. Chagnot, M. Lipa, W. Saikaly. CuCrZr alloy hot cracking during electron beam welding - *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 367-370, 2007, pp. 1208-1212.
- [Huaqing07] L. Huaqing, X. Shuisheng, W. Pengyue, M. Xujun. Study on improvement of conductivity of Cu-Cr-Zr alloys - *Rare Metals*, Vol. 26, No. 2, Apr. 2007, pp. 124-130.
- [Leroy07] Simulation numérique du soudage : proposition d'un modèle de comportement mécanique et son analyse de sensibilité - *Diplôme d'Etudes Approfondies, Génie Mécanique et Génie Civil*, Sep. 2007.
- [Ploshikhin07] V. Ploshikhin, A. Prikhodovsky, A. Ilin, C. Heimerdinger and F. Palm. Mechanical-metallurgical approach for prediction of solidification cracking in welds - *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8*, Vol. 8, 2007, pp. 87-104.
- [Barralis08] J. Barralis, L. Castex, G. Maeder. Précontraintes et traitements superficiels - *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques*, M1180, 2008, pp. 1-50.
- [Cast3m08] Notice d'utilisation de Cast3m - <http://www-cast3m.cea.fr>

- 
- [Cazes08] R. Cazes. Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceau d'électrons et laser - *Techniques de l'Ingénieur*, B7740, 2008, pp. 1-9.
- [Kohler08] F. Kohler, T. Campanella, S. Nakanishi, M. Rappaz. Application of a Single Pan Thermal Analysis to Cu-Sn Peritectic Alloys. - *Acta Materialia*, Vol. 56, 2008, pp. 1519-1528.
- [Pelé08] J. Pelé, J.-L. Béchade. Note d'essai : Analyse DRX sur du Cu-Cr-Zr - *CEA/DEN/DMN/SRMA/LA2M/NE-2008-06*, Jan. 2008.
- [Wisniewski08] J. Wisniewski, J.-M. Drezet, D. Ayrault, B. Cauwe. Determination of the thermophysical properties of a CuCr1Zr alloy from liquid state down to room temperature - *International Journal of Material Forming - Springer Paris*. Apr 2008. Published online.



# Annexe A

## Diagrammes de phases

### 1 Système Cu-Cr

Les figures A.1a et A.1b présentent le diagramme d'équilibre du système cuivre chrome. Il existe un eutectique à  $1077^{\circ}\text{C}$  pour une composition de  $\sim 1.25$  pds% de chrome. Le cuivre ne présente pas de forme allotropique. L'ajout d'une faible quantité de chrome va conduire à la formation de précipités riches en chrome (Cr) (figure A.2).

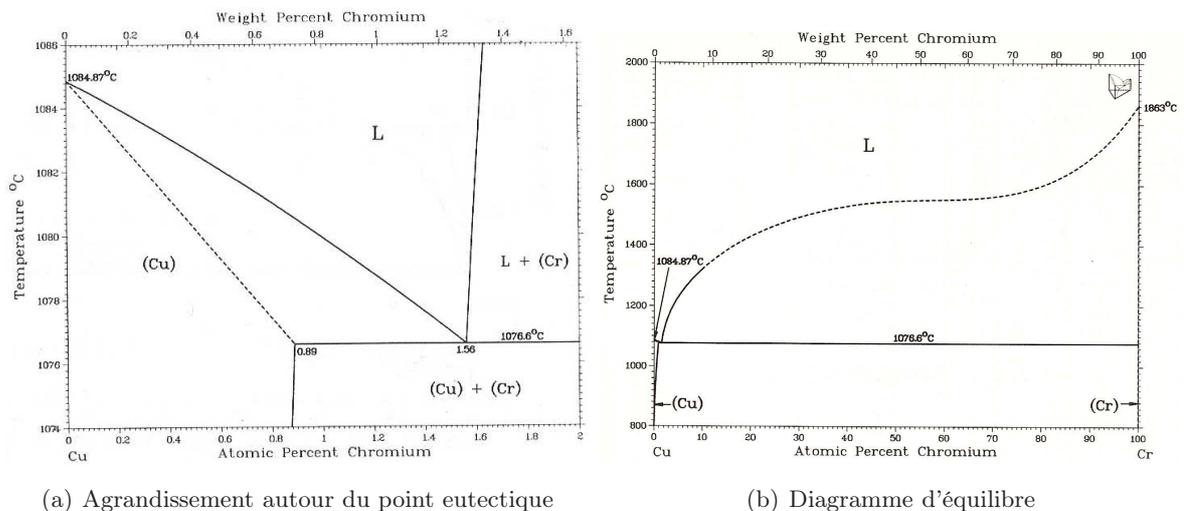


FIG. A.1 – Diagramme d'équilibre de l'alliage Cu-Cr [ASM86].

### 2 Système Cu-Zr

Le diagramme d'équilibre du système Cu-Zr est représenté sur la figure A.3. Ce diagramme présente cinq eutectiques ( $10$  pds%,  $966^{\circ}\text{C}$ ), ( $47$  pds%,  $886^{\circ}\text{C}$ ), ( $53$  pds%,  $891^{\circ}\text{C}$ ), ( $62$  pds%,  $929^{\circ}\text{C}$ ), ( $78.5$  pds%,  $886^{\circ}\text{C}$ ). Six composés définis existent ( $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ,  $\zeta$ ,  $\eta$ ). Le zirconium présente deux phases allotropiques  $\alpha_{Zr}$  et  $\beta_{Zr}$ . Le cuivre admet très peu de zirconium en solution solide.

Temperature °C	1000/T(K <sup>-1</sup> )	Solubility, at.% Cr					
		[30Cor]	[39Ale]	[48Hib1]	[57Doi1]	[67Zak]	[75Dri]
1073 + 2	0.743	...	...	...	...	0.77	...
1069 to 1072	0.745	...	...	0.83 ± 0.09	...	...	...
1066	0.747	...	...	0.74(a)	...	...	...
1050	0.756	...	0.62	...	0.73	...	...
1045	0.759	...	...	0.59(a)	...	...	...
1039	0.762	...	...	0.59(b)	...	...	...
1030	0.767	...	...	...	...	0.56	...
1000	0.786	0.98	0.48	...	0.49	...	...
998	0.787	...	...	0.42(a)	...	...	...
970	0.805	...	...	0.42(b)	...	...	...
980	0.798	...	...	...	...	0.40	...
950	0.818	...	0.38	...	0.31	...	...
910	0.845	...	...	...	...	0.27	...
900	0.853	0.61	0.31	...	0.21	...	0.23
869	0.876	...	...	0.23(b)	...	...	...
858	0.884	...	...	0.23(a)	...	...	...
840	0.898	...	...	...	0.12	0.17	...
800	0.932	0.29	...	...	...	...	0.16
700	1.028	...	0.12	...	...	<0.12	...
600	1.145	...	...	...	...	...	0.09
500	1.294	0.06-0.12	0.05	...	...	...	...
400	1.486	...	0.04	...	...	...	<0.02
<b>Maximum solubility at eutectic temperature:</b>		1.52 (1076)	1.03	0.74-0.92 (1070 ± 2)	0.89 (1076.6) (c)	0.77 (1073 ± 2)	...
<b>Material purity:</b>		?	99.96% Cu 99.8% Cr	? ...	99.99% Cu 99% Cr	99.99% Cu 99.7% Cr	...
<b>Experimental method:</b>		?	Microscopy, chemical analysis	Microscopy(a), electrical resistivity(b)	Microscopy, electrical resistivity	Microscopy, X-ray lattice parameter	Microscopy chemical analysis

(a) Microscopy. (b) Electrical resistivity. (c) Corrected temperature, see text.

FIG. A.2 – Solubilité du chrome dans le cuivre [Chakrabarti84].

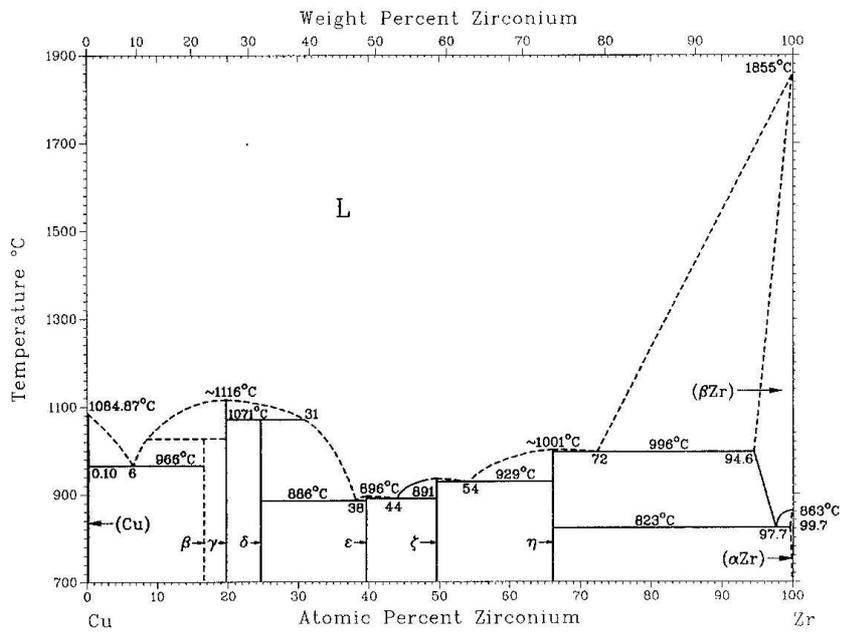


FIG. A.3 – Diagramme d'équilibre de l'alliage Cu-Zr [ASM86].

## Annexe B

# Analyses de la texture du lot 355

### 1 Définition succincte de la texture cristallographique

La texture cristallographique d'un matériau trouve son origine lors du traitement thermo-mécanique subi au cours de son élaboration. Au cours de la déformation plastique du matériau polycristallin, les grains subissent des rotations qui modifient leurs orientations cristallographiques. Ces rotations dépendent entre autre des systèmes de glissement activés dans chaque grain. Les changements d'orientation des grains génèrent dans le matériau la formation d'une texture de déformation.

La représentation de la texture est donnée par l'orientation des cristallites par rapport à un référentiel lié à l'échantillon (DA, DR1, DR2). DA est la direction axiale du rond filé, DR1 et DR2 sont les directions radiales. Le référentiel lié au cristallite est (Oxyz). L'orientation du cristallite est définie par la matrice de passage  $g$  entre les deux référentiels. La matrice  $g$  peut avoir une représentation par les angles d'Euler ( $\phi_1, \Phi, \phi_2$ ) ou par une représentation métallurgique. Dans ce dernier cas, les textures de fil sont données par les familles d'orientations  $\langle hkl \rangle // DA$  car une direction cristallographique  $[hkl]$  a tendance à s'aligner avec l'axe du rond dans chaque grain. Il existe plusieurs types de texture, selon que les cristaux s'orientent suivant une ou plusieurs directions cristallographiques parallèlement à des axes macroscopiques. La figure B.1 schématise les trois types de structure que l'on peut rencontrer dans les ronds. Les carrés sombres sont des représentations simplifiées de grains (sous forme de cube).

