

N° d'ordre : 3761

THESE

Présentée à

L'UNIVERSITE BORDEAUX 1

ÉCOLE DOCTORALE DES SCIENCES PHYSIQUES POUR L'INGENIEUR

Par Yann DANIS

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPECIALITE : Mécanique et Ingénierie

Etude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissants titane et aluminium : l'inconel 738

Soutenue le : 18 décembre 2008

Après avis de :

M. Daniel NELIAS
M. Michel SUERY

Professeur, INSA Lyon
Directeur de Recherche, INP Grenoble

Rapporteur
Rapporteur

Devant la commission d'examen formée de :

M. Jean-Luc LATAILLADE
M. Daniel NELIAS
M. Michel SUERY
M. Christophe COLIN
Mme Corinne ARVIEU
M. Eric LACOSTE
M. Jean-Michel QUENISSET
M. Thibaut LARROUY

Professeur, Arts et Métiers ParisTech, Bordeaux
Professeur, INSA Lyon
Directeur de Recherche, INP Grenoble
Maître de Conférences, Ecole des Mines de Paris
Maître de Conférences, Université Bordeaux 1
Maître de Conférences (HDR), Université Bordeaux 1
Professeur, Université Bordeaux 1
Ingénieur Procédés, TURBOMECA Tarnos

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examinatrice
Examineur
Examineur
Examineur

Remerciements

Cette thèse sous convention CIFRE a été réalisée à TURBOMECA Tarnos, dans le service Industrialisation et Procédés. C'est donc tout naturellement que je remercie Jean-Claude Garcia, chef de service, et tout le personnel, Thibaut Larrouy, Jean-Pierre Bulhé, Pierre Oyhagaray, ..., mais aussi Philippe, Muriel, Paul, et Olivier. Je n'oublie pas non plus, mes autres collègues (Aurélie, Géraldine, Sandrine, Martine, Christophe, Vincent, Adrien et Francois) avec qui j'ai partagé discussions et détente. La collaboration avec TURBOMECA Bordes a été particulièrement fructueuse notamment grâce à Philippe Belaygue, Antoine Organista et Dominique Fournier : je les remercie. Pour les essais industriels, j'ai pu m'appuyer sur les compétences et la gentillesse des soudeurs, en particulier Yann et Arnaud.

Le Laboratoire Génie Mécanique et Matériaux de Bordeaux m'a accueilli : je remercie son directeur et tout le personnel. Mes remerciements s'adressent plus particulièrement à Jean-Michel Quenisset, Eric Lacoste et Corinne Arvieu qui ont encadré ce travail ; bien que parfois passionnées (voire entêtées), les discussions se sont toujours bien terminées.

Mes remerciements vont également aux membres du jury qui ont accepté de rapporter et d'examiner ce travail. Ainsi, je remercie Jean-Luc Lataillade d'avoir présidé le jury. J'exprime aussi ma gratitude à Daniel Nelias et à Michel Suery qui ont accepté d'être rapporteurs, et à Christophe Colin.

Je remercie également tous mes amis (Ben, Ben, Binbin, Thibaut, Julien, Jérôme...) qui ont tous subi avec patience mes longues tirades sur les superalliages, le soudage et les moteurs d'hélicoptères, parfois jusqu'à des heures tardives.

Elodie, merci pour le soutien que tu m'as apporté au quotidien tout au long de ces trois ans, et aussi en t'initiant au bricolage pour qu'on parvienne à finir (presque) dans les temps notre maison, et à la métallurgie notamment en relisant ma thèse...

Cette étude a été soutenue par le Conseil Régional d'Aquitaine ; Michel Drouet d'INNOVALIS-AQUITAINE a aidé au montage des dossiers, je l'en remercie.

SOMMAIRE

INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 : Généralités et problématique.....	6
1.1 Utilisation des superalliages dans les turbomoteurs	6
1.1.1 Généralités sur les superalliages	6
1.1.2 Traitements thermiques des superalliages.....	8
1.2 Le rechargement par procédé TIG	10
1.2.1 Principe du soudage TIG	11
1.2.2 Phénomènes thermiques associés au soudage TIG	12
1.2.3 Métallurgie du soudage	14
1.2.4 Phénomènes mécaniques associés au soudage	16
1.3 Fissuration induite par le rechargement des superalliages base nickel	16
1.3.1 Présentation des mécanismes de fissuration « à chaud »	17
1.3.2 Présentation des mécanismes de fissuration « à froid » et « au réchauffage »	24
1.4 Conclusions	28
CHAPITRE 2 : Comportement à haute température – Caractérisation métallurgique et mécanique de l’Inconel 738.....	32
2.1 Présentation de l’Inconel 738	33
2.1.1 Propriétés générales.....	33
2.1.2 Microstructure	34
2.2 Mécanismes de transformation de phase	36
2.2.1 Etude de la dissolution de la phase durcissante de l’Inconel 738	37
2.2.2 Etude de la précipitation de la phase durcissante de l’Inconel 738.....	55
2.2.3 Ductilité associée aux différents états matière	61
2.3 Mécanismes de recristallisation.....	64
2.3.1 Effet du traitement de recristallisation sur la taille des grains.....	65
2.3.2 Homogénéité chimique en fonction de la taille de grains	67
2.3.3 Ductilité fonction de la taille des grains	67
2.4 Evaluation de l’aptitude à la relaxation des contraintes.....	68
2.5 Discussion : conditions des essais de soudage.....	72
CHAPITRE 3 : Etude expérimentale des mécanismes engendrés par le rechargement de l’Inconel 738	76
3.1 Mode opératoire et méthodes expérimentales	76
3.1.1 Echantillons.....	76
3.1.2 Description de l’opération de rechargement.....	77
3.1.3 Préchauffage.....	77

3.1.4	Inspection métallurgique	79
3.1.5	Filiations de microdureté et observations sur échantillons rechargés	80
3.2	Compréhension du mécanisme de fissuration à chaud	80
3.2.1	Analyse des résultats	81
3.2.2	Caractérisation de la zone affectée thermiquement (ZAT).....	82
3.2.3	Discussion.....	94
3.3	Compréhension du mécanisme de fissuration au revenu.....	95
3.3.1	Résultats	95
3.3.2	Recherche des causes de la fissuration au réchauffage.....	103
3.4	Validation du procédé choisi : caractérisation des rechargements.....	108
3.5	Discussion : recherche expérimentale des causes de la fissuration.....	110
CHAPITRE 4 :	<i>Simulation numérique du rechargement de l'Inconel 738.....</i>	112
4.1	Généralités sur la modélisation numérique du soudage.....	112
4.1.1	Couplage thermo-mécano-métallurgique	113
4.1.2	Modèle thermique	116
4.1.3	Modèle mécanique du soudage	124
4.1.4	Modélisation métallurgique du soudage	125
4.1.5	Représentation schématique de la méthode de calcul.....	125
4.2	Application du modèle sur un cas simple de simulation numérique du soudage..	126
4.2.1	Modèle numérique pour la thermique.....	129
4.2.2	Modèle numérique pour le problème mécanique	136
4.2.3	Validation du modèle de simulation d'une ligne de fusion.....	140
4.3	Application du modèle de simulation numérique du soudage au rechargement de l'Inconel 738	148
4.4	Conclusions	154
CHAPITRE 5 :	<i>Corrélation des résultats expérimentaux et numériques : prévision des conditions de fissuration.....</i>	156
5.1	Détermination d'un critère de fissuration par liquation.....	156
5.1.1	Critères de fissuration à chaud.....	157
5.1.2	Modélisation des opérations de rechargement sous différentes conditions opératoires	160
5.1.3	Définition du risque de liquation	162
5.1.4	Expression du critère de fissuration par liquation.....	168
5.2	Détermination d'un critère pour la fissuration au réchauffage.....	169
5.2.1	Evaluation des niveaux de contraintes liés aux conditions opératoires.....	169
5.2.2	Critère pour la fissuration au réchauffage	170
5.3	Validation des critères de fissuration : détermination des conditions opératoires pour le rechargement des brides d'un distributeur en Inconel 738	171
5.3.1	Etude expérimentale du rechargement des brides d'un distributeur	171

5.3.2	Modélisation du rechargement de la bride du distributeur	174
5.4	Conclusions	178
CONCLUSION GENERALE.....		179
Bibliographie.....		183
Annexe :.....		191
	Méthode inverse utilisée pour la détermination des contraintes résiduelles	191

INTRODUCTION

Dans les turbomoteurs utilisés pour la propulsion des hélicoptères, il existe des parties « froides » et des parties « chaudes » (figure 1).

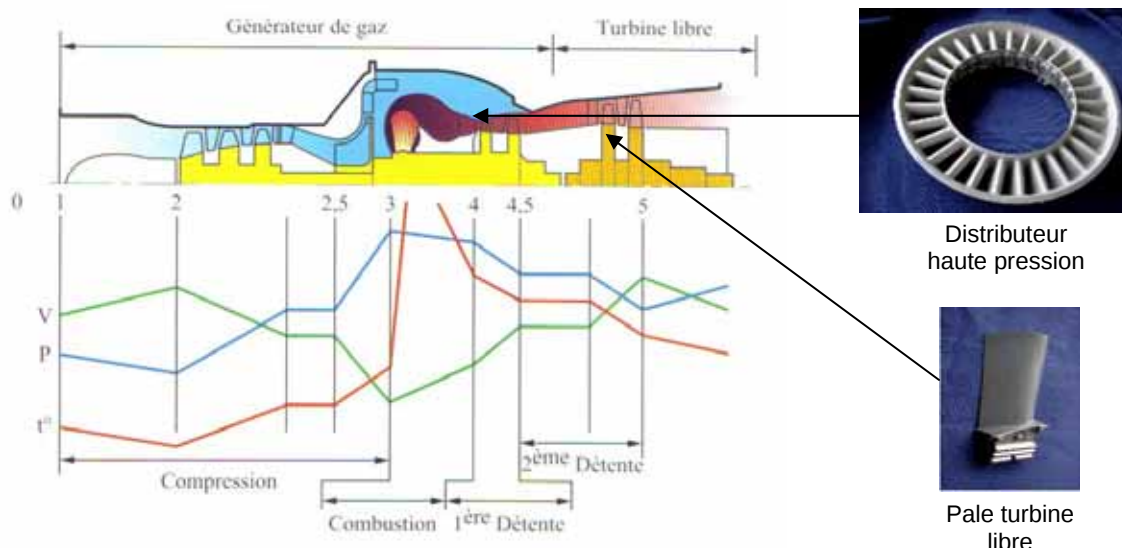


figure 1 : Représentation schématique de la répartition des températures dans une turbine à gaz à turbine libre [83]

Les parties froides présentes à l'entrée du turbomoteur et en contact avec l'air environnant sont réalisées en alliages légers (titane, aluminium, magnésium, composites à matrices métalliques...) et peuvent être soumises à des températures de l'ordre de 450°C.

Les parties chaudes sont quant à elles situées à l'arrière de la chambre de combustion. Ces pièces se trouvent dans le flux de gaz très chaud. Elles sont donc classiquement soumises à des températures pouvant atteindre de 900 à 1200°C.

Les matériaux utilisés pour cette application ont évolué avec le temps, en passant des aciers inoxydables aux superalliages base nickel à la microstructure très élaborée et présentant une très grande résistance à haute température.

L'Inconel 738 est un superalliage base nickel possédant une forte proportion de phase durcissante de type γ' . Ses propriétés mécaniques élevées et sa très bonne résistance aux hautes températures font de lui un matériau idéal pour certaines applications aéronautiques.

Cependant, son utilisation est aujourd'hui freinée par des problèmes de soudabilité. Malgré de nombreuses études, l'Inconel 738 reste très difficilement soudable, des fissures se formant très souvent lors de ce procédé. Ce manque de soudabilité constitue un véritable problème pour l'utilisation de ce matériau car on ne peut ni le réparer par rechargement, ni concevoir des pièces assemblées par soudage.

Au cours du procédé de fabrication des distributeurs (figure 1), des indications (craquelures, retassures...) apparaissent à tous les stades de la fabrication. Certaines de ces indications sont actuellement réparées par un procédé de brasage. Cependant, par ce procédé, il n'est pas possible d'obtenir des caractéristiques mécaniques comparables à celles du matériau initial. Ces réparations sont donc limitées aux parties les moins sollicitées des pièces.

De la même manière, en service, les pièces subissent de fortes contraintes thermo-mécaniques qui peuvent entraîner leur usure ou conduire à l'apparition de fissures.

La mise au point d'un procédé de soudage pour ce matériau permettrait d'envisager la récupération et la restauration de ces pièces en réalisant des rechargements conduisant à des caractéristiques égales à celles du matériau initial et donc d'envisager la réparation de zones plus fortement soumises à des contraintes thermo-mécaniques.

C'est dans cette optique que cette étude a été initiée. Depuis de nombreuses années, TURBOMECA a entrepris des recherches [10, 55, 54] dans le but de développer des procédés de soudage adaptés à cette famille de matériaux. Ces études ainsi que celles présentées dans la littérature ont permis de définir plusieurs approches susceptibles d'améliorer la soudabilité de ces matériaux. Ainsi, il a par exemple été constaté que l'utilisation de métaux d'apport ductiles, ou encore que l'application de procédures particulières visant à réduire le développement des contraintes résiduelles, limitaient fortement l'apparition des fissures.

L'objectif de l'étude rapportée dans ce mémoire de thèse est de définir les conditions permettant d'effectuer des opérations de rechargement par soudage de l'Inconel 738, en tenant compte aussi bien des conditions de soudage que des traitements pré et post soudage.

L'étude comporte une partie expérimentale importante relative aux essais de rechargement précédés et suivis de traitements thermiques, destinée à la compréhension des mécanismes de fissuration, ainsi qu'une partie consacrée à la simulation numérique du procédé et dont le but est de prédire la fissuration.

Dans un premier chapitre, les diverses facettes représentatives de la problématique du soudage des superalliages base nickel fortement chargés en éléments durcissants ont été abordées de manière à faire ressortir les thèmes impliqués dans une amélioration de la soudabilité de ces alliages.

Le deuxième chapitre a trait aux microstructures et aux caractéristiques mécaniques de l'Inconel 738, ainsi qu'à leurs évolutions, lorsqu'il est soumis à des maintiens isothermes ou à des cycles thermiques rapides comme dans les opérations de soudage.

Le troisième chapitre se propose de corréler les différents états métallurgiques susceptibles d'être obtenus et présentés dans le chapitre 2, avec la sensibilité de l'Inconel 738 à la fissuration. Ce

chapitre permet ainsi de lier la nature des traitements thermiques pré et post soudage, ainsi que les paramètres opératoires à la fréquence et à l'amplitude des fissures rencontrées à l'issue de l'ensemble des opérations de rechargement de l'Inconel 738.

Dans un quatrième chapitre, les couplages entre phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques caractéristiques d'une opération de soudage sont modélisés. Le modèle de simulation numérique du soudage présenté dans ce chapitre vise à aider à la recherche des paramètres opératoires les plus influents sur la fissuration. Ce modèle numérique de simulation du soudage permet d'évaluer au cours de l'opération de soudage les évolutions thermiques, mécaniques (champs de contraintes et de déformations) et métallurgiques et sa validation est faite à la fois sur un cas simple de soudage et sur un cas de rechargement.

Le dernier chapitre s'appuie sur une corrélation entre résultats expérimentaux et numériques pour approcher des critères de fissuration susceptibles de permettre la prédiction de la qualité du rechargement en fonction des conditions opératoires. Ce chapitre essentiellement numérique est illustré par l'application de la simulation au rechargement d'une indication sur une bride d'un distributeur.

Chapitre 1 :

Généralités et problématique

1.1	Utilisation des superalliages dans les turbomoteurs	6
1.1.1	Généralités sur les superalliages	6
1.1.2	Traitements thermiques des superalliages.....	8
1.1.2.1	Modes de durcissement des superalliages	8
1.1.2.2	Mise en solution	9
1.1.2.3	Vieillissement	9
1.1.2.4	Stabilisation.....	10
1.2	Le rechargement par procédé TIG	10
1.2.1	Principe du soudage TIG	11
1.2.2	Phénomènes thermiques associés au soudage TIG	12
1.2.3	Métallurgie du soudage.....	14
1.2.4	Phénomènes mécaniques associés au soudage	16
1.3	Fissuration induite par le rechargement des superalliages base nickel	16
1.3.1	Présentation des mécanismes de fissuration « à chaud »	17
1.3.1.1	La fissuration induite par la solidification	17
1.3.1.2	La fissuration par liquation	18
1.3.2	Présentation des mécanismes de fissuration « à froid » et « au réchauffage »	24
1.3.2.1	La fissuration à froid	24
1.3.2.2	La fissuration induite au revenu, « strain age cracking »	24
1.4	Conclusions	28

CHAPITRE 1 : Généralités et problématique

1.1 *Utilisation des superalliages dans les turbomoteurs*

1.1.1 Généralités sur les superalliages

Les superalliages base nickel sont utilisés à des températures comprises entre 700 et 1200°C, dans des atmosphères agressives. Pour se comporter de manière satisfaisante dans de telles conditions, ils doivent posséder des propriétés thermiques optimales, ainsi qu'une bonne résistance mécanique couplée à une importante ductilité.

Pour atteindre ces objectifs, leur microstructure ainsi que leur composition ont évolué au fil des ans, comme en témoigne la figure 1-1. Une meilleure compréhension de l'influence des éléments d'addition a permis de créer des microstructures de plus en plus complexes, avec les carbures aux joints de grains permettant de combiner ductilité et résistance mécanique et de plus en plus de précipités intra et inter granulaires de type γ' s'opposant au déplacement des dislocations et assurant ainsi au matériau une bonne tenue au fluage.

Les dernières générations de superalliages (solidification dirigée et monocristaux) utilisent en plus, des techniques de fonderie particulières permettant d'obtenir un alignement des grains dans la direction des efforts, afin d'augmenter encore les propriétés mécaniques de ces matériaux et en particulier leur tenue au fluage.

L'Inconel 738 apparu vers 1970 est constitué en majorité d'une matrice austénitique base nickel appelée phase γ , dans laquelle est présente une fraction importante de précipités intermétalliques de Type $\text{Ni}_3(\text{Ti-Al})$ appelée phase γ' .

La phase γ a une structure cubique faces centrées (c.f.c.). Lors de la solidification, cette dernière se met en place, à partir du liquide, sous forme d'un réseau dendritique dont la croissance des branches se développe selon les trois directions $\langle 100 \rangle$ du système cubique. Les orientations des trois directions de croissance des branches sont indépendantes d'une dendrite à l'autre. La microstructure obtenue dépend des conditions de solidification [27, 63]. Pour les vitesses de refroidissement élevées, les dendrites croissent en adoptant une des directions de solidification préférentielle $\langle 100 \rangle$, dite primaire, autour de laquelle se développent des branches secondaires. Les dendrites possèdent alors une forme allongée dite colonnaire, plus ou moins alignée dans la direction du gradient thermique. Le terme de solidification dirigée est utilisé dans ce cas. À l'inverse, pour les faibles vitesses de refroidissement, il n'existe pas de direction préférentielle de croissance par rapport au gradient thermique. Les dendrites présentent une structure de taille relativement isotrope. La microstructure est alors qualifiée d'équiaxe.

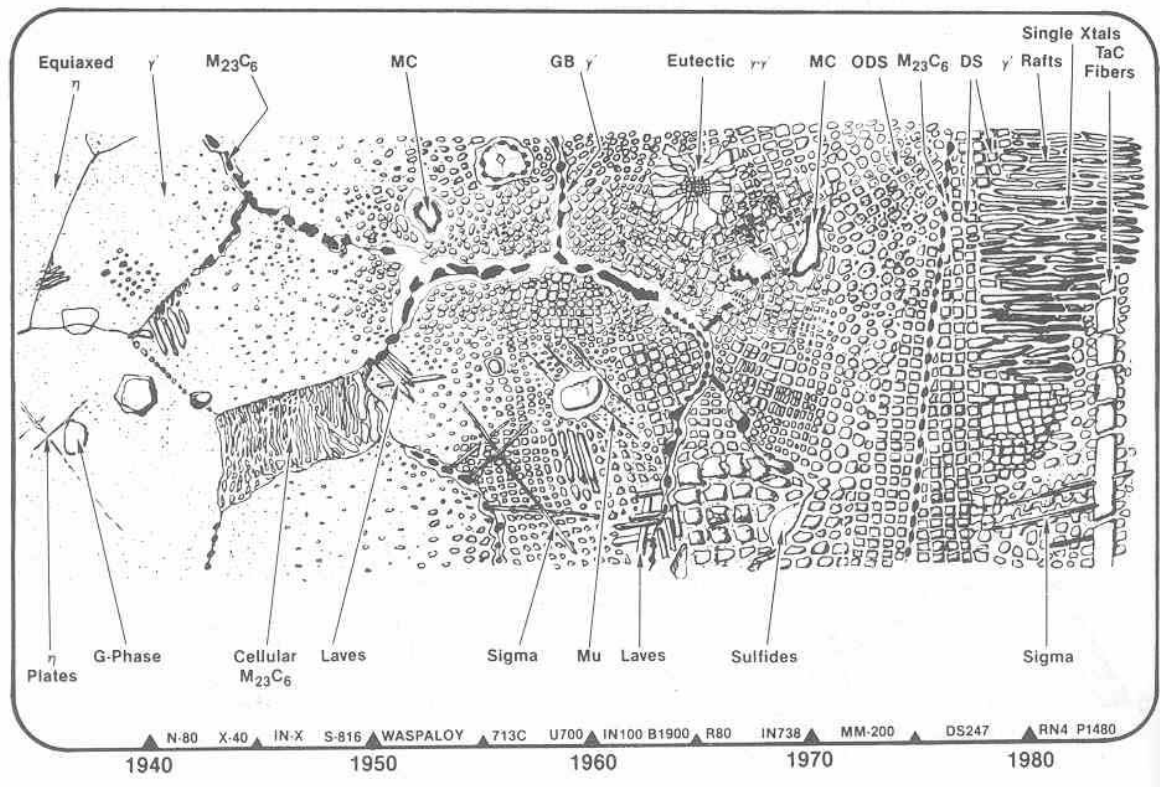


figure 1-1 : Evolution de la microstructure des superalliages [74]

Les précipités intermétalliques, de structure cubique faces centrées, composent la phase γ' (figure 1-2 - a). La précipitation de la phase γ' intervient en phase solide, à partir d'une température appelée solvus de la phase γ' . Le faible désaccord paramétrique entre les deux phases γ et γ' , généralement compris entre 0 et 0,2% suivant la composition chimique de l'alliage, permet une précipitation cohérente de la phase γ' au sein de la phase γ (figure 1-2 - b).

Bien que la structure de ces alliages puisse être décrite assez simplement, leur composition chimique est en général très complexe et a évolué de façon importante d'une génération de superalliages à l'autre. Il est en effet fréquent de retrouver des systèmes à dix constituants ou plus. Les excellentes propriétés mécaniques des superalliages à base de nickel proviennent, d'une part, de la précipitation au sein de la phase γ , de la phase γ' qui renforce l'alliage et, d'autre part, de la stabilité de la phase γ' à haute température [68, 78]. Les dislocations doivent en effet, pour se déplacer, contourner ou cisailer les particules de γ' [3].

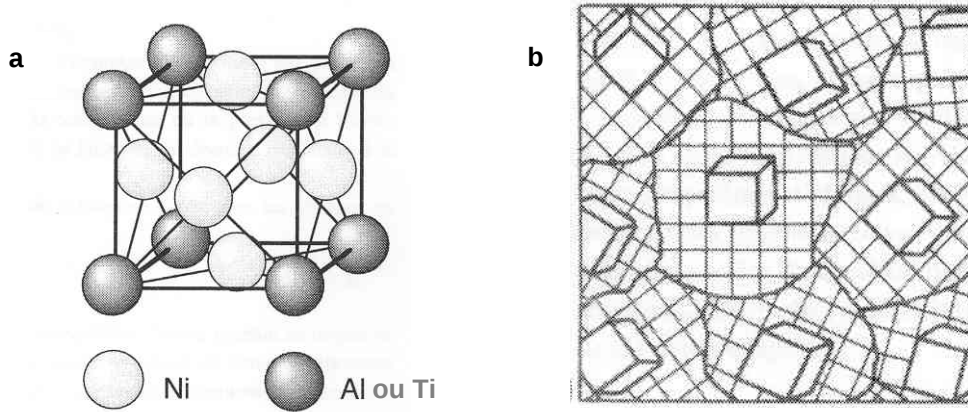


figure 1-2 : a - Structure cristallographique d'un précipité $\text{Ni}_3(\text{Ti-Al})$, b - Cohérence cristallographique des précipités γ' dans la matrice γ

Le contrôle et la maîtrise des caractéristiques de la phase durcissante sont essentiels et passent par la compréhension des mécanismes de transformation de phase ainsi que par la connaissance de l'influence des traitements thermiques sur la microstructure.

1.1.2 Traitements thermiques des superalliages

Dans le cas des superalliages, les traitements thermiques interviennent à tous les stades de la mise en œuvre. Ils permettent de modifier, de façon contrôlée, certains paramètres tels que la qualité du produit fini, les propriétés mécaniques et microstructurales du matériau, ainsi que l'homogénéité chimique des produits obtenus. Avant d'aborder la description des traitements thermiques utilisés dans ce projet, il convient de rappeler les modes de durcissement des superalliages base nickel.

1.1.2.1 Modes de durcissement des superalliages

Les superalliages sont renforcés selon 3 mécanismes :

- Le durcissement par précipitation de phase ordonnée γ' est le mode de durcissement majeur des alliages base nickel. La taille, la morphologie et la répartition des précipités pour une fraction volumique donnée vont conditionner les propriétés du matériau, particulièrement la limite d'élasticité, le durcissement par écrouissage, la rupture, la tenue en fatigue et la vitesse de fissuration, mais aussi le fluage. Les microstructures obtenues dépendent du choix des températures de traitement, de la vitesse de refroidissement lors de la trempe et de la durée des traitements de précipitation.
- La précipitation des carbures et borures s'effectue surtout aux joints de grains afin d'en améliorer l'ancrage. Ces éléments sont généralement insensibles aux traitements

thermiques et n'engendrent pas de risque de brûlure, c'est-à-dire de fusion locale de la matrice qui les entoure.

- Le durcissement par effet de solution solide est obtenu par distorsion du réseau cristallin par substitution au nickel d'atomes lourds tels que le tungstène ou le molybdène, de grands diamètres et de faibles vitesses de diffusion dans le nickel.

1.1.2.2 Mise en solution

L'objectif de ce traitement thermique est de mettre en solution la phase durcissante γ' précipitée parfois de façon incontrôlée lors de l'élaboration du matériau. En faisant varier les paramètres de ce traitement, on est ainsi capable de contrôler le taux et la distribution des précipités γ' et ainsi de préparer le matériau au traitement de vieillissement qui lui donnera les caractéristiques mécaniques et microstructurales voulues.

a. Influence de la température et du temps de mise en solution

La mise en solution de la phase γ' peut s'effectuer de façon plus ou moins complète en jouant sur la température et la durée du traitement, le but étant de maîtriser la fraction de phase γ' restante à la fin du traitement. Pour une mise en solution partielle, la phase γ' non mise en solution se présente sous forme de particules majoritairement présentes aux joints de grains. Pour résumer, plus la température de mise en solution est élevée, plus le taux de précipités γ' sera faible dans le matériau. La re-précipitation des précipités γ' lors du refroidissement est conditionnée par la vitesse de refroidissement du traitement thermique de mise en solution.

b. Influence de la vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement influe sur la formation des précipités γ' lors du refroidissement. Plus elle est rapide, plus la microstructure finale ressemblera à celle obtenue à la température de mise en solution. Toutefois, il sera constaté par la suite que la cinétique de précipitation de la phase durcissante de l'Inconel 738 est extrêmement rapide et qu'il est quasiment impossible d'éviter sa reprécipitation.

1.1.2.3 Vieillissement

Ces traitements ont pour but de précipiter le maximum de fraction volumique de phases durcissantes et d'optimiser leur morphologie. Les objectifs sont l'obtention de précipités stables permettant un usage de longue durée en températures et sous contraintes élevées. L'augmentation du taux de phase γ' dans le matériau permet en outre d'augmenter ses propriétés mécaniques, en particulier sa dureté. Ces traitements interviennent en complément d'un traitement thermique de mise en solution.

La précipitation de la phase γ' est gouvernée, en partie, par l'histoire thermo-mécanique du matériau et, dans le cas des superalliages évolués, par la vitesse de refroidissement. La formation de la phase γ' s'effectue en 2 étapes :

- précipitation proprement dite,
- coalescence.

De même que pour la mise en solution, les paramètres ajustables des traitements thermiques de vieillissement sont la température, le temps de maintien en température et le mode de refroidissement. Les traitements de vieillissement compris entre 800°C et 1050°C permettent la précipitation d'un grand nombre de particules γ' stables.

Le but de ces traitements de vieillissement est bien entendu de maîtriser la précipitation de la phase γ' afin de conférer au matériau les propriétés mécaniques souhaitées.

1.1.2.4 Stabilisation

Le traitement thermique de stabilisation (ou de relaxation des contraintes) s'effectue après soudage. Durant le soudage, des contraintes résiduelles sont introduites dans le matériau et peuvent altérer ses propriétés. Ce traitement a pour but de supprimer les contraintes résiduelles afin de stabiliser l'alliage soudé.

1.2 Le rechargement par procédé TIG

On définit par procédé de soudage, tout procédé d'assemblage conduisant à la formation d'une liaison continue permanente entre deux pièces. D'après cette définition, le soudage consiste à faire disparaître l'interface initiale entre les surfaces des deux pièces à assembler ou entre deux surfaces et un métal d'apport.

Plusieurs mécanismes peuvent conduire à la formation d'une telle liaison. On distingue alors les procédés de soudage à l'état solide des procédés de soudage avec fusion. Il existe 45 procédés distincts faisant intervenir la fusion localisée des pièces à assembler [8]. Pour ces procédés, l'élimination des atomes étrangers de l'interface et l'établissement de la continuité entre les deux pièces sont facilités. Les impuretés éventuellement présentes à l'interface initiale des pièces sont « noyées » et dispersées dans le bain de fusion, et la continuité est assurée par le brassage du liquide. La liaison est alors produite par solidification du bain de métal liquide sur le métal resté solide. Ce phénomène de solidification a lieu suivant un processus d'épitaxie : les cristaux issus du bain liquide croissent en reprenant l'orientation cristalline des grains sur lesquels ils se sont formés. Ils vont prolonger les grains métalliques restés solides, en croissant depuis l'interface solide-liquide vers le cœur du bain de fusion. Dans cette famille de procédés de soudage, on peut distinguer les procédés à haute densité énergétique qui utilisent un chauffage localisé (laser, faisceau d'électrons) et qui peuvent entraîner la vaporisation du métal, de ceux à faible densité

d'énergie (soudage à l'arc) qui chauffent le métal jusqu'à la fusion, sur une zone plus large, sans vaporisation notable.

