



**HAL**  
open science

**Vers une maîtrise de la réparation par le procédé CLAD  
de pièces aéronautiques en Inconel 738 LC :  
compréhension des mécanismes de fissuration et  
modélisations associées**

Anis Doghri

► **To cite this version:**

Anis Doghri. Vers une maîtrise de la réparation par le procédé CLAD de pièces aéronautiques en Inconel 738 LC : compréhension des mécanismes de fissuration et modélisations associées. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Université de Lorraine, 2019. Français. NNT : 2019LORR0112 . tel-02397949

**HAL Id: tel-02397949**

**<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-02397949>**

Submitted on 6 Dec 2019

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

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



## AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : [ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr](mailto:ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr)

## LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

[http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg\\_droi.php](http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php)

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

# THÈSE

Pour l'obtention du titre de :

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE LORRAINE

Spécialité : Science des Matériaux

Présentée par :

**ANIS DOGHRI**

---

## **Vers une maîtrise de la réparation par le procédé CLAD de pièces aéronautiques en Inconel 738 LC : compréhension des mécanismes de fissuration et modélisations associées**

---

Thèse soutenue publiquement le 20 juin 2019 à Metz devant le jury composé de :

M <sup>me</sup> Muriel CARIN, Maître de conférences HDR, IRDL, Université de Bretagne-Sud	Rapporteuse
M <sup>me</sup> Sophie COSTIL, Professeure des universités, LERMPS, UTBM	Rapporteuse
M. Franck TANCRET, Professeur des universités, IMN, Université de Nantes	Examineur
M. Patrice PEYRE, Directeur de recherche, PIMM, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
M. Jean-Jacques BLANDIN, Directeur de recherche CNRS, SIMaP, Grenoble INP	Examineur
M. Pascal LAHEURTE, Maître de conférences HDR, LEM3, Université de Lorraine	Directeur
M. Marc THOMAS, Ingénieur de recherche HDR, ONERA	Co-directeur
M. Florent FOURNIER DIT CHABERT, Ingénieur de recherche, ONERA	Encadrant
M <sup>me</sup> Clara MORICONI, Ingénieure de recherche, Safran Tech	Invitée
M. Pierre ALVAREZ, Ingénieur, Safran Seats	Invité



*À mes grands-pères.*



# Remerciements

Ce travail a été réalisé dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux à Metz et l'Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales à Châtillon.

Premièrement, je tiens à remercier Pascal Laheurte et Marc Thomas d'avoir dirigé ce travail et de m'avoir fait part de leurs précieux conseils. Je remercie également Florent Fournier Dit Chabert qui m'a encadré en faisant preuve d'une grande disponibilité et en étant toujours à l'écoute.

Dans un second temps, je voudrais remercier l'ensemble du jury. Ainsi, je remercie Jean-Jacques Blandin d'avoir présidé le jury ainsi que Muriel Carin et Sophie Costil qui ont accepté de rapporter et examiner ce travail. De plus, je remercie Patrice Peyre, Franck Tancret, Clara Moriconi et Pierre Alvarez.

J'adresse mes remerciements au personnel du LEM3 qui m'a accueilli lors de mes séjours Lorrains. Je remercie tout particulièrement Gaël Le Coz, Guillaume Robin, Laurent Peltier, Laurent Weiss et Alexis Canel pour leur implication dans ce travail. Merci également à Anne Blum pour son aide administrative, souvent à distance.

Ce travail a également été réalisé à l'ONERA au sein du département Matériaux et Structures. Je remercie Fabienne Popoff, Camille Liard, Nicolas Horezan, Denis Boivin et Olivier Godde pour leur aide expérimentale. Merci à Sophie Garabedian pour sa disponibilité et son sourire. De plus, je remercie tous les numériciens du bâtiment E4 pour leurs coups de main en Python, Linux et Z-set. J'en profite pour glisser une mention spéciale au Duc de Montreuil, au Comte de la Rochelle et au Chevalier de Tizi.

Mes remerciements vont également aux membres du projet NENUFAR. Je tiens notamment à remercier Patrice Peyre (encore!), Thierry Malot et Guillaume Bidron du laboratoire PIMM avec qui j'ai pu avoir des échanges intéressants. Je remercie Frédérique Machi et Didier Boisselier de m'avoir accueilli à Irepa Laser lors de mes campagnes expérimentales. Merci également aux techniciens et ingénieurs m'ayant permis de réaliser mes essais.

Merci à celles et ceux que je ne cite pas ici et qui m'ont accompagné le long de ces quelques années.

Enfin, je tiens à remercier ma famille et tout particulièrement mes parents qui m'ont permis d'en arriver à là. Merci infiniment.



# Table des matières

<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Étude bibliographique</b>	<b>3</b>
1.1 Quelques généralités sur les superalliages à base de nickel de type $\gamma$ - $\gamma'$ . . . . .	4
1.1.1 Historique et voies d'élaboration . . . . .	4
1.1.2 Composition chimique et microstructure . . . . .	5
1.1.3 Traitements thermiques des superalliages . . . . .	7
1.1.4 Modes de durcissement . . . . .	8
1.2 Rechargement des superalliages à base de nickel . . . . .	9
1.2.1 Procédés de type Arc . . . . .	10
1.2.2 Procédés DED . . . . .	10
1.2.3 Métallurgie de la zone réparée . . . . .	12
1.2.4 Contraintes et déformations résiduelles . . . . .	13
1.3 Soudabilité des superalliages à base de nickel . . . . .	15
1.3.1 Fissuration de solidification . . . . .	15
1.3.2 Liquefaction constitutionnelle de particules . . . . .	18
1.3.3 Fissuration au revenu ou strain-age cracking . . . . .	20
1.3.4 Perte de ductilité à chaud . . . . .	22
1.4 Apport de la simulation numérique dans l'amélioration de la soudabilité des matériaux . . . . .	25
1.4.1 Choix du type de simulation . . . . .	25
1.4.2 Simulation de l'apport de matière . . . . .	26
1.4.3 Critères de fissuration thermo-mécaniques . . . . .	27
1.4.4 Critères de fissuration thermo-mécano-métallurgiques . . . . .	28
1.5 Synthèse de la bibliographie et problématique . . . . .	30
<b>2 Caractérisation du matériau de base et méthodes expérimentales utilisées</b>	<b>31</b>
2.1 Matériau de l'étude : l'Inconel 738 LC . . . . .	32
2.1.1 Voie d'élaboration et traitements thermiques . . . . .	32
2.1.2 Composition chimique des substrats . . . . .	33
2.1.3 Microstructure des échantillons bruts de fonderie . . . . .	33
2.1.3.1 Microstructure générale . . . . .	33
2.1.3.2 Précipitation $\gamma'$ et eutectiques $\gamma$ - $\gamma'$ . . . . .	34
2.1.3.3 Carbures . . . . .	36
2.1.4 Microstructure des échantillons mis en solution pré-réparation . . . . .	37
2.1.4.1 Microstructure générale . . . . .	37
2.1.4.2 Précipitation $\gamma'$ et eutectiques $\gamma$ - $\gamma'$ . . . . .	40
2.1.4.3 Carbures MC . . . . .	42
2.2 Méthodes et techniques expérimentales utilisées . . . . .	44

2.2.1	Atomisation des poudres . . . . .	44
2.2.2	Présentation du procédé CLAD® . . . . .	47
2.2.3	Moyens de caractérisation métallurgique . . . . .	48
2.2.3.1	Préparation métallographique . . . . .	48
2.2.3.2	Microscopie à Balayage . . . . .	48
2.2.3.3	Analyse WDS . . . . .	48
2.2.4	Moyens de caractérisation mécanique . . . . .	49
2.2.4.1	Essais de dureté . . . . .	49
2.2.4.2	Essais uni-axiaux isothermes de comportement . . . . .	49
2.2.4.3	Essais thermo-mécaniques Gleeble . . . . .	50
<b>3</b>	<b>Mise en évidence et compréhension des mécanismes de fissuration de l'IN738LC au cours du rechargement</b>	<b>53</b>
3.1	Définition des éprouvettes et types d'essais . . . . .	54
3.2	Définition des conditions d'essais . . . . .	55
3.2.1	Choix des paramètres de déposition . . . . .	55
3.2.2	Essais réalisés . . . . .	58
3.2.3	Stratégies de construction adoptées . . . . .	60
3.3	Caractérisation métallurgique des rechargements . . . . .	61
3.3.1	Observations générales . . . . .	61
3.3.2	Le phénomène de liquation en ZAT . . . . .	63
3.3.3	Mise en évidence de fissures liées au procédé . . . . .	66
3.4	Phénomène de fissuration en Zone Affectée Thermiquement . . . . .	72
3.4.1	Mise en évidence du mécanisme de fissuration par liquation . . . . .	72
3.4.2	Rôle de la liquation sur la fissuration observée en ZAT . . . . .	74
3.5	Phénomène de fissuration dans le dépôt . . . . .	76
3.5.1	Rupture interdendritique des couches déposées . . . . .	76
3.5.2	Mise en évidence par WDS de soufre dans les joints interdendritiques . . . . .	78
3.5.3	Perte de ductilité et de résistance mécanique dans les rechargements . . . . .	82
3.6	Rôle des contraintes dans la fissuration des dépôts . . . . .	84
3.6.1	Mise en évidence des contraintes résiduelles par DRX . . . . .	84
3.6.2	Mise en évidence de contraintes résiduelles dans les zones déposées par EBSD . . . . .	85
3.7	Synthèse des résultats et discussion . . . . .	87
<b>4</b>	<b>Simulation thermo-mécano-métallurgique du procédé CLAD</b>	<b>91</b>
4.1	Objectifs de la simulation numérique . . . . .	92
4.2	Simulation thermique . . . . .	93
4.2.1	Définition du modèle thermique . . . . .	93
4.2.1.1	Résolution de l'équation de la chaleur . . . . .	93
4.2.1.2	Conditions initiales et aux limites du problème . . . . .	93
4.2.1.3	Source de chaleur . . . . .	94
4.2.1.4	Propriétés thermiques du matériau . . . . .	95
4.2.2	Simulation sans apport de matière . . . . .	96
4.2.3	Simulation avec apport de matière . . . . .	103
4.2.3.1	Modélisation de l'apport de matière . . . . .	103
4.2.3.2	Configurations de simulation . . . . .	103
4.2.3.3	Validation en configuration mur . . . . .	104
4.2.3.4	Validation en configuration bloc . . . . .	105
4.3	Simulation thermo-mécanique . . . . .	108

4.3.1	Définition du modèle mécanique . . . . .	108
4.3.1.1	Dilatation thermique . . . . .	108
4.3.1.2	Loi de comportement élasto-visco-plastique . . . . .	108
4.3.1.3	Conditions initiales et aux limites . . . . .	112
4.3.1.4	Réduction des temps de calcul . . . . .	113
4.3.2	Validation en configuration bloc . . . . .	114
4.4	Simulation thermo-métallurgique dans la ZAT . . . . .	117
4.4.1	Définition du modèle de dissolution des précipités . . . . .	117
4.4.2	Validation du modèle de dissolution . . . . .	120
4.5	Synthèse des résultats . . . . .	123
<b>5</b>	<b>Apport de la simulation numérique du procédé CLAD à la réduction du risque de fissuration au cours du procédé de réparation</b>	<b>125</b>
5.1	Choix de la configuration de simulation . . . . .	126
5.1.1	Géométrie et paramètres opératoires . . . . .	126
5.1.2	Quelques résultats préliminaires . . . . .	127
5.2	Vers une diminution des risques de liquation et fissuration en ZAT . . . . .	131
5.2.1	Grandeurs physiques étudiées dans la ZAT et critère de fissuration . . . . .	131
5.2.2	Influence des paramètres opératoires sur le risque de fissuration . . . . .	134
5.2.3	Évaluation de l'influence du préchauffage sur le risque de fissuration par liquation . . . . .	137
5.3	Vers une diminution du risque de fissuration des couches déposées . . . . .	143
5.3.1	Grandeurs physiques étudiées et critères de fissuration . . . . .	143
5.3.2	Influence des paramètres opératoires sur le risque de fissuration . . . . .	145
5.3.3	Évaluation de l'influence du préchauffage sur le risque de fissuration des couches déposées . . . . .	148
5.4	Utilisation d'un préchauffage des substrats pour l'obtention de rechargements non fissurés . . . . .	152
5.4.1	Essais expérimentaux . . . . .	152
5.4.2	Microstructure dans le métal de base après préchauffage . . . . .	153
5.4.3	Absence de liquation et de fissures dans la ZAT . . . . .	154
5.4.4	Absence de fissures dans les dépôts . . . . .	155
5.5	Synthèse des résultats . . . . .	159
	<b>Conclusions et perspectives</b>	<b>161</b>
	<b>Table des figures</b>	<b>165</b>
	<b>Liste des tableaux</b>	<b>173</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>175</b>



# Introduction

Les superalliages à base de nickel durcis par précipitation  $\gamma'$ , et notamment l'Inconel 738 LC (IN738LC), sont largement utilisés dans des pièces constitutives des parties chaudes de turbomachines. La raison vient de leurs excellentes propriétés mécaniques à haute température et de leurs très bonnes résistances à l'oxydation et à la corrosion. L'élaboration de ces pièces par voie liquide (fonderie) génère une multitude de défauts, tels que des criques, des inclusions ou encore des retassures. De plus, en service, les pièces subissent d'importantes usures et des fissures peuvent s'amorcer du fait des environnements extrêmement agressifs dans lesquels elles opèrent. Afin de diminuer les coûts de fabrication et de maintenance, il peut donc être intéressant de réparer ces pièces. Cependant, les superalliages à base de nickel sont très sensibles aux problèmes de fissuration lors des opérations de soudage destinées à les réparer. Par conséquent, aujourd'hui, de nombreuses pièces en superalliages à base de nickel brutes de fonderie ou usagées ne sont pas réparées et sont donc rebutées.

La fabrication additive, ou *impression 3D*, regroupe une large variété de procédés dont l'intérêt est en constante croissance. Parmi tous ces procédés, la fabrication additive par projection de poudre permet une grande latitude du point de vue des géométries réalisées, que ce soit pour la fabrication de grandes pièces mais aussi pour la réparation ou rechargement de petites zones. Un intérêt majeur des industriels est donc d'étudier la possibilité de remédier au problème de fissuration des superalliages à base de nickel par le biais de cette technique. C'est dans cette optique que des partenaires industriels, académiques et scientifiques se sont réunis au sein du consortium NENUFAR (*Nouveaux Emplois et Nouvelles Utilisations de la Fabrication Additive en Réparation*) afin d'aborder cette problématique de la réparation de pièces en superalliages à base de nickel réputés comme étant difficiles à recharger du fait de leur sensibilité à la fissuration.

L'Inconel 738 LC présente une teneur en phase durcissante  $\gamma'$  très importante. Ojo est le premier auteur qui a permis de mieux comprendre l'origine de la fissuration de ce matériau au cours de procédés de type soudage. Ces procédés font intervenir des vitesses de chauffage et de refroidissement très importantes qui génèrent des transformations métallurgiques hors équilibre. Notamment, le phénomène appelé liquation résulte alors en la formation de films liquides, à des températures inférieures au solidus de l'alliage, de très faible résistance mécanique. Ces films se *déchirent* du fait des contraintes thermo-mécaniques générées par le procédé. Nous verrons dans cette étude que la fabrication additive présente des similitudes avec les procédés de soudage conventionnels mais aussi quelques spécificités du fait d'un apport important de matière.

De nos jours, la simulation numérique est très utilisée afin de déterminer les niveaux de contraintes et déformations résiduelles générés par les procédés de soudage. En effet, la réalisation de structures mécano-soudées complexes nécessite la prise en compte fine des contraintes et déformations résiduelles dès l'étape de conception. En outre, de plus en plus d'études sont consacrées à l'établissement de critères thermo-mécano-métallurgiques pour améliorer la soudabilité des matériaux, dans un but de limiter au maximum l'apparition de fissures en cours de fabrication. Dans cet esprit, nous nous attacherons à voir comment la simulation numérique peut nous aider à améliorer la réparabilité de l'Inconel 738 LC par fabrication additive.

Cette thèse, réalisée dans le cadre d'une collaboration entre le LEM3 et l'ONERA, présente deux volets expérimentaux et numériques complémentaires. Les démarches, travaux et résultats effectués sont présentés en cinq chapitres.

Dans le premier chapitre, nous proposons un état de l'art qui servira à poser les bases utilisées par la suite. Ainsi, nous nous intéresserons d'abord à la métallurgie des superalliages à base de nickel durcis par précipitation  $\gamma'$ . Ensuite, les principales techniques de réparation de pièces en superalliages à base de nickel, de soudage et de fabrication additive sont présentées. Puis nous étudierons les principaux mécanismes de fissuration pouvant justifier la réputation de *non-soudabilité* de ces matériaux. Enfin, nous verrons comment d'autres travaux ont utilisé la simulation numérique dans l'optique de prédire et/ou de réduire le risque de fissuration.

Dans le second chapitre, nous caractérisons le matériau de base brut de fonderie et dans son état mis en solution qui est l'état de départ avant réparation des pièces. Les outils utilisés au cours de ce travail de thèse sont également présentés.

Dans le troisième chapitre, la démarche et les résultats expérimentaux sont présentés : à savoir les différentes conditions de réparation testées ainsi que les paramètres opératoires explorés. À partir des caractérisations métallurgiques réalisées, les deux mécanismes métallurgiques distincts de fissuration qui ont été identifiés sont analysés et discutés.

Dans le quatrième chapitre, les outils de simulation du procédé de réparation par projection de poudre sont introduits. Pour cela, les trois phénomènes physiques prédominants du procédé de rechargement (thermique, mécanique et métallurgie) ont été simulés et comparés à l'expérience.

Dans le cinquième et dernier chapitre, les outils de simulations introduits sont utilisés afin de déterminer des critères de fissuration du matériau. Ces critères sont utilisés afin de déterminer des conditions opératoires non fissurantes. En effet, un jeu de paramètres permettant la réalisation de dépôts sans fissures est déterminé et testé expérimentalement.

# Chapitre 1

## Étude bibliographique

### Résumé :

Ce chapitre pose les bases de l'étude en abordant les différentes thématiques étudiées dans la suite. Pour cela, la microstructure des pièces en superalliages à base de nickel durcis par précipitation  $\gamma'$  est présentée ainsi que les différentes techniques permettant de recharger ces pièces. Les différents mécanismes à l'origine de la fissuration de ce type de matériaux sont ensuite évoqués à travers plusieurs exemples. Enfin, nous présentons différentes études où la soudabilité de matériaux dits fissurants est étudiée par le biais de la simulation numérique.

### Sommaire

---

<b>1.1</b>	<b>Quelques généralités sur les superalliages à base de nickel de type <math>\gamma-\gamma'</math></b>	<b>4</b>
1.1.1	Historique et voies d'élaboration	4
1.1.2	Composition chimique et microstructure	5
1.1.3	Traitements thermiques des superalliages	7
1.1.4	Modes de durcissement	8
<b>1.2</b>	<b>Rechargement des superalliages à base de nickel</b>	<b>9</b>
1.2.1	Procédés de type Arc	10
1.2.2	Procédés DED	10
1.2.3	Métallurgie de la zone réparée	12
1.2.4	Contraintes et déformations résiduelles	13
<b>1.3</b>	<b>Soudabilité des superalliages à base de nickel</b>	<b>15</b>
1.3.1	Fissuration de solidification	15
1.3.2	Liquation constitutionnelle de particules	18
1.3.3	Fissuration au revenu ou strain-age cracking	20
1.3.4	Perte de ductilité à chaud	22
<b>1.4</b>	<b>Apport de la simulation numérique dans l'amélioration de la soudabilité des matériaux</b>	<b>25</b>
1.4.1	Choix du type de simulation	25
1.4.2	Simulation de l'apport de matière	26
1.4.3	Critères de fissuration thermo-mécaniques	27
1.4.4	Critères de fissuration thermo-mécano-métallurgiques	28
<b>1.5</b>	<b>Synthèse de la bibliographie et problématique</b>	<b>30</b>

---

# 1.1 Quelques généralités sur les superalliages à base de nickel de type $\gamma/\gamma'$

## 1.1.1 Historique et voies d'élaboration

Il est considéré que le premier alliage de nickel, de type Ni-Cu, durci par précipitation  $\gamma/\gamma'$  par l'addition d'aluminium, le Monel K-500, a été inventé dans les années 1920 afin d'être utilisé dans des turbines à vapeurs. Il a abouti à un des premiers brevets sur les alliages de nickel durcis [1]. Cette précipitation  $\gamma/\gamma'$ , à la base purement fortuite, sera mise en évidence expérimentalement en 1951 [2]. Le terme de *superalliage* apparaît lui dans les années 1940, le préfixe *super* fait référence aux capacités supérieures de ces matériaux à chaud notamment en matière de propriétés mécaniques, de résistance au fluage (jusque 70% de leur température de fusion), à la corrosion et à l'oxydation. Les superalliages sont intrinsèquement liés à l'invention de la fusion sous vide au début du XXe siècle en Allemagne, puisque cette technique a permis de fusionner un grand nombre de matériaux sans contaminations gazeuses. Les superalliages à base de nickel ont commencé à être utilisés à partir des années 1940 (figure 1.1). Historiquement liée à l'aéronautique militaire, leur utilisation a été étendue à l'aéronautique civile et aux turbines à gaz. Ces matériaux sont également utilisés dans les industries nucléaires et pétrochimiques où la résistance à la corrosion à chaud est très importante.

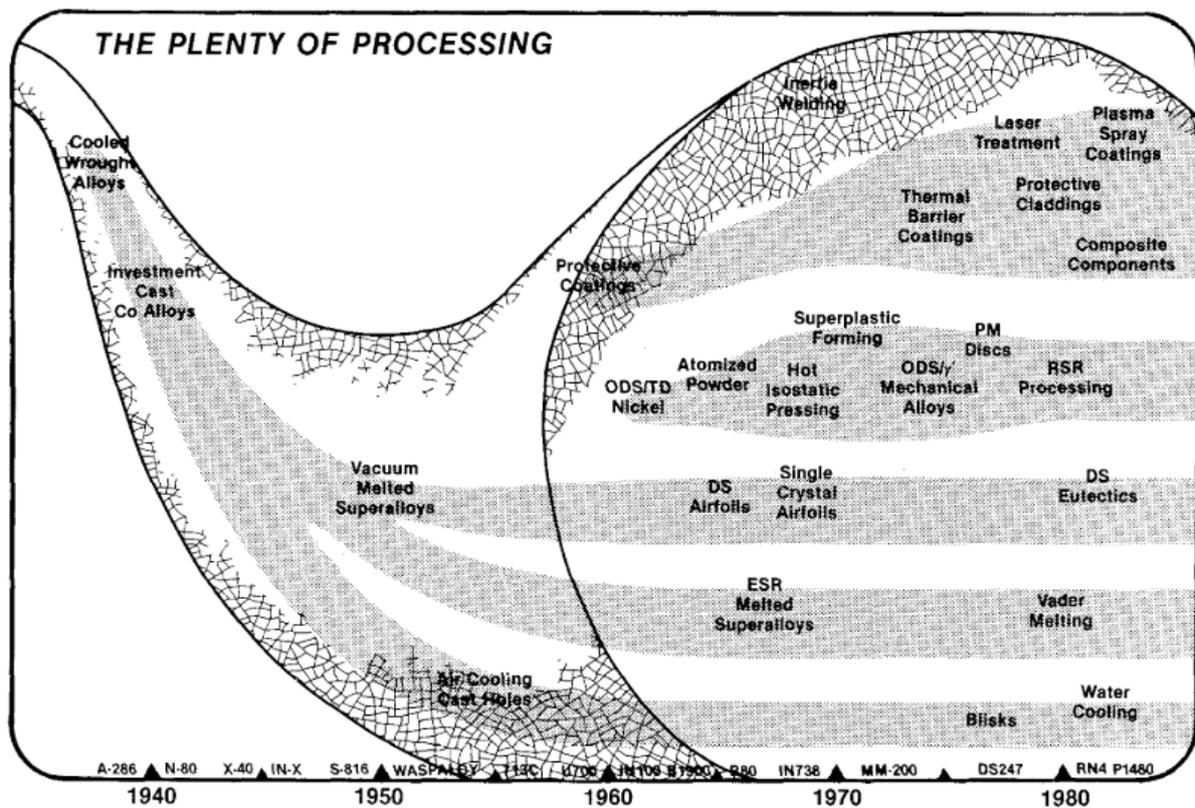


FIGURE 1.1 – Chronologies des différents modes d'élaboration des superalliages à base de nickel [3]

Les progrès des superalliages ont été obtenus, entre autres, par le développement de nouveaux modes d'élaboration de ces alliages. Jusque dans les années 70, les superalliages étaient principalement obtenus par forgeage et par fonderie conventionnelle. De nouvelles voies de fon-

derie, comme la solidification dirigée introduite dans les années 70 par Pratt & Whitney pour les aubes de turbine, ont permis d'améliorer fortement la résistance mécanique des superalliages en éliminant les joints de grains transverses au chargement mécanique [4]. Le développement des superalliages à base de nickel monocristallins a encore davantage amélioré la résistance au fluage en éliminant complètement les joints des grains [5, 6]. Enfin, pour certaines applications telles que les disques de turbine, l'arrivée de la métallurgie des poudres dans les années 1980 va permettre de mettre en forme des superalliages fortement durcis avec des microstructures plus fines et moins de micro-ségrégations chimiques [7, 8].

### 1.1.2 Composition chimique et microstructure

L'amélioration des propriétés mécaniques des superalliages à base de nickel s'est accompagnée d'une complexification croissante de la métallurgie de ces alliages. De nos jours, ils contiennent le plus souvent une dizaine voire plus d'éléments chimiques différents (figure 1.2).

Alloy	Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Nb	Al	Ti	Hf	C	B	Y	Zr	Other
<i>Conventionally Cast Alloys</i>															
Mar-M246	8.3	10.0	0.7	10.0	3.0	—	—	5.5	1.0	1.50	0.14	0.02	—	0.05	—
Rene' 80	14.0	9.5	4.0	4.0	—	—	—	3.0	5.0	—	0.17	0.02	—	0.03	—
IN-713LC	12.0	—	4.5	—	—	—	2.0	5.9	0.6	—	0.05	0.01	—	0.10	—
C1023	15.5	10.0	8.5	—	—	—	—	4.2	3.6	—	0.16	0.01	—	—	—
<i>Directionally Solidified Alloys</i>															
IN792	12.6	9.0	1.9	4.3	4.3	—	—	3.4	4.0	1.00	0.09	0.02	—	0.06	—
GTD111	14.0	9.5	1.5	3.8	2.8	—	—	3.0	4.9	—	0.10	0.01	—	—	—
<i>First-Generation Single-Crystal Alloys</i>															
PWA 1480	10.0	5.0	—	4.0	12.0	—	—	5.0	1.5	—	—	—	—	—	—
Rene' N4	9.8	7.5	1.5	6.0	4.8	—	0.5	4.2	3.5	0.15	0.05	0.00	—	—	—
CMSX-3	8.0	5.0	0.6	8.0	6.0	—	—	5.6	1.0	0.10	—	—	—	—	—
<i>Second-Generation Single-Crystal Alloys</i>															
PWA 1484	5.0	10.0	2.0	6.0	9.0	3.0	—	5.6	—	0.10	—	—	—	—	—
Rene' N5	7.0	7.5	1.5	5.0	6.5	3.0	—	6.2	—	0.15	0.05	0.00	0.01	—	—
CMSX-4	6.5	9.0	0.6	6.0	6.5	3.0	—	5.6	1.0	0.10	—	—	—	—	—
<i>Third-Generation Single-Crystal Alloys</i>															
Rene' N6	4.2	12.5	1.4	6.0	7.2	5.4	—	5.8	—	0.15	0.05	0.00	0.01	—	—
CMSX-10	2.0	3.0	0.4	5.0	8.0	6.0	0.1	5.7	0.2	0.03	—	—	—	—	—
<i>Wrought Superalloys</i>															
IN 718	19.0	—	3.0	—	—	—	5.1	0.5	0.9	—	—	0.02	—	—	18.5Fe
Rene' 41	19.0	11.0	10.0	—	—	—	—	1.5	3.1	—	0.09	0.005	—	—	—
Nimonic 80A	19.5	—	—	—	—	—	—	1.4	2.4	—	0.06	0.003	—	0.06	—
Waspaloy	19.5	13.5	4.3	—	—	—	—	1.3	3.0	—	0.08	0.006	—	—	—
Udimet 720	17.9	14.7	3.0	1.3	—	—	—	2.5	5.0	—	0.03	0.03	—	0.03	—
<i>Powder-Processed Superalloys</i>															
Rene' 95	13.0	8.0	3.5	3.5	—	—	3.5	3.5	2.5	—	0.065	0.013	—	0.05	—
Rene' 88 DT	16.0	13.0	4.0	4.0	—	—	0.7	2.1	3.7	—	0.03	0.015	—	—	—
N18	11.2	15.6	6.5	—	—	—	—	4.4	4.4	0.5	0.02	0.015	—	0.03	—
IN100	12.4	18.4	3.2	—	—	—	—	4.9	4.3	—	0.07	0.02	—	0.07	—

FIGURE 1.2 – Compositions et modes d'élaboration de quelques superalliages à base de nickel [9]

Les principaux éléments constitutifs de ces matériaux sont [10–12] :

- Le chrome (Cr) : Il augmente la résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud, contribue un peu au durcissement par solution solide de la matrice et entre dans la formation de carbures  $M_{23}C_6$ .
- Le cobalt (Co) : Il augmente la température de fusion de la matrice  $\gamma$  ainsi que le solvus de la phase  $\gamma'$ , contribue au durcissement par solution solide de la matrice et permet d'augmenter la teneur en phase  $\gamma'$ .
- Le titane (Ti) : Élément  $\gamma'$ -gène, il permet la formation des précipités durcissants de type  $Ni_3Al$ .
- L'aluminium (Al) : Élément  $\gamma'$ -gène, il permet la formation des précipités durcissants de type  $Ni_3Al$ .

- Les éléments *lourds* de type tungstène (W), molybdène (Mo), niobium (Nb) et tantale (Ta) : Ils contribuent fortement au durcissement par solution solide de la matrice.
- Le carbone : Élément utilisé en petite quantité, il permet la formation des carbures.

Les superalliages à base de nickel de type  $\gamma/\gamma'$  comportent principalement 2 phases : la phase  $\gamma$  ou matrice  $\gamma$  et la phase durcissante appelée  $\gamma'$  (figure 1.3).

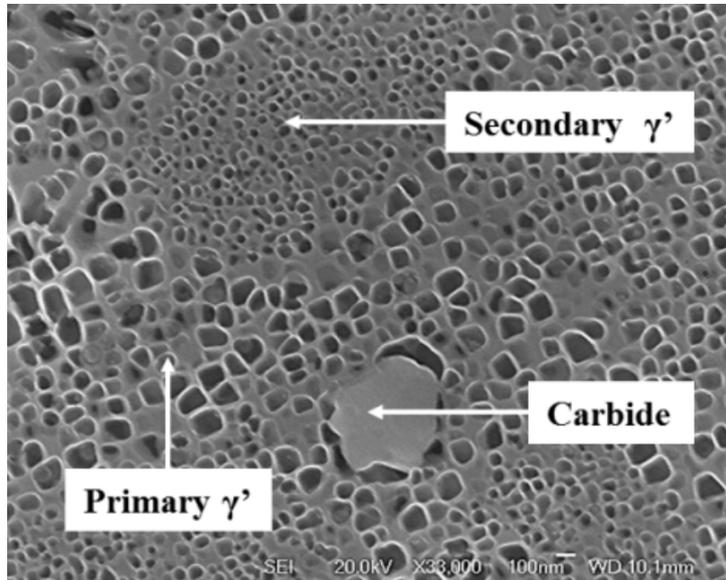


FIGURE 1.3 – Microstructure du CM247LC avec présence de précipités et de carbures [13]

La phase  $\gamma$  a une structure de type cubique à faces centrées (CFC) et constitue la matrice du matériau (figure 1.5a). Elle est durcie par solution solide de substitution car son principal constituant, le nickel, peut s'allier, jusqu'à un certain point, à d'autres éléments plus lourds (W, Mo, Ta, Nb, Re) sans perturber la structure de la matrice. Néanmoins, certaines compositions peuvent conduire à la formation de phases topologiquement compactes (TCP) particulièrement nocives car elles agissent comme des concentrateurs de contraintes (figure 1.4) et des sites d'amorçage au cours d'essais de fluage [14, 15]. C'est pourquoi, lors de la mise au point d'alliages, la précipitation de phases TCP est étudiée par le moyen de calculs thermodynamiques de type CALPHAD [16].

La phase  $\gamma'$  ou  $Ni_3Al$  est présente sous la forme de précipités intermétalliques. Cette phase durcissante de type  $L1_2$  (figure 1.5b) présente un faible désaccord paramétrique, inférieur à 0,2%, avec la phase  $\gamma$  ce qui la rend cohérente avec la matrice.

En outre, des carbures sont présents aux joints de grains et permettent d'assurer la tenue mécanique et en fatigue du matériau [17]. Selon leur température de formation, les carbures présentent différentes compositions [12]. On distingue ainsi les carbures MC (avec  $M = Ta, Nb, Ti, Hf, Zr, Mo$  et/ou  $W$ ), dits primaires, qui se forment pendant la solidification du matériau des carbures  $M_{23}C_6$  (avec  $M = Cr, Mo$  et/ou  $W$ ) à plus basse température. Ces derniers sont issus de la décomposition des carbures primaires, soit pendant la durée en service de la pièce, soit au cours de traitements thermiques. D'autres carbures tels que les carbures  $M_7C_3$  ou  $M_6C$  existent.

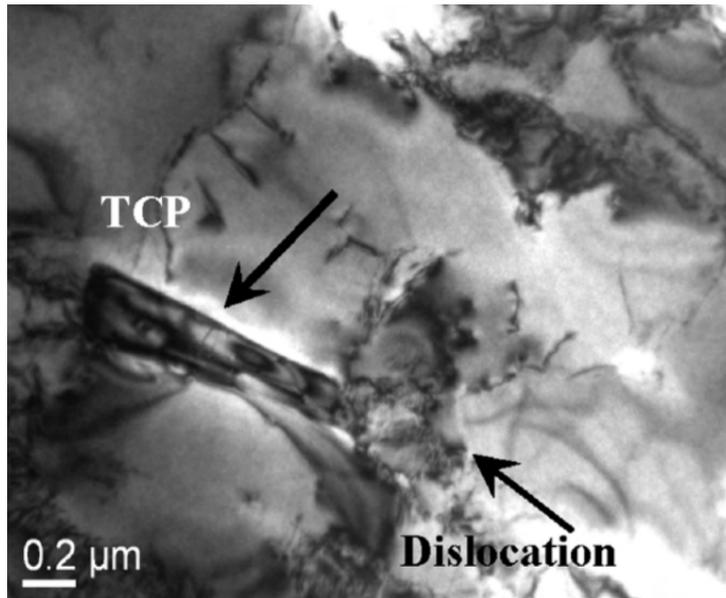


FIGURE 1.4 – Accumulation de dislocations autour d’une phase TCP au cours d’un essai de fluage [15]

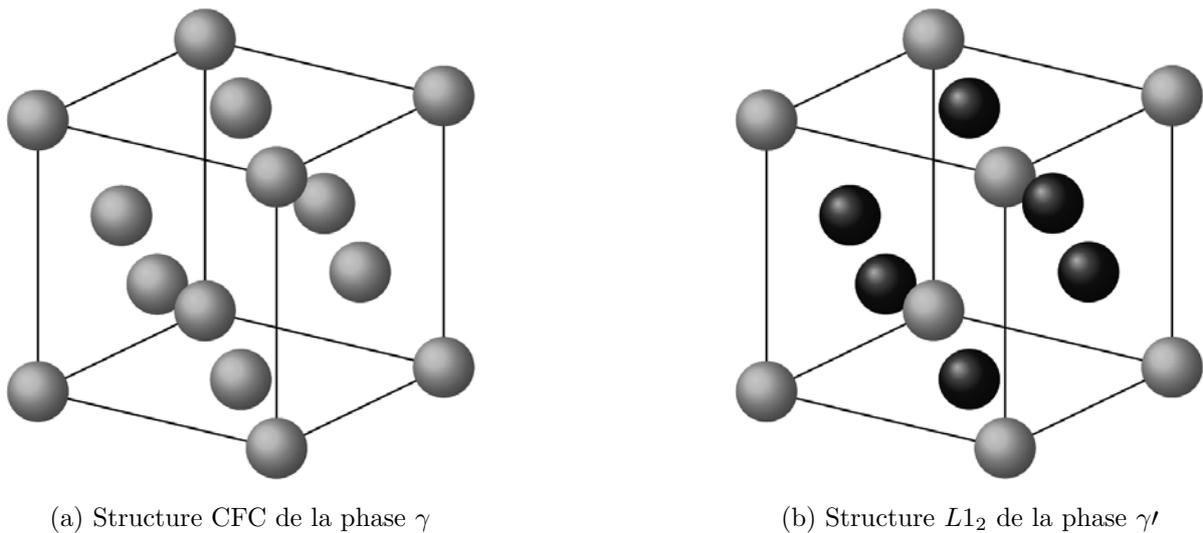


FIGURE 1.5 – Structures atomiques des phases  $\gamma$  et  $\gamma'$  avec en gris le nickel et en noir l’aluminium ou le titane

### 1.1.3 Traitements thermiques des superalliages

Un traitement thermique de mise en solution suivi d’un revenu est couramment réalisé après élaboration. La mise en solution permet d’homogénéiser le matériau et de réduire les micro-ségrégations apparues lors de l’élaboration. Le revenu permet ensuite de modifier la répartition et la taille des précipités (figure 1.6) en vue de l’application visée [18, 19].

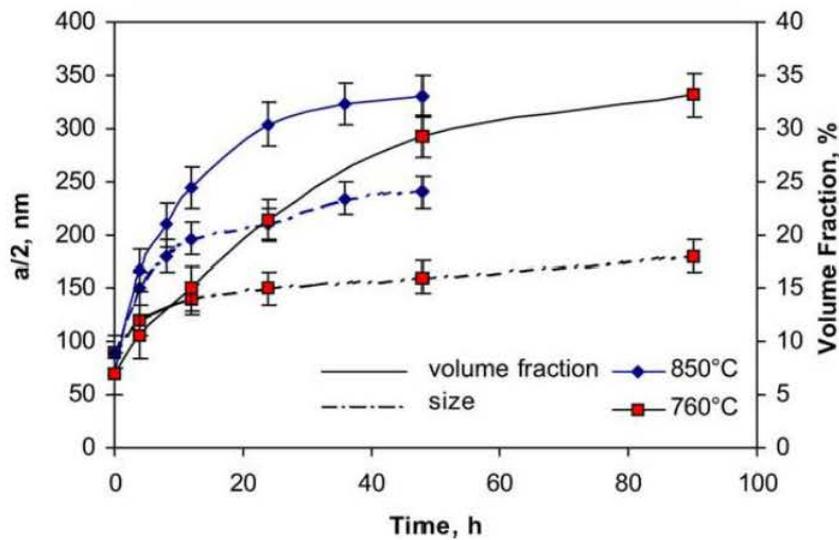


FIGURE 1.6 – Évolution de la taille et de la fraction volumique des précipités  $\gamma'$  en fonction de la température et de la durée de revenu, Udimet 720 [20]

#### 1.1.4 Modes de durcissement

La famille des superalliages à base de nickel de type  $\gamma/\gamma'$  est durcie grâce à trois mécanismes différents : le durcissement par précipitation, le durcissement par solution solide et le durcissement par ancrage des carbures.

Le principal mode de durcissement est le durcissement par précipitation de la phase  $\gamma'$ . Suivant la taille des précipités, les dislocations générées lors de la déformation plastique peuvent, soit les cisailer, soit les contourner [21]. Les teneurs en titane et aluminium, éléments  $\gamma'$ -gènes, ont fortement été augmentées au cours de l'histoire afin de faire croître la fraction volumique de la phase durcissante. Des essais de durée de vie en fluage montrent que l'augmentation de la fraction volumique de précipités  $\gamma'$ , entre 55% et 70% selon la température d'exposition, améliore sensiblement la durée de vie des pièces [9, 22]. Néanmoins, il existe une valeur critique de fraction volumique au-delà de laquelle la durée de vie en fluage re-décroit (figure 1.7).

Le second mode de durcissement des superalliages à base de nickel se fait par solution solide de substitution. Ce mécanisme consiste à ajouter différents éléments d'addition qui vont venir se substituer aux atomes de nickel qui composent la phase  $\gamma$ . Cela va induire une distorsion du réseau cristallin qui va gêner la progression des dislocations et donc améliorer les propriétés mécaniques. Son effet est malgré tout moindre que le durcissement par précipitation [23]. Les éléments lourds (numéro atomique important) et ayant un diamètre atomique proche de celui du nickel sont les plus susceptibles de contribuer au durcissement par solution solide (figure 1.8).

Enfin, la précipitation de carbures aux joints de grains permet d'améliorer la résistance générale du matériau au fluage. De plus, des carbures de deuxième ordre, tels que des  $M_{23}C_6$ , peuvent précipiter lors du fluage à haute température et améliorer les propriétés mécaniques [17].

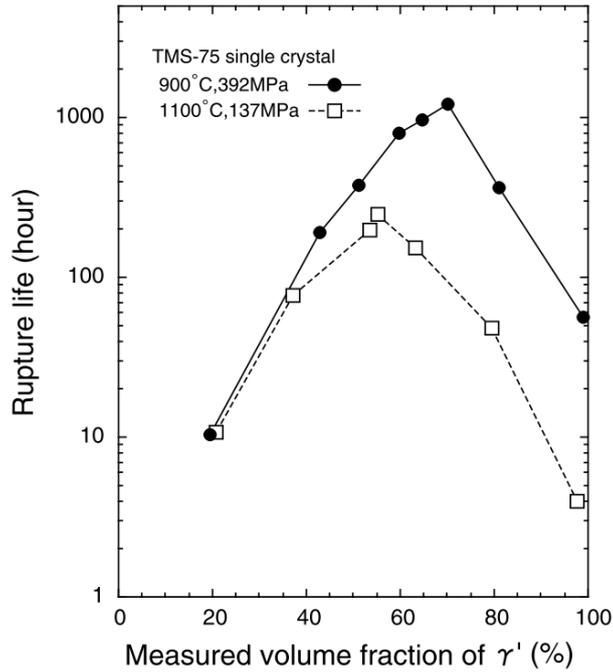


FIGURE 1.7 – Durée de vie en fluage du superalliage monocristallin TMS-75 [22]

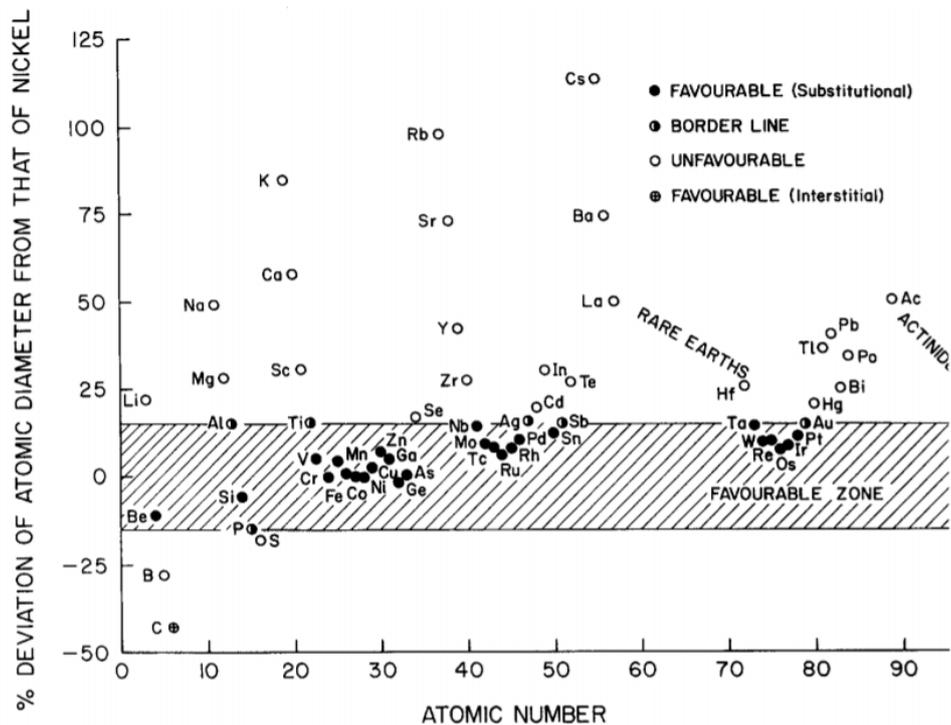


FIGURE 1.8 – Compatibilité des éléments chimiques avec le nickel pour le durcissement par solution solide [23]

## 1.2 Rechargement des superalliages à base de nickel

Lors de l'élaboration de pièces en superalliages à base de nickel ou pendant leur utilisation en service, les pièces peuvent présenter plusieurs types de défauts dont les fissures ou criques sont

les plus nocifs. Se pose alors la question de la réparation de ces pièces : on parle de *rechargement* dans le cadre de réparations localisées de petites dimensions. Le rechargement peut se faire principalement avec du soudage à l'arc ou bien par des techniques de projection directe de métal de type fabrication additive.

### 1.2.1 Procédés de type Arc

Les procédés de soudage les plus utilisés pour la réparation sont le procédé de soudage TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) [24–27] et son dérivé le soudage plasma ou PAW (*Plasma Arc Welding*) [28]. Le principe du soudage TIG est de générer un arc électrique entre l'électrode de tungstène et la pièce à souder au moyen d'un générateur électrique. Le métal d'apport, sous la forme de fil ou de baguette, est introduit dans le bain liquide et l'ensemble de l'opération se fait sous protection gazeuse (argon, hélium ou un mélange des deux) (figure 1.9). Le procédé est utilisé principalement dans le cadre de faibles épaisseurs à souder nécessitant un travail très *propre* grâce à des vitesses de soudage faibles [29]. Ce procédé peut se faire de manière manuelle ou complètement automatisée.

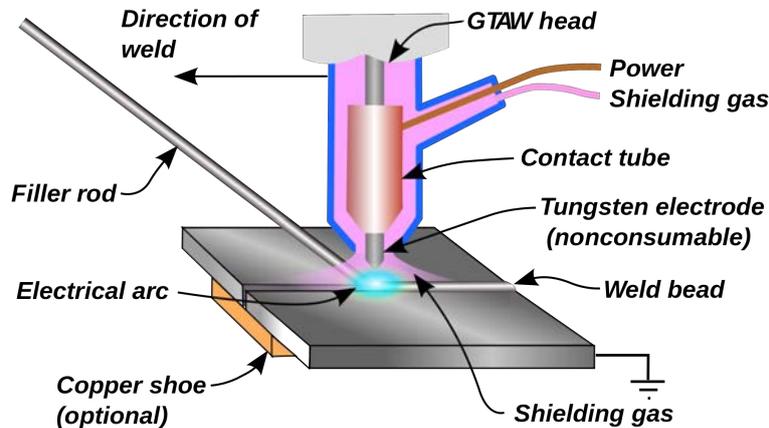


FIGURE 1.9 – Schéma de principe du soudage TIG (<https://commons.wikimedia.org/wiki/File:GTAW.svg>)

### 1.2.2 Procédés DED

Les deux grandes familles de fabrication additive métallique sont différenciées selon que la poudre soit fondue sous la forme d'un lit pré-déposé ou bien si l'apport de matière se fait en continu sous la forme de poudre ou de fil.

Plusieurs acronymes commerciaux existent (DED, LMD, LENS, CLAD, DLF, DLD, etc.) pour désigner des procédés de dépôt de poudre mais renvoient peu ou prou à la même chose, à savoir la projection de poudre qui est fondue par un laser permettant ainsi de constituer des dépôts de matière. On parlera indifféremment dans la suite de DED (*Direct Energy Deposition*), de DMD (*Direct Metal Deposition*), de LMD (*Laser Metal Deposition*) ou de CLAD<sup>®</sup> (*Construction Laser Additive Directe*) bien que ce soit ce dernier procédé, développé par Irepa Laser, qui est utilisé dans le cadre de cette étude.

Dans le procédé CLAD<sup>®</sup> [30,31], de la poudre métallique est injectée coaxialement dans une buse. La poudre ainsi qu'une petite partie du substrat en dessous sont fondues par un laser de haute puissance afin d'établir un lien métallurgique (figure 1.10). Le procédé CLAD<sup>®</sup> permet à la fin de construire des pièces de taille importante mais également d'aller réparer des petites zones

d'une pièce préexistante : on parle alors de *rechargement laser* ou de *laser cladding*. Dans tous les cas, une géométrie de la partie à construire doit être fournie afin de définir les trajectoires de *lasage*.

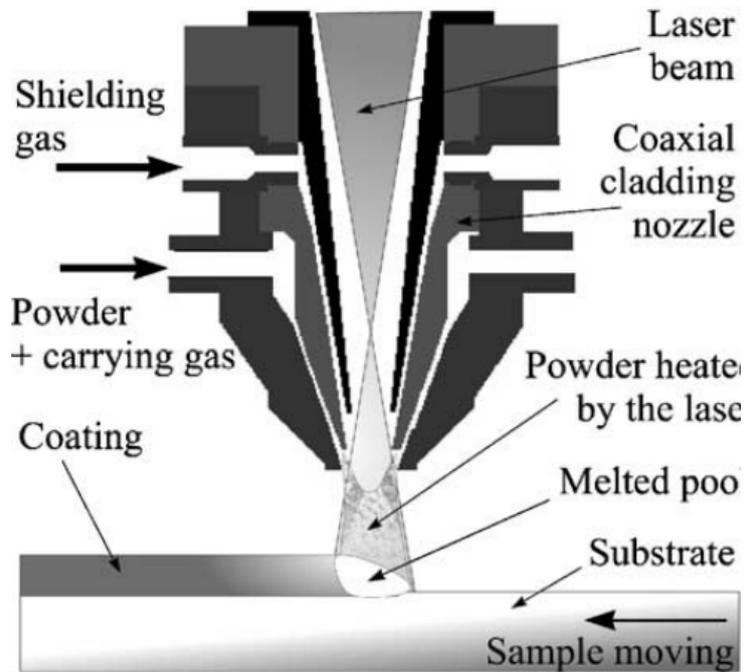


FIGURE 1.10 – Principes du procédé CLAD® [30]

Cette technique est particulièrement prometteuse pour la réparation de pièces aéronautiques (figure 1.11), comme en témoignent le nombre de réalisations sur le sujet [13, 32–37].

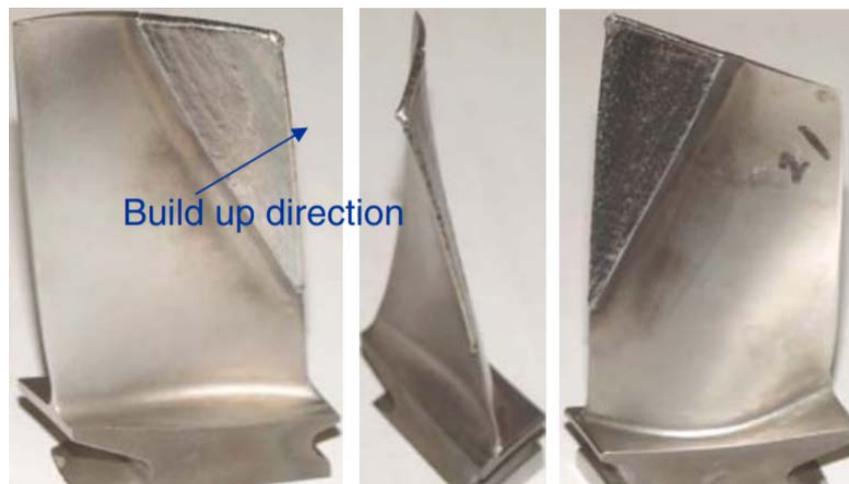


FIGURE 1.11 – Rechargement d'aube de turbine [38]

Le dépôt peut également se faire à l'aide d'un fil apporté latéralement : on parle de WAAM (*Wire and Arc Manufacturing*) [39]. Cette technique, plus récente, présente l'avantage d'avoir un meilleur rendement car le fil peut être utilisé complètement pour constituer le dépôt, alors que les pertes liées à la poudre sont plus importantes. La comparaison de dépôts de fils et de poudres commence à être étudiée en ce qui concerne les microstructures et contraintes résiduelles [40].

Les procédés de type DED peuvent également être utilisés pour de l'ajout de fonctions, par exemple pour déposer un matériau ayant une fonction de protection contre la corrosion sur un autre matériau [41].

### 1.2.3 Métallurgie de la zone réparée

Le soudage à l'arc et le rechargement laser sont des procédés impliquant des apports de chaleur localisés. Classiquement, on peut identifier trois zones (figure 1.12). La première, la *zone fondue* (ZF), est la zone comprenant le métal apporté (poudre ou baguette) et la partie du substrat fondue permettant d'établir le lien métallurgique. Le matériau fondu se solidifie lors du refroidissement de la pièce. Loin de cette zone, où les températures maximales atteintes sont faibles, l'état de départ de la matière n'est pas altéré et on parle de *métal de base* (MB). Entre ces deux zones, les températures atteintes sont trop faibles pour induire la fusion du matériau mais suffisamment élevées pour provoquer des changements de microstructures : c'est la *zone affectée thermiquement* (ZAT) également appelée *zone affectée thermo-mécaniquement* (ZATM).

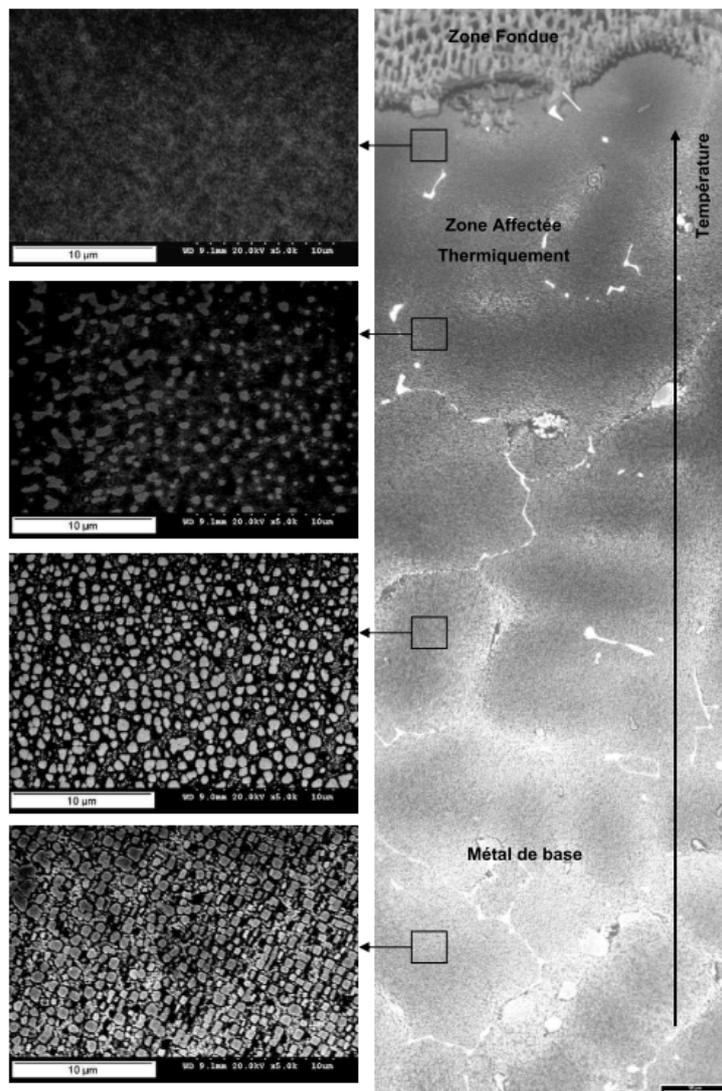


FIGURE 1.12 – Microstructure de l'IN738LC après soudage TIG [26]

De plus, les températures atteintes au cours de ces types de procédés peuvent provoquer des

transformations allotropiques de phases à même de créer des contraintes résiduelles. Dans le cadre de matériaux durcis par précipitation, comme c'est le cas classiquement dans les superalliages à base de nickel, les cinétiques de précipitation et de dissolution des phases durcissantes vont être dépendantes des gradients thermiques. Enfin, des différences de microstructures peuvent également être observées au sein même du dépôt notamment dans le cas des dépôts multicouches, où il est possible d'observer des différences, par exemple, entre le haut et le bas d'un mur fabriqué (figure 1.13).

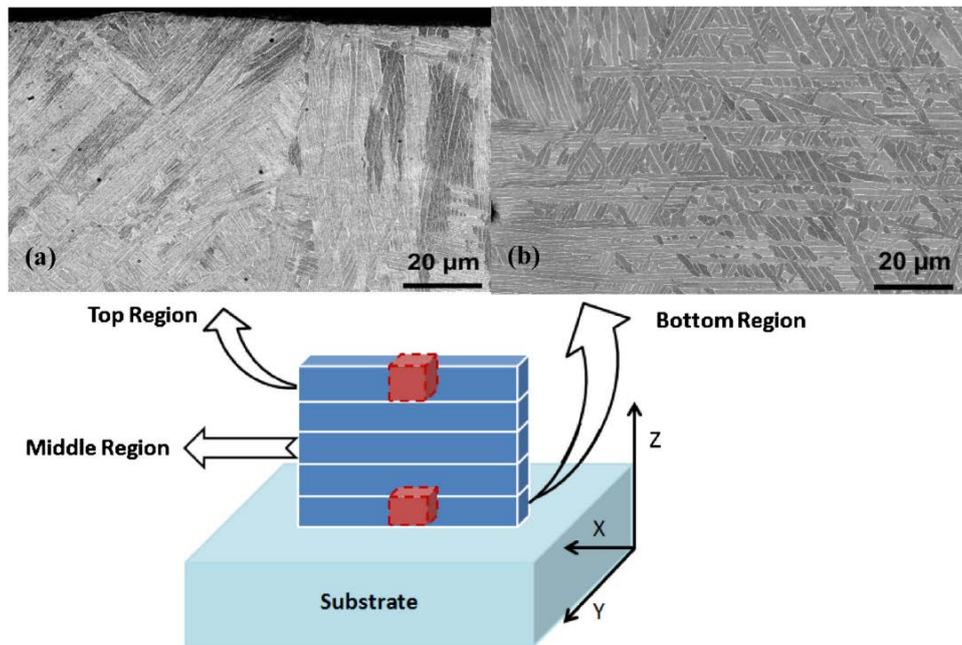


FIGURE 1.13 – Différences de microstructure entre le haut et le bas d'un mur en Ti-6Al-4V fabriqué par DED [42]

#### 1.2.4 Contraintes et déformations résiduelles

Les procédés de type soudage ou fabrication additive, en plus de modifier la microstructure du matériau du fait des champs de températures induits, créent par le jeu de la dilatation thermique différentielle de fortes contraintes et déformations résiduelles [43]. En effet, un matériau se déforme, selon la température atteinte, de par son coefficient de dilatation thermique (équation 1.1).

$$\varepsilon_{th} = \alpha \Delta T \quad (1.1)$$

Les déformations dans l'axe de soudure sont importantes au point qu'elles peuvent provoquer des déformations plastiques irréversibles et de fortes contraintes de traction qui sont contrebalancées par des contraintes de compressions (figure 1.14).

Le fort niveau de contraintes résiduelles peut se déduire soit de mesures directes des contraintes résiduelles ou bien en étudiant les déformations résiduelles. Ces dernières permettent de mettre en évidence les déformations irréversibles signe de la plastification du matériau. Les contraintes et déformations résiduelles dépendent d'un très grand nombre de paramètres : la vitesse et l'énergie de soudage, le matériau, les dimensions des dépôts, la stratégie de construction, le préchauffage éventuel préchauffage du substrat, etc. . .

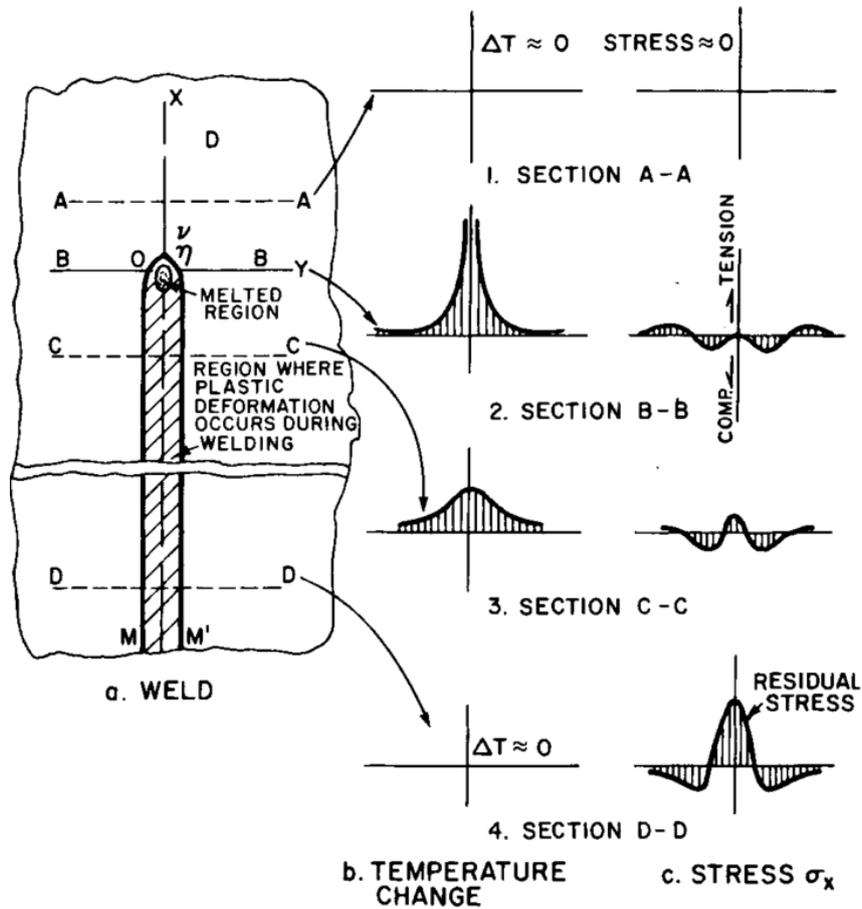


FIGURE 1.14 – Contraintes thermo-mécaniques engendrées par un procédé de type soudage [44]

Par exemple, Buchbinder *et al.* [45] ont étudié les déformations résiduelles d'une construction en AlSi10Mg par LBM (*Laser Beam Melting*). Après avoir retiré les supports, ils ont pu observer que les déformations résiduelles des poutres cantilevers étaient d'autant plus importantes que l'épaisseur de la barre construite était faible (figure 1.15).

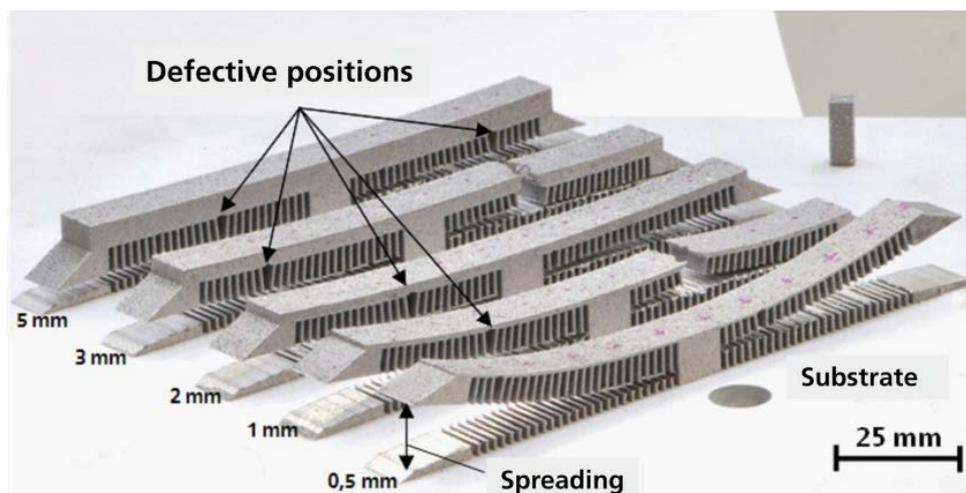


FIGURE 1.15 – Contraintes thermo-mécaniques engendrées par un procédé de type soudage [45]

Denlinger *et al.* [46] ont réalisé des dépôts multi-couches en Ti-6Al-4V et en Inconel 625 par un procédé de type DED. En mesurant les contraintes résiduelles dans le dépôt après essai, il en ressort que les contraintes résiduelles sont beaucoup plus importantes pour l’Inconel 625 que pour le Ti-6Al-4V (figure 1.16). Une autre observation intéressante concerne le fait qu’en augmentant les temps de temporisations entre les couches, les contraintes résiduelles augmentent dans le cas du Ti-6Al-4V mais diminuent pour l’Inconel 625. Une forte dépendance des contraintes et déformations résiduelles avec la stratégie de construction est donc envisageable.

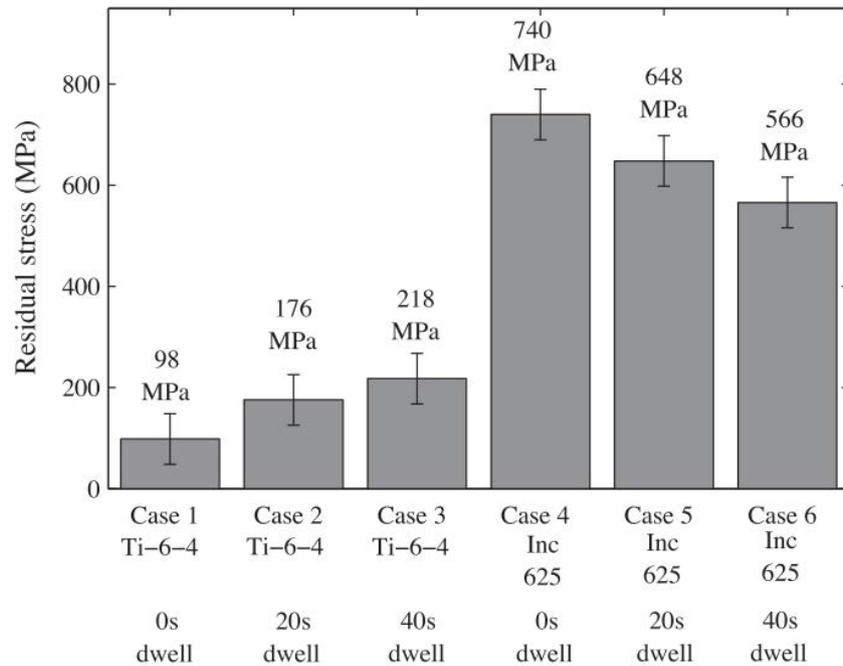


FIGURE 1.16 – Contraintes résiduelles dans un dépôt issu de type DED en fonction du matériau et du temps de temporisation entre les passes [45]

### 1.3 Soudabilité des superalliages à base de nickel

La *soudabilité* d’un matériau caractérise l’aptitude d’un matériau à pouvoir être soudé plus ou moins facilement, notamment vis-à-vis de sa sensibilité à l’apparition de fissures pendant ou après l’opération de soudage. Les superalliages à base de nickel sont connus comme étant sensibles à des phénomènes de fissuration au cours de procédés de type soudage [47]. Quatre principaux types de fissuration existent et diffèrent en fonction de la zone et/ou de la température où elle apparaît, et pour des origines métallurgiques qui seront présentées ci-dessous. La soudabilité des superalliages à base de nickel et d’autres matériaux sensibles à de la fissuration n’est pas forcément liée à un procédé précis. Les procédés de soudage à l’arc, laser et faisceau d’électrons, ainsi que des procédés de fabrication additive de type DED, LBM ou EBM (*Electron-Beam Melting*) peuvent tous induire de la fissuration et pourront donc être évoqués par la suite, bien que tous ne soient pas utilisés pour du rechargement.

#### 1.3.1 Fissuration de solidification

Le rechargement est un procédé qui implique une fusion locale du matériau. À l’arrière du bain fondu, l’alliage se solidifie. Il existe alors une zone, dite *pâteuse*, dont la température se

situe entre le liquidus (100% liquide) et le solidus (100% solide) de l'alliage. Dans cet intervalle de solidification, la fraction de solide varie donc de 0 (tout est liquide) à 1 (tout est solide). On peut alors distinguer 3 zones (figure 1.17).

Dans la première zone, le liquide, présent en grande quantité ( $f_{solide} < 0.9$ ), circule librement entre les bras de dendrites en formation qui croissent perpendiculairement aux isothermes de température. Le déplacement du liquide permet de combler de potentielles fissures en formation [11] et d'accommoder les contraintes et déformations thermomécaniques qui commencent à se mettre en place.

Dans la seconde zone, la plus critique, la perméabilité de la zone pâteuse n'est plus assez suffisante pour permettre la libre circulation du liquide ( $0.9 < f_{solide} < f_{coalescence} \approx 0.95$ ). Le liquide aura alors tendance à former des films continus qui vont *mouiller* les espaces interdendritiques. Ces films vont réduire l'aptitude du matériau à accommoder les contraintes qui au-delà d'une certaine limite vont potentiellement créer des fissures. C'est ce mécanisme qui est à l'origine de la fissuration interdendritique de solidification [48-50].

Dans la troisième zone ( $f_{solide} > f_{coalescence} \approx 0.95$ ), la fraction de solide est suffisante pour que le matériau puisse récupérer une résistance mécanique suffisante pour ne pas rompre.

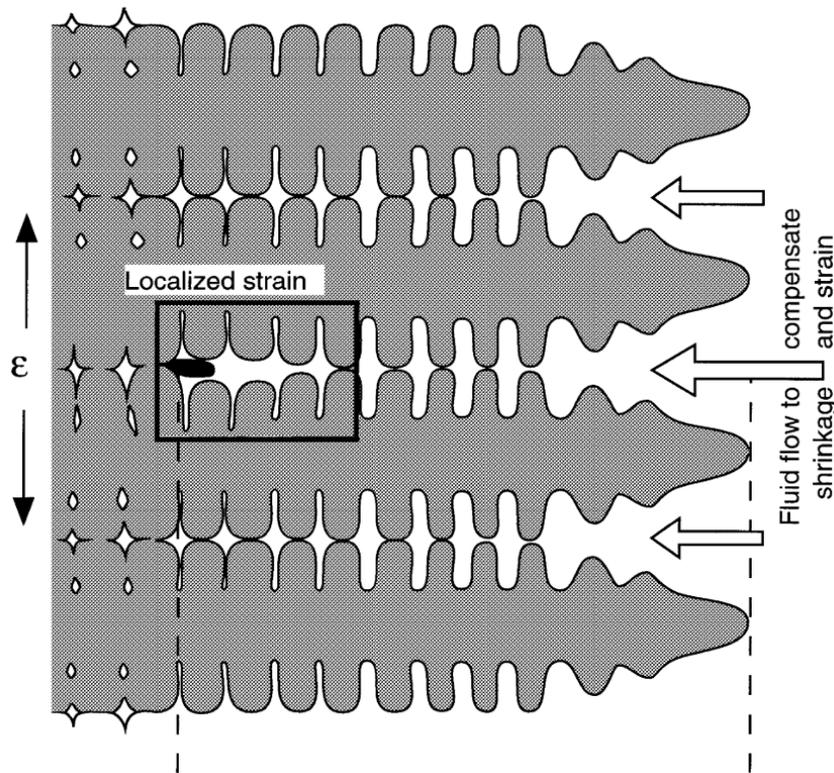


FIGURE 1.17 – Solidification du métal dans la zone pâteuse [50]

Les fissures de solidification se forment principalement longitudinalement à l'axe de direction du soudage (figure 1.18), et ce pour plusieurs types de matériaux : superalliages à base de nickel [27, 48, 49], aciers austénitiques [51, 52], ou encore alliages d'aluminium [53] ou CuCrZr [54].

Il est intéressant de noter que l'apparition de fissures de solidification ne nécessite par un niveau de contraintes important, étant donné que le matériau n'est alors pas complètement solide. Ainsi, Bellet *et al.* [52] parlent de seulement quelques MPa nécessaires pour ouvrir le film liquide.

Parmi les facteurs influant la susceptibilité à cette fissuration à chaud, on peut citer la compo-

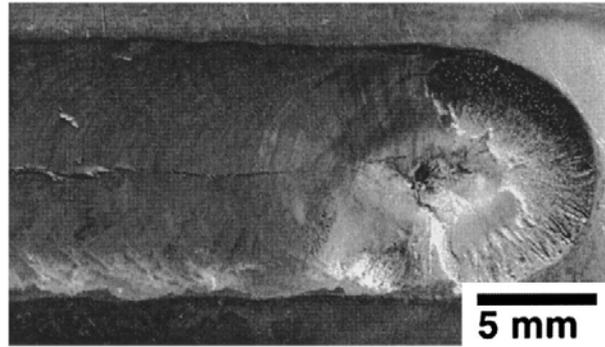


FIGURE 1.18 – Fissure de solidification, soudage TIG de l’Inconel 718 [48]

sition du matériau et la présence d’impuretés. En effet, l’intervalle de solidification du matériau régit directement la taille de la zone pâteuse et donc celle de la zone critique, également appelée dans la littérature *Brittle Temperature Range* ou BTR. Or, l’intervalle de solidification dépend du matériau et notamment des éléments d’addition. La complexité chimique des matériaux alliés explique que ceux-ci ont des intervalles de solidification pouvant se chiffrer en dizaines de degrés. Le bore est un élément qui présente un coefficient de partage très faible [11] qui peut ségréger fortement lors de la solidification et créer des borures. Ces borures sont des composés à bas point de fusion qui augmentent encore plus l’intervalle de solidification et donc le risque de fissuration de solidification [55].

Afin d’évaluer la susceptibilité de certains matériaux à la fissuration de solidification, mais aussi pour les classer selon leur sensibilité à celle-ci, plusieurs types d’essais de soudage ont été mis au point. Parmi ceux-ci, on peut noter l’essai Varestreint [56], qui consiste à réaliser une ligne de fusion en partant d’une extrémité et de *forcer* l’apparition de fissures en pliant l’autre côté de la tôle avec un vérin ; l’essai trapézoïdal [27, 57], qui consiste à réaliser une ligne de fusion sur une tôle trapézoïdale et qui est mieux adapté aux configurations pénétrantes à haute énergie ; et l’essai CPT [53], où un disque est soudé sur une plaque ayant un trou de même diamètre et qui permet de faire apparaître des fissures de solidification qui suivent un axe circulaire (figure 1.19).

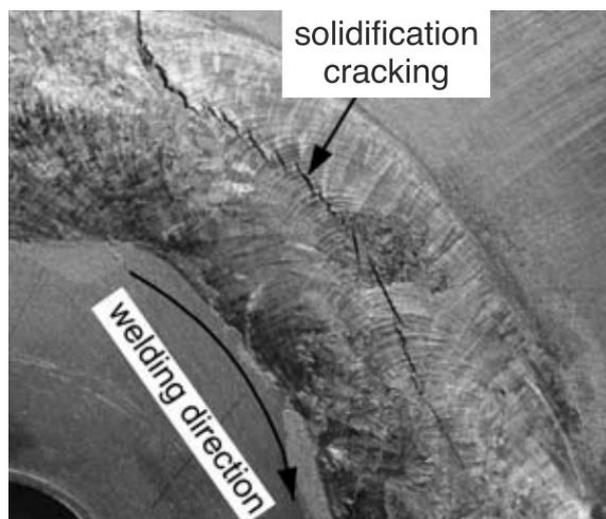


FIGURE 1.19 – Fissure de solidification, soudage d’aluminium [53]

### 1.3.2 Liquefaction constitutionnelle de particules

Le principal mécanisme responsable de la fissuration en ZAT des superalliages à base de nickel fortement durcis par précipitation  $\gamma'$  au cours de procédés de type soudage a été mis en évidence par Ojo [58, 59]. La fissuration est causée par la liquation constitutionnelle des précipités  $\gamma'$ . Le concept de liquation constitutionnelle est dérivé d'une notion introduite par Pepe et Savage [60]. Schématiquement, la liquation d'une particule consiste en sa non-dissolution complète même au-delà de sa température de solvus du fait des cinétiques thermiques hors équilibre. En effet, les procédés de type soudage provoquent des cycles thermiques très rapides, ne permettant pas aux transformations métallurgiques de se dérouler à l'équilibre thermodynamique. La liquation aboutit à la formation de liquide à des températures inférieures à la température de fusion du matériau. Ces films se déchirent lors du refroidissement et forment des fissures dans la ZAT.

À l'équilibre thermodynamique, la phase  $\gamma'$  est entièrement dissoute à sa température de solvus et la matrice  $\gamma$  subsiste jusqu'à la température de liquidus du matériau (figure 1.20a). La liquation constitutionnelle des précipités  $\gamma'$  est une réaction hors équilibre de type eutectique qui implique la fusion partielle des précipités à la température de fusion de l'eutectique (figure 1.20b). Cette température est supérieure à la température de solvus de la phase  $\gamma'$  mais inférieure au solidus de l'alliage. Cette réaction implique donc la formation de poches liquides dans une zone majoritairement solide. De la même manière, les eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$  présents dans la ZAT ont un point de fusion plus bas que le solidus de l'alliage et peuvent donc être sources de formation de liquide (figure 1.20c).