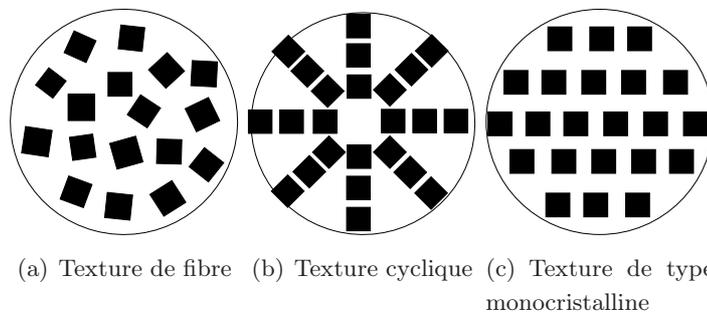


FIG. B.1 – Représentation de l'orientation des grains cubiques de trois types de texture dans un rond [Jakani04].

Sur la figure B.1a est schématisée une texture de fibre : les cristaux alignent une direction cristallographique avec l'axe longitudinal du rond (l'orientation de ces grains autour de cet axe est quelconque). Sur la figure B.1b est représentée une texture cyclique : les cristaux alignent une direction cristallographique avec l'axe du rond et une autre avec le rayon du rond. Enfin dans la texture monocristalline (figure B.1c) les grains ont tous une orientation voisine (la texture ne représente pas de symétrie de révolution autour de l'axe du rond).

Dans les ronds de cuivre tréfilés (structure cubique face centrée), les textures observées sont composées principalement d'un mélange en proportion variable de deux composantes fibres  $\langle 100 \rangle$  et  $\langle 111 \rangle$  (les directions cristallographiques  $\langle 100 \rangle$  et  $\langle 111 \rangle$  sont parallèles à l'axe du rond) [Jakani04]. Sur la figure B.2 est représentée la Fonction de Distribution des Orientations cristallines (FDOC) dans le cas de ronds de cuivre tréfilés (coupe de l'espace d'Euler à  $\phi_2=45^\circ$  par des densités d'orientations continues) [Jakani04]. La fibre  $\langle 100 \rangle$  se situe à  $\Phi=0^\circ$  et  $\phi_1$  variant de  $0^\circ$  à  $360^\circ$  et la fibre  $\langle 111 \rangle$  se situe à  $\Phi=55^\circ$ ,  $\phi_1$  variant de  $0^\circ$  à  $360^\circ$ .

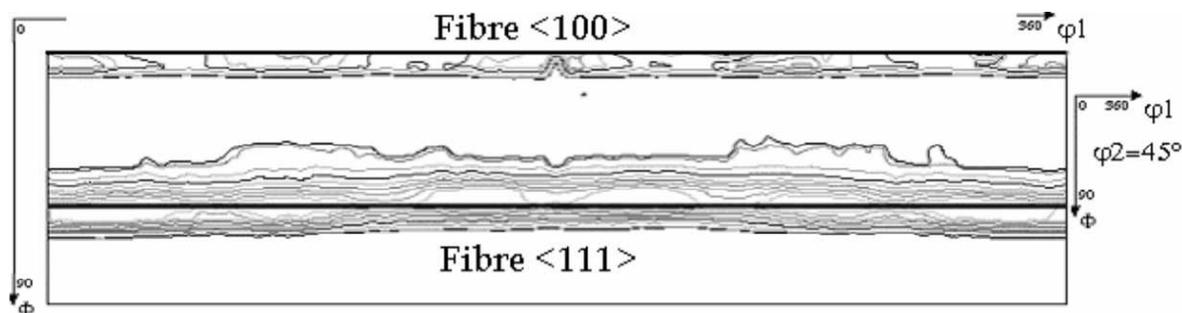


FIG. B.2 – FDOC dans le cas d'un alliage de cuivre tréfilé (coupe de l'espace d'Euler à  $\phi_2=45^\circ$ ) [Jakani04].

## 2 Principaux résultats

A l'aide d'un goniomètre automatisé, Pelé et al [Pelé08] déterminent des figures de pôles ainsi qu'une FDOC pour un échantillon en périphérie et au centre du rond du lot 355. L'ensemble des réglages relatifs à l'installation expérimentale est présenté dans une note technique [Pelé08].

Sur la figure B.3 sont représentées les figures de pôle (200) des deux échantillons analysés (centre et périphérie). Elles sont repérées par les directions axiale DA (axe du rond, au centre de la figure de pôle) et radiales DR1 et DR2. D'après Pelé et al [Pelé08], il existe des renforcements au voisinage de DA indiquant une orientation préférentielle marquée des normales aux plans (200) suivant DA. Ces renforcements sont plus importants pour l'échantillon au centre que pour l'échantillon en périphérie.

Sur la figure B.4 est représentée la FDOC par la coupe  $\phi_2=45^\circ$  pour un échantillon centre et périphérie. Il existe un renforcement vers  $\Phi=0^\circ$  pour toutes les valeurs de  $\phi_1$ , plus marqué pour l'échantillon centre. Ceci correspond à une texture fibre  $\langle 100 \rangle$ . Un renforcement plus diffus semble exister pour  $\Phi=60-70^\circ$  sur l'échantillon centre uniquement, correspondant à une

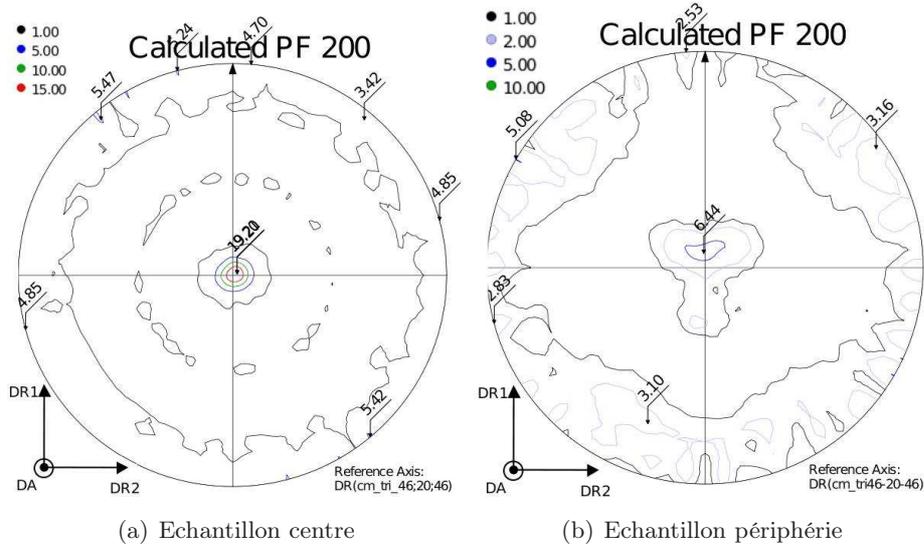


FIG. B.3 – Figures de pôles (200) reconstruites par la FDOC des échantillons centre et périphérie [Pelé08].

texture de fibre secondaire de type  $\langle 111 \rangle$  parallèle à DA. Ces résultats sont en accord avec la littérature (figure B.2).

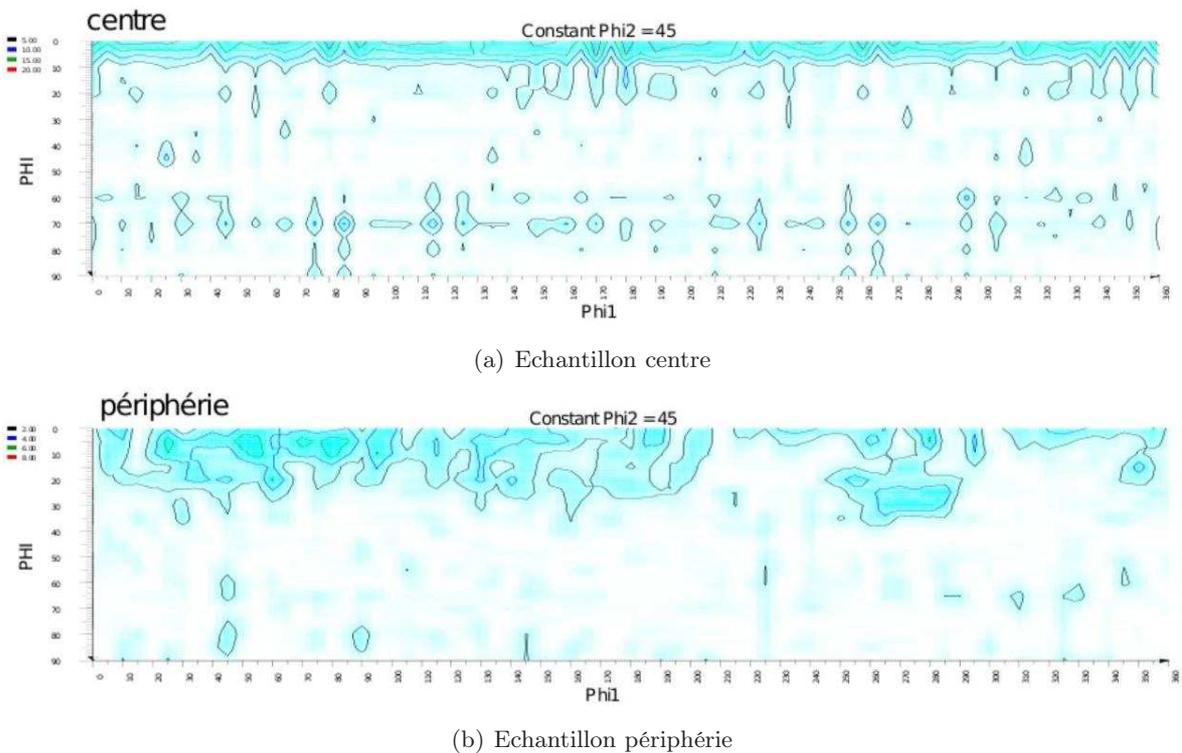


FIG. B.4 – FDOC sur les échantillons centre et périphérie [Pelé08].



## Annexe C

# Essais mécaniques de validation

Pour valider les essais mécaniques réalisés sur une machine Gleeble mise en fonctionnement pour la première fois pendant cette thèse, des essais similaires sont réalisés à l'Ecole Centrale de Paris. Les essais de validation sont effectués sur une machine de traction utilisée depuis plusieurs années [Kerrouault00, Saint-Germain06]. Les essais réalisés sur machine Gleeble sont appelés 'essais UBS' et les essais de référence 'essais ECP'.

### 1 Dispositif expérimental utilisé

Le dispositif ECP est une machine de traction modifiée munie d'un four à lampes qui assure le chauffage de l'éprouvette [Saint-Germain06] (figure C.1). Une cellule de force de 25 kN est utilisée. Les incertitudes de mesure sont de l'ordre de 0.02% [Saint-Germain06].