Quel que soit le procédé de soudage employé, les phénomènes impliqués sont nombreux et complexes. Les cycles thermiques rapides ont une grande influence sur les propriétés physiques, métallurgiques et mécaniques.

1.2.1 Principe du soudage TIG

Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas) est de loin le procédé de soudage le plus utilisé pour le soudage des superalliages car il permet l'obtention de soudures propres et met en jeu une densité énergétique relativement faible permettant de limiter les gradients de température et donc les contraintes résiduelles.

Le soudage TIG est un procédé de soudage dont l'apport d'énergie se fait par un arc électrique. Un générateur de courant permet de créer une différence de potentiel entre la pièce à souder et une électrode.

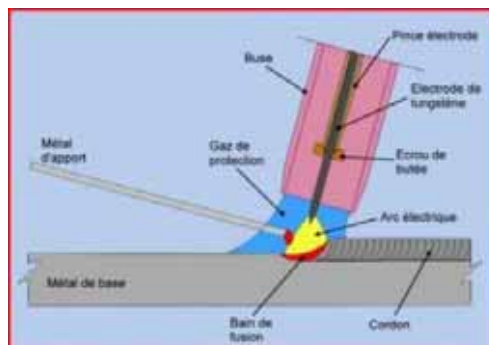


figure 1-3 : Représentation schématique d'une opération de soudage TIG

Si la distance entre l'électrode et la pièce est suffisamment petite et si la différence de potentiel est suffisamment importante, un arc électrique est créé, provoquant à son contact avec la pièce la fusion locale du matériau. Pour le soudage TIG, l'électrode est en Tungstène et ne fond pas pendant l'opération de soudage. L'arc électrique est alors plus stable qu'avec les procédés avec électrode fusible, du fait de la plus grande maîtrise de la hauteur d'arc, ce qui conduit généralement à des soudures de meilleure qualité.

Le soudage TIG peut être utilisé avec ou sans métal d'apport. Dans le cas du soudage manuel, l'apport de métal se fait à l'aide d'une baguette de métal d'apport que l'on vient fondre à l'avant du bain de fusion. En soudage automatisé, l'apport de métal est assuré par le dévidement automatique d'une bobine. La protection contre l'oxydation est assurée par un flux d'argon. Ce flux d'argon sert également à refroidir l'électrode en tungstène et à canaliser le plasma de l'arc vers la pièce.

1.2.2 Phénomènes thermiques associés au soudage TIG

L'arc électrique utilisé comme source de chaleur du soudage TIG est une décharge électrique établie et entretenue dans un gaz entre deux électrodes reliées aux pôles d'un générateur et dégageant chaleur et lumière. Il forme une colonne ionisée conductrice qui répond à des lois physiques essentiellement électriques reliant tension, courant et thermique auxquelles se rattachent les phénomènes de fusion.

Lorsqu'un arc est amorcé et entretenu entre une électrode et une pièce reliées aux bornes d'un générateur, le circuit est traversé par un courant I et il apparaît aux bornes du circuit une tension U .

La tension qui apparaît entre l'électrode et la pièce (tension d'arc) est liée à l'intensité par des relations impliquant la hauteur d'arc, la nature de l'atmosphère gazeuse dans laquelle se produit l'ionisation, la nature et la forme de l'électrode...

Pour un gaz donné et pour un réglage d'intensité donné, la tension d'arc dépend de la distance qui sépare l'électrode et la pièce. Trois chutes de potentiel successives existent le long de la colonne d'arc (figure 1-4). Il s'agit de la chute anodique, la chute cathodique et la chute dans la colonne.

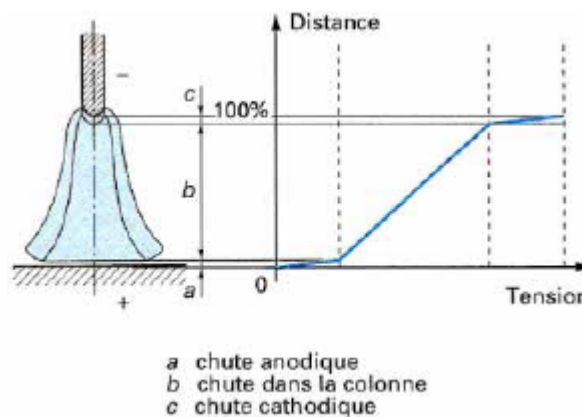


figure 1-4 : Répartition du potentiel électrique le long de la colonne d'arc [11]

Les chutes anodiques et cathodiques sont liées aux énergies de surface de l'électrode et de la pièce et sont indépendantes de la longueur d'arc, alors que la chute dans la colonne est exclusivement liée à la longueur de l'arc. Il existe par conséquent, pour un courant donné, une relation affine entre la tension et la longueur d'arc.

La puissance dissipée dans l'arc se transforme en quantité de chaleur qui peut soit participer à l'opération de soudage, soit être perdue dans le milieu environnant. On peut distinguer les quantités de chaleurs Q_1 , Q_2 et Q_3 , Q_1 étant celle absorbée par l'électrode, Q_2 celle absorbée par la pièce et Q_3 la chaleur perdue (figure 1-5).

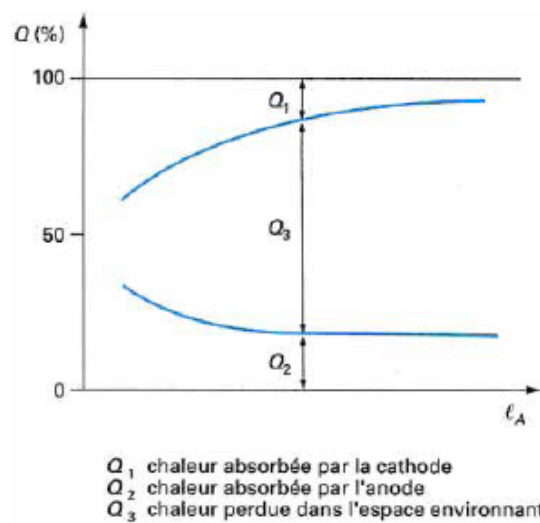


figure 1-5 : Répartition de la chaleur dans l'arc en fonction de la longueur d'arc [11]

Le rendement de l'arc s'écrit : $\eta = \frac{Q_2}{Q_1 + Q_2 + Q_3}$. Celui-ci est lié à la longueur d'arc.

La répartition de l'énergie à la surface de la pièce est également liée au déplacement de la source au cours de l'opération de soudage (figure 1-6). Le déplacement induit effectivement une déformation du flux de chaleur sur la surface de la pièce et tend à allonger le bain de fusion.

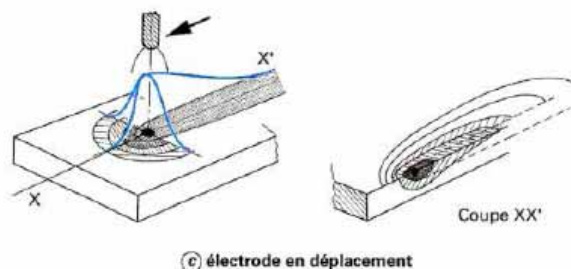


figure 1-6 : Répartition d'énergie à la surface de la pièce [11]

Lors d'une opération de rechargement TIG manuel, le soudeur régule la dimension du bain de fusion en jouant à la fois sur l'intensité et sur la hauteur d'arc. Le rendement de l'opération manuelle n'est donc pas maîtrisable.

Du fait de l'apport localisé de chaleur, inhérent à une opération de soudage TIG, les cycles thermiques impliqués peuvent être très rapides. Les vitesses de chauffe et de refroidissement peuvent atteindre plusieurs centaines de degrés par seconde. Les gradients thermiques liés au soudage peuvent également être très importants et facilement atteindre plusieurs centaines de degrés par millimètre.

Il est important de tenir compte de la rapidité des cycles thermiques des procédés de soudage du point de vue de la métallurgie et de la mécanique. En effet, les études métallurgiques sont classiquement effectuées dans des conditions de température permettant de faire l'hypothèse que les états sont à l'équilibre thermodynamique. Dans le cas des cycles thermiques rapides, les conditions sont loin de correspondre à des états d'équilibre thermodynamique et les microstructures qui en découlent peuvent être très différentes de celles habituellement observées. Pour les aciers, il existe ainsi des diagrammes appelés TRCS (Trempe Refroidissement Continu de Soudage) qui donnent les cinétiques de formation des phases pour des cycles thermiques rapides. Du point de vue mécanique, les forts gradients thermiques peuvent engendrer de forts gradients de contraintes, qui peuvent avoir une influence de premier ordre sur l'apparition des fissures.

1.2.3 Métallurgie du soudage

Lors de l'opération de soudage, l'apport localisé de chaleur provoque la fusion du métal dans le bain de fusion. Le bain de fusion créé lors du soudage TIG est le siège de processus thermophysiques très complexes mettant en jeu des phénomènes thermiques, convectifs et électromagnétiques. Les mouvements de convection liés aux forces électromagnétiques (forces de Lorentz) et à la convection (effet Marangoni) influencent très fortement la forme du bain de fusion. Après solidification de la zone fondue, la microstructure rencontrée est caractéristique d'une microstructure de fonderie. La solidification se produit par épitaxie et croissance des grains restés à l'état solide.

La matière qui se trouve autour du bain de fusion est également affectée par l'apport de chaleur et l'échauffement qui en résulte. Dans cette zone, le soudage agit alors comme un véritable traitement thermique et peut entraîner des transformations métallurgiques et microstructurales. On parle de zone affectée thermiquement. Dans le cas des superalliages base nickel, et en particulier de l'Inconel 738, la zone affectée thermiquement pourra être corrélée et mesurée par l'évaluation des fractions restantes de précipités γ' . En effet, lors du soudage, le réchauffement de la zone affectée thermiquement entraîne la dissolution des précipités γ' primaires (figure 1-7).

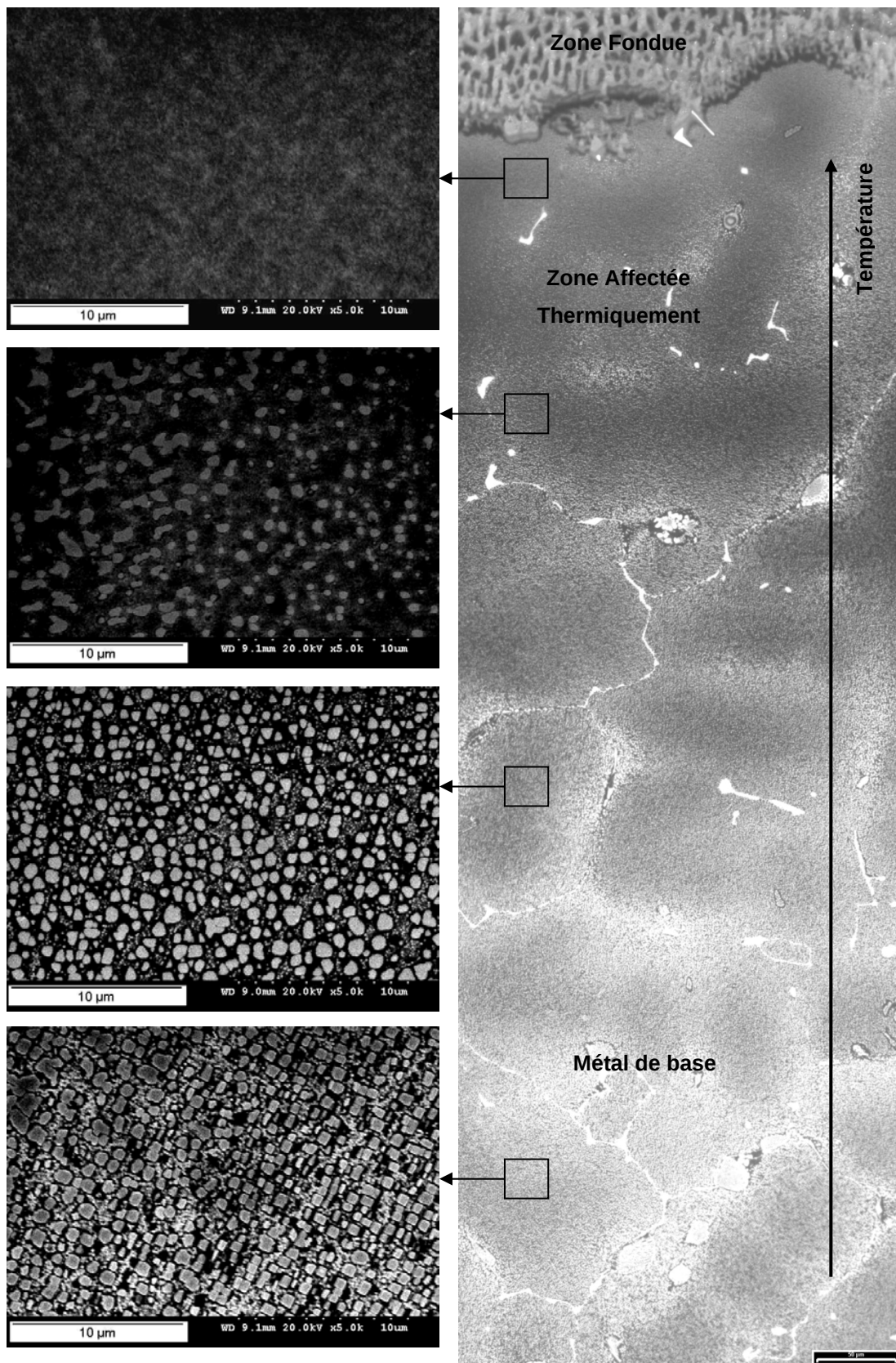


figure 1-7 : Evolution des fractions de précipités γ' lors d'une opération de soudage

1.2.4 Phénomènes mécaniques associés au soudage

Lors du soudage, l'apport localisé de chaleur entraîne la dilatation de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement. Cette expansion est fortement limitée puisque les parties froides avoisinantes jouent le rôle d'éléments de bridage. La zone affectée thermiquement est donc en compression pendant la phase de chauffage. Au cours du refroidissement, les zones fondues et affectées thermiquement ne peuvent plus se rétracter librement et se trouvent alors dans un état de tension. Après soudage, comme cela apparaît à la figure 1-8, les contraintes résiduelles sont donc positives dans les zones ayant subi le plus fort chauffage.

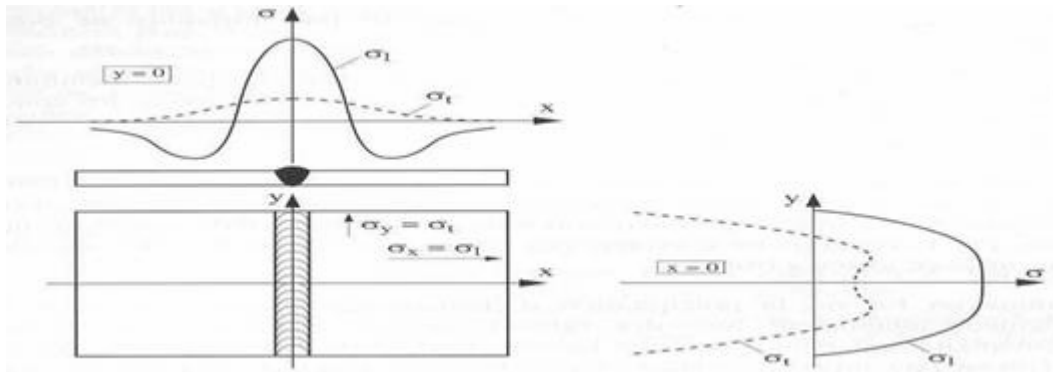


figure 1-8 : Représentation schématique de la répartition des contraintes résiduelles induites par le soudage [8]

Dans certains cas, les contraintes résiduelles de soudage peuvent réduire sérieusement la tenue en service des assemblages, et il est nécessaire d'abaisser leur niveau par des traitements de relaxation. Le principe de cette opération consiste à transformer les déformations élastiques résiduelles en déformations plastiques. En général, ceci est réalisé par un traitement thermique postsoudage à une température telle que la limite d'élasticité du matériau soit suffisamment réduite pour obtenir cette transformation. Des traitements mécaniques tels que le grenaillage, le martelage ou le ragréage peuvent également être utilisés dans ce but.

1.3 Fissuration induite par le rechargement des superalliages base nickel

Le soudage, dans la mesure où il s'effectue par fusion locale de la matière, peut être assimilé à un procédé de fonderie, le moule étant constitué par le métal restant à l'état solide. A ce titre, le soudage est tout à fait susceptible de produire les mêmes défauts que ceux rencontrés en fonderie (soufflures, retassures, fissures). D'autre part, le confinement de l'apport calorifique dans un faible volume engendre des gradients thermiques très importants, pouvant entraîner de fortes contraintes mécaniques.

La revue bibliographique qui suit a pour objet la présentation des mécanismes de fissuration intervenant lors du rechargement ou du soudage des superalliages base nickel. Ces mécanismes

peuvent être très variés ; ils dépendent non seulement des paramètres opératoires mais sont aussi étroitement liés aux caractéristiques du matériau.

Les superalliages à durcissement par précipitation qui contiennent une importante concentration en éléments durcissants aluminium et titane ($f_{Al} + f_{Ti} > 6\%$ massiques) sont généralement considérés comme difficilement soudables à cause de leur forte tendance à la microfissuration en zone affectée thermiquement. Leur fissuration a longtemps été attribuée au seul mécanisme de « Strain Age Cracking » ou fissuration au revenu, c'est-à-dire au durcissement important de la ZAT entre le soudage et le traitement de stabilisation, qui tend à limiter la relaxation des contraintes. Certaines études récentes [50] ont permis de mettre en évidence d'autres mécanismes responsables de la fissuration de ces alliages au cours de leur soudage.

D'une manière générale, les fissures engendrées par le soudage peuvent être classées en deux catégories. On peut distinguer la fissuration à chaud, (fissuration de solidification ou de liquation) qui fait systématiquement intervenir une phase liquide et la fissuration à froid ou au réchauffage, qui a lieu à l'état solide. Ce deuxième type de fissuration peut apparaître durant le rechargement lui-même ou au cours du traitement thermique de relaxation des contraintes qui suit.

Dans notre étude bibliographique, les mécanismes de fissuration seront séparés suivant ce critère.

1.3.1 Présentation des mécanismes de fissuration « à chaud »

Les principaux types de fissuration à chaud généralement rencontrés sont :

- la fissuration induite par la solidification,
- la fissuration induite par la liquation ou fissuration par liquation.

1.3.1.1 La fissuration induite par la solidification

Les fissures dites de solidification (figure 1-9) apparaissent en fin de solidification, dans la zone fondue de la soudure. Elles peuvent être internes ou déboucher en surface, mais sont toujours localisées dans les espaces interdendritiques et suivent généralement les directions de solidification. Elles sont donc perpendiculaires en tout point aux isothermes.

Les mécanismes, ainsi que les paramètres favorisant l'apparition de ces fissures sont bien connus [18, 37]. Les paramètres ayant le plus d'influence sur la formation de ces fissures sont :

- la composition chimique du matériau qui est directement reliée à son intervalle de solidification (écart entre les températures de Solidus et de Liquidus) et qui peut conduire à la persistance d'un eutectique liquide à basse température (phénomène de ségrégation),
- les caractéristiques de mouillage de la phase liquide en contact avec le métal déjà solidifié,
- la viscosité de la phase liquide,

- la dilatation thermique de l'alliage.

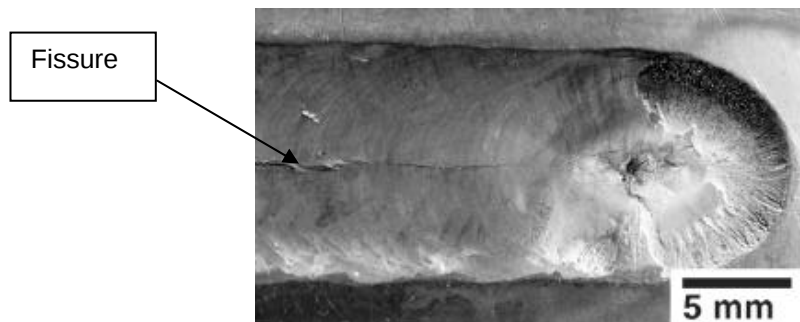


figure 1-9 : Fissure de solidification lors du soudage TIG de l'Inconel 718 [19]

L'apparition de ces fissures est étroitement liée au mode de solidification des dendrites. Au cours de la solidification, le phénomène de ségrégation est courant. La composition du solide n'est pas la même que celle du liquide. Le liquide peut être enrichi en soluté jusqu'à atteindre la composition eutectique. Ceci a pour effet de rendre possible la persistance de zones fondues à des températures bien inférieures à la température de solidus de l'alliage.

Ce mécanisme de fissuration se manifeste pour les aciers essentiellement mais aussi pour l'Inconel 718. Par contre, ce problème n'apparaît pas dans la littérature pour l'Inconel 738, qui lors du soudage, présente exclusivement une fissuration en Zone Affectée Thermiquement (ZAT). Par conséquent, nous nous bornerons à étudier les mécanismes susceptibles d'occasionner une fissuration de la ZAT.

1.3.1.2 La fissuration par liquation

Le mécanisme de fissuration dit par liquation est assez proche du mécanisme décrit précédemment, dans la mesure où il nécessite lui aussi la présence simultanée d'une phase liquide et d'une phase solide. Pour la fissuration induite par solidification, comme pour la fissuration induite par liquation, la fissure apparaît dans un environnement majoritairement solide où seules subsistent des poches de liquide dans les espaces interdendritiques. Ces deux types de fissures se différencient par l'origine du liquide interdendritique, ainsi que par leur localisation. Dans le cas de la fissuration à la solidification, les poches de liquide résiduel sont le résultat de la solidification, tandis que pour la liquation, le liquide résiduel est le résultat d'une fusion locale dans une zone chauffée par le soudage mais restant dans le domaine solide (ZAT). Les fissures de liquation apparaissent donc exclusivement dans la zone affectée thermiquement, en bordure de la zone fondue (figure 1-10).

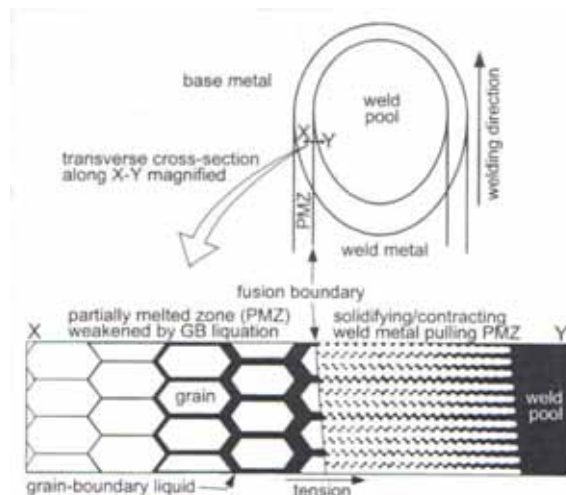


figure 1-10 : Mécanisme de fissuration par liquation dans la ZAT [39]

Le terme générique liquation désigne l'apparition d'un film liquide, à partir d'une phase solide et à une température qui peut être inférieure au solidus de l'alliage, en particulier dans le cas des alliages obtenus par fonderie et qui peuvent présenter des micro-ségrégations. Du point de vue thermodynamique, ce film liquide se trouve dans un état hors équilibre.

Ce mode de fissuration est presque toujours lié à la présence d'éléments formant des phases à bas point de fusion. Ces éléments ont dans la plupart des cas été rejetés dans les espaces interdendritiques et peuvent au cours d'un chauffage rapide limitant les phénomènes de diffusion, passer à l'état liquide et former un film liquide plus ou moins épais entre les dendrites restées solides. La cohésion intergranulaire est alors inexistante dans tout le domaine d'existence du film liquide.

La notion de cinétique de transformation est primordiale dans la compréhension des mécanismes à l'origine de ce type de fissuration, car ce sont les conditions hors équilibre thermodynamique des chauffage et refroidissement du matériau qui provoquent l'abaissement de la température de fusion et la liquation. La plupart des études métallurgiques sont effectuées avec des cycles thermiques lents, alors qu'au cours du soudage, les cycles impliqués sont très rapides et les microstructures qui en découlent peuvent être très différentes de celles obtenues à l'équilibre thermodynamique. La connaissance de l'effet des cycles thermiques rapides sur la microstructure est donc essentielle pour comprendre les phénomènes tels que la fissuration par liquation [74].

La liquation peut se produire dans deux conditions :

- à une température supérieure au solidus de l'alliage. Dans ce cas, c'est la ségrégation inhérente aux procédés de mise en forme du matériau (par exemple la fonderie) qui a introduit des hétérogénéités chimiques dans le voisinage des joints de grains. Les espaces

interdendritiques sont alors enrichis en soluté et peuvent présenter une température de fusion plus basse que celle des dendrites.

- à une température inférieure à la température de solidus de l'alliage. On parle alors de liquation subsolidus. Le phénomène se manifeste dans ce cas par une réaction de type eutectique entre un précipité et la solution solide environnante, en créant un film hors équilibre à l'interface entre le précipité et la solution solide.

a. La liquation liée aux ségrégations de fonderie

Au cours du processus de solidification qui suit la mise en forme des pièces par fonderie, des ségrégations peuvent apparaître entre l'intérieur des dendrites et les joints de grains. En effet, la solidification de l'alliage entraîne l'enrichissement ou l'appauvrissement du liquide interdendritique et le rejet sur le front de solidification de certains éléments peu solubles dans le solide ou le liquide. Il existe donc des hétérogénéités chimiques entre le cœur des dendrites et les espaces interdendritiques (figure 1-11).

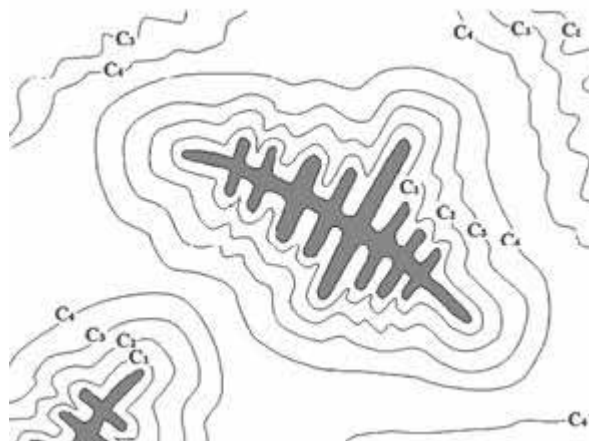


figure 1-11 : Gradients de concentration dans les espaces interdendritiques [25]

Lors d'un chauffage rapide, l'homogénéisation de composition chimique entre l'intérieur des dendrites et le espace interdendritique n'est pas possible. Il peut alors apparaitre une fusion locale des joints de grain à la température eutectique de l'alliage car du fait du caractère hors équilibre thermodynamique de cette réaction, cette température peut être inférieure au solidus de l'alliage de plusieurs centaines de degrés.

Dans le cas du soudage des superalliages, il a été démontré [9] que le titane et le niobium avaient une forte tendance à la ségrégation vers les espaces interdendritiques et que leur ségrégation entraînait alors un important risque de liquation.

b. La liquation à partir des précipités

La liquation constitutionnelle de particules au cours de cycles thermiques rapides a été observée pour la première fois par Pepe et Savage en 1967 [57]. Pour représenter cette notion de liquation constitutionnelle, le diagramme d'équilibre binaire schématisé à la figure 1-12 peut être utilisé. Si on considère l'alliage binaire de composition C1, lors d'un chauffage à vitesse lente permettant de rester dans un état d'équilibre thermodynamique, plusieurs transformations métallurgiques ont lieu. A la température T1, l'alliage est composé de deux phases α et β . Lorsqu'il arrive à la température T2 et jusqu'à la température T3, il n'est composé que d'une phase α . Enfin, à la température T4, l'alliage est à nouveau composé de deux phases qui sont α et L.

Si on se place dans le cas où le matériau est chauffé rapidement, depuis le même état d'équilibre constitué des deux phases α et β , jusqu'à la température T2, le chauffage rapide a empêché la mise en place d'un équilibre global. Un équilibre local s'est installé à l'interface entre les particules β et la matrice α . Les particules β ont commencé à se dissoudre. La composition locale de l'alliage à l'interface entre la matrice α et les particules β est modifiée. Si la température eutectique est atteinte avant que la totalité des particules β ne soient dissoutes, alors il risque de se former à l'interface entre les particules et la matrice, un film liquide suivant la réaction eutectique $\alpha + \beta \rightarrow \alpha + \beta + L$. C'est la liquation constitutionnelle.

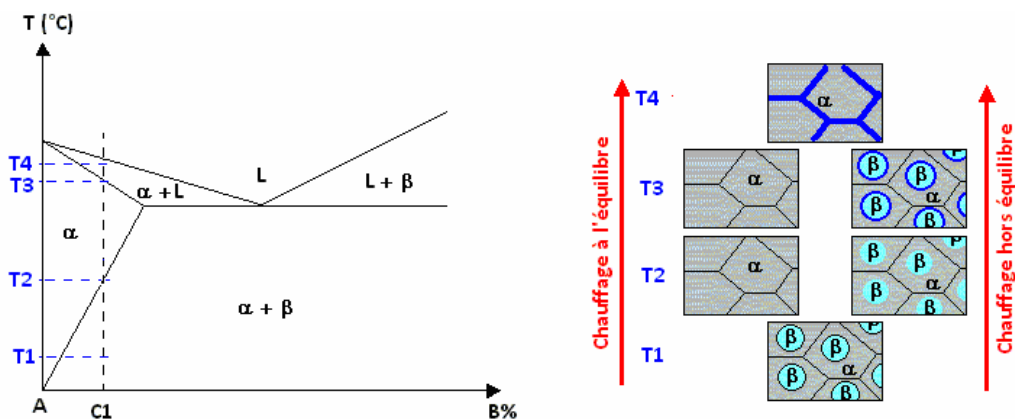


figure 1-12 : Schématisation du mécanisme de la liquation constitutionnelle des particules

La liquation est considérée comme la cause première de la faible résistance à la fissuration dans la zone affectée thermiquement pour la plupart des alliages austénitiques [74]. La combinaison de contraintes d'origines thermiques et d'une très faible ductilité due à la présence de points de fusion locale aux joints de grains aboutit à la fissuration dans la ZAT.