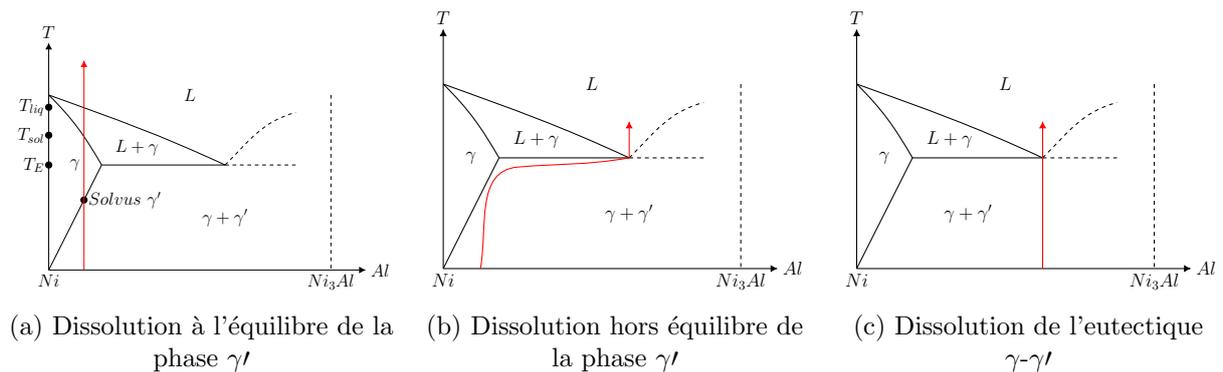


FIGURE 1.20 – Diagramme binaire Ni-Al simplifié

La fissuration par liquation des précipités  $\gamma'$  touche un grand nombre de superalliages à base de nickel parmi lesquels : l'Inconel 738 LC [58, 61], l'Inconel 713 LC [62, 63], l'Inconel 939 [64], le CM247LC [13], le DZ4125 [37], le Rene 80 [65, 66], ou encore le Haynes 282 [67]. La fissuration par liquation de particules touche également d'autres matériaux comme des alliages d'aluminium [68], des aciers austénitiques [69] ou TWIP [70].

En microscopie électronique à balayage, la liquation constitutionnelle des précipités  $\gamma'$  se manifeste par la présence d'un *halo* entourant chaque précipité et notant la présence de liquide re-solidifié (figure 1.21). L'aptitude du liquide à migrer et venir *mouiller* les joints de grains [60, 71, 72] explique l'apparition de films liquides continus aux joints de grains (figure 1.21). Des contraintes de tractions vont se développer inévitablement au cours du refroidissement et causer la rupture de ces films liquides qui n'ont qu'une très faible résistance mécanique. En revanche, elle diffère de la fissuration de solidification car elle se produit dans la zone affectée thermiquement et non pas dans la zone fondue. De plus, l'origine de la phase liquide n'est pas la même.

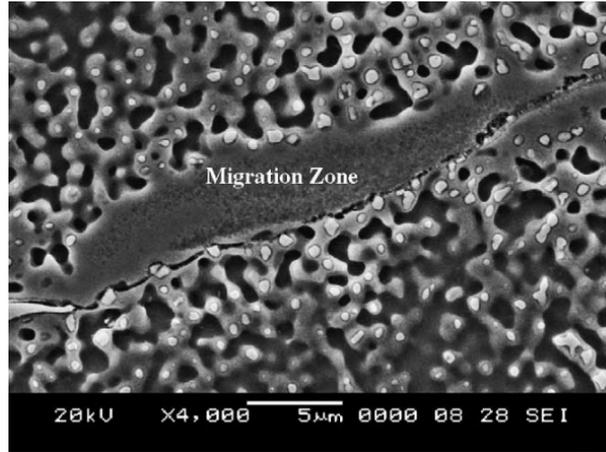


FIGURE 1.21 – Liquation constitutionnelle des précipités  $\gamma'$  et mouillage du joint de grains, Inconel 738 [72]

L'utilisation de modèles de dissolution de particules au sein d'une matrice a mis en évidence que la dissolution des particules est fortement dépendante de leur taille, de leur fraction volumique et de l'histoire thermique [73, 74]. Ainsi, la température finale de dissolution de la phase précipitante dans la matrice augmente d'autant plus que la cinétique de chauffage est importante. De même, une augmentation des tailles initiales et de la fraction volumique initiale des particules provoque une augmentation de la température de fin de dissolution. Cette tendance a été mise en évidence expérimentalement par Sponseller [75] par analyse thermique différentielle. Il a été montré que la température de solvus de la phase durcissante augmentait avec la teneur initiale en éléments  $\gamma'$ -gènes (Al et Ti), et donc la fraction volumique initiale de phase  $\gamma'$  (figure 1.22). Dans certains cas, la température de fin de dissolution de la phase  $\gamma'$  peut être supérieure au solidus de l'alliage, expliquant la présence systématique de traces de liquation en ZAT.

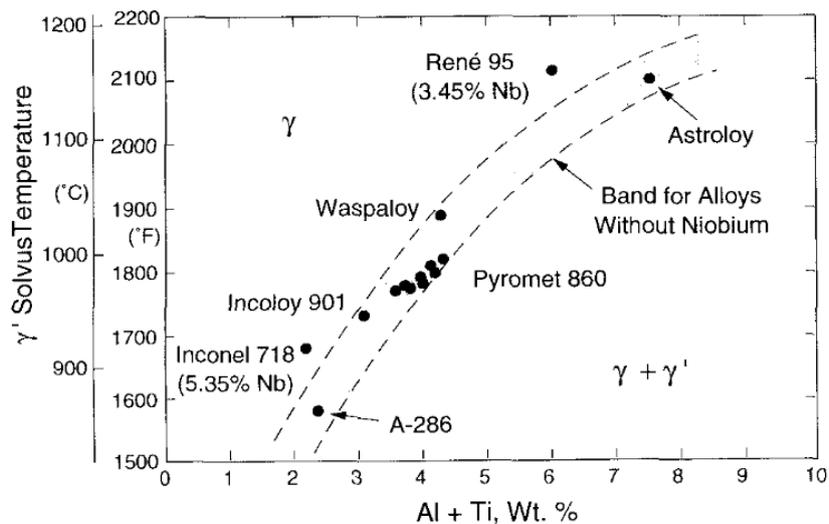


FIGURE 1.22 – Températures de solvus des phases  $\gamma'$  de plusieurs superalliages base-nickel obtenues par analyse thermique différentielle [75]

### 1.3.3 Fissuration au revenu ou strain-age cracking

Des pièces comportant des microstructures brutes de soudage ne peuvent pas être utilisées en service car elles n'ont pas les propriétés mécaniques suffisantes requises lors du dimensionnement de la pièce. En effet, la microstructure du matériau de base est modifiée à cause du procédé utilisé. De plus, les pièces issues de soudage peuvent présenter un fort niveau de contraintes résiduelles qu'il est nécessaire de diminuer. Ainsi, les industriels ont recours à des traitements thermiques post-réparation. Le problème est que le matériau peut alors rencontrer, au cours de ces traitements thermiques, un fort durcissement dû à la précipitation de la phase durcissante. Ce mécanisme réduit l'aptitude du matériau à accommoder les contraintes et peut conduire à de la fissuration intergranulaire. On parle alors de fissuration au revenu, *strain-age cracking* (SAC) voire fissuration au réchauffage (*reheat cracking*). Ce phénomène se manifeste principalement dans la ZAT.

La figure 1.23 représente les différentes étapes conduisant à la fissuration au revenu. La précipitation de phase  $\gamma'$  s'effectue entre  $T_1$  et  $T_2$  qui sont les températures respectives de début et de fin de précipitation. Après le soudage, les étapes de mise en solution et de revenu interceptent généralement le domaine de précipitation qui va avoir lieu dans la ZAT et dans la zone fondue. Plus la durée de maintien à ces températures est importante, plus le matériau va subir une forte précipitation.

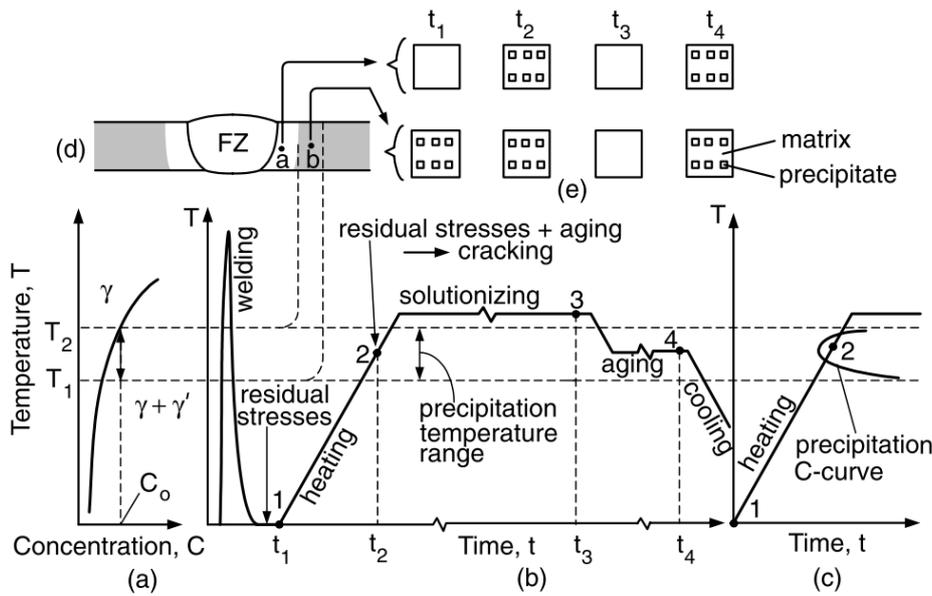


FIGURE 1.23 – Schéma représentatif des conditions menant à la fissuration au revenu : (a) diagramme de phase-type des superalliages à base de nickel ; (b) cycle thermique-type de soudage avec des traitements post-soudage ; (c) diagramme TTT de la précipitation de la phase  $\gamma'$  ; (d) schéma en coupe d'une soudure ; (e) changements de microstructures dans la zone fondue et dans la ZAT [76]

La susceptibilité à la fissuration des superalliages à base de nickel a longtemps été attribuée à la seule fissuration au revenu. En témoigne le diagramme, très connu dans la littérature, qui classe les matériaux selon leur sensibilité à la fissuration au revenu (figure 1.24). Au-delà d'une limite théorique d'aluminium et de titane, les superalliages à base de nickel sont sujets à ce type de fissuration.

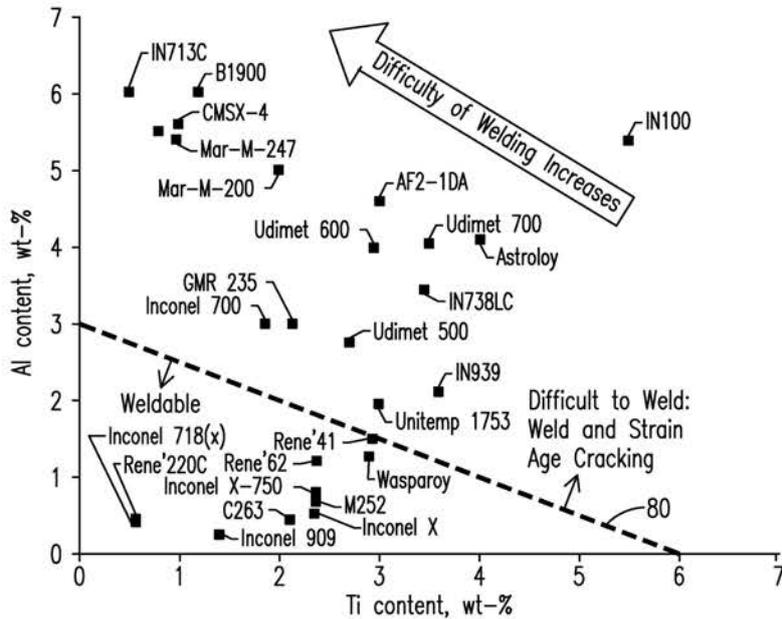


FIGURE 1.24 – Diagramme de soudabilité des superalliages à base de nickel [77]

Afin d'évaluer la susceptibilité à la fissuration au revenu du René 41 (General Electric) en fonction du traitement de revenu, Berry et Hughes [78] ont effectué un grand nombre d'essais afin de construire la courbe (*C-curve* en anglais) différenciant les essais fissurés et ceux non fissurés (figure 1.25). Il en ressort qu'aux températures typiques de précipitation de la phase  $\gamma'$ , seules de faibles durées de traitement de revenu permettent d'éviter la fissuration entre environ 650 °C et 1050 °C. En revanche, en dessous de 650 °C et au-dessus de 1050 °C environ, le risque de fissuration est nul, quelle que soit la durée de traitement; vraisemblablement car ces températures se trouvent en dehors des températures de précipitation pour cet alliage. Cette courbe montre aussi qu'il est difficile d'éviter le domaine de fissuration au cours des traitements post-soudage, à moins de chauffer suffisamment rapidement au-dessus du nez de la courbe. En pratique, la diminution du risque de fissuration au revenu se fait en optimisant d'autres étapes, notamment le traitement initial pré-soudage ou en réduisant le niveau de contraintes résiduelles post-soudage [78, 79].

Une forte dépendance à la composition, surtout en éléments  $\gamma'$ -gènes (Al et Ti) est observée, la réduction des teneurs en éléments durcissants décalant la courbe vers des temps plus importants [80]. L'Inconel 718 a d'ailleurs été développé spécifiquement afin de s'affranchir de la cinétique trop rapide de précipitation  $\gamma'$ , en privilégiant son durcissement par une précipitation  $\gamma''$  plutôt que  $\gamma'$ .

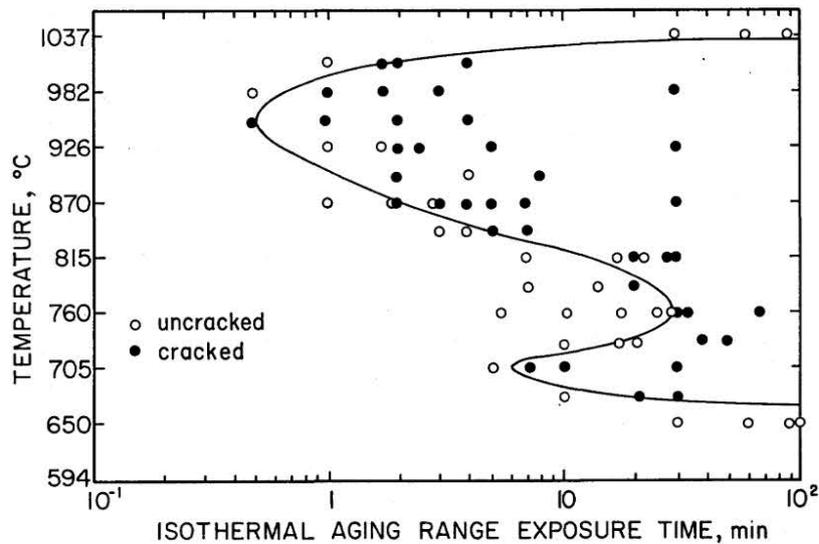


FIGURE 1.25 – Courbe représentant la sensibilité à la fissuration au revenu du René 41 en fonction de la température et de la durée du traitement isotherme [78]

### 1.3.4 Perte de ductilité à chaud

La fissuration au cours du soudage par perte de ductilité à chaud n'est pas un mode classique de fissuration. Ainsi, il n'y a pas de consensus quand aux origines métallurgiques. En revanche, il est admis que les superalliages à base nickel sont fortement sensibles à une importante perte de ductilité dans des domaines intermédiaires de température.

La perte de ductilité à chaud ou *ductility-dip cracking* (DDC) des superalliages à base de nickel se produit généralement pour des températures comprises entre 0,5 et 0,8 fois la température de fusion du matériau. Elle est associée, comme son nom l'indique, à une forte chute de ductilité entre ces températures [81] et conduit à la formation d'un intervalle de fragilité au refroidissement (DTR ou *Ductility Temperature Range*) en-dessous de l'intervalle de fragilité dû à la fissuration de solidification (BTR ou *Brittle Temperature Range*) (figure 1.26). Cette perte de ductilité peut avoir plusieurs origines.

Ben Mostepha *et al.* [83] ont montré qu'une très faible quantité de soufre, de l'ordre de 10 ppm, pouvait suffire à provoquer une importante perte de ductilité pour un superalliage à base de nickel et de fer en diminuant fortement la ductilité entre 600 °C et 1100 °C. Le soufre favoriserait le glissement des joints de grains responsables de l'amorçage de fissures.

Par ailleurs, Fournier Dit Chabert [33] a montré que la fissuration du René 142 au cours du procédé de rechargement laser était due à de la ségrégation interfaciale de soufre dans les joints de grains, et ce même si la teneur de départ en soufre de la poudre n'était que de 10 ppm. En effet, il a pu quantifier une forte ségrégation interfaciale de soufre dans les joints de grain fissurés en utilisant une microsonde de Castaing.

La ségrégation est classiquement étudiée en quantifiant l'adsorption du soufre en surface du nickel en fonction de la température. Le taux de recouvrement se définit alors comme le rapport entre la quantité adsorbée en surface et la quantité maximale adsorbable qui est de 0,5 [84].

Par exemple, Miyahara *et al.* [85] ont étudié les cinétiques de ségrégations du soufre (200 ppm) dans du nickel quasi-pur par spectroscopie Auger en fonction de la température. Au chauffage (1 K/min), ils ont mis en évidence trois domaines de comportement différents (figure 1.27) notés I, II et III. Le premier domaine I correspond à des températures relativement faibles, de 675 K à 1000 K, où le taux de recouvrement augmente continuellement jusqu'à atteindre 0,5 vers 1000 K.

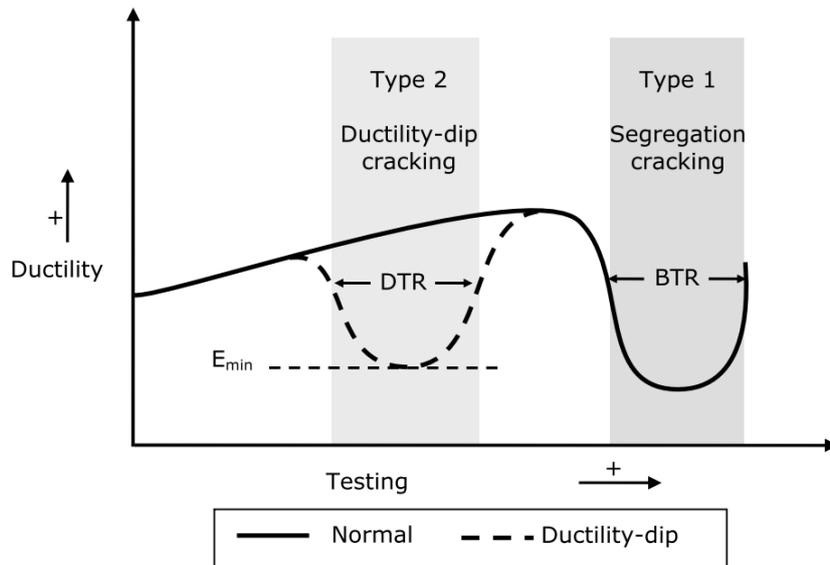


FIGURE 1.26 – Représentation schématique des domaines de températures des phénomènes de fissuration de chute de ductilité et de solidification [82]

Dans le second domaine II, de 1000 K à 1250 K, le taux de recouvrement reste plafonné à la limite de 0,5. Enfin, dans le dernier domaine III, la ségrégation de soufre diminue progressivement au-delà de 1250 K. En revanche, au refroidissement, le taux de ségrégation ne diminue plus après passage du second domaine. La notion de cinétique est également très importante puisque il est estimé qu'il faudrait  $2 \times 10^7$  secondes pour atteindre 0,5 de taux de recouvrement à 675 K, contre 61 secondes à 1000 K.

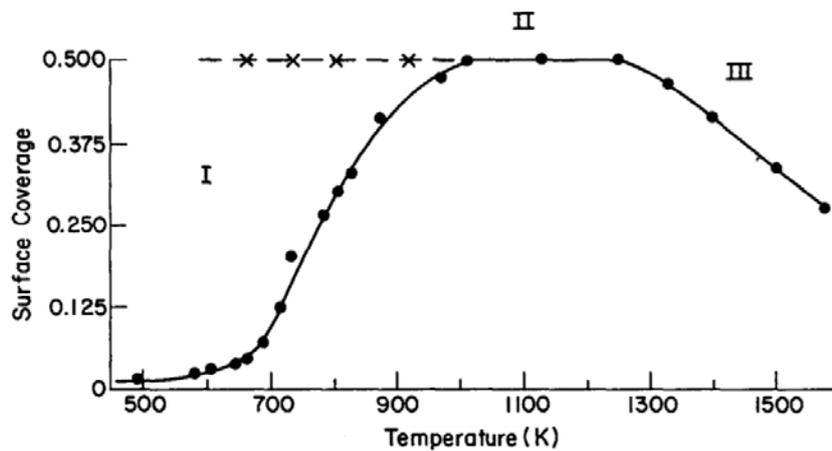


FIGURE 1.27 – Évolution du taux de recouvrement du soufre dans un nickel quasi-pur avec en trait plein la courbe au chauffage et en pointillés la courbe au refroidissement [85]

Dans le domaine des températures intermédiaires, la ségrégation importante résulte des taux de recouvrement importants et des cinétiques rapides de diffusion. C'est pourquoi ce domaine de température est particulièrement néfaste pour les superalliages à base de nickel.

Le soufre n'est pas le seul élément ségrégant dans les joints de grains et pouvant les fragiliser. Mo *et al.* [86] ont étudié la fissuration au cours du soudage à l'arc d'un alliage de type NiCrFe-7. Ils ont mis en évidence une forte ségrégation du bore dans les joints de grains. Celle-ci se traduit

par la formation de borures de types  $M_2B$  mais également par une augmentation du nombre de carbures  $M_{23}C_6$  dans les joints de grains avec une augmentation de la teneur initiale en bore. Cette théorie s'oppose alors avec le fait que le bore serait bénéfique pour la tenue mécanique du matériau.

En plus de l'hypothèse de ségrégation d'impuretés ou d'autres éléments dans les joints de grains, d'autres théories ont été proposées afin d'expliquer le phénomène de DDC.

Ramirez et Lippold [81] ont comparé la susceptibilité au DDC de deux superalliages à base de nickel nommés FM-52 et FM-82. Après soudage, la morphologie des grains est différente selon le matériau. Dans le cas du FM-52, les frontières entre les grains sont droites alors qu'elles sont plus tortueuses pour le FM-82. La raison avancée est le fait que la tortuosité des grains est causée par une précipitation plus importante de carbures MC et moins de carbures  $M_{23}C_6$ . Le FM-82 présente moins de fissures de type DDC que le FM-52. Ainsi, les auteurs attribuent cette amélioration au fait que les carbures empêcheraient l'accumulation de déformation. En revanche, ces carbures agissent aussi en tant que sites d'amorçage de fissures; c'est pourquoi les auteurs estiment que ceux-ci ne doivent pas être trop nombreux sous peine d'aggraver le phénomène. Enfin, les auteurs n'excluent pas le fait que le soufre ait pu impacter la sensibilité du matériau, mais n'ont pas pu mettre en évidence de micro-ségrégations.

L'augmentation de la fissuration à cause des frontières nettes entre les grains favorisant le glissement des joints de grains a également été avancée dans d'autres travaux [87, 88]. De plus, la réduction de la teneur en éléments formant les carbures  $M_{23}C_6$  modifierait la structure des grains et pourrait réduire la susceptibilité à la fissuration des interfaces.

Enfin, on peut ajouter que la vitesse de déformation modifie peu les bornes de températures du trou de ductilité. Cependant, cette vitesse de déformation affecte significativement la ductilité : l'augmentation de la vitesse réduit le niveau de ductilité (figure 1.28) [89]. Cela peut constituer une piste d'explication afin d'évaluer la susceptibilité à la fissuration vis-à-vis de la vitesse de déplacement dans un procédé de type soudage.

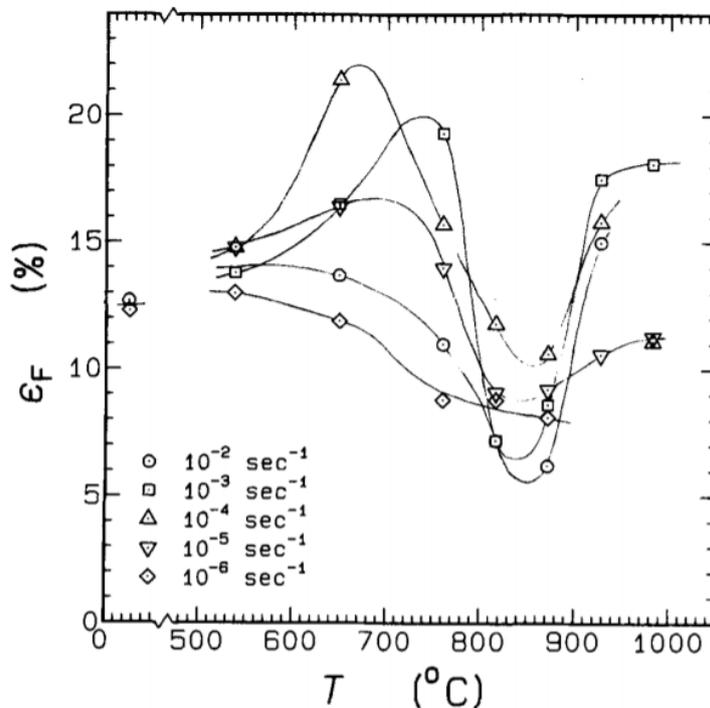


FIGURE 1.28 – Évolution du trou de ductilité de l'Udimet 115 en fonction de la vitesse de déformation [89]

## 1.4 Apport de la simulation numérique dans l'amélioration de la soudabilité des matériaux

### 1.4.1 Choix du type de simulation

La simulation numérique a plusieurs intérêts : elle peut permettre à la fois de réduire le nombre d'essais expérimentaux potentiellement coûteux, de mieux comprendre le procédé, ou bien encore d'optimiser les conditions opératoires. Cependant, les procédés de soudage et de fabrication additive font intervenir un très grand nombre de phénomènes physiques qui ne peuvent pas tous être pris en compte selon le type de modélisation. Ces procédés peuvent faire intervenir des phénomènes thermiques, fluidiques, électromagnétiques, mécaniques et métallurgiques ainsi que des couplages entre eux. Par exemple, Brochard [90] a énuméré les nombreux phénomènes physiques nécessaires afin de modéliser de manière exhaustive le couplage cathode-plasma-pièce au cours d'un procédé de soudage TIG (figure 1.29). Ceux-ci sont très nombreux et ne peuvent pas tous être simulés selon le type de modélisation choisie.

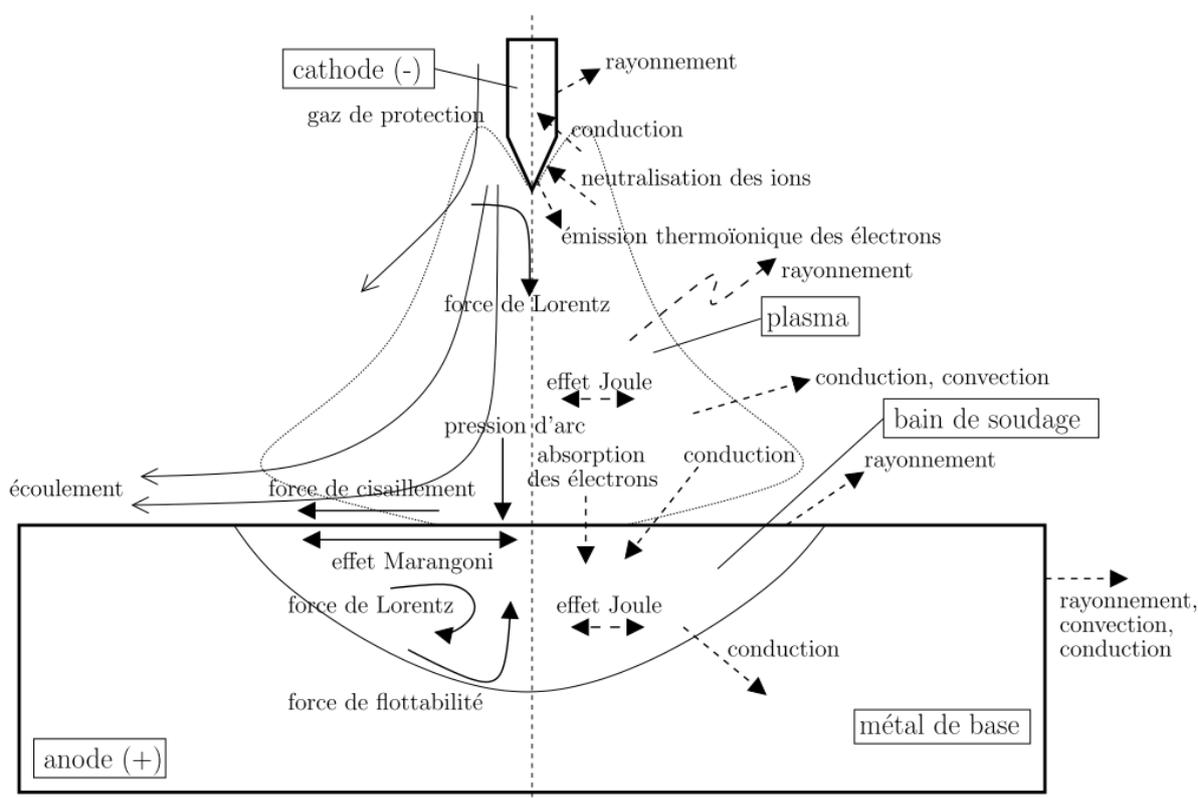


FIGURE 1.29 – Phénomènes physiques à l'origine de l'arc et du bain de fusion lors du soudage TIG [90]

Ainsi, le choix d'un type de modélisation doit être motivé par son objectif. L'objectif principal des simulations industrielles de procédés de type soudage est de prévoir le niveau de contraintes résiduelles dans une perspective de dimensionnement des pièces et d'évaluation de leur durée de vie en service. Dans ce cas, on aura plutôt recours à des modélisations de type thermo-mécaniques voire thermo-mécano-métallurgiques. En revanche, si l'on souhaite modéliser de manière très précise le procédé (mouvements du bain de fusion, interactions avec le gaz protecteur,...), on se tournera alors vers des modélisations thermo-fluidiques de type CFD (*Computational Fluid Dynamics*) [91–93] ou de type *automate cellulaire* si l'on s'intéresse plus à la modélisation de la

microstructure au cours du dépôt du matériau [94].

Plusieurs auteurs ont étudié l'amélioration de la soudabilité de matériaux à l'aide de la simulation numérique. La première étape consiste à bien identifier les origines métallurgiques de la fissuration et notamment le type de fissuration observé afin de pouvoir identifier les variables à étudier de la simulation. La seconde étape, qui est nécessaire, consiste à simuler la thermique du procédé puisque les gradients de température vont influencer sur le niveau de contraintes mécaniques mais également sur l'évolution de la microstructure du matériau. Enfin, des calculs thermo-mécaniques ou thermo-mécano-métallurgiques peuvent être réalisés afin de prédire la fissuration éventuelle du matériau.

Un grand nombre d'auteurs ont utilisé la simulation afin d'étudier la sensibilité du matériau par rapport à la fissuration de solidification [27, 48, 52, 54, 95–97], de liquation [26, 48, 98], de fissuration au revenu [99] ou par perte de ductilité [33].

#### 1.4.2 Simulation de l'apport de matière

La simulation de procédés de type fabrication additive nécessite de modéliser l'apport de matière. Ce dernier peut être simulé par deux méthodes : la méthode des *éléments silencieux* et la méthode d'*activation des éléments* [100].

La méthode des éléments silencieux (*quiet element method*) consiste à mailler à la fois le substrat mais aussi la partie qui va être ajoutée, mais en affectant à cette dernière des propriétés thermiques très faibles afin qu'elle perturbe le moins possible le calcul thermique. Pour cela, la conductivité thermique et la capacité calorifique thermique du matériau sont volontairement abaissées dans la partie dite silencieuse et ce en introduisant des facteurs d'échelle (relations 1.2 et 1.3).

$$\lambda_{silencieux} = s_{\lambda} \lambda \quad (1.2)$$

$$C_{p,silencieux} = s_{C_p} C_p \quad (1.3)$$

avec  $s_{\lambda}$  et  $s_{C_p}$  les facteurs d'échelle respectifs inférieurs à 1.

Cette méthode est la plus facile à introduire dans les codes éléments finis. Néanmoins, elle suppose un choix judicieux des facteurs d'échelle afin de minimiser les erreurs tout en conservant un temps de calcul raisonnable. La méthode peut être intéressante afin de modéliser de petits dépôts mais peut devenir très gourmande en temps dans le cas de simulations multi-passes. En effet, le problème doit alors être résolu sur tous les nœuds dès le début du calcul.

La deuxième possibilité pour simuler l'apport de matière est d'utiliser la méthode dite d'activation des éléments ou *element activation method* (figure 1.30). Celle-ci est un peu plus complexe à mettre en place car elle demande plus de développements. Dans cette méthode, les éléments constitutifs du dépôt sont pré-maillés, mais non inclus au début de la simulation. Au fur et à mesure du déplacement de la source de chaleur, ceux-ci sont ajoutés au calcul dès lors qu'ils se situent dans une *fenêtre d'activation* (figure 1.31). Cette fenêtre est définie par l'utilisateur et dépend des dimensions des cordons de dépôt obtenus expérimentalement.

Dans les deux cas, il est important de recalculer l'interface, qui évolue pendant le calcul, entre les éléments silencieux ou inactifs et les éléments actifs. En effet, les frontières soumises à la convection et au rayonnement évoluent au cours de l'ajout de matière. Si la convection peut être négligée pour de faibles temps de rechargement, elle peut être très importante lors de dépôts multi-passes [102].

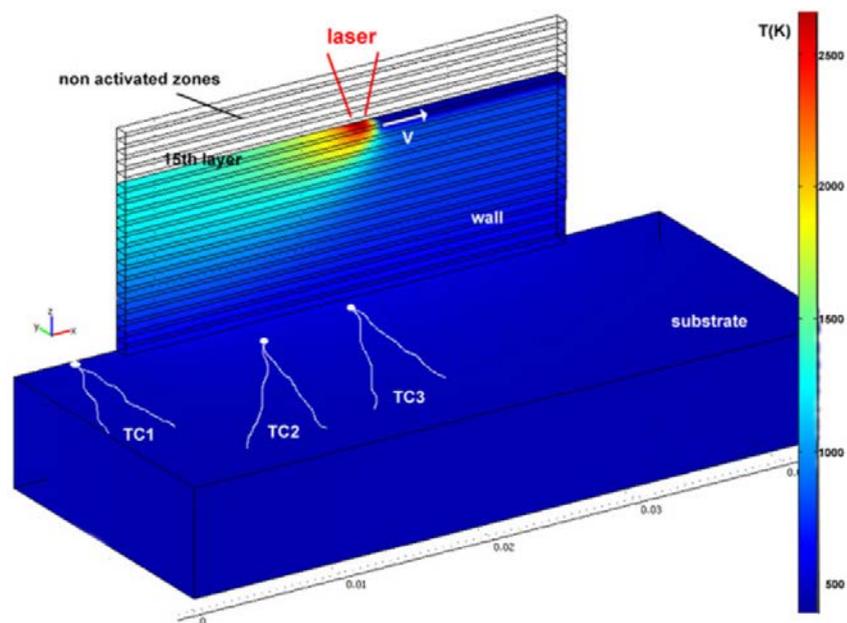


FIGURE 1.30 – Simulation thermique avec apport de matière [101]

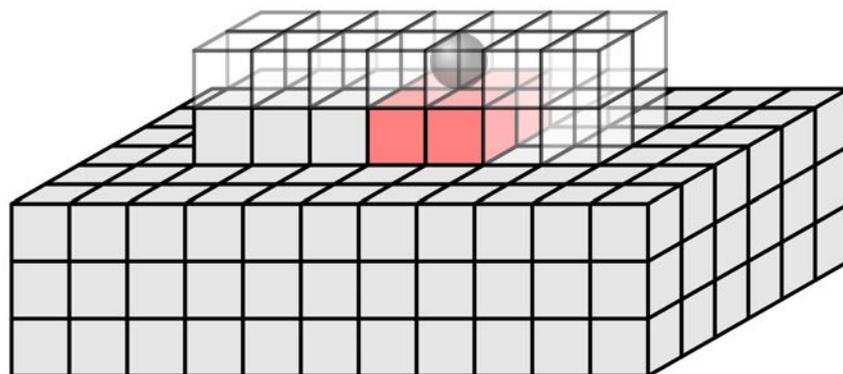


FIGURE 1.31 – Méthode d'activation des éléments : la boule représente la position de la source, les cubes en gris les éléments actifs, en rouge les éléments activables et en transparence les éléments non actifs

### 1.4.3 Critères de fissuration thermo-mécaniques

Les critères thermo-mécaniques consistent à étudier les niveaux de contraintes ou de déformations mécaniques afin d'évaluer un risque de fissuration. Par exemple, Bellet *et al.* [52] ont, pour la fissuration de solidification, d'abord réalisé une simulation thermique du procédé de soudage à l'arc (figure 1.32), puis étudié le niveau de déformation plastique cumulée au cours du refroidissement.

Si l'on prend un point dans l'axe de soudage, dans la zone pâteuse (ni liquide, ni solide complètement), on peut étudier l'évolution de la déformation plastique cumulée en fonction de la température (figure 1.33). Il en ressort que la déformation plastique cumulée est beaucoup plus importante dans le cas où l'échantillon est fissuré. Il est ainsi nécessaire de définir une température dite de *cohérence*, en dessous de laquelle l'évolution des variables mécaniques est étudiée. De plus, les auteurs ont montré que l'évolution de la contrainte transverse, responsable de l'ouverture des fissures de solidification, ne permettait pas de discriminer les cas fissurés des

non fissurés.

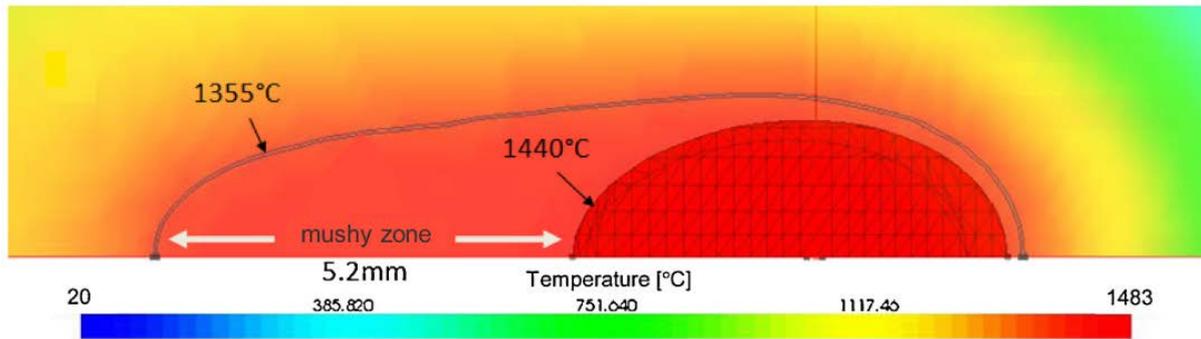


FIGURE 1.32 – Simulation thermique du soudage à l'arc d'un acier AISI 321 [52]

Wisniewski [54] a opéré de la même manière afin de simuler la fissuration de solidification d'un alliage CuCrZr au cours d'un procédé de soudage par faisceau d'électrons. Dans son cas, la déformation visco-plastique transverse était la variable la plus intéressante afin de discriminer les cas avec ou sans fissures. Il en ressort donc que ce type de modélisation a des limites dans la mesure où les critères de fissuration sont alors très dépendants de la loi de comportement utilisée, ainsi que du choix de la variable d'intérêt. Néanmoins, l'étude de critères thermo-mécaniques est plus aisée et peut être étendue à d'autres types de fissuration en étudiant l'évolution des variables mécaniques dans d'autres domaines de températures.

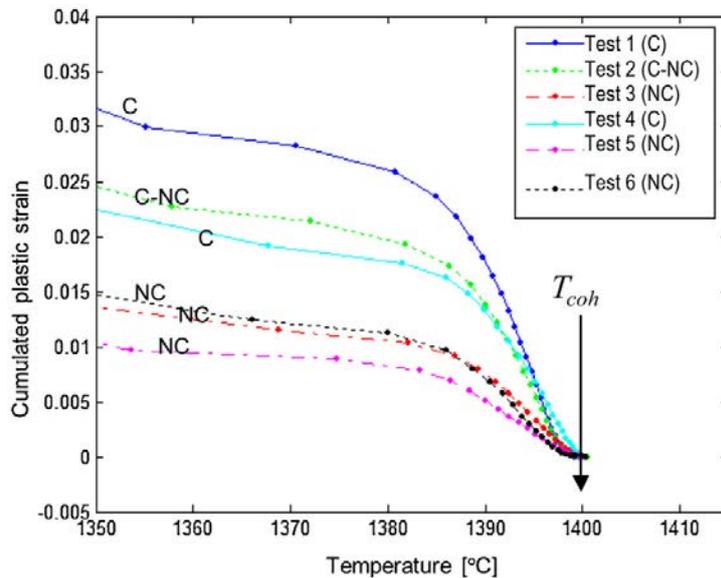


FIGURE 1.33 – Évolution, au refroidissement en dessous de la température de cohérence, de la déformation plastique cumulée en fonction de la température, C : essai fissuré, NC : essai non fissuré [52]

#### 1.4.4 Critères de fissuration thermo-mécano-métallurgiques

Il est également courant d'effectuer des simulations thermo-métallurgiques afin de modéliser des changements de microstructures. Il est notamment possible de simuler la liquation de certaines phases par le biais de la modélisation de la dissolution de précipités dans la ZAT [103,104].

La dissolution de la phase sensible à la liquation est calculée en fonction du temps et de la température. Si la phase n'est pas complètement dissoute alors que la température de fusion de l'eutectique est atteinte, alors un risque de liquation est défini (figure 1.34). Danis [26,99] a ainsi utilisé une modélisation pour définir un risque de liquation couplé à la simulation du niveau de contraintes thermo-mécaniques pour en définir un critère thermo-mécano-métallurgique.

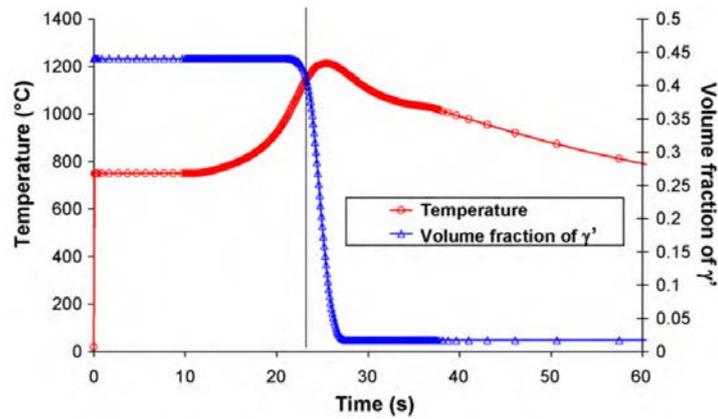


FIGURE 1.34 – Simulation de la température et de la dissolution de la phase  $\gamma'$  [99]

Dans le cas de la fissuration par chute de ductilité, Fournier Dit Chabert [33] a simulé la ségrégation interfaciale du soufre au cours du procédé. Il a ainsi mis en évidence la forte ségrégation du soufre dans les joints de grains dans les domaines intermédiaires de température en effectuant un calcul thermique puis thermo-métallurgique. De plus, une simulation thermo-mécanique a également été réalisée afin de mettre en évidence que l'augmentation de la vitesse de soudage avait tendance à augmenter le niveau de déformation plastique longitudinale, sachant que les contraintes longitudinales sont responsables de la formation des fissures transverses observées.

## 1.5 Synthèse de la bibliographie et problématique

Les superalliages à base de nickel durcis par précipitation  $\gamma'$ , comme l'Inconel 738 LC, sont des matériaux sensibles à plusieurs mécanismes de fissuration au cours de procédés soudage ou de fabrication additive par fusion. Actuellement, les pièces fissurées constituées de matériaux réputés non soudables sont rebutées faute de procédé répétable capable de recharger ces pièces sans défauts. Les procédés de réparation, qu'ils soient de soudage ou basés sur la fabrication additive, font tous intervenir des phénomènes physiques complexes et imbriqués. Ils modifient la microstructure du matériau et induisent un fort niveau de contraintes mécaniques résiduelles. Plusieurs mécanismes de fissuration sont proposés dans la littérature, selon la position de fissures et l'origine métallurgique responsable de la fragilisation du matériau. Enfin, nous avons pu voir que la simulation numérique peut aider à améliorer la soudabilité des matériaux. Pour cela, il est nécessaire de bien choisir les mécanismes à simuler afin de déterminer le type de simulation à réaliser et puis en déduire les variables du calcul à analyser.

Il serait possible de réaliser un grand nombre d'essais en faisant varier tous les paramètres opératoires, très nombreux en DED, afin de trouver des conditions non fissurantes. Néanmoins, cette démarche serait bien trop coûteuse en temps et en ressources financières. L'étude qui va suivre va donc se faire en deux étapes principales. La première consistera à identifier les origines métallurgiques de la fissuration de l'IN738LC au cours du procédé de rechargement. Dans un second temps, le procédé de réparation par rechargement laser sera simulé par éléments finis ; la comparaison entre les essais et le calcul doit permettre d'optimiser les conditions de rechargement afin de réduire voire d'éliminer complètement le risque de fissuration du matériau.

## Chapitre 2

# Caractérisation du matériau de base et méthodes expérimentales utilisées

### Résumé :

Dans ce chapitre, la microstructure de base de l'Inconel 738 LC est présentée dans son état brut de fonderie, puis après mise en solution pré-réparation. La poudre utilisée est également caractérisée. Enfin, les outils et techniques expérimentales utilisés dans cette étude sont présentés.

### Sommaire

---

<b>2.1</b>	<b>Matériau de l'étude : l'Inconel 738 LC . . . . .</b>	<b>32</b>
2.1.1	Voie d'élaboration et traitements thermiques . . . . .	32
2.1.2	Composition chimique des substrats . . . . .	33
2.1.3	Microstructure des échantillons bruts de fonderie . . . . .	33
2.1.3.1	Microstructure générale . . . . .	33
2.1.3.2	Précipitation $\gamma'$ et eutectiques $\gamma$ - $\gamma'$ . . . . .	34
2.1.3.3	Carbures . . . . .	36
2.1.4	Microstructure des échantillons mis en solution pré-réparation . . . . .	37
2.1.4.1	Microstructure générale . . . . .	37
2.1.4.2	Précipitation $\gamma'$ et eutectiques $\gamma$ - $\gamma'$ . . . . .	40
2.1.4.3	Carbures MC . . . . .	42
<b>2.2</b>	<b>Méthodes et techniques expérimentales utilisées . . . . .</b>	<b>44</b>
2.2.1	Atomisation des poudres . . . . .	44
2.2.2	Présentation du procédé CLAD <sup>®</sup> . . . . .	47
2.2.3	Moyens de caractérisation métallurgique . . . . .	48
2.2.3.1	Préparation métallographique . . . . .	48
2.2.3.2	Microscopie à Balayage . . . . .	48
2.2.3.3	Analyse WDS . . . . .	48
2.2.4	Moyens de caractérisation mécanique . . . . .	49
2.2.4.1	Essais de dureté . . . . .	49
2.2.4.2	Essais uni-axiaux isothermes de comportement . . . . .	49
2.2.4.3	Essais thermo-mécaniques Gleeble . . . . .	50

---

## 2.1 Matériau de l'étude : l'Inconel 738 LC

### 2.1.1 Voie d'élaboration et traitements thermiques

Les pièces en Inconel 738 LC utilisées dans le cadre de cette étude ont été obtenues par fonderie à la cire perdue et fournies par la société Arconic. Classiquement, l'alliage brut de fonderie est mis en solution à 1120 °C pendant 2 heures, puis vieilli à 840 °C pendant 24 heures afin de modifier la répartition de la précipitation  $\gamma'$  et conférer au matériau les propriétés mécaniques voulues. De façon habituelle en soudage, si une réparation est nécessaire, elle est généralement effectuée sur l'état mis en solution. Nous n'étudierons donc, dans la suite de ce chapitre, que les états brut de fonderie et mis en solution. Arconic nous a fourni des lingots de forme tronconiques (figure 2.1) et des plaques (figure 2.2a) en IN738LC. Les lingots ont été usinés, par la suite, pour réaliser des éprouvettes destinées aux essais mécaniques.

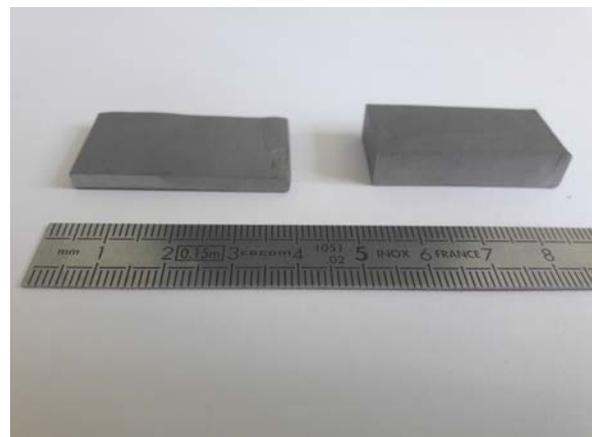


FIGURE 2.1 – Lingot tronconique en IN738LC

Les plaques mesurent 160 mm de longueur et 80 mm de largeur. La plaque présente deux épaisseurs : 8 mm et 3 mm (figure 2.2a). À partir de ces plaques, des échantillons de dimensions 20 mm x 40 mm x 8 mm et 20 mm x 40 mm x 3 mm ont été découpés par électroérosion et/ou au jet d'eau (figure 2.2b). Ces échantillons ont été utilisés comme substrats pour les essais expérimentaux de rechargements présentés dans le chapitre suivant.



(a) Plaque en IN738 LC après mise en solution



(b) Substrats usinés d'épaisseur 3 mm et 8 mm

FIGURE 2.2 – Matière en Inconel 738 LC

### 2.1.2 Composition chimique des substrats

La composition chimique des substrats en IN738LC a été mesurée par spectrométrie ICP-OES (*inductively coupled plasma - optical emission spectrometry*). Le tableau 2.1 résume la composition chimique moyenne mesurée pour 5 échantillons prélevés dans les substrats mis en solution.

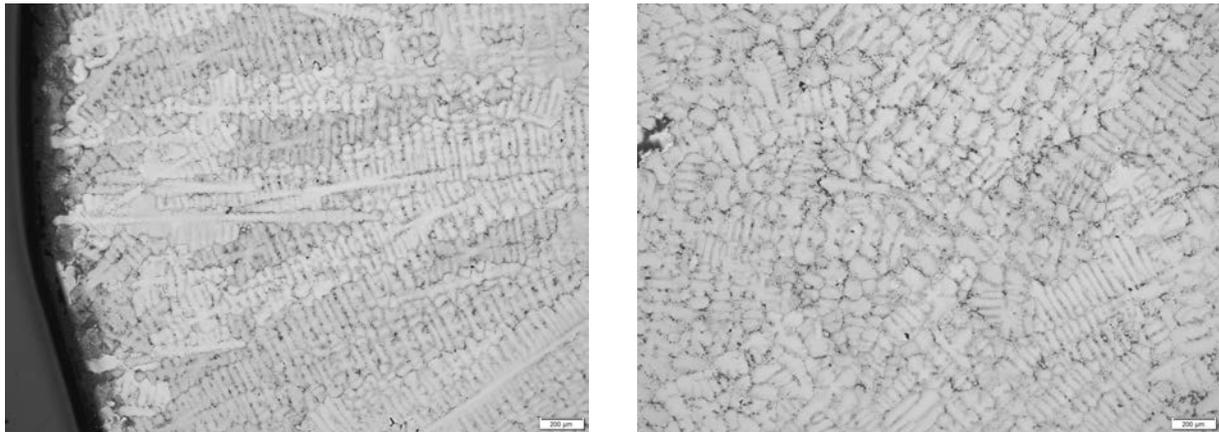
<b>Élément</b>	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo
Moyenne dosée	61,20	16,00	8,17	3,81	3,34	2,47	1,84
Écart-type	1,48	0,15	0,11	0,02	0,01	0,03	0,04
<b>Élément</b>	Ta	Nb	C	Fe	Zr	B	S
Moyenne dosée	1,72	0,90	0,010	0,04	0,03	145 ppm	6 ppm
Écart-type	0,02	77 ppm	24 ppm	11 ppm	4 ppm	2 ppm	2 ppm

TABLEAU 2.1 – Composition massique des substrats en IN738LC mesurée par ICP-OES

### 2.1.3 Microstructure des échantillons bruts de fonderie

#### 2.1.3.1 Microstructure générale

Pour information, la microstructure de l'IN738LC brut de fonderie, présentée ici, a été étudiée sur des échantillons coulés sous la forme de lingots tronconiques. En revanche, ce sont bien les plaques qui sont utilisées pour les rechargements. Les échantillons analysés ont été obtenus après découpe perpendiculaire à l'axe du cône. Ceux-ci sont ensuite polis mécaniquement (P1200, 9  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$ ) jusqu'à l'OPS (suspension colloïdale de 0,04  $\mu\text{m}$ ). Une attaque électrolytique (12 mL  $\text{H}_3\text{PO}_4$ , 40 mL  $\text{HNO}_3$ , 48 mL  $\text{H}_2\text{SO}_4$  à 6 V pendant 5 secondes) à température ambiante permet de révéler la précipitation  $\gamma'$ . L'IN738LC présente globalement une microstructure dendritique avec des grains qui croissent de la périphérie du cône vers l'intérieur du cône (figure 2.3a). En outre, une microstructure équiaxe est observée au centre de l'échantillon, avec une taille de grain de l'ordre de la centaine de microns (figure 2.3b).



(a) Périphérie du cône

(b) Intérieur du cône

FIGURE 2.3 – Microstructure générale au microscope optique IN738LC brut de fonderie

Des carbures sont observés dans les joints de grains, appelés aussi joints interdendritiques (figure 2.4). Des eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$  sont présents quasiment exclusivement dans les régions inter-

dendritiques. Enfin, des précipités  $\gamma'$  sont observés dans les espaces interdendritiques et intradendritiques.

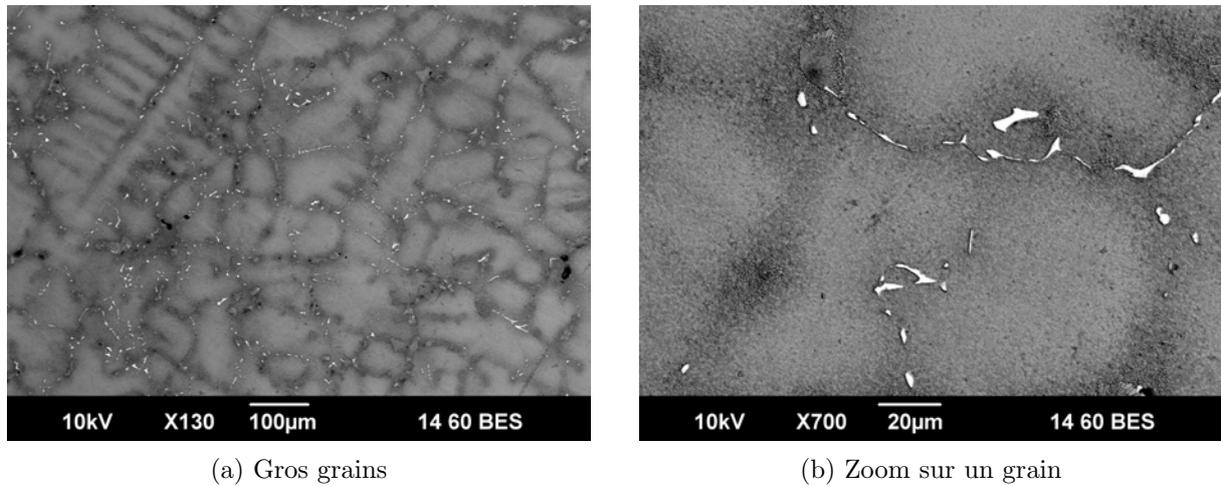


FIGURE 2.4 – Microstructure générale au MEB  
IN738LC brut de fonderie

### 2.1.3.2 Précipitation $\gamma'$ et eutectiques $\gamma$ - $\gamma'$

Brut de fonderie, l'IN738LC présente une importante précipitation de précipités  $\gamma'$  de type  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ . Ces précipités se forment à l'état solide pendant le refroidissement du matériau. Les tailles et morphologies des précipités dépendent fortement de la cinétique de refroidissement. Un refroidissement très rapide favorise une fine précipitation. À l'inverse, un refroidissement plus lent favorise la formation de précipités plus gros avec des formes moins sphériques, qui sont également moins cohérentes avec la matrice (figure 2.5).

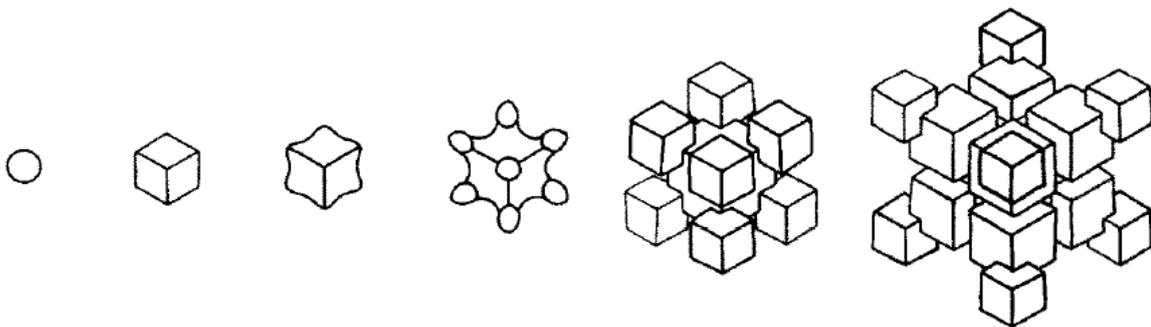


FIGURE 2.5 – Précipité  $\gamma'$  de sa forme la plus cohérente avec la matrice (à gauche) à sa forme la moins cohérente (à droite) [105]

Sur les échantillons étudiés bruts de fonderie, la taille des précipités  $\gamma'$  se révèle bien hétérogène. Dans les espaces intradendritiques, les précipités sont essentiellement cubiques ou sphériques, de dimensions inférieures à 200 nm (figure 2.6a). Ces précipités sont ainsi fortement cohérents avec la matrice. En revanche, dans les espaces interdendritiques et surtout à proximité des eutectiques (figure 2.6b), la précipitation est plus grossière (entre 200 nm et 400 nm) et les précipités perdent leurs formes sphériques. Ils oscillent entre une forme cubique et une forme *étoilée*. Les espaces interdendritiques sont les dernières régions à se solidifier au refroidissement. Or, l'aluminium et surtout le titane ont des coefficients de partition  $k$  inférieurs à 1 (tableau 2.2),

et sont facilement rejetés dans le liquide [106]. La concentration en titane, élément  $\gamma'$ -gène, est ainsi plus importante dans les espaces interdendritiques et favorise cette précipitation plus grossière. Par ailleurs, Rosenthal *et al.* [107] rapportent que les précipités interdendritiques ont une température de solvus plus importante, d'environ 40 °C, que les précipités intradendritiques. De plus, comme ces précipités sont moins cohérents avec la matrice, ils peuvent réduire les propriétés mécaniques du matériau [108].

Élément	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Ta
k	1,06	0,699	0,492	0,913	1,32	0,672	0,545

TABLEAU 2.2 – Coefficients de partage k de différents éléments dans le nickel évalués à la température du liquidus du CMSX2 [106]

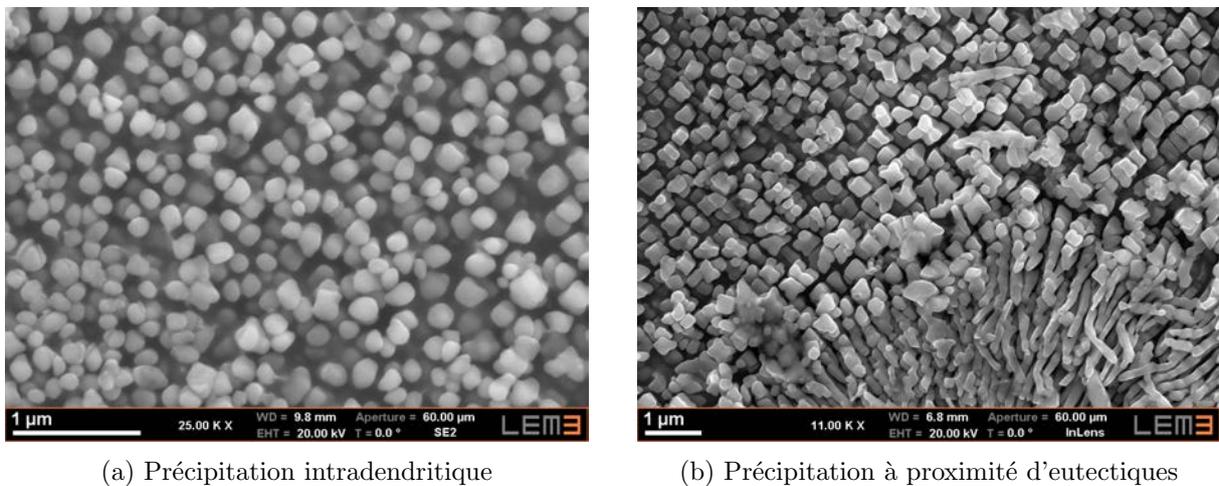
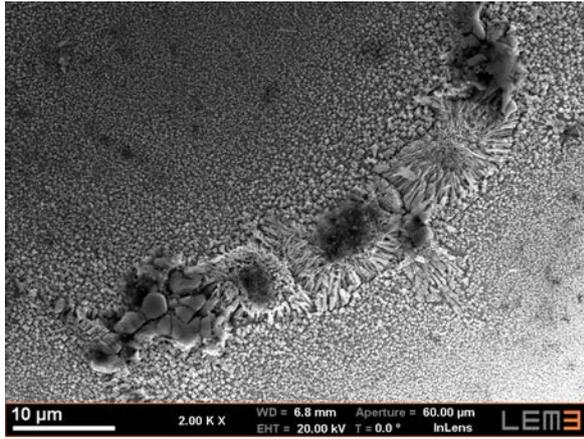
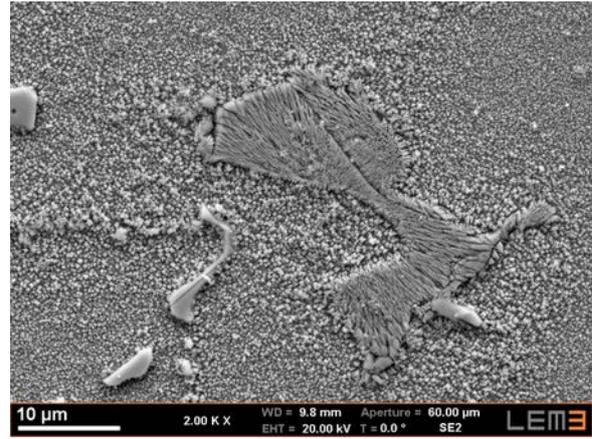


FIGURE 2.6 – Précipitation  $\gamma'$   
IN738LC brut de fonderie

Brut de fonderie, l'IN738LC présente également une proportion non négligeable de composés eutectiques de type  $\gamma$ - $\gamma'$ . Ces eutectiques se présentent sous des formes variées (figure 2.7) : *lamelles*, *coquillages*, *plaquettes* ou *radeaux* [109] mais se caractérisent toujours par des îlots de gros précipités  $\gamma'$  séparés par de la phase  $\gamma$ . De la même manière que les précipités interdendritiques, les eutectiques se forment lors du refroidissement du matériau à cause de la sursaturation en éléments  $\gamma'$ -gènes. Ces composés ne sont généralement pas désirés car ils abaissent les propriétés mécaniques en fluage [110]. De plus, les eutectiques sont des composés à bas point de fusion qui peuvent générer des *brûlures* lors des traitements thermiques ultérieurs. De ce fait, ils empêchent généralement la réalisation de traitements thermiques supersolvus de la phase  $\gamma'$ . Il est toutefois possible de diminuer la quantité d'eutectiques en jouant sur la température et la durée des traitements thermiques de mise en solution [111].



(a) Ilot d'eutectiques

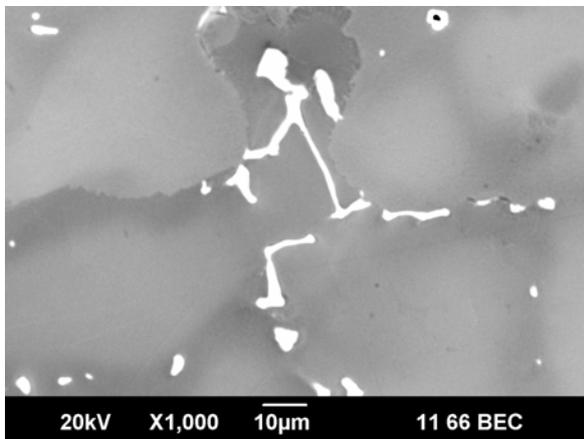


(b) Eutectique en forme de coquillage

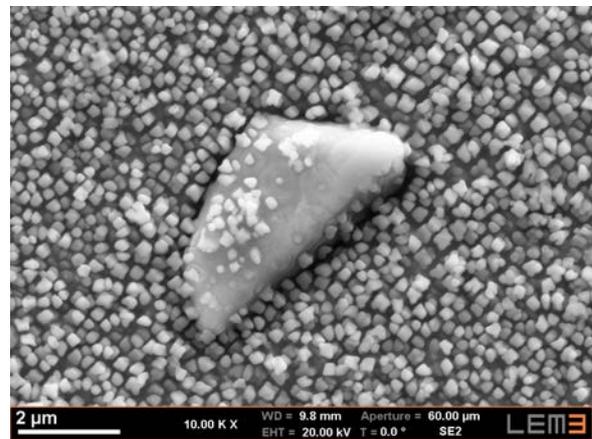
FIGURE 2.7 – Eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$   
IN738LC brut de fonderie

### 2.1.3.3 Carbures

Les joints de grains sont bordés par des carbures de formes et de tailles variées : de 1  $\mu\text{m}$  à 2  $\mu\text{m}$  pour les carbures sphériques (figure 2.8b), jusqu'à des carbures allongés de plusieurs dizaines de  $\mu\text{m}$  (figure 2.8a). Du fait de leurs morphologies complexes, certains carbures sont qualifiés de caractères chinois. Des analyses EDS permettent de montrer que les carbures sont de type MC avec une prédominance des éléments Ta, Ti et Nb (tableau 2.3 et figure 2.9).



(a) Carbures intergranulaires



(b) Zoom sur un carbure MC

FIGURE 2.8 – Carbures  
IN738LC brut de fonderie

Élément	Ta	Ti	Nb	W	Ni	Mo	Cr	Co	Al
Masse (%wt)	36,54	28,14	15,85	6,58	5,42	4,19	1,88	0,78	0,60

TABLEAU 2.3 – Composition massique mesurée par EDS d'un carbure MC  
IN737LC brut de fonderie

Le diagramme d'équilibre de l'IN738LC (figure 2.10) explique la prédominance des carbures

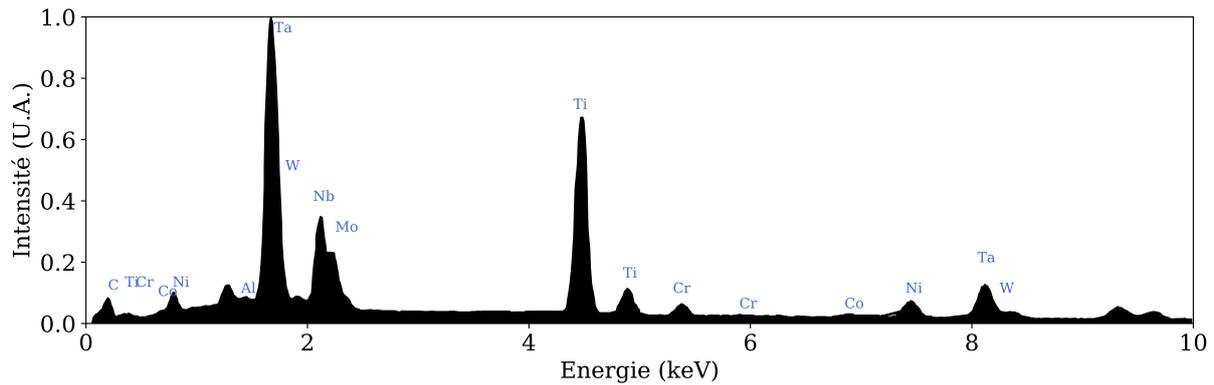


FIGURE 2.9 – Spectre EDS d’un carbure MC  
IN738LC brut de fonderie

MC. En effet, ils sont les premiers à se former lors du refroidissement depuis le liquide. Ils sont d’ailleurs nommés carbures primaires. Comme pour les eutectiques, les éléments carburigènes (C, Ti, Ta, Nb) ségrègent facilement dans les espaces interdendritiques pendant le refroidissement depuis le liquide. Les carbures de type  $M_{23}C_6$  se forment à des températures plus basses, notamment pendant le traitement de vieillissement, classiquement réalisé à 840 °C. Ils peuvent également se former pendant la durée en service de la pièce à des températures relativement élevées. Ils n’ont donc logiquement pas été observés sur les échantillons pré-réparation. De plus, d’après le diagramme d’équilibre, des borures de type  $MB_2$  peuvent précipiter en faible proportion, mais n’ont cependant pas été observés. Ojo [59] a également observé des sulfo-carbures  $M_2SC$  qui n’ont pas été vus.

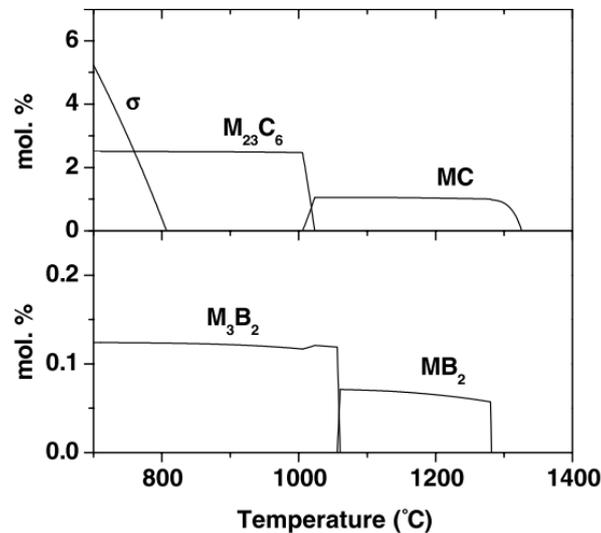


FIGURE 2.10 – Diagramme de phases d’équilibre de l’IN738LC [112]

## 2.1.4 Microstructure des échantillons mis en solution pré-réparation

### 2.1.4.1 Microstructure générale

Avant réparation, les pièces en IN738LC sont mises en solution. Le matériau présente alors une microstructure à gros grains (figure 2.11). La mise en solution permet d’homogénéiser le

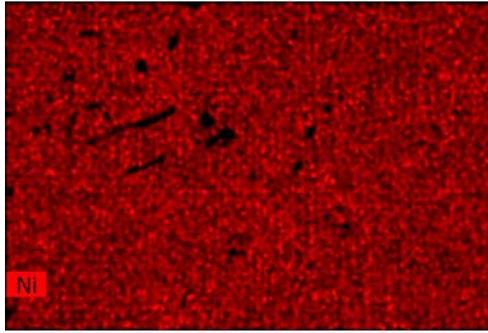
matériau et de réduire la quantité d'eutectiques avant réparation (figure 2.12). Elle est réalisée à 1120 °C pendant 2 heures et est suivie d'un refroidissement rapide. La microstructure de l'alliage s'en retrouve alors modifiée, surtout du point de vue de la phase  $\gamma'$ . Quelques micro-ségrégations subsistent malgré tout. Par exemple, le titane est plus présent dans les régions interdendritiques, tandis que la concentration en chrome est plus importante à cœur de dendrites (figure 2.13).



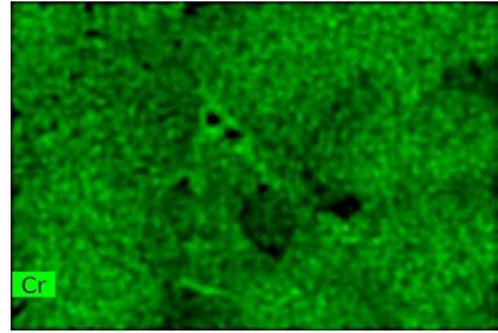
FIGURE 2.11 – Cartographie EBSD sur une coupe transversale IN738LC mis en solution



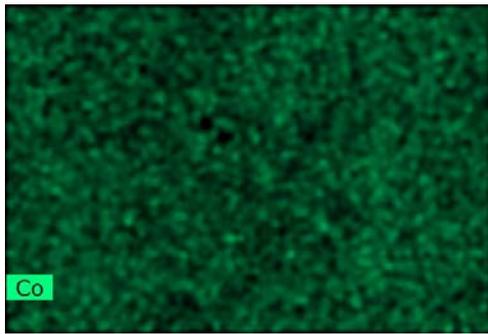
FIGURE 2.12 – Microstructure de l'IN738LC mis en solution



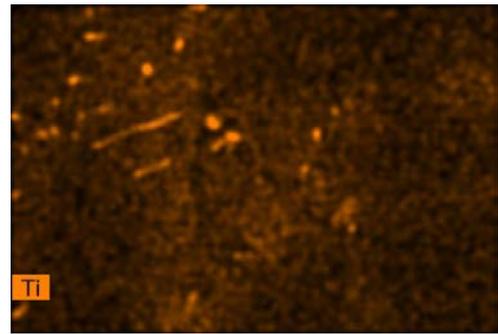
(a) Nickel



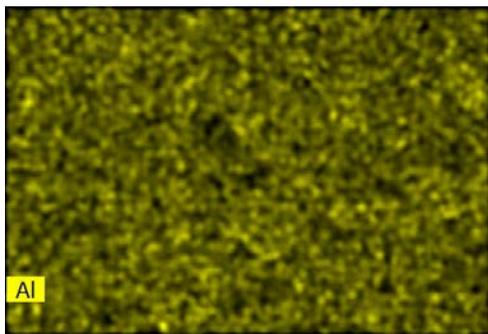
(b) Chrome



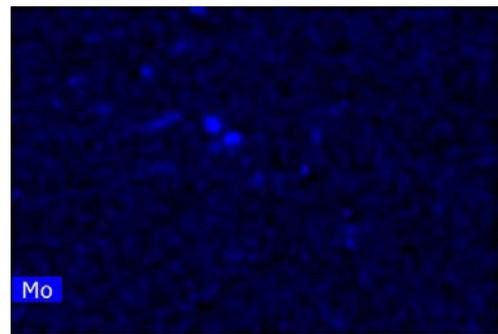
(c) Cobalt



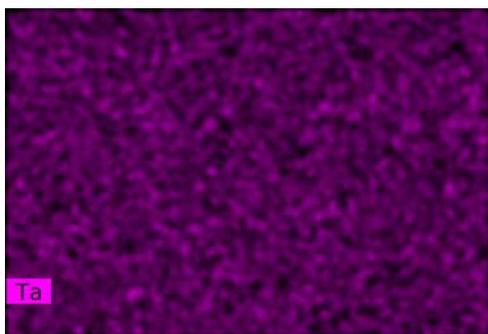
(d) Titane



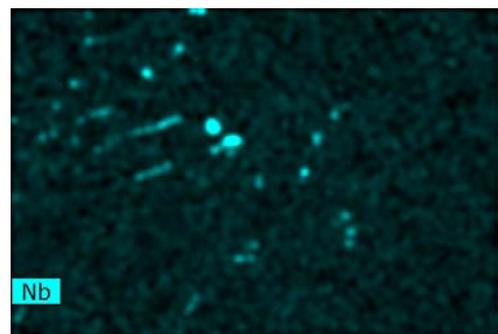
(e) Aluminium



(f) Molybdène



(g) Tantale



(h) Niobium

FIGURE 2.13 – Répartition chimique  
Cartographies EDS de l'IN738LC mis en solution

### 2.1.4.2 Précipitation $\gamma'$ et eutectiques $\gamma-\gamma'$

Usuellement, l'objectif d'une mise en solution est de dissoudre tous les précipités de l'alliage brut afin d'en contrôler la distribution. Pour cela, il est nécessaire d'effectuer le traitement à une température supérieure au solvus de la phase dont on souhaite contrôler la distribution : on parle de traitement *supersolvus*. Par DSC, le solvus de la phase  $\gamma'$  est estimé à 1182 °C pour l'IN738LC [75]. La mise en solution complète de la phase  $\gamma'$  n'est néanmoins pas envisageable à cause du risque important de *brûlures* des eutectiques. C'est pourquoi la mise en solution classique de l'IN738LC est réalisée à 1120 °C, on parle de traitement *subsolvus*. Dès lors, seule une partie des précipités primaires est totalement dissoute à 1120 °C. Généralement, les précipités intragranulaires sont plus affectés car plus petits que les précipités intergranulaires. Le faible désaccord paramétrique entre les phases  $\gamma$  et  $\gamma'$ , associé à la sursaturation de la matrice en solutés (Al et Ti), permet une germination aisée de nouveaux précipités. Ainsi, même avec une vitesse de refroidissement élevée, il est impossible d'empêcher une précipitation importante d'une nouvelle population dite secondaire. Les précipités primaires croissent également au refroidissement. C'est pourquoi, mis en solution, l'IN738LC présente une répartition bimodale de précipités. Celle-ci se partage entre précipités primaires cubiques d'environ 450 nm et précipités secondaires sphériques de taille inférieure à 100 nm (figure 2.14).