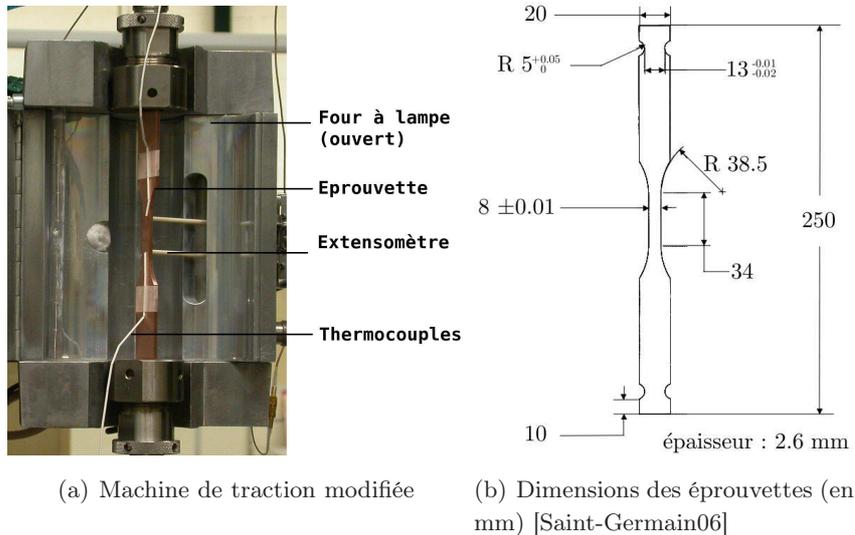


FIG. C.1 – Dispositif expérimental utilisé pour valider les essais Gleeble.

Les éprouvettes sont prélevées dans le sens longitudinal du rond du lot 355. Les dimensions sont données figure C.1. Au cours de l'essai, la déformation axiale est mesurée à l'aide d'un extensomètre dont la base de mesure est de 25 mm. Pour contrôler la température de l'essai, deux

thermocouples sont sertis en vis-à-vis des tiges de l'extensomètre (distance inter-thermocouples de 25 mm).

## 2 Programme expérimental

Des essais de traction sont menés à 400°C, 500°C et 700°C. Les essais mécaniques sont réalisés après un palier de 60 secondes à la température de l'essai. Ils sont contrôlés par la vitesse de déplacement de la traverse. L'essai se décompose en trois étapes, chaque étape étant constituée d'un écouissage et d'une relaxation de 20 secondes. Le niveau des paliers de déformation est contrôlé par la mesure de l'extensomètre.

## 3 Comparaison des essais UBS et ECP

Sur la figure C.2b et d sont représentées les évolutions de la contrainte en fonction de la déformation pour des essais UBS et ECP à 400°C et 500°C. Les vitesses et les paliers de déformation sont du même ordre de grandeur (figure C.2 a et c).

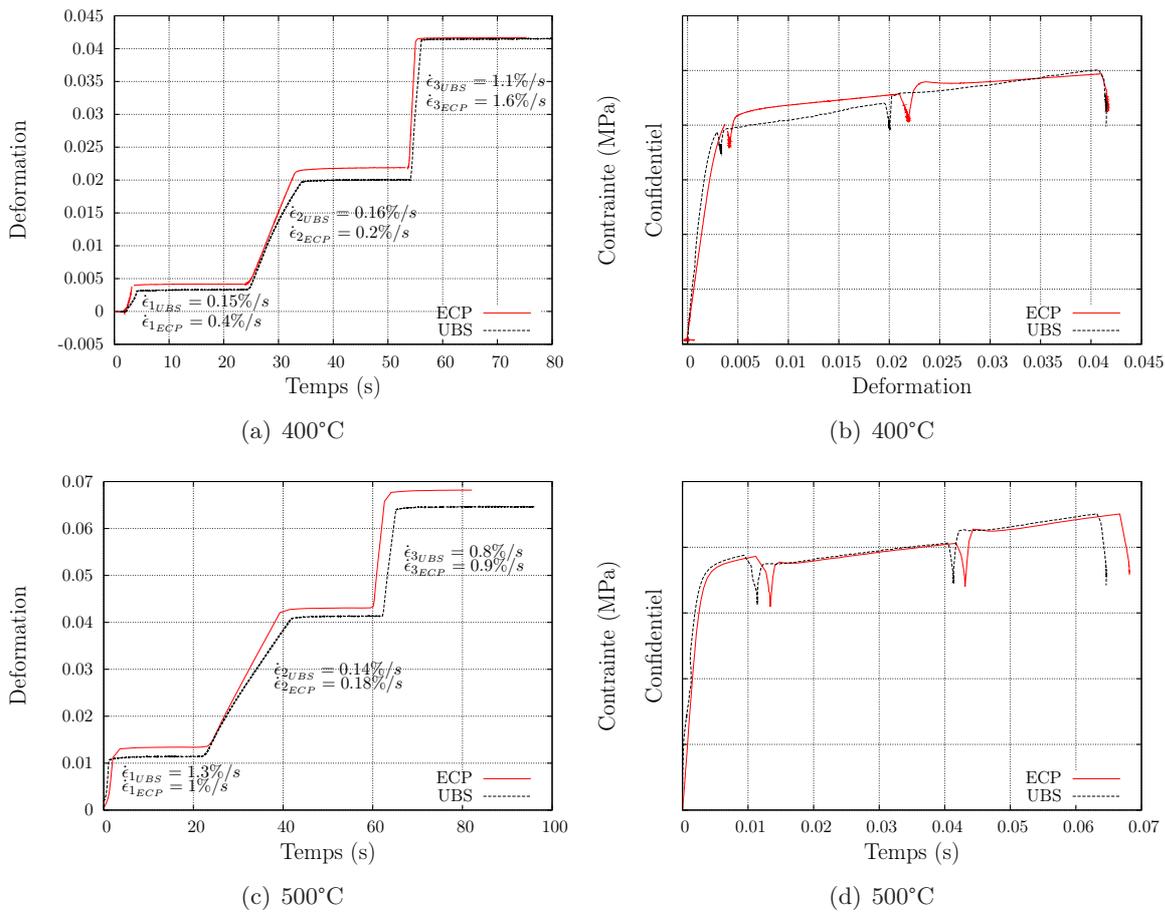


FIG. C.2 – Comparaison des courbes de traction ECP-UBS.

Pour des vitesses de déformation proches, les niveaux de contrainte atteints sont quasiment identiques, ce qui valide les essais Gleeble réalisés à 400°C et 500°C.

Les essais mécaniques à 700°C ne sont pas comparables. En effet, la consigne de chauffage de 10°C/s n'a pas pu être suivie par le four utilisé sur la machine de traction ECP (figure C.4). La vitesse de chauffage est en réalité de 4°C/s.

Pour atteindre des températures d'essai supérieures à 500°C avec une vitesse de chauffage de 10°C/s il est donc préférable d'utiliser la machine Gleeble ou un dispositif de chauffage par effet Joule.

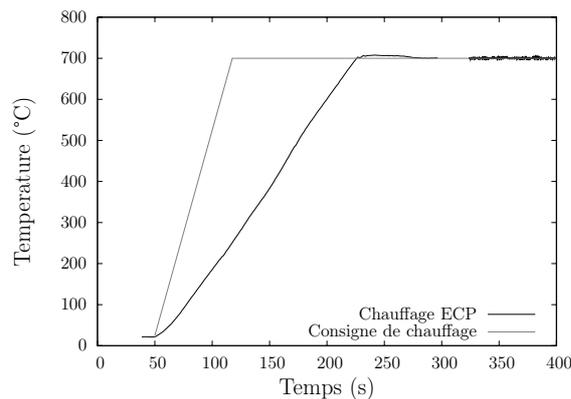


FIG. C.3 – Consigne de chauffage imposée et cycle réel de chauffage de la machine de traction (ECP).

Sur les figures C.4 a et b sont représentées les évolutions de la déformation en fonction du temps et l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation. Les vitesses de déformations sont regroupées dans le tableau C.1.

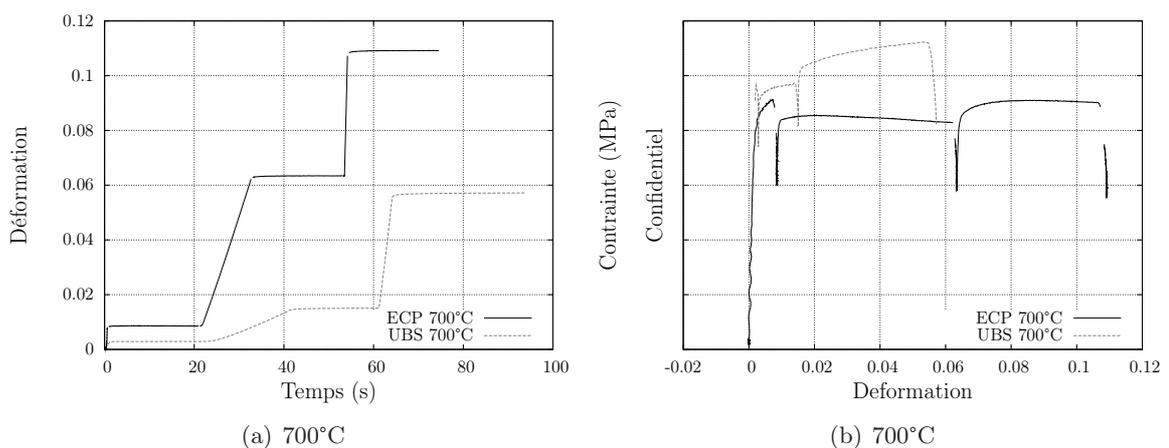


FIG. C.4 – Comparaison des courbes de traction ECP-UBS (essai à 700°C).

Lors de la dernière étape de l'essai, les vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}_{3_{UBS}}$  et  $\dot{\epsilon}_{3_{ECP}}$  sont du même

---

	$\dot{\epsilon}_1 (10^{-2}.s^{-1})$	$\dot{\epsilon}_2 (10^{-2}.s^{-1})$	$\dot{\epsilon}_3 (10^{-2}.s^{-1})$
UBS	0.3	0.07	1.39
ECP	5	0.5	6.62

TAB. C.1 – Vitesse de déformation pour chaque étape des essais mécaniques réalisés à 700°C.

ordre de grandeur (tableau C.1), les niveaux de contrainte atteints sont cependant différents de 30%. Cette différence est sans doute un effet de vieillissement du matériau. Dans le cas de l'essai ECP, la faible vitesse de chauffage associée à un palier plus long à 700 °C a pu conduire à un état microstructural différent et donc conduire à une modification des propriétés du matériau [Wisniewski05].

## Annexe D

# Détermination du chemin de solidification du lot 355

La méthode de SPTA (Single Pan Thermal Analysis) est utilisée pour déterminer le chemin de solidification du lot 355 pour une vitesse de refroidissement de 5 K/min. Le principe de fonctionnement du dispositif ainsi que son calibrage sont détaillés dans les travaux de Kohler et al [Kohler08].

Deux échantillons du lot 355 sont analysés. Les échantillons sont cylindriques avec un volume de l'ordre du centimètre-cube. Sur la figure D.1 est représenté le résultat de l'expérience (traits continus) à savoir l'évolution de la fraction solide en fonction de la température pour une vitesse de refroidissement faible de 5 K/min.