La condition pour que cette réaction ait lieu est donc la persistance d'un précipité à une température supérieure ou égale à la température eutectique de l'alliage. La susceptibilité d'un

alliage à la liquation est donc étroitement liée au comportement à l'état solide de la phase durcissante et en particulier à sa cinétique de dissolution.

Dans la littérature, on trouve que les superalliages austénitiques contenant du titane ou du niobium sont particulièrement sensibles à la fissuration par liquation du fait de la formation des liquides intergranulaires enrichis en niobium ou en titane.

De nombreux auteurs [9, 41] ont étudié les causes de la fissuration au cours du soudage de l'Inconel 718 et du Waspaloy. Pour ces deux alliages, il ressort que la fissuration à chaud est liée à la superposition de deux phénomènes :

- une liquation intergranulaire en ZAT (figure 1-13 - a) qui se produit aux environs de 1150°C pour l'Inconel 718 et aux environs de 1200°C pour le Waspaloy, du fait de la liquation de carbures de type NbC. La cohésion intergranulaire est inexistante dans tout le domaine dans lequel il subsiste un film liquide. Dans ce domaine de température, le matériau présente une ductilité nulle.
- des contraintes liées au retrait (figure 1-13 - b) au cours du refroidissement de la soudure qui s'exercent dans la zone de ductilité nulle.

Les études portant sur la tendance à la fissuration par liquation de superalliages base nickel montrent qu'au cours de la liquation, la rupture peut se produire sous des charges très petites de l'ordre de 0,1 MPa [47].

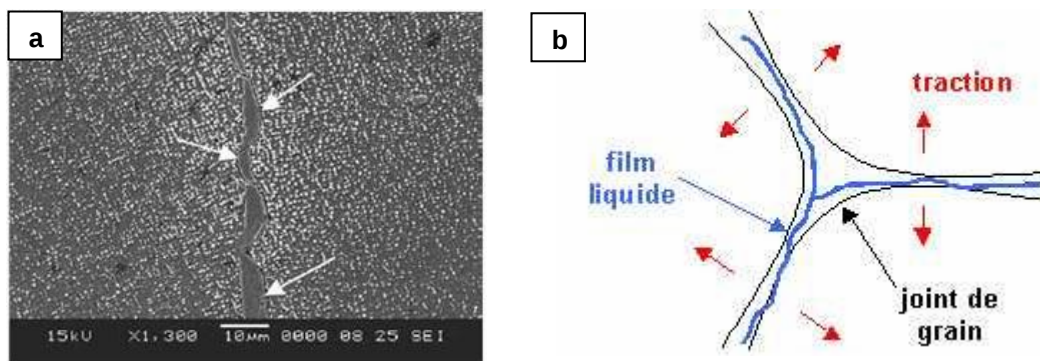


figure 1-13 : a - Trace de liquation dans la ZAT lors du soudage de l'Inconel 738 [22],
b - Schématisation du mécanisme de fissuration par liquation

Pour l'Inconel 718, la liquation se manifeste par la réaction de type eutectique $\gamma + \text{NbC} \rightarrow \gamma + \text{L} + \text{NbC}$ et est par conséquent liée à la dissolution incomplète des carbures de Niobium au cours du chauffage. Le diagramme pseudo-binaire Ni-NbC donné par Hunzinker [19] et présenté figure 1-14 révèle en effet une zone de cette composition.

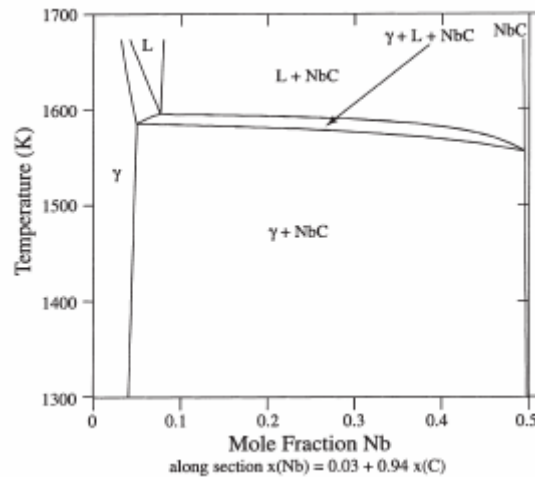


figure 1-14 : Diagramme pseudo binaire Ni-NbC [19]

Pour l'Inconel 738, l'apparition d'une forme de liquation liée aux hétérogénéités de l'alliage est tout à fait vraisemblable, dans la mesure où la microstructure révèle dans les espaces interdendritiques des pavés d'eutectiques ($\gamma + \gamma'$) représentatifs des micro-ségrégations. Les espaces interdendritiques présentent également des carbures et des borures de types MB, MC, $M_{23}C_6$ ou M_2C , dont certains présentent un point de fusion relativement bas. Il a été observé que ces éléments participaient à la liquation.

Toutefois comme ces composés sont présents en faible proportion, les auteurs se sont aussi intéressés à la possibilité de la liquation de la phase durcissante principale de l'alliage.

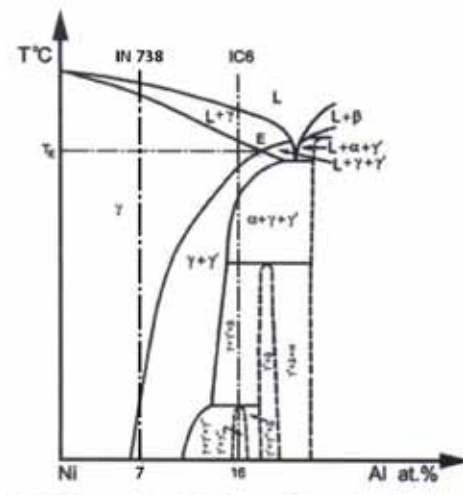


figure 1-15 : Diagramme d'équilibre Ni-Al [17]

La présence d'une fraction importante de précipités γ' avant le soudage laisse penser que la liquation des précipités γ' pourrait avoir une incidence forte sur la fissuration dans la ZAT [17, 81, 47, 48, 49, 50].

Au cours du soudage, au fur et à mesure que la température augmente, les précipités γ' se dissolvent. Dans le cas de cycles thermiques rapides, dans la zone affectée thermiquement, il est possible que la température eutectique de l'Inconel 738 soit atteinte avant que la totalité des précipités γ' ne soient dissous. Dans ce cas, la composition locale autour des précipités γ' qui ont commencé à se dissoudre est modifiée et peut présenter une composition eutectique. Il y a alors risque de liquation.

Pour traiter des problèmes de liquation, plusieurs auteurs [81, 48, 19] expriment d'ailleurs l'idée, que lors d'un chauffage rapide, le fait qu'il reste des précipités à la température eutectique de l'alliage est suffisant comme critère de prédiction de la liquation. Ce point montre bien l'importance de maîtriser les évolutions des précipités γ' au cours du soudage pour prévoir le risque de liquation constitutionnelle.

En ce qui concerne la température eutectique de l'Inconel 738, des analyses DSC [48] ont montré que la solidification de cet alliage se terminait par une réaction de type eutectique à une température comprise entre 1180 et 1198°C suivant les auteurs. Ces températures sont donc nettement inférieures à la température de solidus de l'alliage qui se situe aux environs de 1232°C.

1.3.2 Présentation des mécanismes de fissuration « à froid » et « au réchauffage »

1.3.2.1 La fissuration à froid

Le mécanisme de fissuration le plus représenté dans la littérature est la fissuration à froid qui se produit principalement lors du soudage des aciers de construction et des aciers inoxydables martensitiques. Il s'agit d'un phénomène de fragilisation de l'acier par l'hydrogène, qui, combiné aux forts gradients de contraintes d'origine thermique, conduit à la fissuration lors du refroidissement post soudage, lorsque la pièce atteint des températures inférieures à 200°C. Dans ce cas, la fissuration est liée à la superposition de contraintes et d'un fort degré de fragilité du matériau qui peut être dû à l'apparition d'une phase martensitique fragile au cours du refroidissement post-soudage.

Dans la pratique, on constate que seuls les aciers auto-trempants sont sensibles à ce type de fissuration. Les superalliages base nickel n'étant pas sujets à la formation de structures fragiles, ils ne sont pas sensibles à ce type de fissuration.

1.3.2.2 La fissuration induite au revenu, « strain age cracking »

La mauvaise soudabilité des superalliages à forte proportion de phase durcissante, présentant des pourcentages massiques d'aluminium et de titane supérieurs à 3,5% (figure 1-16) a longtemps été attribuée uniquement au mécanisme de « strain age cracking » ou fissuration au revenu. En effet,

le strain age cracking se produit pour des alliages présentant une phase durcissante de type $\text{Ni}_3(\text{Ti-Al})$. Pour cette catégorie d'alliages, la fissuration apparaît généralement au cours du traitement post soudage de relaxation des contraintes et est étroitement liée à la présence de contraintes résiduelles développées durant la mise en œuvre du matériau. Les défauts sont caractérisés par une fissuration intergranulaire dans la zone affectée thermiquement et dans la zone fondue. Les fissures se forment en raison de la précipitation et du durcissement qui en résulte, associé au transfert des déformations plastiques de relaxation, concentrées au niveau des joints de grain [32].

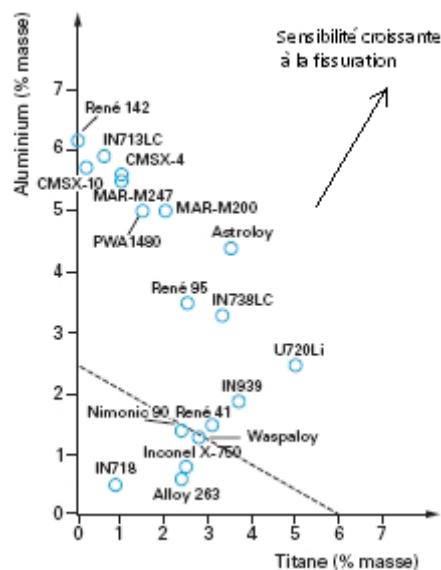


figure 1-16 : Diagramme de sensibilité à la fissuration au soudage en fonction des fractions de titane et d'aluminium dans les superalliages [23]

Suite à une opération de soudage, il est en effet courant de relâcher les contraintes résiduelles au moyen de traitements thermiques. Comme la relaxation des contraintes nécessite une température supérieure à la température de précipitation de l'alliage, le traitement passe par une période transitoire de chauffage au cours de laquelle le durcissement de la matrice par précipitation empêche la plastification nécessaire à la relaxation des contraintes résiduelles et aboutit à une fissuration liée à une concentration excessive de déformation au niveau des joints de grains.

Cependant dans le cas d'alliages très fortement chargés en phase durcissante, et pour lesquels, la cinétique de précipitation est extrêmement rapide, ce mécanisme de fissuration peut se manifester directement après le soudage, au cours même du refroidissement qui le suit.

Sur le graphique de la figure 1-16, on constate une analogie de comportement et de composition entre le René 41 (Tableau 1-1) et l'Inconel 738. On trouve dans la littérature que la sensibilité à la fissuration au revenu est directement liée à la cinétique de précipitation. La figure 1-17 - a confirme en effet que la cinétique de précipitation du René 41 est bien plus grande que celle de l'Inconel 718. La figure 1-17 - b montre quant à elle les C-curves de l'Inconel 718 et du Waspaloy. Sur cette

figure, on peut voir que la précipitation du Waspaloy débute seulement après un maintien de trois minutes à 900°C. Pour l'Inconel 718, la précipitation ne débute qu'après environ vingt minutes à 800°C. Pour éviter la fissuration par « strain age cracking », il faut éviter les domaines de précipitation au cours du refroidissement post-soudage, ainsi que pendant le traitement de stabilisation ultérieur. Pour ces deux matériaux, le risque de fissuration par durcissement de la matrice au cours du soudage est nul si on respecte certaines conditions opératoires. Pour éviter la fissuration au cours du traitement de stabilisation, il est donc possible soit d'effectuer le traitement à une température inférieure à celle présentant le risque maximum de fissuration, soit de chauffer rapidement, pour éviter le nez de la C-curve. Pour l'Inconel 718, il faut donc chauffer de 600°C à 900°C en moins de vingt minutes, alors que pour le Waspaloy, il faut chauffer de 750°C à 1000°C en moins de trois minutes.

	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Mo
René 41 %Wt	bal	18 - 20	10 - 12	1,4 – 1,6	3 – 3,3	9 – 10,5

Tableau 1-1 : Composition chimique du René 41

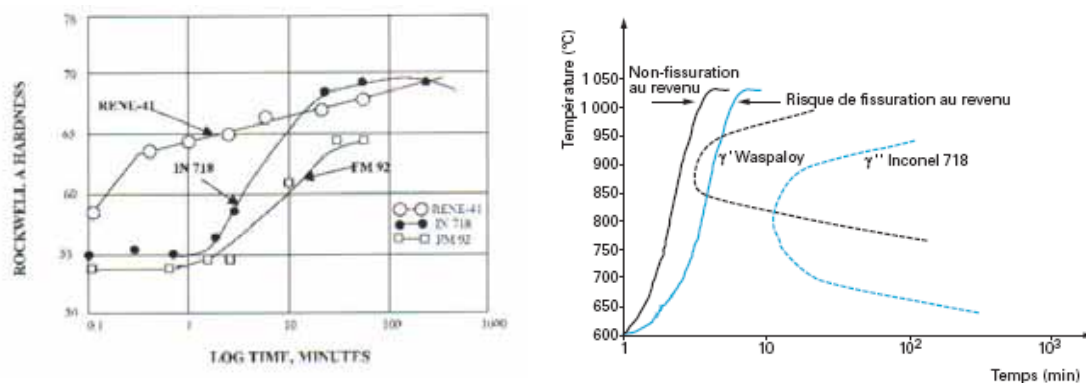


figure 1-17 : a - Cinétiques de précipitation du René 41, de l'Inconel 718 et du FM 92 [4], b - Risque de fissuration au revenu du Waspaloy et de l'Inconel 718 [23]

Pour certains aciers inoxydables, il a été démontré que la fissuration au réchauffage pouvait être évitée en effectuant un chauffage jusqu'à 550°C, puis un maintien pour homogénéiser la température et enfin, en chauffant le plus rapidement possible de 550°C jusqu'à 850°C, afin d'éviter la précipitation au cours du chauffage [1]. Les cycles de chauffage ultérieurs de la pièce à la température de précipitation n'entraînent plus de fissuration, étant donné l'absence de contraintes résiduelles et / ou l'abaissement conséquent de ces dernières.

Dans le cas de l'Inconel 738, et des matériaux très chargés en phase durcissante, la cinétique de précipitation est extrêmement rapide [15]. Il est donc difficile de chauffer assez rapidement pour éviter la précipitation au cours du chauffage du traitement de stabilisation.

Une autre solution [4, 10] est alors envisageable pour éviter la fissuration par « strain age cracking » au cours du soudage. Il s'agit de choisir un métal d'apport qui ne présente pas de

durcissement par précipitation. Ainsi, le soudage de l'Inconel 738 avec des matériaux d'apport présentant une cinétique de précipitation lente tel que l'Inconel 718 ou ne précipitant pas (Inconel 625 ou FM92) permet de limiter fortement la fissuration au cours du soudage lui-même, ainsi qu'au cours du traitement de stabilisation.

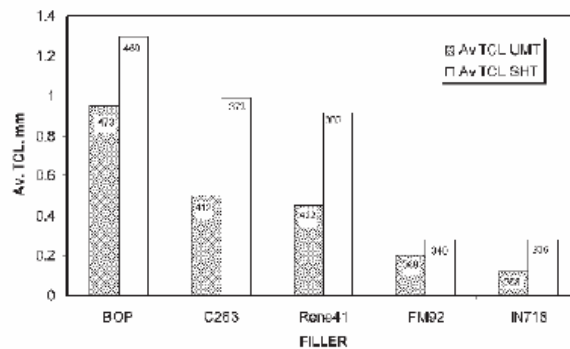


figure 1-18 : Effet des métaux d'apport durcissant ou non sur la sensibilité à la fissuration [4]

Il est d'ailleurs évoqué que la sensibilité à la fissuration au revenu d'un matériau est fortement liée à la différence entre les paramètres de maille de sa matrice et de sa phase durcissante. Les paramètres de maille de quatre matériaux, du plus difficilement soudable au moins difficilement soudable sont présentés dans le tableau ci-dessous. L'Inconel 738 présentant une composition chimique très proche de celle du René 41, il est probable que leurs paramètres de maille soient également proches.

Paramètres de maille	a_γ (10^{-10} m)	$a_{\gamma'}$ (10^{-10} m)	$\delta = (a_{\gamma'} - a_\gamma) / a_{\gamma'}$
René 41	3.5988	3.5458	-0.0147
C-263	3.5921	3.5429	-0.0137
IN 718	3.5960	3.5833	-0.0035
FM 92 (pas de précipitation)	3.5827	-	-

Tableau 1-2 : Paramètres de maille de la matrice et de la phase γ' pour différents alliages [4]

En effet, en plus d'empêcher la plastification de la matrice et donc la relaxation des contraintes résiduelles, la précipitation est également génératrice de contraintes, dans la mesure où les paramètres de maille des précipités sont plus grands que les paramètres de maille de la phase γ .

Toutefois, il faut noter que l'utilisation d'un métal d'apport présentant une plus grande ductilité (peu ou pas de précipitation) confère à la soudure une tenue mécanique à haute température inférieure à celle du matériau de base. L'étude de la soudabilité de l'Inconel 738 avec des métaux plus ductiles a par ailleurs déjà fait l'objet à TURBOMECA de recherches [55]. L'objectif de cette thèse étant l'obtention de rechargements présentant des caractéristiques égales à celle du matériau de base, cette option ne sera pas traitée dans cette étude.

1.4 Conclusions

A titre d'exemple, le graphique de la figure 1-19 représente le domaine de soudabilité de l'Inconel 718. Il met en évidence la grande complexité de la recherche de paramètres opératoires satisfaisants permettant d'éviter la formation de fissures. Sur cette carte de soudabilité, on peut en effet voir qu'un intervalle de solidification trop important et une puissance élevée couplée à une faible vitesse, occasionnent de la fissuration de solidification.

A l'inverse, les fissures de liquation apparaissent quand la puissance ainsi que la vitesse sont élevées, c'est-à-dire quand les gradients ainsi que les vitesses de chauffage et de refroidissement deviennent très importants.

En dessous d'un certain couple vitesse / puissance, la pénétration complète n'est plus assurée.

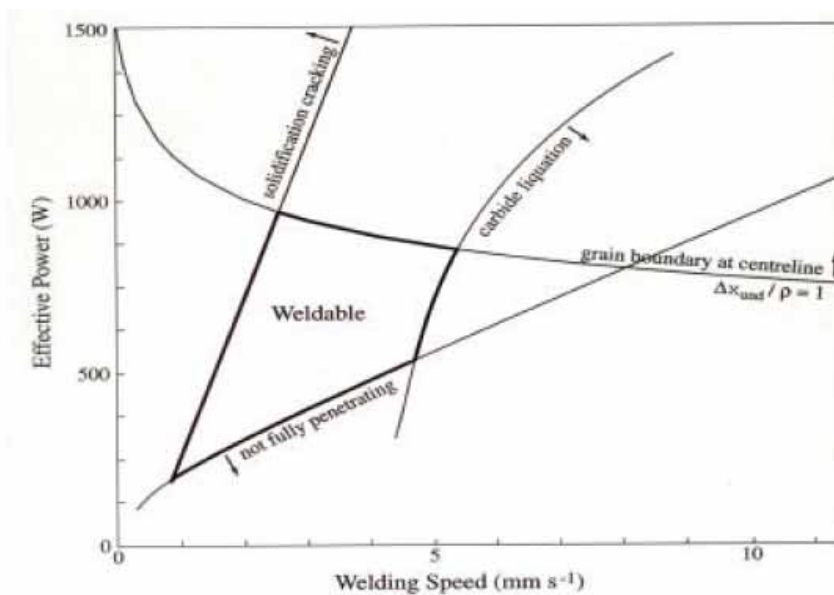


figure 1-19 : Carte de soudabilité de l'Inconel 718 [19]

Le même problème se pose toujours lors de la recherche de paramètres opératoires adaptés à un nouvel alliage. D'une manière générale, il est apparu que les superalliages base nickel pouvaient être sensibles à plusieurs types de fissuration, en particulier lorsqu'ils sont chargés en éléments durcissants titane et aluminium. L'Inconel 738, possédant des fractions de titane et d'aluminium de l'ordre de 3,5% présente effectivement une forte sensibilité à la fissuration lors du soudage ou du rechargement par soudage. Cette sensibilité à la fissuration se manifeste lors du soudage, par l'apparition de fissures induites par la liquation, mais également lors du traitement post soudage de stabilisation, par l'apparition de fissures induites au réchauffage. Comme ces modes de fissuration sont étroitement liés aux évolutions parallèles de la métallurgie, des caractéristiques mécaniques du matériau et des contraintes d'origine thermique au cours du soudage, la détermination de paramètres opératoires adaptés nécessite d'appréhender correctement les évolutions de ces caractéristiques lorsque le matériau est soumis à des cycles thermiques rapides.

Compte tenu de l'expérience acquise au cours de l'étude du soudage d'alliages de faible soudabilité et en particulier de la problématique brièvement résumée précédemment, il a semblé nécessaire d'approcher le cas de l'Inconel 738 en commençant par confirmer et préciser les microstructures métallurgiques et caractéristiques mécaniques associées à diverses histoires thermiques vécues par l'Inconel 738. Il convient en particulier de décrire clairement les relations entre vécu thermique, morphologie de précipitation et capacité de l'alliage à s'accommoder de déformations imposées.

Il est ensuite nécessaire de faire le lien entre cette capacité d'accommodation, l'état de contrainte au sein de l'alliage et la fissuration.

Enfin, pour être en mesure de prédire des conditions opératoires acceptables, il est utile de combiner ces liens au sein d'une simulation numérique couplant les aspects thermiques, métallurgiques et mécaniques.

Cette démarche devrait aboutir à la proposition de critères de fissuration assistés par le calcul.

Chapitre 2 :

Comportement à haute température -

Caractérisation métallurgique et mécanique de

l'Inconel 738

2.1	Présentation de l'Inconel 738	33
2.1.1	Propriétés générales.....	33
2.1.1.1	Mise en forme par fonderie	33
2.1.1.2	Composition chimique.....	33
2.1.2	Microstructure	34
2.1.2.1	La phase γ	35
2.1.2.2	La phase γ'	35
2.1.2.3	Les composés eutectiques.....	35
2.1.2.4	Les carbures MC et $M_{23}C_6$ et les borures.....	36
2.2	Mécanismes de transformation de phase	36
2.2.1	Etude de la dissolution de la phase durcissante de l'Inconel 738	37
2.2.1.1	Effet des traitements isothermes de mise en solution sur la phase γ'	37
2.2.1.2	Effets sur l'homogénéité chimique de pièces en Inconel 738.....	41
2.2.1.3	Dissolution de la phase γ' lors de sollicitations thermiques rapides	42
2.2.2	Etude de la précipitation de la phase durcissante de l'Inconel 738.....	55
2.2.2.1	Précipitation des γ'	56
2.2.2.2	Précipitation des carbures.....	58
2.2.2.3	Modélisation de la précipitation	58
2.2.3	Ductilité associée aux différents états matière	61
2.3	Mécanismes de recristallisation.....	64
2.3.1	Effet du traitement de recristallisation sur la taille des grains.....	65
2.3.2	Homogénéité chimique en fonction de la taille de grains	67
2.3.3	Ductilité fonction de la taille des grains	67
2.4	Evaluation de l'aptitude à la relaxation des contraintes.....	68
2.4.1.1	Relaxation des contraintes de l'Inconel 738	70
2.4.1.2	Comportement élasto plastique.....	71
2.5	Discussion : conditions des essais de soudage.....	72

CHAPITRE 2 : Comportement à haute température – Caractérisation métallurgique et mécanique de l'Inconel 738

Comme précisé dans le chapitre 1, l'Inconel 738 est un superalliage réputé difficilement soudable. Lors du soudage des superalliages, plusieurs types de fissurations peuvent apparaître. Ces fissures peuvent survenir directement au cours du procédé de soudage ou plus tard au cours du traitement de relaxation des contraintes.

Ces fissures sont donc liées à la fois à la métallurgie et à l'état de contraintes résultant du soudage. Les caractéristiques mécaniques de cet alliage sont directement liées à sa métallurgie, il est par conséquent nécessaire de dresser un panorama des différentes microstructures qu'il peut présenter, et des caractéristiques mécaniques qui en découlent.

La compréhension des mécanismes de fissuration au cours du soudage de cet alliage passe inévitablement par la connaissance des mécanismes et des cinétiques de transformations de phases qui peuvent se manifester pendant le soudage et modifier sa résistance à la fissuration. Ce chapitre est consacré en particulier à l'étude de la métallurgie et de l'aptitude à la relaxation des contraintes de l'Inconel 738.

Dans cette optique, la métallurgie de l'alliage sera étudiée à la suite de plusieurs traitements thermiques de mise en solution et de vieillissement à l'aide d'observations métallographiques au microscope optique et au microscope électronique à balayage. Des analyses chimiques seront également effectuées afin de connaître la composition des différentes phases qui composent ce matériau. Le soudage étant un procédé impliquant des cycles thermiques rapides, les cinétiques de dissolution et de précipitation de la phase durcissante principale du matériau, les précipités γ' , seront étudiées par des analyses enthalpiques différentielles (AED) et par des observations métallurgiques à la suite de trempes. Un modèle numérique de calcul de dissolution de la phase γ' sera développé, afin de prédire les transformations que risque de subir cette phase au cours d'un cycle de soudage.

La détermination des caractéristiques mécaniques viendra compléter l'étude métallurgique. Ces caractéristiques seront reliées à la métallurgie de l'alliage par des mesures de microdureté, et la ductilité ainsi que l'aptitude à la relaxation des contraintes seront évaluées par des essais mécaniques de traction en température et des essais de relaxation.

2.1 Présentation de l'Inconel 738

2.1.1 Propriétés générales

L'Inconel 738 est un superalliage base nickel obtenu par fonderie. Cet alliage a été développé pour combiner la stabilité microstructurale et la résistance de l'Inconel 713 avec la résistance à l'oxydation et à la corrosion de l'Udimet-500. Il peut être utilisé jusqu'à des températures de l'ordre de 980°C.

Lors du maintien à haute température, les phases de l'Inconel 738 sont métastables et conduisent à des changements de morphologie, de composition et de distribution des phases mineures et majeures. De plus, l'interaction entre les phases peut aboutir à la formation de phases indésirables qui peuvent accentuer la sensibilité à la fissuration.

La connaissance de la microstructure de l'Inconel 738 est essentielle pour la compréhension des mécanismes de fissuration. La microstructure de l'Inconel 738 est complexe et est influencée par la composition, la présence d'éléments à l'état de traces et bien sûr par les traitements thermiques.

2.1.1.1 Mise en forme par fonderie

L'Inconel 738 est fondu et coulé sous vide avec les procédures classiques utilisées pour les autres superalliage. Les conditions typiques de fonderie sont un maintien de 100 à 200°C au-dessus du liquidus avant coulée dans un moule préchauffé entre 800 et 900°C.

Il existe deux versions de l'Inconel 738, avec un taux de carbone de 0,15 à 0,2% ou de 0,09 à 0,13%. La version « LC » (Low Carbone) a été développée pour améliorer la coulabilité. Les propriétés mécaniques de ces deux variétés ne sont pas particulièrement affectées par cette différence de carbone. Dans cette étude, seule sera considérée la variante LC de l'Inconel 738.

2.1.1.2 Composition chimique

L'Inconel 738 (NC16KAT) présente la composition chimique définie au tableau 2.1.

	Ni	Cr	Co	Al	Ti	W	Ta	Mo
IN738 %Wt	bal	15,5 – 16,5	8 – 9	3,2 – 3,7	3,2 – 3,7	2,4 – 2,8	1,5 – 2	1,5 – 2

Tableau 2-1 : Composition chimique de l'Inconel 738

Les éléments présents dans l'Inconel 738 contribuent tous à ses propriétés mécaniques et à ses caractéristiques à hautes températures :

- le nickel donne au matériau de la stabilité à haute température,
- le chrome protège de l'oxydation et de la corrosion,

- le molybdène, le tungstène et le tantale contribuent au durcissement par solution solide, le tantale étant d'ailleurs l'élément durcisseur principal par solution solide,
- l'aluminium et le titane permettent la formation de la phase γ' durcissante par précipitation en entrant dans la composition des précipités de type $\text{Ni}_3(\text{Ti-Al})$. Le titane permet également la formation de carbures de type TiC ,
- le cobalt augmente les températures de solvus et de solidus,
- le niobium donne naissance à des carbures de type NbC ,
- les éléments à l'état de trace (soufre, phosphore, silicium) sont liés à l'élaboration par fonderie. Ils ont un effet néfaste sur la tenue du matériau en fragilisant les joints de grains.

Ainsi qu'évoqué précédemment, l'Inconel 738 possède des pourcentages en aluminium et en titane tous deux supérieurs à 3%. Ces teneurs élevées en éléments durcissants le font entrer dans la catégorie des superalliages base nickel difficilement soudables, comme en témoigne le graphique de la figure 1-16.

2.1.2 Microstructure

Mis en forme par fonderie, l'Inconel 738 présente une microstructure grossière avec de gros grains pouvant mesurer plusieurs millimètres qui lui apportent une certaine résistance au fluage. Pour les observer, les échantillons ont été polis jusqu'au grain 2500, puis avec des solutions de diamant de $6\mu\text{m}$ et $1\mu\text{m}$. Deux types d'attaques chimiques sont couramment utilisés pour observer la microstructure de ce matériau. L'attaque au Kalling sans eau (20% CuCl , 40% HCl , 40% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) permet de révéler les grains dendritiques du matériau (figure 2-1-a). Pour observer les précipités γ' (de dimension inférieure à $1\mu\text{m}$) ou les carbures, une attaque électrolytique au CuSO_4 est utilisée. A l'intérieur des grains dendritiques, une sous structure complexe (figure 2-1-b) apparaît. Elle correspond aux bras des dendrites.