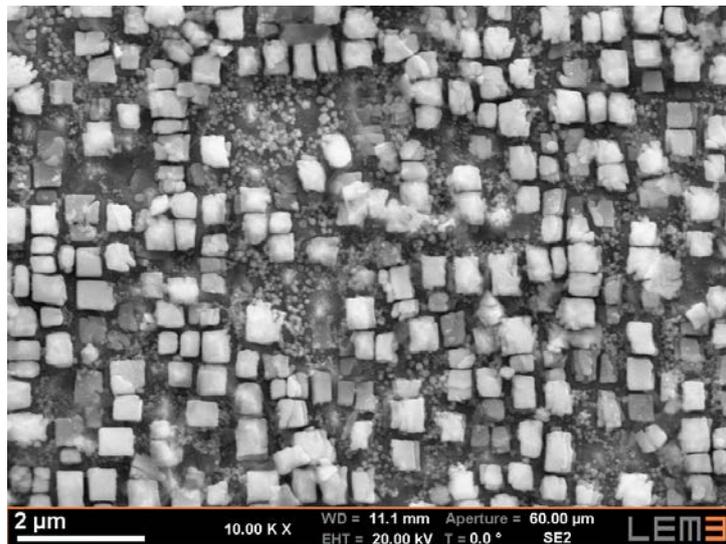
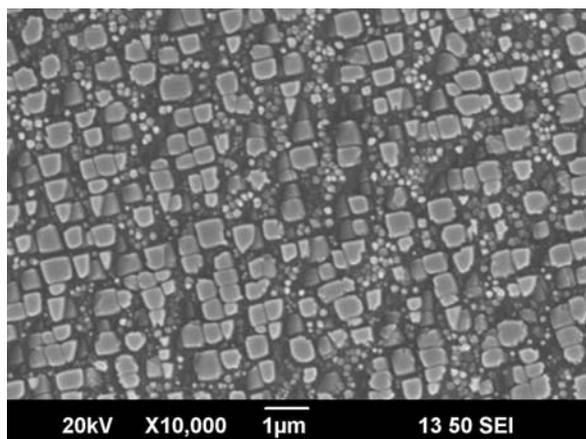


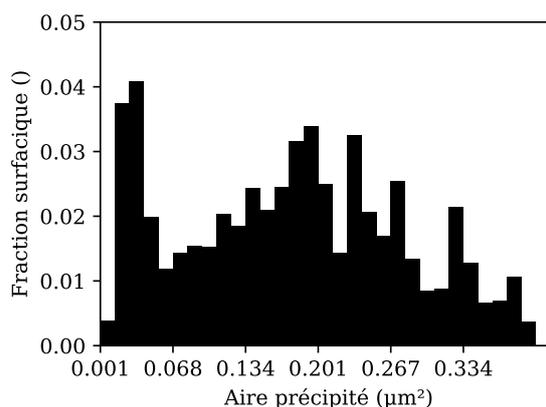
FIGURE 2.14 – Précipitation  $\gamma'$  intradendritique  
IN738LC mis en solution

À proximité des espaces intergranulaires, eutectiques et carbures, on trouve une répartition bimodale de précipités  $\gamma'$ . Cependant, on assiste à une hausse sensible de la fraction surfacique des précipités primaires au détriment des précipités secondaires (figure 2.15a) par rapport aux espaces intragranulaires (figure 2.16a). Le logiciel *ImageJ* a été utilisé afin de faire des mesures par analyse d'images. Afin de discriminer les deux populations de précipités (figure 2.15a et figure 2.16b), des valeurs seuils ont été attribuées. Ainsi, les précipités dont l'aire est comprise entre 0,001  $\mu\text{m}^2$  et 0,05  $\mu\text{m}^2$  sont classés comme précipités secondaires, tandis que ceux dont l'aire est comprise entre 0,05  $\mu\text{m}^2$  et 0,4  $\mu\text{m}^2$  représentent les précipités primaires.

Les fractions surfaciques correspondantes des zones intragranulaires et intergranulaires ont été obtenues en prenant la moyenne sur trois images de chaque type de zone (tableau 2.4). Elles montrent que la fraction surfacique des précipités primaires augmente un peu dans les zones intergranulaires proches d'eutectiques et de carbures. De plus, en considérant les précipités

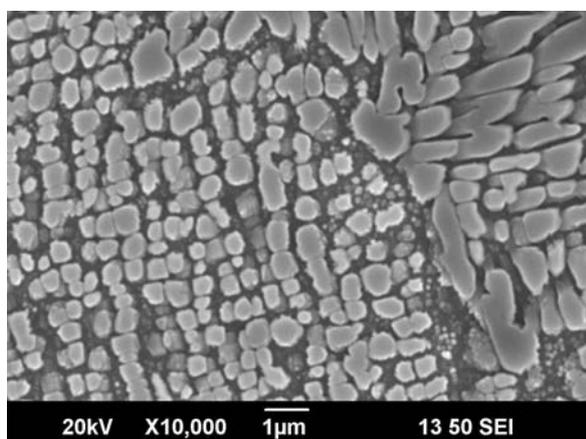


(a) Image MEB

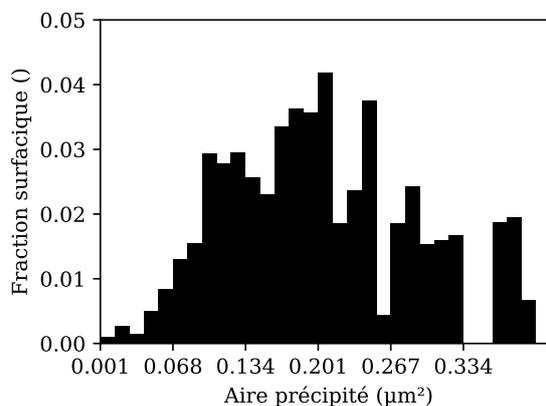


(b) Histogramme

FIGURE 2.15 – Analyse des précipités  $\gamma'$  intragranulaires IN738LC mis en solution



(a) Image MEB



(b) Histogramme

FIGURE 2.16 – Analyse des précipités  $\gamma'$  intergranulaires IN738LC mis en solution

$\gamma'$  comme étant des rectangles, il est possible de mesurer leurs dimensions. Les dimensions minimales et maximales des précipités primaires n'évoluent que très peu entre les deux zones.

Zone	Fraction surfacique de $\gamma'$ primaires (%)	Fraction surfacique totale de $\gamma'$ (%)	Taille minimale moyenne (nm)	Taille maximale moyenne (nm)
Intragranulaire	45,6	57,8	391	518
Intergranulaire	52,4	56,2	375	506

TABLEAU 2.4 – Mesures moyennes des fractions surfaciques et tailles des précipités  $\gamma'$  primaires pour trois images de chaque zone IN738LC mis en solution

En outre, au voisinage des espaces interdendritiques, les précipités  $\gamma'$  primaires perdent souvent leur forme cubique au profit de formes plus elliptiques (figure 2.16a). Enfin, à proximité

des carbures, de très gros précipités primaires sont souvent observés (figure 2.17).

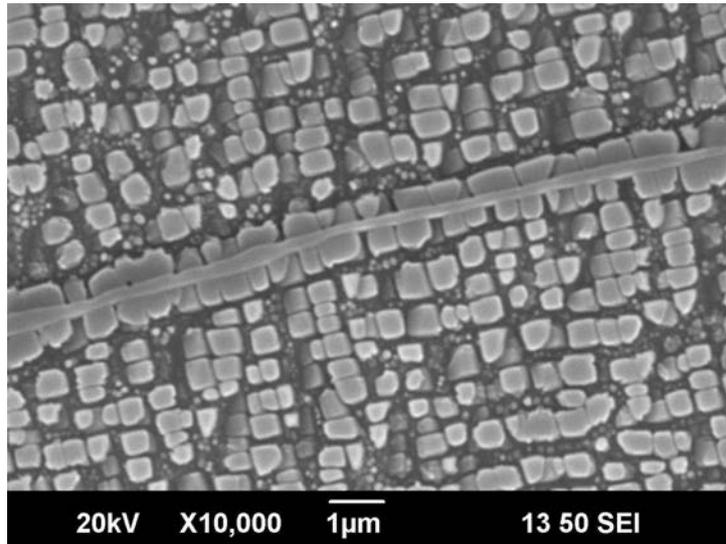


FIGURE 2.17 – Gros précipités primaires à proximité de carbures  
IN738LC mis en solution

Une fois mis en solution, l'IN738LC garde des eutectiques mais ceux-ci sont moins nombreux et les ilots d'eutectiques ont disparu (figure 2.18) par rapport au matériau brut de fonderie (figure 2.7a). Des carbures sont souvent observés autour des eutectiques. Une des raisons avancées correspond au fait que les eutectiques ne se forment pas selon une réaction eutectique de type  $L \leftrightarrow \gamma + \gamma'$  mais plutôt par une réaction péritectique ternaire  $L + \gamma + MC \leftrightarrow L + \gamma + \gamma'$  [109].

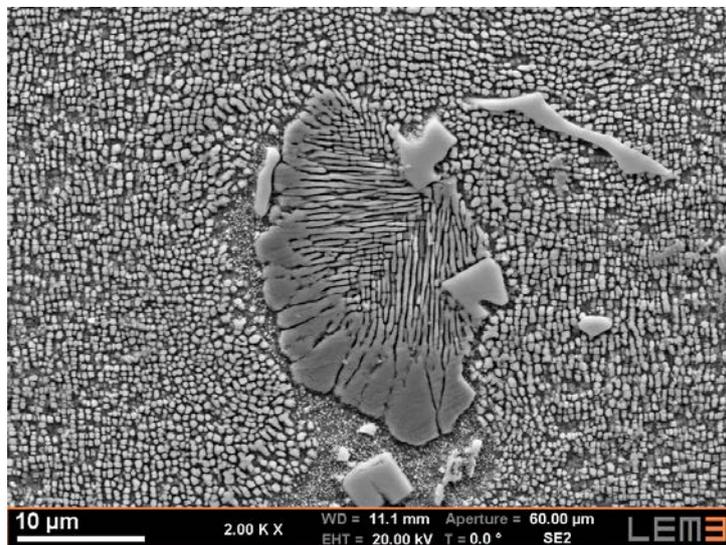


FIGURE 2.18 – Eutectique  $\gamma$ - $\gamma'$   
IN738LC mis en solution

#### 2.1.4.3 Carbures MC

De même qu'à l'état brut de fonderie, les carbures de l'IN738LC mis en solution (figure 2.19) sont presque exclusivement des carbures de type MC. Ceux-ci sont enrichis en tantale, titane et

niobium et dans une moindre mesure en niobium et molybdène (tableau 2.5 et figure 2.20).

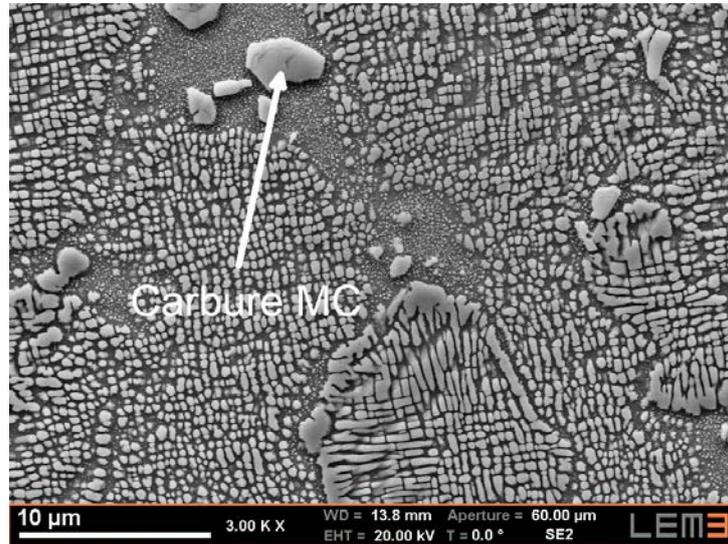


FIGURE 2.19 – Position du carbure MC analysé  
IN738LC mis en solution

Élément	Ta	Ti	Nb	W	Ni	Cr
Masse (%wt)	19,74	21,39	35,26	4,55	3,71	1,31

TABLEAU 2.5 – Composition massique d'un carbure MC mesurée par EDS  
IN738LC mis en solution

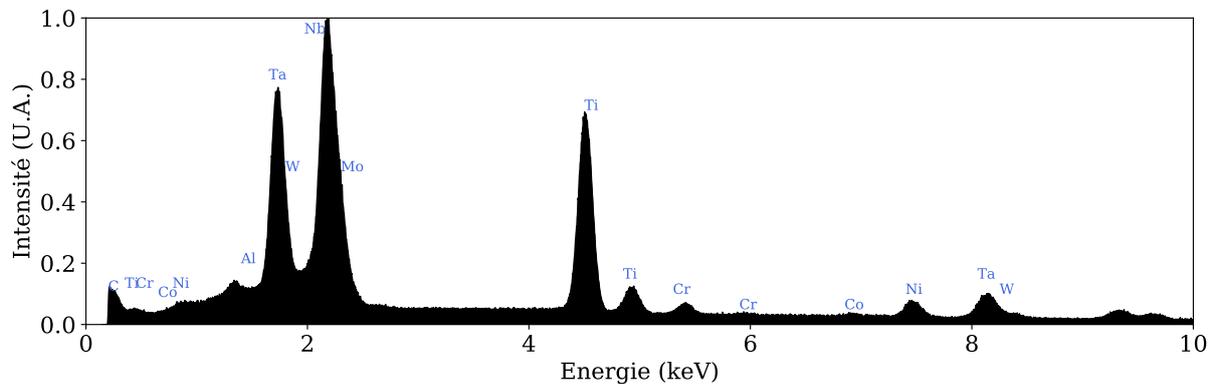


FIGURE 2.20 – Spectre EDS d'un carbure MC  
IN738LC mis en solution

Les carbures se trouvent principalement sous deux formes différentes : des carbures relativement sphériques et des carbures en forme de *bâtonnets*. Des cartographies EDS permettent de montrer qu'il n'y pas de différence de composition entre ces carbures. La distribution des carbures a été étudiée par analyse d'image (ImageJ). On retrouve alors une fraction surfacique d'environ égale à 0,8%, qui est conforme à ce qui a pu être obtenu par calculs thermodynamiques par Tancret [112].

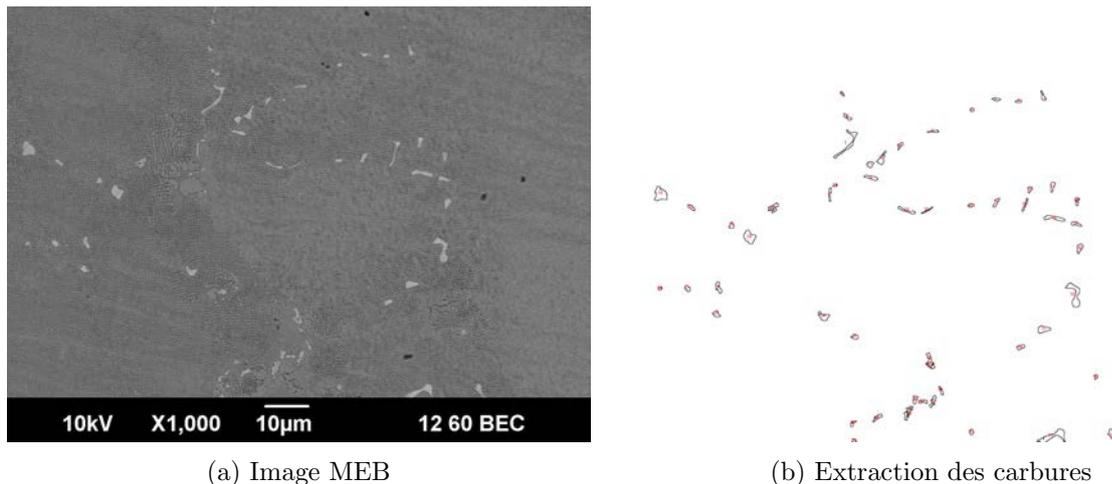


FIGURE 2.21 – Répartition des carbures sur une coupe transversale IN738LC mis en solution

## 2.2 Méthodes et techniques expérimentales utilisées

### 2.2.1 Atomisation des poudres

La poudre en IN738LC a été réalisée à l’Onera par atomisation (figure 2.22). Le procédé d’atomisation consiste à pulvériser un gaz à haute pression sur un métal en fusion, afin de former des gouttelettes. La solidification de ces gouttelettes permet la formation de poudres sphériques. Dans la pratique, l’atomisation VIGA (*Vacuum Melting Inert Gas Atomization*) utilisée consiste à placer un lingot d’IN738LC (fourni par Arconic) dans un creuset en céramique. L’ensemble est porté à très haute température, au-dessus de la température de fusion de l’IN738LC. Une quenouille en nitrure de bore applique une pression constante au fond du creuset afin de contrôler le débit d’arrivée de la matière en fusion dans la buse d’atomisation. Cette dernière, en alumine, permet l’écoulement d’un filet de matière en fusion qui va rentrer en contact à la sortie avec l’argon sous pression. Cela permet de former des gouttelettes qui se solidifient en poudres. Cette buse a une forme particulière qui permet de jouer sur la taille des gouttelettes et donc la distribution de la taille des particules de poudre.

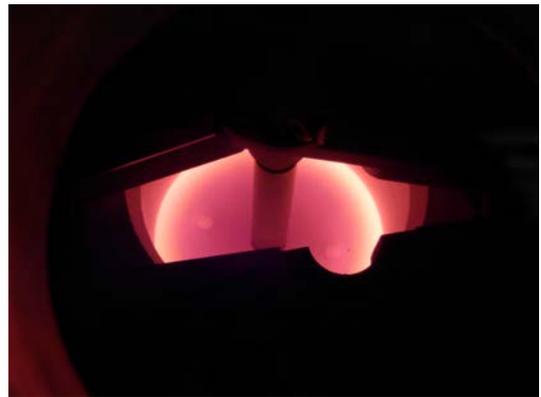
La figure 2.23 montre le spectre granulométrique de la poudre 0  $\mu\text{m}$ -315  $\mu\text{m}$  mesurée sur 3 échantillons de poudre à l’aide d’un granulomètre HORIBA LA-950.

Les figure 2.24 et figure 2.25 présentent respectivement des images des poudres 0  $\mu\text{m}$ -315  $\mu\text{m}$  après atomisation et 45  $\mu\text{m}$ -90  $\mu\text{m}$  après tamisage. Les particules sont relativement sphériques. On note néanmoins la présence de satellites sur les particules sphériques et d’aiguilles qui peuvent nuire à la coulabilité de la poudre. Quelques particules poreuses peuvent également être observées. La granulométrie utilisée par la suite dans les essais de rechargements est celle utilisée classiquement dans les procédés de type DED, à savoir la poudre tamisée entre 45  $\mu\text{m}$  et 90  $\mu\text{m}$ . Après tamisage, un peu plus de 2 kg de poudre sont disponibles pour les essais.

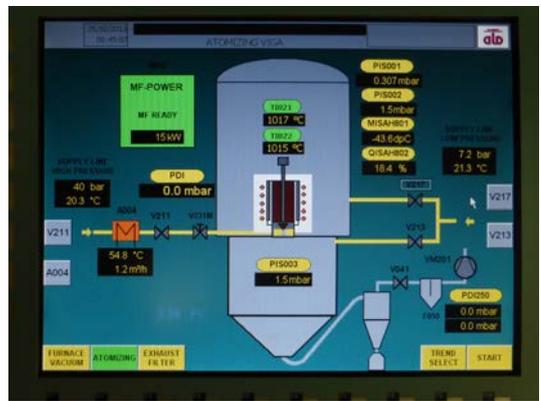
La composition massique des poudres en IN738LC a également été mesurée par spectrométrie ICP-OES. Le tableau 2.6 résume la composition moyenne mesurée pour 5 échantillons de poudre.



(a) Tour d'atomisation de l'ONERA  
ALD Vacuum Technologies GmbH



(b) Lingot en fusion dans le creuset



(c) Réglage des paramètres de l'atomisation

FIGURE 2.22 – Atomisation des poudres

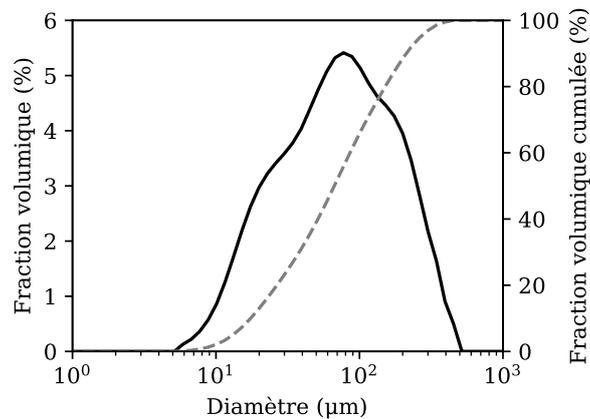


FIGURE 2.23 – Spectre granulométrique de la poudre atomisée : en trait plein la distribution statistique et en pointillés la fraction volumique cumulée

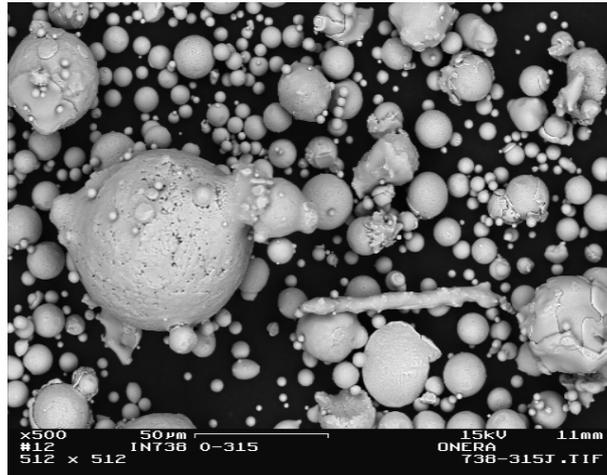
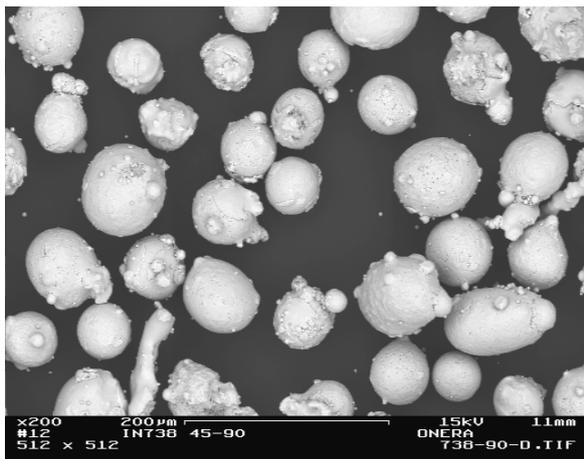
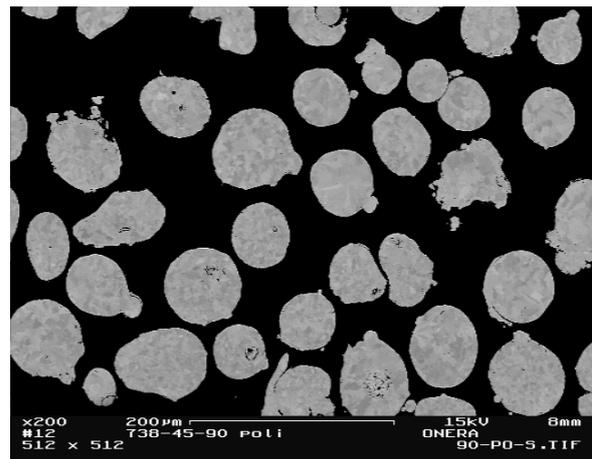


FIGURE 2.24 – Image MEB de la poudre atomisée entre 0  $\mu\text{m}$  et 315  $\mu\text{m}$



(a) Non polie



(b) Après polissage

FIGURE 2.25 – Images MEB de la poudre tamisée entre 45  $\mu\text{m}$  et 90  $\mu\text{m}$

<b>Élément</b>	Ni	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo
Moyenne dosée	61,31	15,96	8,20	3,54	3,42	2,53	1,77
Écart-type	1,26	0,23	0,10	0,01	0,08	0,04	0,03
<b>Élément</b>	Ta	Nb	C	Fe	Zr	B	S
Moyenne dosée	1,68	0,93	0,009	0,04	0,04	127 ppm	11 ppm
Écart-type	0,02	85 ppm	31 ppm	6 ppm	2 ppm	3 ppm	5 ppm

TABEAU 2.6 – Composition massique de la poudre en IN738LC mesurée par ICP-OES

## 2.2.2 Présentation du procédé CLAD®

Les essais expérimentaux ont été réalisés chez Irepa Laser à Illkirch-Graffenstaden à l'aide du procédé CLAD® (figure 2.26a). L'installation est équipée d'un laser fibré d'ytterbium YLR-6000 IPG Photonics pouvant délivrer au maximum 6 kW. Deux fibres de 200  $\mu\text{m}$  et 600  $\mu\text{m}$  de diamètre peuvent être interchangeables afin de modifier le diamètre de la tâche focale et donc le profil de puissance délivré par le laser. De l'argon est utilisé comme gaz protecteur afin de protéger le bain de fusion de l'oxydation. De l'argon est aussi utilisé comme gaz porteur afin d'amener la poudre dans la buse à partir d'un mélangeur.

Les essais expérimentaux ont consisté à déposer de la poudre en IN738LC sur des substrats en IN738LC : on parle alors de rechargements homogènes. Pour cela, un fichier machine codé en G permet de générer les trajectoires de lasage. Il faut noter, que bien que la buse soit immobile et que c'est la table en-dessous qui se déplace dans les trois axes, nous parlerons dans la suite du document de vitesse de lasage ou de vitesse de construction par abus de langage. Le substrat est bridé dans un étau pendant l'essai. Ceci permet de se rapprocher des conditions de rechargement sur pièce réelle, où la masse de la pièce va naturellement exercer des conditions de bridage (en étant à température ambiante) sur la zone localisée du rechargement. La figure 2.26b montre un essai de dépôt, la distance entre la buse et la pièce est de 3,5 mm.



(a) Montage



(b) Essai de dépôt

FIGURE 2.26 – Procédé CLAD®

Enfin, la poudre est mise dans un mélangeur dont la fréquence de rotation détermine le débit massique sortant de la buse. La calibration consiste à faire varier la fréquence de rotation du mélangeur et à mesurer la quantité de poudre sortant de la buse pendant une minute (figure 2.27). Cette calibration est faite à chaque début de campagne expérimentale.

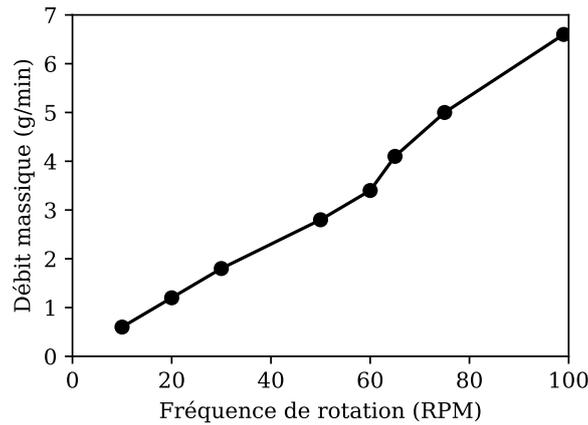


FIGURE 2.27 – Calibration du débit massique de poudre d'IN738LC

## 2.2.3 Moyens de caractérisation métallurgique

### 2.2.3.1 Préparation métallographique

Les échantillons ont été polis mécaniquement jusqu'au papier 1200 suivi de polissages à la pate diamantée de 9  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  et 1  $\mu\text{m}$ . Une étape de finition à l'aide d'une suspension de silice colloïdale (0,04  $\mu\text{m}$ ) est réalisée. Cette dernière permet de réaliser une légère attaque chimique afin de mieux révéler les joints de grains. Pour finir, une attaque électrolytique (12 mL  $\text{H}_3\text{PO}_4$ , 40 mL  $\text{HNO}_3$ , 48 mL  $\text{H}_2\text{SO}_4$  à 6 V pendant 5 secondes) à température ambiante permet de révéler la précipitation  $\gamma'$ .

### 2.2.3.2 Microscopie à Balayage

Dans le cadre de ce travail, plusieurs MEB ont été utilisés au LEM3 et à l'ONERA. Un MEB JEOL 6490 a été utilisé pour de l'imagerie classique (électrons secondaires et rétrodiffusés) et pour la réalisation de cartographies EBSD. Un MEB Zeiss Supra 40, équipé d'un canon à émission de champ, a permis de réaliser des images avec une résolution plus fine que le JEOL. De plus, le MEB est équipé d'un système de micro-analyse EDS. Enfin l'ONERA est équipé d'un MEB Merlin à effet de champs qui a également été utilisé pour des micro-analyses WDS.

### 2.2.3.3 Analyse WDS

Le WDS (*wavelength-dispersive X-ray spectroscopy*) est une technique complémentaire de l'EDS permettant de mesurer la composition chimique de phases avec une bien meilleure limite de détection. Typiquement, la limite de détection est de l'ordre de 0,01 wt% en WDS contre 0,1 à 1 wt% en EDS [113, 114].

Un faisceau de fort courant *bombarde* la surface de l'échantillon à analyser ce qui provoque notamment l'émission de photons X dont la longueur d'onde dépend de l'élément. Les photons X émis lors de l'interaction électrons-matière sont discriminés en longueur d'onde grâce à un spectromètre en utilisant la loi de Bragg (équation 2.1).

$$k\lambda = 2d \sin(\theta) \quad (2.1)$$

avec  $k$  l'ordre de la diffraction (nombre entier),  $\lambda$  la longueur d'onde des photons X émis,  $d$  la distance interréticulaire (distance entre deux plans atomiques) et  $\theta$  le demi-angle de diffraction.

L'analyse quantitative consiste à comparer sur l'échantillon l'intensité mesurée d'un élément par rapport à un échantillon standard de composition connue. Elle s'effectue en plusieurs étapes. Dans un premier temps, il faut choisir la raie d'émission à laquelle doit se positionner le cristal analyseur. Le nombre de photons X diffractés est mesuré par le compteur du spectromètre pendant un temps fixé pour chaque longueur d'onde analysée. Typiquement, un spectre large est acquis autour de la position spectrale du pic afin de détecter le fond continu (*background*). Pour déterminer la valeur réelle du pic, il faut soustraire la valeur du fond continu à sa position spectrale (figure 2.28). Cela est fait en interpolant linéairement la valeur du fond continu par rapport à deux valeurs de bruit *BG1* et *BG2*.

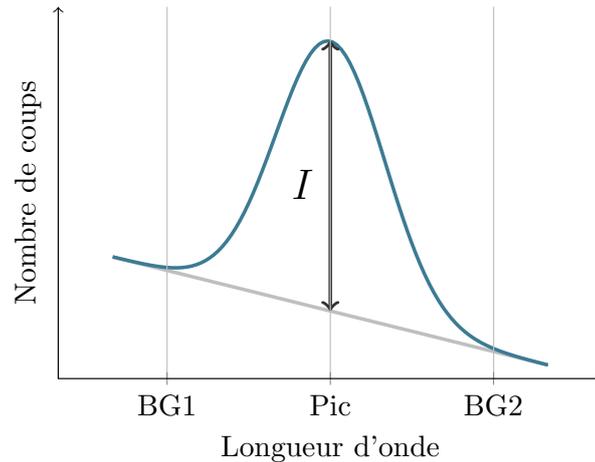


FIGURE 2.28 – Principe de mesure de l'intensité en WDS

Les mesures ont été réalisées à l'ONERA à l'aide d'un FEG Zeiss Merlin équipé d'un fort courant de sonde (jusqu'à 300 nA). Pour les mesures réalisées, le courant de sonde a été fixé à 100 nA pour une tension d'accélération de 15 kV.

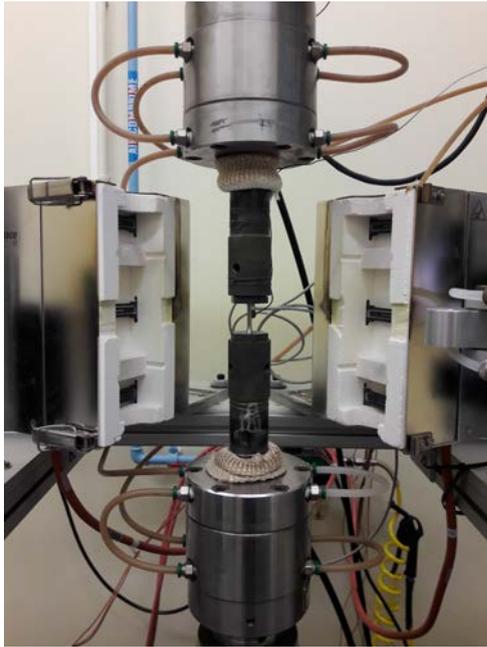
## 2.2.4 Moyens de caractérisation mécanique

### 2.2.4.1 Essais de dureté

Des essais de dureté ont été effectués à l'aide d'un duromètre ZVH2-M micro Vickers sous une charge de 500 g après polissage des échantillons.

### 2.2.4.2 Essais uni-axiaux isothermes de comportement

Les essais mécaniques de traction et de traction-compression ont été réalisés à l'Onera sur une machine d'essais uni-axiale MTS 810 (figure 2.29). La déformation de l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un extensomètre à couteaux. Dans le cas des essais en température, trois thermocouples ont été utilisés et mesurent la température sur l'éprouvette et les deux mors.



(a) Montage



(b) Éprouvette et extensomètre à couteaux

FIGURE 2.29 – Essais mécaniques isothermes de traction

### 2.2.4.3 Essais thermo-mécaniques Gleeble

En plus des essais conventionnels de traction, des essais thermo-mécaniques sur un simulateur Gleeble 3500 ont été réalisés au LAMPA (Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion) à Angers. Les simulateurs Gleeble présentent l'avantage de pouvoir réaliser des essais dans des conditions thermo-mécaniques extrêmes. En effet, il est possible de soumettre une éprouvette à une vitesse de chauffe de plusieurs milliers de degrés par seconde et de réaliser des essais mécaniques à très haute température et/ou vitesse de déformation. De plus, il est possible de réaliser des trempes afin d'obtenir des vitesses de refroidissement également très rapides. Les éprouvettes sont chauffées par effet Joule en faisant parcourir un fort courant électrique à travers des mors en cuivre (figure 2.30). La régulation en température se fait à l'aide d'un thermocouple de type K qui est au soudé au centre de l'éprouvette. La déformation de l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un extensomètre (qui n'est pas visible sur la photo).

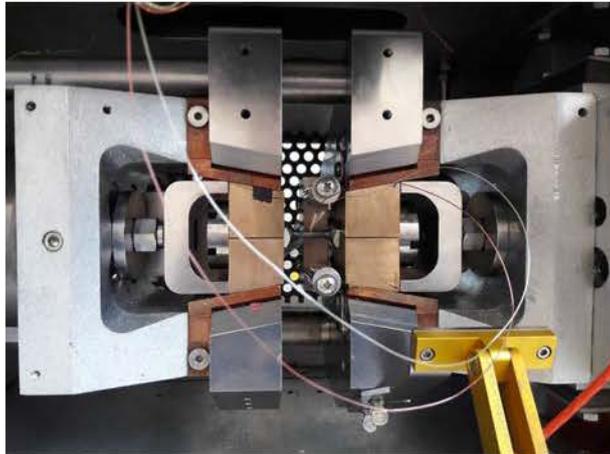


FIGURE 2.30 – Montage des essais thermo-mécaniques Gleeble



## Chapitre 3

# Mise en évidence et compréhension des mécanismes de fissuration de l'IN738LC au cours du rechargement

### Résumé :

Ce chapitre constitue le cœur de la partie expérimentale de cette étude. Les différentes conditions d'essais de rechargement sont présentées. Deux mécanismes de fissuration sont mis en évidence et nous proposons des explications de ces deux mécanismes grâce à des caractérisations métallurgiques poussées.

### Sommaire

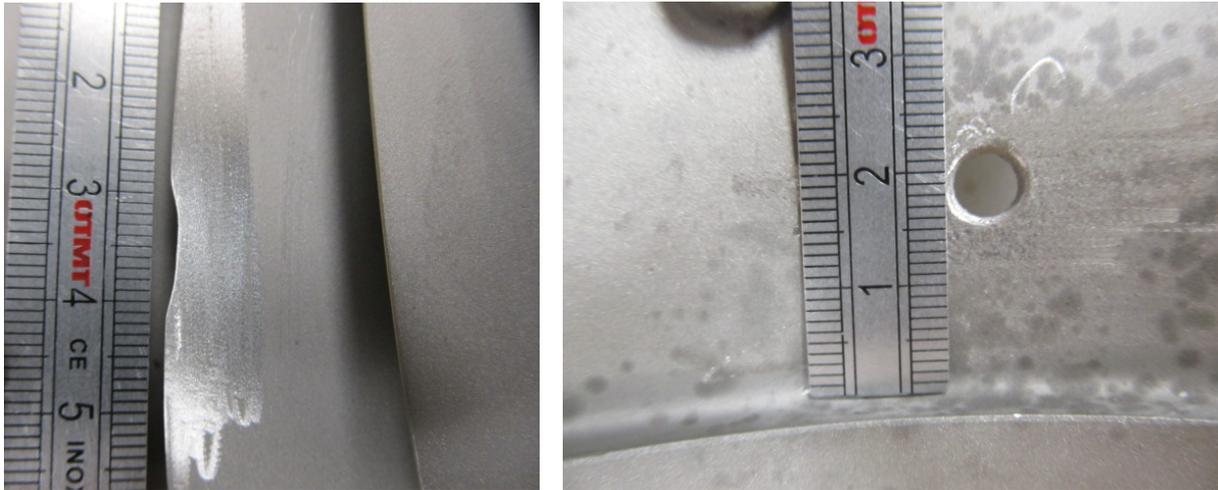
---

<b>3.1</b>	<b>Définition des éprouvettes et types d'essais . . . . .</b>	<b>54</b>
<b>3.2</b>	<b>Définition des conditions d'essais . . . . .</b>	<b>55</b>
3.2.1	Choix des paramètres de déposition . . . . .	55
3.2.2	Essais réalisés . . . . .	58
3.2.3	Stratégies de construction adoptées . . . . .	60
<b>3.3</b>	<b>Caractérisation métallurgique des rechargements . . . . .</b>	<b>61</b>
3.3.1	Observations générales . . . . .	61
3.3.2	Le phénomène de liquation en ZAT . . . . .	63
3.3.3	Mise en évidence de fissures liées au procédé . . . . .	66
<b>3.4</b>	<b>Phénomène de fissuration en Zone Affectée Thermiquement . . . . .</b>	<b>72</b>
3.4.1	Mise en évidence du mécanisme de fissuration par liquation . . . . .	72
3.4.2	Rôle de la liquation sur la fissuration observée en ZAT . . . . .	74
<b>3.5</b>	<b>Phénomène de fissuration dans le dépôt . . . . .</b>	<b>76</b>
3.5.1	Rupture interdendritique des couches déposées . . . . .	76
3.5.2	Mise en évidence par WDS de soufre dans les joints interdendritiques . . . . .	78
3.5.3	Perte de ductilité et de résistance mécanique dans les rechargements . . . . .	82
<b>3.6</b>	<b>Rôle des contraintes dans la fissuration des dépôts . . . . .</b>	<b>84</b>
3.6.1	Mise en évidence des contraintes résiduelles par DRX . . . . .	84
3.6.2	Mise en évidence de contraintes résiduelles dans les zones déposées par EBSD . . . . .	85
<b>3.7</b>	<b>Synthèse des résultats et discussion . . . . .</b>	<b>87</b>

---

### 3.1 Définition des éprouvettes et types d'essais

Quand un défaut de type inclusion, crique ou fissure est détecté sur une pièce et dépasse une taille admissible (fixée par l'industriel), un affouillement de la zone est réalisé avant réparation. La réparation de ces affouillements se nomme *rechargement*. Plusieurs types de rechargements sont possibles. Un premier exemple consiste à réparer des parois fines telles que des bords de fuite d'ailettes (figure 3.1a) Un second type de rechargement consiste à recharger des défauts dits *volumiques* dans des parties plus massives de roues ou de disques.



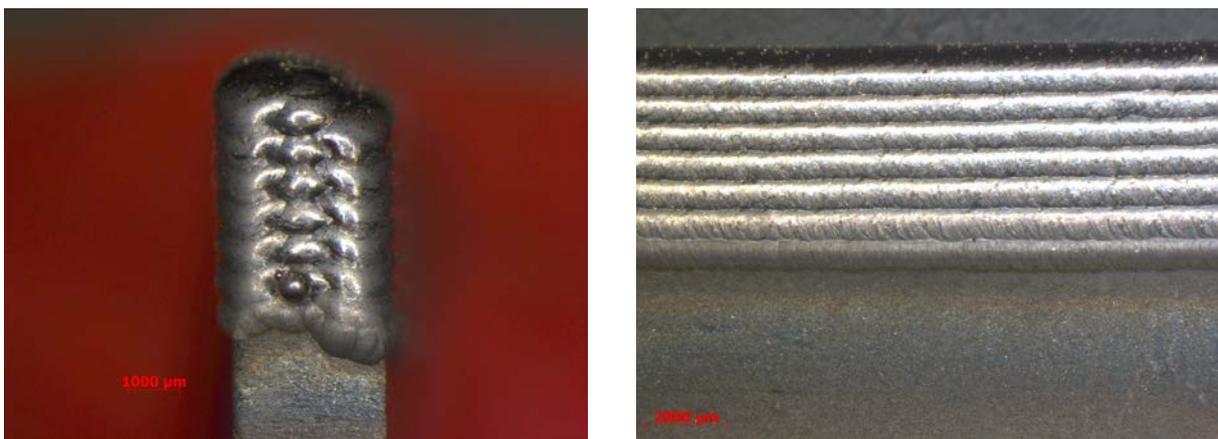
(a) Configuration bord de fuite

(b) Défaut volumique débouchant

FIGURE 3.1 – Zone à recharger, source : Arconic

Nous avons fait le choix de simplifier ces configurations industrielles de rechargement. Pour cela, nous avons défini des configurations nommées *murs* et *blocs* qui reprennent respectivement les configurations de défauts de type bord d'attaque et *défaut volumique*.

La configuration *mur* a consisté à prendre des substrats d'épaisseur 3 mm découpés et à réaliser des dépôts multi-cordons et multi-couches sur la tranche (figure 2.2b). La stratégie de construction est décrite plus tard (figure 3.11).



(a) Vue transversale

(b) Vue longitudinale

FIGURE 3.2 – Rechargement en configuration mur

La configuration *bloc* consiste à déposer 5 à 9 couches de 5 passes adjacentes sur des substrats

parallélépipédiques d'épaisseur 3 et 8 mm (figure 3.3). Dans le cas d'une seule couche déposée, on parlera alors de *surfaces*. La stratégie de construction est détaillée sur la figure 3.12.

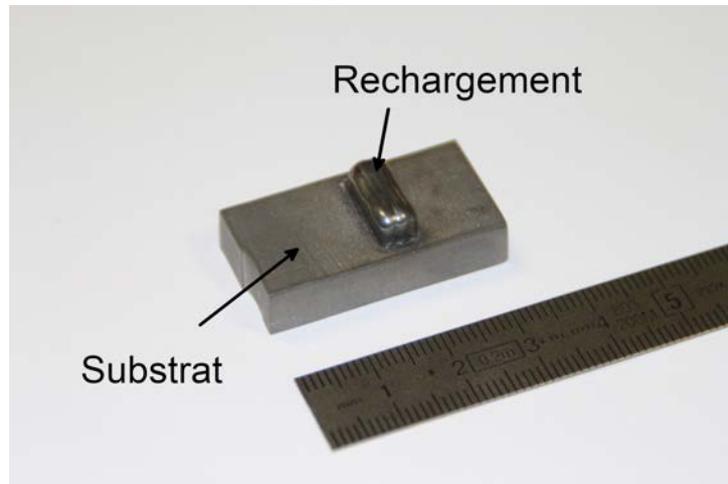


FIGURE 3.3 – Rechargement en configuration bloc

Enfin, de manière à se rapprocher au plus près des défauts *volumiques* rencontrés sur pièces réelles, des rechargements dits *cuvettes* ont été réalisés sur des affouillements préalablement usinés dans les substrats parallélépipédiques (figure 3.4).

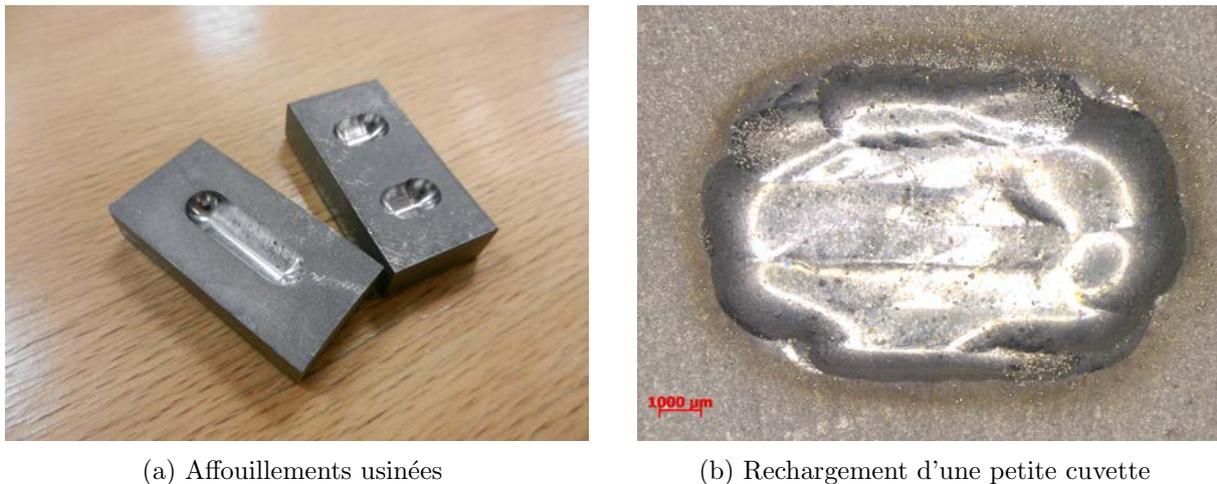


FIGURE 3.4 – Rechargement en configuration cuvette

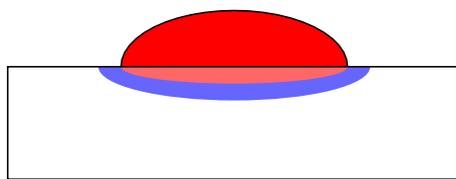
## 3.2 Définition des conditions d'essais

### 3.2.1 Choix des paramètres de déposition

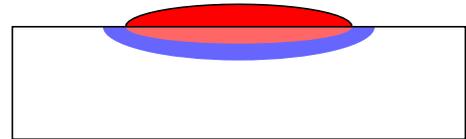
Au cours des procédés de type projection de poudre, le réglage des paramètres comme la puissance du laser, la vitesse de construction et le débit de poudre influe directement sur les caractéristiques géométriques des cordons.

La réalisation de rechargements multi-cordons et multi-couches nécessite donc de trouver les paramètres opératoires permettant une bonne juxtaposition des cordons. Sur la figure 3.5, sont présentées des illustrations des différents types de mono-cordons que l'on peut obtenir

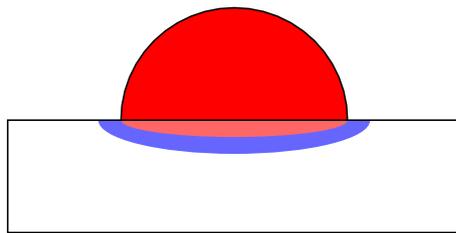
selon le choix des paramètres opératoires. Le cordon dit *idéal* (figure 3.5a) est un cordon où l'énergie du laser a été suffisante pour faire fondre le maximum de poudre et où une partie du substrat a également été fondue afin de permettre une bonne liaison substrat/dépôt. De plus, le cordon doit avoir une forme permettant d'effectuer des dépôts multi-cordons avec recouvrement, c'est-à-dire ni trop plat (figure 3.5b), ni trop bombé (figure 3.5c). On utilise typiquement un rapport de 1/3 entre la hauteur et la largeur du cordon. Une énergie trop importante et/ou un débit de poudre trop faible peuvent générer une trop forte dilution, c'est-à-dire une fusion du substrat sur une trop grande profondeur (figure 3.5d). A contrario, une énergie trop faible et/ou un débit de poudre trop important peuvent conduire à un manque de fusion du substrat dit collage (figure 3.5e). Enfin, d'autres défauts peuvent apparaître tels que des porosités, absences de matière dans la partie déposée (figure 3.5f), la présence de particules de poudre infondues sur le dépôt (figure 3.5g), ou encore des fissures (figure 3.5h).



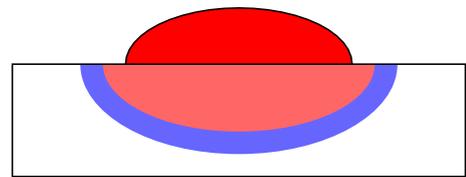
(a) Mono-cordon optimal



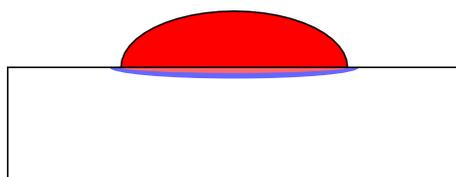
(b) Cordon plat, ratio hauteur/largeur trop faible



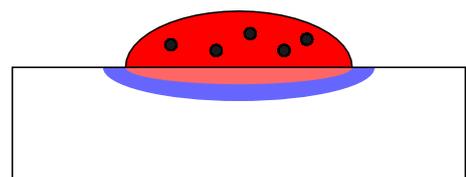
(c) Cordon bombé, ratio hauteur/largeur trop fort



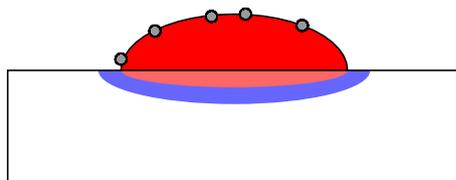
(d) Forte dilution



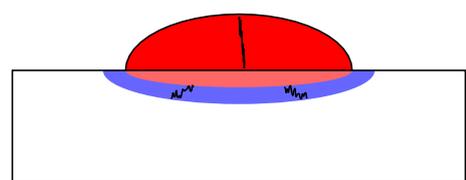
(e) Manque de fusion



(f) Porosités



(g) Particules de poudre non fondues



(h) Fissures dans le dépôt et dans la ZAT

FIGURE 3.5 – Illustrations des différents mono-cordons obtenus  
Avec en rouge foncé le dépôt, en rouge clair la partie fondue du substrat, en bleu la ZAT et en blanc le métal de base non affecté

La figure 3.6 présente des exemples de cordons obtenus. Sont ainsi visibles la zone fondue en noir comprenant le dépôt de poudre et la partie fondue du substrat et la ZAT en bleu sous le cordon. Le substrat non affecté thermiquement est le métal de base. À iso-vitesse et iso-débit de poudre, la réduction de la puissance a pour effet de réduire fortement la dilution. La bonne pratique consiste à obtenir des cordons de faible dilution, autour de 20%, afin de ne pas trop refondre les cordons déposés lors des passes précédentes. Cette faible dilution n'est pas triviale à optimiser pour tous les essais. Par conséquent, dans nos essais, on s'est attaché à avoir systématiquement une dilution inférieure à 40%. Cette dilution est calculée par analyse d'images en divisant la surface de la zone fondue du substrat par la surface totale de la zone fondue.

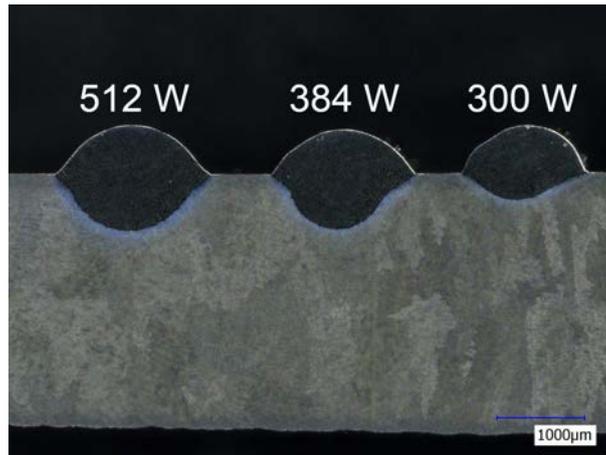


FIGURE 3.6 – Cordons réalisés pour  $V = 300 \text{ mm/min}$  et  $D = 1,4 \text{ g/min}$

La figure 3.7 présente un exemple de cordon dit *optimal* car le rapport entre la hauteur  $H$  ( $370 \mu\text{m}$ ) du cordon et sa largeur  $L$  ( $1,16 \text{ mm}$ ) est autour de  $1/3$ . De plus, le cordon présente une dilution relativement faible de 28%. Le choix a porté sur des cordons suffisamment larges et hauts afin de pouvoir réaliser des rechargements multi-cordons de bonnes dimensions sans faire un nombre de passes trop important.

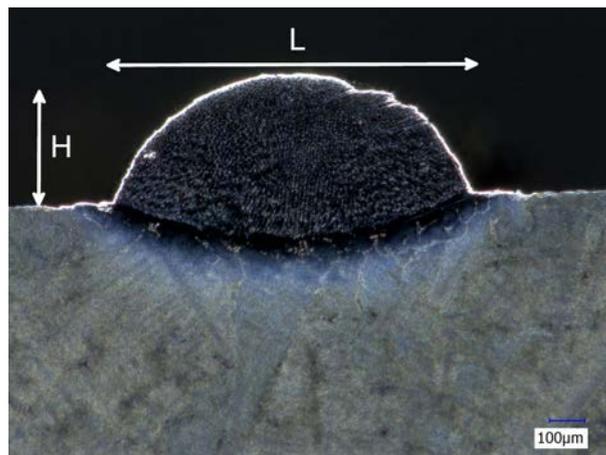


FIGURE 3.7 – Mesures de la hauteur  $H$  et de la largeur  $L$  d'un cordon *optimal*  
 $(P, V, D) = (128 \text{ W}, 50 \text{ mm/min}, 0,9 \text{ g/min})$

Une fois que des cordons optimisés sont obtenus, il est possible de définir le pas latéral  $\Delta L$ , choisi de sorte à avoir un recouvrement de 30% entre les passes, et le pas  $\Delta H$ , pour construire sur la hauteur (figure 3.8). Dans un souci de simplification, nous avons choisi un pas  $\Delta H$  égal

à la hauteur  $H$  du cordon. Néanmoins, les essais de surfaces montrent que la hauteur du dépôt peut être supérieure à la taille du cordon seul.

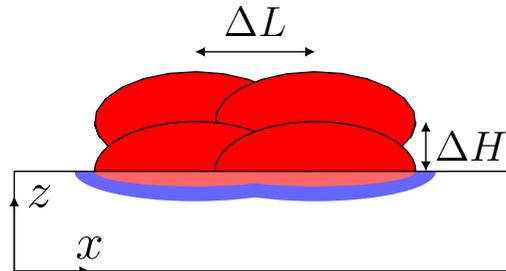


FIGURE 3.8 – Schéma représentant les pas latéraux et verticaux dans le cas d'un rechargement multi-cordons et multi-couches

Le tableau 3.1 résume les principaux paramètres qui ont été fixés avant la construction de la paramétrie complète.

Paramètre	Valeur
Diamètre du faisceau au point focal	1,1 mm
Rapport hauteur/largeur d'un cordon	$\approx 1/3$
Hauteur minimale d'un cordon	0,35 mm
Recouvrement entre les passes	$1/3$
Dilution	40%

TABLEAU 3.1 – Résumé des paramètres de déposition optimaux

Les débits de poudre, exprimés en g/min, sont choisis de sorte à obtenir des cordons respectant les critères géométriques de construction retenus. Une fois qu'un cordon optimal est obtenu, il est possible de trouver relativement aisément les débits de poudre optimaux pour d'autres paramètres de vitesse et/ou de puissance. En effet, l'augmentation légère de la puissance et/ou de la vitesse implique une augmentation légère du débit de poudre.

### 3.2.2 Essais réalisés

La figure 3.9 présente tous les essais réalisés sans préchauffage dans un diagramme vitesse-puissance. Nous rappelons que le débit de poudre varie également en fonction du couple puissance/vitesse de façon à obtenir les formes de cordon désirées. Quelques essais de lignes de fusion (sans apport de matière) ont aussi été réalisés. Le choix a été fait d'explorer une large fenêtre de paramètres opératoires afin d'étudier la sensibilité du matériau à la fissuration ainsi qu'à la configuration de rechargement.

Trois domaines de vitesses ressortent : le premier, conventionnel en DED, où la vitesse est importante, supérieure ou égale à 700 mm/min, et qui permet de construire relativement rapidement ; le deuxième domaine de vitesse dit intermédiaire où la vitesse est comprise entre 300 et 500 mm/min et enfin un domaine de vitesses très faibles, inférieures à 300 mm/min et peu courant en DED.

Il n'a pas été possible de réaliser des rechargements multi-cordons à très faible vitesse ( $< 100$  mm/min) du fait d'instabilités très importantes du bain de fusion qui se caractérisent par des projections de poudre (figure 3.10). Ces instabilités sont probablement dues à la faiblesse du débit de poudre qui conduit à une vitesse non homogène de la poudre dans la buse.

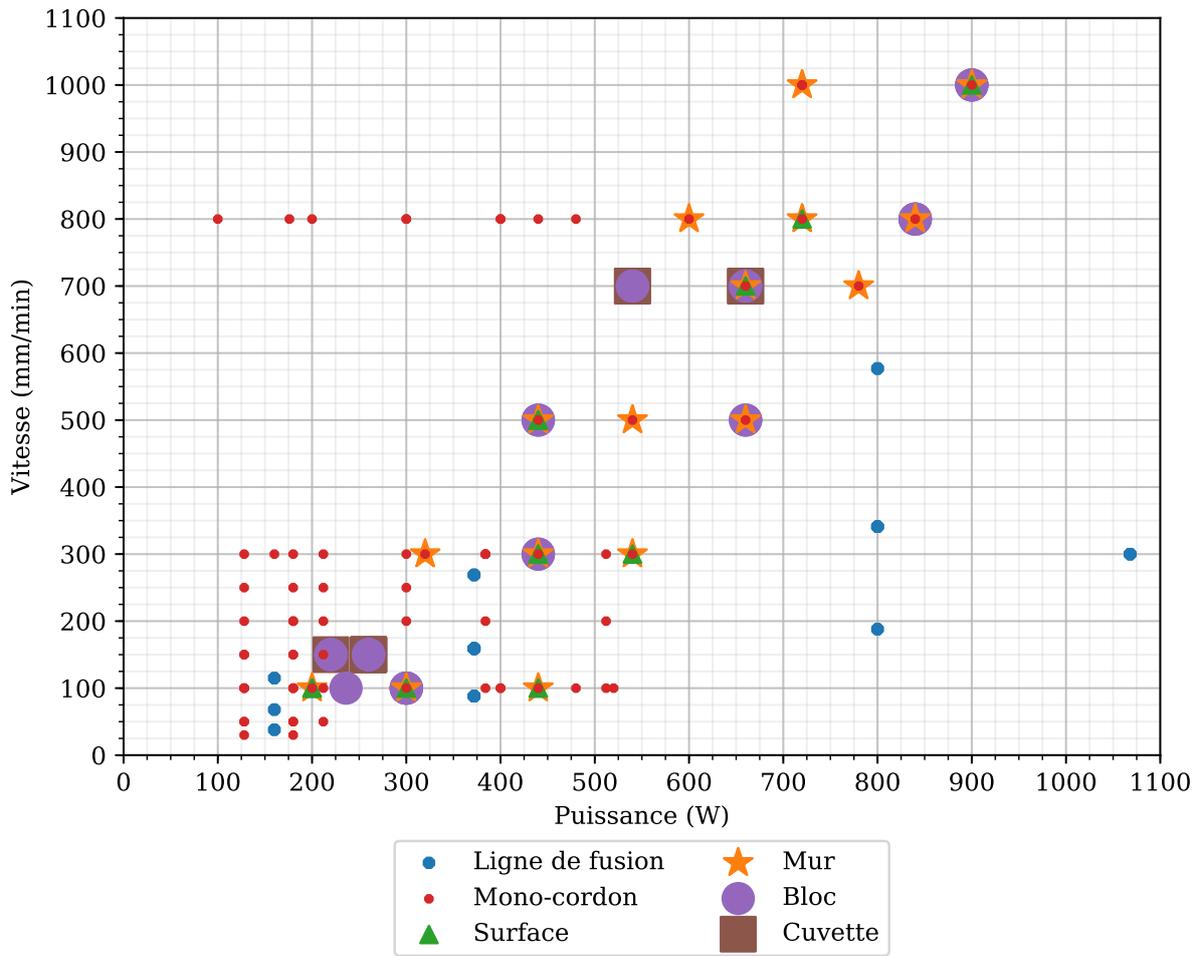


FIGURE 3.9 – Matrice de tous les essais réalisés en fonction de la puissance et de la vitesse du laser



FIGURE 3.10 – Dépôt irrégulier à très faible vitesse  
Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (140 W, 70 mm/min, 0,4 g/min)

### 3.2.3 Stratégies de construction adoptées

Sauf indication particulière, trois stratégies de construction ont été utilisées pour les essais :

- Les *murs* ont principalement été réalisés avec une stratégie de type *aller simple* où la buse revient sur l'extrémité gauche à chaque fin de passe (figure 3.11a). Plusieurs couches de trois passes adjacentes de 40 mm de long sont réalisées sur la tranche de l'éprouvette (figure 3.11b).
- Les *blocs* et *surfaces* sont réalisés avec une stratégie de type *aller-retour* sans interruption (figure 3.12a). Chaque couche est ainsi constituée de 5 passes (figure 3.12b).
- Les *cuvettes* ont été rechargées avec une stratégie de type *aller-retour croisé*. Les passes sont tournées de  $90^\circ$  à chaque couche.

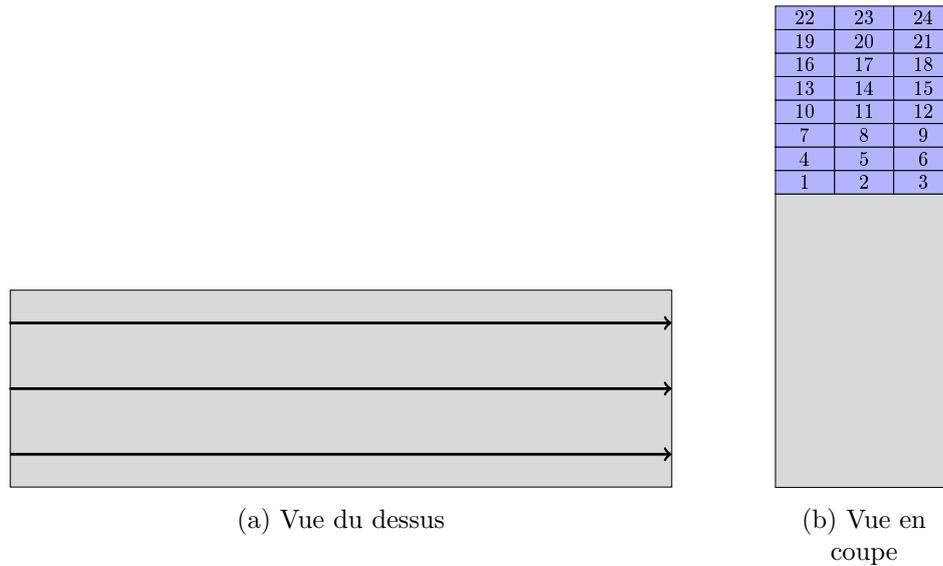


FIGURE 3.11 – Illustrations de la stratégie de construction en configuration mur avec 8 couches de 3 passes

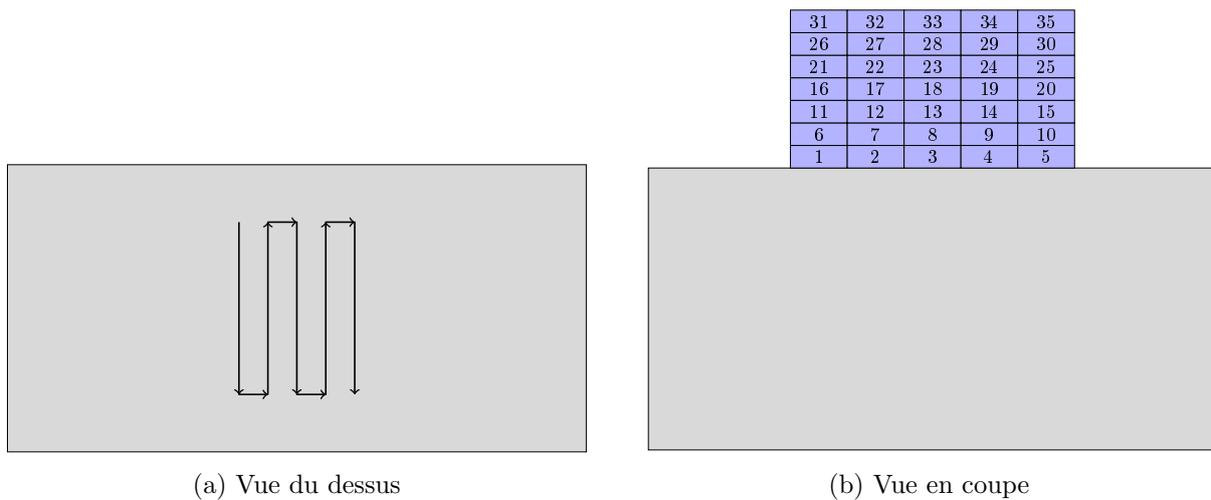


FIGURE 3.12 – Illustrations de la stratégie de construction en configuration bloc avec 7 couches de 5 passes

### 3.3 Caractérisation métallurgique des rechargements

#### 3.3.1 Observations générales

La figure 3.13a présente un exemple de vue en coupe d'un rechargement en configuration bloc et la figure 3.13b constitue un exemple de rechargement de cuvette. Après attaque, les différentes passes sont clairement différenciables. Ainsi, sur le rechargement en configuration bloc, les 7 couches contenant chacune 5 passes sont visibles. On voit notamment que la taille de la dernière couche est plus importante que les autres. Quant aux rechargements de type cuvette, 6 couches sont réalisées. Comme le rechargement est effectué avec une stratégie de type *aller-retour croisé*, les couches 1, 3 et 5 sont présentes sous la forme d'une passe alors que plusieurs passes forment les couches 2, 4, et 6.

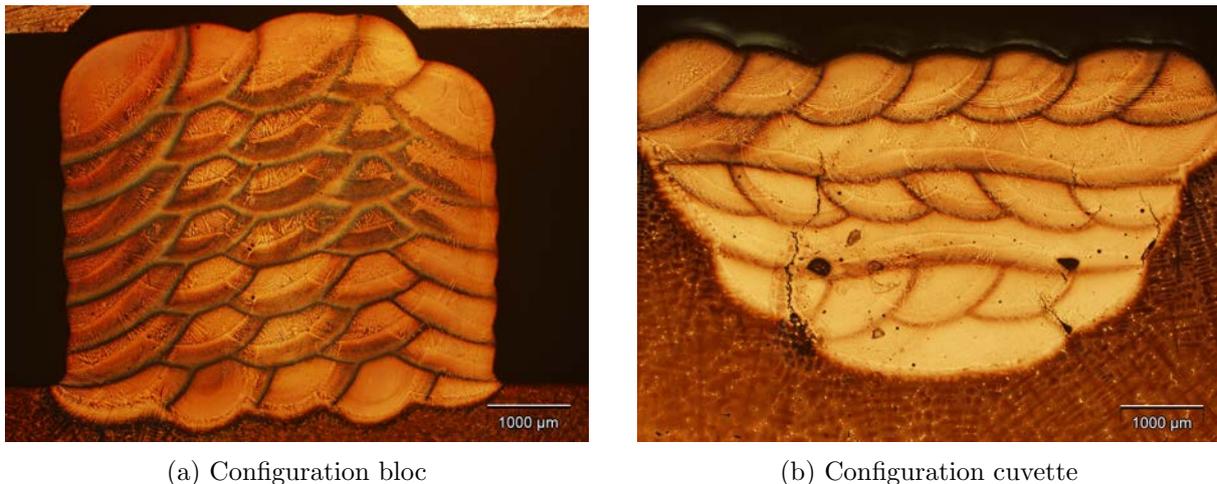
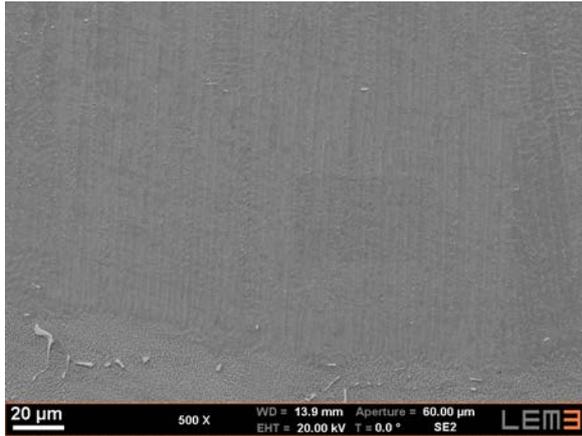


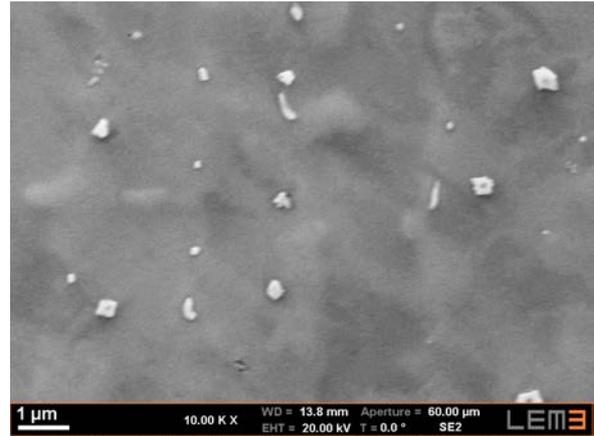
FIGURE 3.13 – Coupes transversales de rechargements

Les observations au MEB révèlent trois zones de microstructures différentes : la *métal de base*, la *zone affectée thermiquement* et la *zone fondue*. Dans le Métal de Base (MB), les températures atteintes sont trop faibles pour modifier la microstructure initiale. On retrouve alors les mêmes microstructures que celles présentées dans le chapitre précédent. En s'approchant du dépôt, la Zone Affectée thermiquement (ZAT) se caractérise par une dissolution partielle des précipités  $\gamma'$  sous l'effet de la température. Cette dissolution est plus ou moins marquée en fonction de la distance au dépôt. Les évolutions métallurgiques dans la ZAT seront abordées plus en détail dans le paragraphe suivant. La Zone Fondue (ZF) comprend le dépôt (issu de la fusion de la poudre) et la partie du substrat fondue en-dessous qui permet l'établissement du lien métallurgique. Dans la suite, nous parlerons également de dépôt ou de rechargement pour évoquer cette région.

La microstructure dans la zone fondue (figure 3.14), et donc dans le dépôt, diffère fortement des microstructures de la ZAT et du métal de base. De nouvelles populations très fines de précipités et de carbures re-précipitent du fait des cinétiques extrêmement rapides de refroidissement. Les précipités  $\gamma'$  ne sont pas observables au MEB car trop fins. Il est possible de mettre en évidence cette précipitation ultra fine au moyen d'essais de dureté (figure 3.15). En effet, le dépôt a une dureté très supérieure à celle du métal de base. Les carbures présents dans les joints interdendritiques sont de petite taille (inférieure à  $2 \mu\text{m}$ ), bien plus petits que ceux présents dans le métal de base et dans la ZAT. Enfin, on peut observer la croissance verticale des dendrites, dans la direction du flux de chaleur lié au refroidissement du matériau (figure 3.14a). Celle-ci est perpendiculaire à la direction de lasage .



(a) Vue générale avec la ZAT visible en bas



(b) Zoom dans la zone déposée

FIGURE 3.14 – Microstructure dans la zone fondue  
Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)

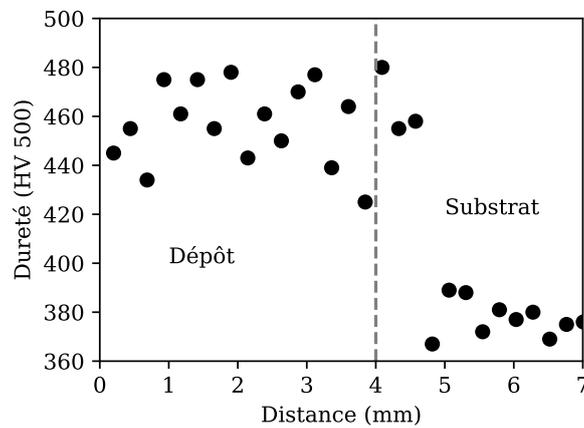


FIGURE 3.15 – Profil de dureté  
Rechargement de type mur, (P, V, D) = (440 W, 300 mm/min, 1,4 g/min)

Une analyse EDS a été effectuée afin de déterminer le type de carbures qui précipitent dans la zone fondue (figure 3.16). La mesure de composition est à considérer avec précaution étant donné que la poire d'interaction est plus grande que la taille des carbures en zone fondue (figure 3.14b) si bien que le spectre EDS n'est donné qu'à titre indicatif. Ces carbures sont particulièrement riches en Ti, Ta, Nb et W et sont donc également de type MC.

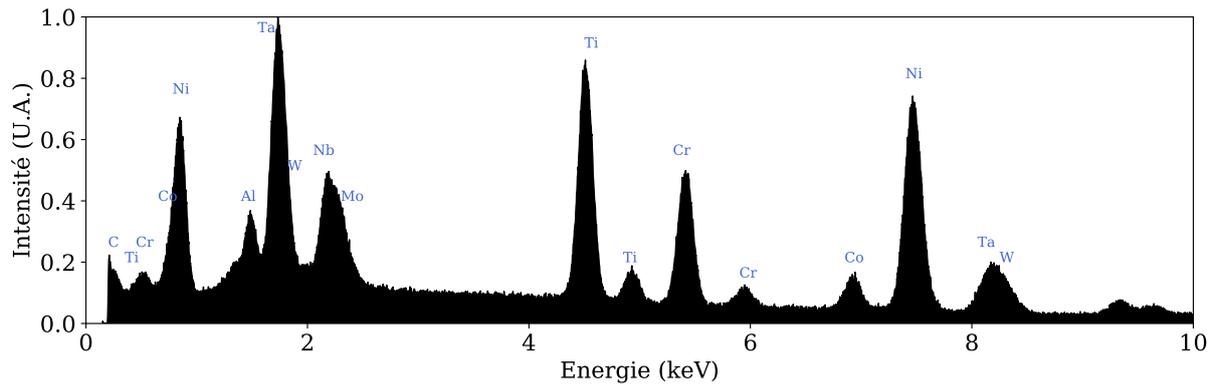


FIGURE 3.16 – Spectre EDS d’un carbure MC en zone fondue

### 3.3.2 Le phénomène de liquation en ZAT

Une cartographie EBSD est réalisée transversalement au dépôt (figure 3.17), c’est-à-dire dans le plan  $xz$ . La morphologie des grains n’est pas modifiée dans la ZAT par rapport au métal de base. Les grains restent de de taille relativement importante. En revanche, la zone de transition entre la ZAT et la zone fondue – en haut sur la cartographie – présente une multitude de petits grains.

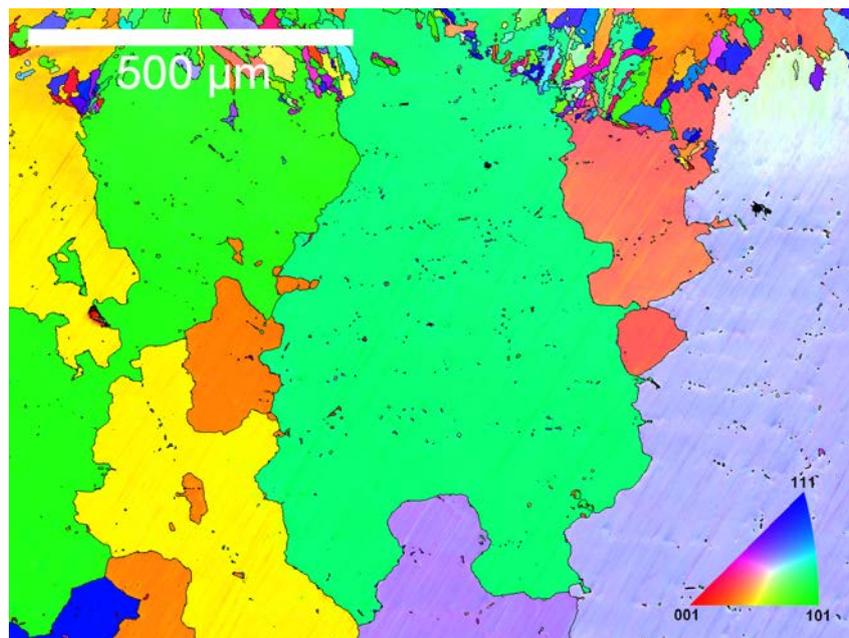
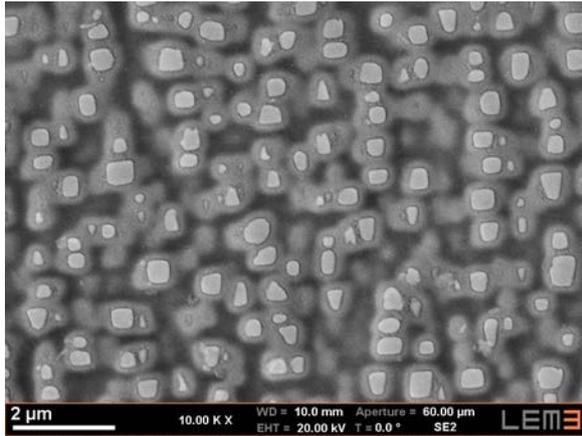


FIGURE 3.17 – Cartographie EBSD IPF Y dans la ZAT

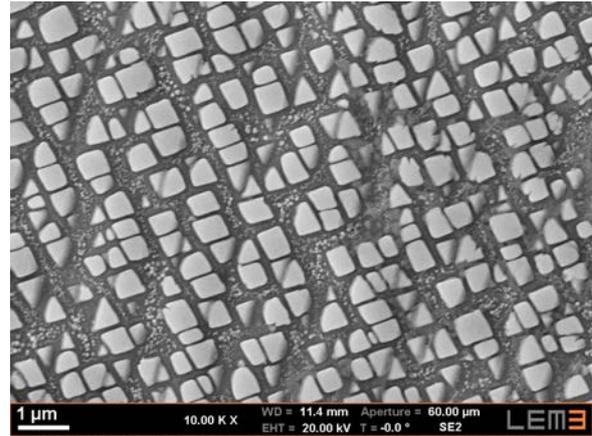
IPF = *Inverse Pole Figure* ou figure de pôles inverse

Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min)

Une analyse plus fine de la ZAT permet de mettre en évidence la microstructure particulière de cette zone. En effet, dans celle-ci, les précipités secondaires sont entièrement dissous mais les précipités primaires ne le sont que partiellement (figure 3.18a). De plus, un halo entoure les précipités qui ne sont pas dissous. Ce halo est caractéristique de la liquation des précipités  $\gamma'$  [59] et est le signe d’une dissolution incomplète, suivie d’une réaction de type eutectique entre la matrice et les précipités.