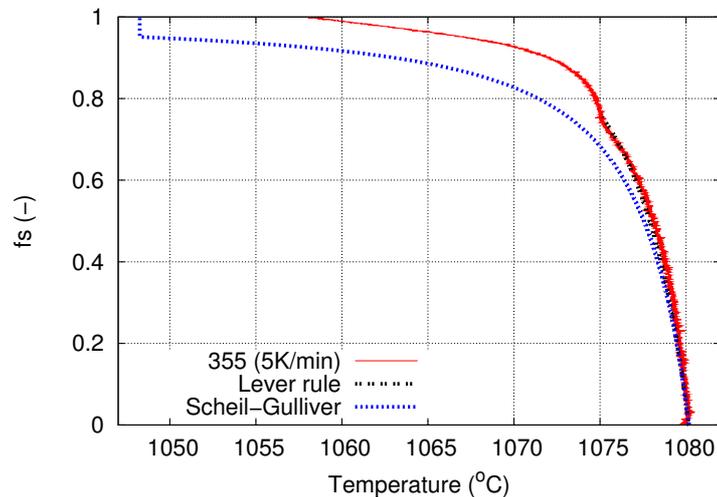


FIG. D.1 – Chemin de solidification du lot 355.

A partir de la courbe en traits continus, la température de liquidus est déterminée :  $T_L=1080^\circ\text{C}$ . D'après le diagramme de phase binaire CuCr (annexe A), le changement de pente à  $1075^\circ\text{C}$  correspond à la formation d'un eutectique.

Le système est considéré comme constitué majoritairement de chrome, de zirconium et de

phosphore.

La règle des bras de levier [Drezet96, Kurz05] permet de calculer l'évolution de la fraction solide en fonction de la température avec l'hypothèse de la diffusion infinie dans le solide et le liquide.

$$T = T_m + \sum_{i=1}^3 \frac{m_i \cdot c_{0i}}{1 - (1 - k_i) \cdot f_s} \quad (\text{D.1})$$

avec :

- $T_m$  : la température de fusion du cuivre pur (°C)
- $m_i$  : la pente du liquidus (°C/%pds)
- $C_{0i}$  : la concentration initiale en élément i (%pds)
- $f_s$  : la fraction solide
- $k_i$  : le coefficient de partition de l'élément i

L'équation D.1 contient des paramètres inconnus  $m_i$  et  $k_i$ . Le diagramme de phase binaire CuCr permet d'estimer  $m_{Cr}$  et  $k_{Cr}$ .

En faisant l'hypothèse que la vitesse de refroidissement expérimentale est proche de la vitesse de refroidissement à l'équilibre alors les autres paramètres inconnus ( $m_{Cr}$ ,  $m_{Zr}$ ,  $m_P$ ,  $k_{Cr}$ ,  $k_{Zr}$  et  $k_P$ ) de l'équation D.1 sont identifiés par méthode inverse. Pour cela, la règle des bras de levier est comparée à l'expérience. La règle des bras de levier ne prend pas en compte l'apparition de la nouvelle phase au cours du refroidissement. L'identification des paramètres est donc menée entre 1075°C et 1080°C. L'identification est réalisée à l'aide de Matlab. Les valeurs suivantes sont obtenues :

- $m_{Cr}$  : -3.5 (°C/%pds)
- $m_{Zr}$  : -5.65 (°C/%pds)
- $m_P$  : -5.11 (°C/%pds)
- $k_{Cr}$  : 0.5
- $k_{Zr}$  : 0.1
- $k_P$  : 0.1

Pour obtenir le chemin de solidification dans des conditions proches de la trempe (typiquement rencontrée lors du soudage), les paramètres estimés précédemment sont introduits dans le modèle de Gulliver-Scheil [Drezet96, Kurz05].

$$T = T_m + \sum_1^3 m_i \cdot c_{0i} \cdot (1 - f_s)^{k_i - 1} \quad (\text{D.2})$$

Dans ce modèle, on considère qu'il n'y a pas de diffusion dans le solide (vitesse de refroidissement infinie). Le problème de ce modèle est qu'il tend vers l'infini lorsque la fraction solide tend vers l'unité. Pour 'stopper' la courbe, il est nécessaire de déterminer la température de solidus dans le cas du soudage par faisceau d'électrons de l'alliage CuCrZr.

Sur la figure D.2 est représentée une coupe transversale d'une éprouvette soudée par faisceau d'électrons de largeur 78 mm ; trois zones sont distinguées : le métal de base (MB), la zone affectée thermiquement (ZAT) et la zone fondue (ZF). La figure D.2b est un zoom dans la zone fondue. Une phase A, une phase B et des porosités sont observées. Pour déterminer la

fraction surfacique des phases, un logiciel d'analyse d'images (*analySIS<sup>TM</sup>*) est utilisé. Trois images ont été analysées pour calculer les fractions surfaciques. Une fraction surfacique de 5% de phase B (dernière phase à s'être solidifiée) est identifiée. En considérant que la fraction surfacique correspond à la fraction volumique, le modèle de Scheil-Gulliver (figure D.1) permet de déterminer la température de solidus. Soit  $T_s=1048^\circ\text{C}$ .

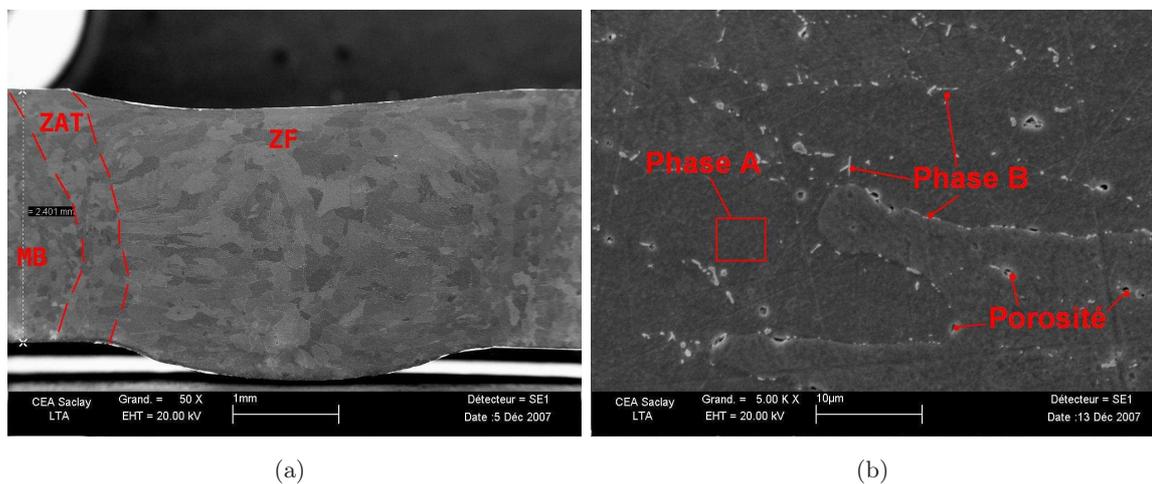


FIG. D.2 – Observations au microscope électronique à balayage (mode électrons secondaires) d'un cordon soudé.

A partir de ces travaux de caractérisation, l'intervalle de solidification pour le lot 355 est déterminé. Il est de  $21^\circ\text{C}$  pour un refroidissement lent et de  $32^\circ\text{C}$  dans des conditions hors équilibre.



## Annexe E

# Détermination de la conductivité thermique du lot 355

### 1 Descriptif du dispositif expérimental

Dans l'objectif de déterminer la conductivité thermique du lot 355, un dispositif expérimental appelé 'coulée 1D' est utilisé. La simulation numérique permet, à partir des résultats de l'expérience, de déterminer la conductivité thermique du matériau en fonction de la température. Les expériences sont menées au Laboratoire de Simulation des Matériaux de l'École Polytechnique Fédérale de Lausanne. Des échantillons du lot 355 de diamètre 40 mm et de hauteur 70 mm sont utilisés. Sur la figure E.1a une vue d'ensemble de l'installation est présentée. L'alliage est fondu dans un moule et coulé dans un creuset (figure E.1b). Ce creuset est refroidi par sa face inférieure par un jet d'eau.

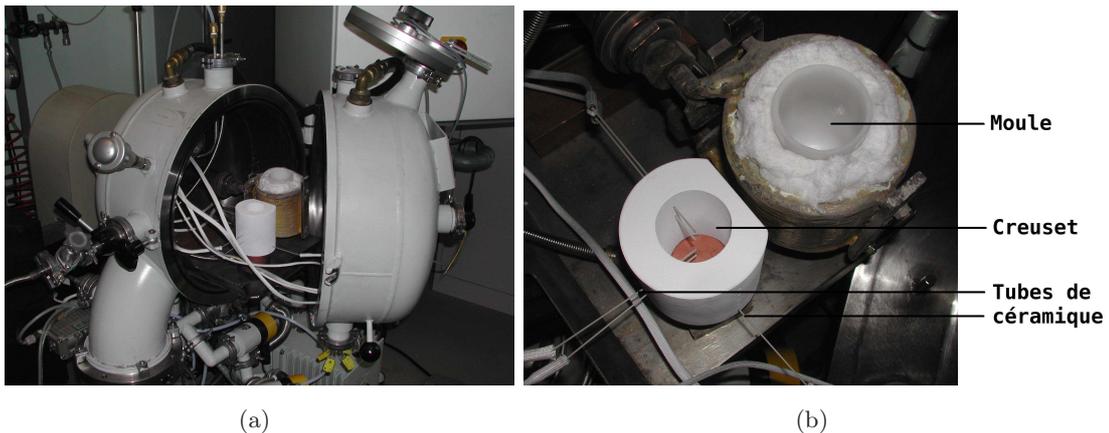


FIG. E.1 – Dispositif expérimental utilisé pour déterminer la conductivité thermique du lot 355.

Cinq tubes fins en céramique traversent le creuset (figure E.1b). Ces tubes contiennent des thermocouples dont les signaux sont utilisés pour identifier, par méthode inverse, la conductivité thermique de l'alliage. Les pointes des thermocouples sont situées au centre du creuset et à des

hauteurs variables (le référentiel est positionné au fond du creuset) : 4 mm, 19 mm, 33 mm, 48 mm et 62 mm. La figure E.2a est une vue macroscopique de l'échantillon après l'essai suivant une coupe longitudinale. Les trous correspondants aux emplacements des thermocouples sont visibles.

## 2 Identification de la conductivité thermique par méthode inverse

### 2.1 Hypothèses de travail

Un schéma de l'éprouvette après l'essai est représenté figure E.2b. Seule la partie hachurée est modélisée pour réaliser le calcul d'optimisation (méthode du maximum a posteriori [Rappaz95]) car le calcul est effectué avec l'hypothèse d'axi-symétrie.

Le gradient thermique est supposé unidimensionnel suivant l'axe  $z$ . Les températures des faces supérieure et inférieure de la zone modélisée (notées  $a$  et  $c$  sur la figure E.2b) suivent la même évolution de température que les thermocouples 1 et 5 respectivement (notés TC1 et TC5 sur la figure E.2b). La face  $b$  est adiabatique.

Pour mener à bien les calculs numériques thermiques, il est nécessaire de connaître les évolutions, en fonction de la température, de la chaleur spécifique ainsi que de la masse volumique du lot 355 (résolution de l'équation de la chaleur). Les données utilisées sont présentes dans le chapitre 4. La chaleur latente de l'alliage est prise égale à celle du cuivre pur soit  $L_{Cu} = 204 \text{ kJ/kg}$  [ASM01].