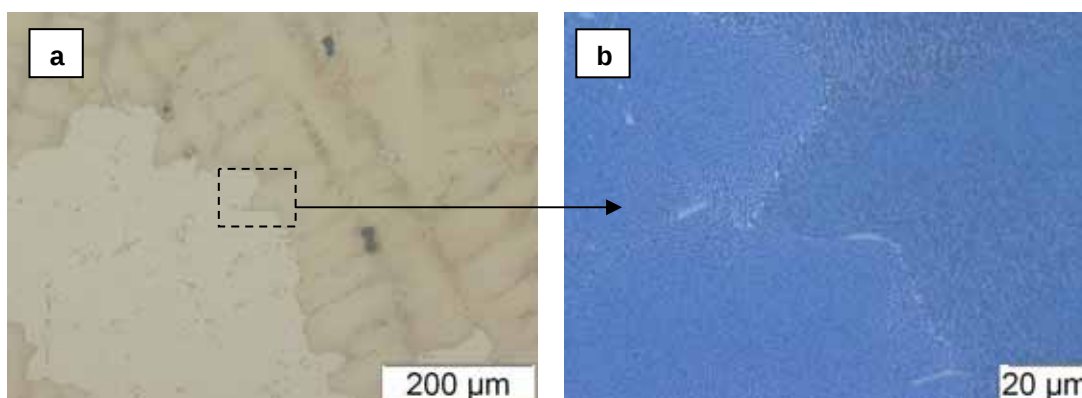


figure 2-1 : Microscopie optique de l'Inconel 738,
a - Attaque au Kalling pour révéler les grains, b – Attaque au CuSO_4 pour révéler les précipités

L'Inconel 738 présente dans sa microstructure, une phase durcissante γ' intra et intergranulaire, dont la fraction volumique peut atteindre les 40% [3], des constituants eutectiques $\gamma+\gamma'$, ainsi que

des carbures et des borures qui bordent les joints de grain. Ces principales phases sont visibles sur les figure 2-2-a et 2.2-b prises au microscope électronique à balayage.

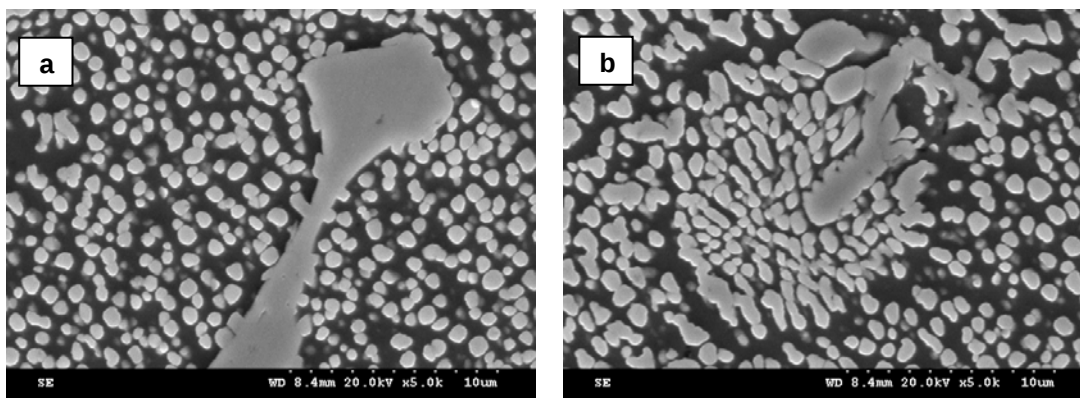


figure 2-2 : Observations au MEB
a - Carbure, b - Eutectique

2.1.2.1 La phase γ

La phase γ est la phase principale de l'Inconel 738. Elle se présente sous la forme d'une matrice austénitique de structure cubique faces centrées qui contient généralement un fort pourcentage d'éléments en solution solide tels que le cobalt, le chrome, le molybdène et le tungstène.

2.1.2.2 La phase γ'

Quand les limites de solubilité du titane et de l'aluminium sont dépassées, un précipité se forme. La phase γ' est une phase ordonnée de type L12.

Cet intermétallique a une structure cubique avec une différence de paramètres de maille d'environ 1% par rapport à la phase γ . Cette faible différence de paramètres de maille provoque une précipitation rapide lors du vieillissement. Les précipités grossissent par absorption (coalescence) des plus petits précipités par les plus gros, selon le principe appelé « Ostwald Ripening Process » [64, 75].

2.1.2.3 Les composés eutectiques

Un diagramme pseudo ternaire [74] (figure 2-3) Ni, Cr, Al, Ti montre que les conditions de fonderie peuvent aboutir à la formation de pavés eutectiques (figure 2-2-b), qui mêlent les phases γ et γ' .

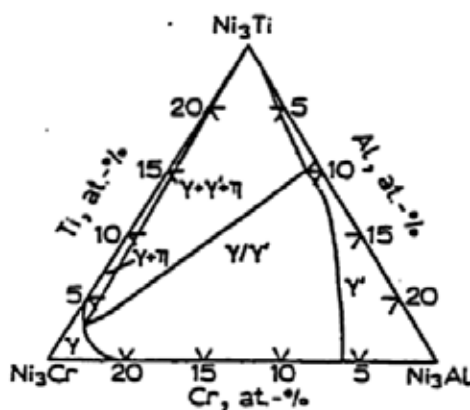


figure 2-3 : Diagramme pseudo ternaire Ni – Cr – Al – Ti [74]

Les constituants eutectiques γ / γ' sont constitués de précipités γ' sous forme de lamelles, de fines plaquettes ou de radeaux. Ces eutectiques induisent des hétérogénéités locales de déformation : dans ces zones, les dislocations forment des boucles mais ne peuvent pas cisailer les précipités.

2.1.2.4 Les carbures MC et $M_{23}C_6$ et les borures

La majorité des carbures de type MC mesure de quelques micromètres à quelques centaines de micromètres. Les carbures TaC sont généralement très stables à haute température et sont difficiles à dissoudre. Ils sont formés aux joints de grains durant la solidification de la mise en forme par fonderie et empêchent le grossissement des grains au cours des traitements thermiques ultérieurs en bloquant les joints de grains.

Tous les atomes de carbone non utilisés pour former des carbures de type MC pendant les opérations de fonderie précipitent sous la forme $M_{23}C_6$ entre 1000 et 1050°C. Ces carbures sont alors situés exclusivement au niveau des joints de grains.

Des borures sont également présents aux joints de grain. Ils permettent d'augmenter la résistance au glissement aux joints de grains. Cela permet d'augmenter la résistance au fluage et de limiter le risque de rupture intergranulaire. Les borures présentent généralement des points de fusion bas qui peuvent être responsables de problèmes de brûlures.

2.2 Mécanismes de transformation de phase

Comme les propriétés mécaniques de l'Inconel 738 sont étroitement liées aux caractéristiques de la phase durcissante principale, il est essentiel de pouvoir contrôler ses propriétés, sa présence tout au long des process de fabrication et aussi de connaître son évolution au cours de l'utilisation à haute température des pièces.

Les traitements thermiques définis par les standards internationaux pour l'Inconel 738 sont :

- le traitement thermique de mise en solution : 1120°C pendant 2 heures suivi d'un refroidissement rapide à l'argon turbiné,
- le traitement thermique de précipitation : 845°C pendant 24 heures suivi d'un refroidissement à l'air.

Dans la littérature [3, 36, 52], un certain nombre de traitements thermiques sont par ailleurs présentés avec pour objectif d'améliorer la soudabilité de cet alliage et de diminuer sa sensibilité à la fissuration. Dans cette partie, l'influence de plusieurs traitements thermiques isothermes sera présentée avant de focaliser l'attention sur le comportement de la phase γ' lorsqu'elle est soumise à des traitements fortement anisothermes, afin de caractériser ses cinétiques de dissolution et de précipitation au cours d'un cycle de soudage.

2.2.1 Etude de la dissolution de la phase durcissante de l'Inconel 738

La mise en solution de la phase γ' peut s'effectuer de façon plus ou moins complète en jouant sur la température et la durée du traitement, dans le but de maîtriser la fraction de phase γ' primaire restante à la fin du traitement thermique.

2.2.1.1 Effet des traitements isothermes de mise en solution sur la phase γ'

L'objectif de ces traitements est de dissoudre, partiellement ou totalement, les précipités γ' contenus dans l'Inconel 738. La principale vérification de l'efficacité des traitements consiste à observer la microstructure des échantillons et à mesurer les fractions restantes de phase γ' .

Une série de traitements thermiques a été effectuée afin de visualiser leur influence sur la microstructure et en particulier sur les caractéristiques de la phase durcissante. Ces traitements, présentés dans le tableau 2.2, ont été choisis de manière à étudier l'impact de la température et de la vitesse de refroidissement sur la microstructure finale du matériau.

Température (°C)	Durée (h)	Refroidissement
1120	2	Argon Turbiné (AT)
1120	2	Trempe à l'eau (WQ)
1200	2	Argon Turbiné (AT)
1200	2	Trempe à l'eau (WQ)
1200	4	Argon Turbiné (AT)
1220	2	Trempe à l'eau (WQ)
1240	2	Trempe à l'eau (WQ)

Tableau 2.1 : Conditions des traitements thermiques expérimentés

Les traitements de mise en solution ont donc été effectués à différentes températures (1120, 1200, 1220 et 1240°C), avec différents temps de maintien et avec deux vitesses de refroidissement distinctes.

Les figures 2-4 a, b, c et d montrent les microstructures obtenues après des mises en solution à 1120, 1200, 1220 et 1240°C suivies d'une trempe à l'eau. Elles confirment [3] que le traitement de mise en solution à 1120°C pendant deux heures n'aboutit qu'à une mise en solution très partielle de la phase durcissante. En effet, un maintien de deux heures à 1120°C ne permet de dissoudre qu'une petite partie des précipités γ' primaires (figure 2-4.a). L'observation au microscope optique des microstructures trempées à l'eau montre que la fraction volumique de précipités γ' primaires dissoute augmente avec la température de mise en solution.

Sur ces images, les précipités γ' apparaissent sur un fond de matrice. Au niveau des joints de grains, des carbures et / ou des borures sont présents, beaucoup plus gros que les précipités γ' .

Les micrographies prises sur des échantillons maintenus à 1200°C (figure 2-4.c) et 1220°C (figure 2-4.d) montrent aussi que les précipités γ' situés à l'intérieur des grains sont les premiers dissous, alors que les précipités γ' présents aux joints de grains subsistent à de plus hautes températures. Ce phénomène de dissolution différentielle est expliqué par les observations de Rosenthal et al. [66], qui ont montré que les micro-ségrégations et en particulier celle du titane, élément présent en plus importante quantité dans les zones interdendritiques, conduisaient à la formation de précipités γ' plus gros, ainsi qu'à une augmentation de leur solvus. A l'intérieur des dendrites, les concentrations en nickel et en aluminium sont inférieures à leurs limites de solubilité dans la matrice à la température de mise en solution, ce qui aboutit à la dissolution des précipités γ' .

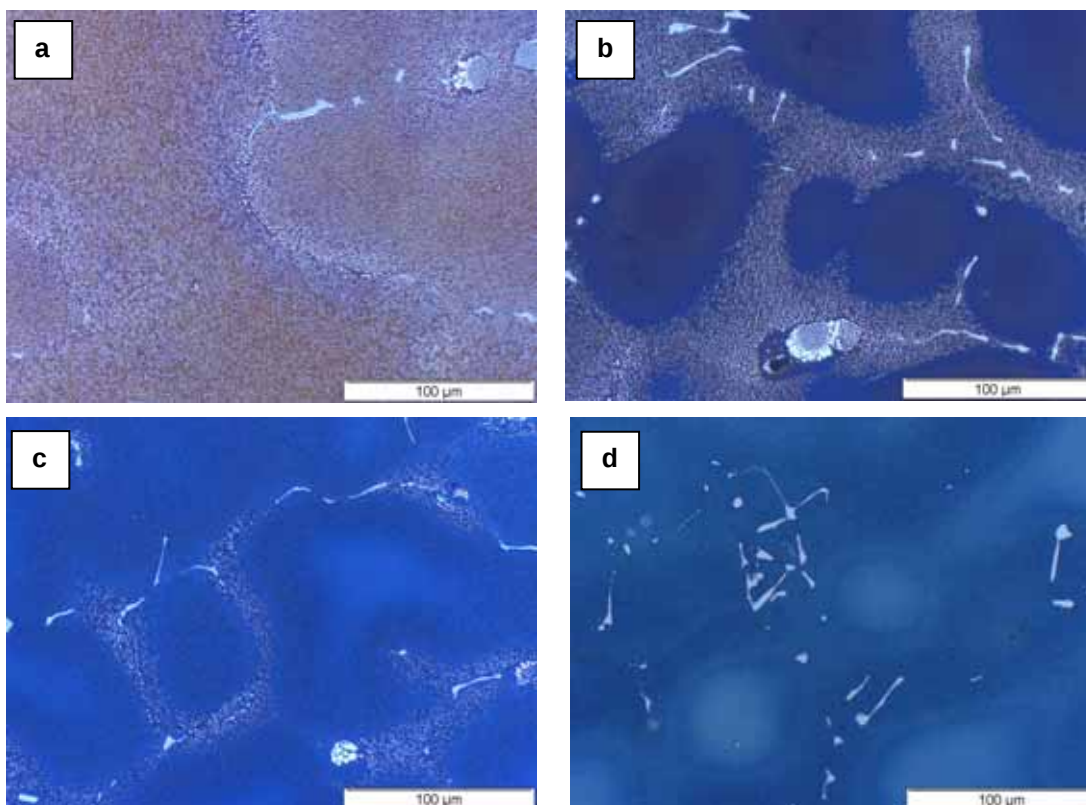


figure 2-4 : Microstructures de mise en solution suivies d'une trempe à l'eau :
a - 1120°C, b - 1200°C, c - 1220°C, d - 1240°C

Si le refroidissement est plus lent, à l'argon turbiné, la microstructure issue du traitement à 1120°C semble à peu près équivalente à celle obtenue après une trempe à l'eau. Dans les deux cas, il n'y a que peu d'influence du traitement sur les fractions volumiques de précipités et leur répartition reste à peu près homogène sur l'ensemble de la micrographie (figure 2-5-a). En revanche, après un maintien à 1200°C et à un refroidissement à l'argon turbiné, la répartition des précipités γ' est plus homogène (figure 2-5-b).

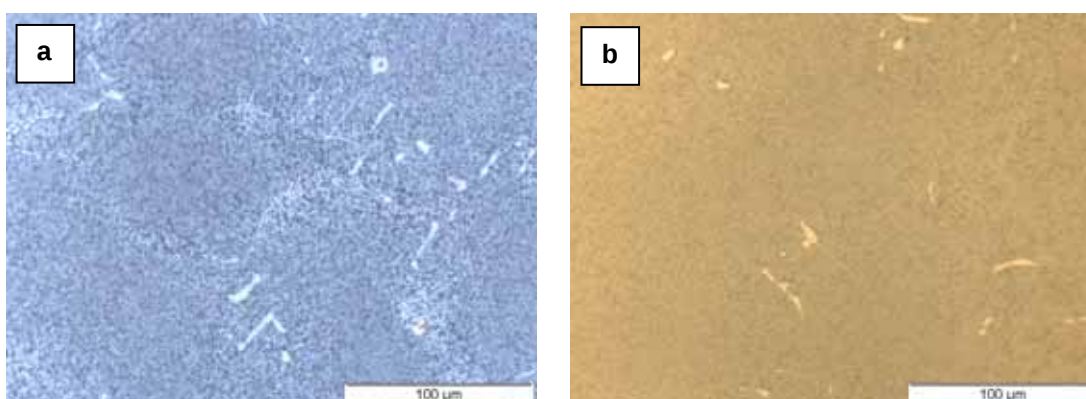


figure 2-5 : Microstructures de mise en solution suivies d'un refroidissement à l'argon turbiné :
a - 1120°C, b - 1200°C

Pour mesurer les fractions de phase durcissante suite aux différents traitements thermiques, des images ont été acquises au microscope électronique à balayage. Ces images montrent qu'après

une mise en solution à 1120°C, la reprécipitation des précipités γ' secondaires est plus importante lors d'un refroidissement à l'argon turbiné (figure 2-6.a) que lors d'une trempe à l'eau (figure 2-6.b). De plus, au cours du refroidissement à l'argon turbiné, il y a une fine précipitation de γ' secondaires sur le contour des précipités γ' primaires restants qui présentent alors une morphologie moins nette. Lors d'une trempe à l'eau, une sphéroïdisation des précipités γ' est relevée.

Lors d'un traitement de mise en solution à 1200°C, la cinétique de précipitation est bien plus rapide que lors du traitement à 1120°C. En effet, la figure 2-6.d prise sur un échantillon trempé à l'eau montre une fine précipitation homogène de précipités γ' secondaires.

Cette différence de cinétique de précipitation est due au fait que lors d'un chauffage à haute température, une importante quantité de précipités γ' primaires est remise en solution, aboutissant à une sursaturation de la matrice en éléments durcissants (titane et aluminium). Cette sursaturation a alors pour effet, lors du refroidissement de provoquer une précipitation extrêmement rapide des précipités γ' secondaires très fins.

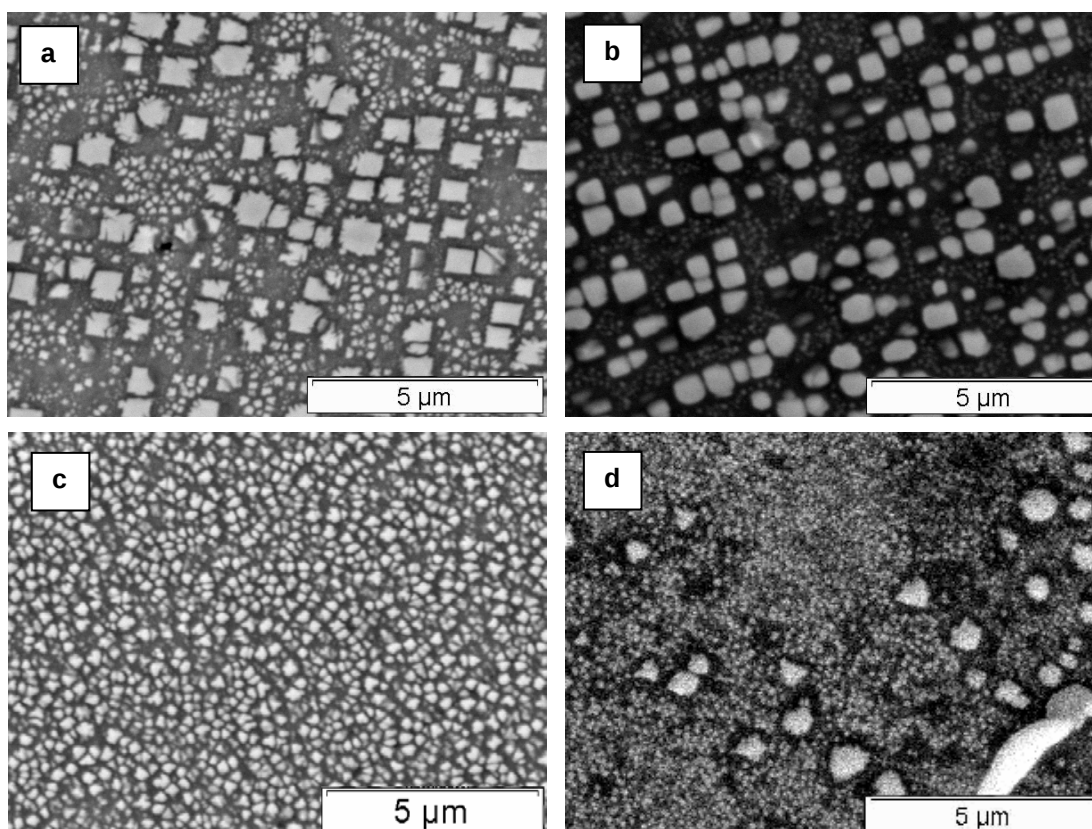


figure 2-6 : Microstructures de mises en solution suivies de trempe à l'eau(WQ) ou à l'argon turbiné (AT) :
a - 1120°C AT, b – 1120°C WQ , c - 1200°C AT, d – 1200°C WQ

Dans la plupart des superalliages base nickel, ainsi qu'il est mentionné dans une note de l'ONERA [53], il est impossible d'éviter la précipitation de γ' secondaires au cours du refroidissement suivant la mise en solution, même dans le cas d'une trempe rapide, du fait de l'importante sursaturation en soluté de la matrice, associée à la cinétique rapide de précipitation qui en découle.

Les fractions surfaciques de précipités γ' ont été quantifiées par une méthode d'analyse d'image avec le logiciel de SIS, « Analysis Five ». Les mesures réalisées sont présentées dans le tableau 2-2.

Traitement de mise en solution	Taux de phase γ' primaire	Taux de phase γ' secondaire
1120°C AT	22 %	27 %
1120°C WQ	24 %	-
1200°C AT	5 %	-
1200°C WQ	7 %	42 %
1220°C WQ	0.6 %	-
1240°C WQ	0.2 %	-

Tableau 2-2 : Taux de phase γ' en fonction du traitement de mise solution

Les valeurs présentées dans ce tableau sont les valeurs moyennes obtenues sur cinq observations. En effet, les fractions de γ' ne sont pas homogènes à l'intérieur des grains. En particulier, une fraction plus importante de précipités γ' est présente en bordure des joints de grains. Il est par conséquent nécessaire de multiplier les mesures pour obtenir des résultats statistiquement représentatifs.

Ces résultats montrent que la fraction de précipités γ' primaires suit une évolution exponentielle décroissante liée à la température de maintien. La fraction de précipités γ' secondaires est également très liée à la température de maintien. En effet, lors du refroidissement rapide à l'eau suivant un maintien à 1200°C, il se forme beaucoup plus de précipités que lors du refroidissement plus lent à l'argon turbiné après une mise en solution à plus basse température (1120°C). Ainsi, plus la température de mise en solution est élevée, plus la cinétique de précipitation est importante au refroidissement.

2.2.1.2 Effets sur l'homogénéité chimique de pièces en Inconel 738

Il est bien connu que les pièces obtenues par fonderie sont plus difficilement soudables que celles obtenues par forgeage, du fait de la présence de ségrégations mineures entre le centre des grains et les joints de grains. Ces ségrégations peuvent occasionner la présence dans les espaces intergranulaires de zones présentant une composition dite « eutectique » associée à une température de fusion plus basse que celle de l'alliage.

Il est probable qu'un maintien à haute température pendant des durées longues favorise la diffusion des éléments présents en plus importante quantité aux joints de grains et favorise ainsi l'homogénéisation de l'alliage.

Des cartographies obtenues par EDX (Microanalyse X par dispersion d'énergie) ont été effectuées sur des échantillons mis en solution à 1120 et 1200°C. Les cartographies obtenues sur la raie $K\alpha$ du titane sont présentées à la figure 2-7.

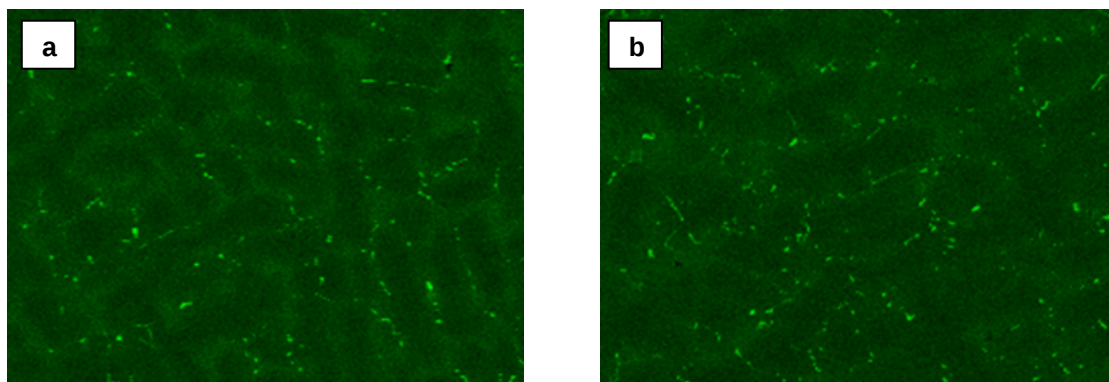


figure 2-7 : Cartographie de la répartition de titane suite à des mises en solution à : a – 1120°C, b – 1200°C

L'observation des cartographies effectuées sur les échantillons mis en solution à 1120°C et 1200°C montre que l'augmentation de la température de traitement favorise l'homogénéisation de la concentration en titane entre les espaces interdendritiques et l'intérieur des grains. En effet, sur la cartographie faite sur l'échantillon mis en solution à 1120°C, les espaces interdendritiques présentent une plus forte concentration en titane que l'intérieur des grains. Cette différence de concentration est atténuée sur la cartographie de l'échantillon mis en solution à 1200°C.

Si les mécanismes de fissuration induits par liquation sont influencés par la ségrégation du titane vers les joints de grains, alors, il est vraisemblable que l'augmentation de la température du traitement de mise en solution entraîne une diminution de la sensibilité à la fissuration lors du soudage, si toutefois, cette mise en solution ne s'accompagne pas d'une augmentation de la dureté du matériau du fait de la plus importante précipitation qu'elle génère.

2.2.1.3 Dissolution de la phase γ' lors de sollicitations thermiques rapides

Les précipités γ' constituent la phase durcissante principale de l'Inconel 738. Les caractéristiques mécaniques de cet alliage sont fortement dépendantes des caractéristiques de cette phase. Pour évaluer l'impact de cette phase sur la soudabilité de l'Inconel 738, il est nécessaire de connaître son comportement lorsqu'elle est soumise à des cycles thermiques rapides.

Pour cela, une étude expérimentale de la dissolution de cette phase a été faite à l'aide d'un moyen d'analyse calorimétrique différentielle. Toutefois, ce moyen ne permet de simuler des cycles de chauffe qu'à une vitesse maximale de $99^{\circ}\text{C}.\text{min}^{-1}$. Le soudage impliquant des cycles thermiques beaucoup plus rapides, pouvant atteindre $1000^{\circ}\text{C}.\text{s}^{-1}$, un modèle numérique de dissolution des précipités γ' a également été développé.

a. Etude expérimentale par DSC de la dissolution de la phase γ'

Les thermogrammes d'analyse enthalpique différentielle (AED) illustrés aux figures 2-8 et 2-9 présentent les enregistrements effectués lors du chauffage et du refroidissement à différentes vitesses d'un échantillon ayant au préalable subi une mise en solution à 1120°C pendant deux heures, suivies d'un refroidissement rapide à l'argon turbiné.

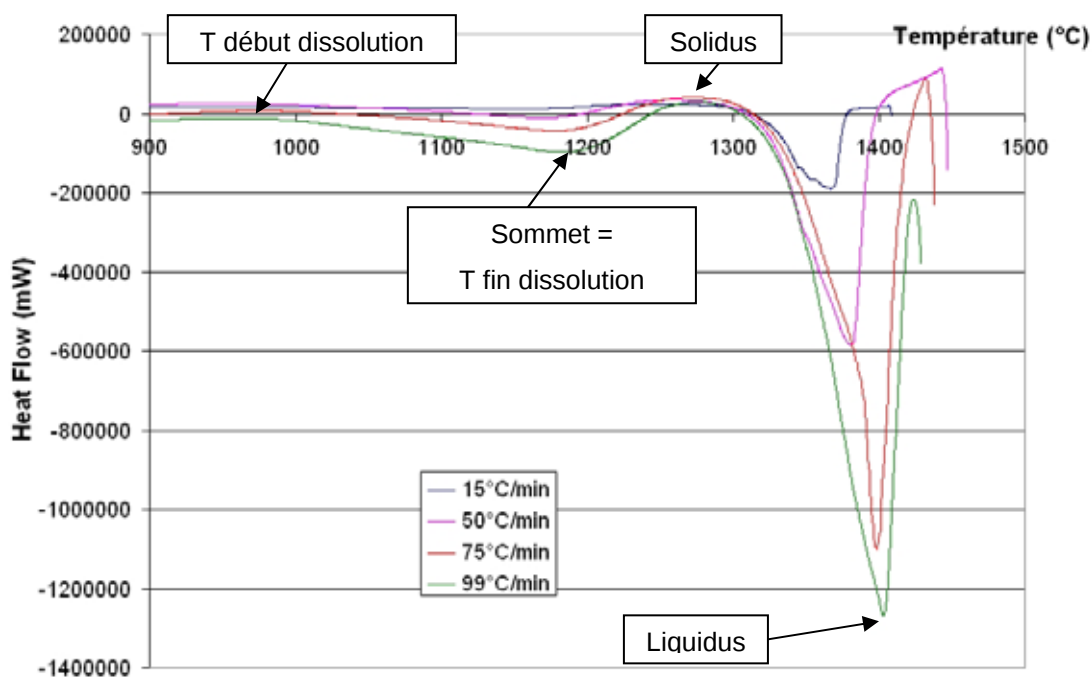


figure 2-8 : Influence de la vitesse de chauffage sur les thermogrammes relevés lors d'essais de calorimétrie différentielle

Sur la courbe enregistrée au chauffage (figure 2-8), le premier pic correspond à la dissolution des précipités γ' [77, 76]. Sur cette même courbe, la température de début de dissolution correspond à la température à laquelle la courbe s'écarte de la ligne de base. Quelle que soit la vitesse de chauffe, la dissolution démarre aux environs de 950°C. La température de fin de dissolution correspond au sommet du pic de dissolution. Les températures des solvus de γ' relevées sur cette courbe sont présentées dans le tableau 2.3.