(a) Liquefaction des précipités primaires dans la ZAT



(b) Précipitation bimodale dans le Métal de Base

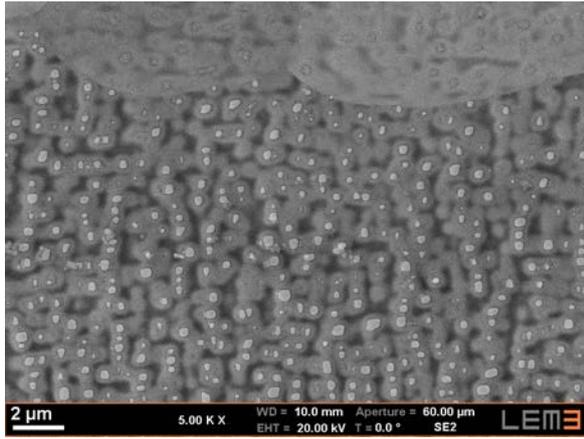
FIGURE 3.18 – Microstructure après rechargement  
Rechargement de type cuvette, (P, V, D) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min)

L'interface entre la ZAT et la zone fondue permet de repérer l'isotherme de solidus du matériau. Ainsi, dans la ZAT, la température maximale atteinte localement est d'autant plus élevée que l'on se situe proche de cette interface. Les précipités sont d'ailleurs d'autant plus dissous que la profondeur par rapport à l'interface est faible (figure 3.19). À l'équilibre thermodynamique, la dissolution complète de la phase  $\gamma'$  se produit à la température du solvus des précipités, température qui est inférieure à la température de fusion de l'alliage. Cela signifie que la zone directement sous l'interface ZAT/ZF devrait être dépourvue de précipités, ce qui n'est pas le cas ici. En réalité, du fait des cinétiques très rapides induites par le procédé, la dissolution des précipités  $\gamma'$  ne suit pas l'équilibre thermodynamique. La liquation se caractérise alors par une réaction de type eutectique entre la matrice et la phase  $\gamma'$  qui aboutit à la formation de liquide dans une zone où la température est comprise entre la température  $T_E$  de l'eutectique et le solidus du matériau (figure 1.20). Ce liquide se solidifie lors du refroidissement du matériau.

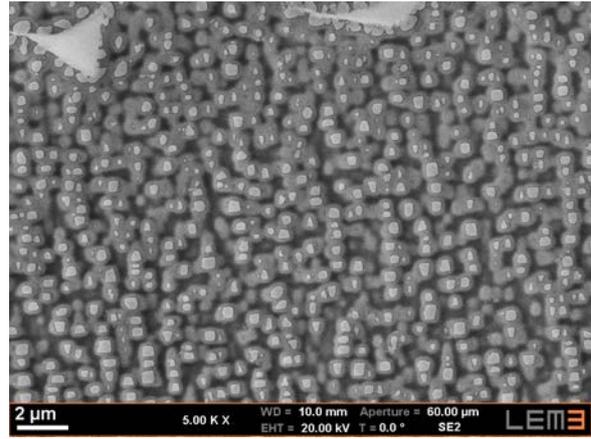
Expérimentalement, plus la vitesse de rechargement est faible, plus la ZAT est grande. De plus, on observe que la fraction résiduelle de précipités est plus importante dans les régions intergranulaires que dans les régions intragranulaires. Ces différences sont davantage visibles à faible vitesse (figure 3.20a) qu'à vitesse élevée (figure 3.20b). À proximité de l'interface ZF/ZAT et à faible vitesse, on observe très peu de précipités dans les régions intragranulaires.

Des traces de brûlures d'eutectiques ont été observées sur tous les échantillons, même pour des essais réalisés à vitesses très faibles dans les cas de lignes de fusion (figure 3.21a) ou de monocordons (figure 3.21b). Comme cela a été expliqué dans le chapitre introductif, les eutectiques ont par essence un point de fusion plus bas que le reste de l'alliage. Ils s'avèrent donc également être sources de formation de phases liquides, leur fusion étant rendue inévitable du fait de leur taille relativement importante.

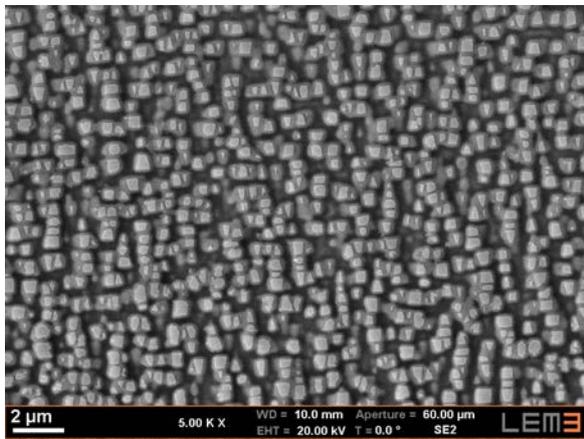
Enfin, les carbures MC présents initialement dans le matériau ne semblent a priori pas affectés par la liquation dans la ZAT puisque leur taille et leur répartition demeurent inchangées par rapport au métal de base (figure 3.22a). De plus, ces carbures ont un point de fusion très haut (figure 3.22b). Dès lors, ils sont insensibles à la liquation en ZAT, même si certains auteurs semblent affirmer le contraire [116].



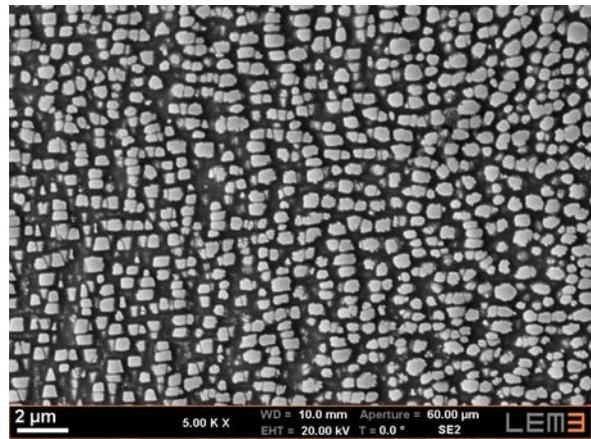
(a) 0  $\mu\text{m}$  sous l'interface ZF/ZAT



(b) 21  $\mu\text{m}$  sous l'interface ZF/ZAT

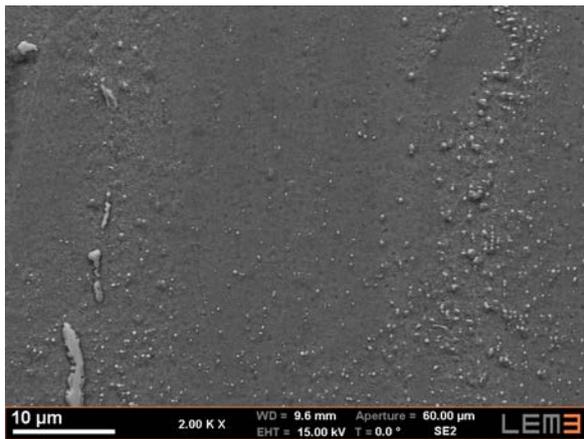


(c) 43  $\mu\text{m}$  sous l'interface ZF/ZAT

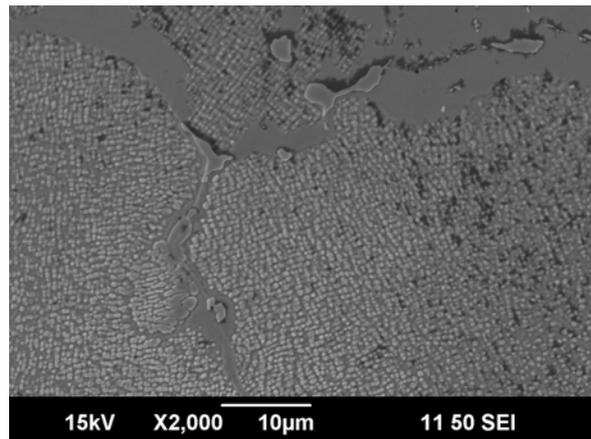


(d) 96  $\mu\text{m}$  sous l'interface ZF/ZAT

FIGURE 3.19 – Évolution de la précipitation en ZAT  
Rechargement de type cuvette, (P, V, D) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min)

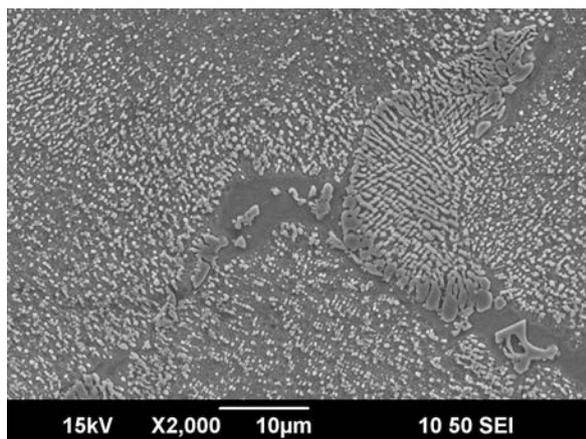


(a) Rechargement de type mur  
(P, V, D) = (300 W, 100 mm/min, 0,8 g/min)

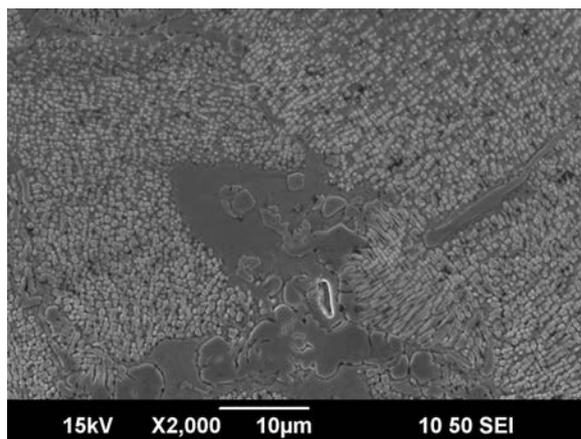


(b) Rechargement de type mur  
(P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min)

FIGURE 3.20 – Précipitation  $\gamma'$  résiduelle dans la ZAT selon la vitesse de lasage

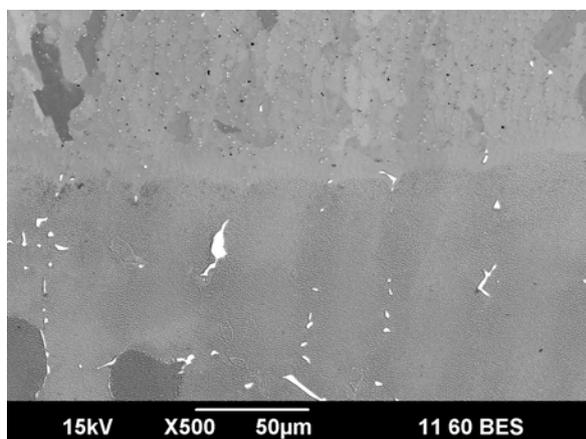


(a) Ligne de fusion  
(P, V) = (160 W, 38 mm/min)

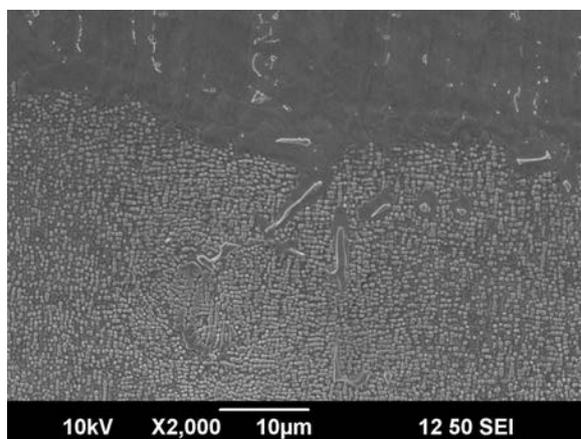


(b) Mono-cordon  
(P, V, D) = (128 W, 50 mm/min, 0,9 g/min)

FIGURE 3.21 – Traces de fusion d'eutectiques dans la ZAT à très faibles vitesses



(a) Rechargement de type mur  
(P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min)



(b) Rechargement de type bloc  
(P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)

FIGURE 3.22 – Répartition des carbures MC primaires dans la ZAT

### 3.3.3 Mise en évidence de fissures liées au procédé

Au cours de cette étude, de nombreuses fissures ont pu être observées dans la ZAT comme dans le rechargement. Dès les essais préliminaires de lignes de fusion (sans apport de matière), des fissures intergranulaires, de quelques dizaines de microns à 300  $\mu\text{m}$ , ont été observées dans la ZAT et sont donc visibles en microscopie optique (figure 3.23).

Avec apport de matière, des fissures et des défauts comme amorces de fissures ont été observés dans la ZAT de tous les essais multi-couches (blocs, murs et cuvettes), pour des essais réalisés à des vitesses supérieures ou égales à 100 mm/min. De plus, il est observé qualitativement que plus la vitesse de déposition est importante, plus les fissures sont importantes en nombre et en taille (figure 3.24). Toutes les fissures observées dans la ZAT s'arrêtent dans celle-ci ou à l'interface entre la ZAT et la zone fondue. Néanmoins, pour le rechargement effectué à la vitesse la plus élevée qui a été testée (1000 mm/min), une fissure se prolongeant dans la zone fondue a été observée (figure 3.24d), ce cas étant fréquemment reporté dans la littérature [26, 116, 117].

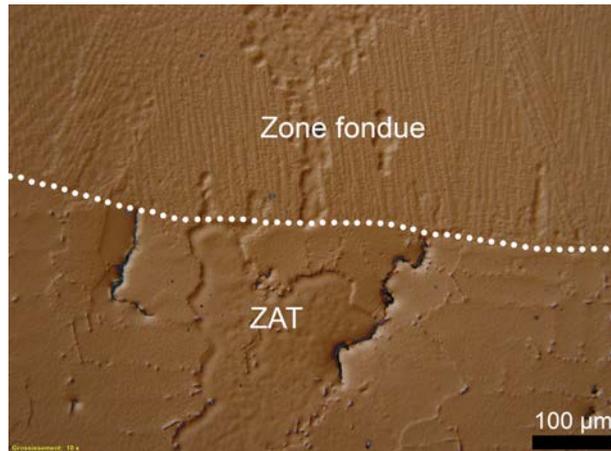
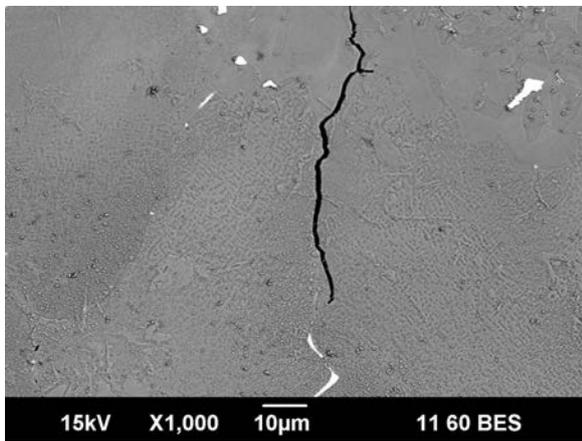


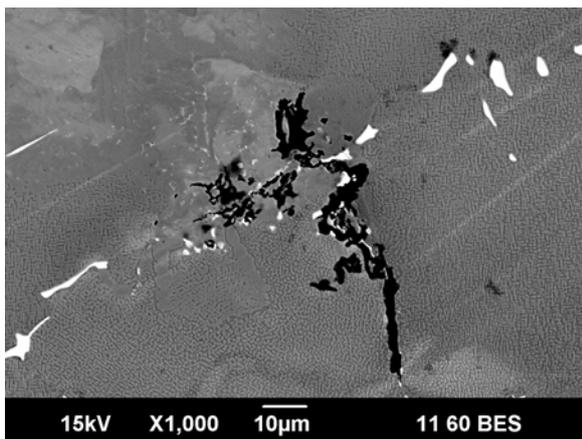
FIGURE 3.23 – Fissures dans la ZAT  
Ligne de fusion, (P, V) = (1068 W, 300 mm/min)



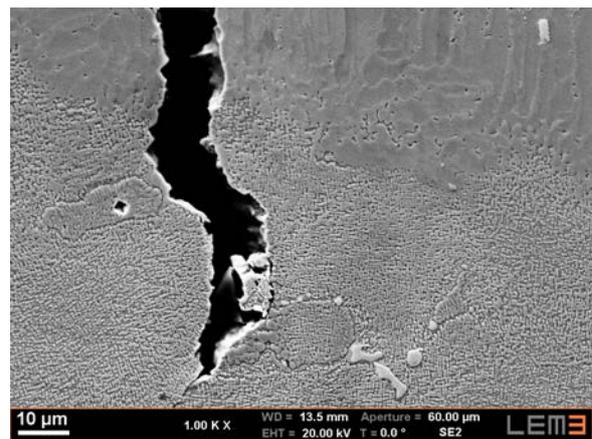
(a) (P, V, D) = (236 W, 100 mm/min, 0,9 g/min)



(b) (P, V, D) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min)



(c) (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)



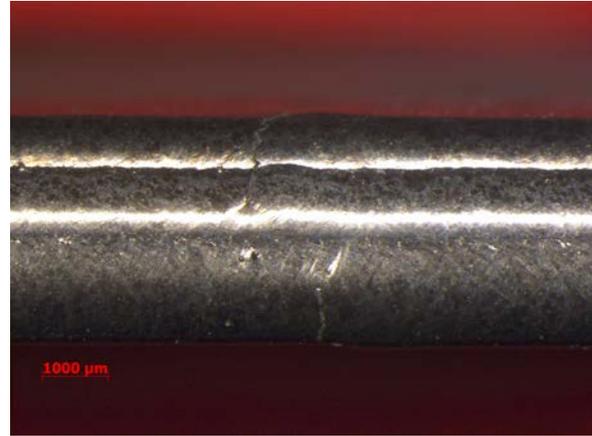
(d) (P, V, D) = (900 W, 1000 mm/min, 4,8 g/min)

FIGURE 3.24 – Fissures dans la ZAT  
Rechargements de type bloc

Des fissures dans les dépôts ont été observées sur tous les rechargements des rechargements multi-cordons et multi-couches, quelle que soit la configuration de l'essai. Dans certains cas, les fissures débouchent en surface (figure 3.25, figure 3.26b et figure 3.27). De manière générale, elles sont transverses à la direction de lasage. Ces fissures se propagent sur plusieurs passes voir sur plusieurs couches (figure 3.25a).



(a) Vue longitudinale



(b) Vue par dessus

FIGURE 3.25 – Fissuration débouchante  
Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min)



(a) Pas de fissures débouchantes  
(P, V, D) = (440 W, 300 mm/min, 1,8 g/min)



(b) Fissures transverses débouchantes  
(P, V, D) = (900 W, 1000 mm/min, 4,8 g/min)

FIGURE 3.26 – Rechargements de type bloc, vue par dessus

Après coupe transversale et polissage, un grand nombre de fissures importantes de plusieurs centaines de microns de long voire de quelques millimètres qui traversent plusieurs passes ou couches ont pu être observées (figure 3.28). Qu'elles soient débouchantes ou non, ces fissures sont exclusives à la zone fondue et ne se propagent pas dans la ZAT.

La tendance à la fissuration des zones déposées est fortement dépendante des conditions opératoires et du type d'essai. En effet, plus le couple puissance/vitesse est élevée, plus le risque de voir apparaître des fissures débouchantes est élevé (figure 3.29). De plus, la configuration d'essai joue sur l'apparition de fissures débouchantes. En effet, elles n'ont pas été observées dans le cas d'essais de type surface (mono-couche de 5 passes), alors qu'elles l'ont été sur une

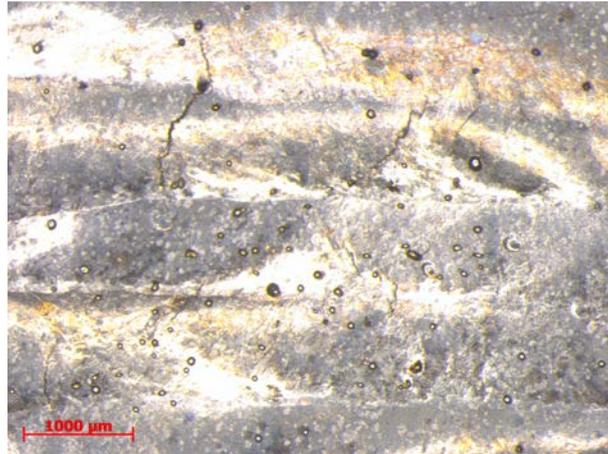


FIGURE 3.27 – Fissuration débouchante, vue de dessus  
Rechargement de type cuvette, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)

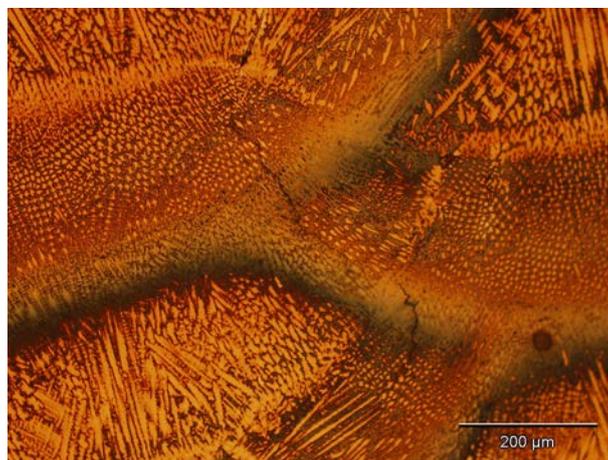
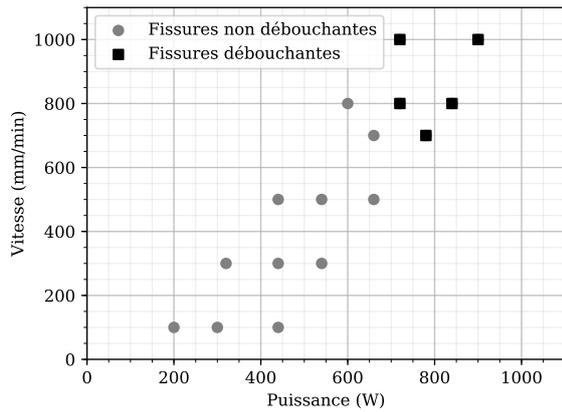


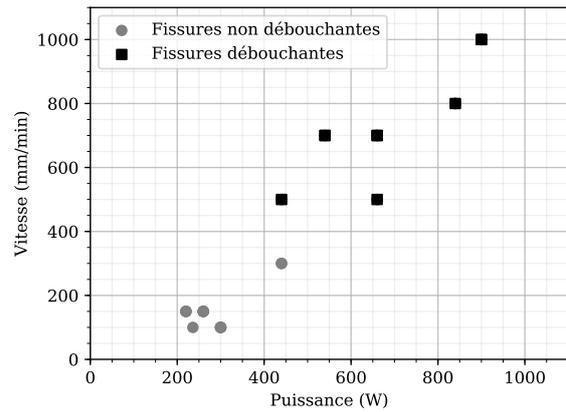
FIGURE 3.28 – Fissuration dans le dépôt traversant plusieurs passes  
Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min)

partie des essais en configuration mur mais surtout en configuration bloc. Le nombre de passes, ainsi que les conditions d'auto-bridage (effet du substrat plus important en configuration bloc) jouent clairement. Deux jeux de paramètres ont été testés en configuration cuvette. L'essai à vitesse faible (150 mm/min) ne présente pas de fissures débouchantes quand celui réalisé à vitesse élevée (700 mm/min) en montre plusieurs (figure 3.27). Qualitativement, plus le couple puissance/vitesse est élevé, plus les fissures sont nombreuses et larges.

À faible vitesse, les micro-fissures (figure 3.30a) et fissures (figure 3.30b) sont moins longues et larges que celles qui sont observées pour les vitesses intermédiaires (figure 3.31) et vitesses élevées (figure 3.32). Bien qu'une majorité des fissures ait été observée vers le milieu des échantillons (figure 3.31b), d'autres sont également observées vers les bords des dépôts (figure 3.31a). Les morphologies des fissures sont également très variées. Celles-ci se propagent de manière tortueuse ou bien de manière très rectiligne, selon la forme des grains. Dans le cas de vitesses élevées, les fissures dépassent largement la dizaine de microns (figure 3.32).



(a) Matrice d'essais en configuration mur

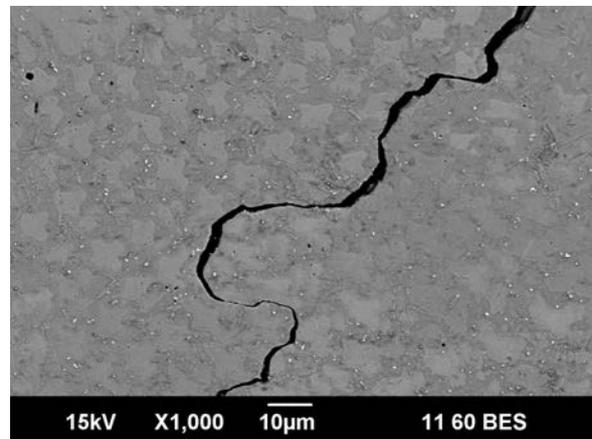


(b) Matrice d'essais en configuration bloc

FIGURE 3.29 – Présence de fissures débouchantes selon les paramètres opératoires

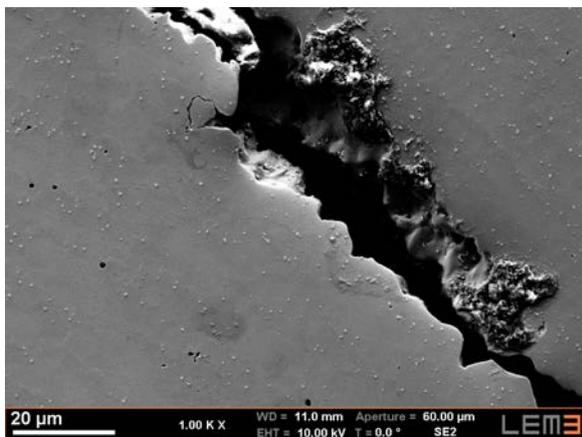


(a) Micro-fissure

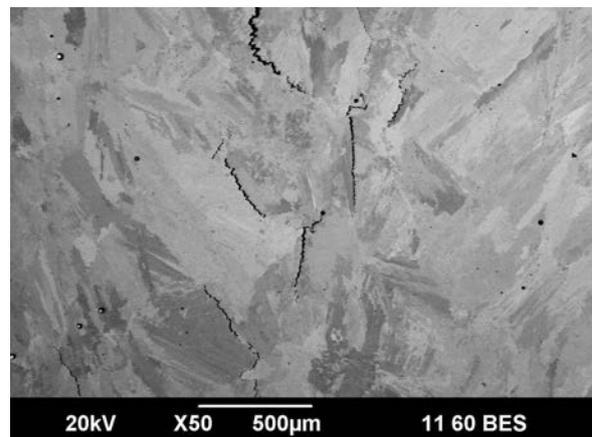


(b) Fissure

FIGURE 3.30 – Fissures dans le rechargement à faible vitesse  
Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (236 W, 100 mm/min, 0,9 g/min)

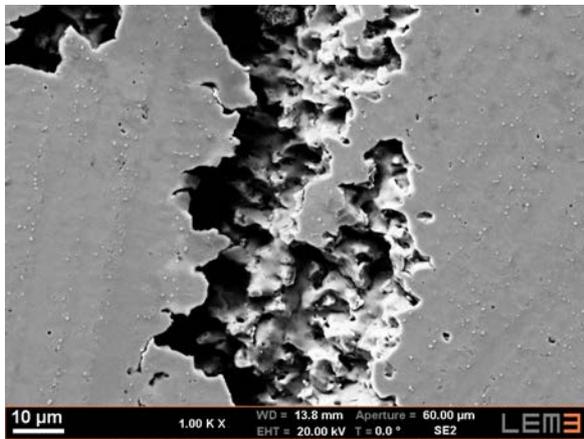


(a) Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (440 W, 300 mm/min, 1 g/min)

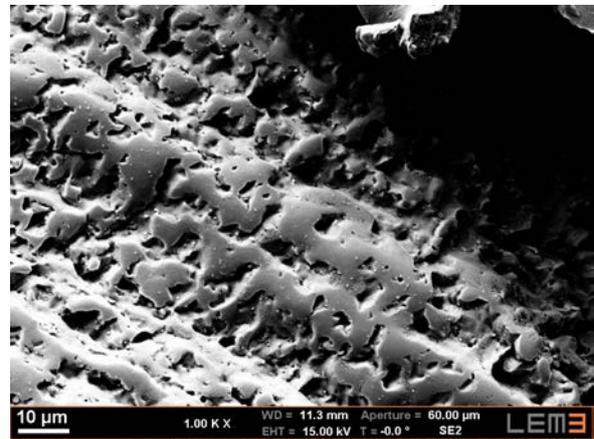


(b) Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min)

FIGURE 3.31 – Fissures dans le dépôt à vitesse moyenne



(a) Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)



(b) Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (900 W, 1000 mm/min, 4,8 g/min)

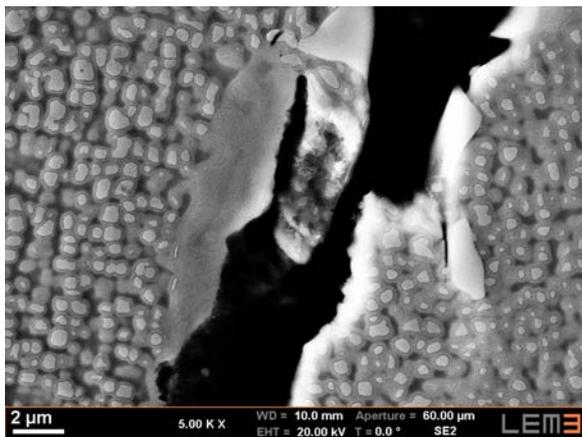
FIGURE 3.32 – Fissures dans le dépôt à vitesse élevée

Ces deux types de fissures cachent en réalité des origines métallurgiques différentes. Celles-ci seront discutées plus en détail dans la suite du document.

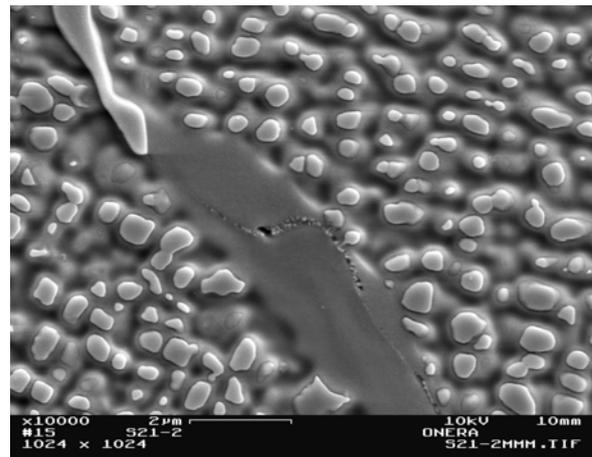
### 3.4 Phénomène de fissuration en Zone Affectée Thermiquement

#### 3.4.1 Mise en évidence du mécanisme de fissuration par liquation

Comme expliqué précédemment, l'apparition de liquide dans la ZAT a deux origines : la liquation constitutionnelle des précipités  $\gamma'$  et les brûlures des eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$ . Néanmoins, l'apparition seule de liquide ne suffit pas à justifier l'amorçage de fissures intergranulaires. Des traces de films liquides re-solidifiés ont été observées aux abords de fissures dans la ZAT (figure 3.33). Ainsi, il semblerait bien que des films liquides continus se soient formés aux joints de grains. En effet, il est possible de mettre en évidence des traces de films liquides re-solidifiés tout au long de la propagation de longues fissures tortueuses (figure 3.35). On peut notamment y observer du liquide re-solidifié de part et d'autre de la fissure. La raison avancée par Ojo pour expliquer cette forte tendance à la formation de films liquides continus est que l'aptitude au mouillage des joints de grains est très forte dans l'IN738LC, du fait de la grande solubilité de la phase  $\gamma'$  dans la matrice  $\gamma$  [59]. Ces films liquides ont, par définition, une résistance mécanique très faible et peuvent rompre facilement dès lors que des contraintes de traction sont générées pendant le refroidissement. Néanmoins, des traces de ces films liquides re-solidifiés peuvent également être observées sans qu'il n'y ait pour autant de fissures (figure 3.34).



(a) Rechargement de type cuvette  
(P, V, D) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min))



(b) Rechargement de type surface  
(P, V, D) = (720 W, 800 mm/min, 3,8 g/min)

FIGURE 3.33 – Contribution de la liquation constitutionnelle des précipités  $\gamma'$  à la formation de films liquides en ZAT

De plus, comme il a été montré précédemment, les eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$  sont sensibles à des brûlures. De ce fait, ils contribuent donc également à la formation de films liquides. Leur rôle est d'autant plus important que chaque occurrence d'un eutectique est associée à la formation de trous ou micro-fissures. Les essais de mono-cordons et lignes de fusion réalisés à vitesses très faibles ne montrent pas de traces apparentes de liquation des précipités. Par contre, des films liquides re-solidifiés sont visibles à proximité de ces eutectiques (figure 3.21). Ces films, bien que non fissurés à l'issue du rechargement, peuvent agir comme sites d'amorçages de fissures lors des traitements thermiques post-opération. Il s'agit de la raison pour laquelle la présence d'eutectiques n'est pas désirée.

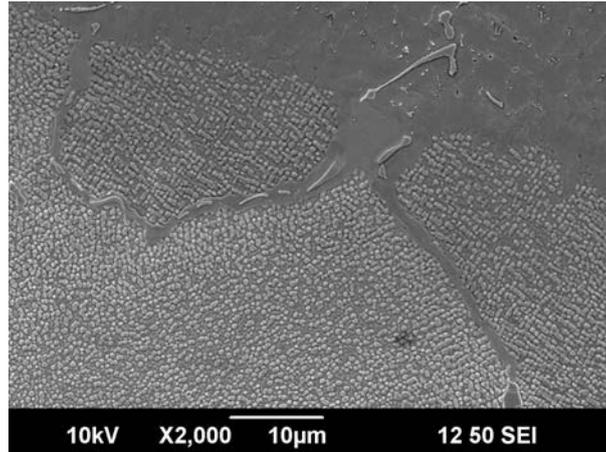


FIGURE 3.34 – Films liquides intergranulaires en ZAT sans fissures  
Rechargement de type mur, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)

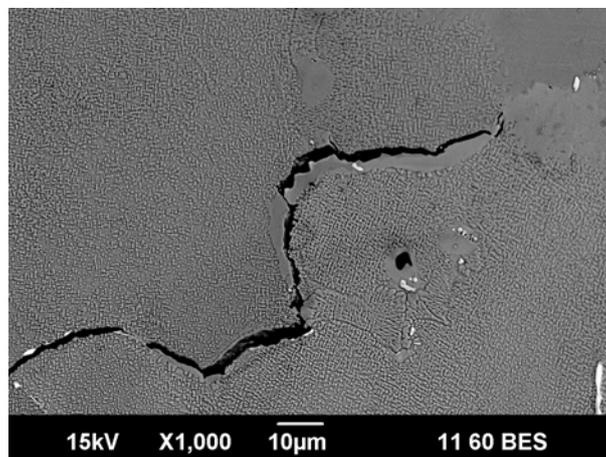


FIGURE 3.35 – Fissuration en ZAT, MEB en électrons rétro-diffusés  
Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min)

Nous avons voulu vérifier que le film liquide provient bien d'une réaction de type eutectique entre la matrice et les précipités. Trois mesures EDS ont été réalisées dans différentes zones : un film liquide re-solidifié, un eutectique et enfin le métal de base (tableau 3.2). Il est possible de mettre en évidence que la composition en certains éléments (notamment Cr, Ti, W) du film liquide se situe entre celles des eutectiques et du métal de base. Les tendances observées sont les mêmes que celles mises en évidence par Danis [26] et permettent de mettre en évidence la réaction eutectique responsable de l'apparition de liquide. De plus, Danis a montré par calculs thermodynamiques de type Thermocalc que la composition chimique du film liquide réduisait sa température de fusion par rapport au reste de la ZAT. Ainsi, la liquation des précipités  $\gamma'$  constitue l'origine principale de la formation de liquide et explique la forte tendance à la fissuration observée dans la ZAT.

Zone	Ni	Cr	Ti	W
Métal de base	60,6	15,6	3,9	2,8
Film liquide re-solidifié	64,7	13,8	5,4	1,2
Eutectique	68,0	9,1	6,3	1,0

TABLEAU 3.2 – Mesures de compositions de différentes zones par EDS

### 3.4.2 Rôle de la liquation sur la fissuration observée en ZAT

L'objectif de ce paragraphe est d'expliquer le rôle nocif de la liquation sur la fissuration en ZAT. Pour ce faire, des essais mécaniques de type Gleeble représentatifs des sollicitations thermo-mécaniques réellement vues par le matériau lors du procédé de rechargement ont été réalisées.

Les essais Gleeble sont souvent utilisés dans la littérature afin d'évaluer la résistance de matériaux à la fissuration à chaud [27, 118–120]. En outre, ils sont aussi utilisés pour mettre en évidence le rôle de la liquation sur la perte de ductilité de la ZAT lors du refroidissement de cette dernière [58].

La perte de ductilité de la ZAT au refroidissement s'évalue en comparant les courbes de ductilité d'un matériau au chauffage et au refroidissement (figure 3.36). La ductilité d'un matériau peut se mesurer de 2 façons différentes, soit en considérant la réduction d'aire de la section d'éprouvette avant et après rupture, soit en considérant l'allongement du matériau lors d'essais de traction. Dans les deux cas, pour construire ces courbes de ductilité, des essais de tractions sont réalisés soit après chauffage de l'éprouvette jusqu'à une certaine température, soit après chauffage jusqu'à une température dite de pic puis refroidissement à la température d'essai. Plus l'écart entre les deux courbes obtenues est important, plus le matériau sera sensible à la liquation.

La construction complète des deux courbes au chauffage et au refroidissement nécessite donc un nombre relativement élevé d'essais. Si un matériau est sensible à la liquation, différentes grandeurs peuvent être extraites de l'écart entre ces deux courbes. Tout d'abord, la NDT pour *nil-ductility temperature* (ou température de ductilité nulle) [118] définit la température au-delà de laquelle le matériau perd toute ductilité sur la courbe mesurée au chauffage. Au-dessus de cette température, le matériau va perdre toute résistance mécanique à une température nommée NST pour *nil-strength temperature* (ou température de résistance nulle), température inférieure à la température de liquidus du matériau. Maintenant, si l'éprouvette est testée au refroidissement et que la température de pic est supérieure à la NDT, le matériau va récupérer de la ductilité à une température dite de DRT ou *ductility recovery temperature* (température de recouvrement de la ductilité), inférieure à la NDT. Ainsi, le matériau possède un intervalle de températures où la ductilité est nulle et ce entre la NDT (au chauffage) et la DRT (au refroidissement). Ce domaine est nommé *brittle-temperature range* ou BTR (ou intervalle de fragilité) et est d'autant plus grand que la température de pic au chauffage est élevée.

Pour l'IN738LC, Ojo et Chaturvedi [72] ont estimé la NDT à 1160 °C, la NST à 1280 °C et la DRT à 1000 °C pour une température de pic de 1245 °C.

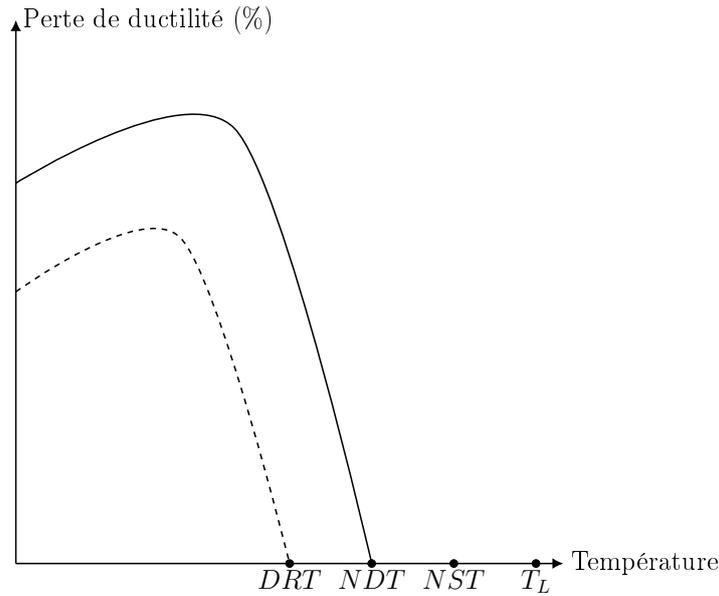
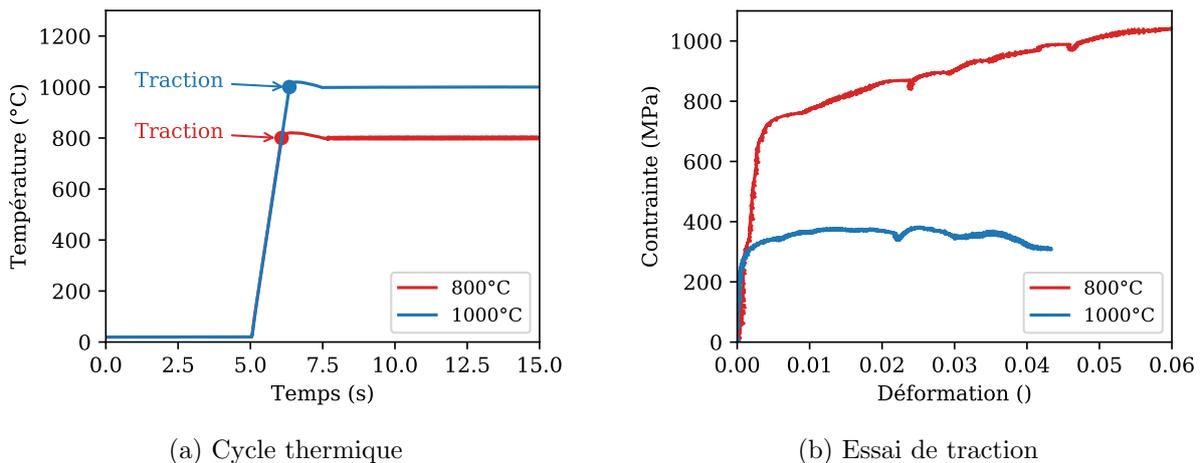


FIGURE 3.36 – Courbe de ductilité à chaud d'un matériau sensible à la liquation avec en trait plein la courbe au chauffage et celle au refroidissement en pointillés

Dans notre étude, les essais de traction ont été réalisés au chauffage dans une première étape, puis après refroidissement dans un second temps.

La première étape a consisté à réaliser des essais de traction après un chauffage rapide. Pour cela, une montée en température rapide de  $750\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  a été simulée et accompagnée d'essais de traction à des températures de pic de  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  (figure 3.37a). Les courbes obtenues (figure 3.37b) sont relativement proches de celles obtenues sur des essais conventionnels de traction dont les résultats seront présentés dans le chapitre suivant (figure 4.23). À ces températures, le matériau présente une ductilité relativement élevée avec des allongements à rupture supérieurs à 4%.



(a) Cycle thermique

(b) Essai de traction

FIGURE 3.37 – Essais Gleeble : chauffage + traction à  $10^{-2}\text{ s}^{-1}$   
IN738LC mis en solution

Dans une seconde étape, les éprouvettes ont subi un chauffage rapide à  $750\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température de pic de  $1225\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Puis, les éprouvettes ont été trempées à l'air pour provoquer

un refroidissement rapide (de l'ordre de 130 °C/s) jusqu'à deux températures d'essais (800 °C et 1000 °C) où ont été réalisés des essais de traction après 5 secondes de temporisation (figure 3.38a). Les résultats des essais Gleeble au refroidissement sont présentés sur la figure 3.38b. La courbe de l'essai à 1000 °C au refroidissement est complètement différente de celle obtenue au chauffage puisque le matériau a un comportement fragile avec une contrainte à rupture de 245 MPa seulement. À 800 °C, le matériau présente bien un comportement plastique mais avec un allongement à rupture de 1,6% au refroidissement contre 6,7% au chauffage.

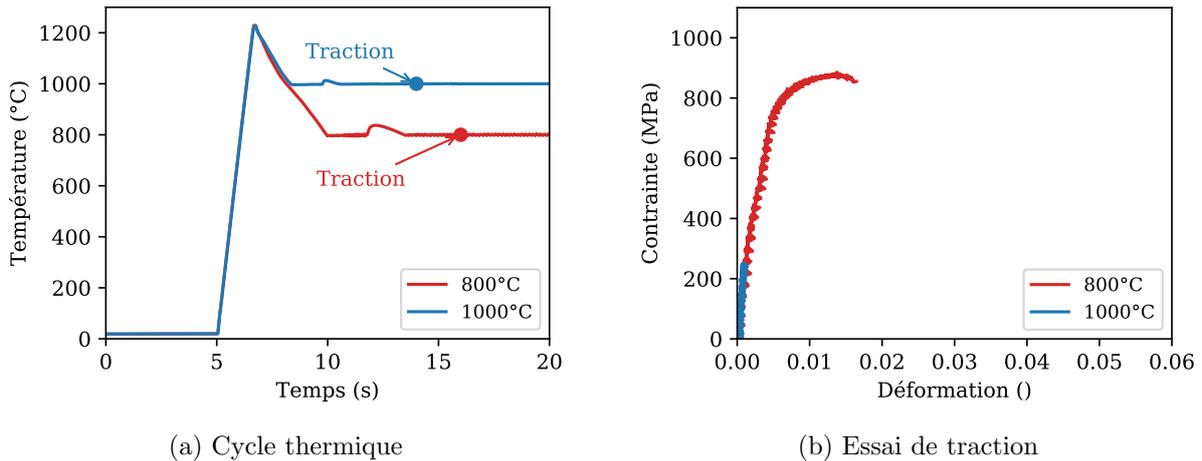


FIGURE 3.38 – Essais Gleeble : chauffage + refroidissement + traction IN738LC mis en solution

Dans notre cas, la ductilité au refroidissement pour l'essai à 1000 °C est toujours nulle et seulement partiellement retrouvée pour l'essai à 800 °C ce qui implique que notre DRT est inférieure à celle observée par Ojo (1000 °C). Notre alliage est donc très sensible au phénomène de liquation qui conduit à un comportement particulièrement fragile du matériau avec des contraintes à rupture relativement basses. Cela ne permet donc pas à l'IN738LC d'accommoder les contraintes mécaniques générées par le procédé, d'où l'apparition de fissures dans la ZAT.

## 3.5 Phénomène de fissuration dans le dépôt

### 3.5.1 Rupture interdendritique des couches déposées

Deux cartographies EBSD transversales ont été réalisées dans les zones déposées (figure 3.40). La première est réalisée au centre du dépôt, la deuxième dans le coin inférieur droit (figure 3.39). Sur la deuxième cartographie, la zone de transition entre la zone déposée et le substrat est visible en bas. Les flèches blanches indiquent les fissures observées. Les analyses EBSD permettent de mettre en évidence plusieurs phénomènes. Premièrement, elles montrent le caractère interdendritique évident et systématique de la fissuration dans les zones rechargées. Dans l'ensemble, aucune texture particulière n'est observée contrairement à ce qui peut être constaté en LBM [31,109]. Les cartographies réalisées au centre du dépôt montrent également que les grains sont majoritairement étirés verticalement avec une petite inclinaison. Cette croissance des grains est évidemment due à la stratégie de construction couche par couche. De plus, certains grains mesurent plus de 500 μm de haut, c'est-à-dire plus que la hauteur des couches réalisées. Ainsi, la refusion des passes permet de faire croître les grains épitaxialement.

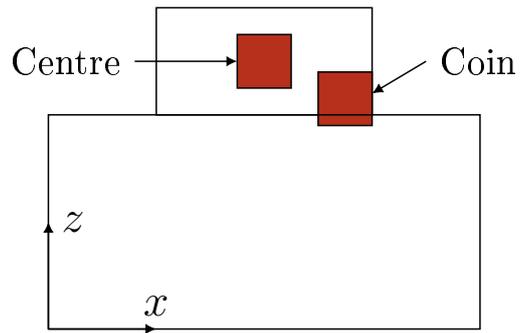
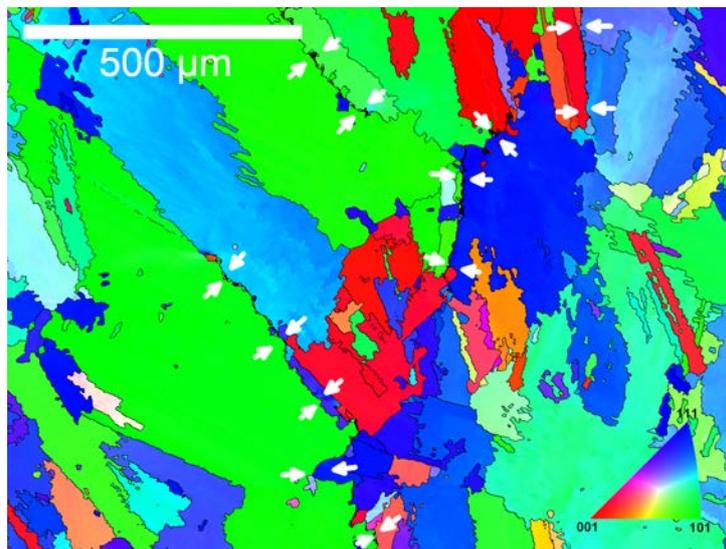
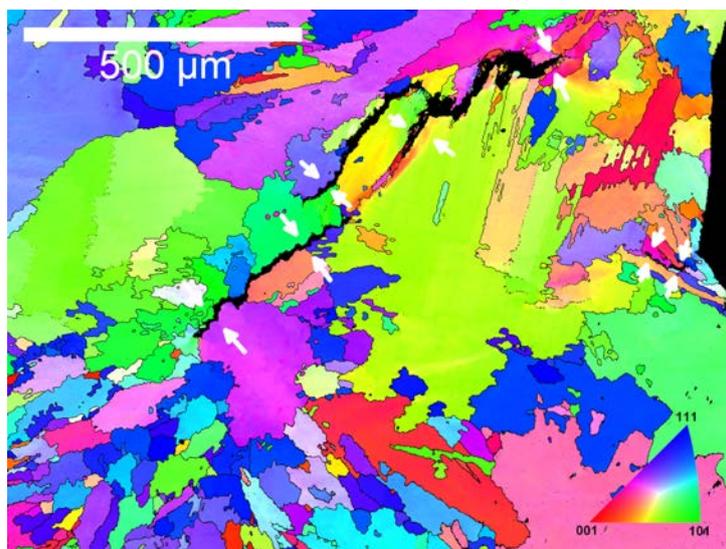


FIGURE 3.39 – Position des cartographies EBSD dans le dépôt



(a) Au centre, (P, V, D) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min)



(b) Dans un coin, (P, V, D) = (440 W, 300 mm/min, 1,8 g/min)

FIGURE 3.40 – Cartographie EBSD IPF Y dans le dépôt Rechargement de type bloc

Afin d'étudier les mécanismes de fissuration interdendritique, les joints de grains sont classés selon leur angle de désorientation. Si l'angle de désorientation est faible ( $<15^\circ$ ), on dit que le joint de grain est faiblement désorienté (LAGB ou *low angle grain boundary*). Ces interfaces sont alors souvent résistantes à la fissuration. En revanche, si l'angle de désorientation est fort ( $>15^\circ$ ), le joint de grain est dit fortement désorienté (HAGB ou *high angle grain boundary*). Ces interfaces fortement désorientées se révèlent plus sensibles à la fissuration que celles qui le sont faiblement [121]. Une cartographie des désorientations interdendritiques (figure 3.40a) est présentée sur la figure 3.41. Les joints faiblement désorientés sont en blanc et ceux fortement désorientés en noir. On observe alors que la majorité des joints de grains sont fortement désorientés. De plus, tous les joints de grains qui ont fissuré sont fortement désorientés. Néanmoins, les interfaces fortement désorientées entre elles ne sont pas toutes fissurées contrairement à ce qu'ont par exemple observé Chauvet *et al.* [55] avec la fissuration d'un superalliage base nickel non soudable déposé par EBM. Il n'en demeure pas moins que ces fortes désorientations granulaires peuvent exacerber le risque de fissuration. L'effet de la désorientation granulaire est notamment connu pour être fortement néfaste dans le cas de la fissuration de solidification [49, 50].

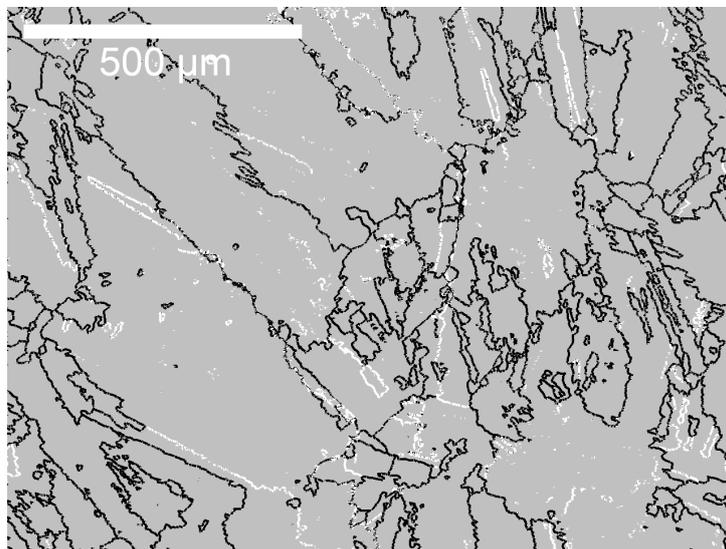


FIGURE 3.41 – Carte des désorientations interdendritiques, avec en blanc les joints faiblement désorientés ( $<15^\circ$ ) et en noir ceux fortement désorientés ( $>15^\circ$ )

Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min)

La désorientation interdendritique seule ne suffit pas à expliquer la fissuration observée. De plus, nous avons vu précédemment que les fissures dans les dépôts étaient transversales à la direction de construction (figure 3.25, figure 3.26b et figure 3.27). Dans le cas de fissures de solidification, les fissures se propagent généralement longitudinalement à la direction de soudage [48, 51, 53]. L'orientation des fissures et l'absence de lien net entre désorientation et fissuration nous a ainsi poussés à chercher une autre origine que la fissuration de solidification.

### 3.5.2 Mise en évidence par WDS de soufre dans les joints interdendritiques

Comme les analyses EBSD ont montré que la fissuration dans les dépôts est exclusivement intergranulaire, nous avons cherché à détecter une possible ségrégation d'impuretés dans les joints interdendritiques. En effet, il est connu dans la littérature que la ségrégation interfaciale d'impuretés dans les joints de grains favorise la fissuration des alliages en réduisant de fait leur ductilité [122, 123]. Or, plusieurs éléments, présents sous la forme de trace ou d'impuretés, ont des

coefficients de partage  $k$  très faibles (tableau 3.3), notamment le soufre et le bore qui ségrègent ainsi de manière importante dans les joints de grains. De plus, le soufre peut former avec le nickel un eutectique ayant un faible point de fusion.

Système	Ni-P	Ni-S	Ni-B	Ni-Si
Coefficient de partage $k$	0,02	$\approx 0$	0,04	0,70
Température de l'eutectique (°C)	870	637	1093	1143

TABLEAU 3.3 – Coefficients de partage et températures de fusion d'eutectique de systèmes binaires avec le nickel [11]

Bien que relativement complexe, la ségrégation interfaciale est détectable et quantifiable par plusieurs méthodes parmi lesquelles la sonde atomique 3D [124, 125] ou la spectroscopie des électrons Auger [126, 127]. Une autre technique nommée *Wavelength Dispersive Spectroscopy* (WDS) permet de réaliser des profils de concentration d'impuretés [128]. En outre, elle présente l'avantage de ne pas être sensible aux contaminations de surface contrairement à la spectroscopie Auger.

Nous avons cherché à mettre en évidence de possibles micro-ségrégations de soufre étant donné l'impact néfaste que peut avoir cette impureté sur les superalliages à base de nickel [129, 130]. La procédure de travail présentée est dérivée de travaux issus de la littérature [33, 128, 131].

Un cristal de PET est utilisé afin de détecter la raie  $K\alpha$  du soufre qui est trouvée autour de 5,375 Å soit presque sa position spectrale théorique. Le courant de sonde et la tension d'accélération sont fixés respectivement à 100 nA et 15 kV. Les photons X diffractés sont collectés pendant 20 secondes à chaque point et ce pour chaque élément mesuré. Afin de quantifier un élément en WDS, il est nécessaire de comparer l'échantillon à analyser avec un échantillon témoin connu. Pour cela, la procédure consiste à déterminer le ratio  $k$  d'intensité relative entre l'intensité mesurée sur l'échantillon à analyser et l'intensité mesurée sur un échantillon standard. Ici, un échantillon standard de  $FeS_2$  est utilisé pour le soufre. Il n'est pas nécessaire de mesurer le spectre complet du soufre pour chaque point du profil à analyser. En réalité, pour gagner du temps, seules trois intensités de positions spectrales différentes sont nécessaires : l'intensité du soufre à la position spectrale du soufre  $I_{S,S}$  et les deux intensités mesurées pour le fond continu de part et d'autre du spectre ( $I_{S,BG1}$  et  $I_{S,BG2}$ ). Par interpolation linéaire, l'intensité du fond continu à la position spectrale du pic est calculée (figure 2.28).

Les superalliages à base de nickel sont des matériaux présentant souvent un grand nombre d'éléments. Il est alors nécessaire de s'assurer que plusieurs raies d'éléments différents n'interfèrent pas entre elles. C'est le cas ici car la raie  $L\alpha$  du molybdène présente un épaulement à la position spectrale de la raie  $K\alpha$  du soufre (figure 3.42).

Cette observation est importante étant donné que l'IN738LC présente un taux de molybdène de 1,77% comparativement au taux de soufre qui n'est que de 11 ppm, soit près de 1600 fois plus (tableau 2.1). Ainsi, sur l'échantillon à analyser, des photons X diffractés par le cristal de PET à la position du soufre proviendront inévitablement du molybdène. Dès lors, il est important de retirer la contribution du molybdène. Sur l'échantillon standard de molybdène, le ratio  $\alpha$  est défini entre l'intensité de l'épaulement à la position spectrale du pic de soufre et l'intensité maximale mesurée à la position du pic de molybdène (relation 3.1).

$$\alpha = \frac{I_{Mo,S}}{I_{Mo,Mo}} \quad (3.1)$$

avec  $I_{Mo,S}$  et  $I_{Mo,Mo}$  les intensités du molybdène mesurées aux positions respectives du soufre et du molybdène.

Le ratio  $\alpha$  est supposé être inchangé sur l'échantillon à analyser. De fait, l'intensité du soufre à la position spectrale du soufre et l'intensité du molybdène à la position spectrale du molybdène doivent être mesurées sur l'échantillon à analyser. Ensuite, la contribution du molybdène est retirée (relation 3.2).

$$I_{\text{corrige}} = I_{S,S} - I_{Mo,S} = I_{S,S} - \alpha I_{Mo,Mo} \quad (3.2)$$

avec  $I_{S,S}$  et  $I_{Mo,Mo}$  les intensités respectives du soufre et du molybdène mesurées à leur position spectrale et  $\alpha$  le ratio défini précédemment.

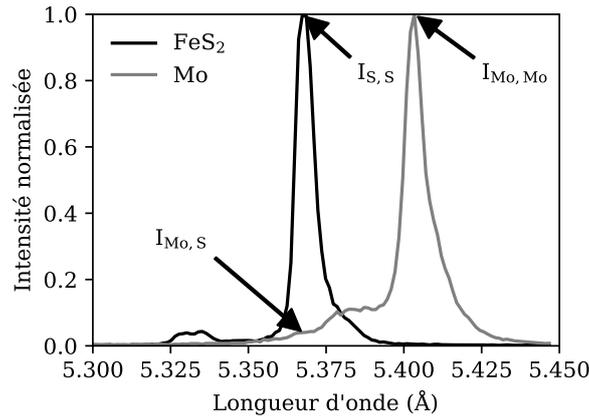


FIGURE 3.42 – Spectres WDS des échantillons standards utilisés

La figure 3.44 présente une fissure analysée par WDS. Trois profils sont mesurés en partant à chaque fois du joint fissuré et en allant vers le cœur de dendrite. Les trois profils mesurés permettent d'illustrer l'importance de l'orientation de l'échantillon en WDS par rapport au spectromètre (figure 3.43). La quantité de photons X diffractés par le cristal de PET dépend fortement de l'orientation de l'interface à analyser. Ainsi, l'orientation de la fissure pour le profil 3 est favorable comparativement aux profils 1 et 2. En effet, dans le cas du premier profil, l'inclinaison de la fissure fait que les photons émis ne peuvent pas sortir de la fissure.

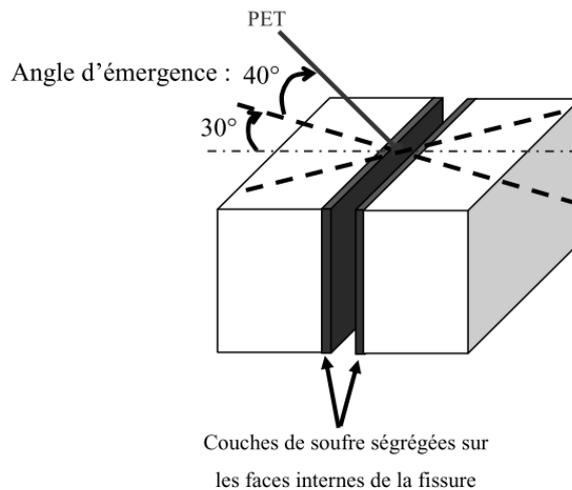


FIGURE 3.43 – Visualisation de la trajectoires des photons X diffractés [33]

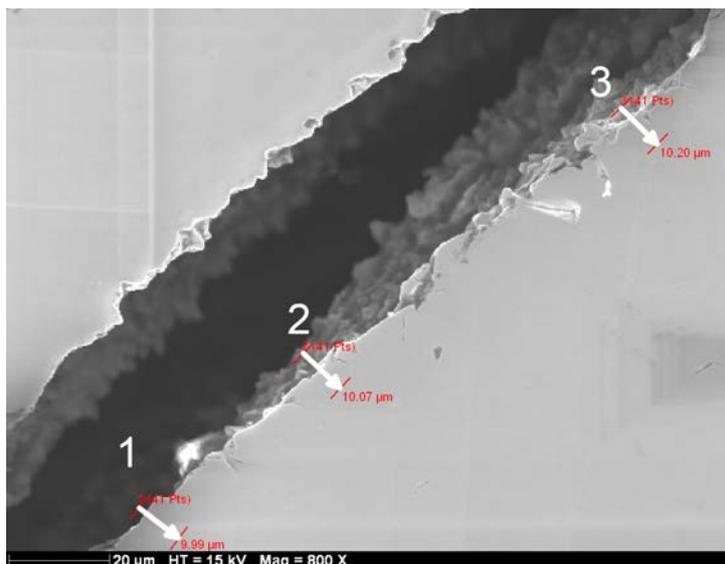


FIGURE 3.44 – Positions des trois profils de mesure aux abords d’une fissure  
Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min)

Les trois profils mesurés de soufre sont présentés sur la figure 3.45. Une forte concentration de soufre (selon le profil analysé) est mise en évidence aux environs de la fissure. Le profil 3 est le profil présentant l’orientation de la fissure la plus favorable et donc celui où le pic de soufre est maximal. À cœur de dendrite, seul du bruit est mesuré puisque les 11 ppm initiaux de la poudre se trouvent sous le seuil de détection en WDS.

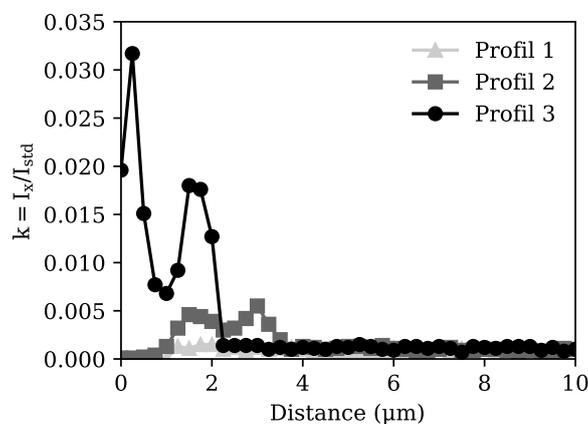


FIGURE 3.45 – Profils de mesure WDS du soufre  
Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min)

Enfin, deux spectres WDS complets sont mesurés dans la fissure et à cœur de dendrite (figure 3.46). La contribution du soufre apparaît alors clairement dans le joint fissuré. Le fait que du soufre soit détecté, alors que la poudre ne contient que 11 ppm de soufre, montre que la ségrégation dans les joints de grains est très forte. Dans le domaine des températures intermédiaires (entre 0,5 et 0,8 fois la température de fusion), il y a combinaison entre un fort taux de recouvrement prévu par la thermodynamique et une cinétique rapide de diffusion. Au cours d’un procédé de déposition multi-passes, si le taux de recouvrement maximal n’est pas atteint, il est possible de ségréger de nouveau du soufre dans les joints de grains après réchauffage de la passe

$n$  par les passes suivantes ( $n+1$ ,  $n+2$ , ...) dès lors que ces températures sont de nouveau atteintes [33]. Ainsi, il est possible que les joints interdendritiques puissent être fragilisés d'autant plus que les cinétiques thermiques maintiennent le dépôt dans ce domaine de températures.

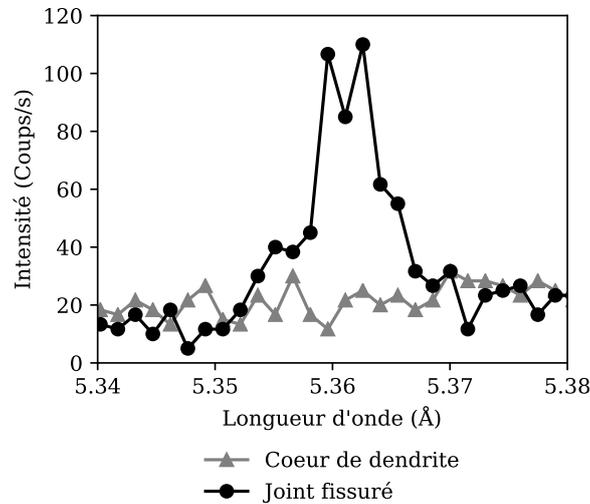


FIGURE 3.46 – Spectres WDS mesurés dans le joint fissuré et à cœur de dendrite sans fissure  
Rechargement de type mur,  $(P, V, D) = (840 \text{ W}, 800 \text{ mm/min}, 4,1 \text{ g/min})$

### 3.5.3 Perte de ductilité et de résistance mécanique dans les rechargements

Un dépôt contenant des fissures débouchantes a été ouvert transversalement à la direction de lasage. Le faciès de rupture (figure 3.47) révèle une rupture de type interdendritique fragile. Aucun signe de ductilité n'est observé.

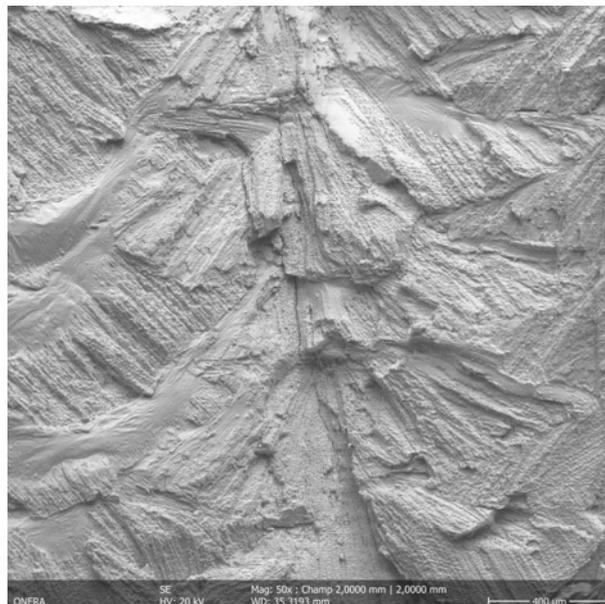


FIGURE 3.47 – Faciès de rupture de type fragile dans le dépôt  
Vue transversale  
Rechargement de type bloc,  $(P, V, D) = (660 \text{ W}, 700 \text{ mm/min}, 3,4 \text{ g/min})$

Des essais Gleeble ont été réalisés afin de proposer une explication supplémentaire du mécanisme de fissuration des couches déposées. Pour cela, avant usinage des éprouvettes, les lingots tronconiques ont subi un traitement de remise en solution de 2 heures à 1220 °C afin de dissoudre intégralement les populations de précipités primaires et secondaires (figure 3.48) issus du traitement classique à 1120 °C. Ainsi, il est possible de tester les éprouvettes dans des conditions microstructurales proches de celles obtenues expérimentalement dans les dépôts (figure 3.14b).

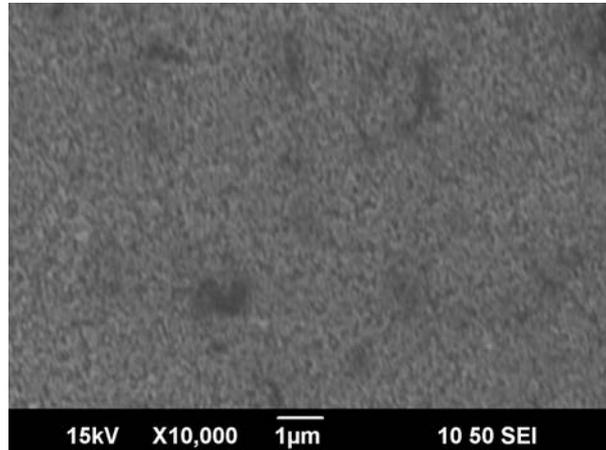


FIGURE 3.48 – Microstructure de l'IN738LC après remise en solution à 1220 °C pendant 2 heures

De manière analogue à ce qui a été réalisé pour mettre en évidence la perte de ductilité du matériau à cause de la liquation, les éprouvettes ont été soumises à un cycle thermique représentatif du procédé de rechargement. Celui-ci comprend un chauffage rapide à 750 °C/s jusqu'à une température de pic de 1235 °C, puis une trempe à l'air pour provoquer un refroidissement rapide (de l'ordre de 130 °C/s également) jusqu'à trois températures d'essais (600 °C, 800 °C et 1000 °C) où ont été réalisés des essais de traction après 5 secondes de temporisation (figure 3.49a).

Les courbes obtenues sont présentées sur la figure 3.49b. À 600 °C, le matériau présente un comportement ductile. Néanmoins, l'allongement à rupture est bien plus faible que ceux obtenus sur les éprouvettes après chauffage en Gleeble (figure 3.37) et après essai de traction conventionnel (figure 4.23). Les éprouvettes de traction conventionnelle sont seulement mises en solution à la température classique de 1120 °C. En revanche, à 800 °C et à 1000 °C, les éprouvettes ont un comportement complètement fragile et les contraintes à rupture sont bien plus faibles que celles obtenues sur les essais classiques (figure 4.23). En effet, sur les éprouvettes Gleeble, les contraintes maximales atteintes à 800 °C et 1000 °C sont respectivement de 365 MPa et 210 MPa contre 823 MPa et 498 MPa après traction classique (figure 4.23).

Au refroidissement le matériau présente un comportement de type fragile, vraisemblablement à cause des précipités  $\gamma'$  très fins. En effet, nous avons montré que les dépôts présentent une dureté importante par rapport au métal de base (figure 3.15). Dans les rechargements, cette faible ductilité vient s'ajouter à la problématique de ségrégation du soufre et explique la très forte propension à la fissuration. De plus, les niveaux de résistance mécanique sont très faibles, inférieurs à ceux obtenus lors d'essais isothermes de traction et même inférieurs à ceux obtenus après les cycles thermiques favorisant la liquation. Dès lors, il est envisageable que le niveau de contraintes mécaniques nécessaires à l'amorçage de fissures dans les dépôts puisse être relativement faible.

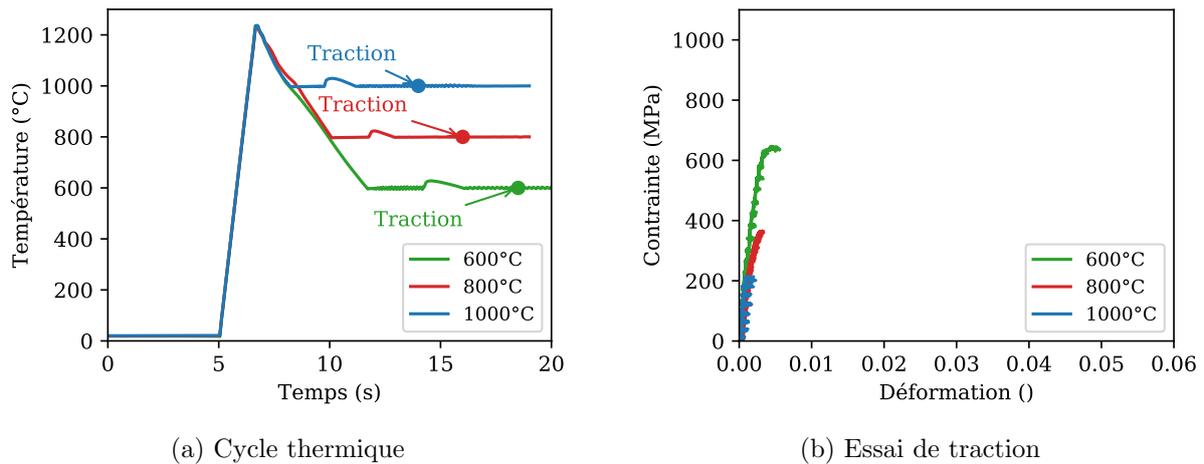


FIGURE 3.49 – Essais Gleeble : chauffage + refroidissement + traction IN738LC mis en solution à 1220 °C

### 3.6 Rôle des contraintes dans la fissuration des dépôts

#### 3.6.1 Mise en évidence des contraintes résiduelles par DRX

Pendant les essais de rechargement, du fait de la dilatation différentielle, des contraintes et déformations thermo-mécaniques vont se développer. Nous avons cherché à caractériser les contraintes résiduelles par DRX. Pour rappel, les dépôts sont réalisés dans la direction  $y$  et les fissures sont alors perpendiculaires au dépôt, c'est-à-dire dans la direction  $x$  (figure 3.50). Ainsi, ce sont les contraintes longitudinales (dans la direction  $y$ ) qui sont responsables de l'ouverture des fissures.

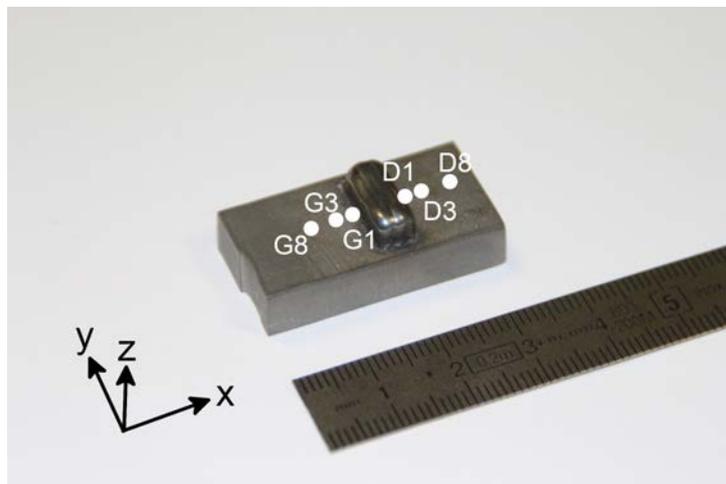


FIGURE 3.50 – Positions des points de mesures de contraintes résiduelles par DRX sur le substrat

Rechargement de type bloc,  $(P, V, D) = (660 \text{ W}, 700 \text{ mm/min}, 3.4 \text{ g/min})$

Le haut du dépôt a été légèrement poli afin de pouvoir réaliser les mesures. Celles-ci n'ont malheureusement pas été concluantes sur le dépôt. En effet la microstructure à gros grains dans le dépôt (figure 3.51) ne permet pas de faire de mesures correctes.