### 2.2 Résultats de l'optimisation

L'optimisation est menée sur les thermocouples 2, 3 et 4. Sur la figure E.2b sont représentées les évolutions des signaux expérimentaux et simulés après optimisation. Il y a une concordance satisfaisante entre les températures calculées et expérimentales.

La conductivité thermique après optimisation est représentée figure E.3. La conductivité du cuivre pur est également donnée à titre de comparaison [Goldsmith61].

Pour de faibles températures ( $< 500^\circ\text{C}$ ) la conductivité thermique du lot 355 est deux fois plus faible que celle du cuivre pur. Ceci n'est pas étonnant puisque lors de la coulée à vitesse de refroidissement très rapide, l'alliage se retrouve en solution solide sursaturée et les éléments d'addition présents dans la matrice de cuivre font chuter la conductivité thermique. La valeur très importante de la conductivité à l'état liquide s'explique par la présence de mouvements convectifs lors de la coulée.

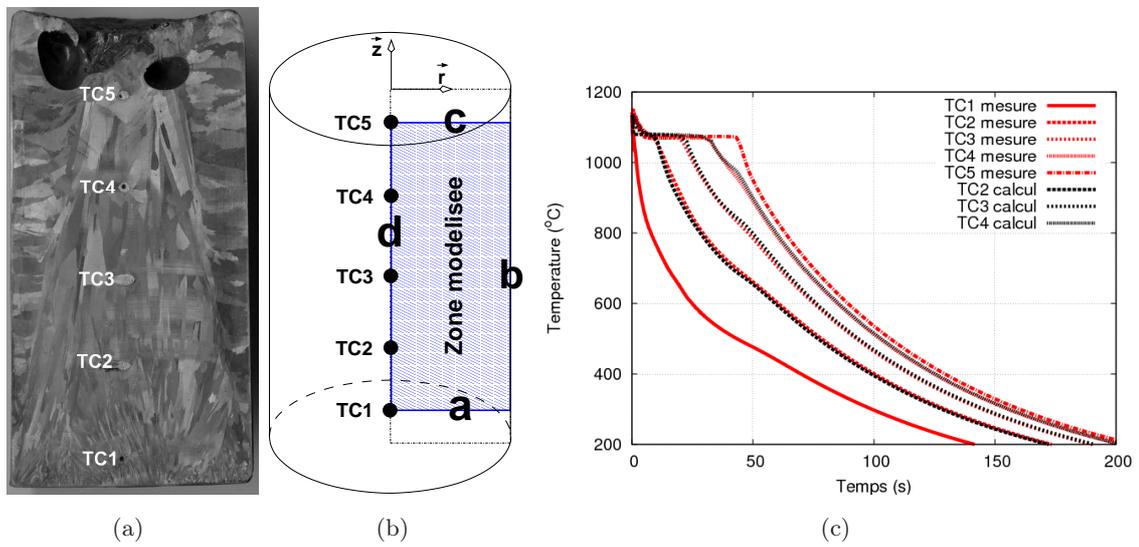


FIG. E.2 – Echantillon après essai (a), zone modélisée (b), signaux de thermocouples simulés et expérimentaux après optimisation (c).

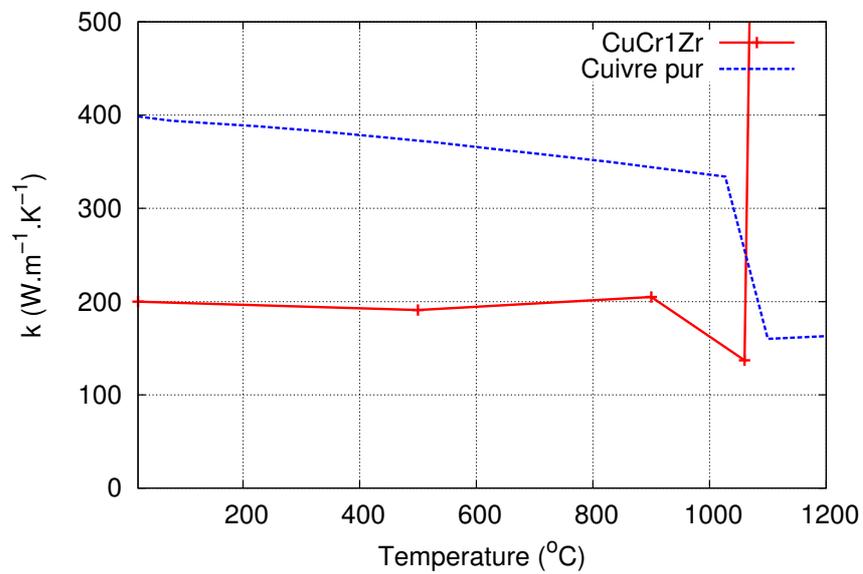


FIG. E.3 – Conductivité thermique du lot 355 (en solution sursaturée) et du cuivre pur [Goldsmith61].



## Annexe F

# Détermination du coefficient de dilatation du lot 355

Lors de la réalisation de l'essai de traction à 1000°C sur machine Gleeble, le matériau est chauffé de la température ambiante jusqu'à 1000°C avec une vitesse de 10°C/s. Le mors mobile étant libre, l'essai est assimilable à un essai de dilatométrie. A partir des données de l'essai, il est possible de déterminer le coefficient de dilatation du lot 355 sur l'intervalle de température 25°C-1000°C.

Sur la figure F.1 est représentée l'éprouvette entre les mors de la machine Gleeble. (0xyz) est le repère lié à l'éprouvette.

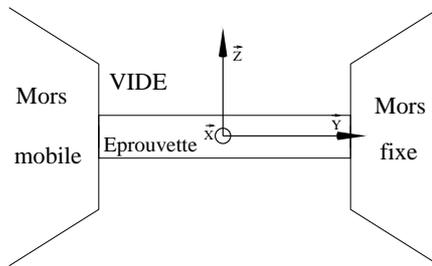


FIG. F.1 – Définition du repère lié à l'éprouvette.

Le matériau est supposé isotrope. Si  $\epsilon_e$  est le tenseur des déformations élastiques, alors d'après François et al [François95] :

$$\epsilon_e(T) = \frac{1 + \nu(T)}{E(T)} \sigma - \frac{\nu(T)}{E(T)} \text{tr}(\sigma) \mathbf{1} \quad (\text{F.1})$$

avec  $\nu(T)$  le coefficient de Poisson,  $E(T)$  le module d'Young et  $\sigma$  le tenseur des contraintes. La composante  $\sigma_{yy}$  dépend de la force  $F$  mesurée au cours de l'essai et, dans l'hypothèse des petites déformations, du diamètre initial  $D_0$  de l'éprouvette :

$$\sigma_{yy} = \frac{4.F}{\pi D_0^2} \quad (\text{F.2})$$

A partir des équations F.1 et F.2 et en supposant que les composantes  $\sigma_{xx}$  et  $\sigma_{zz}$  sont nulles, il est possible d'écrire :

$$\epsilon_{e_{xx}} = -\frac{\nu(T)}{E(T)} \frac{4.F}{\pi D_0^2} \quad (\text{F.3})$$

Le capteur diamétral permet de déterminer la déformation  $\epsilon_{xx}$ . Cette déformation peut également être exprimée en fonction des parties élastique, thermique et viscoplastique.

$$\epsilon_{xx} = \epsilon_{e_{xx}} + \epsilon_{th_{xx}} + \epsilon_{vp_{xx}} = \frac{\Delta D(T)}{D_0} \quad (\text{F.4})$$

Avec  $\Delta D(T)$ , la variation du diamètre mesurée à la température T.

Le niveau de contrainte atteint est supposé trop faible pour faire plastifier le matériau ( $\sigma_{yy_{max}} < 1MPa$ ) d'où  $\epsilon_{vp_{xx}} = 0$ .

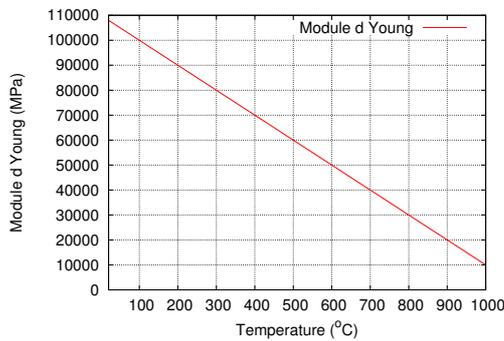
Le matériau étant considéré isotrope :

$$\epsilon_{th_{xx}}(T) = \epsilon_{th_{yy}}(T) = \epsilon_{th_{zz}}(T) \quad (\text{F.5})$$

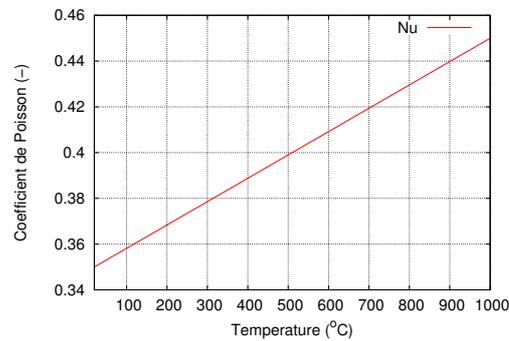
Finalement, les équations F.3, F.4 et F.5 permettent de déterminer  $\epsilon_{th_{xx}}(T)$  :

$$\epsilon_{th_{xx}}(T) = \frac{\Delta D(T)}{D_0} + \frac{\nu}{E} \frac{4.F}{\pi D_0^2} \quad (\text{F.6})$$

Les évolutions des coefficients  $\nu$  et E de la température ambiante jusqu'à 1000°C sont inconnues. E(T) est supposé linéaire et dépendant de la température. Soit  $E(T) = 110000 - 100T$  (avec T en °C et E en MPa). Le coefficient de Poisson est pris égal à celui du cuivre pur à température ambiante et à 0.45 à la température de 1000°C ; les valeurs intermédiaires entre 20°C et 1000°C sont interpolées linéairement. Les deux coefficients sont représentés sur les figures F.2 a et b.



(a) Module d'Young



(b) Coefficient de Poisson

FIG. F.2 – Evolutions, en fonction de la température, des paramètres matériaux utilisés pour déterminer le coefficient de dilatation.

A partir de l'équation F.6, il est possible de représenter l'évolution de la déformation thermique

Confidentiel

FIG. F.3 – Evolution de la déformation thermique en fonction de la température.

en fonction de la température (figure F.3).