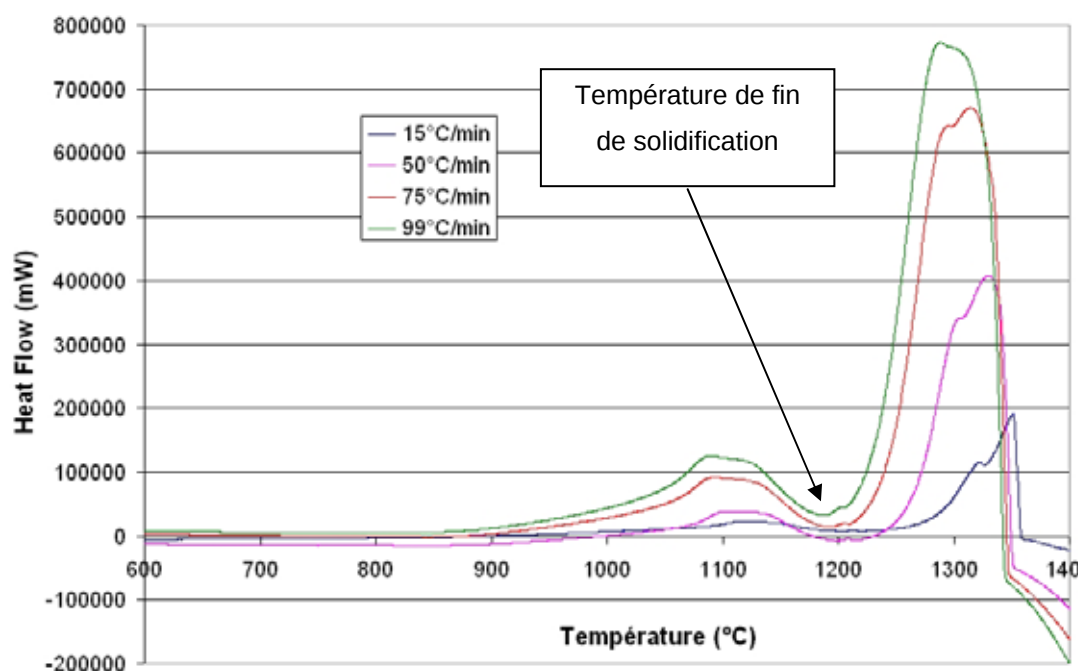


figure 2-9 : Influence de la vitesse de refroidissement sur les thermogrammes relevés lors d'essais de calorimétrie différentielle

Les températures de fin de solidification sont enregistrées sur la courbe de DSC obtenue au refroidissement. Sur ces courbes, on constate que la température de fin de solidification diminue au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente. On remarque, en particulier sur les courbes enregistrées à $75^{\circ}\text{C}.\text{min}^{-1}$ et à $99^{\circ}\text{C}.\text{min}^{-1}$, l'existence d'un petit pic présent juste à côté du pic correspondant à la solidification. Des études sur l'Astroloy par analyse thermique différentielle [77] révèlent entre 1200 et 1230°C l'existence d'un pic n'existant qu'en présence de bore. Pour l'Udimet 700, il a par ailleurs été montré qu'en l'absence de bore, il n'y avait pas de traces de fusion en dessous de 1250°C , tandis que le même alliage contenant du bore présente une brûlure entre 1220 et 1230°C . La solidification de ces matériaux se termine par la solidification des borures.

Vitesses de chauffe et de refroidissement ($^{\circ}\text{C}.\text{min}^{-1}$)	Température de fin de dissolution au chauffage ($^{\circ}\text{C}$)	Température de fin de solidification au refroidissement ($^{\circ}\text{C}$)
15	1158	1201
50	1171	1199
75	1179	1191
99	1185	1184

Tableau 2-3 : Résultats des essais de calorimétrie différentielle

Le tableau 2.3 présente les températures de fin de dissolution et de fin de solidification mesurées par DSC. Plus la vitesse de chauffage augmente et plus la température finale de dissolution

augmente. En parallèle, plus la vitesse de refroidissement augmente, et plus la température finale de solidification diminue. A $99^{\circ}\text{C}.\text{min}^{-1}$, la dissolution mesurée au chauffage, se termine à une température supérieure à la température de fin de solidification de l'alliage. Cette constatation implique que lors d'un cycle thermique rapide comme le soudage, il est possible qu'il y ait, en fonction de leur position relative à la source de chaleur, des zones de même température, dans lesquelles les précipités sont en cours de dissolution ou dans lesquelles il y a du liquide.

b. Modélisation de la dissolution des précipités

La plupart des transformations intervenant dans les matériaux s'effectuent par voie diffusionnelle et sont activées thermiquement. Dans les matériaux présentant une forme de précipitation, plusieurs mécanismes s'appuyant sur la diffusion sont possibles. Il s'agit de la germination, de la croissance, de la coalescence et la dissolution. A l'exception de la coalescence qui correspond à une variation de la forme et de la taille des précipités pour tendre vers une énergie de surface minimale, les trois autres phénomènes impliquent une variation des fractions de précipités et sont dirigés par les variations d'énergie de Gibbs.

Dans la littérature, plusieurs méthodes sont proposées pour modéliser la dissolution de précipités dans des conditions de cyclage thermique rapide.

La première méthode proposée par M. Soucail [77, 14] est une méthode analytique qui utilise des équivalences temps / température. Ce type d'équivalence fait l'hypothèse que l'effet d'un cycle thermique (chauffage, maintien et refroidissement) sur la microstructure est équivalent à un maintien isotherme pendant un temps équivalent.

Cette équivalence est représentée sur le diagramme de la figure 2-10.

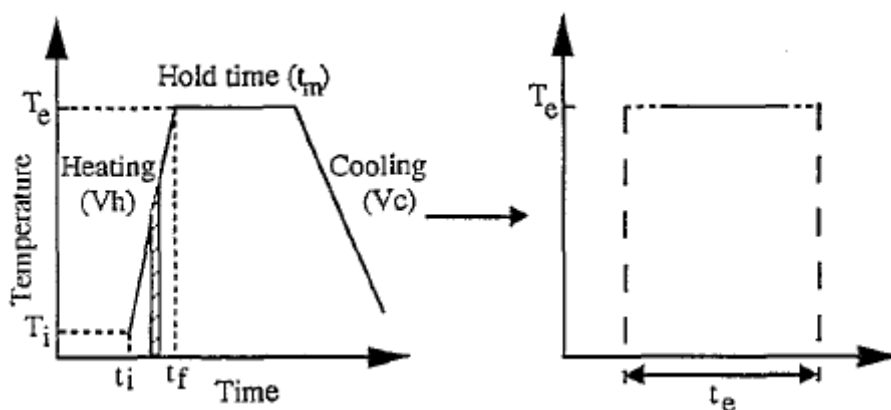


figure 2-10 : Représentation schématique de l'équivalence temps / température [76]

Selon cette approche, un cycle trapézoïdal avec une vitesse de chauffage V_h , un temps de maintien t_m à la température T_e et une vitesse de refroidissement V_c , peut être remplacé par un maintien isotherme à la température T_e pendant le temps équivalent t_e :

$$t_e = \frac{RT_e^2}{Q} \left(\frac{1}{V_h} + \frac{1}{V_c} \right) + t_m \quad (2-1)$$

où R est la constante des gaz parfaits, Q l'énergie d'activation de la réaction de dissolution, V_h la vitesse de chauffe, V_c la vitesse de refroidissement et t_m le temps de maintien à la température T_e .

Cependant, comme les cycles thermiques associés aux procédés de soudage sont complexes, une seconde méthode a été proposée par de nombreux auteurs [7, 19, 30, 46, 47]. Cette méthode fait l'hypothèse que la dissolution est un phénomène isocinétique est plus pertinente.

Une réaction est dite isocinétique si la variable interne X qui la représente suit une loi de la forme :

$$\frac{dX}{dt} = \frac{G(X)}{H(T)} \quad (2-2)$$

où X est une fonction du temps, $G(X)$ une fonction de la variable interne X et $H(T)$ une fonction de la température.

Suivant cette approche, une réaction est isocinétique si les microstructures qui découlent de maintiens isothermes pendant des temps infinitésimaux sont additives.

Ainsi, l'approximation du cycle thermique de soudage peut être représentée par le schéma de la figure 2-11.

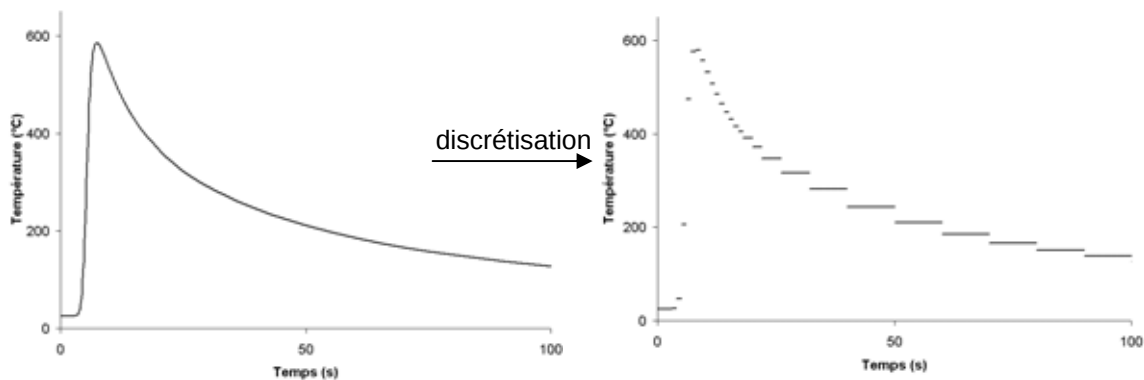


figure 2-11 : Représentation schématique de la discrétisation temporelle d'un cycle de soudage

Cette discrétisation semble en effet plus adaptée au calcul de la dissolution au cours d'un cycle de soudage que l'équivalence temps / température.

Comme la dissolution est un mécanisme diffusionnel, elle peut être modélisée par la seconde loi de Fick :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \nabla [D \nabla C] \quad (2-3)$$

où C est la concentration en soluté au voisinage du précipité, t le temps et D le coefficient de diffusion du soluté dans la matrice.

Cette loi donne l'évolution de la concentration d'un soluté au voisinage de ce précipité.

Les solutions analytiques de cette équation sont connues pour la diffusion d'un précipité de type « galet » dans une matrice infinie, ou pour la diffusion d'une sphère dans une matrice infinie [86].

Le problème peut alors être représenté par le schéma de la figure 2-12.

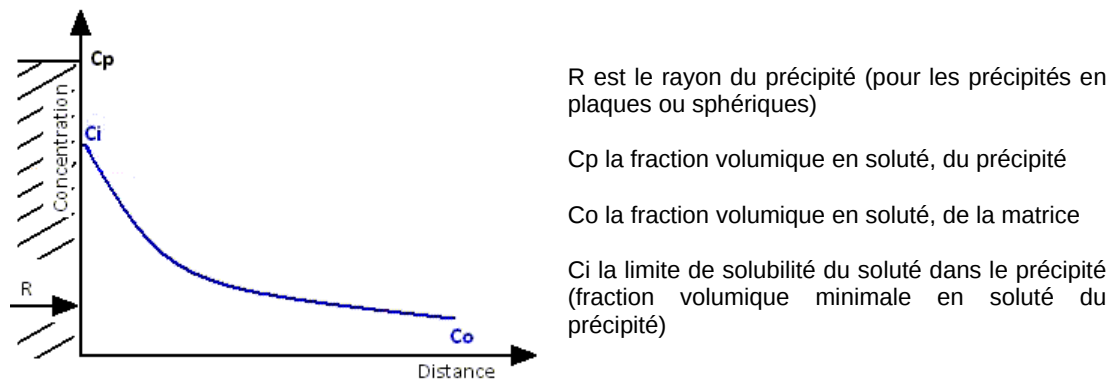


figure 2-12 : Concentration en soluté au voisinage du précipité dans une matrice infinie [46]

Les solutions analytiques de la loi de Fick sont :

$$\frac{dR}{dt} = -\frac{k}{2} \sqrt{\frac{D}{\pi t}} \quad \text{pour un précipité en forme de plaque} \quad (2-4)$$

$$\frac{dR}{dt} = -\frac{kD}{2R} - \frac{k}{2} \sqrt{\frac{D}{\pi t}} \quad \text{pour un précipité sphérique} \quad (2-5)$$

$$\text{où } k = \frac{2 * (C_i - C_o)}{(C_p - C_i)} \quad (2-6)$$

D est le coefficient de diffusion du soluté dans la matrice à la température T ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$), R la constante des gaz parfaits ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) et t le temps (s)

Comme les précipités présents dans l'Inconel 738 sont de forme cubique ou sphérique, la seconde relation qui traite des précipités en trois dimensions sera utilisée. Pour que les fractions volumiques calculées soient proches de la réalité malgré la différence de volume entre une sphère et un cube,

un coefficient de correction sera appliqué sur les dimensions des précipités, afin que le volume d'un précipité cubique de côté a soit égal au volume d'un précipité sphérique de rayon R .

Le volume d'une sphère de rayon R est :

$$V_s = \frac{4}{3} \pi * R^3. \quad (2-7)$$

Le volume d'un cube de côté a est :

$$V_c = a^3. \quad (2-8)$$

Pour que les fractions volumiques calculées soient justes, il faut donc respecter : $V_s = V_c$, soit :

$$R = \sqrt[3]{\frac{3}{4\pi} * a^3} \text{ avec } a \text{ mesuré sur des coupes micrographiques.}$$

Après intégration, l'équation (2.5) devient :

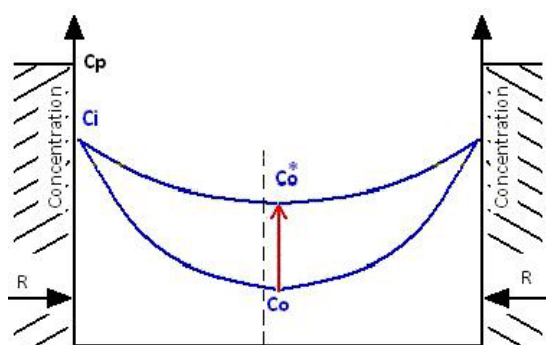
$$\frac{f}{f_0} = \left(1 - \frac{tkD}{r_0^2}\right)^{3/2} = \left(1 - \int_0^t \frac{kD}{r_0^2} dt\right)^{3/2} \quad (2-9)$$

où f est la fraction volumique de précipités γ' primaires à l'instant t , f_0 la fraction volumique initiale de précipités γ' primaires, r_0 le rayon initial des particules pour lesquelles on souhaite calculer la dissolution.

La principale limitation de ce modèle de dissolution des précipités est qu'il est prévu pour calculer la dissolution d'un précipité isolé dans une matrice infinie. Cela signifie que la dissolution du précipité n'influe pas sur la composition à grande distance de la matrice. La valeur de C_0 est supposée constante tout au long du calcul.

Dans le cas présent, les précipités sont très rapprochés. La concentration de la matrice en soluté est donc influencée par la dissolution du précipité. Pour adapter le modèle au calcul de la dissolution des précipités γ' dans l'Inconel 738, il est donc nécessaire de prendre en compte cette variation de la composition de la matrice. On exprimera donc cette concentration par une variable Co^* dont le calcul est détaillé dans la suite.

Le modèle de dissolution établi dans le cas de précipités rapprochés correspond alors au schéma de la figure 2-13 sur lequel on voit que la dissolution des précipités influe sur la concentration en soluté de la matrice entre les deux précipités :



R est le rayon des précipités

C_o^* est la fraction volumique en soluté de la matrice dans le cas de précipités rapprochés

C_p est la fraction volumique en soluté du précipité

C_i la limite de solubilité du soluté dans la matrice

figure 2-13 : Concentration en soluté au voisinage du précipité dans le cas de précipités rapprochés

Pour pouvoir utiliser ce modèle, il est nécessaire de choisir un soluté dont la fraction volumique évolue dans la matrice en même temps que la fraction volumique de précipités.

A l'aide du logiciel Thermocalc, il a été montré [81], que lors de la dissolution des précipités, leur concentration en aluminium restait constante.

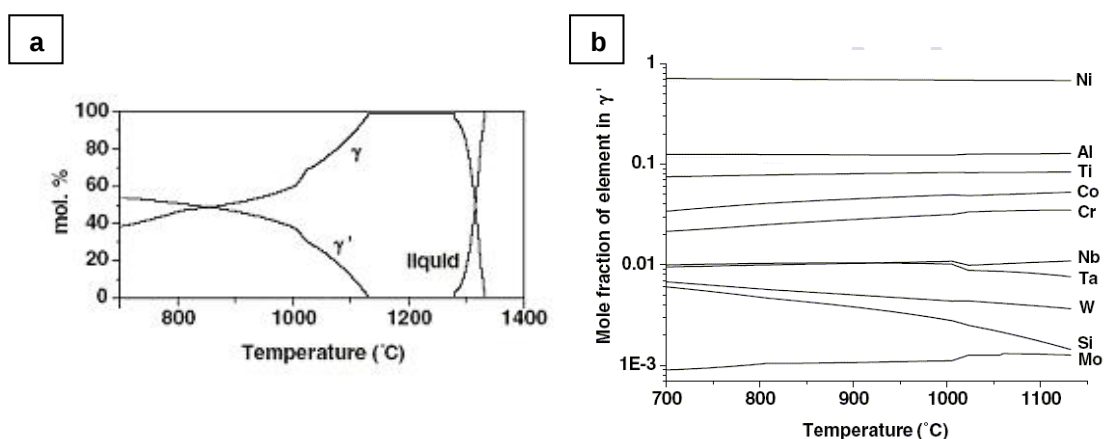


figure 2-14 : Résultats des calculs effectués sur Thermocalc pour l'Inconel 738 [81]

a - Composition de l'Inconel 738 à l'équilibre thermodynamique, b - Composition de la phase γ'

La figure 2-14 - a montre l'évolution à l'équilibre de la constitution de l'Inconel 738 en fonction de la température. Dans le domaine d'existence des précipités γ' , le matériau est quasiment binaire avec deux phases γ et γ' . La figure 2-14 - b montre la composition de la phase γ' en fonction de la température, toujours dans des conditions d'équilibre. On constate sur ce graphique que la fraction molaire du précipité en aluminium reste constante et égale à 12% au cours de la dissolution.

En utilisant les hypothèses précédentes, il est donc possible de calculer la concentration C_o^* en aluminium de la matrice.

La fraction molaire initiale en aluminium de l'Inconel 738 est égale à 7% ($X_{Al}^0 = 7\%$).

En supposant qu'il n'y a que deux phases dans le matériau, l'aluminium est partagé entre ces deux phases. La fraction molaire d'aluminium dans la matrice est donnée par la relation :

$$C_0^* = X_{Al}^{\gamma}(T) = \frac{X_{Al}^0 - f_{\gamma'} * X_{Al}^{\gamma'}}{1 - f_{\gamma'}}. \quad (2-10)$$

La figure 2-15 présente les résultats de Saunders [69] pour ce qui concerne les coefficients de diffusion de l'aluminium, du titane et du nickel dans la matrice d'un superalliage base nickel.

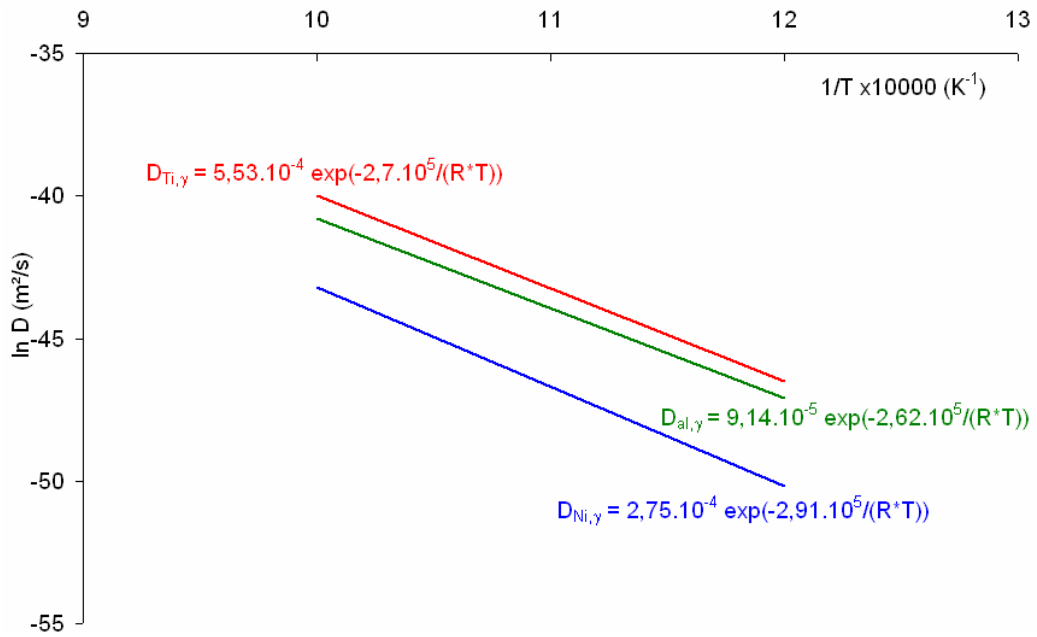


figure 2-15 : Coefficients de diffusion du titane, de l'aluminium et du nickel dans un superalliage base nickel [69]

Le coefficient de diffusion de l'aluminium dans la matrice d'un superalliage base nickel suit donc la

relation : $D_{Al}^{\gamma} = D_0^{Al} e^{\left(\frac{-Q}{RT}\right)}$. (2-11)

où :

- $D_0^{Al} = 9,14 \cdot 10^{-5} m^2 \cdot s^{-1}$ est le coefficient de diffusion de l'aluminium dans un superalliage base nickel,
- $Q = 2,61 \cdot 10^5 J \cdot mol^{-1}$ est l'énergie d'activation nécessaire pour la diffusion de l'aluminium

La limite de solubilité de l'aluminium dans la phase γ' a été évaluée par une méthode inverse. Pour cela, des trempes à l'eau à partir de maintiens isothermes à différentes températures ont été effectuées.

Les microstructures obtenues avant et à la suite de ces trempes sont présentées sur les figures 2-16 a, b, c et d.

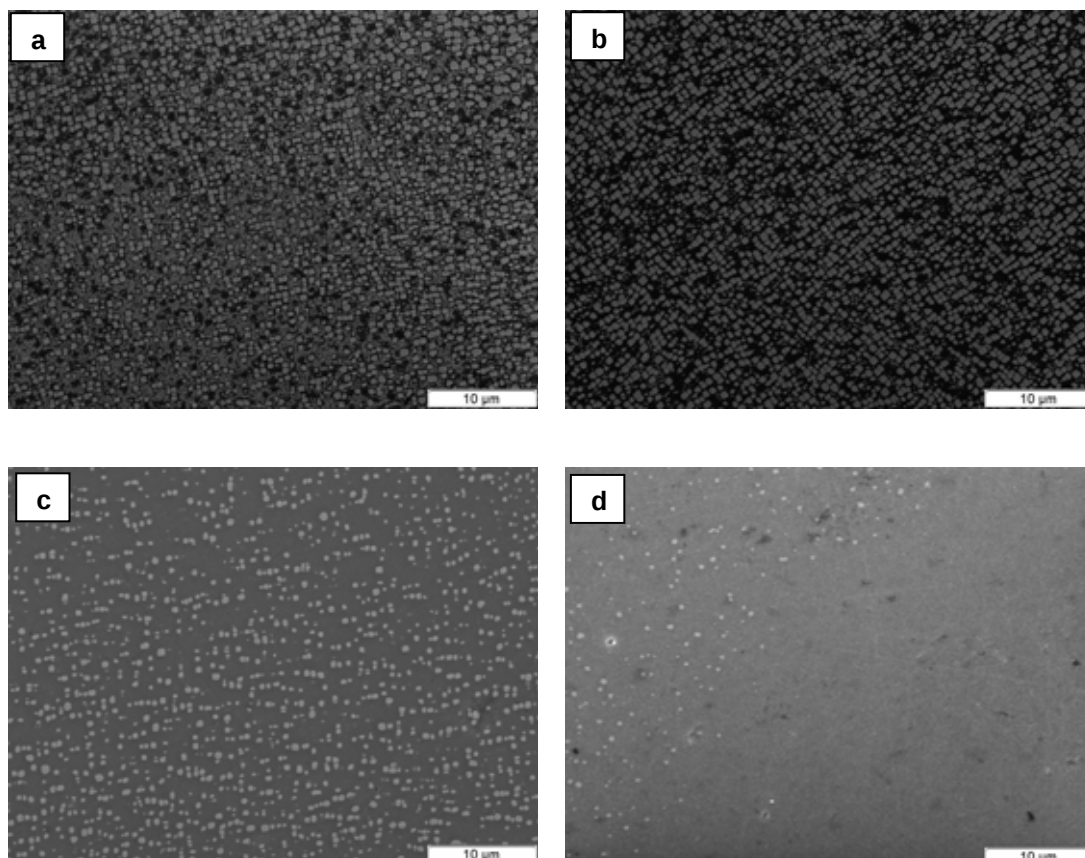


figure 2-16 : Microstructure au MEB de l'Inconel 738
a - à l'état initial, b - TTh 1050°C / 1h trempe eau, c - TTh 1150°C / 1h trempe eau,
d - TTh 1180°C / 1h trempe eau

Pour calculer la limite de solubilité de l'aluminium dans l'Inconel 738, les fractions volumiques mesurées après ces traitements thermiques ont été utilisées. Ces fractions sont présentées dans le tableau 2-4. Jusqu'à 950°C, les précipités γ' primaires et secondaires [14] ne sont pas dissous. Le matériau conserve alors la fraction initiale de précipités.

Température (°C)	Fraction volumique de γ' primaires (%)
950 °C	42 %
1050 °C	26 %
1150 °C	12 %
1180 °C	3 %

Tableau 2-4 : Fraction volumiques de la phase γ' primaire mesurée par analyse d'image

En remplaçant k dans la relation (2.9), C_i peut être exprimé en fonction des résultats expérimentaux du tableau 2-4.

$$\left(\frac{f}{f_0}\right)^{\frac{2}{3}} = 1 - \frac{2(C_i - C_0) * tD}{r_0^2(C_p - C_i)} \quad (2-12)$$

Soit l'expression de C_i :

$$C_i = \frac{C_p r_0^2 \left[\left(\frac{f}{f_0} \right)^{2/3} - 1 \right] - 2C_0^* t D}{r_0^2 \left[\left(\frac{f}{f_0} \right)^{2/3} - 1 \right] - 2t D} \quad (2-13)$$

Pour chaque température, les valeurs de C_i peuvent être calculées en prenant :

- f la fraction volumique de précipités γ' mesurée expérimentalement,
- f_0 la fraction volumique initiale de γ' , $f_0 = 42 \%$,
- t le temps au bout duquel l'équilibre thermodynamique est atteint ; t peut tendre vers l'infini,
- C_p la fraction volumique en aluminium des précipités, $C_p = 12 \%$,
- C_0^* la fraction volumique d'aluminium dans la matrice calculée suivant l'équation (2.10),
- D le coefficient de solubilité de l'aluminium dans l'alliage à la température considérée.

La limite de solubilité peut généralement être exprimée par une relation de la forme :

$$C_i = C^* \exp\left(\frac{-\Delta H}{RT}\right) \quad (2-14)$$

où :

- C^* est le terme pré exponentiel et ΔH la variation d'enthalpie de formation des précipités γ' .

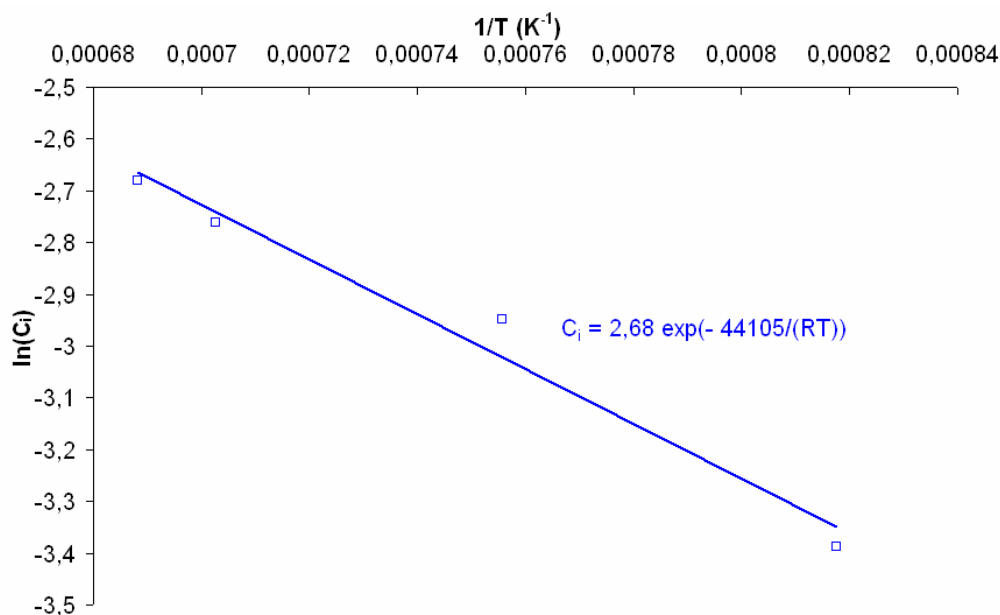
Pour l'exprimer sous cette forme, les résultats de C_i en fonction de la température sont présentés à la figure 2-17, avec les coordonnées adaptées pour mettre en évidence une loi d'Arrhénius.

soit :

$$C_i = 2,68 \exp\left(\frac{-44,1.10^3}{RT}\right) \quad (2-15)$$

où :

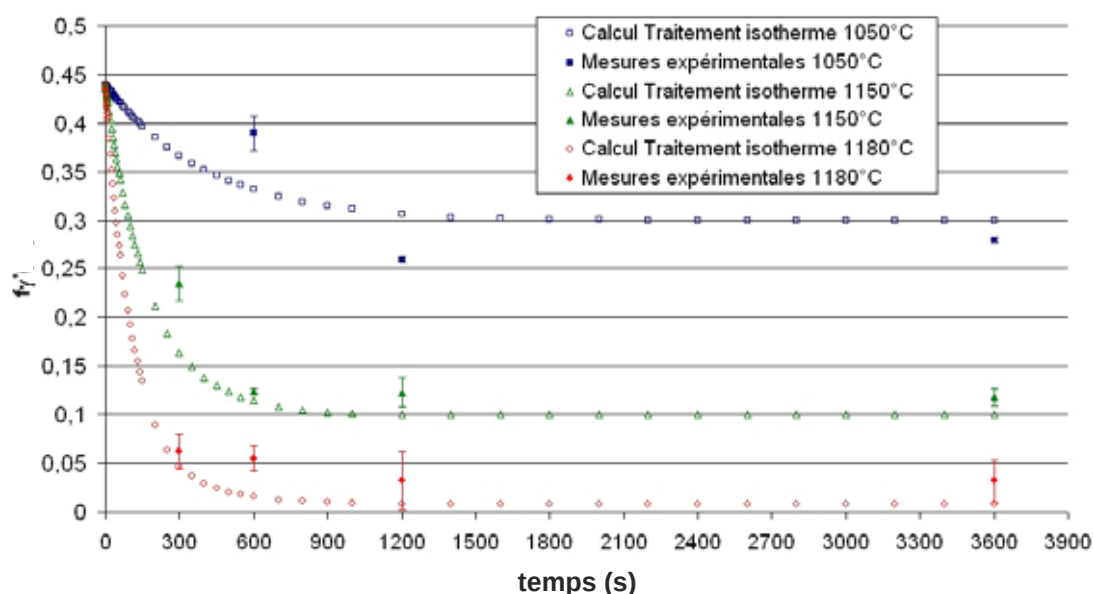
- $C^* = 2,68$,
- $\Delta H = 44105 \text{ J.mol}^{-1}$.

figure 2-17 : Relation entre C_i et T

Enfin, l'hypothèse de transformation isocinétique permet de considérer, à chaque itération, que le rayon initial r_0 et la fraction volumique initiale de précipités sont ceux issus de l'itération précédente.

c. Utilisation du modèle sous sollicitations isothermes

Le graphique présenté à la figure 2-18 montre une assez bonne corrélation entre les mesures expérimentales obtenues lors de maintiens à différentes températures pendant 5, 10, 20 et 60 minutes et les résultats obtenus par le calcul.

figure 2-18 : Comparaison expérimentale et numérique de l'évolution des fractions de précipités γ' primaires lors d'un maintien isotherme, en fonction du temps

Il n'existe pas dans la littérature de documents présentant la fraction volumique des précipités γ' à l'équilibre thermodynamique pour l'Inconel 738 en fonction de la température.