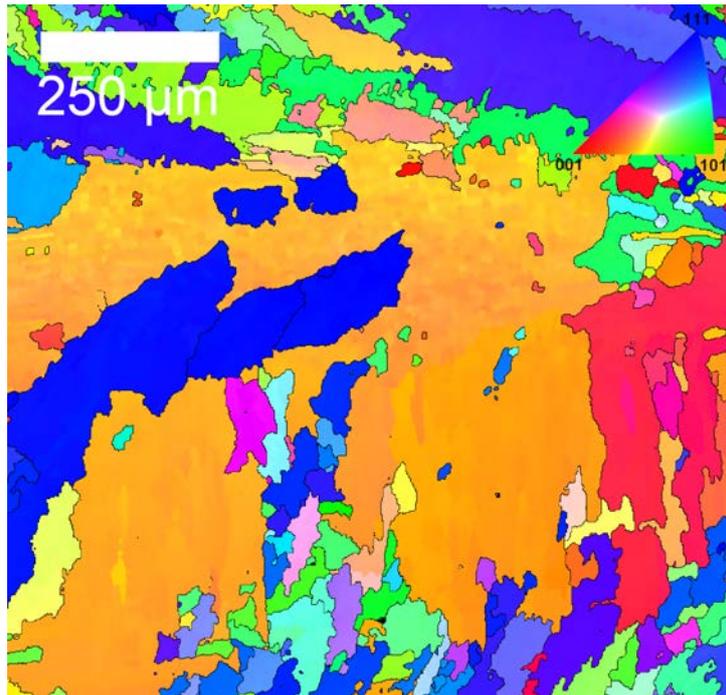


FIGURE 3.51 – Cartographie EBSD du dépôt vu du dessus mettant en évidence une microstructure à gros grains

Néanmoins, de fortes contraintes de compression sont mises en évidence sur le substrat (tableau 3.4). Ces contraintes sont très importantes à 8 mm de part et d'autre du dépôt jusqu'à devenir relativement faibles plus l'on s'approche du dépôt.

Distance/Dépôt (mm)	Gauche	Droite
1	$+60 \pm 50$ MPa	$-165 \pm 50$ MPa
3	$-565 \pm 50$ MPa	$-555 \pm 50$ MPa
8	$-800 \pm 100$ MPa	$-700 \pm 100$ MPa

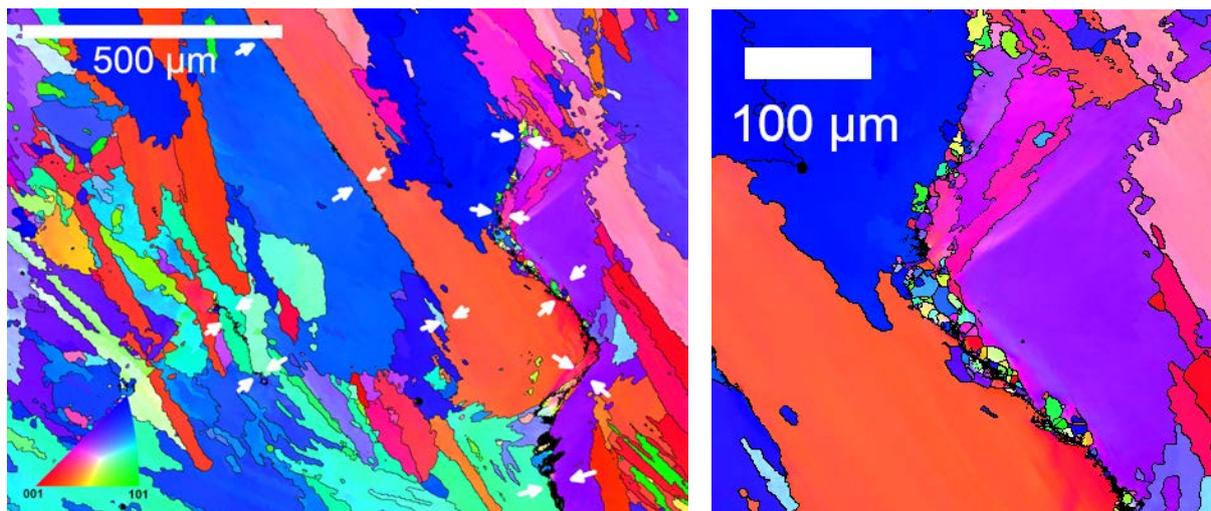
TABLEAU 3.4 – Contraintes résiduelles longitudinales mesurées sur le substrat en fonction de la position de mesure par rapport au dépôt

Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)

Les contraintes résiduelles attestent du fort niveau de contraintes dans la pièce et sont nécessairement compensées par de fortes contraintes de traction dans le dépôt. Malgré tout, ce ne sont pas seulement les contraintes résiduelles qui sont responsables de la fissuration mais aussi les contraintes se développant au cours du procédé lorsque le matériau traverse les domaines de températures qui induisent sa fragilité. L'impact des conditions opératoires sur les contraintes et déformations mécaniques sera étudié au moyen de la simulation numérique du procédé.

### 3.6.2 Mise en évidence de contraintes résiduelles dans les zones déposées par EBSD

Les cartographies EBSD permettent de mettre en évidence d'autres phénomènes. En effet, sur la figure 3.52, on peut observer de la recristallisation dynamique de grains le long de la fissure de droite. Cette recristallisation est le signe d'une importante déformation plastique dans la région fissurée.



(a) Cartographie EBSD IPF Y

(b) Zoom, recristallisation dynamique

FIGURE 3.52 – Mise en évidence de recristallisation dynamique le long d’une fissure  
Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 500 mm/min, 2,8 g/min)

À l’aide du logiciel ATOM développé par le LEM3 [132], il est possible, à partir de mesures EBSD, de calculer les cartographies de désorientations intragranulaires. Ces cartographies, également appelées KAM (*Kernel Average Misorientation*), consistent à calculer la désorientation de chaque pixel au sein de chaque grain par rapport à l’orientation moyenne du grain. Il est possible de montrer que l’augmentation de la déformation conduit à une augmentation des désorientations internes, surtout à proximité des joints de grains [133–135]. Il est à noter que d’autres auteurs réussissent à afficher des cartographies de déformations réalisées à partir de cartographies de KAM [136, 137].

Nous avons réalisé deux cartographies KAM : une dans le métal de base avant rechargement (figure 3.53c) et une dans un dépôt fissuré (figure 3.53d). Les cartographies générales des grains sont montrées respectivement sur les figures 3.53a et 3.53b. Avant rechargement, les désorientations sont très faibles (inférieures à  $2^\circ$ ) et les joints de grains ne sont alors que très peu visibles. En revanche, après rechargement, des désorientations notables sont visibles partout et notamment à proximité des joints de grains et des fissures. Ainsi, on peut mettre en évidence que de fortes déformations plastiques ont été générées dans les joints de grains. Celles-ci viennent s’appliquer sur des zones fragilisées par la ségrégation interfaciale du soufre et conduisent à la fissuration.

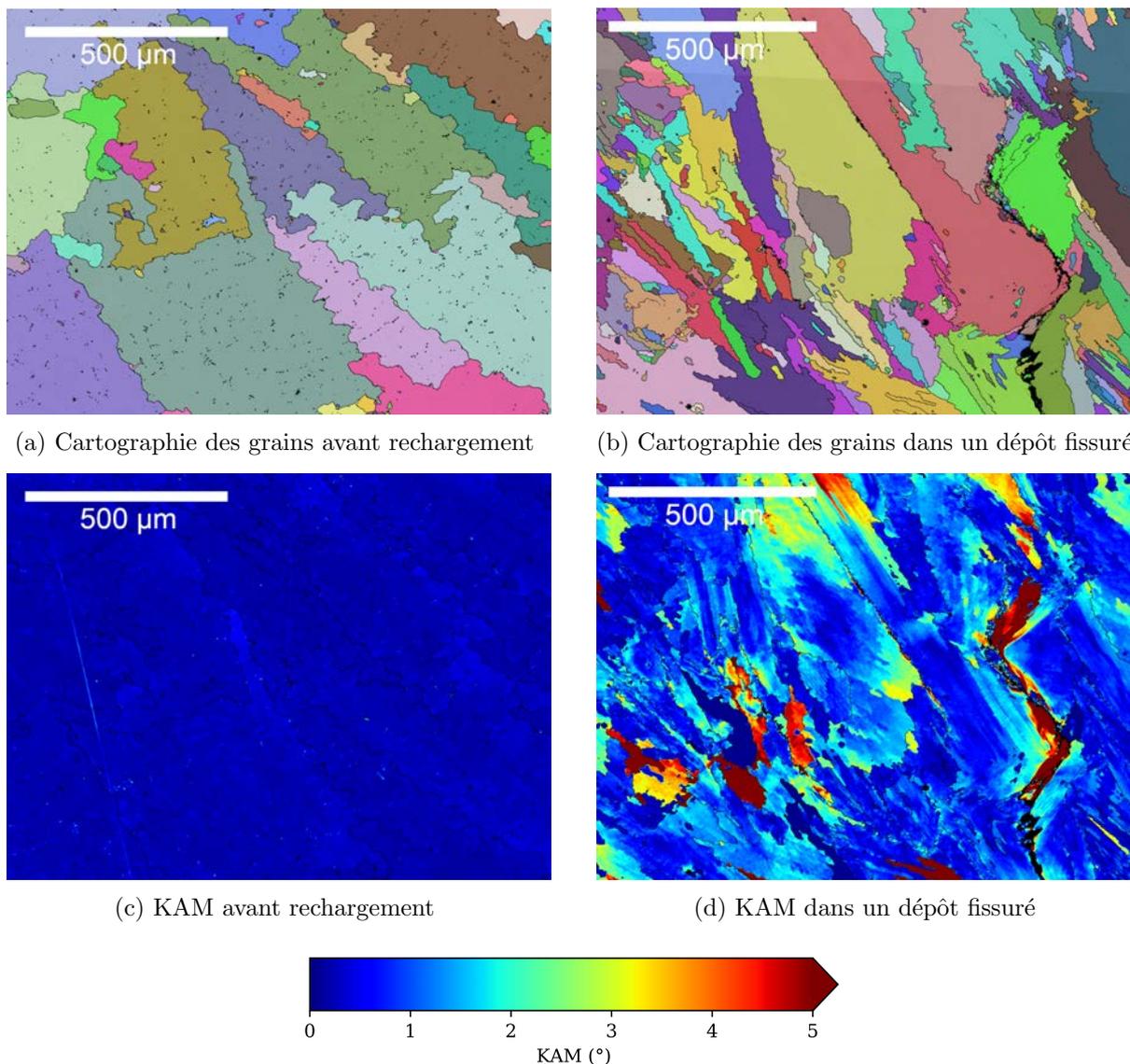


FIGURE 3.53 – Comparaison des désorientations KAM avant et après rechargement

### 3.7 Synthèse des résultats et discussion

Des configurations simplifiées d'essais de rechargements multi-cordons et multi-couches ont été conçues en s'inspirant de situations industrielles. Une campagne expérimentale de rechargements, faisant varier les principaux paramètres opératoires comme la puissance et la vitesse du laser, a été construite afin d'en étudier la réponse en matière de fissuration.

Deux mécanismes différents de fissuration de l'IN738LC au cours du procédé de rechargement ont été mis en évidence et identifiés. Ces deux mécanismes aboutissent à la formation de fissures dans deux zones distinctes : la **ZAT** et le **dépôt**. De plus, ces deux mécanismes ont des origines métallurgiques différentes qui conduisent à la fragilisation des joints de grains. Néanmoins, dans les deux cas, des contraintes thermo-mécaniques importantes s'exercent sur ces joints interdendritiques fragilisés et aboutissent à la formation de fissures.

Le premier mécanisme, appelé **liquation constitutionnelle**, conduit à de la fissuration dans la ZAT. Tous les essais de rechargement multi-cordons ont montré l'existence de fissures ou

micro-fissures dues à l'apparition de films liquides. Une forte dépendance à la vitesse de lasage a été observée. Les essais réalisés à vitesse élevée présentent des fissures plus importantes et nombreuses que ceux réalisés à faible vitesse. À cause des cinétiques thermiques extrêmement brutales inhérentes à ces types de procédés, les précipités  $\gamma'$  ne peuvent pas être complètement dissous dans la ZAT, et ce même en se rapprochant le plus de l'interface ZAT/ZF, c'est-à-dire de la température de fusion globale du matériau. Ainsi, l'apparition d'un film liquide à l'interface particule/matrice, par une réaction de type eutectique, est observée. À ce phénomène de liquation constitutionnelle s'ajoute aussi la fusion des eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$ . Par leur taille initiale importante, les eutectiques sont particulièrement nocifs car ils conduisent à la formation de phases liquides, et ce même pour les essais en configurations ligne de fusion et mono-cordons qui ont été réalisés à des vitesses très faibles (inférieures à 100 mm/min). Néanmoins, la liquation des précipités  $\gamma'$  semble être le principal mécanisme à l'origine de la fissuration puisqu'elle est systématiquement observée à proximité immédiate des fissures en ZAT. Aucune trace de liquation de carbures MC n'a été observée. De plus, la composition des films liquides mesurée par EDS de plusieurs éléments se trouve entre les compositions du métal de base et des eutectiques. Cela signifie bien que la formation de ces films est due à une réaction de type eutectique. Ces films liquides vont réduire de manière importante la capacité du matériau à accommoder les contraintes thermo-mécaniques s'exerçant sur les joints de grains.

Des essais thermo-mécaniques de traction de type Gleeble ont également été réalisés. Ils permettent de tester mécaniquement des éprouvettes dans des conditions relativement proches de celles subies dans la ZAT. Les éprouvettes ont d'abord été testées après chauffage à des températures de 800 °C et 1000 °C. Dans un second temps, les éprouvettes ont été chauffées rapidement jusqu'à une température de 1225 °C puis refroidies jusqu'à 800 °C et 1000 °C où les essais de traction sont réalisés. Cette température de pic de 1225 °C est choisie de sorte à provoquer de la liquation des précipités  $\gamma'$ . Au refroidissement, le matériau présente un comportement fragile à 1000 °C alors qu'en réalisant la traction au chauffage à 1000 °C, un comportement ductile est observé. À 800 °C, le matériau présente un comportement ductile au chauffage et au refroidissement mais avec un allongement à rupture inférieur dans le second cas. Ainsi, il est supposé que le risque de fissuration par liquation a lieu au refroidissement à des températures élevées (supérieures à 800 – 900 °C) et que le matériau retrouve une ductilité suffisante en-dessous pour résister aux contraintes thermo-mécaniques.

Cette étude montre que l'IN738LC mis en solution à 1120 °C au préalable présente systématiquement un risque de liquation de la phase  $\gamma'$  et de fusion des eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$  du fait des forts gradients thermiques ne permettant pas la dissolution complète des phases au chauffage. De fait, deux solutions semblent envisageables afin de réduire ce risque. La première solution consisterait à modifier la microstructure du matériau pré-réparation en réduisant la proportion d'eutectique et la taille des précipités  $\gamma'$  primaires. La seconde solution consisterait à réduire les gradients thermiques liés au procédé. Étant donné que les vitesses de lasage testées sont déjà très faibles, seul un préchauffage pourrait permettre de réduire un peu plus les gradients thermiques.

Un second type de fissuration, plus inattendu, a également été identifié au cours de cette étude et conduit à la création de fissures dans les dépôts, dont le nombre est plus important et la taille plus grande que celles observées dans la ZAT. Ce type de fissuration est néanmoins bien moins renseigné dans la littérature. Dans le dépôt, les précipités présents sont très petits puisqu'ils précipitent lors du refroidissement très rapide depuis le liquide. Cette microstructure très fine explique l'**importante dureté** du dépôt. Aucune trace de phases liquides n'a été observée écartant ainsi la fissuration par liquation. Ces fissures sont transversales à la direction de lasage contrairement à ce qui peut être observé pour de la fissuration de solidification. Ces fissures, exclusivement interdendritiques sont causées par de fortes contraintes thermo-mécaniques sur des joints fragilisés. L'origine de cette fragilisation a pu être montrée par WDS. Une forte

**ségrégation de soufre** dans les joints fissurés a été mise en évidence et ce même si la poudre utilisée pour les essais présente une teneur en soufre initiale de l'ordre de la dizaine de ppm. Le soufre est connu pour affecter grandement la ductilité des superalliages à base de nickel à des températures intermédiaires en créant des *trous* de ductilité (entre 600 °C et 1000 °C selon les matériaux). Dans notre cas, il est supposé que c'est la ségrégation du soufre dans les joints interdendritiques qui est à l'origine d'une fragilisation importante du matériau qui conduit à une fissuration par perte de ductilité à chaud ou *ductility-dip cracking* (DDC).

Des essais Gleeble visant à caractériser la tenue mécanique des dépôts ont également été réalisés. Pour cela, les éprouvettes ont subi un traitement thermique visant à se rapprocher de la microstructure observée dans les dépôts. Les essais ont été réalisés après refroidissement (à partir d'une température de 1225 °C) à 600 °C, 800 °C et 1000 °C. Les essais réalisés à 800 °C et 1000 °C montrent que le matériau a un comportement fragile. À 600 °C, le matériau a un comportement ductile, mais avec un faible allongement à rupture. Cette perte de propriétés mécanique vient s'ajouter à la fragilisation des joints de grains à cause du soufre et explique la forte propension à la fissuration des dépôts. En effet, des fissures ont été observées sur tous les rechargements multi-cordons, dans les configurations surface, mur, bloc et cuvette. Néanmoins, moins de fissures sont observées pour les essais réalisées à de faibles vitesses par rapport aux vitesses élevées de lasage. Cela rejoint la tendance observée pour la fissuration en ZAT. De fait, il est envisagé que les contraintes s'exerçant au refroidissement sont d'autant plus élevées que la vitesse est grande. Ce fort impact des contraintes est évident quand on remarque que les essais préliminaires de lignes de fusion et de mono-cordons n'ont pas provoqué de fissuration en zone fondue. Les essais de lignes de fusion ne font pas intervenir la poudre, seulement les substrats dont la teneur initiale en soufre est pour moitié inférieure. Quant aux mono-cordons, il est probable que ces essais ne conduisent pas à des niveaux de contraintes suffisants pour ouvrir les joints. Comme pour la fissuration en ZAT, plusieurs méthodes sont possibles afin de diminuer ce risque de fissuration. La première voie de réduction de risque serait d'avoir recours à des traitements de désulfuration plus poussés afin de réduire de manière importante le taux d'impuretés. La deuxième méthode, également utilisable pour limiter le risque en ZAT, consiste à diminuer le niveau de contraintes mécaniques en jouant sur les gradients thermiques.

Le rechargement est une opération induisant des gradients thermiques très forts. De plus, les deux mécanismes de fissuration font intervenir des problématiques mécaniques et métallurgiques complexes liées à ces cinétiques thermiques très rapides. C'est pourquoi dans la suite de l'étude, nous allons développer un modèle numérique permettant de simuler les essais expérimentaux réalisés. L'objectif est de pouvoir utiliser la simulation, à la fois pour mieux comprendre les mécanismes de fissuration mais également pour réduire ce risque.



# Chapitre 4

## Simulation thermo-mécano-métallurgique du procédé CLAD

### Résumé :

Dans ce chapitre, les outils de simulation du procédé de rechargement sont présentés et comparés à des résultats expérimentaux. La simulation thermique permet de calculer les champs de températures de la pièce au cours de la réparation tandis que la simulation mécanique permet de calculer les contraintes et déformations mécaniques. Enfin, une simulation de la dissolution de la phase  $\gamma'$  dans la ZAT est réalisée afin de prédire le risque de liquation.

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Objectifs de la simulation numérique</b>	<b>92</b>
<b>4.2</b>	<b>Simulation thermique</b>	<b>93</b>
4.2.1	Définition du modèle thermique	93
4.2.1.1	Résolution de l'équation de la chaleur	93
4.2.1.2	Conditions initiales et aux limites du problème	93
4.2.1.3	Source de chaleur	94
4.2.1.4	Propriétés thermiques du matériau	95
4.2.2	Simulation sans apport de matière	96
4.2.3	Simulation avec apport de matière	103
4.2.3.1	Modélisation de l'apport de matière	103
4.2.3.2	Configurations de simulation	103
4.2.3.3	Validation en configuration mur	104
4.2.3.4	Validation en configuration bloc	105
<b>4.3</b>	<b>Simulation thermo-mécanique</b>	<b>108</b>
4.3.1	Définition du modèle mécanique	108
4.3.1.1	Dilatation thermique	108
4.3.1.2	Loi de comportement élasto-visco-plastique	108
4.3.1.3	Conditions initiales et aux limites	112
4.3.1.4	Réduction des temps de calcul	113
4.3.2	Validation en configuration bloc	114
<b>4.4</b>	<b>Simulation thermo-métallurgique dans la ZAT</b>	<b>117</b>
4.4.1	Définition du modèle de dissolution des précipités	117
4.4.2	Validation du modèle de dissolution	120
<b>4.5</b>	<b>Synthèse des résultats</b>	<b>123</b>

---

## 4.1 Objectifs de la simulation numérique

La simulation proposée est axée sur la modélisation par couplage faible des phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques et des interactions entre eux (figure 4.1). Le qualificatif *faible* résulte du fait que les calculs sont réalisés séquentiellement. Un calcul thermique est réalisé en premier, et les résultats de cette simulation permettent de réaliser les calculs mécaniques et métallurgiques. Les impacts de la mécanique sur la thermique, par la dissipation thermique, et de la métallurgie sur la thermique, par le biais de propriétés thermiques dépendantes des phases, sont négligés. Enfin, les interactions entre métallurgie et mécanique ne sont pas prises en compte. Les deux mécanismes de fissuration ont lieu en phase solide. Il n'est ainsi pas nécessaire de développer une modélisation fine à l'échelle du bain liquide. Ceci explique que des hypothèses fortes seront prises dans le bain liquide au-dessus de la température de solidus. De fait, l'accent sera notamment mis sur la ZAT et le dépôt puisque les fissures apparaissent dans ces zones. Ces trois modélisations nécessitent toutes la connaissance d'un certain nombre de paramètres liés au matériau ainsi que l'établissement de conditions aux limites. Dans ce chapitre, nous présenterons les modèles et hypothèses associées à chaque type de simulation. Enfin, les résultats issus de la simulation seront comparés avec des résultats expérimentaux pour valider les modèles.

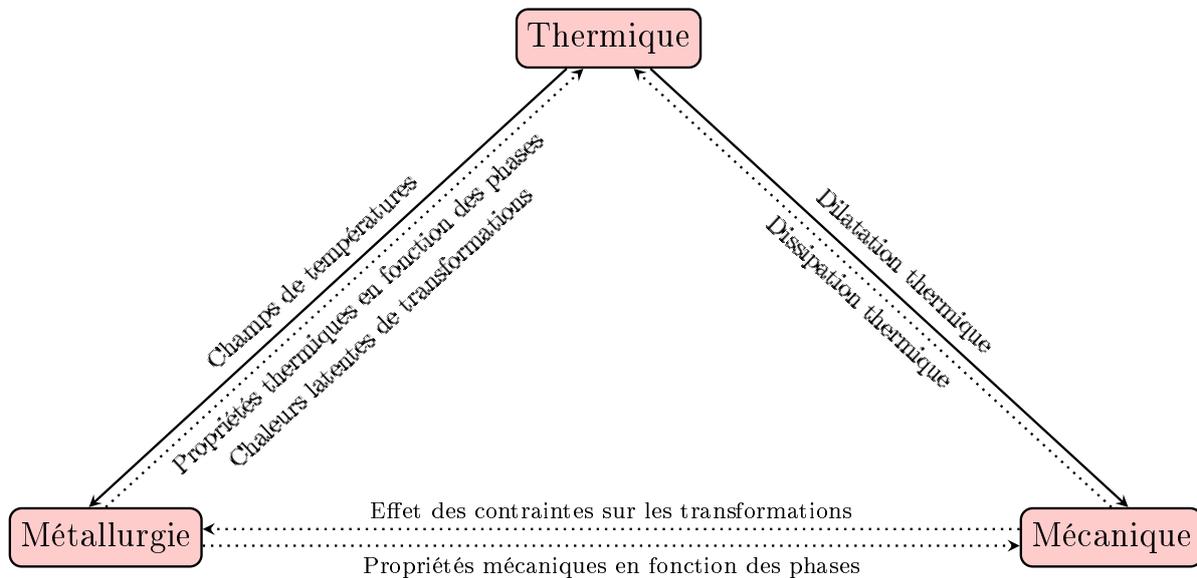


FIGURE 4.1 – Schéma des phénomènes physiques et de leurs interactions simulées

Le procédé de rechargement consiste en un apport de matière à l'aide d'une source de chaleur localisée. C'est pourquoi dans un premier temps, nous développerons une modélisation de la thermique du procédé, avec et sans apport de matière. Elle consiste à calculer les températures en chaque point du substrat et du dépôt pendant l'opération de rechargement. Nous allons notamment simuler les essais présentés dans le chapitre 3 en comparant résultats numériques et expérimentaux de champs thermiques (grâce à des thermocouples) et dimensions de zone fondue. La précision du calcul thermique est essentielle car ce dernier sert de base aux calculs mécaniques et métallurgiques. En effet, les champs de température calculés serviront de données d'entrée pour le calcul des contraintes et déformations mécaniques ainsi que des évolutions métallurgiques.

L'objectif de la simulation mécanique est de calculer les contraintes et déformations mécaniques pendant l'opération de rechargement jusqu'à aboutir aux contraintes résiduelles après refroidissement. La dilatation thermique différentielle et le bridage des pièces sont à l'origine des contraintes et déformations thermo-mécaniques générées par le procédé. Celles-ci sont entre

autres responsables de l'apparition des fissures. Le calcul mécanique nécessite l'utilisation en données d'entrée des champs de température calculés partout dans la pièce. De plus, l'identification d'une loi de comportement du matériau sur le domaine de températures étudiées est primordiale.

En plus du calcul des contraintes et déformations mécaniques, il est intéressant d'utiliser la simulation numérique afin de prévoir les états métallurgiques responsables de la fragilisation mécanique du matériau. Deux phénomènes ont été identifiés, la liquation des précipités  $\gamma/\alpha$  primaires dans la ZAT et la ségrégation interdendritique du soufre dans le dépôt. Seul le premier phénomène sera simulé dans ce travail. Pour cela, nous allons calculer la dissolution hors équilibre thermodynamique des précipités primaires dans la ZAT afin de prévoir le phénomène de liquation. Comme pour la simulation mécanique, les champs thermiques issus du modèle thermique servent de données d'entrées au modèle de dissolution.

Les simulations numériques thermiques et mécaniques ont été réalisées à l'aide de la suite d'éléments finis Z-set développée conjointement entre le Centre des Matériaux (MINES Paris-Tech), l'Onera et NW Numerics [138]. Z-set dispose d'un grand nombre de bibliothèques et d'outils destinés à la simulation avancée en mécanique des matériaux. Ainsi la loi de comportement utilisée sera également établie en utilisant les outils de Z-set.

## 4.2 Simulation thermique

Dans cette partie, nous présenterons les hypothèses et conditions aux limites du modèle thermique. Nous procéderons en deux étapes. Dans un premier temps, nous simulerons les essais en configuration ligne de fusion, c'est-à-dire sans métal d'apport. Dans un second temps, nous introduirons l'apport de matière. Les simulations seront comparées avec des essais expérimentaux instrumentés afin de valider le modèle.

### 4.2.1 Définition du modèle thermique

#### 4.2.1.1 Résolution de l'équation de la chaleur

La simulation thermique repose sur la résolution de l'équation transitoire de la chaleur en chaque point (équation 4.1).

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla(\lambda \nabla T) = 0 \quad (4.1)$$

avec  $T$  la température,  $C_p$  la capacité calorifique,  $\rho$  la masse volumique,  $\nabla$  l'opérateur nabla et  $\lambda$  la conductivité thermique.

Il est nécessaire de prendre en compte les évolutions des propriétés thermiques en fonction de la température car celles-ci varient grandement sur la plage de températures étudiée. Dans le cas où des transformations de phase impactent fortement les propriétés thermiques du matériau, il peut être nécessaire de coupler de manière forte les calculs thermiques et métallurgiques [139]. Par calorimétrie différentielle à balayage, Danis a montré que les chaleurs latentes de précipitation et de dissolution des précipités étaient négligeables devant la chaleur latente de fusion [26]. C'est pourquoi les calculs thermiques et métallurgiques sont découplés ici.

#### 4.2.1.2 Conditions initiales et aux limites du problème

La température est une variable nodale. La condition initiale à  $t = 0$  s se caractérise par une température  $T_0$  en chaque nœud du substrat qui est fixée à la température ambiante soit  $20^\circ\text{C}$ . Des pertes par convection et rayonnement sont appliquées sur toutes les faces extérieures du substrat (équation 4.2).

$$\vec{n}(\lambda \nabla T) = h(T_0 - T) + \varepsilon \sigma (T_0^4 - T^4) \quad (4.2)$$

avec  $h$  le coefficient de convection,  $\sigma$  la constante de Stefan-Boltzmann,  $\varepsilon$  l'émissivité du matériau,  $T$  la température et  $T_0$  la température extérieure.

Sur la face supérieure du substrat, une source de chaleur surfacique  $q$  est introduite et s'ajoute aux pertes thermiques (équation 4.3 et figure 4.2).

$$\vec{n}(\lambda \nabla T) = q(x, y) + h(T_0 - T) + \varepsilon \sigma (T_0^4 - T^4) \quad (4.3)$$

L'émissivité du matériau a été fixée à 0,6 [26,139]. La valeur du coefficient de convection sera explicitée par la suite puisqu'il s'est avéré qu'elle dépendait de la température et du type d'essai. Dans tous les cas, la convection s'écrit comme la somme de la contribution de la convection naturelle de l'air et d'une convection forcée permettant de représenter plus finement les pertes de chaleur dues au gaz porteur. En effet, le gaz porteur de la poudre dans la buse sert aussi de protection locale gazeuse et affecte de manière non négligeable les champs de températures.

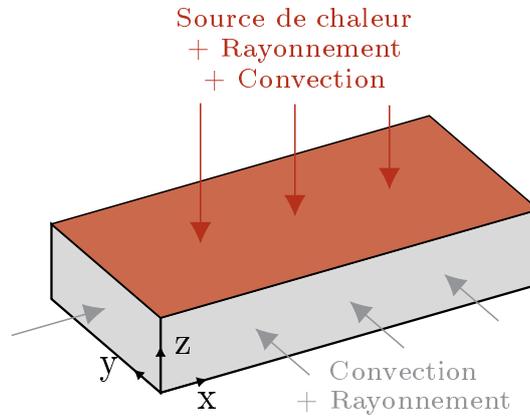


FIGURE 4.2 – Conditions aux limites de la simulation thermique

#### 4.2.1.3 Source de chaleur

Selon le procédé, l'apport de chaleur peut être simulé par différentes sources de chaleur équivalentes [140,141]. Dans le cadre du procédé CLAD utilisé, la distribution de puissance expérimentale a été mesurée dans un cas stationnaire (sans déplacement du laser) au point focal. Pour une puissance nominale de 350 W, la source de chaleur est alors de type *tophat* ou *super-gaussienne* (figure 4.3).

La source de chaleur est simulée par l'application d'un flux surfacique de type *tophat* (équation 4.4) sur la surface supérieure du substrat.

$$q(x, y, t) = \frac{2\eta P}{\pi r_0^2} \exp \left( -2 \left( \frac{(x - x_0)^{n_x}}{r_0^{n_x}} + \frac{(y - y_0)^{n_y}}{r_0^{n_y}} \right) \right) \quad (4.4)$$

avec  $P$  la puissance nominale du laser,  $\eta$  le rendement,  $x_0$  et  $y_0$  la position de la source,  $r_0$  le rayon de la source et  $n_x$  et  $n_y$  2 exposants qui permettent de jouer sur le facteur de forme de la source de chaleur.

Le rayon  $r_0$  de la source est de 0,55 mm.  $P$  représente la valeur de la puissance nominale en Watt et le facteur  $\eta$  désigne le rendement du laser (inférieur à 1) qui dépend des conditions opératoires. En agissant sur les exposants  $n_x$  et  $n_y$ , il est possible de modifier la répartition 3D

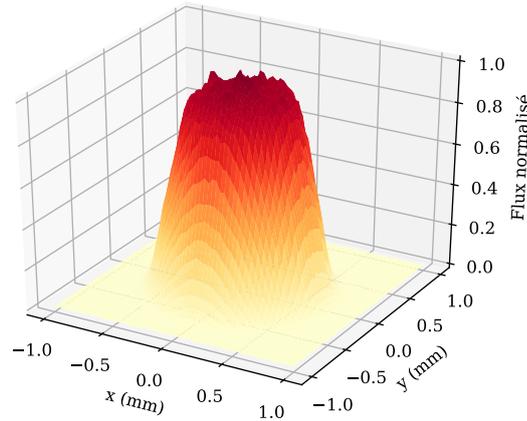
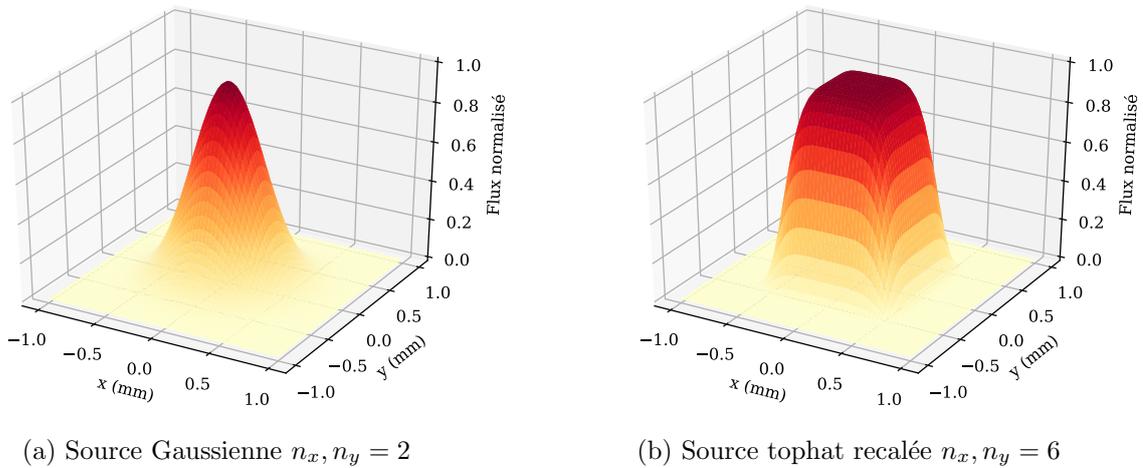


FIGURE 4.3 – Distribution normalisée de puissance mesurée expérimentalement au point focal mesurée à Irepa Laser

de la fonction. Pour  $n_x$  et  $n_y$  égaux à 2, on retrouve une source gaussienne classique (figure 4.4a). En augmentant ces deux paramètres, la source devient plus large. Par comparaison avec la source mesurée expérimentalement, les exposants  $n_x$  et  $n_y$  ont été fixés à 6 (figure 4.4b).



(a) Source Gaussienne  $n_x, n_y = 2$

(b) Source tophat recalée  $n_x, n_y = 6$

FIGURE 4.4 – Source de chaleur numérique

#### 4.2.1.4 Propriétés thermiques du matériau

La résolution du transitoire de chaleur nécessite la connaissance de la conductivité thermique  $\lambda$  et de la capacité calorifique massique  $C_p$  du matériau. De plus, la masse volumique  $\rho$  du matériau vaut  $8110 \text{ kg/m}^3$  à température ambiante [142]. Les données utilisées sont issues de la littérature [143, 144] (figure 4.5). Les températures respectives à l'équilibre du solidus et du liquidus sont fixées à  $1255 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $1355 \text{ }^\circ\text{C}$  [142]. Ces données de George et Galka ont été utilisées. En dehors de l'intervalle de mesures, les valeurs ont été extrapolées linéairement (en pointillés sur le graphique) jusqu'à la température de liquidus de l'alliage puis gardées constantes au-delà. Pour la capacité calorifique massique, le choix a été fait de ne pas prendre en compte la chaleur

latente de fusion car son introduction ne modifie que très peu les champs de températures calculés mais augmente sensiblement les temps de calcul (tableau 4.2).

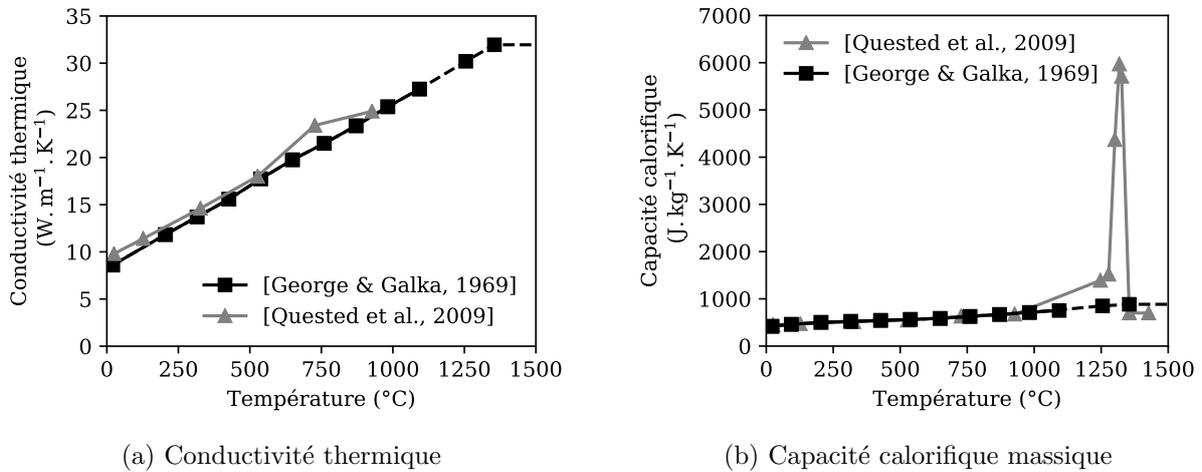


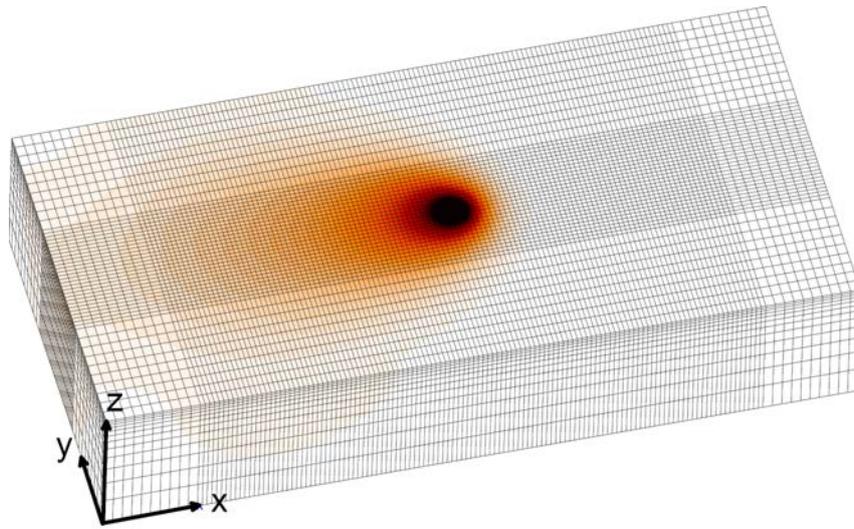
FIGURE 4.5 – Propriétés thermiques de l'IN738LC

#### 4.2.2 Simulation sans apport de matière

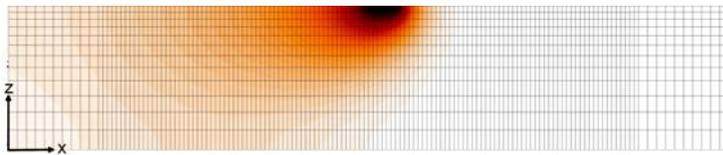
Tout d'abord, les simulations ont été réalisées sans apport de matière afin de calibrer le modèle. La source de chaleur mobile est appliquée sur la face supérieure du substrat. La figure 4.6 présente un exemple de résultat du calcul des champs de température à un instant donné de la réalisation d'une ligne de fusion. Le laser se déplace de la gauche vers la droite de la plaque. La forme elliptique des isothermes de température est bien reproduite que ce soit en coupe longitudinale (figure 4.6b) ou transversale (figure 4.6c). Les éléments sont de type parallélépipède à 8 points d'intégration (C3D8). La zone d'irradiation du laser est raffinée avec une taille d'éléments plus petite. Un déraffinement progressif est utilisé selon la profondeur (figure 4.6c).

La simulation numérique a été validée à l'expérience par comparaison des dimensions de la zone fondue issues de coupes transversales avec les isothermes de solidus et liquidus issus de la simulation. Après ajustement du rendement  $\eta$ , il semble impossible de faire coïncider le rapport largeur/profondeur de la zone fondue avec l'expérience (figure 4.7). En effet, à largeur équivalente, les profondeurs calculées sont systématiquement supérieures à celles mesurées expérimentalement.

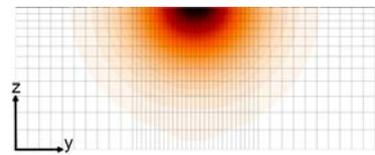
Cet écart systématique pourrait être dû au fait que les mouvements convectifs, dans le bain de fusion, ne sont pas reproduits dans ce type de simulation. Il est possible de reproduire artificiellement les mouvements de convection en prenant une conductivité thermique anisotrope au-dessus de la température de solidus du matériau (figure 4.8) [26,95]. Un rapport de 1/3 entre la conductivité dans la profondeur et les autres directions permet d'avoir un bon accord entre les dimensions de la zone fondue simulée et mesurée (figure 4.9).



(a) Calcul 3D



(b) Coupe longitudinale xz



(c) Coupe transversale yz

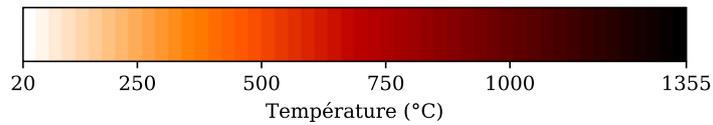


FIGURE 4.6 – Calcul des températures au cours d'un essai de ligne de fusion  
Ligne de fusion,  $(P, V) = (372 \text{ W}, 159 \text{ mm/min})$

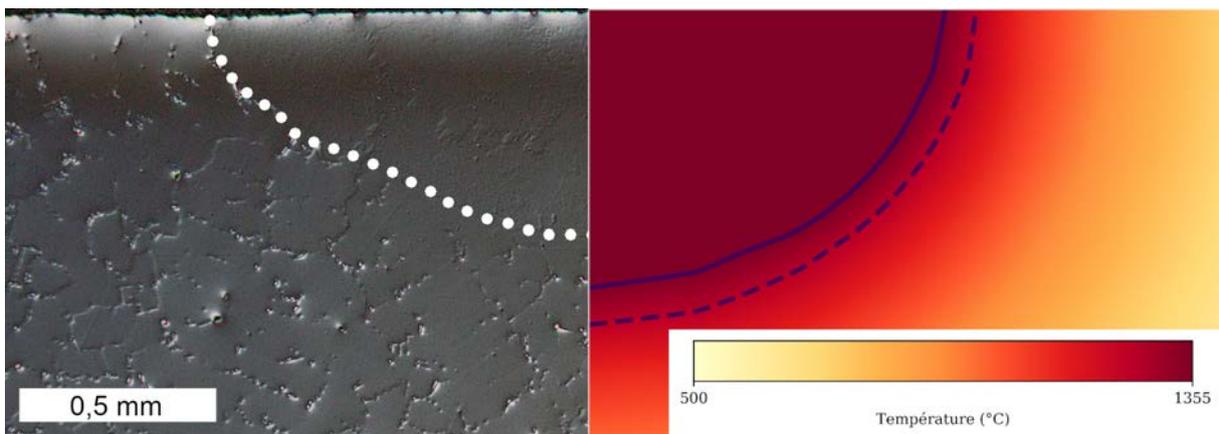


FIGURE 4.7 – Cas avec une conductivité isotrope  
À gauche : coupe transversale expérimentale et à droite coupe issue de la simulation avec les isothermes de liquidus et solidus respectivement en trait plein et en pointillés  
Ligne de fusion,  $(P, V) = (372 \text{ W}, 159 \text{ mm/min})$

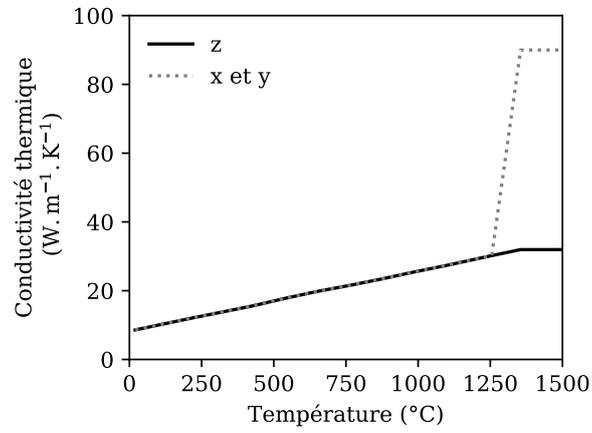


FIGURE 4.8 – Conductivité thermique anisotrope en configuration ligne de fusion

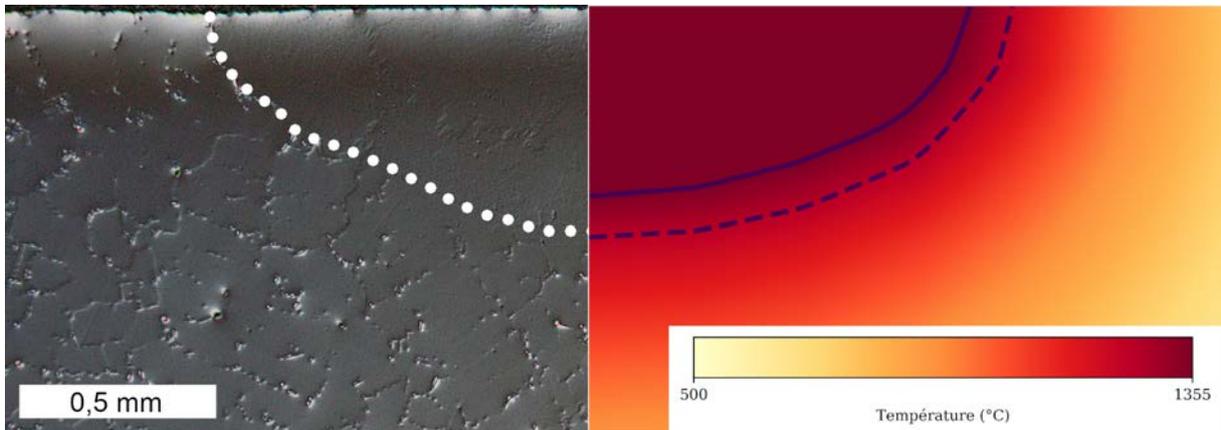


FIGURE 4.9 – Cas avec une conductivité anisotrope  
 À gauche : coupe transversale expérimentale  
 À droite coupe issue de la simulation avec les isothermes de liquidus et solidus respectivement  
 en trait plein et en pointillés  
 Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min)

Une analyse de convergence du maillage a été réalisée en raffinant progressivement la taille des éléments dans la zone d'irradiation du laser (tableau 4.1). Dans la zone irradiée par le laser, si la taille des éléments est supérieure à 1,25 mm, alors la source de chaleur se déplace mais sans chauffer le substrat. Cela est dû au fait que la source de chaleur n'est alors appliquée que sur un élément. Logiquement, plus le maillage est raffiné, plus le nombre de degrés de liberté devient important.

Taille du maillage (mm)	1,25	1	0,75	0,5	0,25	0,125
Nombre de degrés de liberté	2821	5166	11880	28350	89817	341649

TABLEAU 4.1 – Analyse de convergence, maillages testés  
Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min)

Les simulations sont effectuées sur cluster de calcul équipé d'un processeur *Intel® Xeon® E5-2680 v4* à 20 cœurs cadencé à 2,40 GHz. L'analyse de convergence est réalisée en utilisant 4 processeurs. La convergence du maillage est étudiée en comparant les dimensions de la zone fondue (isotherme de solidus), largeur et profondeur, avec la durée de la simulation en fonction de la taille du maillage (figure 4.10). Les dimensions de la zone fondue varient grandement quand le maillage est grossier (> 0,5 mm) et commencent à se stabiliser à partir de 0,5 mm. En revanche, les temps de calcul augmentent fortement en diminuant la taille du maillage. Avec un maillage de 0,125 mm, la réalisation d'une seule ligne de fusion nécessite un peu plus de 4 heures contre environ 1 heure avec un maillage de 0,25 mm. Le maillage de 0,25 mm permet d'obtenir un bon compromis entre convergence et temps de calcul.

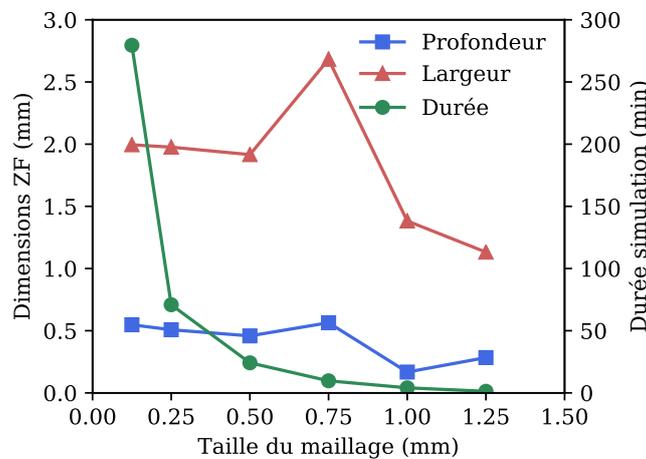


FIGURE 4.10 – Convergence des dimensions de la zone fondue en fonction de la taille du maillage  
Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min)

L'impact de la prise en compte ou non de la chaleur latente de fusion a été étudié (tableau 4.2). Il est possible d'obtenir des tailles équivalentes de zone fondue avec ou sans prise en compte de la chaleur latente. Pour cela, il est quand même nécessaire d'augmenter légèrement le rendement du laser. Ainsi, il n'est pas nécessaire de prendre en compte le pic de fusion, d'autant plus qu'il fait augmenter le temps de calcul d'environ 22 %.

Chaleur latente de fusion	Rendement $\eta$	Durée du calcul (s)	Largeur ZF (mm)	Profondeur ZF (mm)
Sans	0,28	4252	1,976	0,508
Avec	0,31	5195	2,029	0,510

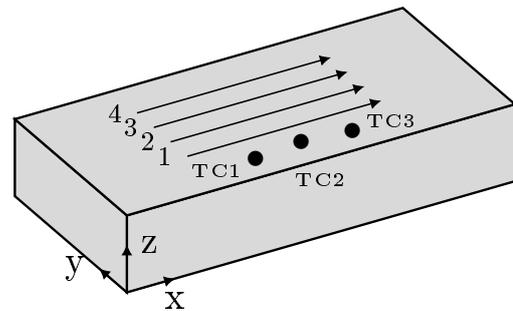
TABLEAU 4.2 – Simulation thermique avec ou sans prise en compte de la chaleur latente de fusion

Ligne de fusion,  $(P, V) = (372 \text{ W}, 159 \text{ mm/min})$

Une deuxième étape de validation du modèle consiste à comparer les champs de températures simulés et expérimentaux. Pour cela, des thermocouples de type K de 200  $\mu\text{m}$  de diamètre ont été soudés par point sur le substrat (figure 4.11a). Quatre lignes de fusion parallèles ont été réalisées sur un substrat de dimensions 20x40x3 en s'éloignant de plus en plus des thermocouples (figure 4.11b). La figure 4.12 montre la position des thermocouples sur la simulation, aux positions déterminées expérimentalement, en 3D pendant le passage de la troisième ligne de fusion.



(a) Photo



(b) Illustration de l'essai

FIGURE 4.11 – Instrumentation par thermocouples en configuration ligne de fusion

Un zoom lors du passage de la première ligne permet de mieux voir les différences entre mesures et simulation (figure 4.13). Le rendement  $\eta$  de 0,28, utilisé dans le cas des mono-lignes de fusion, permet d'approcher de manière très satisfaisante le premier pic de température (figure 4.13a). En revanche, avec une convection naturelle de  $10 \text{ W/m}^2/\text{K}$  appliquée à l'ensemble de la plaque, en fin de simulation, un écart significatif est observé entre le calcul et les valeurs expérimentales. De manière analogue à ce qui peut être fait dans la littérature [145], un coefficient d'échange dépendant de la température a été introduit (figure 4.14). Celui-ci permet de mieux recalibrer les champs thermiques mesurés notamment au moment du refroidissement (figure 4.13b).

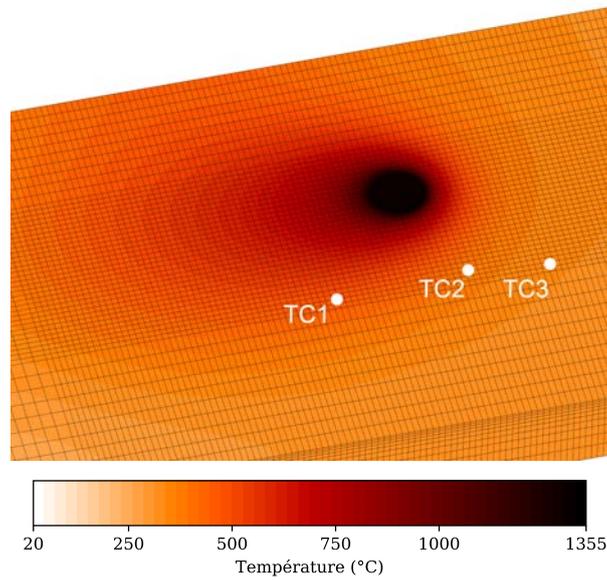
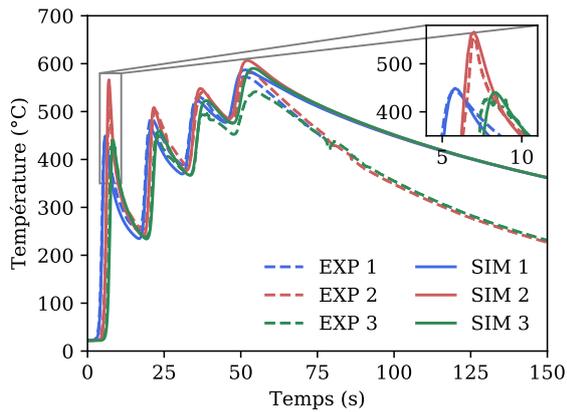
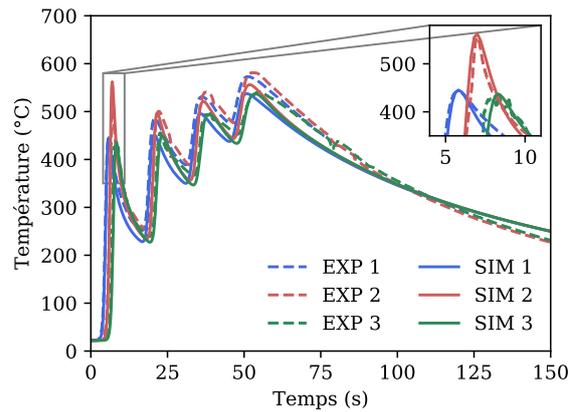


FIGURE 4.12 – Champs de température lors du passage de la troisième ligne de fusion et positions des thermocouples  
4 lignes de fusion,  $(P, V) = (372 \text{ W}, 159 \text{ mm/min})$



(a) Avec seulement de la convection naturelle



(b) Avec une convection forcée dépendant de la température

FIGURE 4.13 – Recalage de thermocouples  
4 lignes de fusion,  $(P, V) = (372 \text{ W}, 159 \text{ mm/min})$

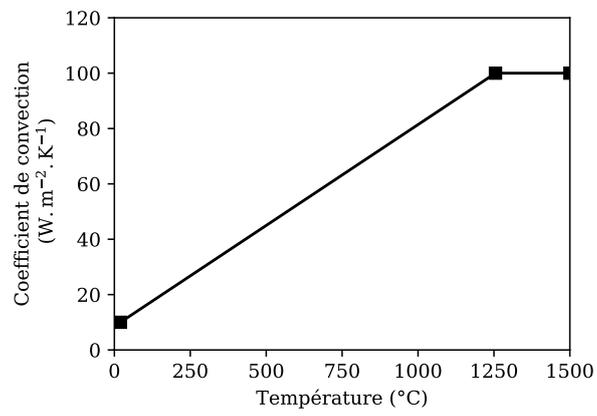


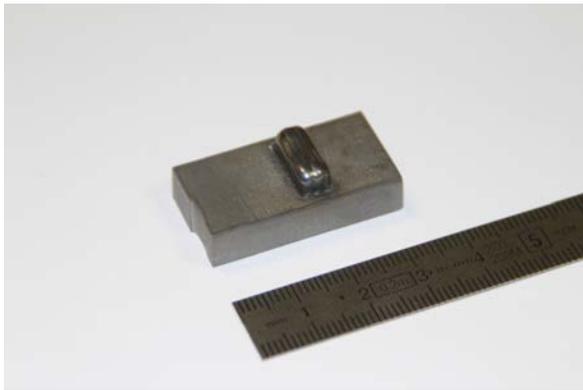
FIGURE 4.14 – Évolution du coefficient d'échange thermique en fonction de la température  
Configuration ligne de fusion

## 4.2.3 Simulation avec apport de matière

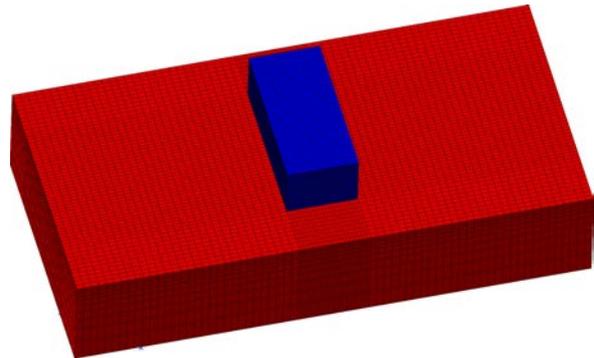
### 4.2.3.1 Modélisation de l'apport de matière

L'apport de matière est simulé par la technique d'activation des éléments. Le développement de la méthode a été conduit dans Z-set par le Centre des Matériaux dans le cadre des thèses de Longuet [145] et Marion [146]. Le dépôt est défini par un *elset* (groupe d'éléments) différent du substrat et est inactif au début du calcul (figure 4.15). Le déplacement du laser est introduit dans un fichier contenant toutes les positions du laser en fonction du temps. Les éléments inactifs sont activés au fur et à mesure du déplacement de la source de chaleur.

Deux paramètres sont définis pour définir la *boite d'activation* : la hauteur  $H$  à activer sous le centre de la source de chaleur ainsi que la largeur  $W$ . Au fur et à mesure de l'activation des éléments, l'enveloppe extérieure soumise aux phénomènes de convection et de rayonnement évolue si bien qu'elle est recalculée à chaque pas de temps. À  $t = 0$  s, les nœuds de l'*elset substrat* sont à 20 °C. Dès que les éléments sont activés, la température d'activation des nœuds Tact est fixée à la température de liquidus. Un autre choix est possible. Par exemple, Longuet a choisi la température ambiante comme température d'activation [145]. Notre choix d'utiliser la température de liquidus a été motivé par le fait que dans la réalité, les particules de poudre arrivent déjà fondues dans le bain de fusion.



(a) Essai expérimental



(b) Définition des elsets en configuration rechargement : en rouge le substrat actif et en bleu l'elset rechargement inactif en début de calcul

FIGURE 4.15 – Rechargement en configuration bloc

### 4.2.3.2 Configurations de simulation

En configuration rechargement, le maillage du dépôt est composé d'éléments de type C3D8. De plus, même si les dimensions des cordons peuvent varier, nous avons fait le choix de fixer le nombre d'éléments dans la hauteur  $H$  (4 éléments) et dans la largeur  $W$  (5 éléments) dans chaque cordon. Cela permet d'avoir un maillage relativement proche de celui utilisé dans la simulation sans apport de matière.

La simulation est validée dans les configurations *mur* et *bloc*. Les dimensions  $L$  et  $W$  des passes sont issues de mesures des dimensions de mono-cordons à Irepa Laser. Pour cela, un appareil de mesure de rugosité de surface Alicona a été utilisé. Ainsi, les trajectoires expérimentales de *lasage* sont utilisées dans la simulation afin de définir le déplacement de la source de chaleur. La position des thermocouples est mesurée *a posteriori* par rapport au dépôt par analyse d'images.

### 4.2.3.3 Validation en configuration mur

Le rechargement en configuration mur présente un rayon sur les deux extrémités (figure 4.16a) si bien que la longueur de la passe dépend du numéro de couche. La figure 4.16b présente la stratégie de construction associée. Le rechargement comprend 8 couches avec alternance du nombre de passes. Chaque passe mesure 400  $\mu\text{m}$  de haut et 1,6 mm de large. Enfin, les passes sont réalisées avec une stratégie de type aller-retour. La figure 4.17 présente un exemple de confrontation modèle-expérience dans le cadre d'un rechargement en configuration mur réalisé avec un couple de puissance et de vitesse faible (250 W, 150 mm/min) et un rendement de 0,33.

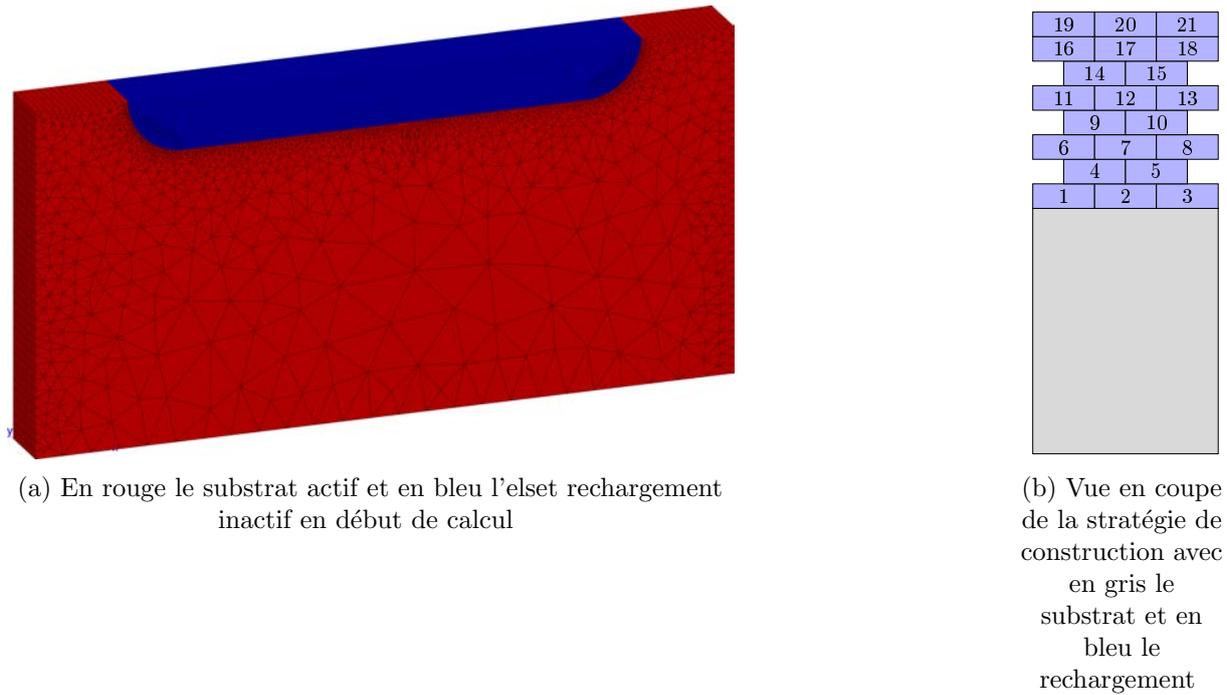


FIGURE 4.16 – Rechargement en configuration mur

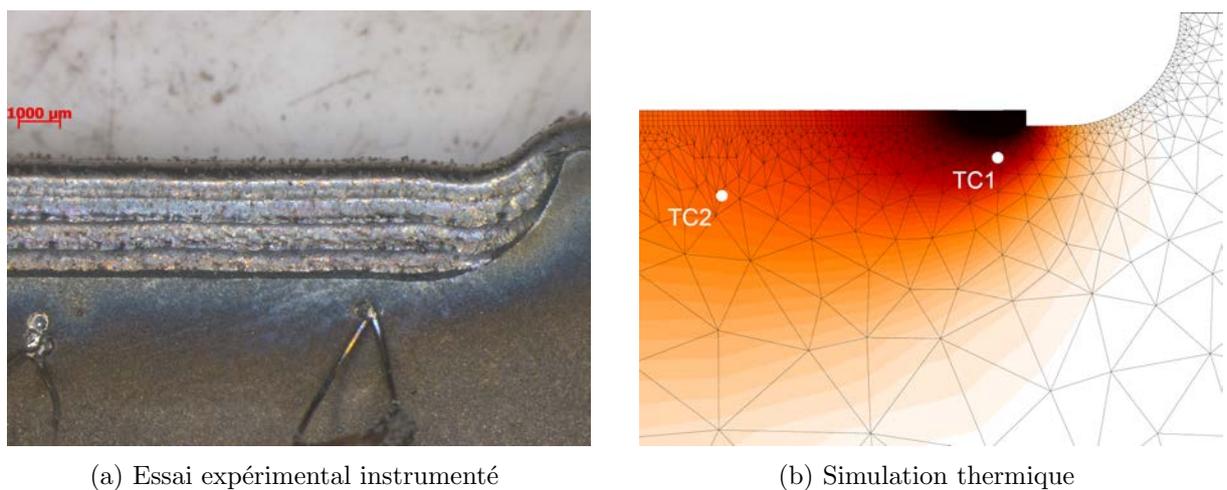


FIGURE 4.17 – Comparaison expérience/calcul  
Rechargement en configuration mur,  $(P, V, D) = (250 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 0,9 \text{ g/min})$

La figure 4.18 présente les comparaisons entre les cycles de température calculés et mesurés.

La figure présente un zoom lors du dépôt des trois passes de la troisième couche. L'exemple permet de mettre encore une fois en exergue l'importance de la prise en compte de la convection forcée. En effet, avec une convection seulement naturelle, le substrat a tendance à s'échauffer plus que la réalité (figure 4.18a). L'ajout de la convection forcée introduite dans le cas ligne de fusion (figure 4.14) permet de reproduire très convenablement les cycles thermiques mesurés par les thermocouples (figure 4.18b).

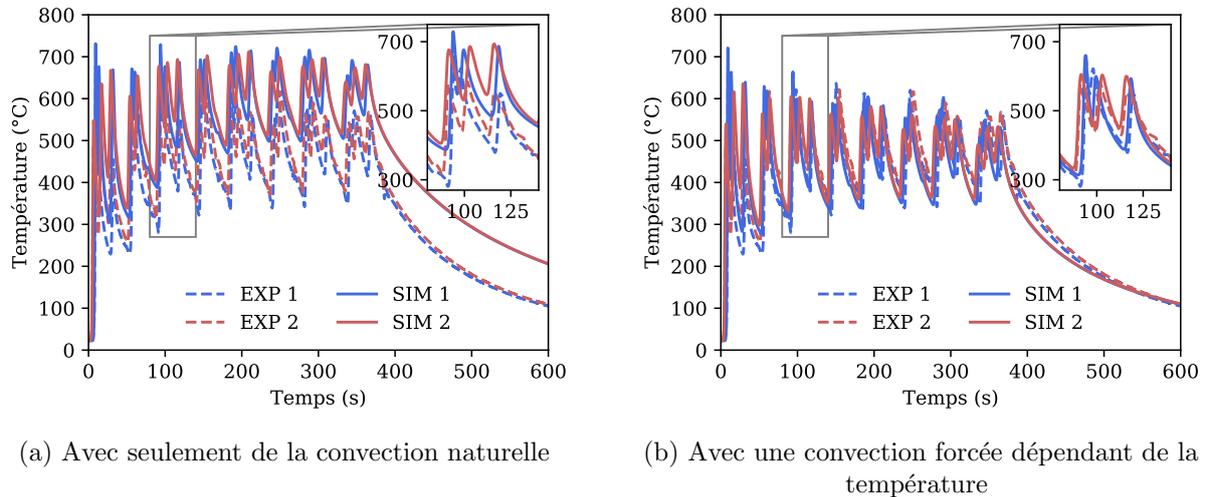


FIGURE 4.18 – Recalage de thermocouples  
Rechargement en configuration mur,  $(P, V, D) = (250 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 0,9 \text{ g/min})$

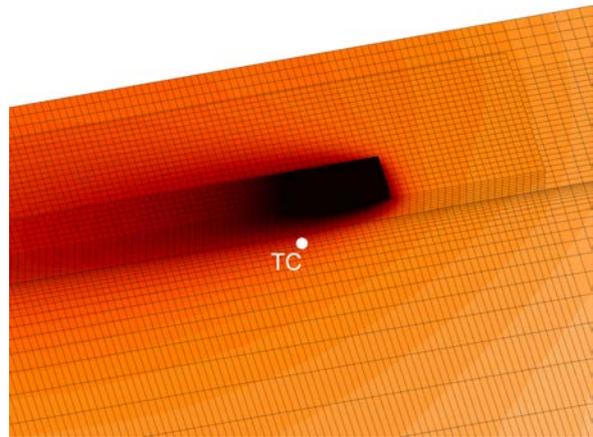
#### 4.2.3.4 Validation en configuration bloc

La thermique a également été recalée en configuration bloc. Cet essai, réalisé pour un couple de puissance et vitesse élevé (540 W, 700 mm/min) a consisté en la réalisation d'un bloc de 8 couches comprenant chacune 5 passes de 23 mm avec une stratégie de type *aller-retour* (figure 4.19). Chaque passe mesure 500  $\mu\text{m}$  de haut et 1,5 mm de large.

Un rendement  $\eta$  de 0,29 permet d'approcher de manière satisfaisante les valeurs des premiers pics (figure 4.20). Sans convection forcée (figure 4.20a), l'écart entre simulation et expérience devient significatif dès la deuxième couche. L'écart entre les deux est largement réduit avec l'introduction d'une convection forcée (figure 4.20b). En revanche, les pics de refroidissement entre les couches ne sont pas tout à fait bien simulés. En effet, pendant les temps de temporisation entre couches, la buse continue à souffler du gaz (et de la poudre) sur la pièce et notamment directement sur les thermocouples d'où des refroidissements beaucoup plus marqués expérimentalement que numériquement. Cet essai n'a pas été réalisé lors de la même campagne d'essais et le débit de gaz a été augmenté entre temps. Le coefficient de convection a donc été augmenté par rapport aux cas précédents (figure 4.21). Néanmoins, le recalage reste acceptable compte tenu du nombre de passes et du fait que celles-ci peuvent varier en forme expérimentalement pendant le rechargement et donc affecter les champs thermiques. Il pourrait être intéressant d'introduire dans la simulation une convection forcée mobile de la même manière que la source de chaleur afin de modéliser de manière plus réaliste le refroidissement provoqué par le gaz soufflé par la buse.



(a) Essai expérimental instrumenté



(b) Simulation thermique de l'essai au niveau de la première passe de la troisième couche

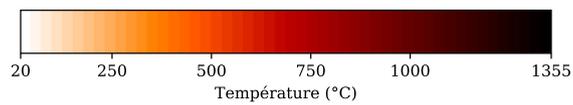
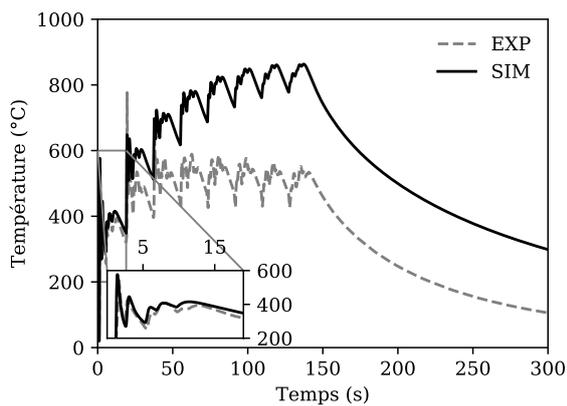
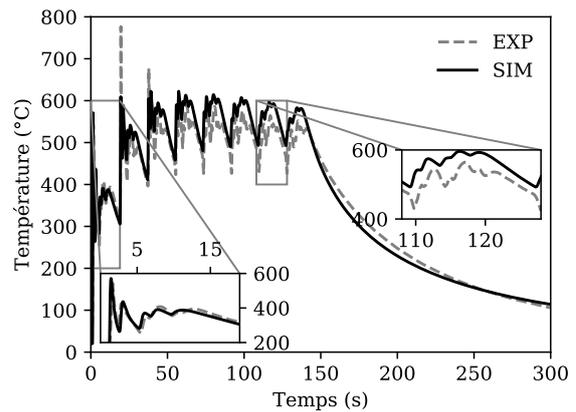


FIGURE 4.19 – Comparaison expérience/calcul  
Rechargement en configuration bloc,  $(P, V, D) = (660 \text{ W}, 700 \text{ mm/min}, 3,4 \text{ g/min})$



(a) Avec seulement de la convection naturelle



(b) Avec une convection forcée dépendant de la température

FIGURE 4.20 – Recalage de thermocouples  
Rechargement en configuration bloc,  $(P, V, D) = (660 \text{ W}, 700 \text{ mm/min}, 3,4 \text{ g/min})$

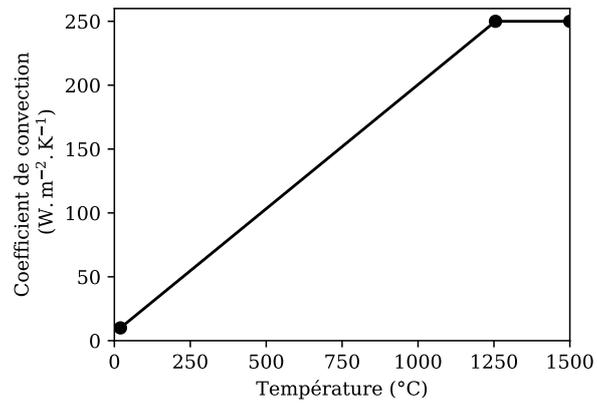


FIGURE 4.21 – Évolution du coefficient d'échange thermique en fonction de la température  
Rechargement en configuration bloc

## 4.3 Simulation thermo-mécanique

Le but de la simulation mécanique est de déterminer le niveau de contraintes mécaniques et de déformations s'établissant au cours du rechargement multi-passes de l'IN738LC. En effet, les contraintes et déformations sont notamment responsables de l'apparition de fissures dans la ZAT et dans le dépôt. Les hypothèses du modèle et la loi de comportement développées sont présentées dans cette partie. L'idée est de pouvoir évaluer les contraintes mécaniques s'établissant en fonction du temps et de la température. En effet, ces données permettront, dans le dernier chapitre, d'évaluer la sensibilité à la fissuration du matériau.

### 4.3.1 Définition du modèle mécanique

#### 4.3.1.1 Dilatation thermique

Nous avons vu dans l'étude bibliographique que le principal moteur de l'établissement des contraintes dans un problème de type soudage se situe au niveau de la dilatation thermique différentielle. En effet, la simulation thermique présentée nous montre qu'il y a de très importants gradients thermiques au cours du procédé de rechargement. Ainsi, des contraintes vont se créer au refroidissement entre le dépôt chaud et le substrat plus froid. Il est ainsi nécessaire avant toute chose de fournir l'évolution du coefficient d'expansion thermique par rapport à la température. La figure 4.22 montre deux évolutions issues de la littérature [143, 144]. Les données de Quedsted *et al.* ont été retenues. De plus, le coefficient de dilatation a été extrapolé linéairement jusqu'à la température de solidus puis volontairement réduit au-delà afin d'éviter d'avoir des déformations trop importantes et non réalistes dans le bain liquide.

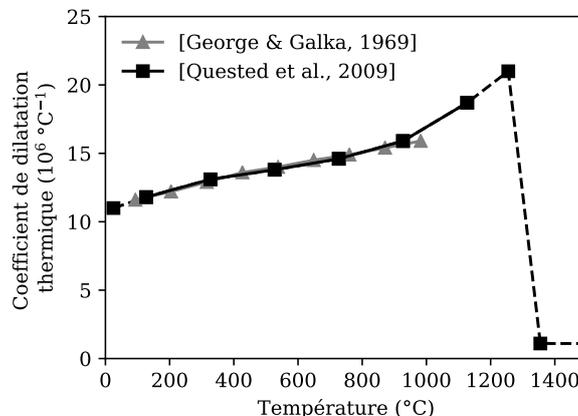


FIGURE 4.22 – Évolution en fonction de la température du coefficient de dilatation thermique de l'IN738LC

#### 4.3.1.2 Loi de comportement élasto-visco-plastique

Dans cette étude, une loi de comportement de type élasto-visco-plastique (EVP) qui dépend de la température a été établie [147]. En effet, la pièce (substrat + dépôt) subit un cycle thermique complexe avec des températures évoluant entre l'ambiante et la température de fusion du matériau. Dès lors, nous présenterons les essais mécaniques réalisés jusqu'à 1000 °C ainsi que les différentes extrapolations jusqu'au liquidus du matériau. Les effets des vitesses de sollicitation ont aussi été regardés.

Dans le cadre de petites déformations, la déformation totale peut s'écrire comme la somme des déformations élastiques, thermiques et viscoplastiques (équation 4.5).

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}_e + \underline{\underline{\varepsilon}}_{th} + \underline{\underline{\varepsilon}}_{vp} \quad (4.5)$$

avec  $\underline{\underline{\varepsilon}}_e$ ,  $\underline{\underline{\varepsilon}}_{th}$  et  $\underline{\underline{\varepsilon}}_{vp}$  les tenseurs respectifs des déformations élastiques, thermiques et viscoplastiques.

En élasticité pure, l'équation 4.6 donne la déformation élastique.

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_e = \left( \frac{1 + \nu}{E} \right) \underline{\underline{\sigma}} - \frac{\nu}{E} tr(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \quad (4.6)$$

avec  $\nu$  le coefficient de Poisson,  $E$  le module de Young,  $\underline{\underline{\sigma}}$  le tenseur des contraintes et  $\underline{\underline{I}}$  le tenseur identité.

Le tenseur des déformations thermiques fait intervenir le coefficient de dilatation thermique (équation 4.7).

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_{th} = (\alpha(T) * (T - T_{ref}) - \alpha_{T_0} * (T_0 - T_{ref})) \underline{\underline{I}} \quad (4.7)$$

avec  $\alpha$  le coefficient de dilatation qui dépend de la température  $T$ ,  $T_{ref}$  la température de référence des mesures de dilatation,  $T_0$  la température initiale du calcul et  $\underline{\underline{I}}$  le tenseur identité.