La courbe est approximée par un polynôme de degré 2 (équation F.7).

$$\epsilon_{th}(T) = aT^2 + bT + c \quad (F.7)$$

avec  $a = \text{confidentiel}$ ,  $b = \text{confidentiel}$  et  $c = \text{confidentiel}$  (le résidu noté  $R^2$  sur la figure est très proche de 1). D'après N. Kerrouault [Kerrouault00], la déformation thermique peut être exprimée en fonction de la température  $T$ , de  $T_0$  et  $T_{ref}$  (équation F.8).  $T_{ref}$  est la température pour laquelle la déformation thermique est nulle et  $T_0$  la température initiale pour laquelle la dilatation est mesurée.

$$\epsilon_{th}(T) = \alpha(T)(T - T_{ref}) - \alpha(T_0)(T_0 - T_{ref}) \quad (F.8)$$

Le coefficient de dilatation est supposé affine en fonction de  $T$ , soit :

$$\alpha(T) = A.T + B \quad (F.9)$$

En combinant les équations F.9 et F.8, la déformation thermique peut s'écrire :

$$\epsilon_{th}(T) = A.T^2 + (B - A.T_{ref}).T + G \quad (F.10)$$

avec  $G = T_{ref}(\alpha(T_0) - B) - \alpha(T_0).T_0$ . A partir des équations F.10 et F.7 il est possible de déterminer les coefficients  $A$  et  $B$  ( $A=a$ ;  $B=b+aT_{ref}$ ). Avec  $T_0=25^\circ\text{C}$  et  $T_{ref}=0^\circ\text{C}$ , le coefficient de dilatation thermique s'écrit :

$$\alpha(T) = \text{confidentiel} \quad (F.11)$$

Les évolutions du coefficient de dilatation du lot 355 (équation F.11) et du cuivre pur [ASM90] (la pureté du cuivre n'est pas précisée) en fonction de la température sont représentées figure F.4.

Confidentiel

FIG. F.4 – Evolution du coefficient de dilatation en fonction de la température.

**Cas test numérique** Dans l'objectif de valider les calculs thermiques réalisés dans le code éléments finis Cast3m, un calcul de dilatation thermique est réalisé sur un cas test simple.

Une maille de dimension unité (figure F.5a) subit une évolution de température à  $10^\circ\text{C/s}$  de  $25^\circ\text{C}$  jusqu'à  $1000^\circ\text{C}$ . La simulation est réalisée en deux dimensions (hypothèse d'axisymétrie). Les propriétés matériau  $E(T)$  et  $\nu(T)$  utilisées sont celles des figures F.2 a et b. Le coefficient de dilatation est celui de l'équation F.11. Les conditions aux limites mécaniques sont représentées par des flèches sur la figure F.5a (par exemple le déplacement du point 2 est bloqué suivant l'axe  $Z$ ).

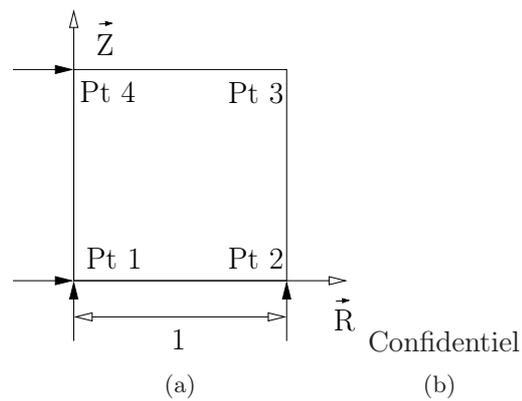


FIG. F.5 – Maille élémentaire simulée à l’aide de Cast3m et évolution de la déformation thermique au point 3 en fonction de la température.

La maille est libre de se dilater, par conséquent les contraintes et les déformations élastiques et viscoplastiques sont nulles. Dans ces conditions, le déplacement  $U_r$  correspond à la déformation thermique (la maille de dimension unitaire).  $U_r$  au point 3 (figure F.5b) est représenté en fonction de la température. Cette courbe est parfaitement approximée à l’aide d’une fonction  $f(x)=a.x+b$  dont les coefficients  $a$  et  $b$  sont ceux de l’équation F.11.

## Annexe G

# Calculs thermiques sous Cast3m

### 1 Calculs thermiques dans Cast3m

En négligeant les contributions d'ordre mécanique, réaliser un bilan d'énergie sur le système  $\Omega$  revient à considérer uniquement un bilan de chaleur [Rappaz98] :

$$\frac{\partial \rho H}{\partial t} + \text{div}(\rho H \vec{v}) + \text{div}(\vec{j}_T) = \dot{Q}_v \quad (\text{G.1})$$

Sous sa forme non conservative l'équation peut s'écrire :

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} + \rho \vec{v} \cdot \text{grad} H + \text{div}(\vec{j}_T) = \dot{Q}_v \quad (\text{G.2})$$

avec

- $\rho$  : la masse volumique ( $kg/m^3$ )
- $H$  : l'enthalpie par unité de masse (J/kg)
- $\dot{Q}_v$  : terme de production volumique d'énergie ( $W/m^3$ )
- $\vec{v}$  : terme de transport d'enthalpie (m/s)
- $\vec{j}_T$  : flux de chaleur

$$\rho \frac{dH}{dt} + \text{div}(\vec{j}_T) = \dot{Q}_v \quad (\text{G.3})$$

En considérant la pression constante, il est possible d'écrire :

$$\frac{dH}{dt} = \frac{dH}{dT} \frac{dT}{dt} = C_P \frac{dT}{dt} \quad (\text{G.4})$$

où  $C_p$  est la chaleur spécifique. En plaçant G.4 dans G.3 il vient :

$$\rho C_P \frac{dT}{dt} + \text{div}(\vec{j}_T) = \dot{Q}_v \quad (\text{G.5})$$

Le résidu  $R(T)$  est alors défini comme :

$$R(T) = \rho C_P \frac{dT}{dt} + \text{div}(\vec{j}_T) - \dot{Q}_v \quad (\text{G.6})$$

La solution du problème annule le résidu tout en vérifiant les conditions aux limites sur la frontière  $\partial\Omega$ . L'objectif est de trouver le champ de température  $T$  qui annule, pour toute

fonction test  $\varphi$ , la fonctionnelle suivante :

$$\phi(T) = \int_{\Omega} \varphi R(T) d\Omega = \int_{\Omega} \varphi \rho C_P \frac{dT}{dt} d\Omega + \int_{\Omega} \varphi \operatorname{div}(\vec{j}_T) d\Omega - \int_{\Omega} \varphi \dot{Q}_v d\Omega \quad (\text{G.7})$$

Le second membre de G.7 peut également s'écrire :

$$\int_{\Omega} \varphi \rho C_P \frac{dT}{dt} d\Omega + \int_{\Omega} \operatorname{div}(\varphi \vec{j}_T) d\Omega - \int_{\Omega} \vec{j}_T \operatorname{grad} \varphi d\Omega - \int_{\Omega} \varphi \dot{Q}_v d\Omega \quad (\text{G.8})$$

Le théorème de la divergence permet de transformer le deuxième terme et d'obtenir la forme intégrale faible suivante :

$$\int_{\Omega} \varphi \rho C_P \frac{dT}{dt} d\Omega + \int_{\partial\Omega} \varphi \vec{j}_T \cdot \vec{n} dS - \int_{\Omega} \vec{j}_T \operatorname{grad}(\varphi) d\Omega - \int_{\Omega} \varphi \dot{Q}_v d\Omega \quad (\text{G.9})$$

D'après la loi de Fourier  $\vec{j}_T(\vec{x}, t) = -k \cdot \operatorname{grad}(T(\vec{x}, t))$ , l'équation G.9 peut donc s'écrire :

$$\int_{\Omega} \varphi \rho C_P \frac{dT}{dt} d\Omega + \int_{\partial\Omega} \varphi \vec{j}_T \cdot \vec{n} dS + \int_{\Omega} k \operatorname{grad}(T) \operatorname{grad}(\varphi) d\Omega - \int_{\Omega} \varphi \dot{Q}_v d\Omega \quad (\text{G.10})$$

Les conditions aux limites peuvent maintenant être prises en compte. Afin de résoudre le problème sur  $\Omega$ , il est nécessaire de faire intervenir la discrétisation spatiale par éléments finis définie sur  $\Omega$  et choisir un ensemble de fonction test  $E_{\varphi}$ . En notant  $T_h$  l'approximation discrète du champ T aux nœuds du maillage :

$$T_h(\vec{x}, t) = \sum_{\Omega}^{N_n} T^j(t) \psi_j(\vec{x}) = T^j \psi_j \quad (\text{G.11})$$

avec  $T^j$  interpolation nodale de la température au nœud j,  $\psi_j$  fonction de forme associée au nœud j,  $N_n$  nombre de nœuds total. La méthode de Galerkin consiste à prendre comme fonction test les fonctions d'interpolation  $\psi_n$  de l'approximation par éléments finis. En plaçant G.11 dans G.9 et en considérant que  $\varphi_n = \psi_n$  alors G.9 peut s'écrire :

$$\int_{\Omega} \psi \rho C_P \frac{dT^j \psi_j}{dt} d\Omega + \int_{\partial\Omega} \psi \vec{j}_T \cdot \vec{n} dS + \int_{\Omega} k \cdot \operatorname{grad} \psi_i \cdot \operatorname{grad} \psi_j T^j - \int_{\Omega} \psi \dot{Q}_v d\Omega \quad (\text{G.12})$$

## 2 Conditions aux limites

Les conditions aux limites imposées aux géométries étudiées (JWRI et trapézoïdale) sont de différentes natures. Elles sont représentées sur les schémas 4.1 a et b de la page 102.

En notant  $\vec{j}_T$  le vecteur flux imposé et  $\vec{n}$  la normale à la surface considérée, il y a sur les différentes faces :

- une condition de flux nul, soit :  $j_{T,n} = \vec{j}_T \cdot \vec{n} = 0$
- une condition de rayonnement, soit :  $-j_{T,n} = -\vec{j}_T \cdot \vec{n} = q_T$  avec  $q_T = \epsilon \sigma (T^4 - T_e^4)$
- une condition de température imposée  $T = \bar{T}$

Les conditions aux limites sont introduites dans le second terme de l'équation G.12. A l'aide de G.12 et des conditions aux limites, l'équation G.7 peut s'écrire sous la forme du système d'équations différentielles suivant :

$$[C]\dot{T} + [K]T = B \quad (\text{G.13})$$

où

- $[C]$  est la matrice de capacité  $[C] = \int_{\Omega} \psi_i \psi_j \rho C_p d\Omega$ .
- $[K]$  la matrice de conductivité  $[K] = \int_{\Omega} k \vec{grad} \psi_i \vec{grad} \psi_j d\Omega + \int_{\partial\Omega_r} \epsilon \sigma \psi_j^4 \psi_i T_j^3 d\Omega$ .
- $B$  : le second membre,  $B = \int_{\Omega} \psi_i \dot{Q}_v d\Omega - \int_{\partial\Omega_r} \psi_i \epsilon \sigma T_e^4 d\Omega$ .

Avec  $\partial\Omega_r$  la partie de  $\partial\Omega$  où les conditions en flux sont appliquées.

Pour résoudre G.13, deux schémas d'intégration sont proposés à l'utilisateur dans Cast3m.

### 2.0.1 Schéma d'intégration

**Algorithme de DUPONT2** L'algorithme à deux pas de temps 'DUPONT2' est caractérisé par la relation :

$$\frac{1}{\Delta t} [C(T_b)](T^{n+1} - T^n) + [K(T_b)] \left[ \left( \frac{1}{2} + a \right) T^{n+1} + \left( \frac{1}{2} - 2a \right) T^n + a T^{n-1} \right] = B(T_b) \quad (\text{G.14})$$

avec  $T^i$  le champ de température au pas  $i$ ,  $\Delta t$  le pas de temps,  $a=1/4$  le coefficient de relaxation. Les matrices, les champs de température et le second membre sont évalués à la température  $T_b = (1 - b)T^n + b(2T^n - T^{n-1})$ ,  $b$  étant le coefficient de sous-relaxation. Ce schéma non-itératif est non-autodémarrant. En effet, la connaissance de  $T^0$  et de  $T^1$  est nécessaire au démarrage du calcul.  $T^1$  est calculée en utilisant un schéma à un pas de temps itératif donné par la  $\theta$ -méthode. Ce schéma est inconditionnellement stable.