Dans sa thèse, M. Soucail [77] présente de tels résultats pour l'Astroloy qui est un alliage chimiquement proche de l'Inconel 738. Ce matériau possède en effet dans sa composition des fractions massiques d'aluminium et de titane respectivement de 4 et 3,5%, contre 3,45 et 3,45 % en moyenne pour l'Inconel 738.

Les calculs de dissolution des précipités γ' primaires effectués pour l'Inconel 738 montrent la même tendance que les résultats obtenus par M. Soucail [77]. Le solvus des précipités γ' de l'Inconel 738 est légèrement plus élevé que celui de l'Astroloy. La superposition des résultats mesurés et calculés pour l'Astroloy par M. SOUCAIL et de ceux calculés pour l'Inconel 738 sont présentés sur la figure 2-19.

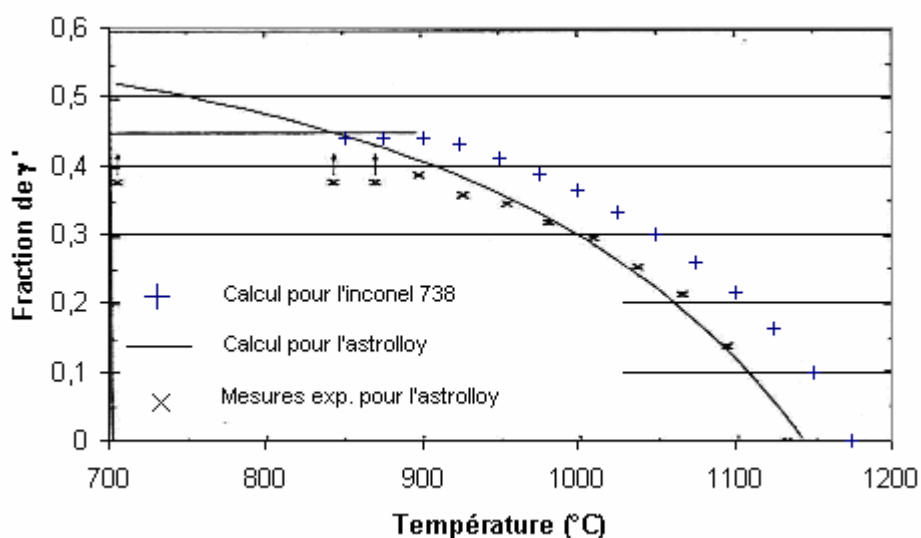


figure 2-19 : Fractions volumiques de phase durcissante de l'Astroloy et de l'Inconel 738 à l'équilibre thermodynamique

d. Utilisation du modèle sous sollicitations anisothermes

Les essais de DSC (figure 2-8 et figure 2-9) ont montré que le solvus des précipités γ' était fortement lié à la vitesse de chauffe.

Pour les précipités γ' de l'Astroloy, M. Soucail [77, 76] a montré que s'ils étaient soumis à un chauffage à 8°C/s, des précipités de 800 nm pouvaient se dissoudre à une température supérieure de 120°C à leur température de dissolution à l'équilibre. Les valeurs que nous obtenons pour la dissolution des précipités γ' dans l'Inconel 738 sont un peu moins importantes. Entre le chauffage à 0,01 et à 10°C.s⁻¹, la température de solvus passe de 1175°C à 1225°C (figure 2-20).

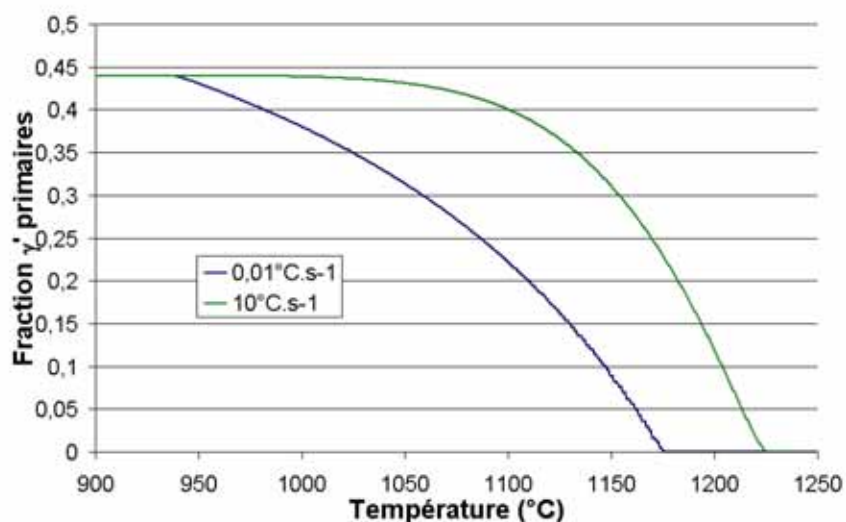


figure 2-20 : Dissolution des précipités γ' primaires en fonction de la vitesse de chauffage (précipités cubiques de côté $1\mu\text{m}$)

Les résultats obtenus montrent que la vitesse de chauffe retarde le début de la dissolution et qu'au-delà d'une certaine température, la dissolution est très rapide.

2.2.2 Etude de la précipitation de la phase durcissante de l'Inconel 738

Les traitements de précipitation ont pour but de précipiter le maximum de fraction volumique de phases durcissantes et d'optimiser leurs morphologies. L'objectif est l'obtention de précipités stables permettant un usage de longue durée en températures et contraintes élevées. L'augmentation du taux de phase γ' dans le matériau permet en outre d'augmenter ses propriétés mécaniques, en particulier sa tenue au fluage. Ces traitements interviennent à la suite du traitement thermique de mise en solution. Le fait que le traitement thermique de vieillissement soit effectué à la même température que la température d'utilisation des pièces aboutit à une microstructure qui continue à évoluer.

Après un certain temps de vieillissement, la microstructure peut être endommagée par plusieurs mécanismes. Les principaux dommages pouvant apparaître sont le grossissement et la coalescence des précipités γ' , la désintégration des carbures de type MC et la formation des M_{23}C_6 .

La précipitation de la phase γ' est gouvernée, en partie, par l'histoire thermo-mécanique du matériau et, dans le cas des superalliages évolués, par la vitesse de refroidissement. La formation de la phase γ' s'effectue en deux temps :

- la précipitation proprement dite,
- la coalescence.

De même que pour la mise en solution, les paramètres ajustables du traitement de vieillissement sont la température du traitement thermique, le temps de maintien en température et la vitesse de refroidissement.

Le but de ces traitements de vieillissement est bien entendu de maîtriser la précipitation de γ' afin de conférer au matériau les propriétés mécaniques souhaitées.

De même que pour l'étude des traitements de mise en solution, les cinétiques de précipitations seront étudiées pour les corréler aux conditions opératoires, afin de pouvoir anticiper les modifications de l'état matière au cours d'une opération de soudage.

Le vieillissement standard se fait à 845°C pendant 24 heures mais il est possible de vieillir le matériau entre 950°C et 1100°C, jusqu'aux environs du solvus des $M_{23}C_6$ [82].

Les essais de traitements thermiques réalisés ont permis de déterminer l'influence de l'état matière avant vieillissement, ainsi que l'influence de la température de vieillissement.

Le Tableau 2-5 présente les traitements effectués.

Traitement de mise en solution	Traitement de précipitation
1120°C AT	845°C
1200°C AT	845°C
1120°C AT	1065°C
1200°C AT	1065°C

Tableau 2-5 : Liste des traitements thermiques utilisés pour l'étude de l'influence des traitements de précipitation sur l'Inconel 738

2.2.2.1 Précipitation des γ'

La précipitation des γ' a lieu par germination homogène puis croissance et coalescence. Au cours de la coalescence, la fraction volumique de précipités γ' reste constante.

Au cours du vieillissement, les précipités γ' primaires ne grossissent pas, tandis que les précipités γ' secondaires croissent. La vitesse de croissance des précipités γ' secondaires est liée à la température du traitement thermique de vieillissement. La taille maximale des précipités γ' secondaires est d'environ 140 à 160 nm. Le vieillissement ultérieur aboutit à leur coalescence.

Les micrographies présentées aux figures 2-21 a, b, c et d montrent les différentes microstructures obtenues suivant les traitements thermiques subis. La température de mise en solution a une influence de premier ordre sur la précipitation lors du traitement de vieillissement. En effet, sur les figures 2-21 a et b, on constate que le même traitement de précipitation aboutit à deux

microstructures complètement différentes : le vieillissement suite à la mise en solution à 1120°C donne une microstructure biphasée avec des précipités γ' secondaires répartis entre les précipités γ' primaires résiduels ; au contraire, suite à une mise en solution à 1200°C, la plupart des précipités γ' primaires ont été dissous et, suite au vieillissement, il y a une répartition homogène de précipités γ' secondaires sur la totalité de l'échantillon.

En dehors du grossissement des précipités auquel on pouvait s'attendre, il y a aussi un important changement de morphologie. Les précipités cubiques prennent petit à petit un aspect sphérique. Cette variation a lieu plus rapidement à haute température.

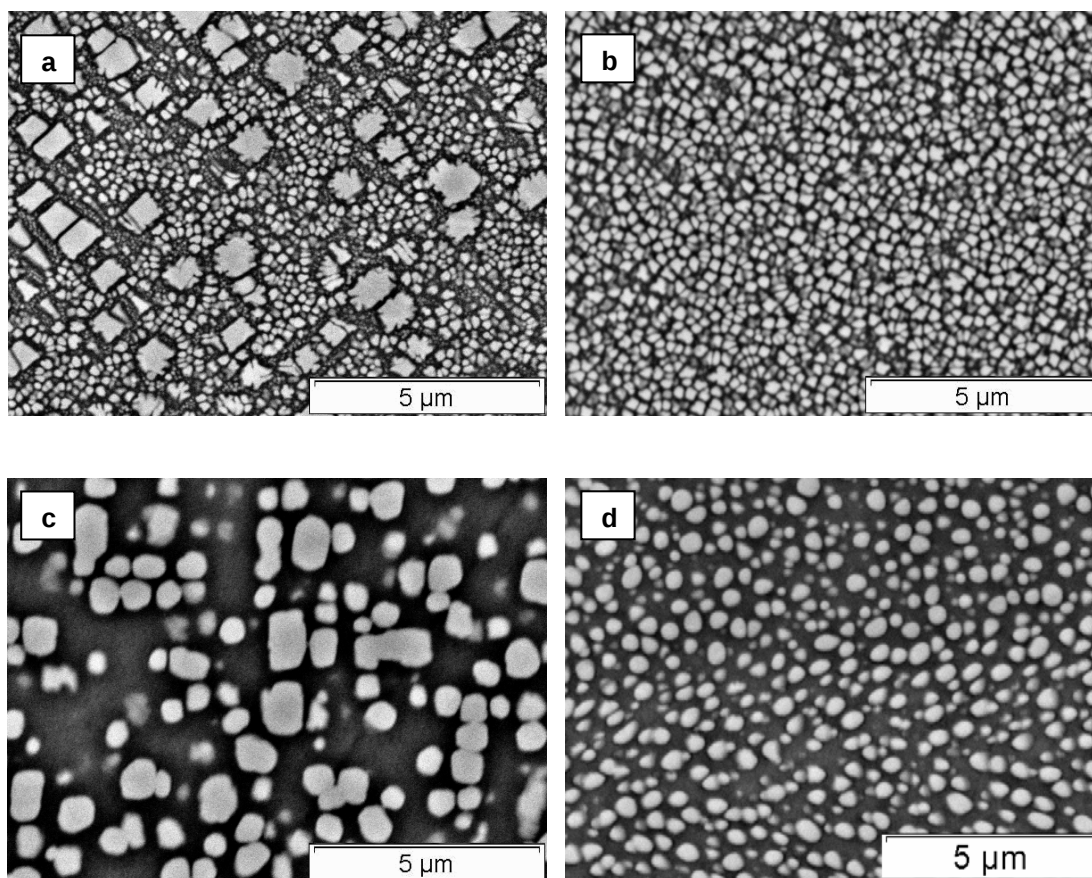


figure 2-21 : Micrographies observées suite à différents traitements thermiques : a - 1120°C AT / 845°C, b - 1200°C AT / 845°C, c - 1120°C AT / 1065°C, d - 1200°C AT / 1065°C

Dans la littérature, plusieurs auteurs se sont intéressés aux mécanismes de croissance des précipités au cours du traitement de vieillissement. Moshtaghin et al. [45] ont ainsi pu démontrer que la croissance des précipités γ' secondaires de l'Inconel 738 était dirigée par la tendance à la minimisation des énergies. Ainsi, les plus gros précipités absorbent les plus petits, ce qui aboutit à un manque de précipités γ' secondaires au voisinage des γ' primaires. La microstructure obtenue après un long maintien isotherme à 845°C donne la répartition de précipités présentée sur les figures 2-22 a et b. Il apparaît ainsi que suite à un maintien de 3000 heures à 845°C, la quasi-totalité des précipités γ' secondaires a été absorbé par les précipités γ' primaires.

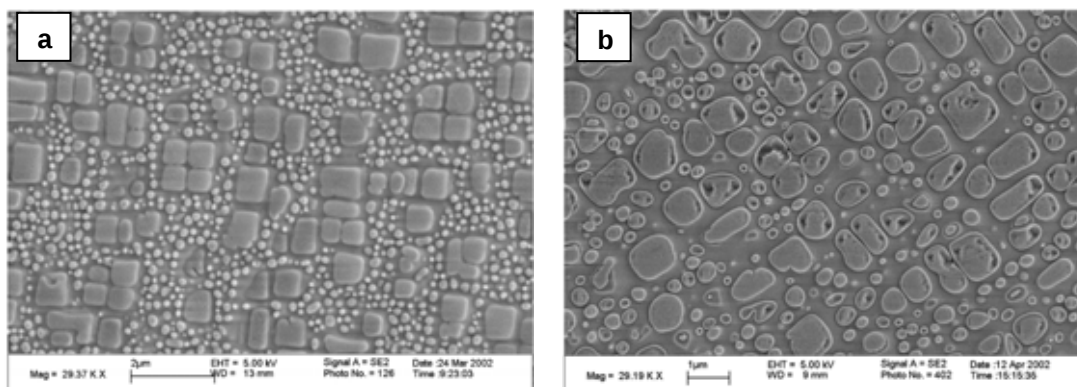


figure 2-22 : Micrographies obtenues suite à des vieillissements longs : a - 500h, b - 3000h [45]

2.2.2.2 Précipitation des carbures

Les carbures MC sont alignés sur les joints de grains [82]. Bien que leur solvus soit situé à des températures largement supérieures à 1200°C, les particules de type MC peuvent dégénérer au cours du vieillissement. Cette dégénérescence suit la réaction :



Les carbures de type $M_{23}C_6$ présentent un solvus compris entre 1000 et 1050°C. Ces particules sont donc dissoutes au cours du traitement de mise en solution. Elles reprécipitent durant les traitements de vieillissement à basse température. Lors de leur dégénérescence, les carbures MC apportent un supplément de carbone à la matrice, induisant la précipitation de carbures $M_{23}C_6$. A de plus hautes températures, les carbures $M_{23}C_6$ présentent un aspect globulaire.

2.2.2.3 Modélisation de la précipitation

Pour estimer l'influence du maintien en température tout au long de la durée de vie des pièces, de nombreux auteurs [46] ont présenté des modèles numériques permettant de suivre l'évolution des précipités γ' au cours du vieillissement du matériau.

Nous avons vu qu'il était impossible d'éviter la précipitation des γ' au cours du refroidissement suivant la mise en solution. Il n'existe pas dans la littérature de modèle permettant d'évaluer les cinétiques de germination pour les superalliages base nickel.

Grong et al. [31] proposent le diagramme de la figure 2-23 pour le calcul de la cinétique de germination dans le cas d'un alliage Mg-Si. Sur ce graphique, on peut voir que dès lors qu'il y a sursaturation de la matrice en éléments durcissants, la germination peut être très rapide avec la germination de 10^{19} précipités par seconde.

Pour effectuer ce calcul, ils utilisent la relation :

$$\dot{N} = N_0 \exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2-17)$$

où :

- $\dot{N}$ est la vitesse de germination,
- N_0 est un terme pré-exponentiel lié au niveau de saturation de la matrice en éléments durcissants,
- ΔG est la variation d'enthalpie liée à la précipitation,
- Q est l'énergie d'activation de la diffusion,
- R est la constante des gaz parfaits et
- T la température de vieillissement.

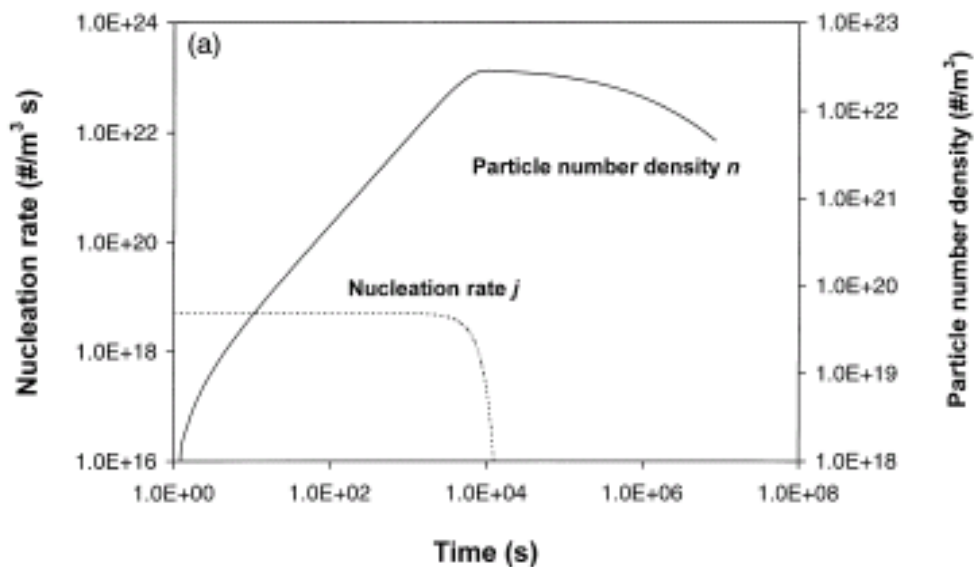


figure 2-23 : Evolutions de la vitesse de germination et du nombre de particules en fonction du temps pour un alliage MgSi[31]

Ce modèle est très difficile à mettre en œuvre du fait de l'impossibilité de quantifier la sursaturation de la matrice en éléments durcissants. Il sera considéré par la suite que la germination est instantanée au cours du refroidissement et que la fraction de précipités γ' secondaires formés est uniquement fonction de la quantité de précipités γ' primaires dissous.

Cette hypothèse est justifiée par les évolutions de précipités γ' primaires et secondaires de l'Inconel 738 présentées par Moshtaghin et al. [45]. En effet, sur le graphique de la figure 2-24, les fractions de précipités γ' secondaires et primaires suivent des évolutions inverses et la somme des fractions volumiques de ces deux types de précipités est toujours égale à environ 47%.

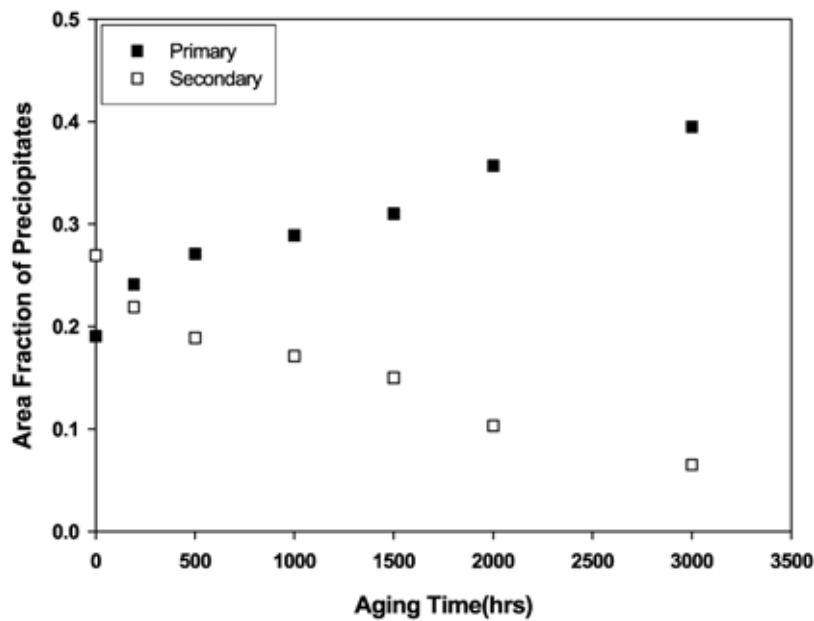


figure 2-24 : Evolutions des fractions de γ' primaires et secondaires en fonction de la durée de vieillissement [45]

La maturation des précipités de l'Inconel 738 a quant à elle été décrite par de nombreux auteurs [45, 64, 66, 67, 82]. Le modèle MLSW (Modified Lifshitz and Slyozov and Wagner) adopté par ces auteurs décrit la croissance des précipités γ' primaires et des précipités γ' secondaires par une relation donnant le diamètre d des précipités en fonction du temps de vieillissement :

$$d^3 - d_0^3 = K \times t \quad (2-18)$$

où :

– t est le temps de vieillissement,

$$K = \frac{8\sigma V_m DC_i}{9RT} = 5,4 \cdot 10^{-28} m^3 \cdot s^{-1}, \quad (2-19)$$

avec :

- σ l'énergie interfaciale,
- D le coefficient de diffusion de l'aluminium dans la matrice,
- V_m le volume molaire des précipités,
- C_i la limite de solubilité de l'aluminium dans la matrice,
- R la constante des gaz parfaits,
- T la température de vieillissement.

Ce modèle conduit à une croissance des précipités γ' secondaires illustrée par le graphique de la figure 2-25.

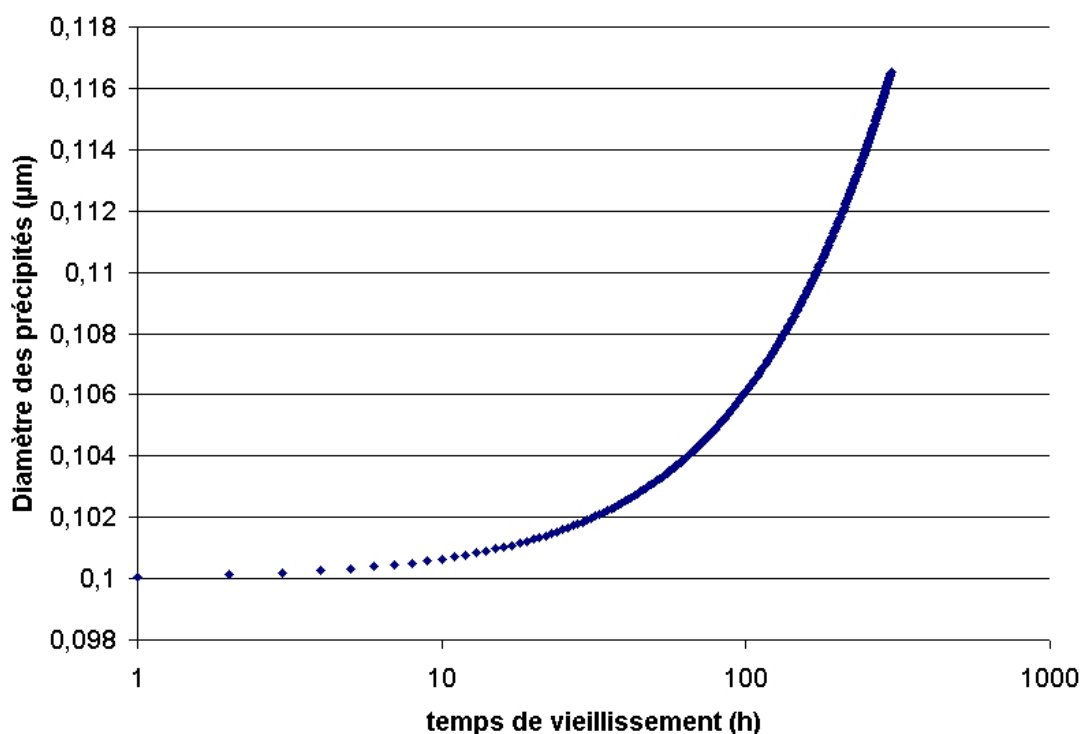


figure 2-25 : Evolution du diamètre des précipités γ' secondaires au cours du vieillissement à 845°C

2.2.3 Ductilité associée aux différents états matière

En terme de soudabilité, en dehors de l'importance de la connaissance de la microstructure et de sa possible influence sur l'apparition de films liquides aux joints de grains, les fractions de phases ont également une importance de premier ordre sur la ductilité du matériau et sur son aptitude à tolérer des niveaux de contraintes importants.

Même dans le cas d'une trempe rapide, il est impossible d'éviter la précipitation de γ' secondaires au cours du refroidissement suivant la mise en solution, du fait de l'importante sursaturation de la matrice en solutés, associée à la cinétique rapide de précipitation qui en découle. Ainsi, au lieu d'adoucir la matrice et de rendre le matériau plus ductile, la mise en solution a plutôt tendance à durcir le matériau du fait de la formation d'une fraction volumique importante de précipités γ' secondaires.

Le graphique présenté à la figure 2-26 montre les évolutions des fractions de précipités γ' primaires et secondaires corrélées à la microdureté du matériau. Ces mesures sont obtenues suite à des mises en solution à différentes températures, suivies de trempes à l'eau. Sur ce graphique, il semble que la dureté est directement liée à la fraction de précipités γ' secondaires.

En effet, plus la température de mise en solution est importante, plus il y a de précipités γ' secondaires et plus la dureté est importante.

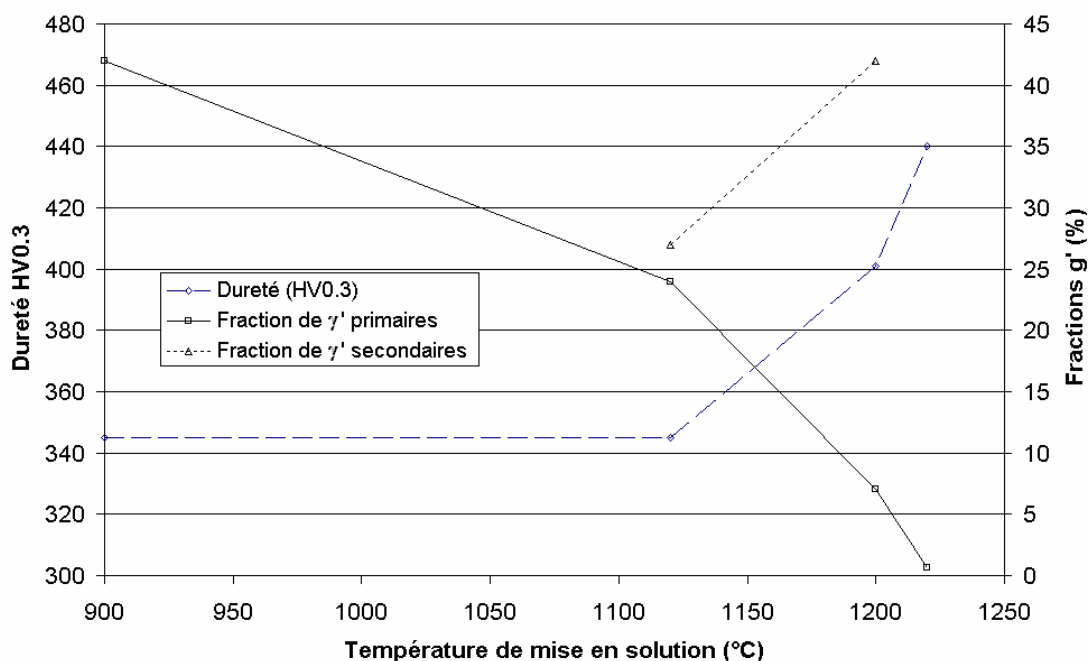


figure 2-26 : Corrélation entre la dureté et les évolutions des fractions de précipités γ' primaires et secondaires

Le vieillissement, en induisant des modifications de la microstructure, entraîne une variation de la dureté. Les observations métallographiques (figure 2-21) ont montré que l'aspect de la microstructure suite au traitement de vieillissement était lié à la température du traitement de mise en solution. En effet, il a été constaté qu'une mise en solution à 1120°C pendant 2 heures, suivi d'un traitement de vieillissement à 845°C donnait une répartition bimodale de précipités, tandis que le même traitement de vieillissement effectué après une mise en solution à 1200°C donnait une répartition unimodale de précipités γ' secondaires.