Le critère de plasticité du modèle est de type von Mises. La surface de charge du matériau est donnée par la relation 4.8.

$$f = \|\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}\| - \sigma_y \quad (4.8)$$

avec  $\sigma_y$  la limite élastique du matériau et  $\underline{\underline{X}}$  le tenseur d'écroissage cinématique. On verra par la suite que l'écroissage isotrope peut être négligé dans notre cas. Ainsi, si  $f < 0$ , le matériau présente un comportement purement élastique.  $f = 0$  représente la limite du domaine d'élasticité et le matériau présente un comportement plastique pour  $f > 0$ .

Afin de décrire au mieux l'écroissage du matériau, 2 écroissages cinématiques non linéaires  $\underline{\underline{X}}_1$  et  $\underline{\underline{X}}_2$  et 1 écroissage cinématique linéaire  $\underline{\underline{X}}_3$  ont été utilisés. L'écroissage cinématique linéaire  $\underline{\underline{X}}_3$  s'écrit simplement (équation 4.11). Les écroissages cinématiques non linéaires introduits font eux intervenir un terme linéaire et un terme non linéaire de restauration dynamique de l'écroissage. Ce dernier est lié à la vitesse de déformation plastique cumulée par les relations 4.9 et 4.10.

$$\underline{\underline{\dot{X}}}_1 = \frac{2}{3} C_1 \varepsilon_{vp} - D_1 \underline{\underline{X}}_1 \dot{p} \quad (4.9)$$

$$\underline{\underline{\dot{X}}}_2 = \frac{2}{3} C_2 \varepsilon_{vp} - D_2 \underline{\underline{X}}_2 \dot{p} \quad (4.10)$$

$$\underline{\underline{\dot{X}}}_3 = \frac{2}{3} C_3 \varepsilon_{vp} \quad (4.11)$$

avec  $C_i$  le terme linéaire de l'écroissage,  $D_i$  le terme non linéaire,  $\underline{\underline{\varepsilon}}_{vp}$  le tenseur des déformations viscoplastiques et  $\dot{p}$  la vitesse de déformation plastique. Ainsi, la saturation de chaque écroissage est donnée par la valeur du rapport  $C_i/D_i$ .

Enfin, la viscosité se traduit par une loi d'écoulement de type Norton où la déformation viscoplastique dépend de la vitesse d'écoulement.  $\underline{\underline{n}}$  donne la direction de l'écoulement qui est perpendiculaire à la surface de charge (règle de normalité, relation 4.12). L'intensité de l'écoulement  $\dot{p}$  est donnée par la relation 4.13 et dépend de deux paramètres  $K$  et  $n$ .

$$\underline{\underline{\varepsilon_{vp}}} = \underline{\underline{\dot{p}n}} \quad (4.12)$$

$$\dot{p} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \quad (4.13)$$

Ainsi, 9 paramètres doivent être identifiés pour chaque température :  $E$ ,  $\sigma_y$ ,  $C_1$ ,  $D_1$ ,  $C_2$ ,  $D_2$ ,  $C_3$ ,  $n$  et  $K$ .

Cette loi a été identifiée dans la suite *Z-set* à l'aide de la librairie *Z-mat*. Des essais expérimentaux de traction unidirectionnelle et des essais cycliques ont été réalisés à différentes températures. Le tableau 4.3 présente les conditions des essais de traction à trois niveaux de déformations et deux vitesses. Le tableau 4.4 présente les conditions des essais cycliques à température ambiante et à 800 °C.

Température (°C)	$\dot{\varepsilon}$ (s <sup>-1</sup> ) pour $0 \leq \varepsilon \leq 0,02$	$\dot{\varepsilon}$ (s <sup>-1</sup> ) pour $0,02 \leq \varepsilon \leq 0,04$	$\dot{\varepsilon}$ (s <sup>-1</sup> ) pour $0,04 \leq \varepsilon \leq 0,06$
20	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-5</sup>	10 <sup>-2</sup>
600	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-5</sup>	10 <sup>-2</sup>
800	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-5</sup>	10 <sup>-2</sup>
900	10 <sup>-3</sup>	10 <sup>-5</sup>	10 <sup>-3</sup>
1000	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-5</sup>	10 <sup>-2</sup>

TABLEAU 4.3 – Conditions des essais de traction

Température (°C)	$\dot{\varepsilon}$ (s <sup>-1</sup> )
20	10 <sup>-2</sup>
800	10 <sup>-3</sup>

TABLEAU 4.4 – Conditions des essais cycliques

La figure 4.23 montre le recalage des essais de traction uni-axiaux et la figure 4.24 le recalage des essais cycliques associés. L'outil *Z-sim* a permis de simuler les essais mécaniques expérimentaux tandis que le module *Z-opt* a été utilisé afin d'optimiser les paramètres de la loi EVP. Un bon accord est obtenu pour les deux types d'essais. Il faut noter que les essais à 800 °C et 1000 °C ont cassé au deuxième niveau de vitesse de déformation, avant 4% de déformation.

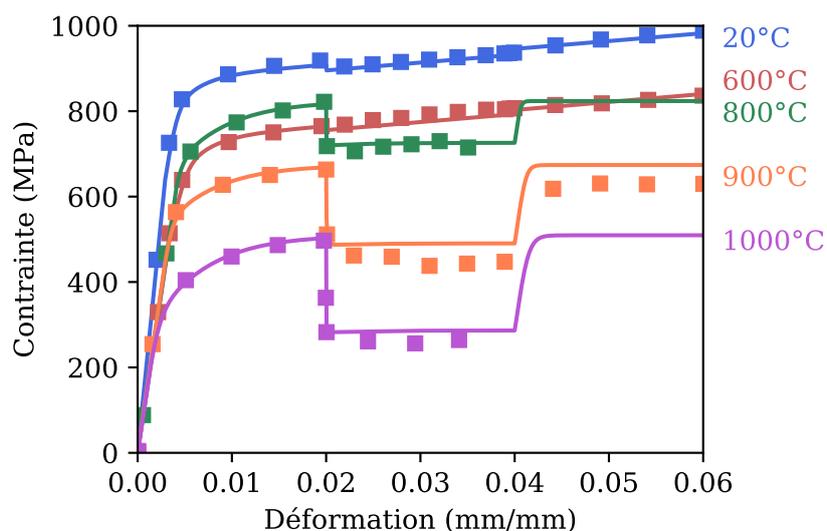


FIGURE 4.23 – Recalage des essais de traction avec en trait plein la simulation par rapport à l'expérience

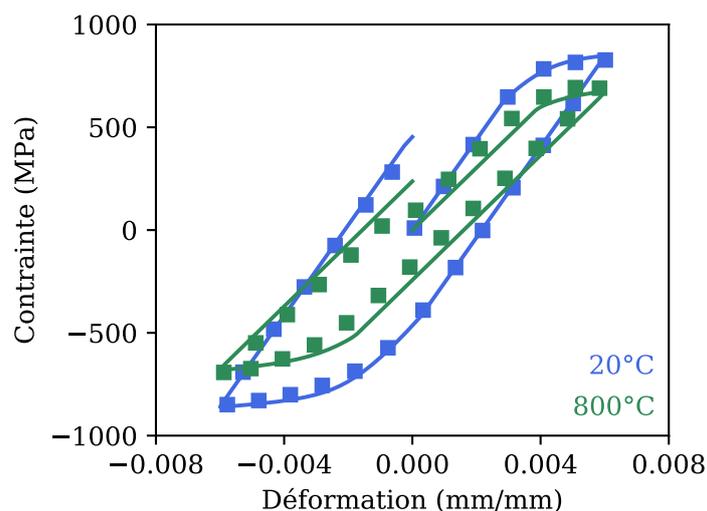


FIGURE 4.24 – Recalage des essais cycliques avec en trait plein la simulation par rapport à l'expérience

Les paramètres de la loi EVP sont présentés dans le tableau 4.5. Un code couleur permet de différencier les paramètres recalés grâce aux essais présentés sur les figure 4.23 et figure 4.24 des autres paramètres. Ainsi, des essais de traction issus de la littérature [26] réalisés à 1100 °C et 1200 °C pour une vitesse de déformation de  $10^{-3} s^{-1}$  ont notamment également été recalés pour disposer d'essais à plus haute température (en vert dans le tableau 4.5). Les valeurs aux plus hautes températures ont été extrapolées de sorte à ce qu'elles n'influent que très peu sur le calcul (en rouge sur le tableau 4.5). Ainsi, le module de Young et la limite élastique ont été abaissés. Les coefficients  $C_i$  de l'écroutissage cinématique ont été annulés et la viscosité fortement diminuée.

Température (°C)	$E$ (GPa)	$\sigma_0$ (MPa)	$C_1$ (MPa)	$D_1$	$C_2$ (MPa)	$D_2$	$C_3$ (MPa)	$n$	$K$ (MPa.s <sup><math>n</math></sup> )
20	221	620	380000	2300	32000	400	1850	2.40	100
600	150	470	390000	2300	35000	400	1900	2.00	100
800	152	530	92000	2300	26000	200	0	4.43	350
900	155	130	50000	2300	23000	200	0	7.69	1000
1000	149	80	50000	2300	32000	200	0	3.00	1150
1100	100	50	23000	2300	10000	200	0	3.00	350
1200	86	20	11500	2300	4000	200	0	2.00	100
1255	40	10	0	2300	0	200	0	2.00	100
1355	2	5	0	2300	0	200	0	2.00	100

TABLEAU 4.5 – Paramètres de la loi de comportement EVP  
 En bleu : les paramètres recalés sur des essais de cette étude  
 En vert : les paramètres recalés sur des essais de la littérature [26]  
 En rouge : les paramètres fixés et extrapolés

#### 4.3.1.3 Conditions initiales et aux limites

Dans la simulation mécanique, les contraintes et déformations sont calculées aux points d'intégration. Ainsi, à l'issue du calcul thermique, les champs de températures interpolés aux points d'intégration sont utilisés en données d'entrée pour le calcul mécanique. Contrairement à la simulation thermique, dans la simulation mécanique, il n'y a pas d'apport de matière via la technique d'activation des éléments. Le dépôt entier est présent dès le début du calcul. Le calcul utilisé nécessite alors une approche de type méthode des *éléments silencieux*, où les paramètres matériaux des éléments que l'on considère non activés doivent être judicieusement choisis pour ne pas influencer sur le reste du calcul. Dans la pratique, à chaque pas de temps, tous les éléments considérés comme inactifs ont une température de 1355 °C (figure 4.25). L'abaissement du coefficient de dilatation et du module de Young à cette température fait que ces éléments n'ont que très peu d'influence sur le reste du calcul mécanique.

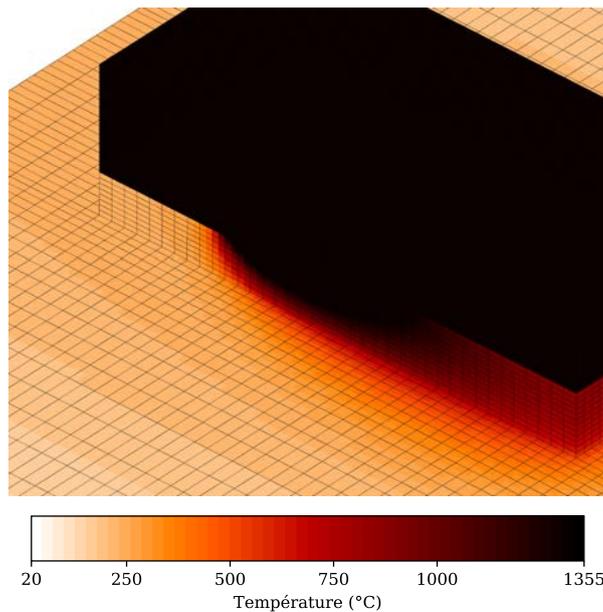


FIGURE 4.25 – Champs de températures aux points d'intégration à un instant donné du calcul Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

En configuration bloc, la face inférieure du substrat est bloquée dans la direction  $z$ . De plus, afin de simuler le maintien du substrat dans un étaiu conformément aux tests réalisés, les deux faces longitudinales ne peuvent pas se dilater mais seulement se contracter (figure 4.26). À la fin du calcul et après refroidissement complet de la pièce, les conditions de bridage sont annulées (seuls les mouvements de corps rigides demeurent bloqués) et ce afin de déterminer les contraintes résiduelles.

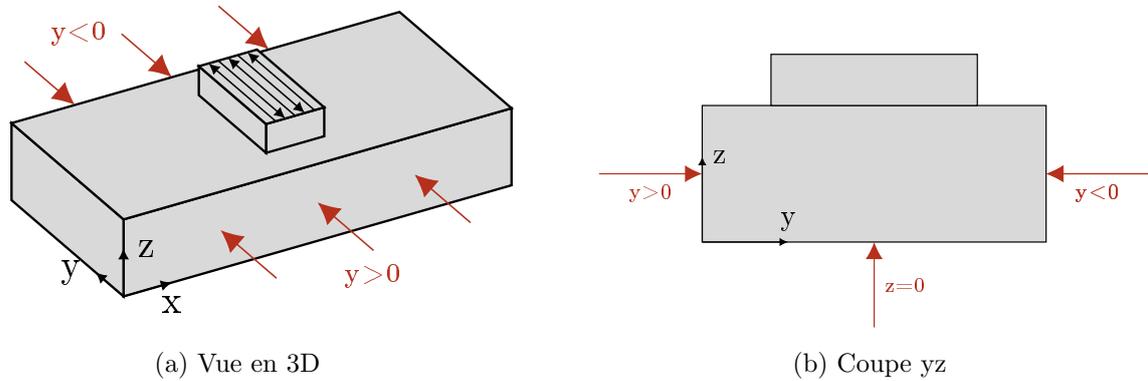


FIGURE 4.26 – Conditions aux limites du calcul mécanique

#### 4.3.1.4 Réduction des temps de calcul

Les temps de calcul de la simulation mécanique sont longs. En effet, les très forts gradients thermiques induisent des difficultés d'intégration de la loi de comportement pour le calcul des nombreuses variables internes. De plus, il est nécessaire d'avoir un maillage suffisamment fin ainsi que des pas de temps réduits afin de capturer ces gradients. En outre, les conditions de bridage jouent un rôle important sur les temps de résolution du calcul. Les temps de calcul importants observés en calculs séquentiels sur plusieurs processeurs (en SMP ou *symmetric multiprocessing*), autour d'une semaine, nous ont incité à utiliser des outils de parallélisation implémentés dans Z-set basés sur la méthode FETI (*Finite Element Tearing and Interconnecting*) [148]. Le problème est résolu sur un ensemble de sous-domaines (figure 4.27) ce qui permet de réduire drastiquement les temps de calcul d'environ 40% et de réaliser des simulations de 35 passes en 3 jours au maximum. À la fin du calcul, le champ mécanique complet est reconstruit à partir des sous-domaines.

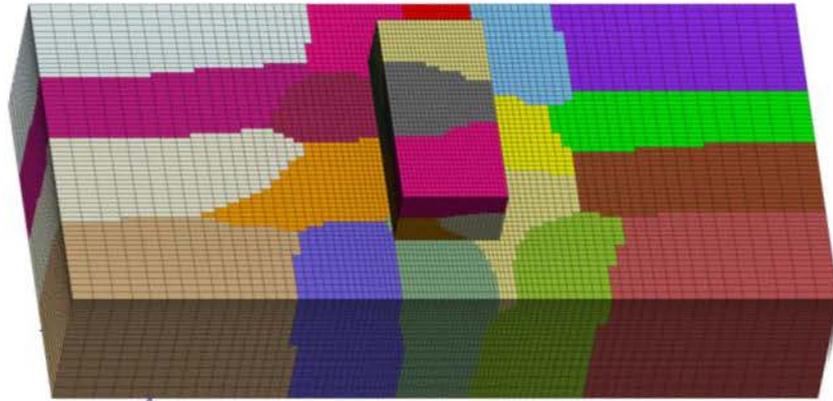


FIGURE 4.27 – Décomposition en 20 sous-domaines  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes

### 4.3.2 Validation en configuration bloc

Des mesures des contraintes résiduelles longitudinales par DRX ont été présentées précédemment sur un substrat (figure 3.50 et tableau 3.4). Dans un premier temps, la simulation thermique du bloc a été réalisée. Puis, la simulation mécanique a été calculée afin de comparer les deux résultats.

Pour comparer les contraintes résiduelles mesurées et simulées, il est nécessaire de libérer, dans le calcul, les degrés de liberté qui étaient bloqués afin de brider la pièce. Le déblocage des degrés de liberté s'accompagne d'une redistribution des contraintes. Le résultat de la simulation numérique est présenté sur la figure 4.28. La figure 4.29 montre la comparaison des contraintes résiduelles simulées et mesurées sur le substrat. Sur le profil issu de la simulation, la partie comportant le dépôt est cachée par souci de clarté. Les points situés de part et d'autre du dépôt où les contraintes très faibles sont correctement reproduits. En revanche, bien que les zones en compression soient reproduites, l'écart demeure important entre simulation et expérience. De plus, les minima de compression ne sont pas situés à la même position.

Les figures 4.30, 4.31, 4.32 et 4.33 sont des coupes transverses présentant les comparaisons des contraintes résiduelles calculées avant et après débridage. Cette redistribution est plus notable en étudiant les contraintes résiduelles longitudinales. En effet, après débridage, une forte zone de compression est générée autour du dépôt qui est fortement sollicité en traction. Les contraintes transverses sont également redistribuées mais leur impact est moins visible que pour les contraintes longitudinales.

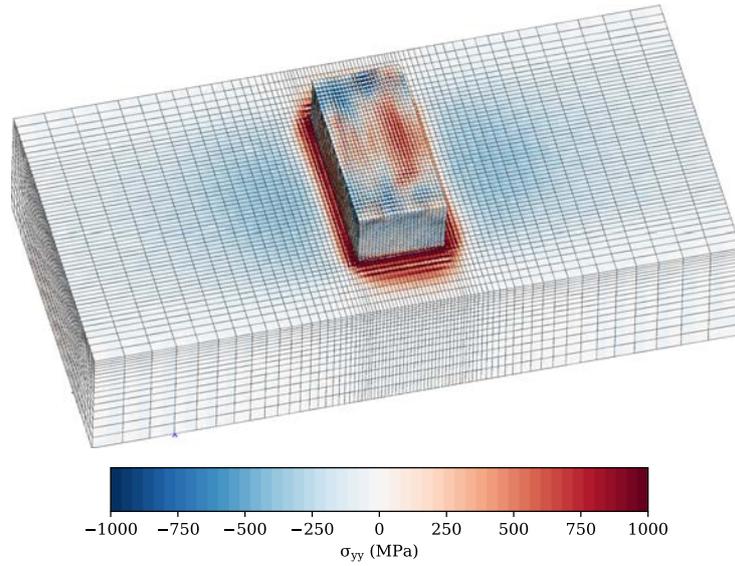


FIGURE 4.28 – Contraintes résiduelles longitudinales  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

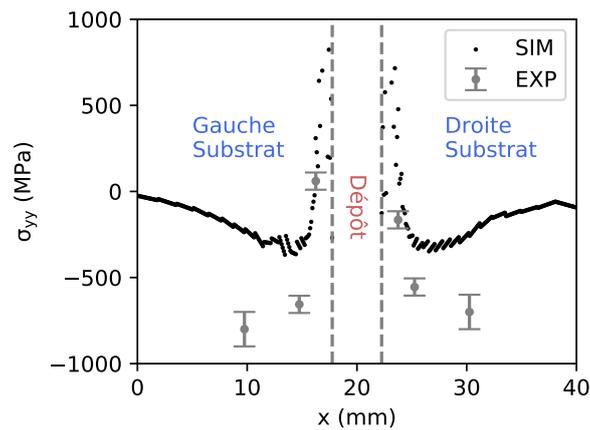


FIGURE 4.29 – Comparaison expérience-simulation des contraintes résiduelles longitudinales sur le substrat  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

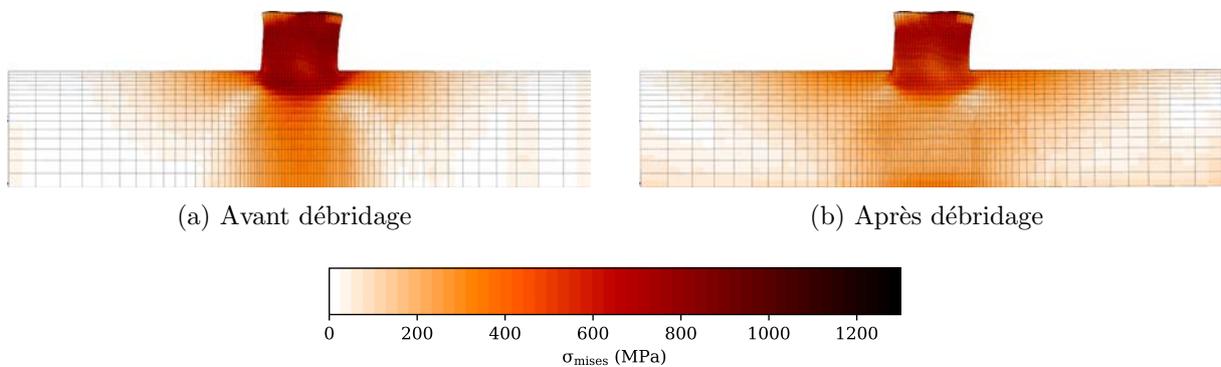


FIGURE 4.30 – Contraintes résiduelles équivalentes de von Mises  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

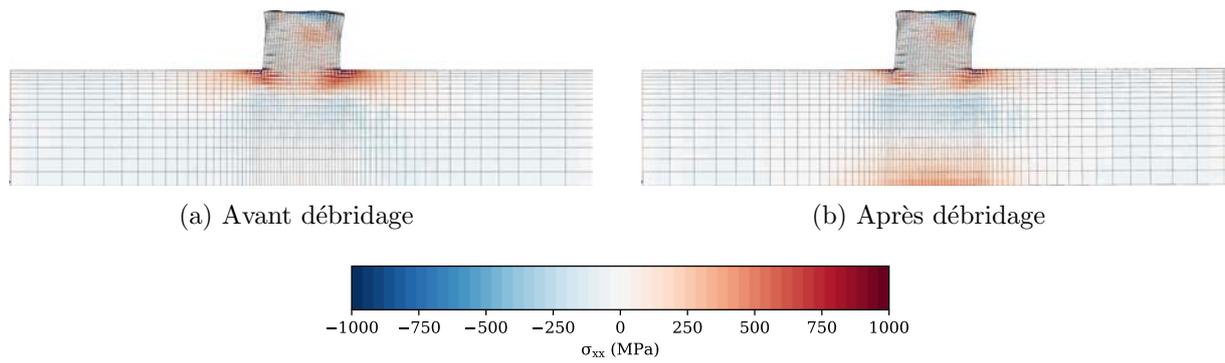


FIGURE 4.31 – Contraintes résiduelles transverses  $\sigma_{xx}$   
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

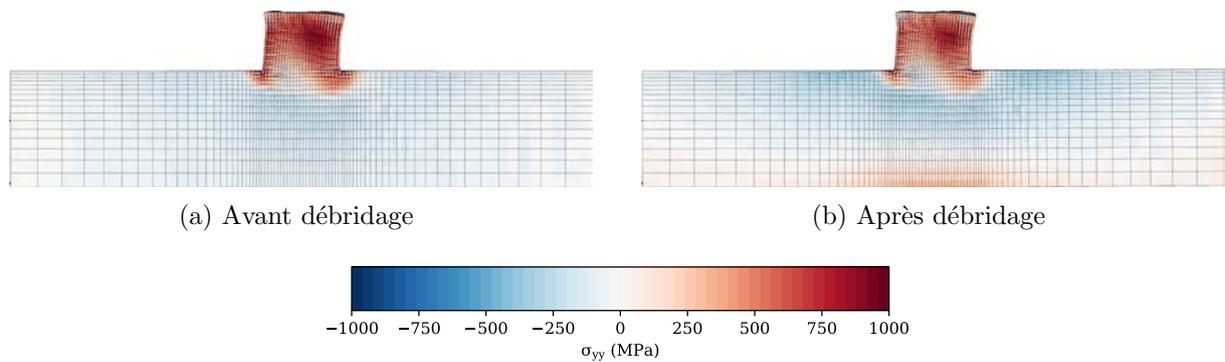


FIGURE 4.32 – Contraintes résiduelles longitudinales  $\sigma_{yy}$   
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

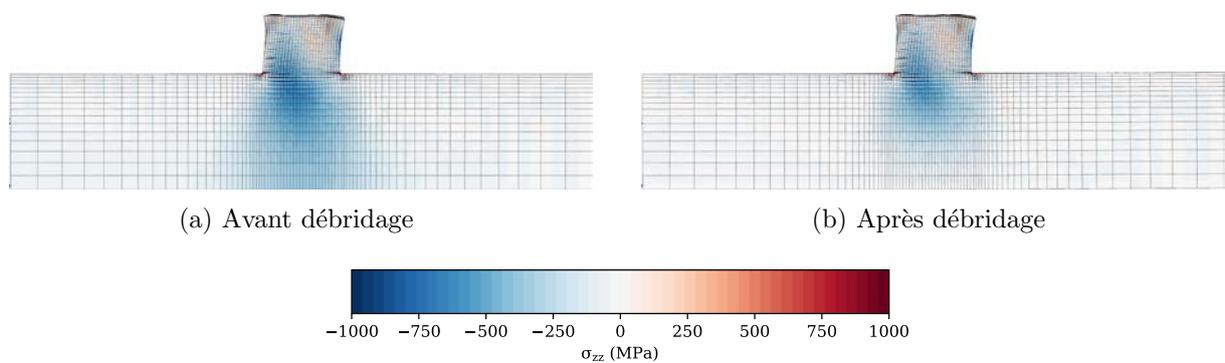


FIGURE 4.33 – Contraintes résiduelles transverses  $\sigma_{zz}$   
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

## 4.4 Simulation thermo-métallurgique dans la ZAT

En s'inspirant des travaux de Danis [26], nous allons utiliser les cycles thermiques simulés dans la ZAT afin de calculer la dissolution de la phase  $\gamma'$  responsable du phénomène de liquation. Ainsi, nous nous intéressons seulement à la dissolution des précipités lors des montées en chauffe sans aborder les cinétiques de précipitation ultérieures. On peut considérer qu'il y a un risque de liquation dès lors qu'il reste des précipités non dissous alors même que la température de fusion de l'eutectique  $\gamma$ - $\gamma'$  est atteinte.

### 4.4.1 Définition du modèle de dissolution des précipités

Le modèle de dissolution utilisé est issu de travaux introduits par Bjørneklett *et al.* [74, 104]. L'étude de la dissolution de la phase  $\gamma'$  nécessite le choix d'un soluté qui compose cette phase et dont la composition ne varie pas dans la phase  $\gamma'$ . Il est possible de montrer que la composition des précipités en aluminium reste constante quelle que soit la température par calculs thermodynamiques [112] ou mesures expérimentales [149]. Ce soluté est donc choisi pour l'étude de la dissolution des précipités. De plus, le modèle est dit iso-cinétique, c'est-à-dire que le cycle thermique est décomposé en une succession de maintiens isothermes de faible durée. Dès lors, la dérivée en fonction du temps de la fraction volumique des précipités  $\gamma'$  s'écrit selon la formule 4.14.

$$\frac{df}{dt} = -\frac{3}{2} f_0^{2/3} f^{1/3} \frac{r_0^2}{kD} \quad (4.14)$$

avec  $f_0$  la fraction initiale en précipités primaires,  $r_0$  le rayon initial des précipités primaires,  $f$  la fraction en précipités primaires,  $D$  le coefficient de diffusion de l'aluminium qui dépend de la température et  $k$  un coefficient dont la formule est décrite après.

Le coefficient de diffusion de l'aluminium dans le nickel suit la relation 4.15.

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.15)$$

avec  $T$  la température en Kelvin,  $R$  la constante des gaz parfaits,  $D_0$  le terme pré-exponentiel égal à  $1,910^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$  et  $Q$  l'énergie d'activation qui vaut  $268 \text{ kJ/mol}$  [150].

$k$  est défini par la relation 4.16.

$$k = 2 \frac{C_i - C_0}{C_p - C_i} \quad (4.16)$$

avec  $C_i$  la concentration en aluminium à l'interface précipité/matrice,  $C_0$  la concentration en aluminium dans la matrice, et  $C_p$  la concentration en aluminium dans les précipités prises égale à 0,12.

On considère que le matériau se divise en deux phases : la matrice  $\gamma$  et la phase  $\gamma'$ . Par la méthode des segments inverses, la concentration en aluminium dans la matrice  $C_0$  est déduite par la relation 4.17.

$$C_0 = \frac{C_{Al,IN738} - fC_p}{1 - f} \quad (4.17)$$

où  $C_{Al,IN738}$  est la concentration molaire en aluminium dans l'IN738LC qui est d'environ 0,07.

Enfin la concentration en aluminium à l'interface précipité/matrice  $C_i$  s'écrit selon la relation 4.18.

$$C_i = C_{i,0} \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \quad (4.18)$$

avec  $C_{i,0}$  un terme pré-exponentiel à recaler de même que  $\Delta H$ , la variation d'enthalpie de formation des précipités  $\gamma'$ .

La détermination de ces valeurs s'est faite par méthode inverse conformément à ce qui est fait dans la littérature [99, 151]. Pour cela, il est nécessaire de partir de fractions surfaciques de précipités connues pour différentes températures. En effet,  $C_i$  peut également s'écrire selon la relation 4.19.

$$C_i = \frac{C_p r_0^2 \left( \left( \frac{f}{f_0} \right)^{2/3} - 1 \right) - 2C_0 t D}{r_0^2 \left( \left( \frac{f}{f_0} \right)^{2/3} - 1 \right) - 2tD} \quad (4.19)$$

avec  $t$ , le temps au bout duquel l'équilibre thermodynamique est atteint.

$C_i$  peut être déterminé à différentes températures en effectuant des traitements thermiques avec des fractions  $f$  d'équilibre de précipités primaires connues.

Des traitements thermiques ont été réalisés à différentes températures (figure 4.34) et les fractions résiduelles ont été déterminées par analyse d'images (tableau 4.6).

Température (°C)	950	1050	1100	1220
Fraction $f$	0,45	0,31	0,25	0

TABLEAU 4.6 – Fractions d'équilibre des précipités  $\gamma'$  primaires pour différentes températures

$t$  est pris égal à 15 minutes comme les fractions ne varient que très peu entre les trois durées testées. Les concentrations d'équilibre sont déterminées par la relation précédente, ce qui permet de déterminer une relation affine entre l'inverse de la température et la concentration  $C_i$  (figure 4.35). De cette relation sont déterminés les coefficients  $C_{i,0}$  et  $\Delta H$ .

Finalement, le modèle a été implémenté sous la forme d'un script en Python qui prend en données d'entrée le cycle thermique ainsi que les données initiales  $f_0$  et  $r_0$ .

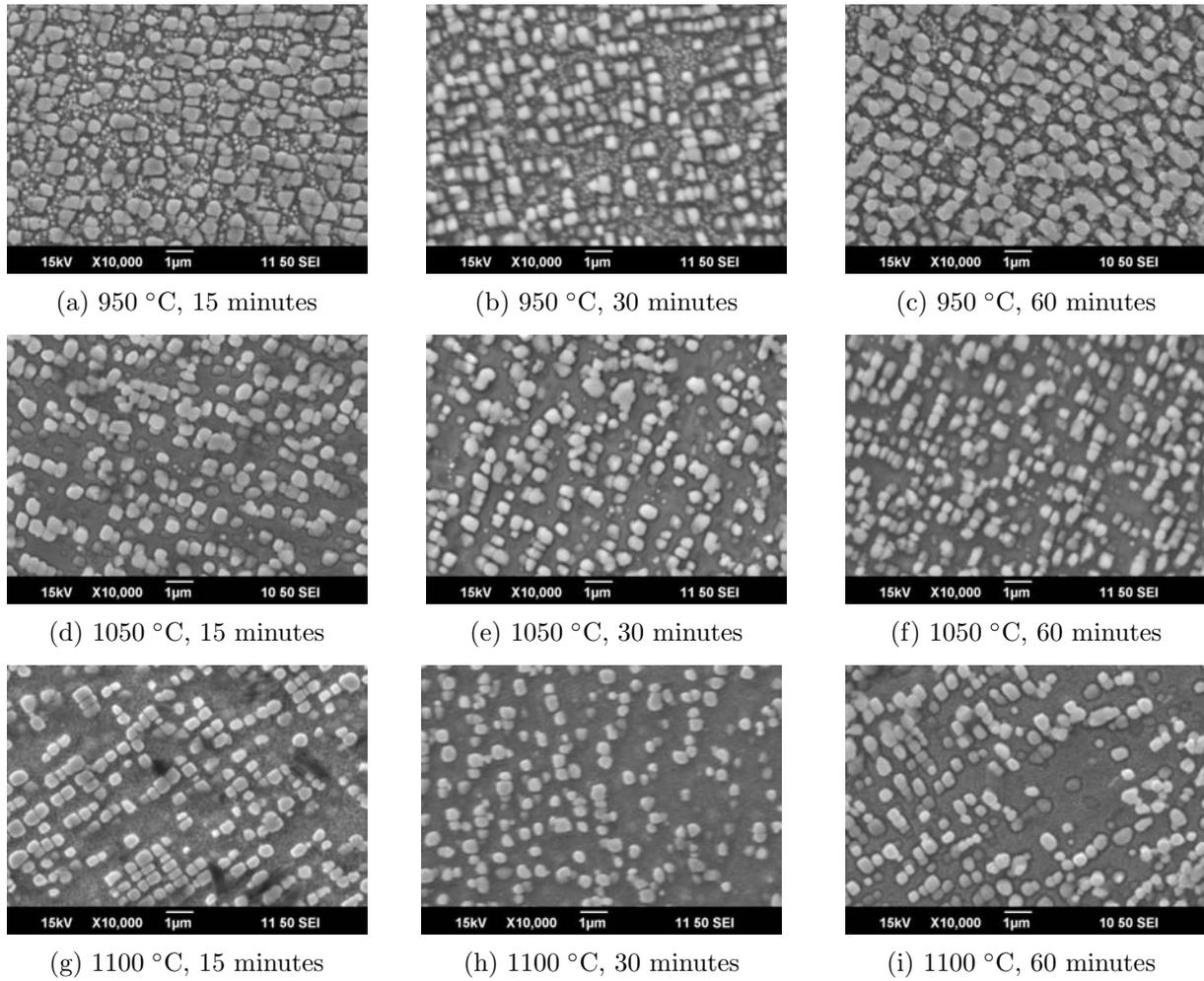


FIGURE 4.34 – Microstructures intragranulaires de l'IN738LC après différents traitements thermiques

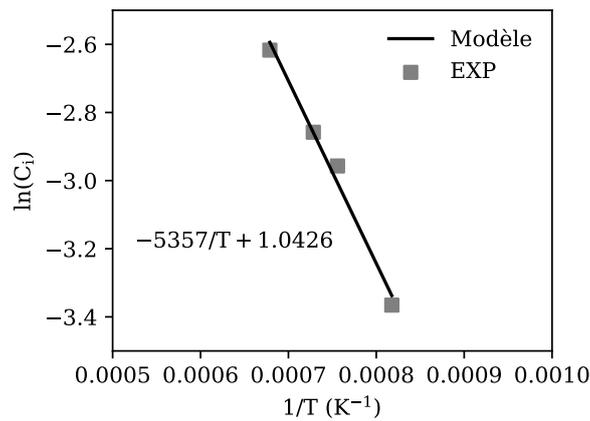


FIGURE 4.35 – Relation entre la température et la concentration en aluminium à l'interface précipité/matrice et résultats expérimentaux

#### 4.4.2 Validation du modèle de dissolution

Le modèle est relativement compliqué à valider dans une configuration fortement hors équilibre thermodynamique comme le rechargement. De plus, les gradients thermiques sont très importants ce qui rend difficile la mesure de fractions surfaciques des précipités dans la ZAT. Néanmoins, des fractions résiduelles de précipités ont été mesurées dans la ZAT, à 4 différentes profondeurs sous l'interface ZAT/ZF (figure 4.36).

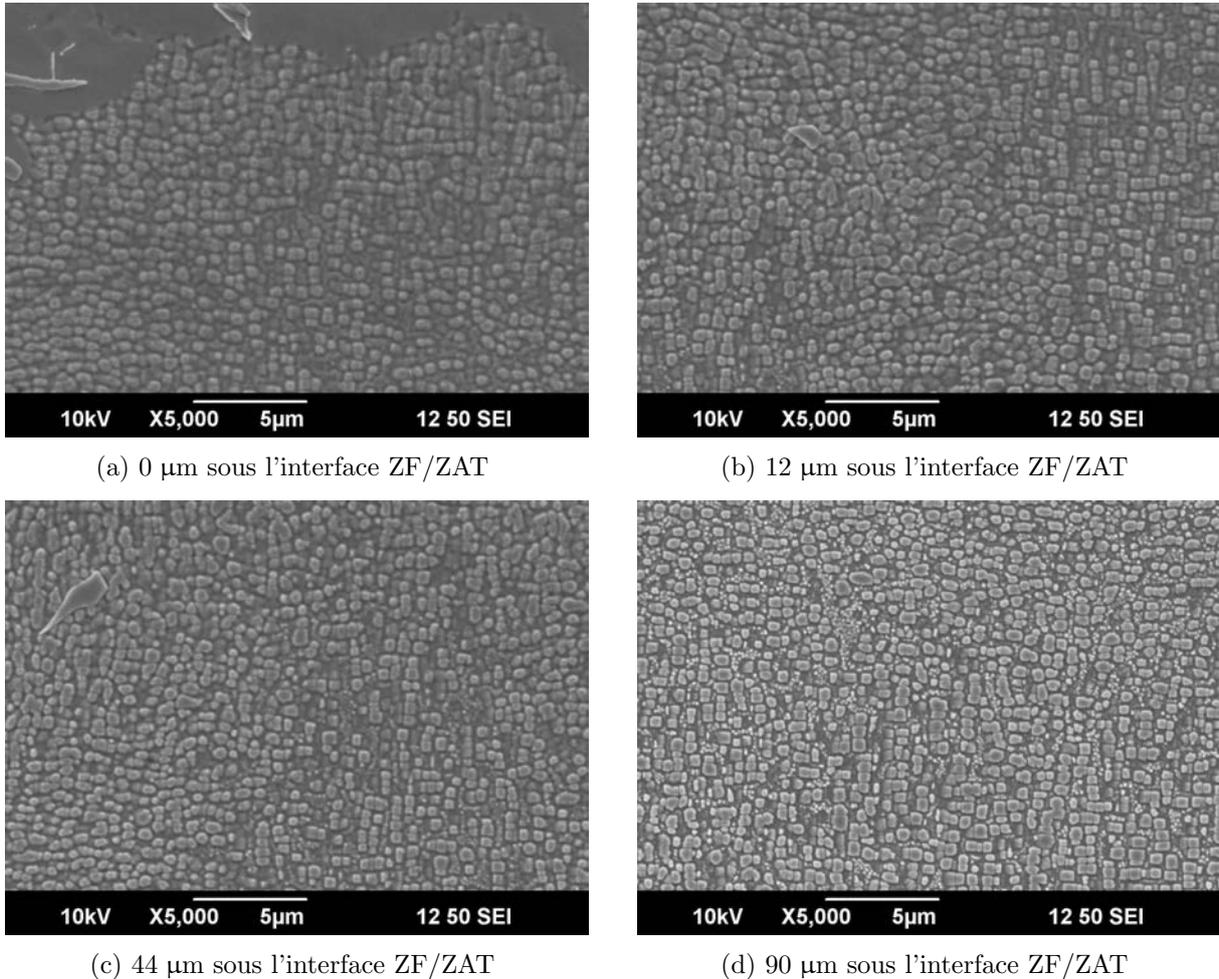


FIGURE 4.36 – Évolution de la précipitation en ZAT  
Rechargement en configuration bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min)

La simulation thermique correspondant aux conditions opératoires du rechargement étudié a été réalisée. Les 4 cycles thermiques ont été extraits en dessous de la troisième passe, selon la distance par rapport à l'isotherme de solidus (figure 4.37).

Dans un second temps, le modèle de dissolution est appliqué à ces 4 cycles. Les résultats sont présentés sur la figure 4.38. La fenêtre temporelle a été resserrée sur la première couche de 5 passes. Les températures atteintes maximales en ces 4 points sont atteintes au moment du passage de la troisième passe de la première couche. Ces températures sont toutes élevées et situées juste en-dessous du solidus du matériau. Les précipités commencent à se dissoudre lors du dépôt de la troisième passe car les températures deviennent importantes. La fraction n'évolue plus par la suite car les températures deviennent plus faibles. Logiquement, plus l'écart par rapport à l'interface ZAT/ZF est faible, plus la température atteinte est élevée et plus les

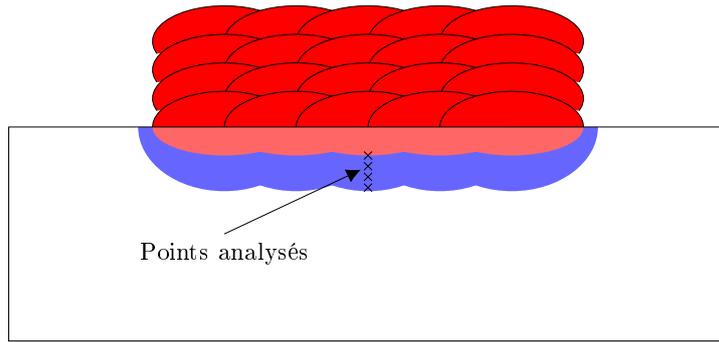


FIGURE 4.37 – Illustration de la position des points de mesures dans la ZAT

précipités sont dissous. Les fractions résiduelles de précipités  $\gamma'$  mesurées sont notées à l'aide de marqueurs sur la figure. On remarque alors que le calcul s'approche convenablement de la mesure expérimentale.

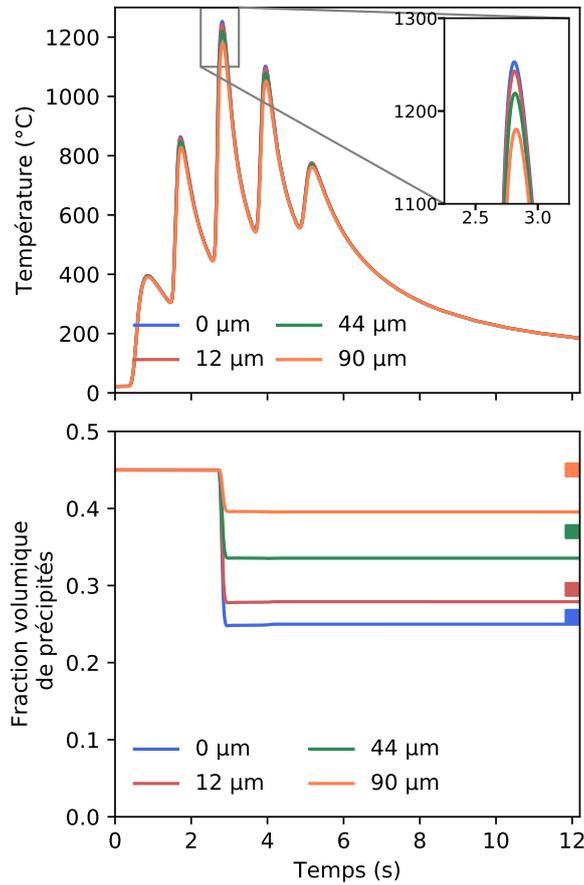


FIGURE 4.38 – Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités primaires en fonction de la profondeur sous l'interface ZAT/ZF et comparaison avec les fractions volumiques résiduelles mesurées  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min)

On peut noter que les précipités ne sont pas complètement dissous bien que la température de fusion de l'eutectique  $\gamma$ - $\gamma'$  soit dépassée, signe du risque élevé de liquation dans la ZAT.

Pour information, la figure 4.39 présente l'évolution de la dissolution de la phase  $\gamma'$  simulée pour une montée en température à  $1\text{ }^\circ\text{C/s}$ . Les précipités sont bien complètement dissous quand la température de  $1195\text{ }^\circ\text{C}$  est atteinte ce qui n'est pas le cas pour des montées en température typiques des procédés de rechargement laser qui dépassent les  $1000\text{ }^\circ\text{C/s}$ .

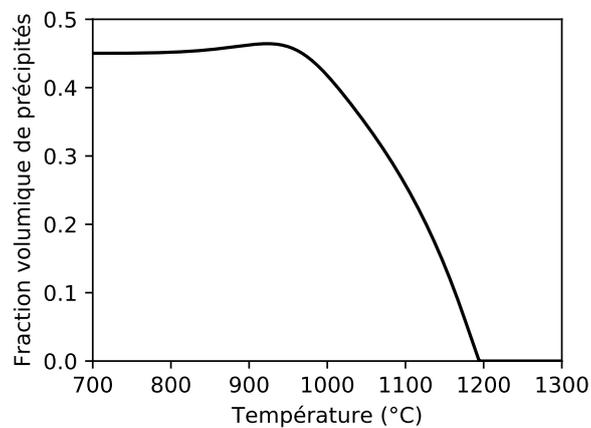


FIGURE 4.39 – Dissolution de la phase  $\gamma'$  pour une montée en température de  $1\text{ }^\circ\text{C/s}$

## 4.5 Synthèse des résultats

Dans ce chapitre, nous avons mis en place des outils de simulation multi-physiques du procédé de rechargement laser.

Une **simulation thermique** du procédé prenant en compte l'apport de matière a été développée et permet de mettre en évidence les forts gradients de températures au sein de la pièce et en fonction du temps. La simulation a été validée par comparaison des champs de températures mesurés et calculés et des dimensions de zone fondue. Les champs thermiques sont relativement bien reproduits. L'écart entre simulation et expérience augmente d'autant plus que les passes sont nombreuses. En effet, nous avons mis en évidence que les échanges de chaleur sont significatifs. Une convection thermique dépendant de la température a alors été introduite pour rendre compte des pertes dues au gaz porteur de la poudre. La simulation thermique pourrait être améliorée en introduisant un coefficient d'échange thermique se déplaçant avec le laser afin de prendre en compte le gaz soufflé par la buse. De plus, il serait intéressant de permettre une modification des dimensions des cordons pendant le rechargement dans la simulation. En effet, la distance entre la buse et la pièce peut ne pas être toujours la même expérimentalement. Dès lors, les cordons déposés peuvent varier en dimensions.

Les résultats de la simulation thermique sont utilisés afin de réaliser une **simulation mécanique** dont l'objectif est de calculer le niveau de contraintes et de déformations au cours du procédé de rechargement. Pour cela, une loi de comportement a été implémentée. La parallélisation de la simulation permet de réaliser des simulations multi-passes dans un temps convenable : entre 2 et 3 jours. La simulation mécanique met en évidence l'établissement de fortes contraintes longitudinales dans le dépôt. Néanmoins, la comparaison expérimentale avec des mesures de contraintes résiduelles par DRX montre un écart important sur la partie du substrat en compression. Il n'a pas été possible de mesures de contraintes résiduelles dans le dépôt par DRX car la microstructure y est trop grossière pour utiliser la méthode des  $\sin^2 \psi$ . Il serait ainsi nécessaire d'effectuer plus de mesures de contraintes résiduelles. En outre, des mesures de contraintes résiduelles par la méthode du contour sont en train d'être réalisées. Cette technique permet de réaliser une cartographie complète des contraintes résiduelles sur des coupes et a l'avantage d'être insensible à la microstructure.

Afin de prédire le risque de fissuration dans la ZAT par liquation, une modélisation hors équilibre de la **dissolution de la phase  $\gamma'$**  a été implémentée sous la forme d'un script Python. Cette modélisation utilise également les résultats de la simulation thermique. Elle montre qu'il y a systématiquement un risque de non-dissolution complète des précipités dans la ZAT, même quand la température de fusion de l'eutectique est dépassée. L'origine provient des gradients thermiques importants et explique la forte propension à la liquation des précipités  $\gamma'$  qui n'ont pas le temps d'être dissous entièrement. La partie métallurgie pourrait enfin être étoffée par la simulation de la ségrégation interfaciale du soufre.



## Chapitre 5

# Apport de la simulation numérique du procédé CLAD à la réduction du risque de fissuration au cours du procédé de réparation

### Résumé :

Ce dernier chapitre permet de faire le lien entre la fissuration mise en évidence expérimentalement et les outils de simulation du procédé introduits précédemment. Des critères de fissurations sont définis dans la ZAT et dans le dépôt dans le but de trouver des paramètres optimisés permettant de réaliser des réparations non fissurées.

### Sommaire

---

<b>5.1</b>	<b>Choix de la configuration de simulation . . . . .</b>	<b>126</b>
5.1.1	Géométrie et paramètres opératoires . . . . .	126
5.1.2	Quelques résultats préliminaires . . . . .	127
<b>5.2</b>	<b>Vers une diminution des risques de liquation et fissuration en ZAT</b>	<b>131</b>
5.2.1	Grandeurs physiques étudiées dans la ZAT et critère de fissuration . . .	131
5.2.2	Influence des paramètres opératoires sur le risque de fissuration . . . . .	134
5.2.3	Évaluation de l'influence du préchauffage sur le risque de fissuration par liquation . . . . .	137
<b>5.3</b>	<b>Vers une diminution du risque de fissuration des couches déposées</b>	<b>143</b>
5.3.1	Grandeurs physiques étudiées et critères de fissuration . . . . .	143
5.3.2	Influence des paramètres opératoires sur le risque de fissuration . . . . .	145
5.3.3	Évaluation de l'influence du préchauffage sur le risque de fissuration des couches déposées . . . . .	148
<b>5.4</b>	<b>Utilisation d'un préchauffage des substrats pour l'obtention de rechargements non fissurés . . . . .</b>	<b>152</b>
5.4.1	Essais expérimentaux . . . . .	152
5.4.2	Microstructure dans le métal de base après préchauffage . . . . .	153
5.4.3	Absence de liquation et de fissures dans la ZAT . . . . .	154
5.4.4	Absence de fissures dans les dépôts . . . . .	155
<b>5.5</b>	<b>Synthèse des résultats . . . . .</b>	<b>159</b>

---

## 5.1 Choix de la configuration de simulation

### 5.1.1 Géométrie et paramètres opératoires

Expérimentalement, nous avons observé que la fissuration était plus importante en configuration bloc que mur. Dans l'optique de la détermination de paramètres opératoires optimisés, nous avons choisi de nous placer dans la condition la plus fissurante. Les conditions de simulation sont résumées dans le tableau 5.1. Les passes sont réalisées par une stratégie de type aller-retour selon la direction  $y$  (figure 5.1a). L'impact des conditions opératoires sera étudié à géométrie constante. Ainsi, sauf indication contraire, les simulations présentées dans ce chapitre seront réalisées en configuration bloc avec 7 couches de 5 passes chacune (figure 5.1b), et ce pour un substrat d'épaisseur 8 mm.

Nombre de passes par couche	5
Nombre de couches	7
Épaisseur du substrat	8 mm
Stratégie de construction	Aller-retour
Hauteur de cordon	0,5 mm
Largeur de cordon	1,5 mm

TABLEAU 5.1 – Paramètres principaux de la simulation étudiée

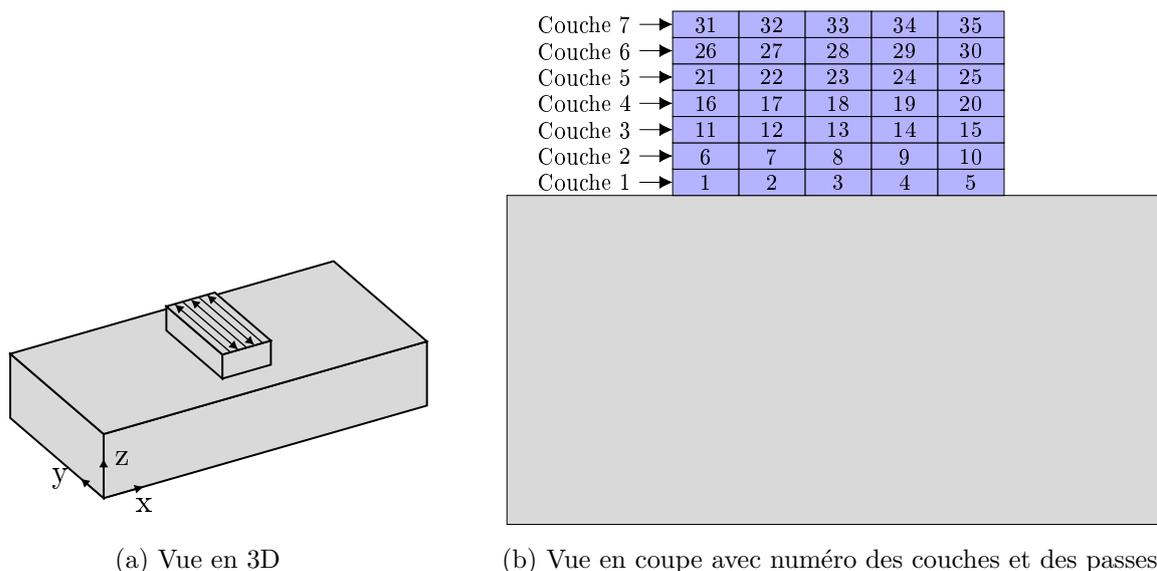


FIGURE 5.1 – Illustrations de la géométrie de simulation étudiée  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes

Nous avons montré expérimentalement que l'augmentation de la vitesse de lasage avait pour effet d'augmenter les tendances à la fissuration dans la ZAT et dans le dépôt. Quatre simulations de rechargement en configuration bloc ont été réalisées, pour quatre couples puissance/vitesse croissants issus de la matrice d'essais (tableau 5.2 et figure 3.9) et seront donc particulièrement analysées.

Puissance (W)	Vitesse (mm/min)	Rendement
260	150	0,34
440	300	0,31
540	500	0,30
660	700	0,29

TABLEAU 5.2 – Couples (Puissance, Vitesse) testés

### 5.1.2 Quelques résultats préliminaires

La figure 5.2 montre les résultats de la simulation thermique des 35 passes du rechargement pour une vitesse de lasage de 500 mm/min à différents instants. La réalisation du calcul thermique présenté a nécessité 6h30 sur 6 cœurs (*Xeon E5-2680 v4*) pour le calcul de 4000 incréments (94354 degrés de liberté au total). Au fur et mesure de la construction, la zone fondue, définie comme la zone où la température est supérieure à 1355 °C, devient de plus en plus importante. Cela est dû au fait que la pièce (substrat + rechargement) s'échauffe tout au long de l'essai. L'énergie nécessaire pour fondre le matériau diminue lorsque la pièce devient plus chaude. En pratique, il faudrait ainsi diminuer la puissance du laser au cours du rechargement afin de pouvoir travailler à taille constante de bain liquide. Cela explique également, pourquoi expérimentalement, la taille des passes augmente au fur et à mesure des couches (figure 3.13a).

Les contraintes et déformations mécaniques sont calculées à partir des champs de températures issus du calcul précédent. La parallélisation du calcul mécanique, avec une décomposition en 20 sous-domaines (figure 4.27), a nécessité un peu plus de 51h30 (sur la même machine), soit considérablement plus de temps que la simulation thermique. La figure 5.3 présente l'évolution de la contrainte équivalente de von Mises pendant la construction du rechargement en configuration bloc.

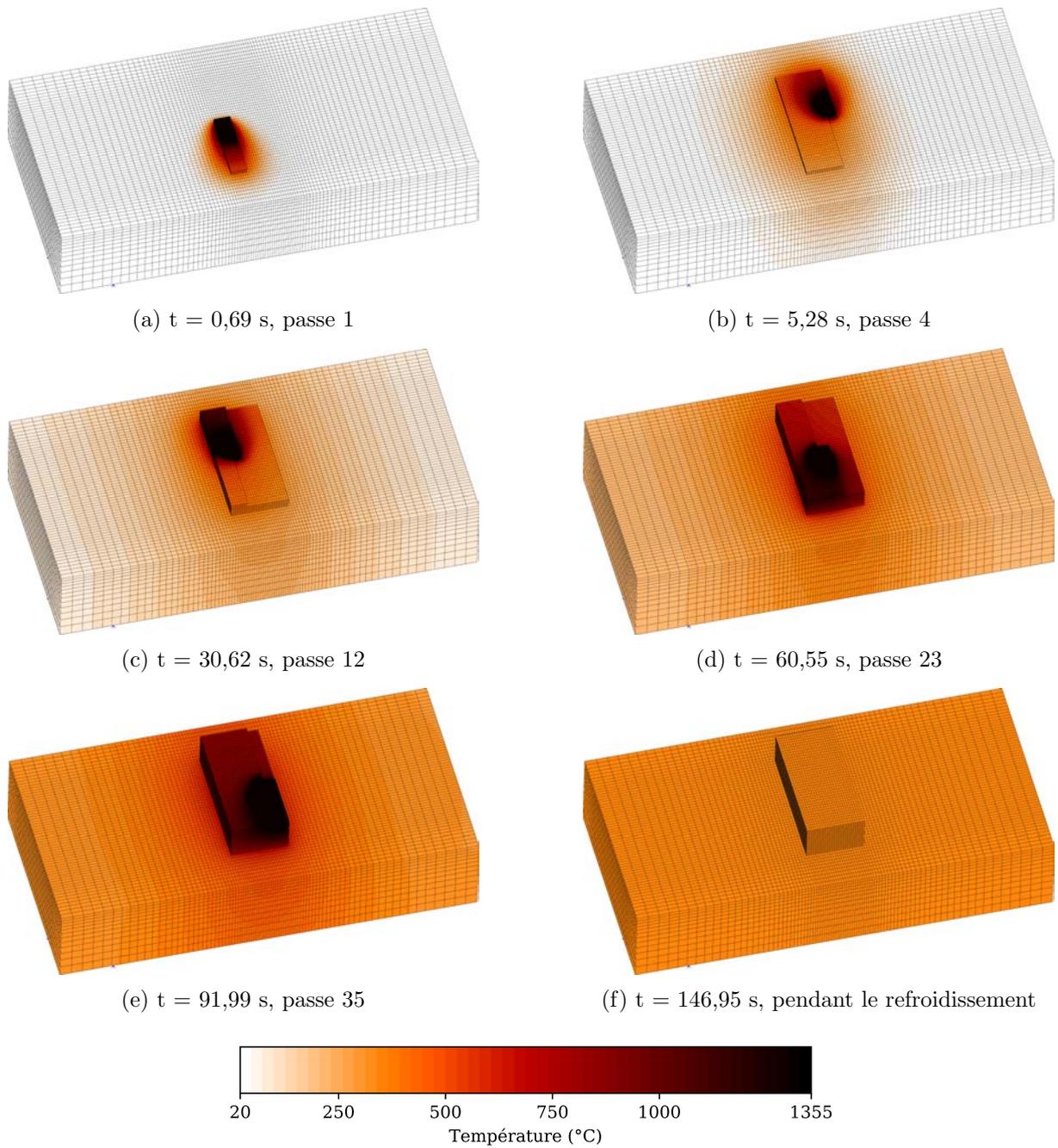


FIGURE 5.2 – Simulation thermique de la construction d'un rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes  
( $P, V$ ) = (540 W, 500 mm/min)

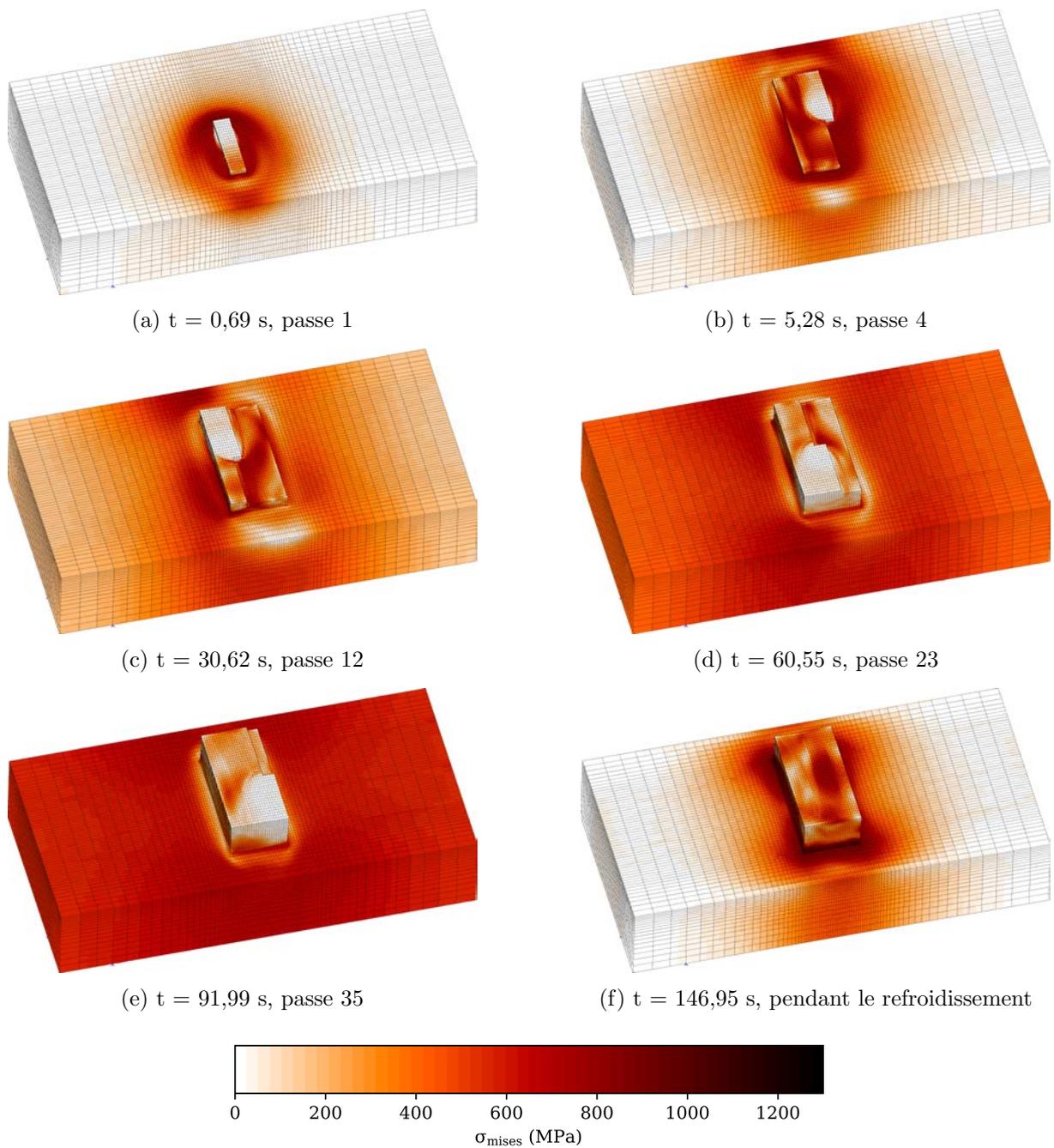


FIGURE 5.3 – Simulation mécanique de la construction d'un rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes  
 Contrainte équivalente de von Mises  
 $(P, V) = (540 \text{ W}, 500 \text{ mm/min})$

La figure 5.4a montre le profil des contraintes résiduelles longitudinales, après refroidissement complet de la pièce (substrat + dépôt), pour les quatre vitesses de lasage choisies, en fonction de la distance par rapport au sommet du dépôt (figure 5.4b). La frontière entre dépôt et substrat est indiquée par le trait vertical. Le dépôt présente de fortes contraintes de traction qui diminuent rapidement pour passer en compression et se rééquilibrer en bas du substrat. Les contraintes maximales sont observées au niveau des couches 5 et 6 (0,5 mm à 1,5 mm depuis le sommet, chaque couche mesurant 0,5 mm). On peut notamment constater que pour une vitesse de 150 mm/min, le bas du dépôt est légèrement en compression. De plus, en réduisant la vitesse, les contraintes de compression sont plus fortes dans le substrat. Néanmoins, les niveaux de contraintes résiduelles seules ne permettent pas réellement de conclure sur la susceptibilité à la fissuration dans la ZAT ou dans le dépôt.

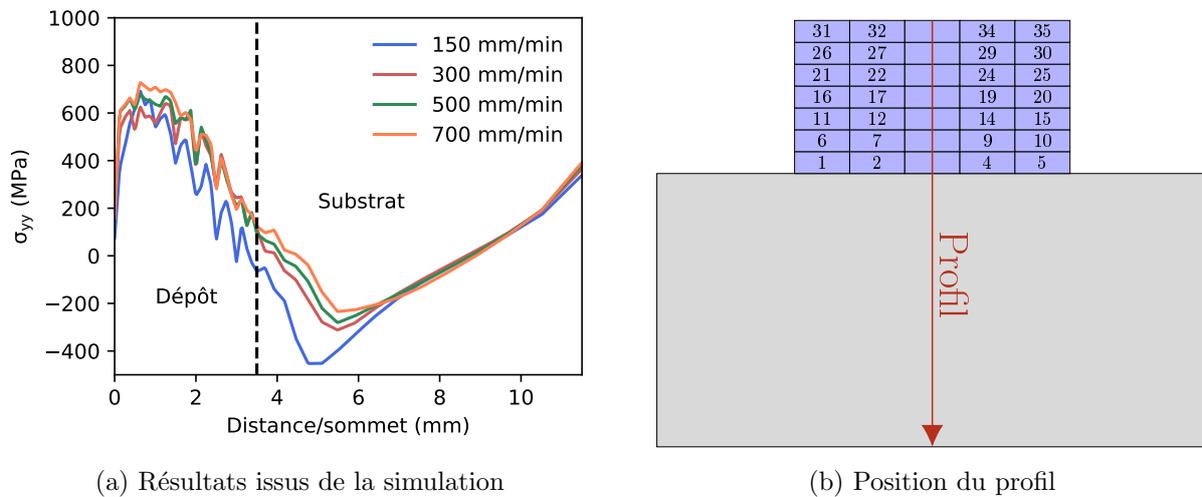


FIGURE 5.4 – Profil des contraintes résiduelles longitudinales  $\sigma_{yy}$  selon la vitesse de lasage

Il a été observé expérimentalement que les différents mécanismes de fissuration se passent au cours du procédé. En conséquence, ce sont bien les niveaux de contraintes générées au cours de la phase de lasage qui sont importants pour la compréhension de la tendance à la fissuration. C'est pourquoi, dans la suite de ce document, nous nous attacherons à suivre temporellement, au cours de la réparation, les évolutions des grandeurs mécaniques susceptibles de provoquer l'apparition de fissures.

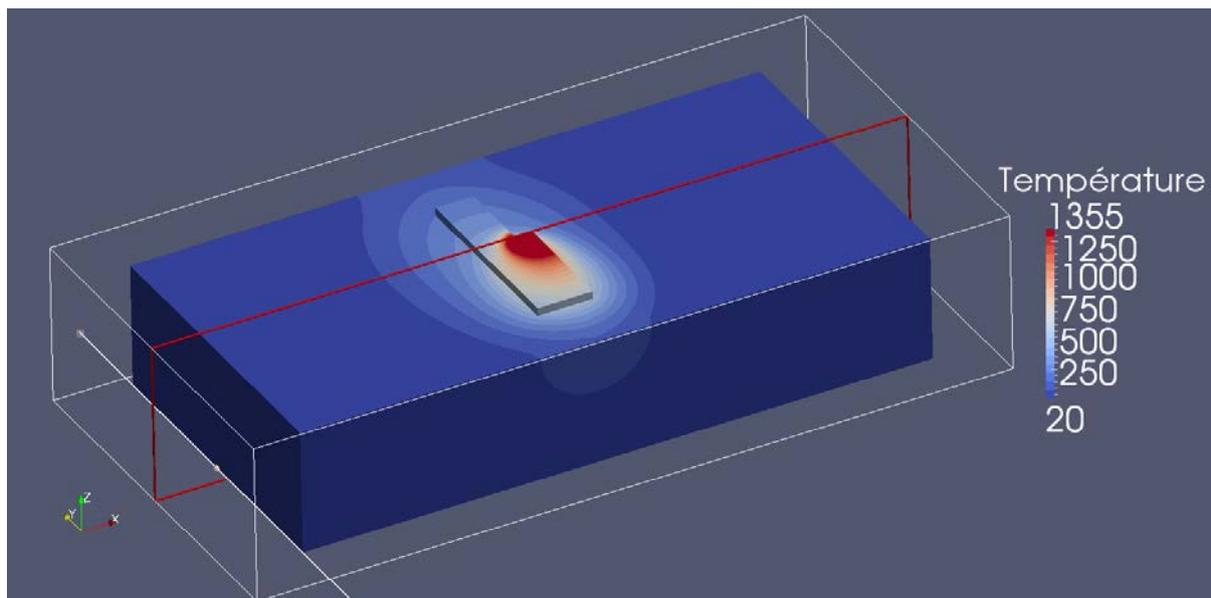
## 5.2 Vers une diminution des risques de liquation et fissuration en ZAT

### 5.2.1 Grandeurs physiques étudiées dans la ZAT et critère de fissuration

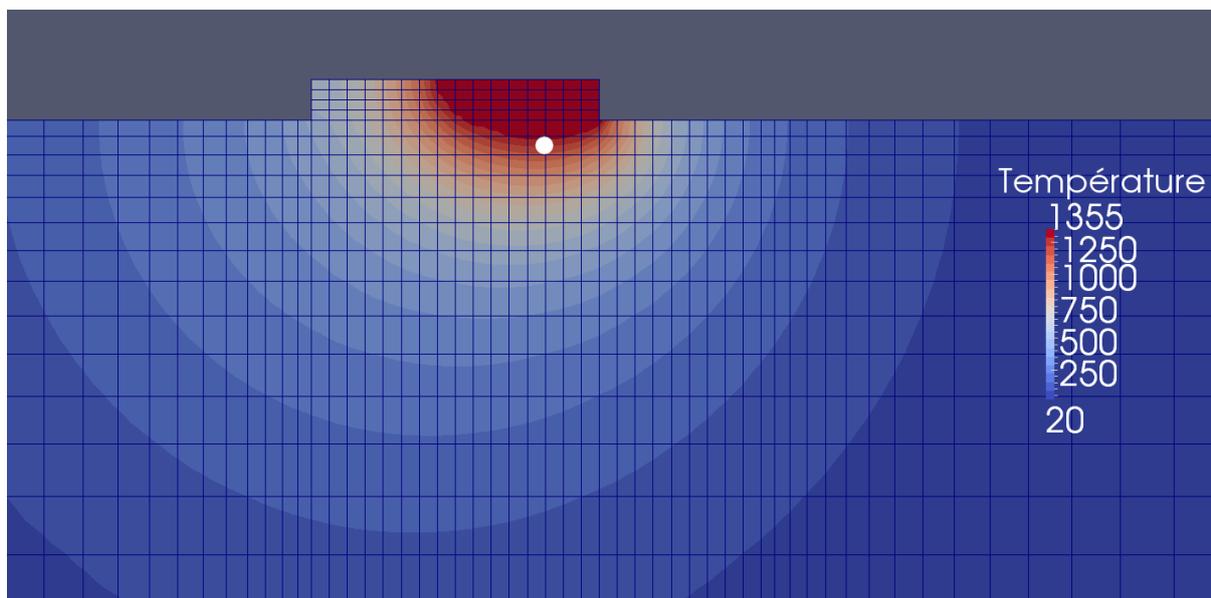
Afin d'évaluer le risque de fissuration en ZAT, il est nécessaire de définir quelles sont les grandeurs à étudier dans la simulation. La fissuration par liquation des précipités  $\gamma'$  en ZAT est la résultante de la formation de films liquides par une réaction de type eutectique et de la génération de contraintes de traction dans la BTR (*Brittle Temperature Range*) du matériau. Ainsi, nous avons étudié conjointement les cinétiques de dissolution des précipités ainsi que les évolutions des contraintes mécaniques dans la BTR.

Ojo et Chaturvedi estiment que l'intervalle de températures de la BTR est défini entre 1160 °C au chauffage et 1000 °C au refroidissement [72]. Il est possible de définir un risque de liquation dès lors qu'il reste des précipités non dissous au-delà de la température de fusion de l'eutectique.

Les évolutions des fractions volumiques de précipités  $\gamma'$  et des contraintes mécaniques sont extraites en un point situé dans la ZAT. Le point analysé dans le substrat se situe sous la passe n°3 (figure 5.1b). De plus, ce point est choisi de manière à ce que sa température maximale atteinte soit de 1225 °C car cette température a été utilisée dans le chapitre 3 pour les essais Gleeble (figure 3.38). La figure 5.5a présente les résultats de la simulation thermique pour une vitesse de lasage de 500 mm/min. Le pic de température, d'environ 1225 °C, est atteint à  $t = 3,91$  s (figure 5.5b).



(a) Position de la coupe



(b) Coupe transversale

FIGURE 5.5 – Calcul des températures au moment du dépôt de la troisième passe de la première couche,  $t = 3,91$  s  
 $(P, V) = (540 \text{ W}, 500 \text{ mm/min})$

La figure 5.6 présente les évolutions temporelles de la température, de la fraction volumique de précipités  $\gamma'$  primaires et des trois composantes  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  et  $\sigma_{zz}$  du tenseur des contraintes pendant le passage de la troisième passe. Premièrement, on peut remarquer que les précipités ne sont pas entièrement dissous pendant l'opération de rechargement ce qui démontre bien le risque de liquation. Les fissures de liquation ne présentent pas d'orientations particulières contrairement aux fissures dans le dépôt. Nous nous sommes aidés du modèle thermo-mécanique pour identifier les composantes mécaniques d'intérêt pouvant influencer sur la fissuration. La contrainte transverse  $\sigma_{zz}$  est soit en traction soit de valeur négligeable. En revanche, les contraintes longitudinale  $\sigma_{yy}$

et transverse  $\sigma_{xx}$  deviennent relativement importantes, notamment pendant le refroidissement. Ainsi, seules les composantes  $xx$  et  $yy$  peuvent être étudiées, de manière analogue à Danis [26]. La ZAT subit successivement une phase de compression pendant la montée en température, puis de traction pendant le refroidissement. La simulation illustre bien le risque de fissuration dans la ZAT, du fait de la présence simultanée de précipités non dissous à haute température et de fortes contraintes de traction pendant le refroidissement.

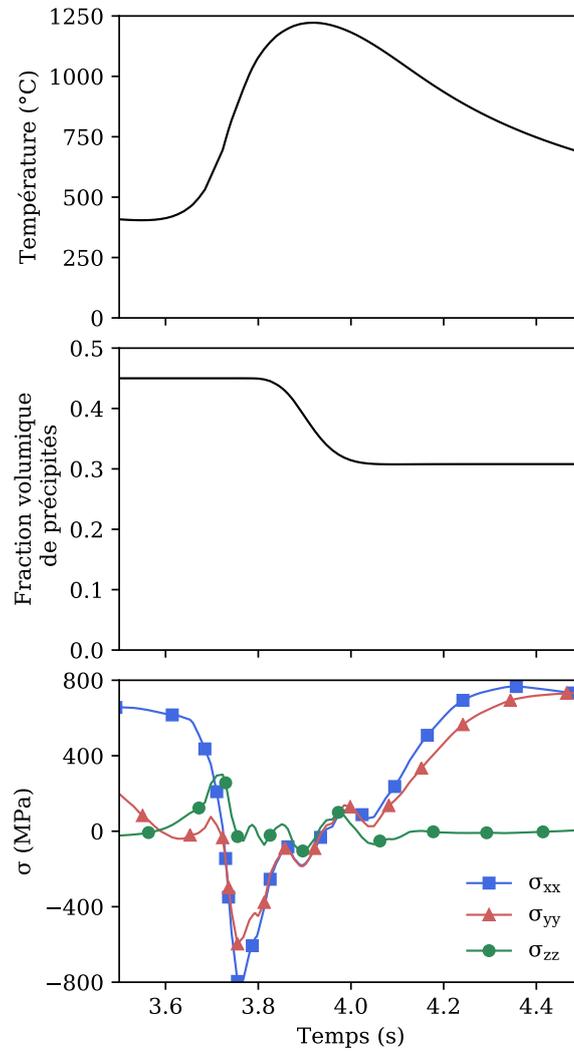


FIGURE 5.6 – Évolutions temporelles de la température, de la fraction volumique de précipités dans la ZAT en fonction de la vitesse de lasage pendant le passage de la passe 3  
(P, V) = (540 W, 500 mm/min)

Il peut aussi être intéressant de conserver toutes les composantes du tenseur de contraintes et utiliser la contrainte équivalente de von Mises signée (relation 5.1). Cette dernière présente l'avantage de conserver le signe du chargement (compression ou traction) et de pouvoir être directement comparée à une contrainte à rupture mesurée expérimentalement sur un essai uniaxial.

$$\sigma_{Mises,signe} = \text{signe}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \times \sigma_{Mises} \quad (5.1)$$

Une contrainte à rupture de 245 MPa à 1000 °C a été établie à l'aide des essais Gleeble du

chapitre 3 (figure 3.38). Nous choisirons donc cette valeur pour définir notre critère de fissuration en contraintes. Ce dernier s'écrit selon la relation 5.2 avec  $f_{\gamma'}$  la fraction volumique de précipités  $\gamma'$ .

$$\begin{cases} f_{\gamma'} \geq 0 & \text{et } T \geq T_E \\ \sigma_{Mises,signe} \geq \sigma_{liq} = 245 \text{ MPa} & \text{à } 1000^\circ\text{C} \end{cases} \quad (5.2)$$

Dès lors, le risque de fissuration est avéré si, simultanément, il reste des précipités non dissous dans la ZAT et si, localement, la contrainte générée par le procédé dépasse la contrainte à rupture estimée.

## 5.2.2 Influence des paramètres opératoires sur le risque de fissuration

Expérimentalement, des fissures de liquation ont été observées dans la ZAT quelle que soit la vitesse de lasage, mais avec des fissures d'autant plus importantes que la vitesse est grande. Le risque de fissuration dans la ZAT a été évalué grâce à la simulation, en fonction des paramètres puissance et vitesse du laser (tableau 5.2). Pour cela, pour chaque simulation, un cycle thermique a été analysé dans la ZAT à un point où la température maximale atteinte est d'environ  $1225^\circ\text{C}$ . La figure 5.7 présente les évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique calculée des précipités primaires. Les cycles temporels ne sont pas représentés intégralement afin de faciliter la lecture des courbes. Il s'avère que le risque de liquation existe toujours, quelle que soit la vitesse de lasage. En effet, la dissolution des précipités est systématiquement incomplète pendant le passage de la BTR. Cependant, à température de pic équivalente, la diminution de la vitesse de lasage améliore l'efficacité de la dissolution.