**Thêta-methode** La Thêta-methode ou  $\theta$ -methode est caractérisée par la relation :

$$\frac{1}{\Delta t} [C(T)](T^{n+1} - T^n) + [K(T)] [\theta T^{n+1} + (1 - \theta) T^n] = B \quad (\text{G.15})$$

avec  $\theta$  compris entre 0 et 1. La valeur de ce coefficient est fixée à 1 (schéma d'Euler implicite). La résolution de G.15 pour  $\theta \neq 0$  s'effectue selon un schéma itératif (point fixe) du fait de la dépendance des matrices  $[C]$  et  $[K]$  à la température. Ce schéma est inconditionnellement stable pour  $\theta \geq 1/2$ .



## Annexe H

# Prise en compte du changement d'état

L'équation de conservation de la chaleur (équation G.1 de l'annexe G) sans terme source s'écrit :

$$\frac{\partial \rho H}{\partial t} + \text{div}(\rho H \vec{v}) + \text{div}(\vec{j}_T) = 0 \quad (\text{H.1})$$

D'après Rappaz *et al.* [Rappaz98], le calcul de moyenne sur deux phases solide (S) et liquide (L) aboutit à l'expression :

$$\frac{\partial \langle \rho H \rangle}{\partial t} + \text{div} \langle \rho H \vec{v} \rangle + \text{div} \langle \vec{j}_T \rangle = 0 \quad (\text{H.2})$$

Les termes entre  $\langle . \rangle$  correspondent à une moyenne à l'intérieur d'un volume  $\Delta V$  soit :

$$\langle \rho H \vec{v} \rangle = \frac{1}{\Delta V} \int_{\Delta V} \rho H \vec{v} dV \quad (\text{H.3})$$

$$\langle \vec{j}_T \rangle = \frac{1}{\Delta V} \int_{\Delta V} \vec{j}_T dV \quad (\text{H.4})$$

Les auteurs montrent que l'enthalpie volumique moyenne  $\langle \rho H \rangle$  peut être exprimée au moyen des chaleurs spécifiques de chacune des phases et de la chaleur latente de transformation  $(\rho L)^{S/L}$ .

$$\langle \rho H \rangle = f_S \int_0^T (\rho C_P)^S d\theta + f_L \left( \int_0^T (\rho C_P)^L d\theta + (\rho L)^{S/L} \right) \quad (\text{H.5})$$

La figure H.1 est un exemple d'évolution de l'enthalpie  $\rho H$  en fonction de la température pour un alliage d'aluminium-7 %silicium.

Soit  $\langle \rho C_P \rangle$  la chaleur spécifique moyenne par unité de volume.

$$\int_0^T \langle \rho C_P \rangle d\theta = f_S \int_0^T (\rho C_P)^S d\theta + f_L \int_0^T (\rho C_P)^L d\theta \quad (\text{H.6})$$

Si  $\langle \rho C_P \rangle$  ne dépend pas du temps alors la variation temporelle de l'enthalpie volumique moyenne devient :

$$\frac{\partial \langle \rho H \rangle}{\partial t} = \langle \rho C_P \rangle \frac{\partial T}{\partial t} - (\rho L)^{S/L} \frac{\partial f_S}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{H.7})$$

Le premier terme de cette équation correspond à une variation de la chaleur spécifique moyenne sur les deux phases, le second terme est assimilé à un terme de source de chaleur lié à l'évolution

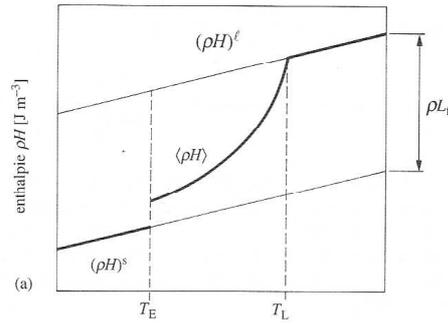


FIG. H.1 – Enthalpie moyenne en fonction de la température pour un alliage du type aluminium-silicium [Rappaz98]

de la chaleur latente libérée lors de la transformation liquide (L)-solide (S).

Si la fraction volumique de solide  $f_S$  ne dépend que de la température  $T$  alors l'équation H.7 peut s'écrire :

$$\frac{\partial \langle \rho H \rangle}{\partial t} = \langle \rho C_P \rangle^{eq} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (\text{H.8})$$

avec :

$$\langle \rho C_P \rangle^{eq} = \langle \rho C_P \rangle - (\rho L)^{S/L} \frac{\partial f_S}{\partial T} \quad (\text{H.9})$$

La figure H.2 représente la chaleur spécifique équivalente en fonction de la température pour un alliage aluminium silicium.

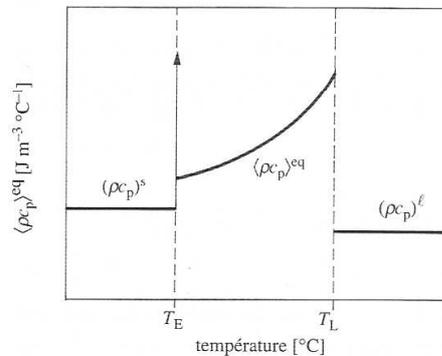


FIG. H.2 – Chaleur spécifique moyenne en fonction de la température pour un alliage du type aluminium-silicium [Rappaz98].

La courbe présente une très forte variation au voisinage de la température de liquidus. D'après Dike *et al.* [Dike95] cette forte discontinuité augmente les durées de calcul et nuit à la convergence des schémas numériques. Dans leur étude, les auteurs simulent le soudage d'une plaque d'aluminium 6061 de faible épaisseur (soudage GTA) dans le but d'étudier les déformations proches du cordon pendant le soudage. Le code éléments finis employé par les auteurs nécessite l'utilisation de la chaleur spécifique équivalente pour prendre en compte le changement d'état liquide-solide. A partir du chemin de solidification (modèle de Scheil), les auteurs déterminent l'évolution du  $C_P$  équivalent (figure H.3).

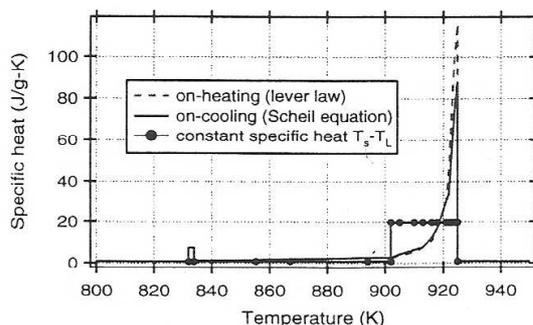


FIG. H.3 – Chaleur spécifique moyenne en fonction de la température pour un alliage d'aluminium 6061 [Dike95]

80 % de la chaleur est relâchée lors du refroidissement dans un intervalle de 10 °C. Ceci conduit à une forte discontinuité de la courbe proche de la température de liquidus et donc à une convergence difficile des calculs. Les auteurs proposent de diminuer de façon significative la valeur maximale du pic et de redistribuer l'énergie ainsi enlevée. Cette démarche permet de diminuer le degré de non linéarité dans les propriétés du matériau. Les auteurs ne précisent cependant pas l'ordre de grandeur de la diminution du pic ni si cette modification du Cp équivalent a une incidence forte sur leurs calculs.

Dans le cadre de cette étude, la chaleur spécifique équivalente du lot 355 est déterminée à partir de l'équation H.9. La chaleur latente  $L$  est prise égale à la chaleur latente du cuivre pur soit  $L_{Cu}=204 \text{ kJ.kg}^{-1}$  [ASM90] et le terme  $\frac{\partial f_s}{\partial T}$  est déterminé à partir du chemin de solidification (modèle de Gulliver-Scheil, annexe D). La masse volumique est celle utilisée pour réaliser les calculs thermomécaniques (page 103).

Sur la figure H.4 est représentée l'évolution du Cp équivalent déterminé à partir de l'équation H.9 (trait continu) et le Cp utilisé en simulation numérique (traits discontinus). La stratégie mise en œuvre par [Dike95] est utilisée. L'énergie du changement d'état est étalée sur un intervalle de température légèrement plus important que l'intervalle de solidification. L'intégrale de l'aire sous le pic de la courbe permet de retrouver la valeur de la chaleur latente  $L_{Cu}$ .

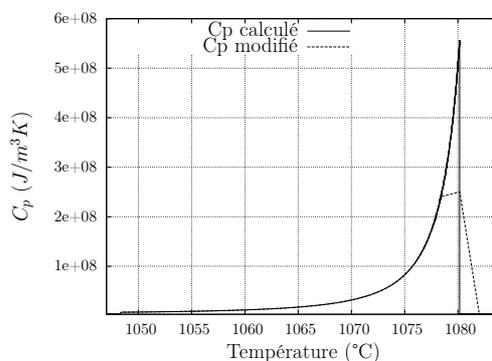


FIG. H.4 – Chaleur spécifique moyenne en fonction de la température utilisée en simulation numérique.



# Annexe I

## Validation de l'implémentation de la loi de comportement

Pour valider l'implémentation de la loi de comportement dans le code Cast3m, trois cas tests sont simulés :

- un essai de traction isotherme,
- un essai de traction anisotherme,
- un essai de cisaillement isotherme.

Ces cas tests sont également simulés à l'aide de SiDoLo. Les résultats de simulation sont ensuite comparés.

### 1 Modélisation des cas tests à l'aide de Cast3m

La simulation des cas tests sous Cast3m est réalisée en trois dimensions. Une maille cubique de dimension unitaire à huit points de Gauss et à interpolation linéaire est utilisée.

Sur la figure I.1a est représentée la maille en configuration initiale (trait continu) et déformée (trait discontinu) et ce dans le cas de la traction (a) et du cisaillement (b).

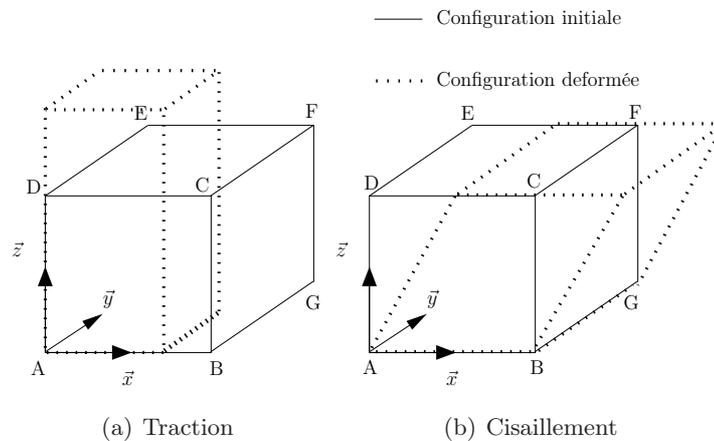


FIG. I.1 – Modélisation des cas tests à l'aide de Cast3m.