Les mesures de microdureté effectuées après le traitement de vieillissement montrent que la dureté n'est pas fonction de ces répartition unimodales ou bimodales. En effet, le graphique de la figure 2-27 montre que quel que soit l'état matière suite à une mise en solution, la dureté résultante après vieillissement est uniquement dépendante de la température du traitement de vieillissement.

Ainsi, le vieillissement à 845°C pendant 24 h conduit à une dureté comprise entre 370 et 400 HV_{0.3}, alors que le traitement à 1065°C pendant 24h adoucit la matrice du fait de l'absorption des précipités γ' secondaires par les précipités γ' primaires et conduit à une dureté comprise entre 320 et 340 HV_{0.3}.

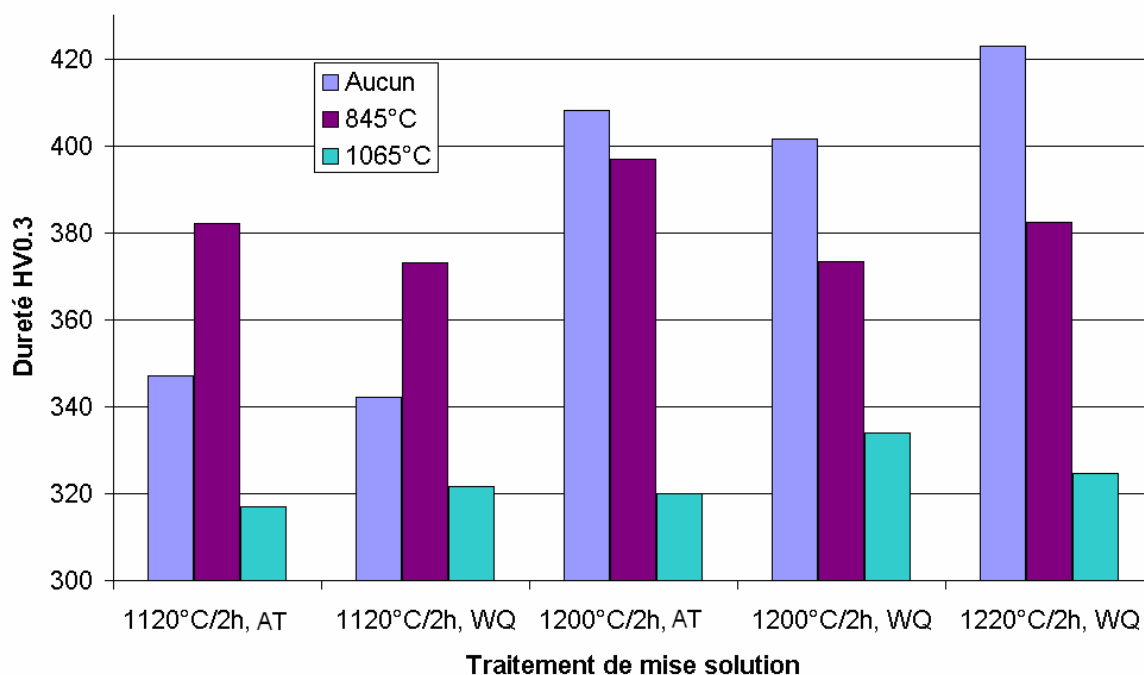


figure 2-27 : Dureté suite à différents traitements thermiques

Des mesures de dureté effectuées par Thakur [82] suite à différents traitements de précipitation montrent que la dureté du matériau est liée à la température du traitement de précipitation (figure 2-28). Au fur et à mesure que la température de vieillissement augmente, la dureté augmente jusqu'à atteindre un maximum à 827°C (1100K). A plus haute température, la dureté diminue puis augmente à nouveau jusqu'à atteindre un pic à 1194°C (1467K). Ce second pic peut être attribué à la dissolution des précipités γ' dégénérés qui conduit à l'insertion dans la matrice des éléments durcissants, ainsi qu'à une reprécipitation fine de précipités γ' secondaires.

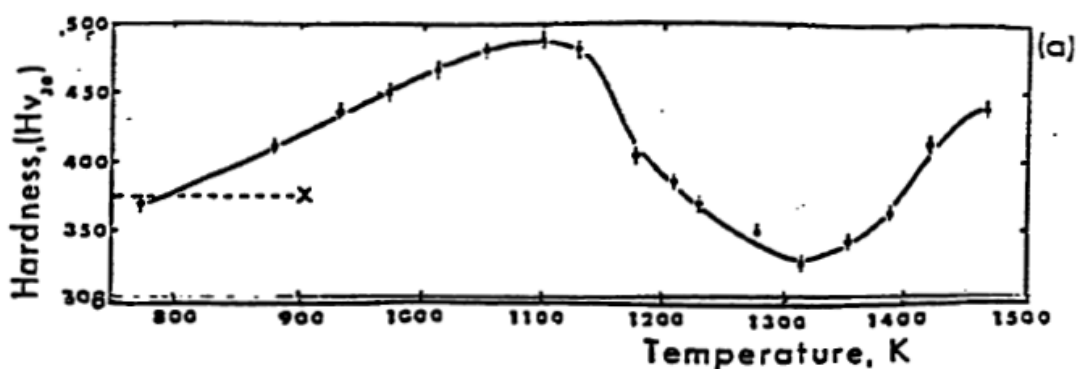


figure 2-28 : Evolution de la dureté en fonction du traitement de vieillissement [82]

Les micrographies effectuées après le traitement de précipitation à 1065°C ont révélé une microstructure unimodale de précipités γ' primaires. Ce traitement à 1065°C entraîne la coalescence des précipités γ' secondaires. De ce fait, lors du refroidissement qui suit, il n'y a plus d'éléments durcissants dans la matrice et le matériau conserve une répartition unimodale de

précipités. Ce traitement empêche la précipitation fine de γ' secondaires. La chute de dureté observée autour de 1065°C est liée à cette absence de précipités γ' secondaires.

L'analyse de la métallurgie de l'Inconel 738 a montré que différentes configurations peuvent être obtenues par le biais de traitements thermiques.

L'augmentation de la température de mise en solution, loin d'adoucir la matrice et de tendre vers un alliage plus ductile, provoque l'augmentation de la fraction de précipités γ' secondaires et augmente par conséquent la dureté du matériau.

L'effet des traitements de vieillissement est quant à lui plus délicat à déterminer. En effet, suivant la température de mise en solution, le traitement thermique de vieillissement peut avoir deux effets très différents. Effectué suite à une mise en solution à « haute température » (supérieure à 1200°C), le vieillissement à 845°C entraîne un grossissement des précipités γ' secondaires et conduit ainsi à un adoucissement relatif de l'alliage, et vraisemblablement à une plus grande ductilité. Au contraire, effectué suite à une mise en solution à plus basse température, ce même vieillissement provoque une fine précipitation de γ' secondaires entre les précipités γ' primaires résiduels et aboutit alors à un durcissement de la matrice. Le traitement de vieillissement à 1065°C entraîne systématiquement un adoucissement de la matrice. En effet, ce traitement provoque la coalescence des précipités γ' secondaires, quelle que soit la température de mise en solution qui l'a précédé.

On devine par conséquent l'importance du choix du traitement thermique adéquat, pour améliorer la soudabilité de l'Inconel 738. Il faudra en effet choisir entre un traitement thermique pré-soudage permettant d'obtenir une matrice ductile, mais susceptible de présenter des précipités pouvant rester non dissous à très haute température (figure 2.22 b), ou un traitement entraînant un durcissement de la matrice, mais présentant une microstructure homogène, avec une répartition unimodale de petits précipités γ' secondaires.

2.3 Mécanismes de recristallisation

Les différents traitements thermiques présentés ci-dessus n'ont pas d'influence sur la taille des grains de l'Inconel 738. Cependant, il est bien connu que la taille des grains est déterminante vis-à-vis de la sensibilité à la fissuration des métaux lors du soudage. L'Inconel 738 présente généralement des gros grains. Plus les grains sont gros, moins il y a de joints de grains pour porter les carbures. Pourtant, quelle que soit la taille des grains, le même volume de carbures se forme. Ainsi, s'il y a peu de joints de grains, les carbures risquent de précipiter sous forme de films continus particulièrement néfastes du point de vue de la fissuration. La diminution de la taille des grains devrait par conséquent permettre de diminuer la tendance à la fissuration de l'Inconel 738. Certaines études [44, 71] font par ailleurs état de la possibilité d'utiliser la recristallisation pour limiter la tendance à la fissuration de l'Inconel 738.

2.3.1 Effet du traitement de recristallisation sur la taille des grains

La recristallisation est généralement possible suite à des traitements thermo-mécaniques. Lorsque les grains subissent une déformation et un écrouissage, des dislocations se forment à l'intérieur des grains. Un recuit ultérieur à une température suffisante peut provoquer la formation de nouveaux joints de grains au niveau des parois de dislocations.

Pour évaluer la possibilité de recristalliser l'Inconel 738, des écrouissages de 5, 10, 15, 20 et 26% ont été pratiqués sur des échantillons. Ces écrouissages ont été suivis de recuits à la température de 1120°C. Les micrographies résultant de ces essais de recristallisation sont présentées sur la figure 2-29.

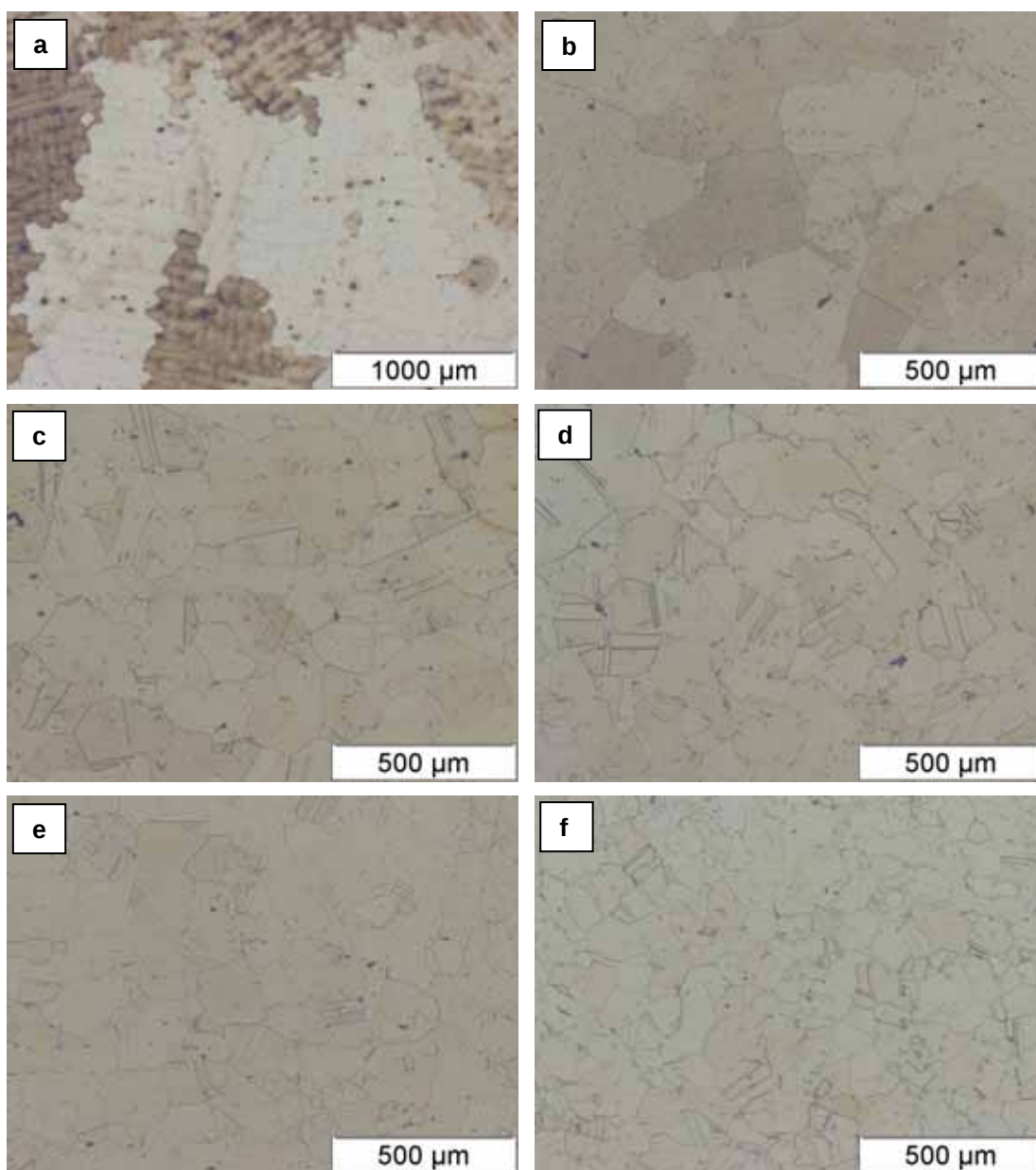


figure 2-29 : Influence du taux d'écrouissage sur la taille des grains : a – sans écrouissage, b – 5%, c – 10%, d – 15%, e – 20%, f – 30%

Afin de quantifier l'efficacité du traitement de recristallisation, un comptage des grains a été effectué à l'aide du logiciel d'analyse d'images Analysis Five. La figure 2-30 montre que la taille des grains suit une évolution quasi linéaire en fonction du taux d'écouissage.

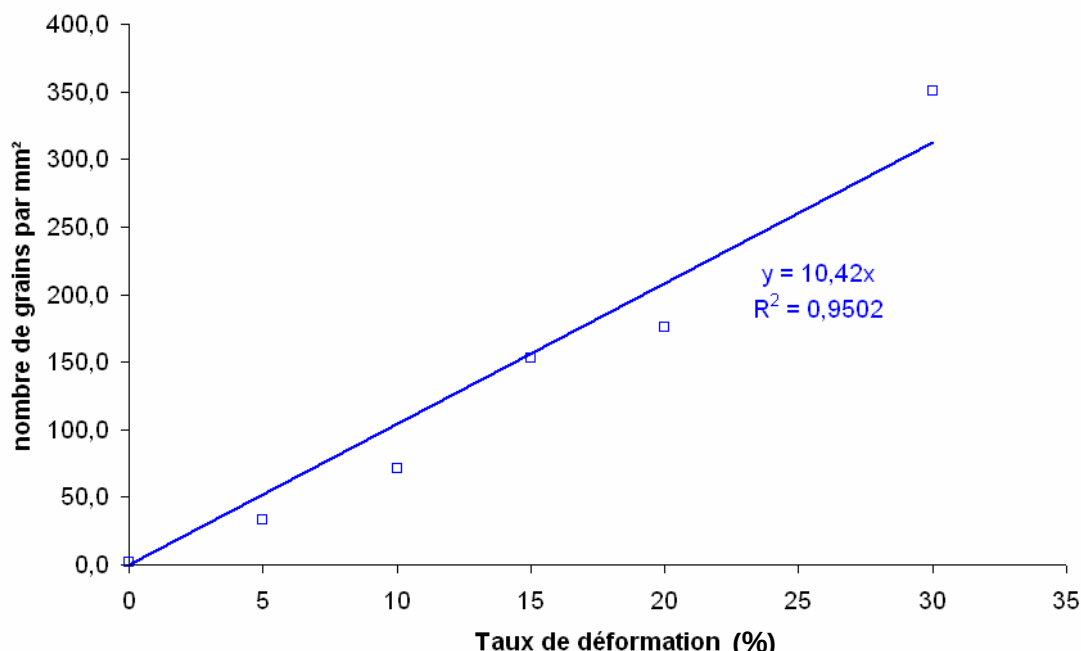


figure 2-30 : Nombre de grains / mm² en fonction du taux d'écrouissage

En atteignant une dimension de grain de l'ordre de 50 micromètres, ce qui correspond à un taux de déformation de l'ordre de 30%, l'Inconel 738 s'approche des alliages forgés qui présentent une bien meilleure soudabilité.

Un effet de la recristallisation qui pourrait également être bénéfique du point de vue de la soudabilité est sa tendance à casser les carbures qui ne peuvent plus alors être présents sous forme de films continus préjudiciables à la tenue mécanique de l'alliage (figure 2-31-a). La plupart des joints de grains formés après recristallisation ne présentent plus de carbures, mais sont exclusivement formés de précipités γ' intergranulaires (figure 2-31-b).

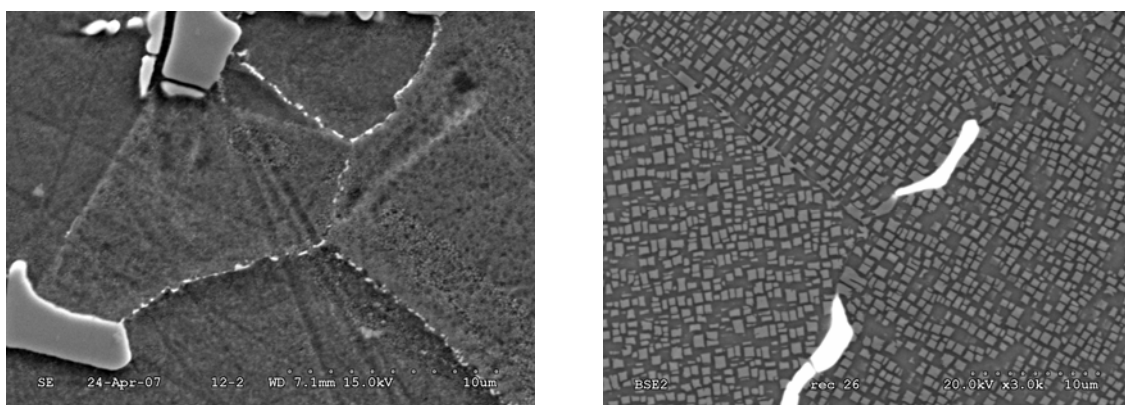


figure 2-31 : Morphologie des joints de grains après recristallisation : a - Joint de grain avec un carbure

brisé durant la recristallisation, b - Point triple avec un joint de grain bordé de précipités γ' intergranulaires

L'amélioration de la soudabilité serait dans ce cas due à une meilleure homogénéité chimique avec très peu de ségrégations mineures.

2.3.2 Homogénéité chimique en fonction de la taille de grains

Pour évaluer l'homogénéité chimique entre les espaces interdendritiques et le milieu des grains, des cartographies par dispersion d'énergie X ont été effectuées sur des échantillons ayant subis différents taux de recristallisation. Les cartographies du titane sont présentées à la figure 2-32.

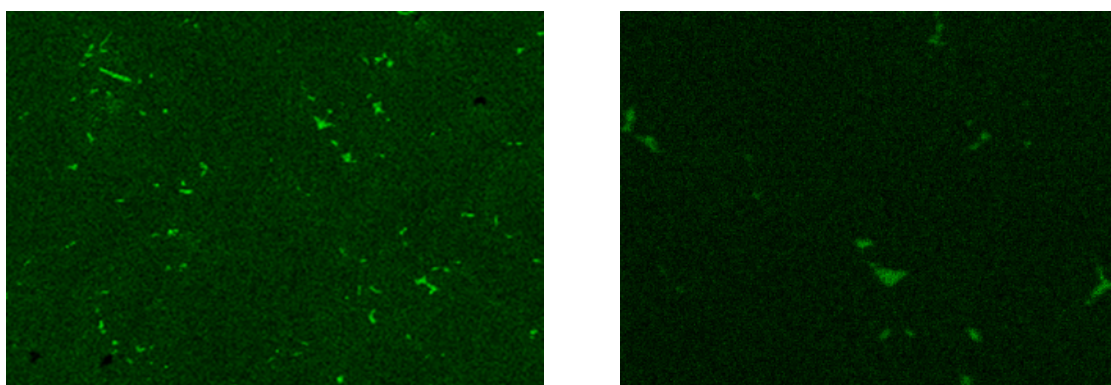


figure 2-32 : Cartographie sur la raie $K\alpha$ du titane pour : a – 10% d'écrouissage, b – 20% d'écrouissage

Suite à une recristallisation avec un taux d'écrouissage de 10%, il y a déjà nettement moins de ségrégations que dans le matériau à l'état mis en solution (figure 2-7). En effet, les ségrégations du titane au niveau des joints de grains sont moins apparentes suite à la recristallisation à 10%. Après une recristallisation avec un taux d'écrouissage de 20%, on ne distingue plus du tout de ségrégation du titane au niveau des joints de grains. Seules persistent les ségrégations dans les carbures ou borures.

2.3.3 Ductilité fonction de la taille des grains

On constate que la dureté augmente lorsque la taille de grain diminue (figure 2-33). Ainsi, on peut considérer que la limite élastique du matériau augmente également lorsque la taille de grain diminue. En effet, Thakur et al. [82] ont montré que pour l'Inconel 738, la limite d'élasticité était liée à la dureté du matériau par la relation $\sigma_y = 2 \times Hv$.

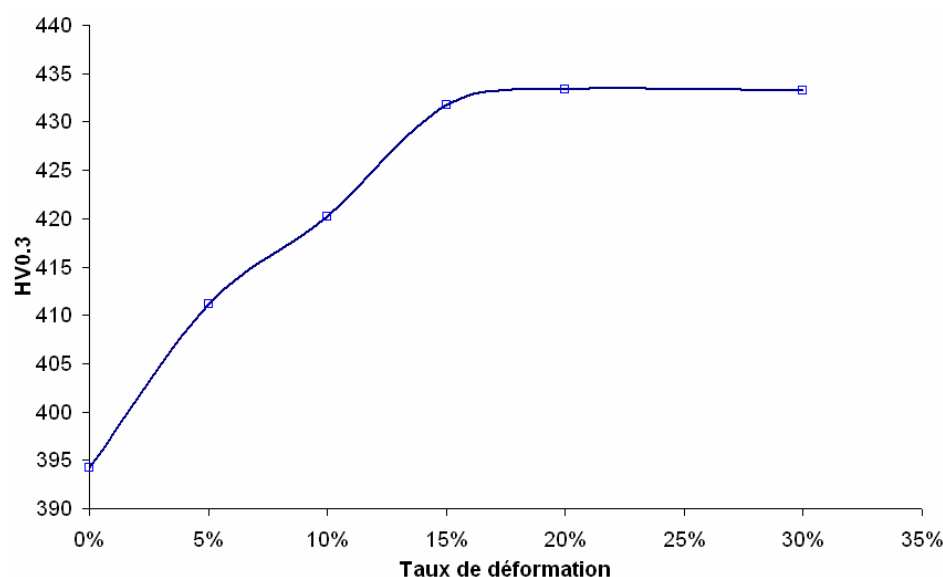


figure 2-33 : Evolution de la dureté en fonction du taux de déformation de l'Inconel 738

Dans le cas de la recristallisation, le durcissement est dû aux effets conjoints de la diminution de la taille des grains et de l'augmentation du nombre de carbures qui bordent les joints de grains.

L'effet de la recristallisation vis-à-vis de la soudabilité et de la sensibilité à la fissuration est difficile à prévoir.

En effet, le domaine d'élasticité est plus étendu et les joints de grains sont moins sollicités (Loi de Hall Petch) et moins fragiles, ce qui devrait permettre au matériau de mieux supporter les contraintes résiduelles de traction limitant la fissuration ou l'amorçage de fissuration durant le soudage et le traitement postsoudage. De plus, la recristallisation permet de diminuer les micro-ségrégations et entre autres celle du titane, conférant au matériau une plus grande homogénéité et allant dans le sens de la réduction de la sensibilité à la fusion de phases à bas point de fusion.

Malgré tout, l'augmentation de dureté n'est pas nécessairement synonyme d'une augmentation de résistance à la fissuration, dans la mesure, où cette augmentation de la limite d'élasticité peut s'accompagner d'une augmentation de la fragilité du matériau.

2.4 Evaluation de l'aptitude à la relaxation des contraintes

Le traitement thermique de stabilisation (ou de relaxation des contraintes) s'effectue après soudage. Durant le soudage, du fait des forts gradients thermiques et de la dilatation différentielle qui en résulte, de fortes contraintes résiduelles sont introduites dans le matériau, et altèrent ses propriétés. Ce traitement a donc pour but de supprimer les contraintes résiduelles afin de stabiliser l'alliage soudé. Il s'effectue généralement de la manière suivante :

- montée en température très lente,
- maintien en température,

- refroidissement.

En effet, quand un composant est soumis à de hautes températures, il peut en résulter une importante diminution par relaxation de ses contraintes résiduelles. La relaxation thermique se produit par déplacement des dislocations, ainsi que par voie diffusionnelle et tend à conduire le réseau cristallin vers un état d'équilibre correspondant à un plus faible niveau d'énergie dans les mailles [38]. Ce processus de relaxation thermique peut être assimilé à des déformations plastiques et / ou de fluage à l'échelle de la maille, transformant les déformations élastiques en déformations plastiques irréversibles.

Pour les superalliages base nickel de nombreuses études [38, 13, 72] ont permis de connaître l'influence d'un maintien en température sur la relaxation des contraintes, en particulier dans l'optique de maîtriser la relaxation des contraintes de compression liées au grenaillage au cours de la vie d'un composant. Il a ainsi été démontré que la relaxation était fortement liée à la température, mais aussi que la diminution des contraintes résiduelles était très marquée au cours de la première heure, voire des premières minutes, de maintien en température, puis tendait rapidement vers une valeur asymptotique de contrainte résiduelle. Pour l'Inconel 718, la moitié des contraintes résiduelles de surface sont ainsi relaxées au bout d'une dizaine de minutes de maintien à 670°C. La figure 2-34 illustre bien l'incidence de la température et du temps de maintien sur la relaxation des contraintes de l'udimet 720.

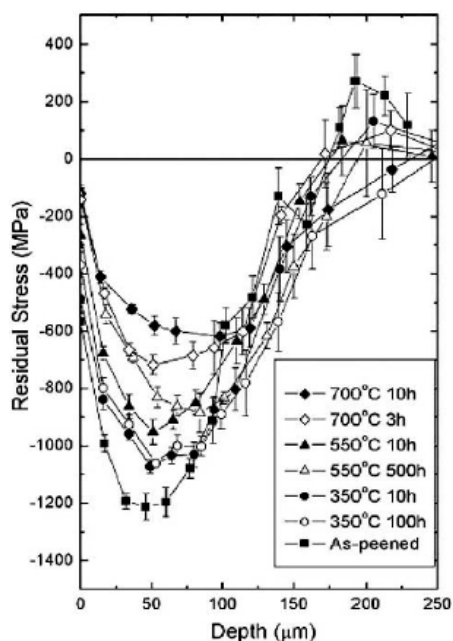


figure 2-34 : Relaxation des contraintes de compression pour l'udimet 720 [38]

Sur ce graphique, il apparaît que la température du traitement de stabilisation a beaucoup plus d'influence que la durée du traitement. Ainsi, un maintien de 10 heures à 750°C a beaucoup plus

d'influence sur les contraintes de compression qu'un maintien à 350°C pendant une durée de 100 heures.

2.4.1.1 Relaxation des contraintes de l'Inconel 738

Des essais de relaxation effectués sur des éprouvettes d'Inconel 738, avec une déformation imposée de 1,5% montrent que le maintien à 650°C ne permet pas de relâcher les contraintes. En revanche, lors d'un traitement à 800 ou à 900°C, la relaxation des contraintes est très efficace et permet d'atteindre assez rapidement un niveau de contraintes asymptotique. Ainsi, lors d'un traitement à 800°C, le passage de 900MPa à 300MPa nécessite un maintien d'environ 100000 secondes (30 heures) et à 900°C, un niveau résiduel de contraintes de l'ordre de 150MPa est atteint après une dizaine d'heures de maintien en température.

Les courbes de relaxation issues de ces essais sont présentées à la figure 2-35.

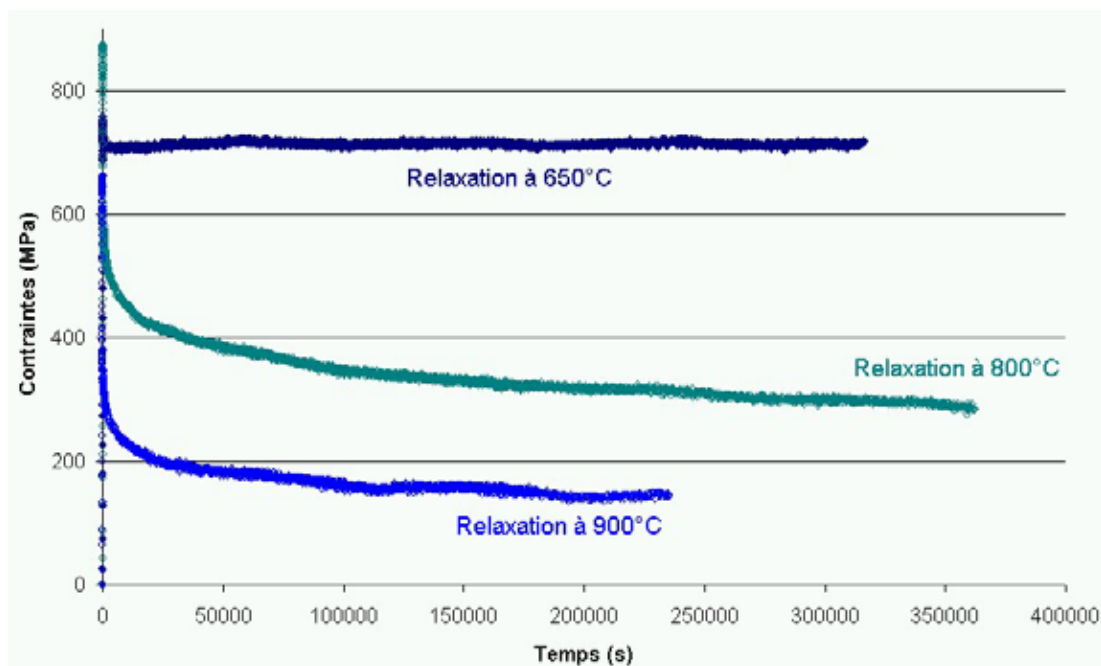


figure 2-35 : Résultats des essais de relaxation en fonction de la température et du temps de maintien pour l'Inconel 738

Le traitement thermique de relaxation est destiné à supprimer les contraintes résiduelles accumulées lors du soudage ou plus généralement lors du process de fabrication des pièces. Toutefois, dans le cas des superalliages, ce traitement est extrêmement important car il s'agit d'un véritable traitement thermique ayant pour conséquence une modification de l'état matière et un possible durcissement de la matrice, pouvant s'opposer à la relaxation des contraintes.