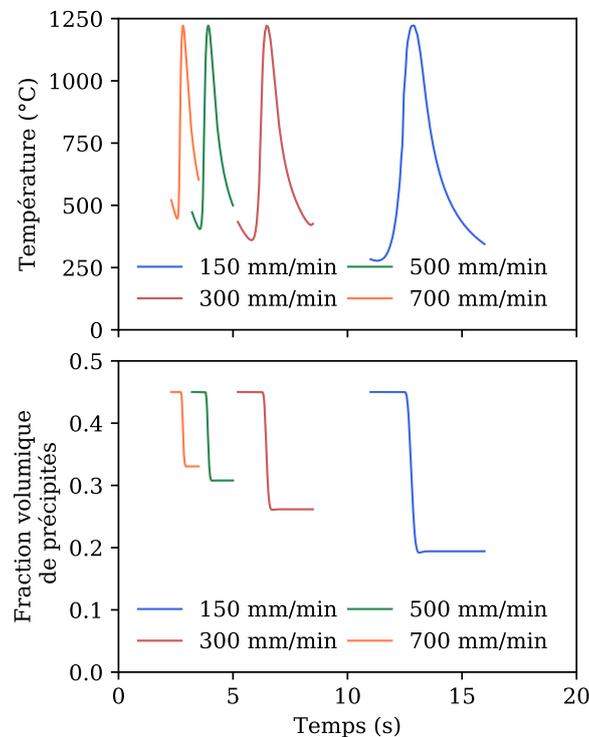


FIGURE 5.7 – Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités selon la vitesse de lasage

Les évolutions des contraintes mécaniques sont tracées en fonction de la température (fi-

gure 5.8). Cette représentation graphique présente l'avantage de permettre une comparaison des résultats à iso-températures. Les contraintes négatives sont dues à la montée en température, tandis que des contraintes positives se développent pendant le refroidissement. Dès lors, l'étape de chauffage n'induit pas de risque de fissuration, même si la température de l'eutectique est dépassée et que l'on se trouve dans le domaine de la BTR. Les films liquides ne fissurent donc qu'au refroidissement. Plus la vitesse de lasage est importante, plus les contraintes développées pendant le refroidissement sont fortes. Il est alors possible de comparer les états de contraintes à 1000 °C au refroidissement (tableau 5.3). Toutes les contraintes calculées sont supérieures à la contrainte à rupture issue de l'essai Gleeble, qui est de 245 MPa (indiquée par le marqueur noir en forme d'étoile). Ainsi, quelle que soit la vitesse de lasage, il existe un risque de liquation et de fissuration à cause du niveau important des contraintes mécaniques associée à la présence de films liquides.

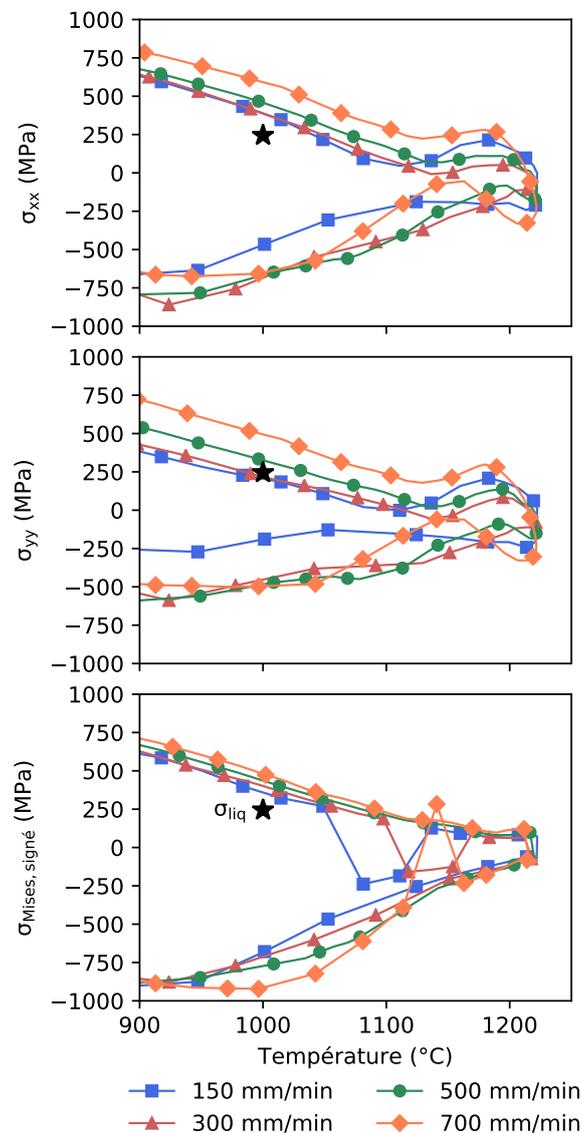


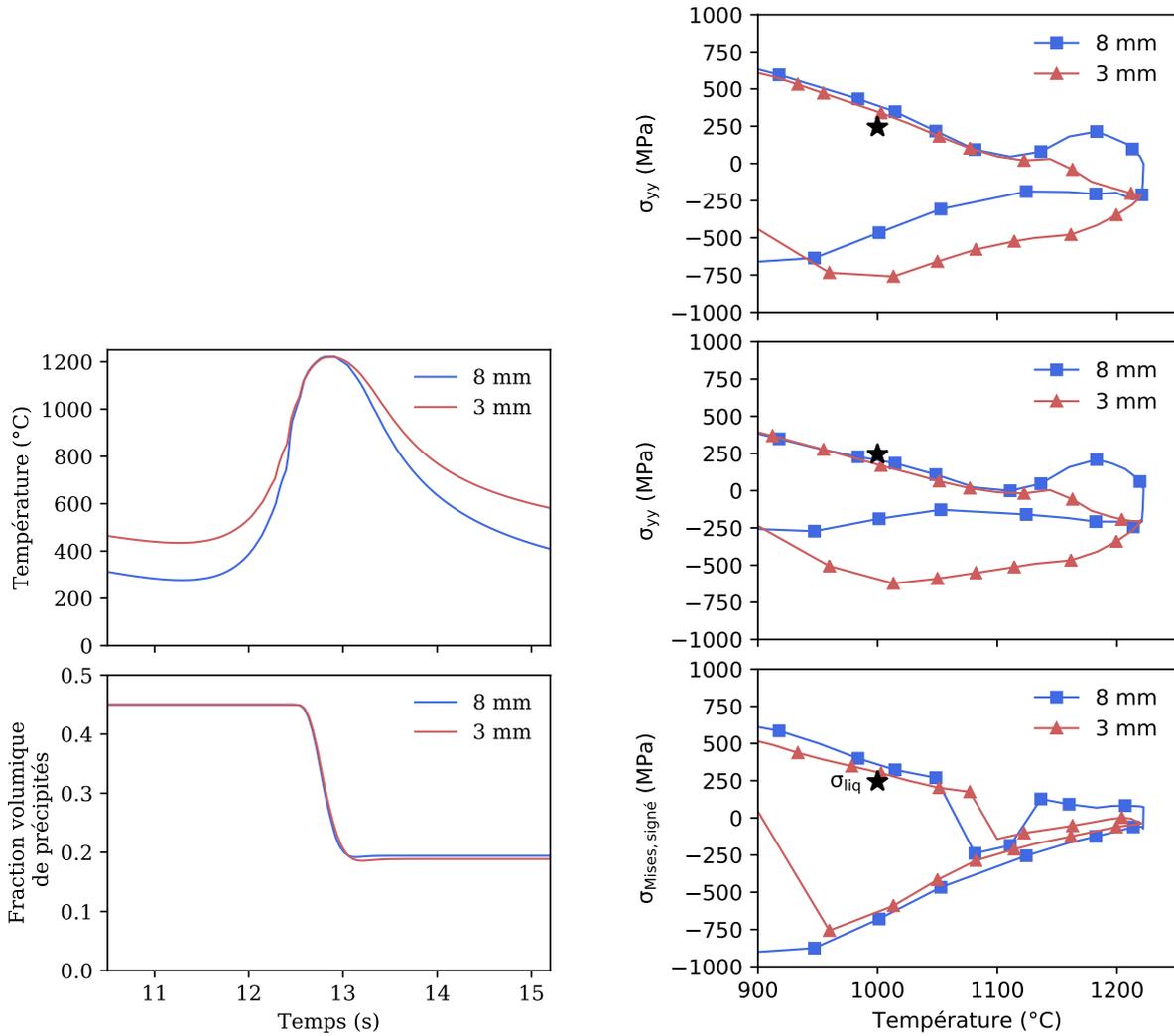
FIGURE 5.8 – Évolutions des contraintes mécaniques en fonction de la température et selon de la vitesse de lasage

<b>Vitesse (mm/min)</b>	<b>150</b>	<b>300</b>	<b>500</b>	<b>700</b>
$\sigma_{xx}$ (MPa)	387	387	458	593
$\sigma_{yy}$ (MPa)	204	218	325	493
$\sigma_{Mises,signe}$ (MPa)	356	400	437	479

TABLEAU 5.3 – Calcul des contraintes mécaniques au refroidissement à 1000 °C dans la BTR selon la vitesse de lasage

L'influence de l'épaisseur du substrat a été évaluée de la même manière. La figure 5.9a montre les évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités pour une vitesse de lasage de 150 mm/min. Il n'y aucune différence significative quant à la dissolution des précipités  $\gamma'$ . Ainsi, le risque de liquation est le même.

Les évolutions des contraintes lors du passage dans la BTR sont également tracées (figure 5.9b). Le niveau de contraintes est légèrement plus élevé avec le substrat d'épaisseur 8 mm ( $\sigma_{Mises,signe} = 356$  MPa) que pour le substrat moins épais ( $\sigma_{Mises,signe} = 308$  MPa). On retrouve ici des observations classiques en soudage, en l'occurrence une tendance à la fissuration qui augmente avec l'épaisseur des substrats.



(a) Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités

(b) Évolutions des contraintes mécaniques en fonction de la température

FIGURE 5.9 – Évaluation du risque de fissuration par liquation en ZAT selon l'épaisseur du substrat  
(P, V) = (260 W, 150 mm/min)

### 5.2.3 Évaluation de l'influence du préchauffage sur le risque de fissuration par liquation

Toutes les simulations présentées et les expériences associées ont induit à la fois liquation et fissuration. La réduction du risque de fissuration dans la ZAT passe par deux options. La première consisterait à favoriser une dissolution complète des précipités  $\gamma'$  primaires, permettant ainsi au matériau d'accommoder les contraintes mécaniques générées au cours du procédé. La seconde option consisterait à réduire le niveau des contraintes mécaniques de traction qui s'établissent pendant le refroidissement. Des rechargements à vitesses très faibles ne pouvant être réalisés expérimentalement pour des raisons de stabilité du procédé, la possibilité d'un préchauffage des substrats a été testée pour jouer à la fois sur les gradients thermiques et la cinétique de dissolution des précipités  $\gamma'$ .

Le préchauffage par induction a été simulé avec l'introduction d'un flux surfacique de chaleur

appliqué sur la face inférieure du substrat pendant 300 secondes avant le rechargement, maintenu pendant le dépôt des couches, et finalement désactivé à l'issue du rechargement afin de permettre le refroidissement de la pièce. La vitesse de lasage de 150 mm/min a été fixée car la fissuration y est déjà plus faible. Trois températures de préchauffage ont été testées numériquement (tableau 5.4). Les puissances fournies par le laser sont légèrement abaissées avec l'augmentation de la température de préchauffage. Cela s'explique par le fait que la puissance nécessaire pour la fusion du matériau diminue avec l'augmentation de la température de préchauffage. La figure 5.10 montre les différentes étapes du rechargement avec un préchauffage à 800 °C : le préchauffage pré-rechargement (figure 5.10a à figure 5.10c), le rechargement avec préchauffage (figure 5.10d et figure 5.10e) et le refroidissement final avec le préchauffage coupé (figure 5.10f).

<b>Puissance (W)</b>	<b>Vitesse (mm/min)</b>	<b>Préchauffage (°C)</b>
260	150	20
240	150	600
230	150	800
220	150	1080

TABLEAU 5.4 – Conditions (Puissance, Vitesse, Préchauffage) testées  
Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes

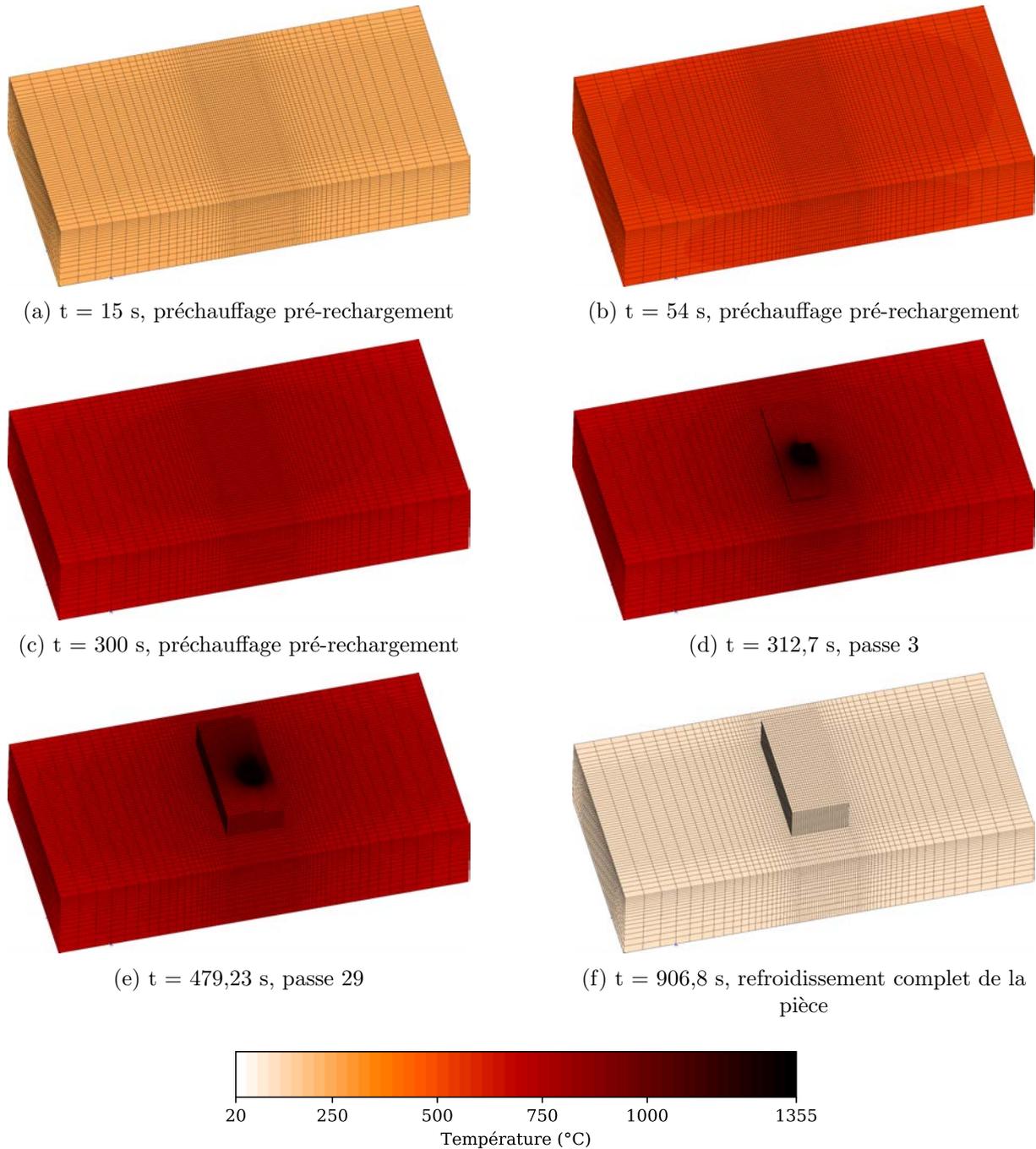


FIGURE 5.10 – Simulation thermique avec préchauffage à 800 °C  
 Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (230 W, 150 mm/min)

Le risque de liquation a été évalué dans la ZAT en fonction de la température de préchauffage. Comme précédemment, l'évolution temporelle de la température a été extraite à un point situé sous la troisième passe, dont le pic de température atteint a été d'environ 1225 °C. La figure 5.11 présente les évolutions de la température et de la fraction volumique des précipités primaires au cours du temps pour l'ensemble de la première couche. On observe rapidement que le préchauffage à 1080 °C permet de dissoudre intégralement les précipités primaires dès la troisième passe. Toutefois, si on regarde de plus près (figure 5.12), la température de 1160 °C est atteinte, pendant

la seconde passe, avant que la dissolution complète des précipités ne soit effective. Il existe ainsi un risque de liquation qui se termine quand la fraction des précipités primaires est entièrement dissoute (pendant la troisième passe). En revanche, les préchauffages à 600 °C et 800 °C ne permettent pas la dissolution complète des précipités  $\gamma'$  et ne suffisent donc pas à éviter le risque de liquation.

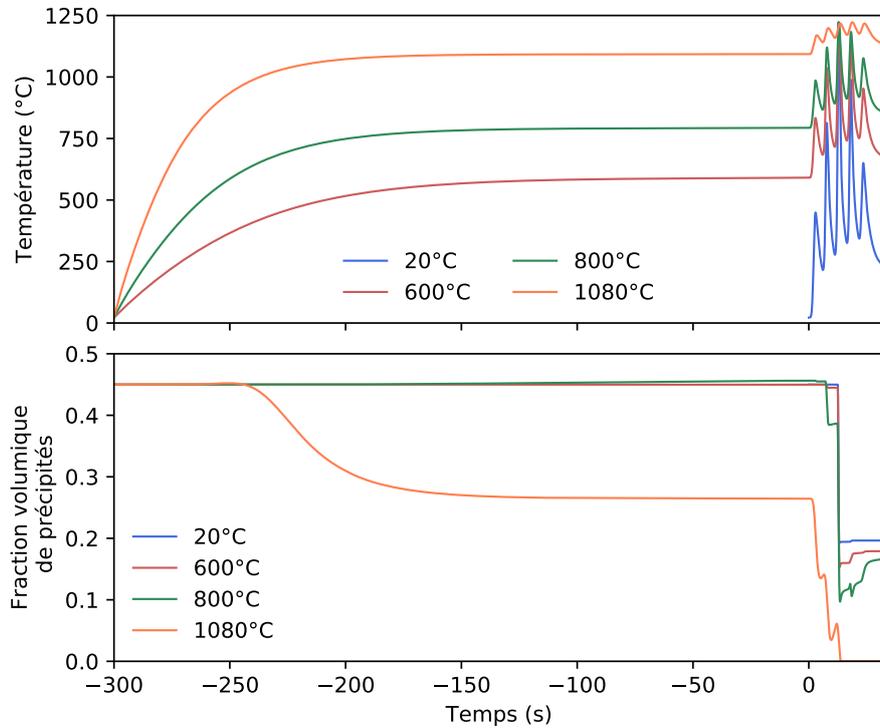


FIGURE 5.11 – Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités en fonction de la température de préchauffage du substrat  
 $V = 150 \text{ mm/min}$

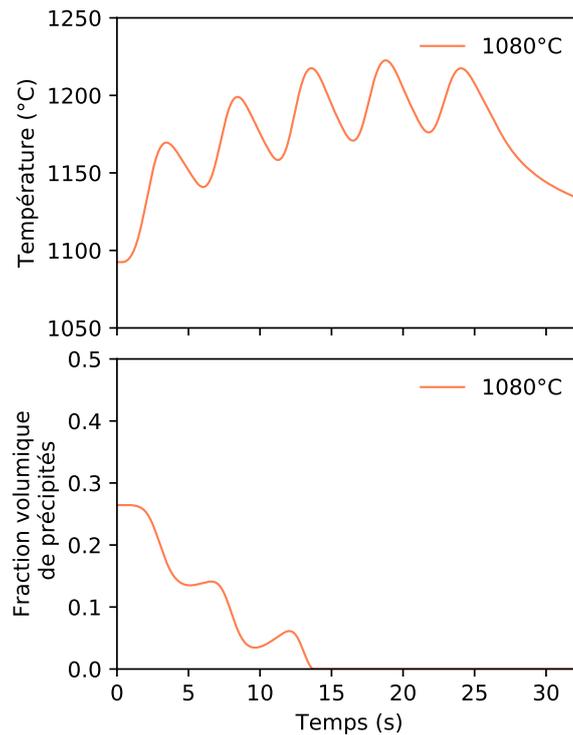
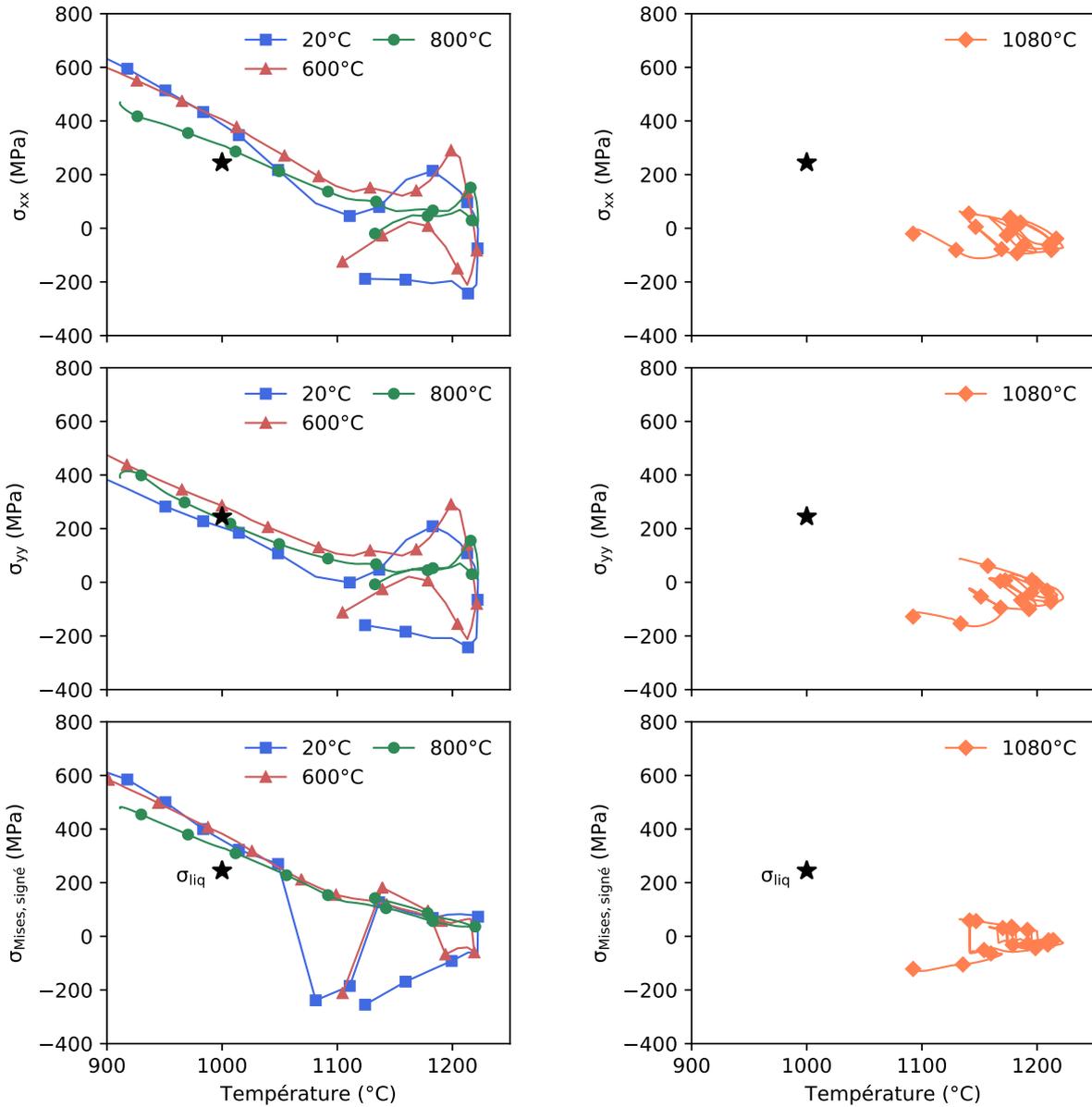


FIGURE 5.12 – Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités  
 $(P, V) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min})$ , préchauffage à  $1080 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Les évolutions des contraintes mécaniques sont tracées en fonction de la température pendant le passage de la troisième passe pour l'essai non préchauffé et les deux essais préchauffés à  $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$  (figure 5.13a). Au refroidissement, à  $1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , les contraintes simulées sont du même ordre de grandeur, avec ou sans préchauffage, et sont donc supérieures à la contrainte à rupture de  $245 \text{ MPa}$ . En plus du risque de liquation, le risque de fissuration est toujours présent. Pour le préchauffage à  $1080 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , les évolutions des contraintes mécaniques sont tracées pendant toute la durée du dépôt de la première couche (figure 5.13b). Les contraintes calculées sont toujours inférieures à la limite de  $245 \text{ MPa}$ . Ainsi, on peut supposer qu'il n'y a pas de risque de fissuration, même pendant le bref moment où le risque de liquation est présent. La simulation numérique permet donc d'affirmer que seule une température très haute de préchauffage rend possible une diminution très nette du risque de fissuration dans la ZAT.



(a) Préchauffages à 20 °C, 600 °C et 800 °C

(b) Préchauffage à 1080 °C

FIGURE 5.13 – Évolutions des contraintes transverses  $\sigma_{xx}$  longitudinales  $\sigma_{yy}$  et de von Mises signé  $\sigma_{Mises,signé}$  en fonction de la température selon la température de préchauffage du substrat  
 $V = 150 \text{ mm/min}$

## 5.3 Vers une diminution du risque de fissuration des couches déposées

### 5.3.1 Grandeurs physiques étudiées et critères de fissuration

Les fissures observées dans le dépôt sont transversales à la direction de lasage. Ainsi, les contraintes longitudinales  $\sigma_{yy}$  sont directement responsables de l'ouverture des fissures et seule la composante  $yy$  peut donc être analysée. Nous avons également étudié l'évolution de la déformation viscoplastique longitudinale  $\epsilon_{vp_{yy}}$ . En effet, celle-ci est cumulable contrairement aux contraintes. Il est à noter que les critères de fissuration en déformation et en vitesse de déformation sont souvent privilégiés dans la littérature, surtout pour l'étude de la fissuration de solidification [27, 52, 54, 95, 97, 152–154].

Nous partons du principe que l'amorce d'une fissure n'est pas dommageable si la zone est refondue par la suite. C'est pourquoi, les variables mécaniques ne sont étudiées qu'à partir de la dernière solidification. La figure 5.14 permet d'illustrer la méthode en prenant en exemple deux passes différentes. Le centre de la passe 3 est refondu plusieurs fois et sa dernière solidification a lieu lors du dépôt de la passe 8. De la même manière, l'évolution de la température calculée au centre de la passe 23 indique que la dernière solidification a lieu pendant le dépôt de la passe 29. Les contraintes et déformations sont alors réinitialisées à la température du solidus (1255 °C) et sont indiquées par les notations  $\sigma_{yy}^*$  et  $\epsilon_{vp_{yy}}^*$ .

Les montées en température s'accompagnent de la génération de contraintes longitudinales de compression, tandis que les phases de refroidissement génèrent des contraintes de traction. L'évolution de la déformation viscoplastique longitudinale suit la même tendance pour atteindre très rapidement une valeur stabilisée. On observe que les niveaux de déformation viscoplastique longitudinale et de contrainte longitudinale sont plus importants au niveau de la passe 3 que 23. Cela laisse penser que le risque de fissuration est plus important dans le bas du dépôt que dans le haut. Les valeurs de contraintes les plus fortes sont observées lors des premiers cycles post-solidification. Par la suite, une relaxation du matériau est visible, avec une diminution du niveau de contrainte longitudinale maximal atteint.

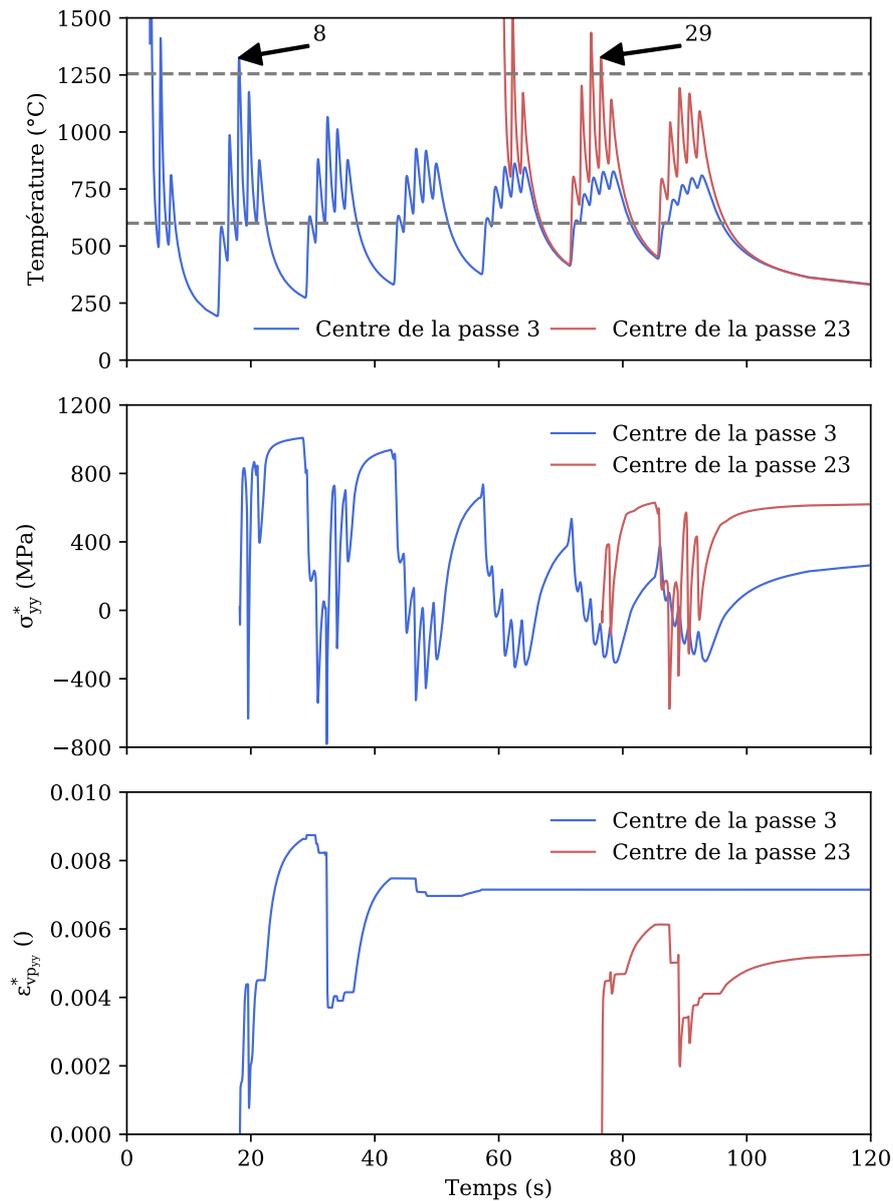


FIGURE 5.14 – Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations longitudinales réinitialisées au centre des passes 3 et 23  
(P, V) = (540 W, 500 mm/min)

Le moment précis de l'amorçage des fissures dans le dépôt n'a pas pu être clairement identifié dans le cadre de cette étude. Des essais de détection in-situ de fissures par émission acoustique ont été instrumentés. Malheureusement, l'identification spatio-temporelle de l'amorçage des fissures n'a pas pu être menée jusqu'à son terme. Néanmoins, l'étude expérimentale a montré que le dépôt est sensible à deux mécanismes distincts de fragilisation. Tout d'abord, le dépôt peut fissurer lors du refroidissement qui suit la solidification. Les essais Gleeble du chapitre 3 (figure 3.49) ont montré qu'un refroidissement très rapide depuis le domaine monophasé  $\gamma$  s'accompagne d'un très fort durcissement. En effet, le refroidissement brutal induit une forte sursaturation en aluminium et en titane dans la matrice. Celle-ci provoque une importante précipitation ultra-fine de précipités  $\gamma'$  qui entraîne un comportement fragile du matériau. Ce mécanisme se retrouve

classiquement dans le cas de pièces massives forgées ou coulées qui présentent des risques de criques lors de trempes trop violentes. Nous pouvons ainsi définir un premier critère de fissuration en comparant les valeurs de contraintes longitudinales simulées lors du refroidissement qui suit la solidification avec les contraintes à rupture  $\sigma_{R,1}$  obtenues sur les essais Gleeble (figure 3.49).

Nous avons aussi montré dans le chapitre 3 que les joints interdendritiques présentaient une importante ségrégation de soufre. Or, le soufre est une impureté fragilisante qui entraîne une forte perte de ductilité des alliages à base de nickel. La contrainte à rupture  $\sigma_{R,2}$ , ou la déformation à rupture des joints de grains  $\varepsilon_{R,2}$ , est donc directement dépendante du taux de recouvrement en soufre  $\theta$  et donc du cyclage thermique vue par la pièce. Ces valeurs de contraintes et déformations à rupture n'ont pas pu être estimées expérimentalement.

Au final, le critère de fissuration des couches de rechargement peut s'écrire de la manière suivante :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{yy}^* \geq \sigma_{R,1} = 210 \text{ MPa} \quad \text{à } 1000^\circ\text{C} \\ \sigma_{yy}^* \geq \sigma_{R,1} = 365 \text{ MPa} \quad \text{à } 800^\circ\text{C} \\ \sigma_{yy}^* \geq \sigma_{R,1} = 636 \text{ MPa} \quad \text{à } 600^\circ\text{C} \\ \varepsilon_{vp_{yy}}^* \geq \varepsilon_{R,1} = 0,02\% \quad \text{à } 600^\circ\text{C} \end{array} \right. \quad (5.3)$$

et

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{yy}^* \geq \sigma_{R,2}(\theta) \\ \varepsilon_{yy}^* \geq \varepsilon_{R,2}(\theta) \end{array} \right. \quad (5.4)$$

Ainsi, il y a un risque de fissuration dès que l'un des deux critères est rempli. Dans la suite de notre étude, nous nous focaliserons donc que sur le premier critère qui a été chiffré et qui vise à étudier le niveau de contraintes lors du refroidissement consécutif à la dernière solidification. Néanmoins, nous garderons en tête que ce critère est nécessaire mais pas suffisant du fait du phénomène de ségrégation interfaciale du soufre.

### 5.3.2 Influence des paramètres opératoires sur le risque de fissuration

La figure 5.15 montre les évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations longitudinales au centre de la passe 3 pour deux vitesses de lasage. Les contraintes et déformations sont réinitialisées lors de la dernière solidification pour chaque configuration.

Les évolutions des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées sont tracées lors du refroidissement depuis la dernière solidification (figure 5.16). Il est ainsi possible de comparer les résultats à iso-températures (tableau 5.5). Les contraintes à rupture issues des essais Gleeble sont indiquées par les étoiles en noir. Les contraintes calculées à 1000 °C et 800 °C sont d'autant plus importantes que la vitesse de lasage est grande, mais sont dans tous les cas supérieures aux contraintes à rupture des essais Gleeble (tableau 5.5). Le même parallèle peut être fait en étudiant les déformations (tableau 5.6). Cela explique la forte propension à la fissuration des dépôts. Ainsi, la minimisation de ce risque nécessite de réduire drastiquement le niveau de contraintes et de déformations viscoplastiques.

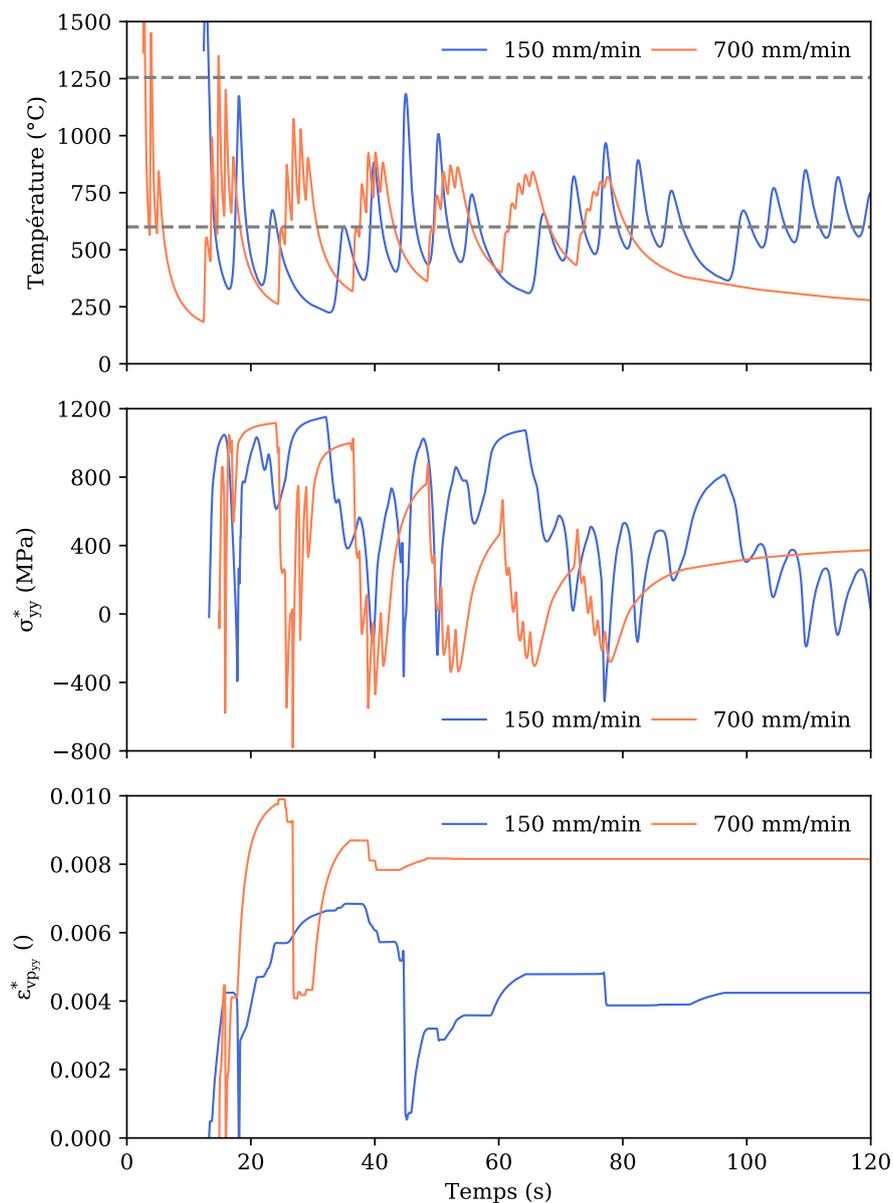


FIGURE 5.15 – Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 en fonction de la vitesse de lasage

Vitesse (mm/min)	150	300	500	700	$R_M$ (MPa) Gleeble
$\sigma_{yy}^*$ (MPa) 1000 °C	308	293	340	372	210
$\sigma_{yy}^*$ (MPa) 800 °C	625	702	781	836	365
$\sigma_{yy}^*$ (MPa) 600 °C	847	800	729	-	636

TABLEAU 5.5 – Calcul des contraintes longitudinales lors du refroidissement dans le dépôt selon la vitesse de lasage

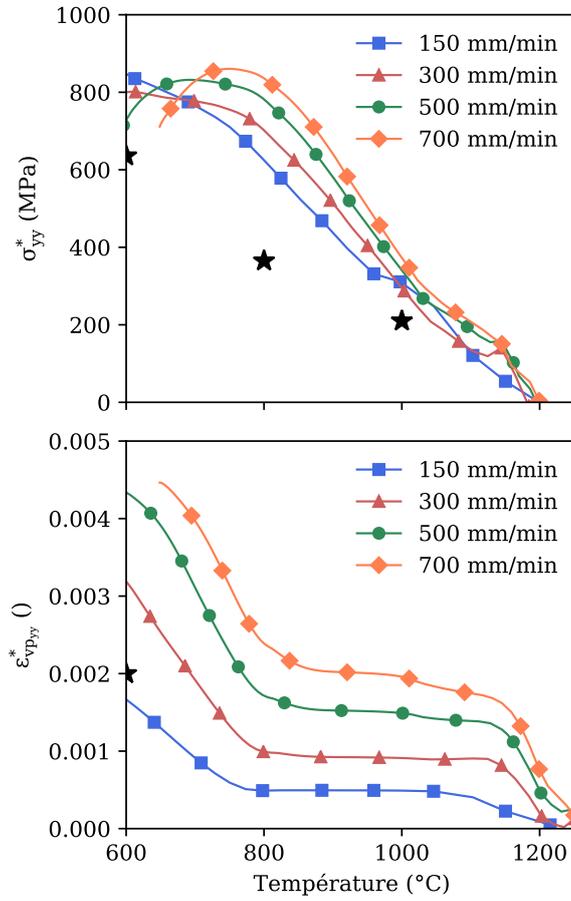


FIGURE 5.16 – Évolutions des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 en fonction de la température selon la vitesse de lasage

Vitesse (mm/min)	150	300	500	700	$\epsilon_{p,R}$ (%) Gleeble
$\epsilon_{vp_{yy}}^*$ (%) 1000 °C	0,05	0,09	0,15	0,19	0
$\epsilon_{vp_{yy}}^*$ (%) 800 °C	0,05	0,10	0,17	0,19	0
$\epsilon_{vp_{yy}}^*$ (%) 600 °C	0,17	0,32	0,43	-	0,2

TABLEAU 5.6 – Calcul des déformations viscoplastiques longitudinales lors du refroidissement dans le dépôt selon la vitesse de lasage

La tendance à la fissuration dans le dépôt en fonction de l'épaisseur du substrat a également été étudiée. Avec le substrat d'épaisseur 3 mm, les températures sont légèrement plus importantes et permettent plus de refusions (figure 5.17). Les contraintes et déformations résiduelles sont légèrement plus importantes dans le cas du substrat le plus épais sans pour autant que cela ne soit déterminant. La vitesse de lasage demeure donc le paramètre le plus important.

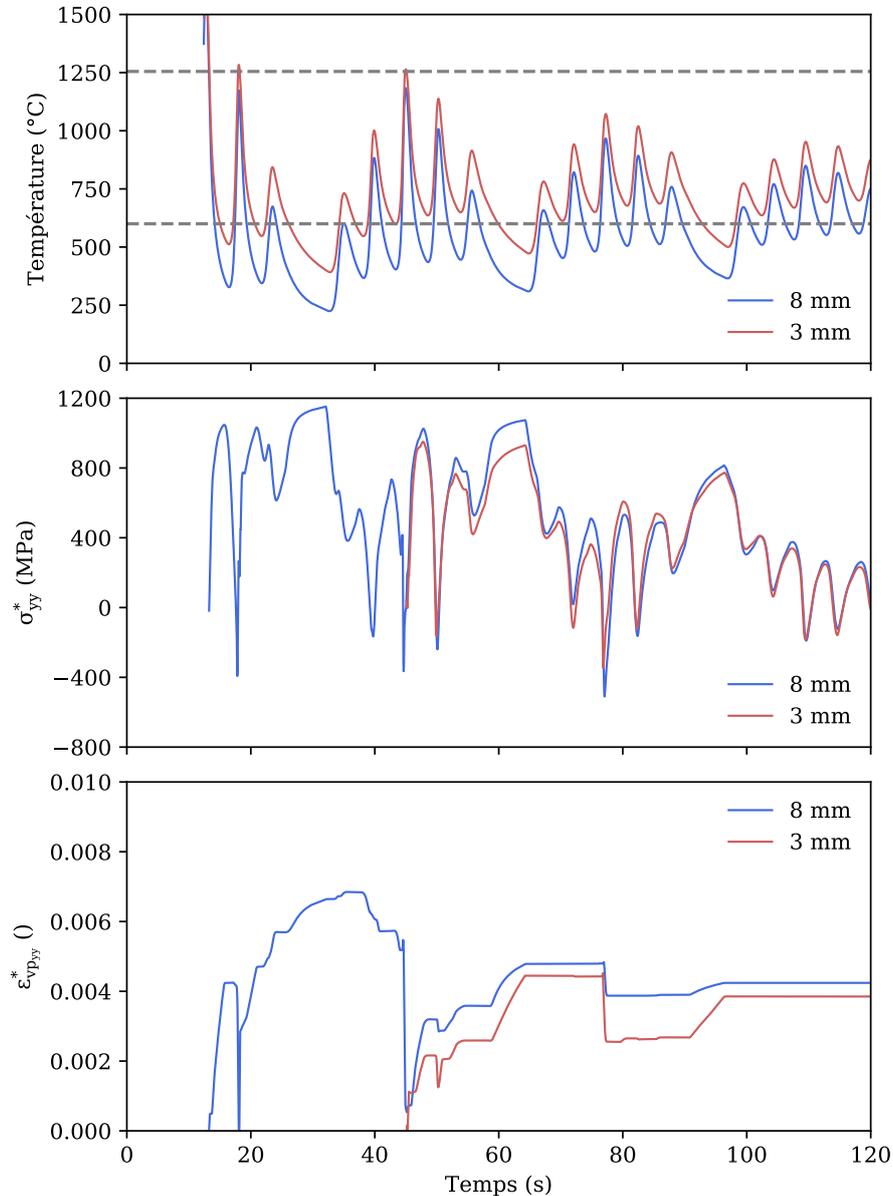


FIGURE 5.17 – Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 selon l'épaisseur du substrat  $(P, V) = (260 \text{ W}, 150 \text{ mm/min})$

### 5.3.3 Évaluation de l'influence du préchauffage sur le risque de fissuration des couches déposées

Lors du refroidissement des passes, des contraintes de traction et des déformations viscoplastiques positives sont générées. La première voie de minimisation du risque de fissuration

consisterait donc à réduire les niveaux de contraintes et déformations au cours du procédé de rechargement. Le préchauffage, introduit précédemment, pourrait donc être utilisé dans cette nouvelle optique de limitation du risque de fissuration du dépôt.

La figure 5.18 montre les évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations longitudinales au centre de la passe 3 en fonction de la température de préchauffage. Pendant le rechargement, les contraintes générées sont plus faibles avec l'augmentation de la température de préchauffage. Les déformations viscoplastiques longitudinales résiduelles sont autour de 0,2% pour les trois températures de préchauffage, ce qui est déjà bien inférieur à ce qui est obtenu sans préchauffage.

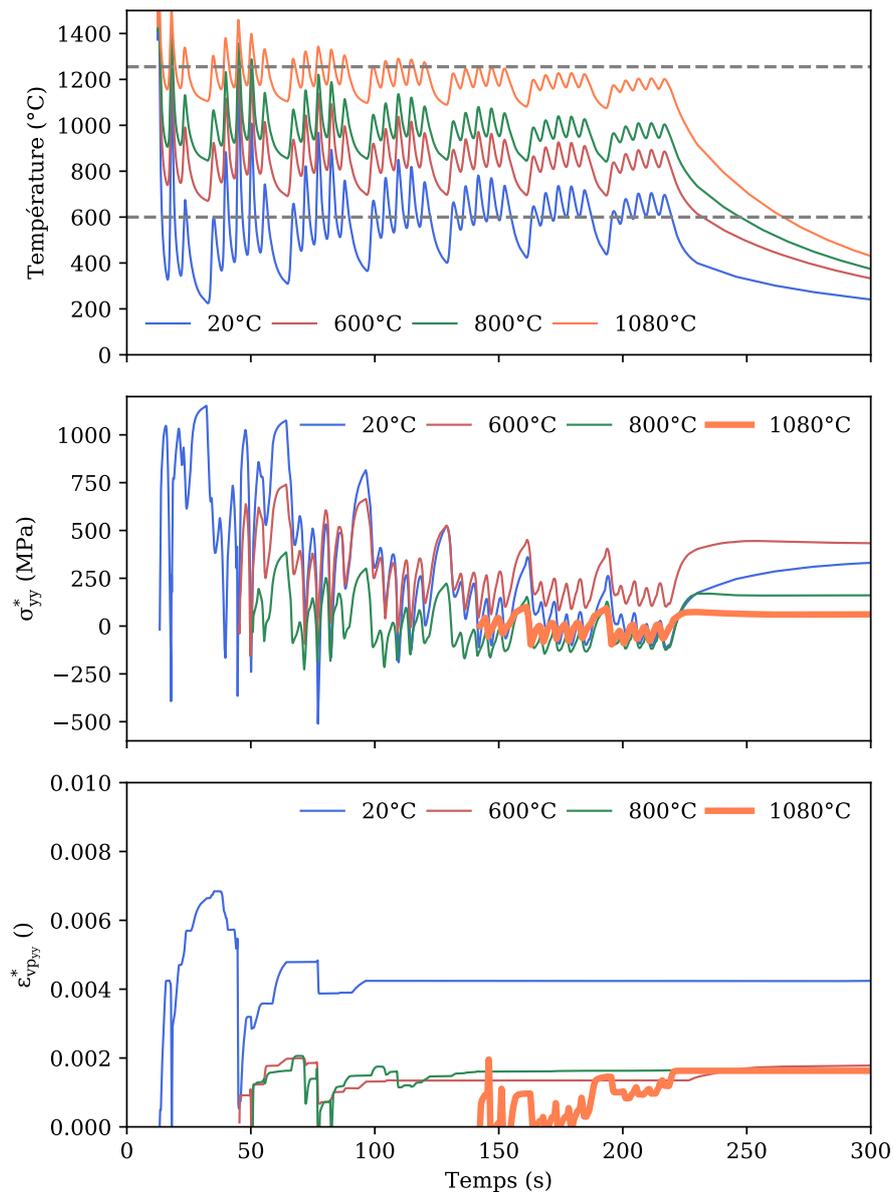


FIGURE 5.18 – Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 selon la température de préchauffage  
 $V = 150 \text{ mm/min}$

La figure 5.19 présente les évolutions des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées. Celles-ci sont tracées lors du refroidissement depuis la dernière solidification (figure 5.19). Les valeurs sont également recensées dans le tableau 5.7. On remarque alors que la courbe du rechargement réalisé avec préchauffage à 600 °C chevauche la courbe du rechargement réalisé sans préchauffage. Les contraintes longitudinales sont du même ordre. Avec le préchauffage à 800 °C, la contrainte au refroidissement à 1000 °C n'est que de 111 MPa. La courbe du préchauffage à 1080 °C est peu visible, car la passe ne se refroidit que très peu. De plus, le niveau de contraintes est très faible. Tout au long du rechargement, les contraintes sont très faibles, avec un maximum autour de 100 MPa. Ainsi, le risque de fissuration semble inexistant.

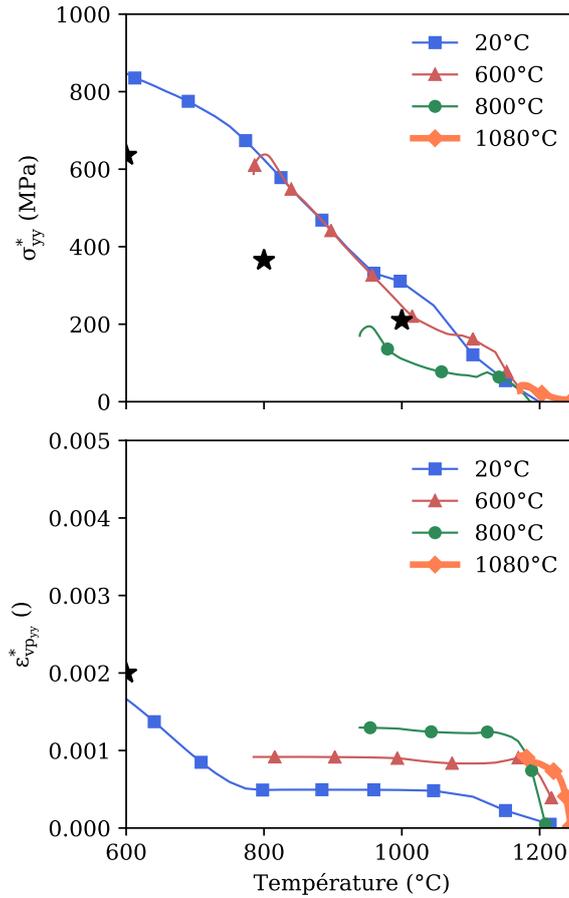


FIGURE 5.19 – Évolutions en fonction de la température des contraintes et déformations longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 selon la température de préchauffage  $V = 150 \text{ mm/min}$

Préchauffage (°C)	20	600	800	1080	$R_M$ (MPa) Gleeble
$\sigma_{yy}^*$ (MPa) 1000 °C	308	246	110	-	210
$\sigma_{yy}^*$ (MPa) 800 °C	625	637	-	-	365
$\sigma_{yy}^*$ (MPa) 600 °C	847	-	-	-	636

TABLEAU 5.7 – Calcul des contraintes longitudinales lors du refroidissement dans le dépôt en fonction de la vitesse de lasage

Le préchauffage des substrats va également jouer sur la ségrégation interfaciale du soufre dans le dépôt. À l'équilibre thermodynamique, le modèle de McLean permet de décrire le taux de recouvrement  $\theta$  selon la relation 5.5.

$$\theta = \frac{X^v \exp\left(-\frac{\Delta G^s}{RT}\right)}{1 + X^v \exp\left(-\frac{\Delta G^s}{RT}\right)} \quad (5.5)$$

avec  $X^v$  la teneur initiale en soufre de la poudre (11 ppm),  $\Delta G^s$  l'enthalpie libre de ségrégation du soufre qui est de  $-98$  kJ [155],  $R$  la constante des gaz parfaits et  $T$  la température.

L'évolution du taux de ségrégation du soufre à l'équilibre est tracée sur la figure 5.20. Sont aussi indiqués les taux de recouvrement selon la température moyenne du dépôt en fonction de la température de préchauffage. Plus la température de préchauffage est élevée, plus la température moyenne du dépôt est importante (figure 5.18). On observe alors que le taux de recouvrement diminue avec la température de préchauffage et devient très faible pour les préchauffages à 800 °C et 1080 °C.

Dans tous les cas, la température de préchauffage de 1080 °C est nécessaire afin de réduire le risque de fissuration par liquation en ZAT. En conséquence, cette température est choisie afin de réaliser des essais expérimentaux.

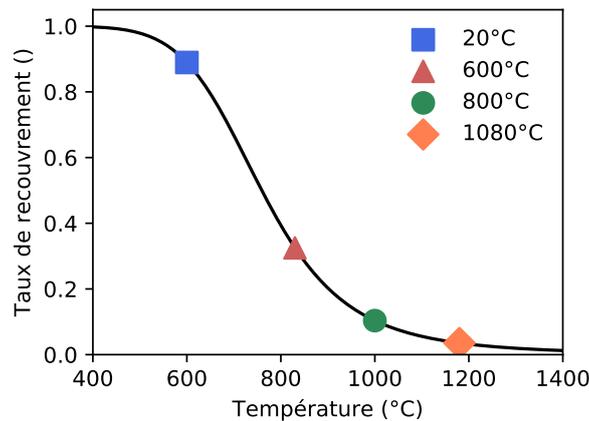
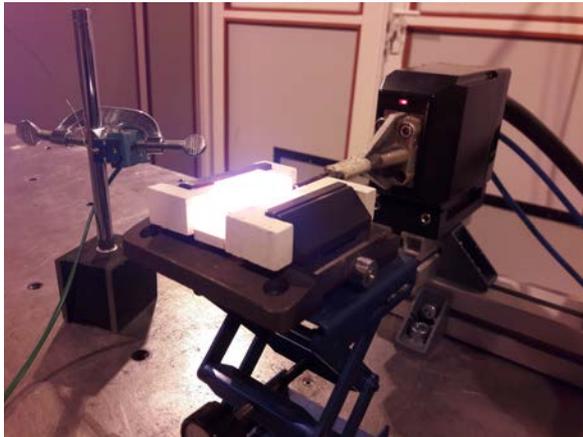


FIGURE 5.20 – Évolution du taux de recouvrement du soufre à l'équilibre en fonction de la température, les marqueurs indiquent le taux de recouvrement moyen du dépôt selon la température de préchauffage

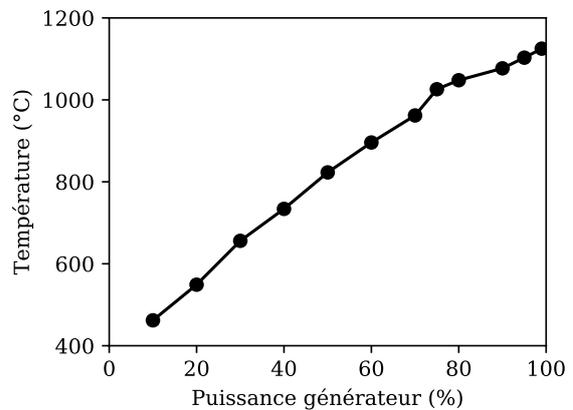
## 5.4 Utilisation d'un préchauffage des substrats pour l'obtention de rechargements non fissurés

### 5.4.1 Essais expérimentaux

Un dispositif de préchauffage par induction a été développé au LEM3, afin de chauffer les substrats pendant toute l'opération de rechargement (figure 5.21a). L'inducteur est positionné 3 mm sous le substrat et la température de la pièce a été calibrée en fonction de la puissance injectée par le générateur (CEIA Power 90/900). Pour ce faire, un thermocouple a été soudé sur la face supérieure du substrat et un deuxième a été positionné à cœur grâce à un usinage, puis les températures sont relevées dès que la température est stabilisée). Cela permet de calibrer la température de préchauffage en fonction de la puissance fournie par le générateur (figure 5.21b).



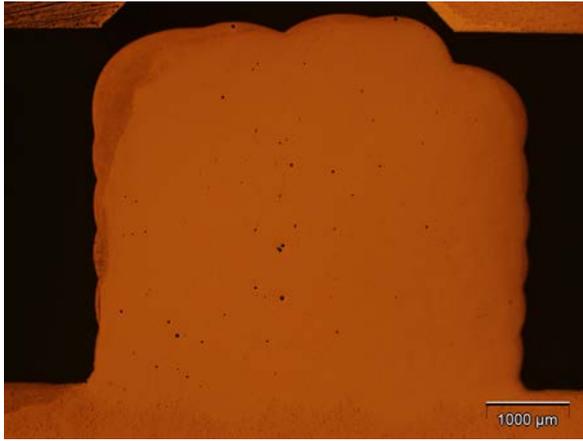
(a) Dispositif de préchauffage



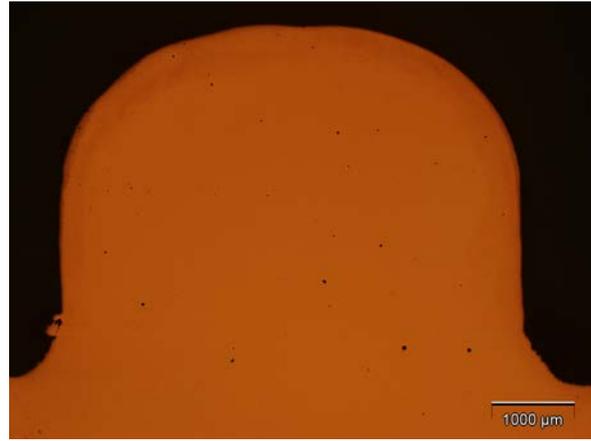
(b) Température à cœur de substrat d'épaisseur 8 mm en fonction de la puissance du générateur

FIGURE 5.21 – Préchauffage des substrats

Deux essais à vitesse faible (150 mm/min) avec préchauffage à 1080 °C ont été réalisés : en configuration bloc et en configuration cuvette. Aucune trace de liquation, ni de fissures dans la ZAT, ne sont observées. De plus, aucune fissure n'a été observée dans les dépôts avec préchauffage, même après observation au MEB. L'effet est ainsi particulièrement spectaculaire sur la configuration cuvette, puisque l'essai non préchauffé était fissuré de manière très importante. La figure 5.22 présente la comparaison entre deux rechargements réalisés en configuration bloc avec et sans préchauffage. Les dépôts réalisés avec préchauffage ont une morphologie plus arrondie vers le haut du dépôt.



(a) Sans préchauffage

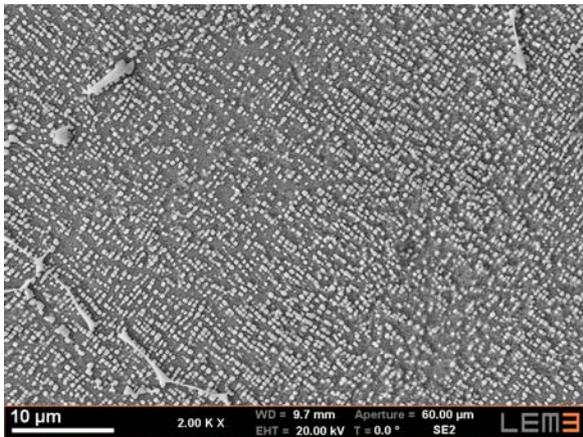


(b) Préchauffage à 1080 °C

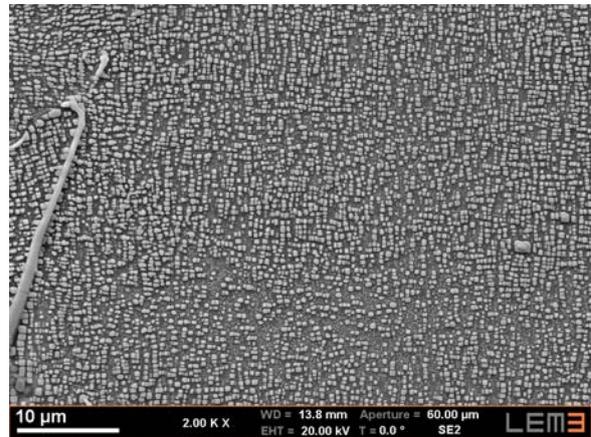
FIGURE 5.22 – Microstructure du métal de base  
Rechargement en configuration bloc,  $V = 150$  mm/min

#### 5.4.2 Microstructure dans le métal de base après préchauffage

Du fait de la température élevée de préchauffage, la microstructure du métal de base se trouve légèrement affectée (figure 5.23). La fraction surfacique moyenne mesurée dans les régions intragranulaires (figure 5.24) est de 0,32, avec une taille moyenne de 300 nm.



(a) Préchauffage à 1080 °C



(b) Sans préchauffage

FIGURE 5.23 – Microstructure dans le métal de base préchauffé  
Rechargement en configuration bloc,  $V = 150$  mm/min

La simulation thermique associée au modèle de dissolution reproduit bien l'impact du préchauffage dans le métal de base sur la fraction volumique de précipités (figure 5.25). Le préchauffage pré-rechargement débute à  $t = -300$  s et le rechargement commence à  $t = 0$  s. Pendant l'étape de préchauffage pré-rechargement, une partie des précipités est dissoute. Le modèle prédit une fraction résiduelle de précipités de 29%, fraction relativement proche de celle mesurée dans les régions intragranulaires où elle est de 32%.

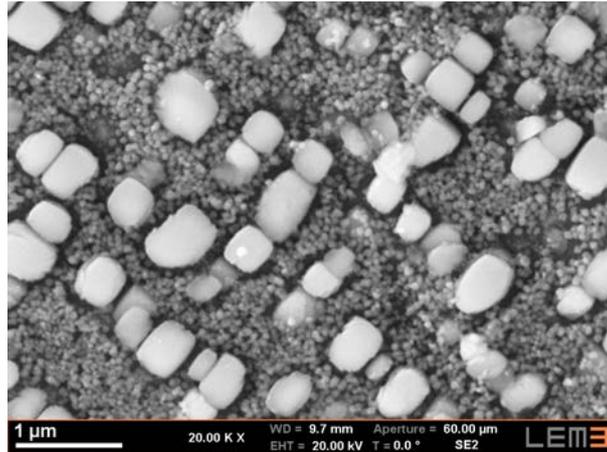


FIGURE 5.24 – Précipités intragranulaires dans le métal de base  
Rechargement en configuration bloc,  $V = 150$  mm/min, préchauffage à  $1080$  °C

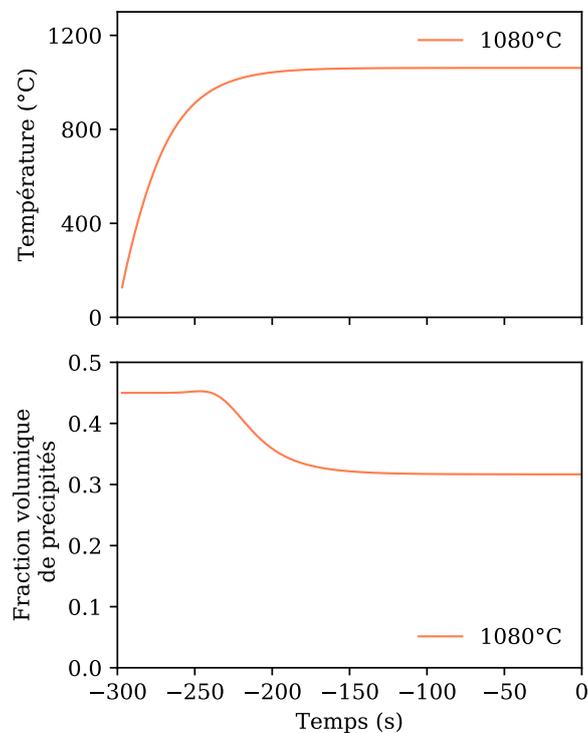
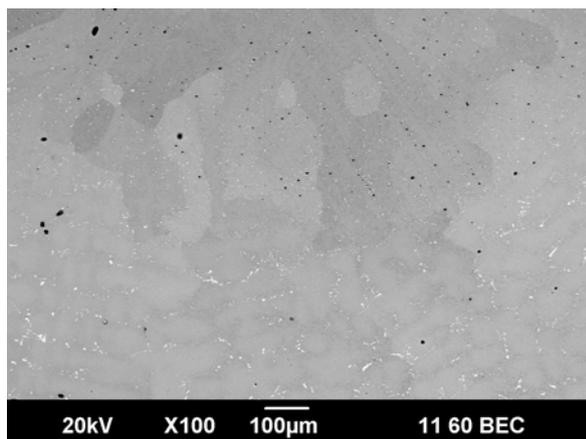


FIGURE 5.25 – Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités dans le métal de base  
Rechargement en configuration bloc,  $V = 150$  mm/min, préchauffage à  $1080$  °C

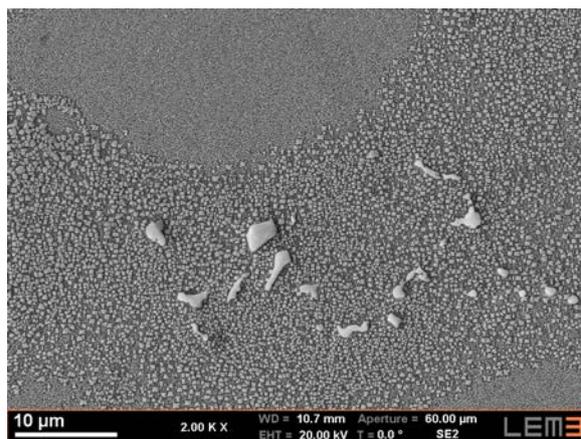
### 5.4.3 Absence de liquation et de fissures dans la ZAT

La frontière entre ZAT et zone fondue était aisément repérable sans préchauffage. En revanche, avec le préchauffage à  $1080$  °C, la frontière est plus difficile à visualiser. Les carbures permettent de repérer l'interface entre les deux zones (figure 5.26a). Dans la ZAT, d'importantes différences de précipitation sont présentes entre les zones intra et intergranulaires (figure 5.26b).

Les régions intragranulaires (figure 5.27a) présentent une répartition bimodale de précipités.



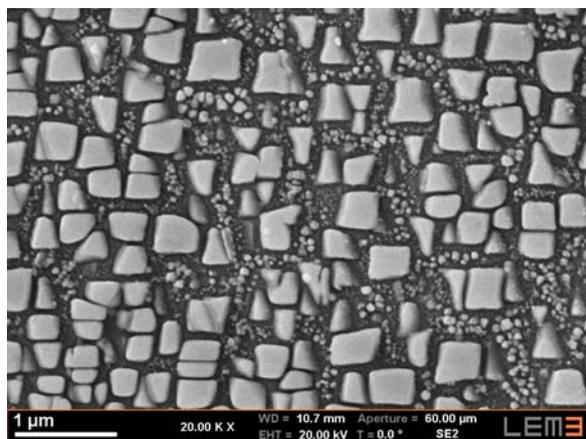
(a) Zone de transition entre la ZAT et la zone fondue



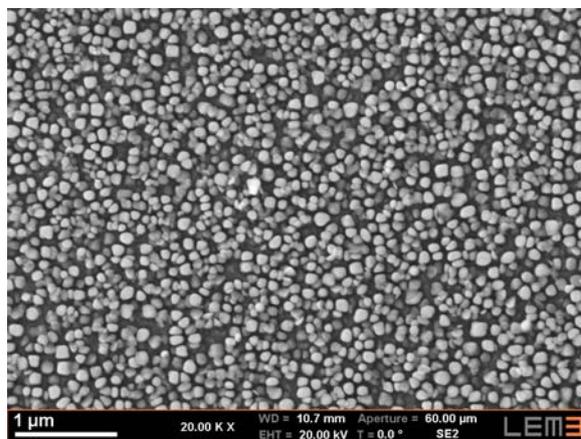
(b) Zoom dans la ZAT

FIGURE 5.26 – Microstructure générale  
Rechargement en configuration bloc,  $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ ,  
préchauffage à  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$

Les plus gros précipités ont une taille moyenne de  $300 \text{ nm}$  et les plus petits une taille d'environ  $40 \text{ nm}$ . Dans les régions intergranulaires (figure 5.27b), une seule population de précipités est observée, pour une taille moyenne de  $70 \text{ nm}$ .



(a) Précipités intragranulaires



(b) Précipités intergranulaires

FIGURE 5.27 – Microstructure dans la ZAT  
Rechargement en configuration bloc,  $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ ,  
préchauffage à  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$

Dans la ZAT, **aucune fissure** n'est observée mais également **aucune trace de liquation** de précipités.

#### 5.4.4 Absence de fissures dans les dépôts

Sans préchauffage, le dépôt constituait la zone où les fissures étaient les plus importantes. Le préchauffage à  $1080 \text{ }^\circ\text{C}$  permet de n'observer **aucune fissure** pour  $V = 150 \text{ mm/min}$ , dans les configurations bloc et cuvette (figure 5.28).

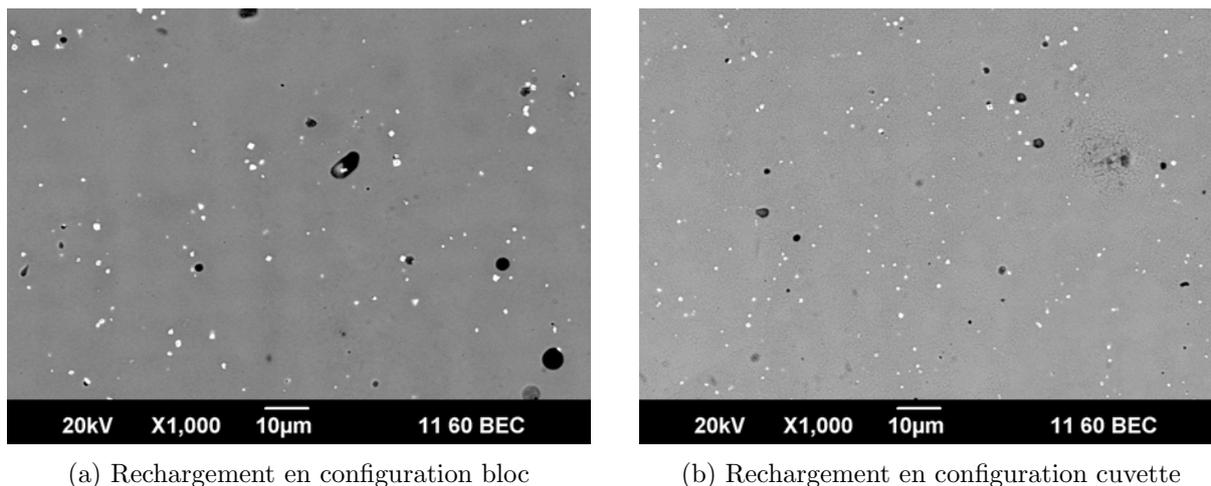
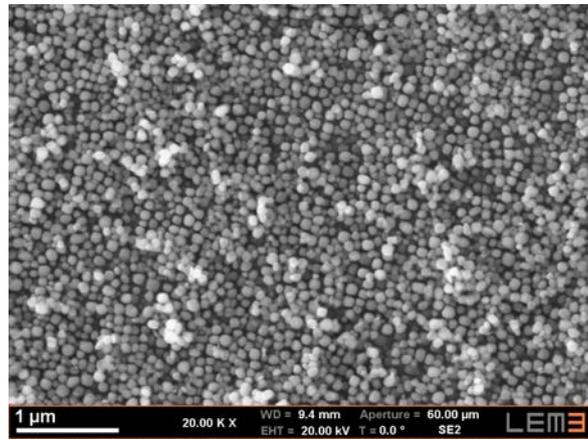


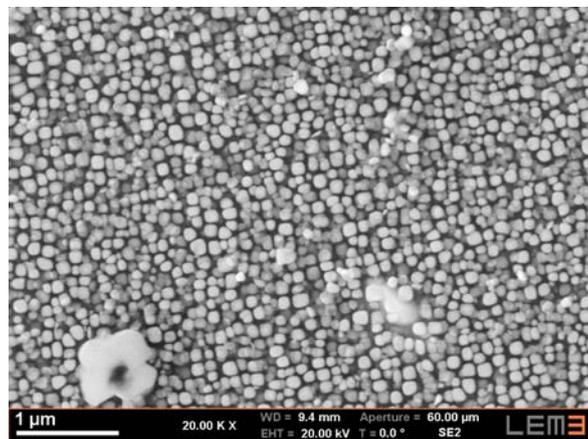
FIGURE 5.28 – Microstructure dans le dépôt  
 (P, V, D) = (220 W, 150 mm/min, 1 g/min), préchauffage à 1080 °C

La microstructure du dépôt après préchauffage se révèle également différente du cas sans préchauffage. En effet, des précipités de taille relativement importante sont visibles dans le dépôt. Lors de la solidification, on observe une germination de précipités. Or, ceux-ci demeurent très petits sans préchauffage. Ici, les passes déposées restent à haute température pendant des durées suffisamment importantes pour que les précipités aient le temps de croître. Pour s'en assurer, les tailles moyennes des précipités ont été mesurées à trois positions distinctes du dépôt, en haut, au milieu et en bas (figure 5.29). La fraction moyenne mesurée dans les trois cas est d'environ 0,50 mais les tailles moyennes de précipités augmentent plus on s'éloigne du sommet du dépôt. En effet, les tailles moyennes mesurées des précipités sont de 80 nm, de 90 nm et de 100 nm respectivement en haut, au milieu et en bas du dépôt.

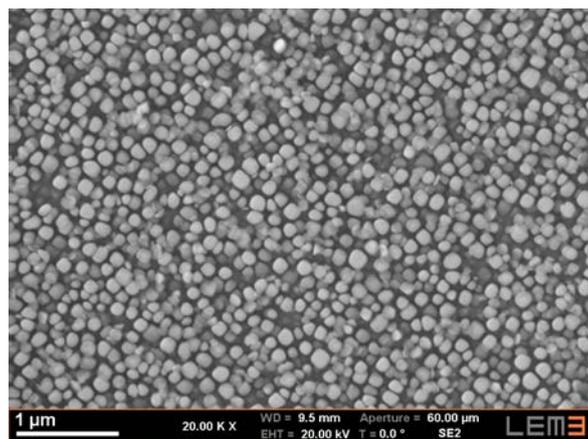
Dans la zone fondue du substrat proche de la ZAT, les précipités sont encore plus gros (figure 5.30a). De plus, une double population de précipités est cette fois-ci observée dans les régions intragranulaires (figure 5.30c), alors qu'une seule population ne figure dans les régions intergranulaires (figure 5.30b).