Dans le tableau I.1 sont regroupées les conditions aux limites imposées aux faces du cube unitaire. La face, dans l'état non déformé, qui passe par les points A, B et G est notée  $face_{ABG}$ ,  $U_x$  indique que le déplacement suivant x des nœuds de la face considérée est bloqué.

Type du cas test	$Face_{ABG}$	$Face_{ADE}$	$Face_{ABC}$	$Face_{DEF}$
cisaillement	$U_x U_y U_z$			$U_y U_z$
traction	$U_z$	$U_y$	$U_x$	

TAB. I.1 – Conditions aux limites imposées aux faces du cube unitaire.

## 2 Modélisation des cas tests à l'aide de SiDoLo

En plus d'être un outil d'identification, SiDoLo permet de programmer les équations de modèles et d'obtenir les réponses de celui ci à des sollicitations données [Pilvin03]. Dans le cas étudié, les équations définissant la loi de comportement élasto-viscoplastique à écrouissage isotrope (définie au chapitre 4) sont programmées dans SiDoLo. Les sollicitations imposées sont précisées plus loin dans cette annexe.

## 3 Paramètres utilisés

La loi de comportement EVP à écrouissage isotrope possède 7 paramètres inconnus  $E$ ,  $\nu$ ,  $\sigma_y$ ,  $Q$ ,  $b$ ,  $n$  et  $K$ . Pour réaliser les simulations des cas tests ces paramètres sont fixés aux valeurs présentes sur les figures I.2, le paramètre  $b$  est constant (valeur confidentielle). Le coefficient de dilatation thermique utilisé est également précisé sur la figure I.2a. Le coefficient de Poisson est constant et égal à 0,4.

Confidentiel

FIG. I.2 – Propriété matériaux utilisées pour la simulation des cas tests

## 4 Comparaison des résultats SiDoLo-Cast3m

**Cisaillement isotherme** Sur la figure I.3a est représentée la déformation imposée suivant l'axe x à la  $face_{DEF}$  de la figure I.1b. En dix secondes une déformation de 5% est imposée, cette déformation est ensuite maintenue pendant trente secondes.

Sur la figure I.3b est représentée l'évolution de la contrainte en fonction du temps. Dans le cas de la simulation réalisée à l'aide de Cast3m, la contrainte correspond à la contrainte maximale  $\sigma_{xz}$  (contrainte dans la direction x pour un plan perpendiculaire à z) évaluée sur l'ensemble des points de Gauss de la géométrie. Les deux courbes sont parfaitement superposées.

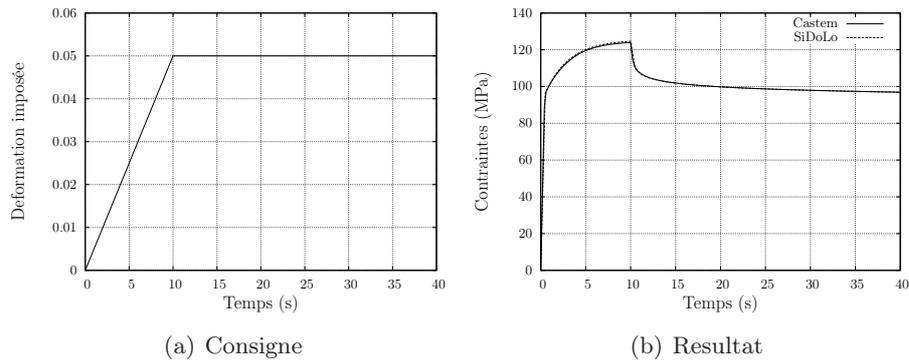


FIG. I.3 – Résultats de simulation de l'essai de cisaillement.

**Traction isotherme** Sur la figure I.4a est représentée la déformation imposée, en fonction du temps, au cube unitaire pour simuler un essai de traction. La température de l'essai est de 500 °C.

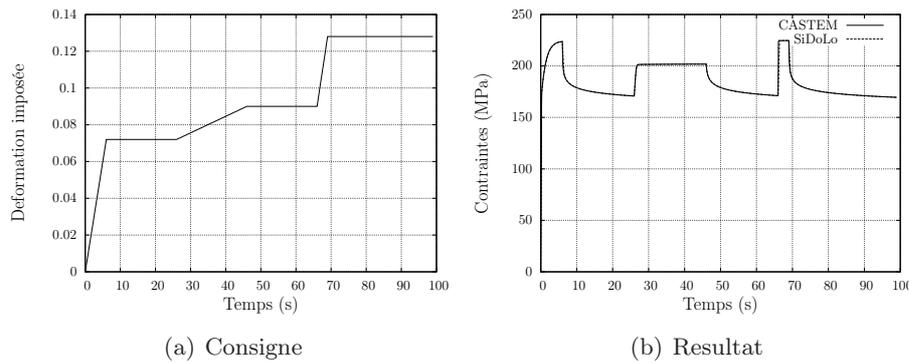


FIG. I.4 – Résultats de simulation de l'essai de traction isotherme.

Sur la figure I.4b est représentée l'évolution de la contrainte  $\sigma_{zz}$  en fonction du temps. L'écart entre les résultats de simulation de Cast3m (trait continu) et de SiDoLo (trait discontinu) est négligeable.

**Traction à température variable** L'essai de traction anisotherme est simulé en imposant une déformation au cube (figure I.5a) avec une température variable (figure I.5b).

Les résultats de simulation (évolution de la contrainte en fonction du temps) sont regroupés sur la figure I.5c. Cette fois-ci une différence de 8 MPa à 24 secondes est observée entre le résultat de simulation de Cast3m (trait continu) et de SiDoLo (trait discontinu). Néanmoins, cet écart est suffisamment faible pour valider la comparaison entre les deux outils numériques.

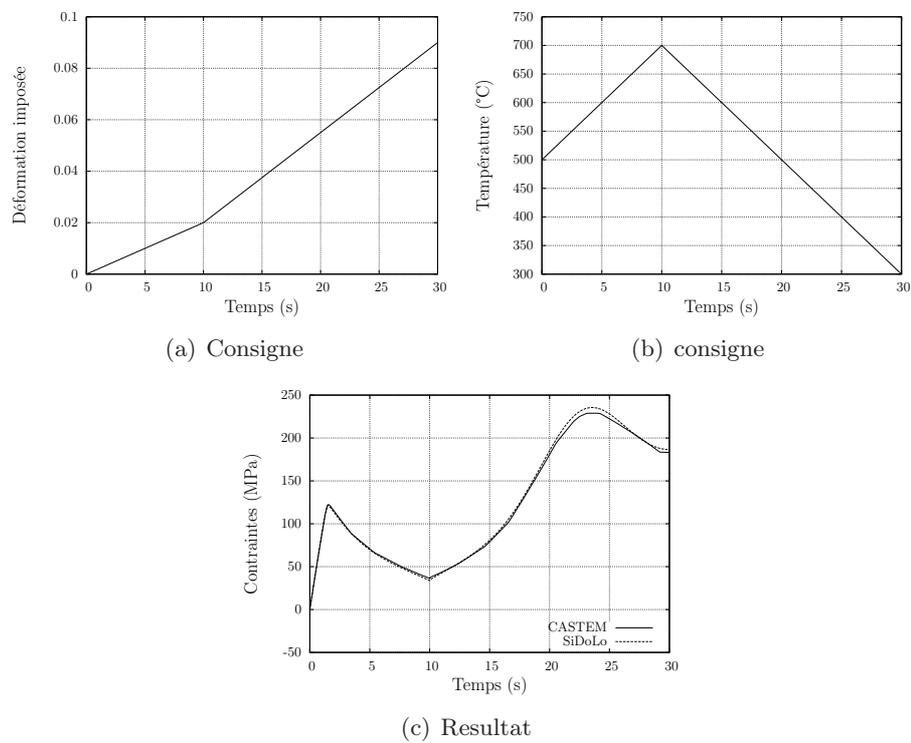


FIG. I.5 – Résultats de simulation de l'essai de traction anisotherme.



## **Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr**

**Jean Wisniewski**

Lors du soudage par faisceau d'électrons de certains composants techniques en alliage CuCrZr pour le réacteur de fusion Tore Supra sont apparus des problèmes importants de fissuration à chaud. Dans le cadre de cette problématique, et pour le futur réacteur ITER dont il faut assurer l'intégrité des soudures, cette étude se propose d'identifier un critère d'amorçage de défauts de fissuration à chaud. De nombreux critères de sensibilité à la fissuration à chaud sont présents dans la littérature. Quel critère mettre en œuvre dans le cas du soudage par faisceau d'électrons de composants en alliage CuCrZr ? L'objectif de cette étude est d'apporter des éléments de réponse à cette question. Pour cela le critère phénoménologique Rappaz-Drezet-Gremaud (RDG), basé sur l'analyse de la chute de pression interdendritique et un critère thermomécanique, fondé sur le signe et l'intensité de la composante viscoplastique de la déformation en zone pâteuse, sont appliqués pour des expériences réalisées sur des géométries simples :

i) des essais initialement développés au « Joining and Welding Research Institute » d'Osaka (JWRI). Ces essais consistent à réaliser une ligne de fusion sur une plaque rectangulaire d'alliage de CuCrZr de faible épaisseur encastrée suivant une de ses extrémités. La variation de la largeur des éprouvettes conduit à des configurations fissurantes ou non. Ces essais sont exploités pour identifier les paramètres associés pour cet alliage aux critères de fissuration à chaud.

ii) un essai trapézoïdal. La configuration expérimentale de cette expérience est similaire à celle des essais JWRI. Cet essai permet d'observer l'initiation et l'arrêt des défauts de fissuration à chaud pour une largeur critique d'éprouvette. Cet essai est utilisé pour valider les critères identifiés.

L'identification des critères est réalisée à l'aide d'une approche couplée calculs/expériences. La réalisation des simulations thermomécaniques (principalement avec le code Cast3M développé au CEA) a nécessité des caractérisations fines des propriétés thermophysiques de l'alliage CuCrZr à l'aide de différentes techniques expérimentales. Ainsi, la méthode de SPTA (Single Pan Thermal Analysis) a été utilisée pour déterminer le chemin de solidification de l'alliage, une expérience de coulée 1D ayant permis de caractériser la conductivité thermique en fonction de la température. Enfin, des essais thermomécaniques sur machine Gleeble ont été réalisés entre la température ambiante et une température maximale de 1000 °C (0,94 TM). Ces données sont utilisées pour caractériser la dilatation thermique de cet alliage et pour identifier, par méthode inverse, les paramètres d'une loi de comportement élastoviscoplastique à écrouissage isotrope.

La comparaison entre des essais JWRI avec géométries fissurante et non fissurante a permis d'identifier les critères retenus. L'étude propose également une réflexion sur la validation des critères à l'aide de l'essai trapézoïdal. Des recommandations importantes pour la simulation numérique des procédés de soudage pour ce type d'alliages sont mises en avant. En effet, nous avons constaté l'importance du choix de la taille de maille pour la mise en œuvre des critères de fissuration dans les calculs par éléments finis.