(a) Haut du dépôt

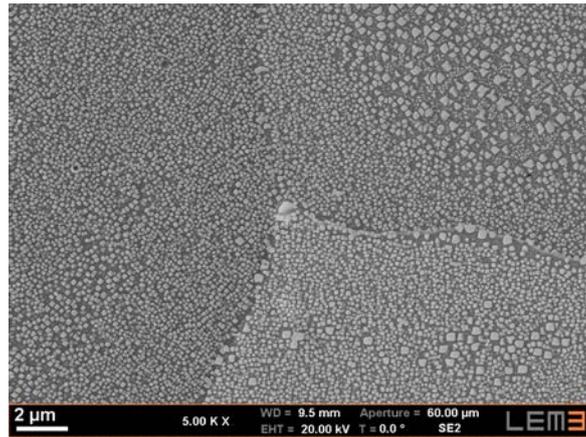


(b) Milieu du dépôt

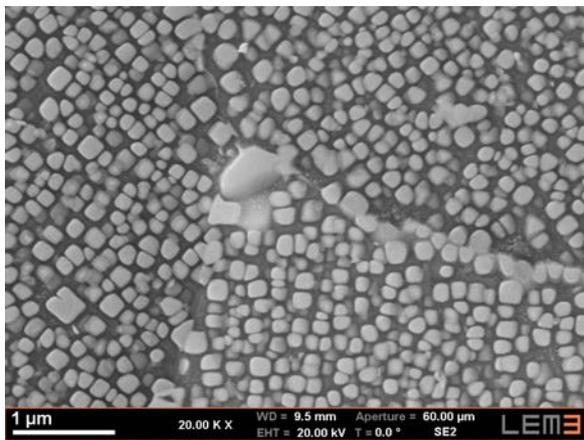


(c) Bas du dépôt

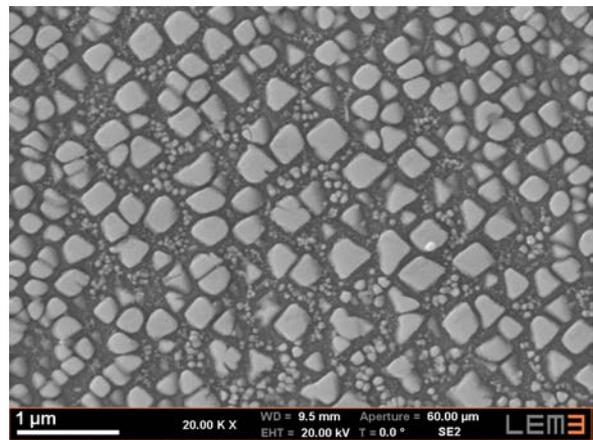
FIGURE 5.29 – Microstructure dans le dépôt  
(P, V, D) = (220 W, 150 mm/min, 1 g/min), préchauffage à 1080 °C



(a) Microstructure générale



(b) Précipités intergranulaires



(c) Précipités intragranulaires

FIGURE 5.30 – Microstructure dans la zone fondue du substrat  
(P, V, D) = (220 W, 150 mm/min, 1 g/min), préchauffage à 1080 °C

## 5.5 Synthèse des résultats

La simulation numérique a été utilisée pour comprendre l'impact de paramètres opératoires sur les deux types de fissuration, mais également afin de définir des conditions permettant de réaliser des rechargements en configuration bloc sans fissures. Deux critères numériques de risques de fissuration ont été définis.

Le premier critère est de type thermo-mécano-métallurgique et vise à évaluer le **risque de fissuration par liquation en ZAT**. Le modèle de dissolution permet de prédire la présence ou non de précipités  $\gamma'$  primaires non dissous dans la BTR du matériau. De plus, les évolutions des contraintes transverses et longitudinales dans la BTR sont calculées. Les contraintes calculées dans la ZAT doivent être inférieures à la limite de 245 MPa fixée par les essais Gleeble à 1000 °C.

L'objectif du second critère est d'évaluer le **risque de fissuration dans le dépôt**. En réalité, celui-ci est un double critère qui rend compte du comportement fragile du matériau lors du refroidissement brutal depuis le domaine monophasé  $\gamma$  et de la perte de ductilité du dépôt à cause de la ségrégation interfaciale du soufre. La ségrégation n'a pas pu être incluse dans la simulation du fait de la difficulté à estimer une contrainte à rupture des joints interdendritiques en fonction du taux de recouvrement en soufre. C'est pourquoi, seule la première partie du critère a été évaluée ici. Lors du refroidissement, les contraintes longitudinales calculées sont comparées aux contraintes à rupture issues des essais Gleeble.

L'effet des paramètres opératoires sur ces deux critères a été évalué.

Le premier paramètre opératoire étudié est la **vitesse de lasage**. Expérimentalement, une forte augmentation du nombre et de la taille des fissures, dans le dépôt et dans la ZAT, a été observée avec l'augmentation de la vitesse. Pour la ZAT, assez naturellement, la réduction de la vitesse de lasage permet de réduire la quantité de précipités non dissous dans la BTR. De plus, les contraintes générées dans l'intervalle de fragilité sont alors plus faibles. Ainsi, le risque de fissuration est plus faible pour une vitesse de construction de 150 mm/min. Néanmoins, la liquation semble inévitable quelle que soit la vitesse. Quant au risque de fissuration dans le dépôt, l'effet de la vitesse est encore plus net, avec une forte augmentation des contraintes et déformations générées au refroidissement. Dans les deux cas, les contraintes calculées sont supérieures aux limites admissibles des critères de fissuration.

Le second paramètre opératoire évalué est **l'épaisseur du substrat**. Les risques de fissuration dans la ZAT et dans le dépôt ne sont que peu dépendantes des épaisseurs de substrat. En effet, la dissolution des précipités  $\gamma'$  n'est que peu affectée et les contraintes mécaniques calculées sont semblables. On peut ainsi penser que les rechargements industriels, réalisés dans des conditions de bridage fort, ne doivent pas affecter sensiblement la tendance à la fissuration.

Ces deux risques de fissuration ne peuvent être réduits fortement qu'à l'aide d'un préchauffage du substrat. La simulation numérique a été utilisée afin de déterminer la température nécessaire pour ce préchauffage. Trois températures ont été testées : 600 °C, 800 °C et 1080 °C. Dans la ZAT, seule une température de préchauffage de 1080 °C permet d'éliminer le risque de fissuration par liquation. Les températures de préchauffage inférieures à 1000 °C ne permettent pas de réduire le niveau de contraintes lors du passage de la BTR. Ainsi, s'affranchir du risque de fissuration par liquation passe inévitablement par un préchauffage à haute température. Une autre possibilité serait de réduire la taille des précipités initiaux avec un traitement thermique pré-réparation adapté. Dans le dépôt, la simulation montre que des préchauffages à 800 °C et 1080 °C permettent de réduire suffisamment les niveaux de contraintes à l'origine de la fissuration liée à la fragilisation du matériau lors de trempes brutales. De plus, avec ces températures de préchauffage, l'ensemble du dépôt se retrouve à des températures supérieures à 1000 °C et donc, dans un domaine de températures où les taux de recouvrement admissibles sont fortement abaissés.

La température de préchauffage de 1080 °C a donc été finalement testée expérimentalement car elle permettait, numériquement, d'éliminer à la fois la fissuration en ZAT et dans le dépôt. Pour une vitesse de 150 mm/min, et dans les configurations bloc et cuvette, **aucune fissure n'est observée**, que ce soit dans le dépôt ou dans la ZAT. De plus, aucune trace de liquation n'est observée. Ces conditions non fissurantes de rechargement mériteraient d'être testées en configuration industrielle.

# Conclusions et perspectives

L'objectif industriel de cette étude était de permettre la réparation d'un superalliage à base de nickel fortement durcis par précipitation  $\gamma'$  : l'Inconel 738 LC. Pour répondre à cette problématique, nous avons réalisé une étude à la fois expérimentale et numérique.

L'**étude bibliographique** présentée dans le premier chapitre a permis de poser les bases de la métallurgie de ce type de superalliages. Les précédentes études portant sur la réparation de pièces en Inconel 738 LC ont utilisé des procédés de type soudage. À ce jour, peu de travaux utilisent des procédés multi-paramétriques de type DED, alors que ceux-ci offrent de réelles opportunités dans le cadre de la réparation. En soudage ou en fabrication additive, les cinétiques thermiques particulièrement brutales induisent des modifications métallurgiques et la présence de fortes contraintes thermo-mécaniques. De plus, plusieurs mécanismes de fissuration des superalliages à base de nickel sont proposés dans la littérature sans qu'il n'y ait véritablement de consensus scientifique. C'est pourquoi, nous nous sommes attachés à réaliser une étude complète des origines métallurgiques et mécaniques de la fissuration de l'Inconel 738 LC.

Dans le deuxième chapitre, nous avons réalisé une étude de la **microstructure du matériau de base avant réparation**. Après mise en solution classique, l'Inconel 738 LC présente une microstructure principalement composée d'une matrice  $\gamma$  et de précipités  $\gamma'$ . La précipitation est bimodale, composée de précipités cubiques d'environ 500 nm, dits primaires, et de précipités sphériques plus petits, inférieurs à la centaine de microns. À ces deux phases, s'ajoutent des eutectiques  $\gamma$ - $\gamma'$  et des carbures de type MC. La poudre utilisée pour la réparation a également été étudiée. Des mesures de composition chimique font apparaître la présence de soufre de l'ordre d'une dizaine de ppm après atomisation.

Le cœur de cette étude est dédié à la réalisation d'**essais expérimentaux de rechargements** et à la caractérisation de la fissuration résultante. Pour cela, une matrice complète d'essais a été définie. Un grand nombre d'essais ont été réalisés, à la fois en faisant varier des paramètres opératoires comme la puissance et la vitesse de lasage, mais également en faisant varier les configurations de rechargement. Les essais réalisés ont révélé une importante **fissuration dans deux zones différentes** : la **zone affectée thermiquement** et le **dépôt**.

Le **premier type de fissures** a été rencontré dans les joints de grains de la **ZAT**, à savoir la zone du substrat sous la zone fondue où les températures atteintes sont suffisamment élevées pour induire des transformations métallurgiques, sans qu'il n'y ait pour autant fusion du matériau. Dans ce cas précis, la ZAT se caractérise par une dissolution partielle des précipités primaires et une dissolution complète des précipités secondaires. Des traces de films liquides ont été observés autour des précipités partiellement dissous, mais aussi le long des joints de grains. L'apparition de liquide peut être attribuée à deux mécanismes. Le premier mécanisme, prédominant, est la **liquation des précipités  $\gamma'$** , à savoir l'apparition de liquide à la température de l'eutectique du fait des cinétiques de chauffage très rapides. À l'équilibre thermodynamique, les précipités sont entièrement dissous dès que leur température de solvus est atteinte. Ce n'est pas le cas ici, où les forts gradients de températures font que la dissolution ne suit pas l'équilibre thermodynamique

et aboutit à une réaction de type eutectique conduisant à l'apparition de liquide, alors même que la température de fusion du matériau n'est pas atteinte. Le deuxième mécanisme à l'origine de l'apparition de liquide est la **fusion des eutectiques** présents dans les joints de grains. En effet, ceux-ci ont, par définition, un point de fusion plus bas que le matériau. Au moment du refroidissement, des contraintes thermo-mécaniques de traction sont générées dans la ZAT et aboutissent à la fissuration des films liquides dans les joints de grains. De plus, une forte tendance à la fissuration avec l'augmentation de la vitesse de lasage a été observée. Des essais thermo-mécaniques de type Gleeble ont été conduits dans l'optique de simuler les conditions propices à l'apparition de fissuration par liquation. Ces essais permettent de montrer que le matériau présente un **comportement fragile** lors du refroidissement à haute température.

Le **second type de fissuration** était plus inattendu, mais finalement beaucoup plus important. **Tous les essais multi-cordons ont présenté des fissures dans le dépôt**, contrairement aux essais de lignes de fusion ou mono-cordons. Dans certaines configurations de puissance et de vitesse importantes, des fissures de plusieurs millimètres parfois débouchantes ont été observées. Plusieurs origines métallurgiques ont été proposées. Une **forte dureté** du matériau déposée a été mise en évidence. Celle-ci est due à la précipitation ultra-fine, non visible au MEB, lors du refroidissement très rapide depuis le liquide. Or, cette importante dureté s'accompagne généralement d'une faible ductilité du matériau. Des essais de type Gleeble ont également été réalisés sur des éprouvettes donc la microstructure a été modifiée pour refléter celle des dépôts (présence d'une très fine population de précipités  $\gamma'$ ). Il a été montré que les éprouvettes soumises à des cycles thermo-mécaniques représentatifs de ceux réellement vus au cours du rechargement présentent, au refroidissement, une **très faible résistance mécanique**, caractérisée par un comportement de type fragile et une faible résistance à la rupture. De plus, une importante **ségrégation interfaciale de soufre** dans les joints interdendritiques fissurés a été mise en évidence par mesures WDS. Dans un domaine de températures intermédiaires (entre 0,5 et 0,8 fois la température de fusion), le soufre ségrège préférentiellement depuis le cœur des dendrites vers les espaces interdendritiques. Or, cette impureté est connue pour réduire fortement la ductilité du matériau.

Des mesures par EBSD ont également été réalisées et révèlent d'**importantes désorientations intergranulaires** dans le dépôt. En effet, les joints interdendritiques fissurés présentent systématiquement une désorientation intergranulaire supérieure à  $15^\circ$ , connue pour favoriser l'amorçage de fissures. De plus, nous avons montré que de fortes désorientations cristallographiques intragranulaires peuvent être observées à proximité des joints de grains. Ces désorientations cristallographiques internes sont caractéristiques d'importantes déformations au voisinage des joints de grains et traduisent l'application de forts niveaux de contraintes sur les joints interdendritiques, fragilisés par la ségrégation du soufre.

En synthèse, il ressort de cette étude que la ségrégation interfaciale du soufre a probablement pour effet de fragiliser encore plus un matériau qui présente déjà une faible résistance mécanique du fait de l'abondante précipitation  $\gamma'$  extrêmement fine. Cette faible résistance mécanique de couches déposées associées à la présence de forts niveaux de contraintes liés au procédé de rechargement en lui-même explique l'importante fissuration interdendritique des dépôts. Cette étude a ainsi mis en valeur différents mécanismes à l'origine d'une fissuration par perte de ductilité à chaud ou *ductility-dip cracking*.

Parallèlement à l'étude expérimentale, une **simulation multi-physique du procédé de rechargement** a été développée. En effet, nous avons vu que les gradients thermiques sont responsables de la fragilisation métallurgique et de la génération de fortes contraintes mécaniques.

La simulation thermique développée permet de reproduire de manière réaliste les essais de type ligne de fusion et les essais de rechargement avec apport de matière. Un bon accord est observé entre champs de températures simulés et mesurés. Pour cela, il a été nécessaire d'introduire

un coefficient de convection forcée permettant de simuler les pertes de chaleur dues au gaz porteur. Néanmoins, plus le nombre de passes déposées est important, plus l'écart entre simulation et expérience est grand, du fait des variations de tailles de cordons pendant le rechargement.

Les champs de températures sont utilisés en données d'entrée pour le calcul des contraintes et déformations mécaniques. Pour cela, une loi de comportement de type élasto-visco-plastique a été implémentée. Des essais de traction et des essais cycliques ont été réalisés à différentes vitesses de déformation pour rendre compte de la viscosité du matériau à haute température. La simulation permet de mettre en évidence de fortes contraintes résiduelles de traction dans le dépôt, compensées par des contraintes de compression dans le substrat. Néanmoins, la comparaison des niveaux de contraintes résiduelles sur le substrat entre simulation et expérience révèle un écart important. D'autres mesures, en cours, viendront compléter ces premières observations.

Enfin, une modélisation de la dissolution de la phase  $\gamma'$  a été développée. Le modèle prend en données d'entrée les cycles thermiques extraits dans la ZAT et permet le calcul de l'évolution de la dissolution des précipités. Le modèle proposé confirme bien l'important risque de liquation des précipités  $\gamma'$  dans la ZAT associé au procédé de rechargement laser.

Dans le dernier chapitre, les outils de modélisation ont été utilisés afin d'établir des **critères de fissuration** et de définir des **conditions opératoires non-fissurantes**.

Le **premier critère de fissuration** thermo-mécano-métallurgique vise à prédire le risque de fissuration par liquation des précipités  $\gamma'$ . Il se définit comme la présence conjointe de précipités  $\gamma'$ , au-delà de la température de fusion de l'eutectique, et d'un niveau important de contraintes mécaniques. La limite de contraintes au-delà de laquelle le risque de fissuration est important a été définie grâce aux essais Gleeble introduits dans le chapitre 3. Ainsi, nous avons pu montrer que les risques de liquation et de fissuration sont inévitables quels que soient les paramètres de rechargement, si le substrat n'est pas préchauffé. En effet, seul un préchauffage à haute température, 1080 °C dans notre cas, permet de dissoudre tous les précipités primaires pendant le rechargement. De plus, le niveau de contraintes générées est alors bien plus faible.

Le rechargement multi-cordons fait intervenir un grand nombre de cycles chauffage et de refroidissement. Le chauffage s'accompagne de contraintes longitudinales de compression tandis que le refroidissement génère des contraintes longitudinales de traction, notamment responsables de l'ouverture des fissures. Ces multiples cycles s'accompagnent d'un important cumul de déformation viscoplastique dans le rechargement. Un **deuxième critère de fissuration** a été introduit afin de prédire le risque de fissuration dans le dépôt. En réalité, celui-ci est un double critère. La première partie du critère vise à représenter le risque de fissuration dû à l'importante précipitation au refroidissement depuis le liquide. Ainsi, lors du refroidissement consécutif à la dernière solidification, les contraintes longitudinales ne doivent pas être supérieures aux contraintes à rupture issue des essais Gleeble. La seconde partie du critère, non développée dans cette étude, vise à établir une contrainte à rupture qui dépend des taux de ségrégation interfaciale du soufre. Il est ainsi envisageable que la contrainte à rupture évolue pendant le rechargement à cause du soufre. Plusieurs températures de préchauffage du substrat ont alors été testées afin de déterminer laquelle permet de réduire suffisamment les niveaux de déformations et contraintes. Une température de 800 °C semble suffire pour réduire le risque de fissuration, en abaissant suffisamment le niveau admissible de contraintes. Néanmoins, cette température provoquerait également une importante ségrégation interfaciale de soufre.

À partir de l'étude numérique, des paramètres optimisés ont été extraits, afin d'être testés expérimentalement. Pour cela, un dispositif de préchauffage des substrats par induction a été développé. Pour une **vitesse de lasage de 150 mm/min** et un **préchauffage à 1080 °C**, nous avons réalisé des essais de rechargements multi-cordons et des rechargements dans des affouillements. Expérimentalement, **aucune fissure n'a été observée, que ce soit dans la ZAT ou dans le dépôt**. Il est donc possible d'éviter la fissuration de l'alliage IN738LC. Ce

résultat important ouvre maintenant des perspectives intéressantes pour la réparation de toutes les pièces de fonderie en IN738LC. Des études complémentaires doivent être menées afin de définir des solutions industrielles de préchauffage de pièces, notamment vis-à-vis de l'accessibilité de certains défauts.

Outre le préchauffage des pièces, plusieurs voies sont possibles pour réduire le risque de fissuration. Premièrement, pour réduire la fissuration en ZAT, il serait possible d'envisager un traitement thermique pré-réparation permettant de réduire la taille des précipités  $\gamma'$  afin de réduire le risque de liquation. De plus, il est important de faire attention aux eutectiques également sources d'apparition de liquide. Quant à la fissuration dans le dépôt, il est nécessaire de prendre garde aux teneurs en soufre de la poudre. Un traitement plus poussé de désulfuration peut être envisageable, quoique certainement très coûteux vu les teneurs déjà faibles en soufre mesurées. De plus, il pourrait être intéressant de réduire les désorientations cristallographiques intergranulaires qui tendent à promouvoir la fissuration. Une optimisation de la stratégie de construction, qui affecte directement la croissance des grains, serait à étudier.

La simulation numérique du procédé a démontré son intérêt. Néanmoins, plusieurs pistes d'amélioration sont à envisager. La simulation thermique gagnerait à permettre l'introduction d'une convection forcée se déplaçant avec le laser. De plus, la possibilité de faire varier les dimensions des passes au cours de la simulation permettrait d'améliorer la précision des résultats. De plus, il pourrait être intéressant de développer une loi de comportement qui soit fonction de l'état de précipitation  $\gamma'$ . En effet, les propriétés mécaniques du matériau dépendent des tailles et fractions volumiques de précipités. Or, ces dernières varient fortement en fonction des nombreuses phases de chauffage/refroidissement que subissent les zones déposées. En plus de la modélisation de la dissolution de la phase  $\gamma'$ , un modèle de précipitation-coalescence pourrait être ajouté au modèle. Il serait ainsi possible de coupler plus fortement les simulations mécaniques et métallurgiques et améliorer grandement la précision des simulations. Enfin, la modélisation de la ségrégation interfaciale de soufre n'a pas pu être intégrée à la simulation dans cette étude. Son ajout permettrait d'affiner grandement les conditions opératoires optimales pour la réalisation de dépôts non fissurés.

# Table des figures

1.1	Chronologies des différents modes d'élaboration des superalliages à base de nickel [3]	4
1.2	Compositions et modes d'élaboration de quelques superalliages à base de nickel [9]	5
1.3	Microstructure du CM247LC avec présence de précipités et de carbures [13] . . .	6
1.4	Accumulation de dislocations autour d'une phase TCP au cours d'un essai de fluage [15] . . . . .	7
1.5	Structures atomiques des phases $\gamma$ et $\gamma'$ avec en gris le nickel et en noir l'aluminium ou le titane . . . . .	7
1.6	Évolution de la taille et de la fraction volumique des précipités $\gamma'$ en fonction de la température et de la durée de revenu, Udimet 720 [20] . . . . .	8
1.7	Durée de vie en fluage du superalliage monocristallin TMS-75 [22] . . . . .	9
1.8	Compatibilité des éléments chimiques avec le nickel pour le durcissement par solution solide [23] . . . . .	9
1.9	Schéma de principe du soudage TIG ( <a href="https://commons.wikimedia.org/wiki/File:GTAW.svg">https://commons.wikimedia.org/wiki/File:GTAW.svg</a> ) . . . . .	10
1.10	Principes du procédé CLAD <sup>®</sup> [30] . . . . .	11
1.11	Rechargement d'aube de turbine [38] . . . . .	11
1.12	Microstructure de l'IN738LC après soudage TIG [26] . . . . .	12
1.13	Différences de microstructure entre le haut et le bas d'un mur en Ti-6Al-4V fabriqué par DED [42] . . . . .	13
1.14	Contraintes thermo-mécaniques engendrées par un procédé de type soudage [44] .	14
1.15	Contraintes thermo-mécaniques engendrées par un procédé de type soudage [45] .	14
1.16	Contraintes résiduelles dans un dépôt issu de type DED en fonction du matériau et du temps de temporisation entre les passes [45] . . . . .	15
1.17	Solidification du métal dans la zone pâteuse [50] . . . . .	16
1.18	Fissure de solidification, soudage TIG de l'Inconel 718 [48] . . . . .	17
1.19	Fissure de solidification, soudage d'aluminium [53] . . . . .	17
1.20	Diagramme binaire Ni-Al simplifié . . . . .	18
1.21	Liquation constitutionnelle des précipités $\gamma'$ et mouillage du joint de grains, Inconel 738 [72] . . . . .	19
1.22	Températures de solvus des phases $\gamma'$ de plusieurs superalliages base-nickel obtenues par analyse thermique différentielle [75] . . . . .	19
1.23	Schéma représentatif des conditions menant à la fissuration au revenu : (a) diagramme de phase-type des superalliages à base de nickel ; (b) cycle thermique-type de soudage avec des traitements post-soudage ; (c) diagramme TTT de la précipitation de la phase $\gamma'$ ; (d) schéma en coupe d'une soudure ; (e) changements de microstructures dans la zone fondue et dans la ZAT [76] . . . . .	20
1.24	Diagramme de soudabilité des superalliages à base de nickel [77] . . . . .	21
1.25	Courbe représentant la sensibilité à la fissuration au revenu du René 41 en fonction de la température et de la durée du traitement isotherme [78] . . . . .	22

1.26	Représentation schématique des domaines de températures des phénomènes de fissuration de chute de ductilité et de solidification [82] . . . . .	23
1.27	Évolution du taux de recouvrement du soufre dans un nickel quasi-pur avec en trait plein la courbe au chauffage et en pointillés la courbe au refroidissement [85]	23
1.28	Évolution du trou de ductilité de l'Udimet 115 en fonction de la vitesse de déformation [89] . . . . .	24
1.29	Phénomènes physiques à l'origine de l'arc et du bain de fusion lors du soudage TIG [90] . . . . .	25
1.30	Simulation thermique avec apport de matière [101] . . . . .	27
1.31	Méthode d'activation des éléments : la boule représente la position de la source, les cubes en gris les éléments actifs, en rouge les éléments activables et en transparence les éléments non actifs . . . . .	27
1.32	Simulation thermique du soudage à l'arc d'un acier AISI 321 [52] . . . . .	28
1.33	Évolution, au refroidissement en dessous de la température de cohérence, de la déformation plastique cumulée en fonction de la température, C : essai fissuré, NC : essai non fissuré [52] . . . . .	28
1.34	Simulation de la température et de la dissolution de la phase $\gamma'$ [99] . . . . .	29
2.1	Lingot tronconique en IN738LC . . . . .	32
2.2	Matière en Inconel 738 LC . . . . .	32
2.3	Microstructure générale au microscope optique IN738LC brut de fonderie . . . . .	33
2.4	Microstructure générale au MEB IN738LC brut de fonderie . . . . .	34
2.5	Précipité $\gamma'$ de sa forme la plus cohérente avec la matrice (à gauche) à sa forme la moins cohérente (à droite) [105] . . . . .	34
2.6	Précipitation $\gamma'$ IN738LC brut de fonderie . . . . .	35
2.7	Eutectiques $\gamma$ - $\gamma'$ IN738LC brut de fonderie . . . . .	36
2.8	Carbures IN738LC brut de fonderie . . . . .	36
2.9	Spectre EDS d'un carbure MC IN738LC brut de fonderie . . . . .	37
2.10	Diagramme de phases d'équilibre de l'IN738LC [112] . . . . .	37
2.11	Cartographie EBSD sur une coupe transversale IN738LC mis en solution . . . . .	38
2.12	Microstructure de l'IN738LC mis en solution . . . . .	38
2.13	Répartition chimique Cartographies EDS de l'IN738LC mis en solution . . . . .	39
2.14	Précipitation $\gamma'$ intradendritique IN738LC mis en solution . . . . .	40
2.15	Analyse des précipités $\gamma'$ intragranulaires IN738LC mis en solution . . . . .	41
2.16	Analyse des précipités $\gamma'$ intergranulaires IN738LC mis en solution . . . . .	41
2.17	Gros précipités primaires à proximité de carbures IN738LC mis en solution . . . . .	42
2.18	Eutectique $\gamma$ - $\gamma'$ IN738LC mis en solution . . . . .	42
2.19	Position du carbure MC analysé IN738LC mis en solution . . . . .	43
2.20	Spectre EDS d'un carbure MC IN738LC mis en solution . . . . .	43
2.21	Répartition des carbures sur une coupe transversale IN738LC mis en solution . . . . .	44
2.22	Atomisation des poudres . . . . .	45
2.23	Spectre granulométrique de la poudre atomisée : en trait plein la distribution statistique et en pointillés la fraction volumique cumulée . . . . .	45
2.24	Image MEB de la poudre atomisée entre 0 $\mu\text{m}$ et 315 $\mu\text{m}$ . . . . .	46
2.25	Images MEB de la poudre tamisée entre 45 $\mu\text{m}$ et 90 $\mu\text{m}$ . . . . .	46
2.26	Procédé CLAD® . . . . .	47
2.27	Calibration du débit massique de poudre d'IN738LC . . . . .	48
2.28	Principe de mesure de l'intensité en WDS . . . . .	49
2.29	Essais mécaniques isothermes de traction . . . . .	50
2.30	Montage des essais thermo-mécaniques Gleeble . . . . .	51

3.1	Zone à recharger, source : Arconic . . . . .	54
3.2	Rechargement en configuration mur . . . . .	54
3.3	Rechargement en configuration bloc . . . . .	55
3.4	Rechargement en configuration cuvette . . . . .	55
3.5	Illustrations des différents mono-cordons obtenus Avec en rouge foncé le dépôt, en rouge clair la partie fondue du substrat, en bleu la ZAT et en blanc le métal de base non affecté . . . . .	56
3.6	Cordons réalisés pour $V = 300$ mm/min et $D = 1,4$ g/min . . . . .	57
3.7	Mesures de la hauteur $H$ et de la largeur $L$ d'un cordon <i>optimal</i> ( $P, V, D$ ) = (128 W, 50 mm/min, 0,9 g/min) . . . . .	57
3.8	Schéma représentant les pas latéraux et verticaux dans le cas d'un rechargement multi-cordons et multi-couches . . . . .	58
3.9	Matrice de tous les essais réalisés en fonction de la puissance et de la vitesse du laser . . . . .	59
3.10	Dépôt irrégulier à très faible vitesse Rechargement de type bloc, ( $P, V, D$ ) = (140 W, 70 mm/min, 0,4 g/min) . . . . .	59
3.11	Illustrations de la stratégie de construction en configuration mur avec 8 couches de 3 passes . . . . .	60
3.12	Illustrations de la stratégie de construction en configuration bloc avec 7 couches de 5 passes . . . . .	60
3.13	Coupes transversales de rechargements . . . . .	61
3.14	Microstructure dans la zone fondue Rechargement de type bloc, ( $P, V, D$ ) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	62
3.15	Profil de dureté Rechargement de type mur, ( $P, V, D$ ) = (440 W, 300 mm/min, 1,4 g/min) . . . . .	62
3.16	Spectre EDS d'un carbure MC en zone fondue . . . . .	63
3.17	Cartographie EBSD IPF Y dans la ZAT IPF = <i>Inverse Pole Figure</i> ou figure de pôles inverse Rechargement de type bloc, ( $P, V, D$ ) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min) . . . . .	63
3.18	Microstructure après rechargement Rechargement de type cuvette, ( $P, V, D$ ) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min) . . . . .	64
3.19	Évolution de la précipitation en ZAT Rechargement de type cuvette, ( $P, V, D$ ) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min) . . . . .	65
3.20	Précipitation $\gamma'$ résiduelle dans la ZAT selon la vitesse de lasage . . . . .	65
3.21	Traces de fusion d'eutectiques dans la ZAT à très faibles vitesses . . . . .	66
3.22	Répartition des carbures MC primaires dans la ZAT . . . . .	66
3.23	Fissures dans la ZAT Ligne de fusion, ( $P, V$ ) = (1068 W, 300 mm/min) . . . . .	67
3.24	Fissures dans la ZAT Rechargements de type bloc . . . . .	67
3.25	Fissuration débouchante Rechargement de type mur, ( $P, V, D$ ) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min) . . . . .	68
3.26	Rechargements de type bloc, vue par dessus . . . . .	68
3.27	Fissuration débouchante, vue de dessus Rechargement de type cuvette, ( $P, V, D$ ) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	69
3.28	Fissuration dans le dépôt traversant plusieurs passes Rechargement de type bloc, ( $P, V, D$ ) = (260 W, 150 mm/min, 1 g/min) . . . . .	69
3.29	Présence de fissures débouchantes selon les paramètres opératoires . . . . .	70
3.30	Fissures dans le rechargement à faible vitesse Rechargement de type bloc, ( $P, V,$ $D$ ) = (236 W, 100 mm/min, 0,9 g/min) . . . . .	70
3.31	Fissures dans le dépôt à vitesse moyenne . . . . .	70

3.32	Fissures dans le dépôt à vitesse élevée . . . . .	71
3.33	Contribution de la liquation constitutionnelle des précipités $\gamma'$ à la formation de films liquides en ZAT . . . . .	72
3.34	Films liquides intergranulaires en ZAT sans fissures Rechargement de type mur, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	73
3.35	Fissuration en ZAT, MEB en électrons rétro-diffusés Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min) . . . . .	73
3.36	Courbe de ductilité à chaud d'un matériau sensible à la liquation avec en trait plein la courbe au chauffage et celle au refroidissement en pointillés . . . . .	75
3.37	Essais Gleeble : chauffage + traction à $10^{-2} s^{-1}$ IN738LC mis en solution . . . . .	75
3.38	Essais Gleeble : chauffage + refroidissement + traction IN738LC mis en solution . . . . .	76
3.39	Position des cartographies EBSD dans le dépôt . . . . .	77
3.40	Cartographie EBSD IPF Y dans le dépôt Rechargement de type bloc . . . . .	77
3.41	Carte des désorientations interdendritiques, avec en blanc les joints faiblement désorientés ( $<15^\circ$ ) et en noir ceux fortement désorientés ( $>15^\circ$ ) Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (440 W, 500 mm/min, 2,1 g/min) . . . . .	78
3.42	Spectres WDS des échantillons standards utilisés . . . . .	80
3.43	Visualisation de la trajectoires des photons X diffractés [33] . . . . .	80
3.44	Positions des trois profils de mesure aux abords d'une fissure Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min) . . . . .	81
3.45	Profils de mesure WDS du soufre Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min) . . . . .	81
3.46	Spectres WDS mesurés dans le joint fissuré et à cœur de dendrite sans fissure Rechargement de type mur, (P, V, D) = (840 W, 800 mm/min, 4,1 g/min) . . . . .	82
3.47	Faciès de rupture de type fragile dans le dépôt Vue transversale Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	82
3.48	Microstructure de l'IN738LC après remise en solution à $1220^\circ C$ pendant 2 heures . . . . .	83
3.49	Essais Gleeble : chauffage + refroidissement + traction IN738LC mis en solution à $1220^\circ C$ . . . . .	84
3.50	Positions des points de mesures de contraintes résiduelles par DRX sur le substrat Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	84
3.51	Cartographie EBSD du dépôt vu du dessus mettant en évidence une microstructure à gros grains . . . . .	85
3.52	Mise en évidence de recristallisation dynamique le long d'une fissure Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 500 mm/min, 2,8 g/min) . . . . .	86
3.53	Comparaison des désorientations KAM avant et après rechargement . . . . .	87
4.1	Schéma des phénomènes physiques et de leurs interactions simulées . . . . .	92
4.2	Conditions aux limites de la simulation thermique . . . . .	94
4.3	Distribution normalisée de puissance mesurée expérimentalement au point focal mesurée à Irepa Laser . . . . .	95
4.4	Source de chaleur numérique . . . . .	95
4.5	Propriétés thermiques de l'IN738LC . . . . .	96
4.6	Calcul des températures au cours d'un essai de ligne de fusion Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	97
4.7	Cas avec une conductivité isotrope À gauche : coupe transversale expérimentale et à droite coupe issue de la simulation avec les isothermes de liquidus et solidus respectivement en trait plein et en pointillés Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	97
4.8	Conductivité thermique anisotrope en configuration ligne de fusion . . . . .	98

4.9	Cas avec une conductivité anisotrope À gauche : coupe transversale expérimentale À droite coupe issue de la simulation avec les isothermes de liquidus et solidus respectivement en trait plein et en pointillés Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	98
4.10	Convergence des dimensions de la zone fondue en fonction de la taille du maillage Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	99
4.11	Instrumentation par thermocouples en configuration ligne de fusion . . . . .	100
4.12	Champs de température lors du passage de la troisième ligne de fusion et positions des thermocouples 4 lignes de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	101
4.13	Recalage de thermocouples 4 lignes de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) .	101
4.14	Évolution du coefficient d'échange thermique en fonction de la température Confi- guration ligne de fusion . . . . .	102
4.15	Rechargement en configuration bloc . . . . .	103
4.16	Rechargement en configuration mur . . . . .	104
4.17	Comparaison expérience/calcul Rechargement en configuration mur, (P, V, D) = (250 W, 150 mm/min, 0,9 g/min) . . . . .	104
4.18	Recalage de thermocouples Rechargement en configuration mur, (P, V, D) = (250 W, 150 mm/min, 0,9 g/min) . . . . .	105
4.19	Comparaison expérience/calcul Rechargement en configuration bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	106
4.20	Recalage de thermocouples Rechargement en configuration bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	106
4.21	Évolution du coefficient d'échange thermique en fonction de la température Re- chargement en configuration bloc . . . . .	107
4.22	Évolution en fonction de la température du coefficient de dilatation thermique de l'IN738LC . . . . .	108
4.23	Recalage des essais de traction avec en trait plein la simulation par rapport à l'expérience . . . . .	111
4.24	Recalage des essais cycliques avec en trait plein la simulation par rapport à l'ex- périence . . . . .	111
4.25	Champs de températures aux points d'intégration à un instant donné du calcul Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	112
4.26	Conditions aux limites du calcul mécanique . . . . .	113
4.27	Décomposition en 20 sous-domaines Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes . . . . .	114
4.28	Contraintes résiduelles longitudinales Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	115
4.29	Comparaison expérience-simulation des contraintes résiduelles longitudinales sur le substrat Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	115
4.30	Contraintes résiduelles équivalentes de von Mises Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	115
4.31	Contraintes résiduelles transverses $\sigma_{xx}$ Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	116
4.32	Contraintes résiduelles longitudinales $\sigma_{yy}$ Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	116
4.33	Contraintes résiduelles transverses $\sigma_{zz}$ Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	116

4.34	Microstructures intragranulaires de l'IN738LC après différents traitements thermiques . . . . .	119
4.35	Relation entre la température et la concentration en aluminium à l'interface précipité/matrice et résultats expérimentaux . . . . .	119
4.36	Évolution de la précipitation en ZAT Rechargement en configuration bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	120
4.37	Illustration de la position des points de mesures dans la ZAT . . . . .	121
4.38	Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités primaires en fonction de la profondeur sous l'interface ZAT/ZF et comparaison avec les fractions volumiques résiduelles mesurées Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (660 W, 700 mm/min) . . . . .	121
4.39	Dissolution de la phase $\gamma'$ pour une montée en température de 1 °C/s . . . . .	122
5.1	Illustrations de la géométrie de simulation étudiée Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes . . . . .	126
5.2	Simulation thermique de la construction d'un rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes (P, V) = (540 W, 500 mm/min) . . . . .	128
5.3	Simulation mécanique de la construction d'un rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes Contrainte équivalente de von Mises (P, V) = (540 W, 500 mm/min) . . . . .	129
5.4	Profil des contraintes résiduelles longitudinales $\sigma_{yy}$ selon la vitesse de lasage . . .	130
5.5	Calcul des températures au moment du dépôt de la troisième passe de la première couche, t = 3,91 s (P, V) = (540 W, 500 mm/min) . . . . .	132
5.6	Évolutions temporelles de la température, de la fraction volumique de précipités dans la ZAT en fonction de la vitesse de lasage pendant le passage de la passe 3 (P, V) = (540 W, 500 mm/min) . . . . .	133
5.7	Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités selon la vitesse de lasage . . . . .	134
5.8	Évolutions des contraintes mécaniques en fonction de la température et selon de la vitesse de lasage . . . . .	135
5.9	Évaluation du risque de fissuration par liquation en ZAT selon l'épaisseur du substrat (P, V) = (260 W, 150 mm/min) . . . . .	137
5.10	Simulation thermique avec préchauffage à 800 °C Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes, (P, V) = (230 W, 150 mm/min) . . . . .	139
5.11	Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités en fonction de la température de préchauffage du substrat V = 150 mm/min . .	140
5.12	Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités (P, V) = (220 W, 150 mm/min), préchauffage à 1080 °C . . . . .	141
5.13	Évolutions des contraintes transverses $\sigma_{xx}$ longitudinales $\sigma_{yy}$ et de von Mises signé $\sigma_{Mises,signe}$ en fonction de la température selon la température de préchauffage du substrat V = 150 mm/min . . . . .	142
5.14	Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations longitudinales réinitialisées au centre des passes 3 et 23 (P, V) = (540 W, 500 mm/min)	144
5.15	Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 en fonction de la vitesse de lasage	146
5.16	Évolutions des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 en fonction de la température selon la vitesse de lasage . . . . .	147

5.17	Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 selon l'épaisseur du substrat $(P, V) = (260 \text{ W}, 150 \text{ mm/min})$ . . . . .	148
5.18	Évolutions temporelles de la température et des contraintes et déformations viscoplastiques longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 selon la température de préchauffage $V = 150 \text{ mm/min}$ . . . . .	149
5.19	Évolutions en fonction de la température des contraintes et déformations longitudinales réinitialisées au centre de la passe 3 selon la température de préchauffage $V = 150 \text{ mm/min}$ . . . . .	150
5.20	Évolution du taux de recouvrement du soufre à l'équilibre en fonction de la température, les marqueurs indiquent le taux de recouvrement moyen du dépôt selon la température de préchauffage . . . . .	151
5.21	Préchauffage des substrats . . . . .	152
5.22	Microstructure du métal de base Rechargement en configuration bloc, $V = 150 \text{ mm/min}$ . . . . .	153
5.23	Microstructure dans le métal de base préchauffé Rechargement en configuration bloc, $V = 150 \text{ mm/min}$ . . . . .	153
5.24	Précipités intragranulaires dans le métal de base Rechargement en configuration bloc, $V = 150 \text{ mm/min}$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	154
5.25	Évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de précipités dans le métal de base Rechargement en configuration bloc, $V = 150 \text{ mm/min}$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	154
5.26	Microstructure générale Rechargement en configuration bloc, $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	155
5.27	Microstructure dans la ZAT Rechargement en configuration bloc, $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	155
5.28	Microstructure dans le dépôt $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	156
5.29	Microstructure dans le dépôt $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	157
5.30	Microstructure dans la zone fondue du substrat $(P, V, D) = (220 \text{ W}, 150 \text{ mm/min}, 1 \text{ g/min})$ , préchauffage à $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ . . . . .	158



# Liste des tableaux

2.1	Composition massique des substrats en IN738LC mesurée par ICP-OES . . . . .	33
2.2	Coefficients de partage $k$ de différents éléments dans le nickel évalués à la température du liquidus du CMSX2 [106] . . . . .	35
2.3	Composition massique mesurée par EDS d'un carbure MC IN737LC brut de fonderie	36
2.4	Mesures moyennes des fractions surfaciques et tailles des précipités $\gamma'$ primaires pour trois images de chaque zone IN738LC mis en solution . . . . .	41
2.5	Composition massique d'un carbure MC mesurée par EDS IN738LC mis en solution	43
2.6	Composition massique de la poudre en IN738LC mesurée par ICP-OES . . . . .	46
3.1	Résumé des paramètres de déposition optimaux . . . . .	58
3.2	Mesures de compositions de différentes zones par EDS . . . . .	74
3.3	Coefficients de partage et températures de fusion d'eutectique de systèmes binaires avec le nickel [11] . . . . .	79
3.4	Contraintes résiduelles longitudinales mesurées sur le substrat en fonction de la position de mesure par rapport au dépôt Rechargement de type bloc, (P, V, D) = (660 W, 700 mm/min, 3,4 g/min) . . . . .	85
4.1	Analyse de convergence, maillages testés Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	99
4.2	Simulation thermique avec ou sans prise en compte de la chaleur latente de fusion Ligne de fusion, (P, V) = (372 W, 159 mm/min) . . . . .	100
4.3	Conditions des essais de traction . . . . .	110
4.4	Conditions des essais cycliques . . . . .	110
4.5	Paramètres de la loi de comportement EVP En bleu : les paramètres recalés sur des essais de cette étude En vert : les paramètres recalés sur des essais de la littérature [26] En rouge : les paramètres fixés et extrapolés . . . . .	112
4.6	Fractions d'équilibre des précipités $\gamma'$ primaires pour différentes températures . .	118
5.1	Paramètres principaux de la simulation étudiée . . . . .	126
5.2	Couples (Puissance, Vitesse) testés . . . . .	127
5.3	Calcul des contraintes mécaniques au refroidissement à 1000 °C dans la BTR selon la vitesse de lasage . . . . .	136
5.4	Conditions (Puissance, Vitesse, Préchauffage) testées Rechargement en configuration bloc de 7 couches de 5 passes . . . . .	138
5.5	Calcul des contraintes longitudinales lors du refroidissement dans le dépôt selon la vitesse de lasage . . . . .	146
5.6	Calcul des déformations viscoplastiques longitudinales lors du refroidissement dans le dépôt selon la vitesse de lasage . . . . .	147
5.7	Calcul des contraintes longitudinales lors du refroidissement dans le dépôt en fonction de la vitesse de lasage . . . . .	151



# Bibliographie

- [1] P. D. Merica, “Nickel alloy and method of making the same,” 1926.
- [2] A. Taylor and R. W. Floyd, “The Constitution of Nickel-rich Alloys of the Nickel-Titanium-Aluminum System,” *Journal of the Institute of Metals*, vol. 81, pp. 25–32, 1952.
- [3] C. Sims, “A History of Superalloy Metallurgy for Superalloy Metallurgists,” *Superalloys 1984 (Fifth International Symposium)*, pp. 399–419, 1984.
- [4] T. E. Strangman, C. M. Phipps, K. Harris, and R. E. Schwer, “Development of exothermically cast single-crystal Mar-M 247 and derivative alloys,” *Superalloys 1980*, no. December, pp. 215–224, 1980.
- [5] P. Caron and T. Khan, “Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications,” *Aerospace Science and Technology*, vol. 3, no. 8, pp. 513–523, 1999.
- [6] P. Caron, “High  $\gamma'$  solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications,” in *Superalloys 2000 (Ninth International Symposium)*, vol. 5, pp. 737–746, 2000.
- [7] J. Y. Guedou, J. C. Lautridou, and Y. Honnorat, “N18, Powder metallurgy superalloy for disks : Development and applications,” *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 2, no. 4, pp. 551–556, 1993.
- [8] J. Mao, K. M. Chang, W. Yang, D. U. Furrer, K. Ray, and S. P. Vaze, “Cooling precipitation and strengthening study in powder metallurgy superalloy Rene88DT,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 332, no. 1-2, pp. 318–329, 2002.
- [9] T. M. Pollock and S. Tin, “Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines : Chemistry, Microstructure and Properties,” *Journal of Propulsion and Power*, vol. 22, no. 2, pp. 361–374, 2006.
- [10] A. Thakur, *Microstructural Responses of a Nickel- Base Cast In-738 Superalloy To a Variety of Pre-Weld Heat-Treatments*. PhD thesis, University of Manitoba, 1997.
- [11] J. N. DuPont, J. C. Lippold, and S. D. Kiser, *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. 2009.
- [12] I. Augustins-lecallier, *Conception de nouveaux superalliages MdP base nickel pour disques de turbines*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2011.
- [13] P. A. McNutt, *An investigation of cracking in laser metal deposited nickel superalloy CM247LC*. PhD thesis, University of Birmingham, 2015.
- [14] C. M. Rae and R. C. Reed, “The precipitation of topologically close-packed phases in rhenium-containing superalloys,” *Acta Materialia*, vol. 49, no. 19, pp. 4113–4125, 2001.
- [15] T. Sugui, W. Minggang, L. Tang, Q. Benjiang, and X. Jun, “Influence of TCP phase and its morphology on creep properties of single crystal nickel-based superalloys,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 21-22, pp. 5444–5451, 2010.

- [16] B. Seiser, R. Drautz, and D. G. Pettifor, "TCP phase predictions in Ni-based superalloys : Structure maps revisited," *Acta Materialia*, vol. 59, no. 2, pp. 749–763, 2011.
- [17] L. R. Liu, T. Jin, N. R. Zhao, X. F. Sun, H. R. Guan, and Z. Q. Hu, "Formation of carbides and their effects on stress rupture of a Ni-base single crystal superalloy," *Materials Science and Engineering A*, vol. 361, no. 1-2, pp. 191–197, 2003.
- [18] J. Li and R. P. Wahi, "Investigation of  $\gamma/\gamma'$  lattice mismatch in the polycrystalline nickel-base superalloy IN738LC : Influence of heat treatment and creep deformation," *Acta Metallurgica Et Materialia*, vol. 43, no. 2, pp. 507–517, 1995.
- [19] M. P. Jackson and R. C. Reed, "Heat treatment of UDIMET 720Li : The effect of microstructure on properties," *Materials Science and Engineering A*, vol. 259, no. 1, pp. 85–97, 1999.
- [20] H. Monajati, M. Jahazi, R. Bahrami, and S. Yue, "The influence of heat treatment conditions on  $\gamma'$  characteristics in Udimet 720," *Materials Science and Engineering A*, vol. 373, no. 1-2, pp. 286–293, 2004.
- [21] H. Gleiter and E. Hornbogen, "Precipitation hardening by coherent particles," *Materials Science and Engineering*, vol. 2, no. 6, pp. 285–302, 1968.
- [22] T. Murakumo, T. Kobayashi, Y. Koizumi, and H. Harada, "Creep behaviour of Ni-base single-crystal superalloys with various  $\gamma'$  volume fraction," *Acta Materialia*, vol. 52, no. 12, pp. 3737–3744, 2004.
- [23] A. K. Jena and M. C. Chaturvedi, "The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys," *Journal of Materials Science*, vol. 19, no. 10, pp. 3121–3139, 1984.
- [24] D.-Y. Kim, J.-H. Hwang, K.-S. Kim, and J.-G. Youn, "A Study on Fusion Repair Process for a Precipitation Hardened IN738 Ni-Based Superalloy," *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, vol. 122, no. 3, p. 457, 2000.
- [25] O. Ojo, N. Richards, and M. Chaturvedi, "Microstructural study of weld fusion zone of TIG welded IN 738LC nickel-based superalloy," *Scripta Materialia*, vol. 51, no. 7, pp. 683–688, 2004.
- [26] Y. Danis, *Etude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissants titane et aluminium : L'inconel 738*. PhD thesis, Université Bordeaux 1, 2008.
- [27] L. Bouffier, *Modélisation de la fissuration à chaud lors du soudage de l'alliage base nickel IN600*. PhD thesis, Université de Grenoble, 2013.
- [28] C. Y. Su, C. P. Chou, B. C. Wu, and W. C. Lih, "Plasma transferred arc repair welding of the nickel-base superalloy IN-738LC," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 6, no. 5, pp. 619–627, 1997.
- [29] R. Cazes, "Soudage à l'arc," *Techniques de l'ingénieur*, vol. B7730, no. 1, 1995.
- [30] L. Dubourg, D. Ursescu, F. Hlawka, and a. Cornet, "Laser cladding of MMC coatings on aluminium substrate : influence of composition and microstructure on mechanical properties," *Wear*, vol. 258, no. 11-12, pp. 1745–1754, 2005.
- [31] M. Fischer, P. Laheurte, P. Acquier, D. Joguet, L. Peltier, T. Petithory, K. Anselme, and P. Mille, "Synthesis and characterization of Ti-27.5Nb alloy made by CLAD® additive manufacturing process for biomedical applications," *Materials Science and Engineering C*, vol. 75, no. 2016, pp. 341–348, 2017.
- [32] L. Sexton, S. Lavin, G. Byrne, and a. Kennedy, "Laser cladding of aerospace materials," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 122, no. 1, pp. 63–68, 2002.

- [33] F. Fournier Dit Chabert, *Rechargement laser d'un superalliage à base de nickel : étude expérimentale et modélisation de l'endommagement*. PhD thesis, Université de Nantes, 2007.
- [34] B. Rottwinkel, C. Nölke, S. Kaierle, and V. Wesling, "Crack Repair of Single Crystal Turbine Blades Using Laser Cladding Technology," *Procedia CIRP*, vol. 22, pp. 263–267, 2014.
- [35] D. Liu, J. C. Lippold, J. I. A. Li, S. R. Rohklin, J. Vollbrecht, and R. Grylls, "Laser Engineered Net Shape (LENS) Technology for the Repair of Ni-Base Superalloy Turbine Components," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 45A, pp. 4454–4469, 2014.
- [36] J. Yang, F. Li, Z. Wang, and X. Zeng, "Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 225, pp. 229–239, 2015.
- [37] Y. Hu, X. Lin, K. Song, X. Jiang, H. Yang, and W. Huang, "Effect of heat input on cracking in laser solid formed DZ4125 superalloy," *Optics & Laser Technology*, vol. 86, pp. 1–7, 2016.
- [38] H. Qi, M. Azer, and P. Singh, "Adaptive toolpath deposition method for laser net shape manufacturing and repair of turbine compressor airfoils," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 48, no. 1-4, pp. 121–131, 2010.
- [39] F. Wang, S. Williams, P. Colegrove, and A. A. Antony, "Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V," *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 44, no. 2, pp. 968–977, 2013.
- [40] B. A. Szost, S. Terzi, F. Martina, D. Boisselier, A. Prytuliak, T. Pirling, M. Hofmann, and D. J. Jarvis, "A comparative study of additive manufacturing techniques : Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti-6Al-4V components," *Materials and Design*, vol. 89, pp. 559–567, 2016.
- [41] T. Baldrige, G. Poling, E. Forozmehr, R. Kovacevic, T. Metz, V. Kadekar, and M. C. Gupta, "Laser cladding of Inconel 690 on Inconel 600 superalloy for corrosion protection in nuclear applications," *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 51, no. 2, pp. 180–184, 2013.
- [42] N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, and S. M. Thompson, "An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing ; Part II : Mechanical behavior, process parameter optimization and control," *Additive Manufacturing*, vol. 8, pp. 12–35, 2015.
- [43] Dieter Radaj, *Heat Effects of Welding*. 1992.
- [44] K. Masubuchi, "Models of Stresses and Deformation Due to Welding - A Review," *Journal of Metals*, vol. 33, no. 12, pp. 19–23, 1981.
- [45] D. Buchbinder, W. Meiners, N. Pirch, K. Wissenbach, and J. Schrage, "Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting," *Journal of Laser Applications*, vol. 26, no. 1, p. 012004, 2014.
- [46] E. R. Denlinger, J. C. Heigel, P. Michaleris, and T. A. Palmer, "Effect of inter-layer dwell time on distortion and residual stress in additive manufacturing of titanium and nickel alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 215, pp. 123–131, 2015.
- [47] M. B. Henderson, D. Arrell, M. Heobel, R. Larsson, and G. Marchant, "Nickel-Based Superalloy Welding Practices for Industrial Gas Turbine Applications," *Science and Technology of Welding & Joining*, vol. 9, pp. 1–14, 2004.
- [48] D. Dye, O. Hunziker, and R. C. Reed, "Numerical analysis of the weldability of superalloys," *Acta Materialia*, vol. 49, no. 4, pp. 683–697, 2001.

- [49] N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz, and W. Kurz, "Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals," *Acta Materialia*, vol. 52, no. 11, pp. 3173–3182, 2004.
- [50] M. Rappaz, J.-M. Drezet, and M. Gremaud, "A new hot-tearing criterion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 2, pp. 449–455, 1999.
- [51] J. A. Brooks and A. W. Thompson, "Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds," *International Materials Reviews*, vol. 36, no. 1, pp. 16–44, 1991.
- [52] M. Bellet, G. Qiu, and J.-m. Carpreau, "Comparison of two hot tearing criteria in numerical modelling of arc welding of stainless steel AISI 321," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 230, pp. 143–152, 2015.
- [53] S. Kou, "Solidification and liquation cracking issues in welding," *Jom*, vol. 55, no. 6, pp. 37–42, 2003.
- [54] J. Wisniewski, *Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr*. PhD thesis, Université de Bretagne-Sud, 2009.
- [55] E. Chauvet, P. Kontis, E. A. Jägler, B. Gault, D. Raabe, C. Tassin, J. J. Blandin, R. Den-dievel, B. Vayre, S. Abed, and G. Martin, "Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective Electron Beam Melting," *Acta Materialia*, vol. 142, pp. 82–94, 2017.
- [56] A. C. Lingengelter, "Varestraint testing of nickel alloys," *Welding journal*, pp. 430–436, 1972.
- [57] F. Matsuda and K. Nakata, "A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility Test of Electron-Beam Welding Bead," *Transactions of JWRI*, 1982.
- [58] O. Ojo, N. Richards, and M. Chaturvedi, "Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy," *Scripta Materialia*, vol. 50, no. 5, pp. 641–646, 2003.
- [59] O. Ojo, *On Liquation Cracking of cast IN 738 Superalloy welds*. PhD thesis, 2004.
- [60] J. J. Pepe and W. F. Savage, "The Weld Heat-Affected Zone of the 18Ni Maraging Steels," *Welding Journal*, vol. 49, no. 12, pp. 545–553, 1970.
- [61] Y. Danis, E. Lacoste, C. Arvieu, and T. Larrouy, "Modélisation numérique du rechargement de pièces en Inconel 738," *19ème Congrès Français de Mécanique*, pp. 24–28, 2009.
- [62] M. Lachowicz, W. Dudzi, and K. Haimann, "Microstructure transformations and cracking in the matrix of  $\gamma$ - $\gamma'$  superalloy Inconel 713C melted with electron beam," *Materials Science and Engineering A*, vol. 479, pp. 269–276, 2008.
- [63] A. Chamanfar, M. Jahazi, A. Bonakdar, E. Morin, and A. Firoozrai, "Cracking in fusion zone and heat affected zone of electron beam welded Inconel-713LC gas turbine blades," *Materials Science and Engineering A*, vol. 642, pp. 230–240, aug 2015.
- [64] M. A. González, D. I. Martínez, A. Pérez, H. Guajardo, and A. Garza, "Microstructural response to heat affected zone cracking of prewelding heat-treated Inconel 939 superalloy," *Materials Characterization*, vol. 62, no. 12, pp. 1116–1123, 2011.
- [65] M. T. Rush, P. A. Colegrove, Z. Zhang, and D. Broad, "Liquation and post-weld heat treatment cracking in Rene 80 laser repair welds," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, no. 1, pp. 188–197, 2012.
- [66] L. Osoba, R. Sidhu, and O. Ojo, "On preventing HAZ cracking in laser welded DS Rene 80 superalloy," *Materials Science and Technology*, vol. 27, no. 5, pp. 897–902, 2011.

- [67] L. Osoba and O. Ojo, "Influence of laser welding heat input on HAZ cracking in newly developed Haynes 282 superalloy," *Materials Science and Technology*, vol. 28, no. 4, pp. 431–436, 2012.
- [68] C. Huang, G. Cao, and S. Kou, "Liquation cracking in partial penetration aluminium welds : assessing tendencies to liquate, crack and backfill," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, no. 2, pp. 149–156, 2004.
- [69] L. Li and R. W. Messler, "Dissolution kinetics of NbC particles in the heat-affected zone of type 347 austenitic stainless steel," *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 33, no. 7, pp. 2031–2042, 2002.
- [70] D. C. Saha, I. Chang, and Y. D. Park, "Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded TWIP steels," *Materials Characterization*, vol. 93, pp. 40–51, 2014.
- [71] O. Ojo, *On liquation cracking of cast Inconel 738LC superalloy welds*. PhD thesis, University of Manitoba, 2004.
- [72] O. Ojo and M. Chaturvedi, "On the role of liquated  $\gamma'$  precipitates in weld heat affected zone microfissuring of a nickel-based superalloy," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 403, no. 1-2, pp. 77–86, 2005.
- [73] M. Soucail and Y. Bienvenu, "Dissolution of the gamma prime phase in a nickel base superalloy at equilibrium and under rapid heating," *Materials Science & Engineering A*, vol. 220, no. 96, pp. 215–222, 1996.
- [74] B. I. Bjørneklett, Ø. Grong, O. R. Myhr, and A. O. Kluken, "Additivity and Isokinetic Behaviour in Relation to Particle Dissolution," *Acta Metallurgica*, vol. 46, no. 17, pp. 6257–6266, 1998.
- [75] D. L. Sponseller, "Differential thermal analysis of nickel-based superalloys," *Superalloys 1996*, vol. 160, pp. 259–270, nov 1996.
- [76] S. Kou, *Welding Metallurgy*. Hoboken, NJ, USA : John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- [77] G. J. Bruck and A. Kamel, "US20130140278A1-20130606-D00003," 2013.
- [78] T. F. Berry and W. P. Hughes, "A Study of the Strain-Age Cracking Characteristics in Welded Rene 41 - Phase I," *Welding Journal*, vol. 46, pp. 505–513, 1967.
- [79] R. Kayacan, R. Varol, and O. Kimilli, "The effects of pre- and post-weld heat treatment variables on the strain-age cracking in welded Rene 41 components," *Materials Research Bulletin*, vol. 39, no. 14-15, pp. 2171–2186, 2004.
- [80] J.-P. Ferte, "Assemblage métallurgique dans la construction des turboréacteurs," *Techniques de l'ingénieur*, vol. BM7778, 2006.
- [81] A. J. Ramirez and J. C. Lippold, "High temperature behavior of Ni-base weld metal Part II - Insight into the mechanism for ductility dip cracking," *Materials Science and Engineering A*, vol. 380, no. 1, pp. 245–258, 2004.
- [82] N. Nissley, *Intermediate Temperature Grain Boundary Embrittlement in Nickel-Base Weld Metals*. PhD thesis, The Ohio State University, 2006.
- [83] L. Ben Mostefa, G. Saindrenan, M. P. Solignac, and J. P. Colin, "Effet of interfacial sulfur segregation on the hot ductility drop of Fe-Ni36 alloys," *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 13, no. 12, pp. 3111–3118, 1991.
- [84] M. Perdereau and J. Oudar, "Structure, mécanisme de formation et stabilité de la couche d'adsorption du soufre sur le nickel," *Surface Science*, vol. 20, no. 1, pp. 80–98, 1970.
- [85] T. Miyahara, K. Stolt, D. A. Reed, and H. K. Birnbaum, "Sulfur segregation on nickel," *Scripta Metallurgica*, vol. 19, no. 1, pp. 117–121, 1985.

- [86] W. Mo, X. Hu, S. Lu, D. Li, and Y. Li, “Effects of Boron on the Microstructure, Ductility-dip-cracking, and Tensile Properties for NiCrFe-7 Weld Metal,” *Journal of Materials Science and Technology*, vol. 31, no. 12, pp. 1258–1267, 2015.
- [87] N. E. Nissley and J. C. Lippold, “Ductility-Dip Cracking Susceptibility of Nickel-Based Weld Metals : Part 2 — Microstructural Characterization,” *Welding Journal*, vol. 88, no. 140-s, pp. 131–140, 2009.
- [88] G. a. Young, T. E. Capobianco, M. a. Penik, B. W. Morris, and J. J. McGee, “The mechanism of ductility dip cracking in nickel-chromium alloys,” *Welding Journal*, vol. 87, no. 2, pp. 31S–43S, 2008.
- [89] R. R. Jensen and J. K. Tien, “Temperature and strain rate dependence of stress-strain behavior in a nickel-base superalloy,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 16, no. 6, pp. 1049–1068, 1985.
- [90] M. Brochard, *Modèle coupé cathode-plasma-pièce en vue de la simulation du procédé de soudage à l’arc TIG*. PhD thesis, Université de Provence, jul 2009.
- [91] A. J. Pinkerton, “Laser direct metal deposition : theory and applications in manufacturing and maintenance,” *Advances in Laser Materials Processing : Technology, Research and Application*, vol. 16, pp. 461 – 491, 2010.
- [92] M. C. Nguyen, *Modélisation et simulation multiphysique du bain de fusion en soudage à l’arc TIG*. PhD thesis, Université d’Aix-Marseille, 2015.
- [93] S. M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, and A. Yadollahi, “An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing ; Part I : Transport phenomena, modeling and diagnostics,” *Additive Manufacturing*, vol. 8, pp. 36–62, 2015.
- [94] P. Nie, O. Ojo, and Z. Li, “Modeling analysis of laser cladding of a nickel-based superalloy,” *Surface and Coatings Technology*, vol. 258, pp. 1048–1059, 2014.
- [95] N. Kerrouault, *Fissuration à chaud en soudage d’un acier inoxydable austénitique*. PhD thesis, Ecole Centrale de Paris, 2001.
- [96] D. Fabregue, *Microstructure et fissuration à chaud lors du soudage laser d’alliages d’aluminium 6000*. PhD thesis, INPG, 2009.
- [97] A. Niel, *Etude et modélisation du phénomène de fissuration à chaud en soudage à l’arc : Application à l’alliage d’aluminium 6061*. PhD thesis, Université Montpellier II, 2012.
- [98] C. Jiang and Z. K. Liu, “Computational investigation of constitutional liquation in Al-Cu alloys,” *Acta Materialia*, vol. 51, no. 15, pp. 4447–4459, 2003.
- [99] Y. Danis, C. Arvieu, E. Lacoste, and J.-M. Quenisset, “Control of Inconel 738LC superalloy microstructure with the aid of a precipitate dissolution semi-analytical modeling,” *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 18, no. 8, 2010.
- [100] P. Michaleris, “Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes,” *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 86, pp. 51–60, 2014.
- [101] P. Peyre, P. Aubry, R. Fabbro, R. Neveu, and A. Longuet, “Analytical and numerical modelling of the direct metal deposition laser process,” *Journal of Physics D : Applied Physics*, vol. 41, no. 025403, 2008.
- [102] M. F. Gouge, J. C. Heigel, P. Michaleris, and T. A. Palmer, “Modeling forced convection in the thermal simulation of laser cladding processes,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, pp. 307 – 320, 2015.
- [103] B. I. Bjørneklett, Ø. Grong, O. R. Myhr, and A. O. Kluken, “A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in Al-Zn-Mg weldments,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 10, pp. 2667–2677, 1999.

- [104] Ø. Grong and H. R. Shercliff, “Microstructural modelling in metals processing,” *Progress in Materials Science*, vol. 47, no. 2, pp. 163–282, 2002.
- [105] R. A. Ricks, A. J. Porter, and R. C. Ecob, “The Growth Of  $\gamma'$  Precipitates In Nickel-Base Superalloys,” *Acta Metallurgica*, vol. 31, pp. 43–53, 1983.
- [106] M. C. Schneider, J. P. Gu, C. Beckermann, W. J. Boettinger, and U. R. Kattner, “Modeling of Micro- and Macrosegregation and Freckle Formation in Single-Crystal Nickel-Base Superalloy Directional Solidification,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28, no. July, pp. 1517–1531, 1997.
- [107] R. Rosenthal, D. R. F. West, R. Rosenthal, and D. R. F. West, “Continuous  $\gamma'$  precipitation in directionally solidified IN738 LC alloy,” *Materials Science and Technology*, vol. 15, pp. 1387–1394, 1999.
- [108] G. N. Maniar and J. E. Bridge, “Effect of gamma-gamma prime mismatch, volume fraction gamma prime, and gamma prime morphology on elevated temperature properties of Ni, 20 Cr, 5.5 Mo, Ti, Al alloys,” *Metallurgical Transactions*, vol. 2, no. 1, pp. 95–102, 1971.
- [109] F. Royer, *Fonctionnement et singularités du procédé de fusion laser sélective : Illustration par application à deux superalliages à base nickel et considérations énergétiques*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2014.
- [110] J. R. Davis, *ASM Specialty Handbook : Nickel, Cobalt, and Their Alloys*. ASM International, 2000.
- [111] G. E. Fuchs, “Solution heat treatment response of a third generation single crystal Ni-base superalloy,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 300, pp. 52–60, 2001.
- [112] F. Tancret, “Thermo-Calc and Dictra simulation of constitutional liquation of gamma prime ( $\gamma'$ ) during welding of Ni-base superalloys,” *Computational Materials Science*, vol. 41, no. 1, pp. 13–19, 2007.
- [113] P. Kuisma-Kursula, “Accuracy, Precision and Detection Limits of SEM-WDS, SEM-EDS and PIXE in the Multi-Elemental Analysis of Medieval Glass,” *X-Ray Spectrometry*, vol. 29, no. 1, pp. 111–118, 2000.
- [114] F. Charlot, A. Crisci, L. Maniguet, F. Robaut, and F. Roussel-Dherbey, “Le point sur la microanalyse X,” *Spectra Analyse*, vol. 256, pp. 22–43, 2007.
- [115] A. G. Paleocrassas and J. F. Tu, “Inherent instability investigation for low speed laser welding of aluminum using a single-mode fiber laser,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, no. 10, pp. 1411–1418, 2010.
- [116] M. Montazeri and F. Ghaini, “The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd :YAG pulsed laser welding,” *Materials Characterization*, vol. 67, pp. 65–73, 2012.
- [117] R. Sidhu, O. Ojo, and M. Chaturvedi, “Microstructural Analysis of Laser-Beam-Welded Directionally Solidified Inconel 738,” 2007.
- [118] R. G. Thompson and S. Gencelu, “Microstructural evolution in the HAZ of Inconel 718 and correlation with the hot ductility test,” *Welding Journal*, vol. 62, pp. 337–345, 1983.
- [119] C. Lundin, C. Qiao, T. Gill, and G. Goodwin, “Hot ductility and hot cracking behavior of modified 316 stainless steels designed for high-temperature service,” *Welding Journal*, pp. 189–200, 1993.
- [120] G. W. Fan, J. Liu, P. D. Han, and G. J. Qiao, “Hot ductility and microstructure in casted 2205 duplex stainless steels,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 515, no. 1-2, pp. 108–112, 2009.

- [121] A.-F. Gourgues, “Electron backscatter diffraction and cracking,” *Materials Science and Technology*, vol. 18, no. 2, pp. 119–133, 2003.
- [122] G. Duscher, M. F. Chisholm, U. Alber, and M. Rühle, “Bismuth-induced embrittlement of copper grain boundaries,” *Nature Materials*, vol. 3, no. 9, pp. 621–626, 2004.
- [123] J. R. Rice and J. S. Wang, “Embrittlement of interfaces by solute segregation,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 107, no. C, pp. 23–40, 1989.
- [124] D. Blavette, P. Duval, L. Letellier, and M. Guttman, “Atomic-scale APFIM and TEM investigation of grain boundary microchemistry in Astroloy nickel base superalloys,” *Acta Materialia*, vol. 44, no. 12, pp. 4995–5005, 1996.
- [125] D. Isheim, R. P. Kolli, M. E. Fine, and D. N. Seidman, “An atom-probe tomographic study of the temporal evolution of the nanostructure of Fe-Cu based high-strength low-carbon steels,” *Scripta Materialia*, vol. 55, no. 1 SPEC. ISS., pp. 35–40, 2006.
- [126] Berkowitz B.J. and R. Kane, “The effect of impurity segregation on the hydrogen embrittlement of a high strength nickel base alloy in H<sub>2</sub>S environments,” 1980.
- [127] P. Y. Hou and J. Stringer, “Oxide scale adhesion and impurity segregation at the scale/metal interface,” *Oxidation of Metals*, vol. 38, no. 5-6, pp. 323–345, 1992.
- [128] F. Christien and P. Risch, “Cross-sectional measurement of grain boundary segregation using WDS,” *Ultramicroscopy*, vol. 170, pp. 107–112, 2016.
- [129] X. Xie, X. Liu, Y. Hu, B. Tang, Z. Xu, J. Dong, and K. Ni, “The role of phosphorus and sulfur in Inconel 718,” *Superalloys*, pp. 599–606, 1996.
- [130] K. Saida, Y. Nomoto, H. Okauchi, H. Ogiwara, and K. Nishimoto, “Influences of phosphorus and sulphur on ductility dip cracking susceptibility in multipass weld metal of alloy 690,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 17, no. 1, pp. 1–8, 2012.
- [131] F. Christien and R. Le Gall, “Measuring surface and grain boundary segregation using wavelength dispersive X-ray spectroscopy,” *Surface Science*, vol. 602, no. 14, pp. 2463–2472, 2008.
- [132] B. Beausir and J.-J. Fundenberger, “ATOM - Analysis Tools for Orientation Maps,” 2015.
- [133] Z. Lu, T. Shoji, F. Meng, H. Xue, Y. Qiu, Y. Takeda, and K. Negishi, “Characterization of microstructure and local deformation in 316NG weld heat-affected zone and stress corrosion cracking in high temperature water,” *Corrosion Science*, vol. 53, pp. 1916–1932, may 2011.
- [134] N. Bozzolo, S. Jacomet, and R. E. Logé, “Fast in-situ annealing stage coupled with EBSD : A suitable tool to observe quick recrystallization mechanisms,” *Materials Characterization*, vol. 70, pp. 28–32, 2012.
- [135] Y. Wang, R. Kannan, and L. Li, “Identification and Characterization of Intercritical Heat-Affected Zone in As-Welded Grade 91 Weldment,” *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 47, no. 12, pp. 5680–5684, 2016.
- [136] A. J. Schwartz, M. Kumar, B. L. Adams, and D. P. Field, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. Boston, MA : Springer US, 2009.
- [137] D. J. Dingley, “Grain boundary strain in annealed nickel base alloy,” tech. rep., 2016.
- [138] D. Missoum-Benziane, V. Chiaruttini, J.-D. Garaud, F. Feyel, R. Foerch, N. Osipov, S. Quilici, J. Rannou, A. Roos, and D. Ryckelynck, “Z-set / ZeBuLoN : une suite logicielle pour la mécanique des matériaux et le calcul de structures,” *Csma 2011*, pp. 1–8, 2011.
- [139] J.-M. Bergheau, “Modélisation numérique des procédés de soudage,” *Techniques de l'ingénieur*, vol. BM7758, 2004.

- [140] N. N. Rykalin, "Calculation of heat processes in welding," tech. rep., 1960.
- [141] J. Goldak, A. Chakravarti, and M. Bibby, "A New Finite Element Model for Welding Heat Sources," *Metallurgical Transactions B*, vol. 15B, no. June, pp. 299–305, 1984.
- [142] Y. Danis, E. Lacoste, and C. Arvieu, "Numerical modeling of inconel 738LC deposition welding : Prediction of residual stress induced cracking," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, no. 14, pp. 2053–2061, 2010.
- [143] B. George and J. J. Galka, "Alloy IN-738 Technical Data," *The international nickel company, INC.*, 1969.
- [144] P. N. Quested, R. F. Brooks, L. Chapman, R. Morrell, Y. Youssef, and K. C. Mills, "Measurement and estimation of thermophysical properties of nickel based superalloys," *Materials Science and Technology*, vol. 25, no. 2, pp. 154–162, 2009.
- [145] A. Longuet, *Modélisation du procédé de projection laser - Application au Ti-6AL-4V*. PhD thesis, Ecole Nationale des Mines de Paris, 2010.
- [146] G. Marion, *Modélisation de procédés de fabrication additive de pièces aéronautique et spatiales en TA6V par projection et fusion sélective d'un lit de poudre par laser : Approche thermique, métallurgique et mécanique*. PhD thesis, Ecole Nationale des Mines de Paris, 2016.
- [147] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat, *Mécanique des Matériaux Solides*. 3ème édité ed., 2009.
- [148] C. Bovet, A. Parret-Fréaud, N. Spillane, and P. Gosselet, "Adaptive multipreconditioned FETI : Scalability results and robustness assessment," *Computers and Structures*, vol. 193, pp. 1–20, 2017.
- [149] E. H. Van der Molen, J. M. Oblak, and O. H. Kriege, "Control of  $\gamma'$  particle size and volume fraction in the high temperature superalloy Udimet 700," *Metallurgical Transactions*, vol. 2, no. 6, pp. 1627–1633, 1971.
- [150] R. A. Swalin and A. Martin, "Solute diffusion in nickel-base substitutional solid solutions," *Journal of Metals*, vol. 8, 1956.
- [151] S. L. Semiatin, N. C. Levkulich, A. E. Saurber, D. W. Mahaffey, E. J. Payton, and O. N. Senkov, "The Kinetics of Precipitate Dissolution in a Nickel-Base Superalloy," *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 48, no. 11, pp. 5567–5578, 2017.
- [152] T. Böllinghaus and H. Herold, *Hot Cracking Phenomena in Welds*. 2005.
- [153] M. Bellet, O. Cerri, M. Bobadilla, and Y. Chastel, "Modeling hot tearing during solidification of steels : Assessment and improvement of macroscopic criteria through the analysis of two experimental tests," *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 40, no. 11, pp. 2705–2717, 2009.
- [154] J. Martikainen, E. Hiltunen, V. A. Karkhin, and S. Y. Ivanov, "A method for evaluating the liquation cracking susceptibility of welded joints in Al-Mg-Si alloys," *Welding International*, no. December 2014, pp. 37–41, 2013.
- [155] A. Larere, M. Guttman, P. Dumoulin, and C. Roques-Carmes, "Auger electron spectroscopy study of the kinetics of intergranular and surface segregations in nickel during annealing," *Acta Metallurgica*, vol. 30, no. 3, pp. 685–693, 1982.





## **Vers une maîtrise de la réparation par le procédé CLAD de pièces aéronautiques en Inconel 738 LC : compréhension des mécanismes de fissuration et modélisations associées**

### **RÉSUMÉ :**

Les superalliages à base de nickel durcis par précipitation  $\gamma'$ , et notamment l'Inconel 738 LC (IN738LC), sont des matériaux largement utilisés dans les parties chaudes de turbomoteurs d'avions et d'hélicoptères. Ces matériaux disposent d'excellentes propriétés mécaniques à haute température. Toutefois, des défauts ou des fissures peuvent apparaître sur ces pièces, lors de leur élaboration par fonderie ou bien pendant leur durée en service, ce qui nécessite leur réparation. Cependant, les pièces constituées en IN738LC sont sujettes à de la fissuration au cours des procédés de réparation de type soudage. Il s'avère que le rechargement laser est une technique de fabrication additive prometteuse permettant de réparer des pièces abimées. Le présent travail consiste en l'étude de la réparabilité par projection de poudre de l'alliage IN738LC réputé non soudable. Cette étude comporte deux volets expérimentaux et numériques du rechargement de pièces en Inconel 738 LC au moyen du procédé CLAD. Pour cela, nous avons réalisé des essais de rechargement suivant plusieurs configurations illustrant les cas de réparations rencontrés industriellement. Deux mécanismes de fissuration distincts sont mis en évidence respectivement dans la zone affectée thermiquement du substrat et dans le dépôt. Une simulation multi-physique est également développée pour rendre compte des phénomènes thermiques, mécaniques et métallurgiques observés lors du rechargement laser. Ces simulations sont comparées à des mesures expérimentales pour validation. Enfin, ces outils de simulation sont utilisés afin de définir des critères numériques de risque de fissuration. En résumé, un préchauffage à haute température permet d'éliminer le risque de liquation et donc de fissures dans la ZAT ainsi que dans les dépôts, ce qui démontre qu'il est possible d'envisager une réparation sur cet alliage réputé non soudable.

Mots-clés : superalliage, nickel, rechargement laser, fissuration, simulation numérique

## **Towards the control of the CLAD repair process for aeronautical parts in Inconel 738 LC : understanding of cracking phenomena and numerical modelling**

### **ABSTRACT :**

$\gamma'$  hardened nickel-based superalloys, such as Inconel 738 LC (IN738LC), are materials which are extensively used in hot sections parts of helicopter and aircraft engines. Those materials exhibit enhanced mechanical properties at high temperature. Nevertheless, cracking and several defects can occur on these parts during casting or during their service life. However, welding type repairing processes can lead to considerable cracking of IN738LC superalloy. It appears that laser cladding is a promising additive manufacturing technology which allows the repair of damaged parts. The present work main objective is aimed at investigating Inconel 738 LC repair by laser cladding. Both experimental and numerical aspects are studied for the repair of IN738LC by means of the CLAD process. Experimental laser clad deposits are produced under several configurations following industrial cases. Two distinct cracking mechanisms are identified in the heat-affected zone and within the deposit, respectively. A multi-physics simulation of laser cladding is developed in order to take into account thermal, mechanical and metallurgical phenomena. Simulation is compared to experimental measurements for validation. Finally, these numerical tools are used to define cracking risk criteria. In summary, a high preheating of the samples allows to suppress liquation and HAZ cracking, but also to obtain un-cracked deposit, which indicates that the repair of non-weldable alloys is possible.

Keywords : superalloy, nickel, laser cladding, cracking, numerical simulation