Une attention particulière devra donc être portée à la microstructure du matériau après relaxation et si besoin, il faudra faire subir aux pièces, à la suite de ce traitement un nouveau traitement de vieillissement, afin d'atteindre la fraction voulue de phases durcissantes.

2.4.1.2 Comportement élasto plastique

Dans la littérature, la sensibilité de l'Inconel 738 à la fissuration est souvent attribuée à une chute de sa ductilité au-delà de 1050°C (figure 2-36).

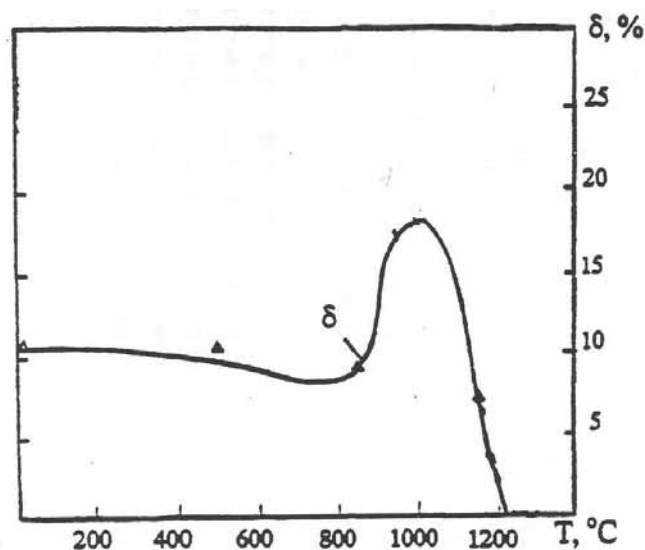


figure 2-36 : Courbe de ductilité de l'Inconel 738 [24]

Des essais de traction ont été effectués pour confirmer cette chute de ductilité au-delà de 1050°C. Les résultats de ces essais sont présentés à la figure 2-37.

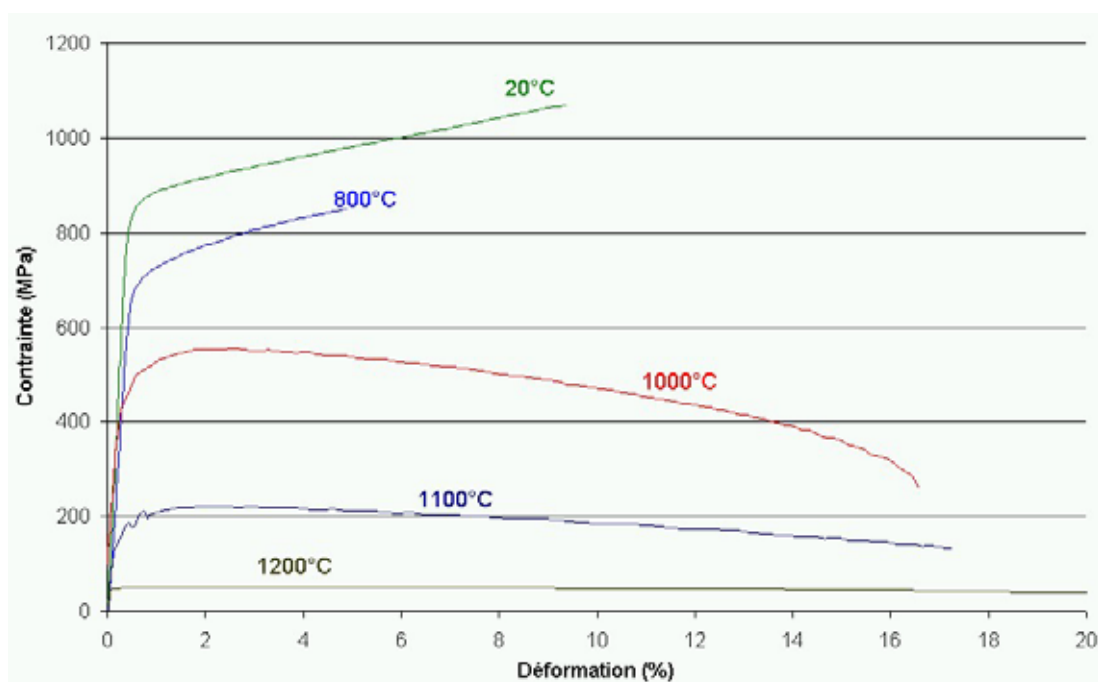


figure 2-37 : Courbes de traction conventionnelles de l'inconel 738 entre 20°C et 1200°C

Les essais de traction à 20 et 800°C font apparaître une rupture semi fragile, avec un effet de durcissement pour l'essai à 800°C qui présente un allongement à rupture plus faible que lors de l'essai à 20°C. Cette observation est en accord avec les résultats de la figure 2-36 qui montrent une diminution de la ductilité entre 20 et 800°C.

A partir de 1000°C, les essais montrent un allongement à rupture très important, qui dépasse 15%. Cet allongement très important est accompagné d'un mécanisme d'endommagement. La striction apparaît très tôt, à partir de 2% de déformations et la rupture intervient alors par l'apparition de nombreuses fissures : ce n'est plus une seule fissure qui se propage au niveau de la striction mais un réseau de microfissures. Ce mécanisme n'apparaît pas sur les éprouvettes testées à 1200°C qui sont alors extrêmement ductiles et présentent un comportement plus visqueux que plastique, même pour de grandes vitesses de sollicitation (10^{-3} s^{-1}).

2.5 Discussion : conditions des essais de soudage

La conclusion de l'introduction bibliographique du chapitre 1 évoquait le fait que la soudabilité de l'Inconel 738 était sensible à la métallurgie ainsi qu'à l'évolution des caractéristiques mécaniques du matériau au cours du soudage.

Dans ce chapitre, nous avons mis en évidence les liens entre les conditions de traitements thermiques et les caractéristiques métallurgiques et mécaniques qui en découlent. Ainsi, les traitements de mise en solution agissent sur la fraction de précipités γ' primaires, tandis que les traitements de vieillissement influent surtout sur la fraction de précipités γ' secondaires, ainsi que sur la morphologie de cette phase. A l'exception du traitement thermique à 1065°C / 16h, tous les traitements thermiques aboutissent à une fraction globale de précipités similaire (environ 49%).

Cependant, nous avons vu que les propriétés mécaniques du matériau pouvaient être liées aux fractions de γ' primaires et secondaires. Ainsi, s'il y a peu de précipités γ' primaires, le matériau présente de nombreux γ' secondaires et une importante dureté. A l'inverse, s'il y a beaucoup de γ' primaires, le matériau présente peu de γ' secondaires et une faible dureté.

Il est par conséquent normal que plus le traitement de mise en solution est effectué à haute température, plus le matériau a une dureté élevée. Le traitement de vieillissement à 845°C pendant 24 heures provoque une précipitation fine de γ' secondaires, entre les γ' primaires si la mise en solution préalable ne les a pas tous dissous, ou à la place des γ' primaires si ils ont tous été dissous au préalable. Quoiqu'il en soit, ce traitement conduit à une dureté moyenne de 380 HV. Le traitement de vieillissement à 1065°C provoque la coalescence des γ' secondaires qui sont absorbés par les précipités γ' primaires. Le matériau présente alors une plus faible dureté, de l'ordre de 320 HV.

Il est également possible de jouer sur la taille des grains en effectuant un traitement thermomécanique de recristallisation. Avec des taux d'écroutissage de 10 à 26 %, nous avons montré qu'il était possible de diminuer la taille des grains et de passer d'une microstructure grossière avec moins d'un grain par mm² à une microstructure présentant jusqu'à 350 grains par mm². Toutes ces modifications microstructurales influent également sur l'homogénéité chimique du matériau.

Dans la littérature, l'Inconel 738 est classé parmi les matériaux très difficilement soudables. De nombreux mécanismes de fissuration lui sont en effet associés, tels que la fissuration par liquation ou la fissuration par « strain age cracking » au réchauffage.

La fissuration par liquation est souvent reliée à la présence de ségrégation, à l'existence de précipités dans une matrice, ou aux vitesses de chauffage et de refroidissement. Pour mesurer la sensibilité de ce matériau à ces paramètres, nous allons par conséquent effectuer des essais de soudage avec différents états matières et différents paramètres opératoires.

La fissuration par durcissement structural est quant à elle liée à la ductilité de la matrice, ainsi qu'aux niveaux de contraintes résiduelles présents en fin de soudage. Pour évaluer la sensibilité à la fissuration au réchauffage de ce matériau, il sera donc nécessaire d'effectuer des essais de soudage à partir de différents états matières, reliés à différents niveaux de dureté. Dans la mesure où ces fissures sont liées à l'état de contraintes résiduelles, nous essaierons également de trouver des paramètres opératoires permettant de limiter fortement les niveaux de contraintes engendrés par le soudage. Enfin, comme ces fissures apparaissent au cours du traitement de stabilisation des contraintes, nous observerons également l'influence du traitement thermique de stabilisation sur la sensibilité de l'Inconel 738 à ce type de fissuration.

Chapitre 3 :

Etude expérimentale du rechargement de l'Inconel 738

3.1	Mode opératoire et méthodes expérimentales	76
3.1.1	Echantillons.....	76
3.1.2	Description de l'opération de rechargement.....	77
3.1.3	Préchauffage.....	77
3.1.4	Inspection métallurgique	79
3.1.5	Filiations de microdureté et observations sur échantillons rechargés	80
3.2	Compréhension du mécanisme de fissuration à chaud	80
3.2.1	Analyse des résultats	81
3.2.2	Caractérisation de la zone affectée thermiquement (ZAT).....	82
3.2.2.1	Caractérisation métallurgique.....	83
3.2.2.2	Caractérisation mécanique	91
3.2.3	Discussion.....	94
3.3	Compréhension du mécanisme de fissuration au revenu.....	95
3.3.1	Résultats	95
3.3.1.1	Influence de l'état matière avant soudage.....	95
3.3.1.2	Influence de l'énergie de soudage	98
3.3.1.3	Influence du traitement thermique de stabilisation	101
3.3.2	Recherche des causes de la fissuration au réchauffage.....	103
3.3.2.1	Caractérisation métallurgique.....	103
3.3.2.2	Caractérisation mécanique	106
3.4	Validation du procédé choisi : caractérisation des rechargements.....	108
3.5	Discussion : recherche expérimentale des causes de la fissuration.....	110

CHAPITRE 3 : Etude expérimentale des mécanismes engendrés par le rechargement de l'Inconel 738

Il a été vu dans le chapitre précédent que l'Inconel 738 est un matériau qui présente une très bonne tenue mécanique à haute température. La soudabilité des superalliages base nickel a par ailleurs déjà fait l'objet de nombreuses études, que ce soit dans un cadre de fabrication ou de réparation. Malheureusement, l'utilisation de procédés impliquant la fusion de ces alliages mis en forme par fonderie et durcis par précipitation est fortement freinée par leur très forte sensibilité à la fissuration.

Dans ce chapitre, une étude expérimentale visant à faire ressortir l'influence des paramètres métallurgiques et opératoires impliqués dans les mécanismes de fissuration de ce superalliage est effectuée. Son objectif est de comprendre ces mécanismes et de proposer des solutions utilisables industriellement permettant de s'affranchir du risque de fissuration au cours d'une opération de rechargement.

3.1 Mode opératoire et méthodes expérimentales

3.1.1 Echantillons

Les essais de rechargement (figure 3-1) ont été effectués sur des pieds de sapin de pales de turbine libre. Le métal d'apport utilisé est de l'Inconel 738 sous forme de baguettes de diamètre 1 mm.



figure 3-1 : Rechargement d'un pied de sapin de pale de turbine libre

Tous les essais ont été effectués sur des pieds de sapin, dont l'intérêt est de présenter une rainure de dimension représentative des défauts qui peuvent apparaître sur des distributeurs haute pression. Il est toutefois important de préciser que le rechargement des pieds de sapin n'est absolument pas envisageable d'un point de vue industriel, étant donné le niveau de criticité de ces zones.

A la réception, les échantillons sont à l'état « mis en solution ». Ils ont subi le traitement classique de mise en solution à 1120°C pendant deux heures, suivi d'un refroidissement à l'argon turbiné. La microstructure résultante de ce traitement est présentée sur la figure 2-5 du chapitre 2.

3.1.2 Description de l'opération de rechargement

Le rechargement des échantillons a été pratiqué par un soudeur qualifié de TURBOMECA, avec une installation de soudage TIG manuel. Pour tous les essais, la tension a été fixée à 10 Volts. Le débit d'argon de la torche a été fixé à $8\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$ et est contrôlé par un débitmètre.

L'intensité est prise comme paramètre variable. Tous les essais ont été réalisés avec une intensité comprise entre 15 ampères et 40 ampères. La vitesse a été ajustée au cours de chaque essai par le soudeur, afin d'obtenir une zone de fusion de dimensions voisines sur la totalité des échantillons. Pour cette opération de rechargement, le soudeur commence par augmenter progressivement l'intensité jusqu'à la valeur choisie pour l'essai. Pendant cet amorçage, il conserve la torche dans une position fixe, représentée par z_0 sur le schéma de la figure 3-2.

Une fois qu'une zone suffisante du métal de base est totalement en fusion, le soudeur commence à alimenter la zone fondue en métal d'apport en faisant fondre la baguette à l'avant du bain de fusion. Il commence au même moment à déplacer la torche le long de la rainure à recharger entre z_0 et z_1 . Enfin, une fois arrivé à l'extrémité de la rainure, il diminue progressivement l'intensité (évanouissement), tout en reculant la torche de z_1 à z_2 afin d'éviter l'effondrement du bout du cordon rechargé.

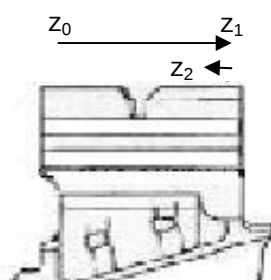


figure 3-2 : Schéma d'une opération de rechargement

Au cours du rechargement, nous mesurons les temps t_0 , t_1 et t_2 correspondant respectivement au temps d'amorçage, au temps de rechargement et à la durée de l'évanouissement.

3.1.3 Préchauffage

Le préchauffage de la pièce avant soudage est envisagé afin de diminuer fortement l'énergie de soudage. En effet, un simple calcul thermique permet de mettre en évidence l'influence du préchauffage sur l'apport calorifique nécessaire pour induire la fusion du matériau.

A 1000°C, la capacité calorifique est de l'ordre de $C_p = 800 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$. L'apport de chaleur nécessaire peut être calculé grâce à l'égalité (3-1).

$$Q = (T_{\text{fusion}} - T_{\text{préchauffage}}) \times C_p \times m \quad (3-1)$$

où :

- Q est l'énergie de soudage,
- T_{fusion} est la température de fusion du matériau,
- $T_{\text{préchauffage}}$ est la température de l'échantillon avant rechargement,
- C_p la capacité calorifique de l'Inconel 738,
- m est la masse de la zone fondue.

Les énergies nécessaires pour atteindre la température de fusion d'une unité de masse des échantillons, pour des opérations de rechargement avec des températures de préchauffage comprises entre 20 à 950°C sont présentées sur le graphique de la figure 3-3.

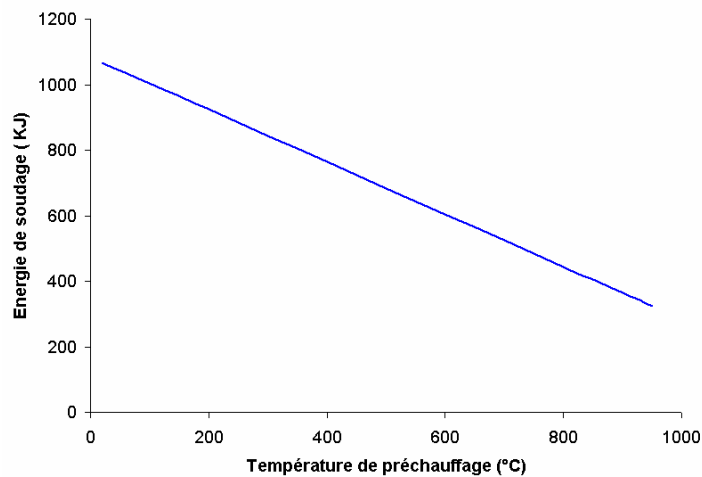


figure 3-3 : Energie massique nécessaire pour atteindre la température de fusion en fonction de la température de préchauffage

La puissance de soudage est caractéristique de la localisation de l'apport de chaleur sur la pièce. Plus la puissance est importante, plus le flux de chaleur est important et localisé. Il en résulte qu'une diminution de la puissance de soudage induit une diminution des gradients thermiques générateurs des gradients de contraintes. C'est-à-dire que pour une zone fondue de dimensions constantes, la zone affectée thermiquement sera plus étendue, comme le montre le schéma de la figure 3-4.

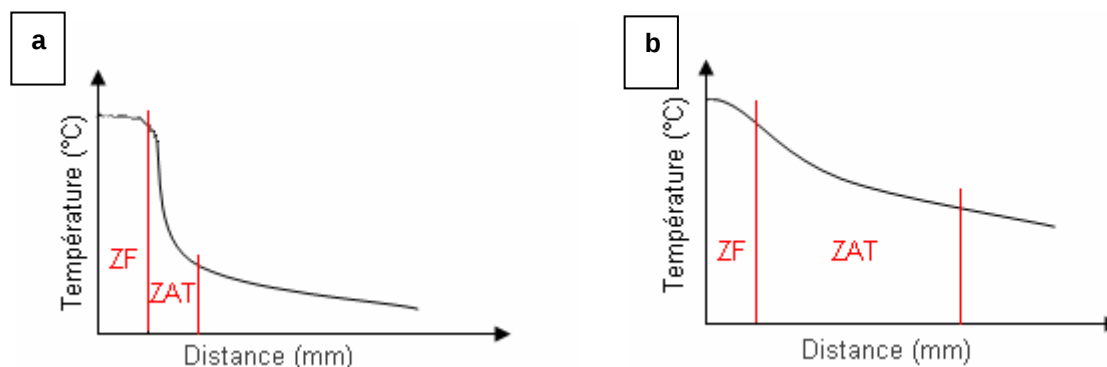


figure 3-4 : Evolution de la largeur de la zone affectée thermiquement en fonction de la température de préchauffage a – sans préchauffage, b – avec préchauffage

Un système de chauffage par induction a été utilisé pour préchauffer la pièce avant soudage et limiter l'apport localisé d'énergie nécessaire à l'opération de rechargement. La figure 3-5 montre le déroulement d'un rechargement avec préchauffage.

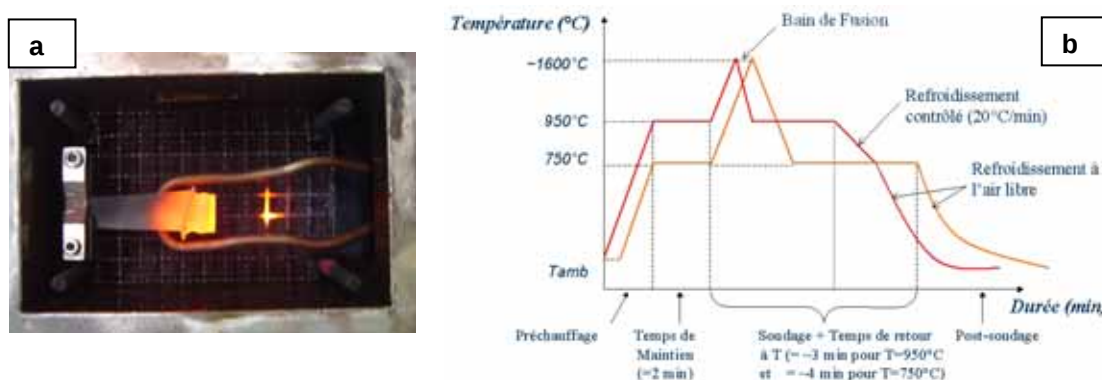


figure 3-5 : a - Préchauffage par induction d'une pale de turbine libre, b - Cycles thermiques vus par une pièce lors d'un rechargement avec préchauffages à 750 et 950°C

La géométrie de l'inducteur est un paramètre essentiel pour garantir une température de chauffe homogène sur toute la zone à recharger.

3.1.4 Inspection métallurgique

Après rechargement, la soudabilité a été évaluée par observation micrographique des échantillons découpés selon le schéma de la figure 3-6.

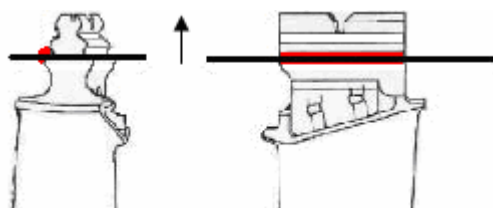


figure 3-6 : Schématisation du plan de coupe et du sens d'observation de la pale après rechargement

La recherche de fissures présentant un caractère aléatoire, plusieurs polissages ont été faits sur chacun des échantillons, afin d'obtenir des valeurs présentant une certaine fiabilité statistique. Chaque observation correspond à un examen complet de toute une section polie.

Les critères retenus pour comparer la sensibilité à la fissuration des différents échantillons sont :

- le nombre moyen de fissures (rapport du nombre de fissures par le nombre d'observations),
- la taille maximale des fissures observées,
- la taille moyenne des fissures.

3.1.5 Filiations de microdureté et observations sur échantillons rechargés

Sur tous les échantillons, les évolutions de microstructure et de microdureté induites par l'opération de rechargement, sont observées suivant la direction y (figure 3-7). L'origine du repère correspond à la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement.

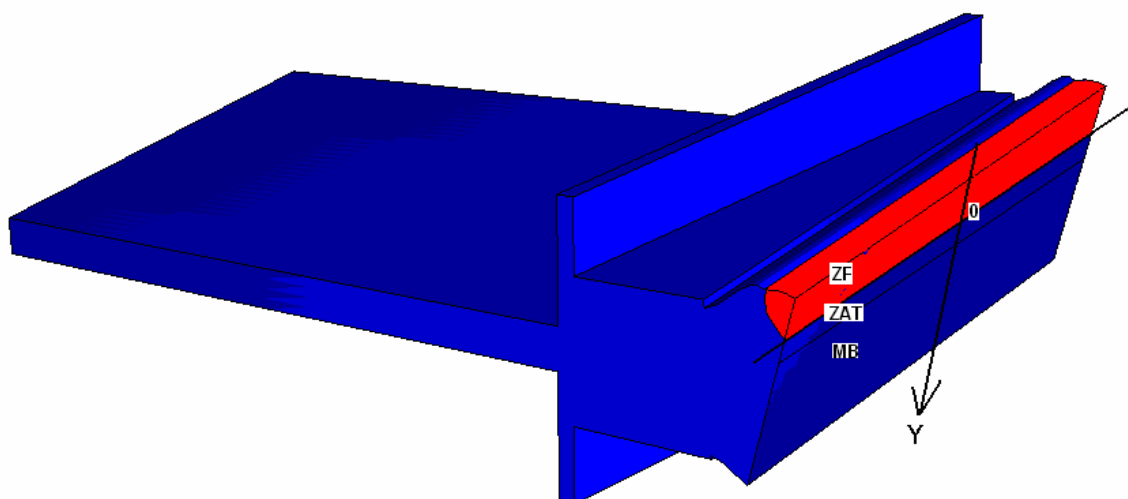


figure 3-7 : Direction et repère utilisés pour les filiations de microdureté

3.2 Compréhension du mécanisme de fissuration à chaud

L'étude bibliographique a montré que la fissuration induite par la liquation était principalement liée dans le cas de l'Inconel 738 à l'état matière pré soudage, ainsi qu'aux gradients de contraintes engendrés en cours de soudage.

Des essais de rechargement ont donc été effectués sur des échantillons présentant différents états matières, afin d'évaluer l'impact des fractions de phase durcissante sur la fissuration à chaud.

D'autre part, des essais ont également été faits en utilisant un système de préchauffage, dans le but de réduire les gradients thermiques et les contraintes qui en découlent.

Les conditions d'essais sont présentées dans le Tableau 3-1.

Traitement pré-soudage	Température de préchauffage	Tension	Intensité	Vitesses
1120°C / 2h	-	10V	40A	0,9 à 1,3 mm.s ⁻¹
1120°C / 2h	-	10V	30A	0,3 à 0,5 mm.s ⁻¹
1200°C / 2h	-	10V	40A	0,9 à 1,3 mm.s ⁻¹
1220°C / 2h	-	10V	40A	0,9 à 1,3 mm.s ⁻¹
1120°C / 2h	500°C	10V	30A	0,9 à 1,1 mm.s ⁻¹
1120°C / 2h	750°C	10V	20A	0,6 à 0,9 mm.s ⁻¹
1120°C / 2h	950°C	10V	16A	0,6 mm.s ⁻¹

Tableau 3-1 : Conditions des essais pour l'évaluation de la sensibilité à la fissuration à chaud

Les états matières issus des traitements pré-soudage sont présentés sur la figure 2-6 du chapitre 2. Sur ces micrographies, la variation de fraction volumique de phase γ' entre les différents états matières est significative, avec des fractions qui vont de 40% à 3%. Il est ainsi possible d'évaluer l'influence de la fraction de phase durcissante sur la sensibilité à la fissuration à chaud de l'Inconel 738.

3.2.1 Analyse des résultats

Tous les échantillons soudés sans préchauffage, présentent des fissures de petites dimensions, de l'ordre du dixième de millimètres et ce, quel que soit l'état matière initial. En revanche, aucun des échantillons soudés avec préchauffage ne révèle de fissures.

Conformément aux descriptions données dans la littérature, il n'apparaît au cours du soudage qu'une microfissuration en ZAT. Aucune fissure n'est présente dans la zone fondue.

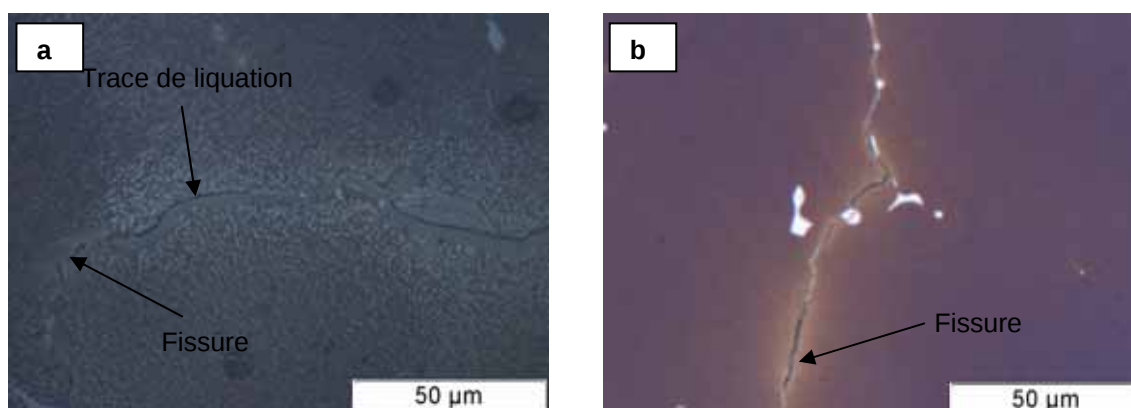


figure 3-8 : a – Trace de liquation et fissure observées sur un échantillon rechargé suite à une mise en solution à 1120°C pendant 2h, b - Fissure observée sur un échantillon rechargé suite à une mise en solution à 1200°C pendant 2h

L'étude bibliographique a montré que pour l'Inconel 738, la cause première de fissuration à chaud était la liquation. L'observation des échantillons mis en solution à 1120°C révèle des traces caractéristiques de liquation (figures 3-8 et 3-9) que l'on reconnaît au liseré plus pâle qui borde les joints de grains. Nous pouvons observer ces traces de liquation sur la totalité des échantillons mis en solution à « basse température » (1120°C), qu'ils aient été soudés avec ou sans préchauffage. Suivant la température de préchauffage, les zones dans lesquelles il y a liquation, peuvent être plus ou moins larges.

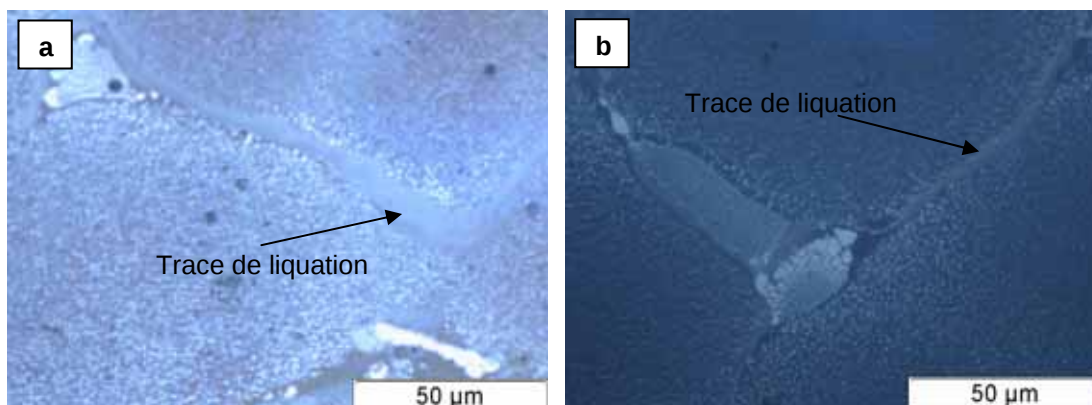


figure 3-9 : Traces de liquation observées au microscope optique : a – Sur un échantillon rechargé sans préchauffage, b - Sur un échantillon rechargé avec préchauffage à 500°C

Suivant l'état matière initial du matériau les fissures peuvent présenter deux allures bien distinctes (figure 3-8). Ainsi, il n'y a liquation que sur les échantillons soudés après une mise en solution à 1120°C. En effet, sur ces échantillons, toutes les fissures sont bordées de traces de liquation. Pour les échantillons mis en solution à plus haute température (1200 et 1220°C) les parois des fissures sont nettes et ne présentent pas de liquation.

Il existe donc deux mécanismes de fissuration distincts suivant la fraction ou la morphologie de la phase durcissante. Pour comprendre les mécanismes de fissuration qui interviennent au cours du soudage de l'Inconel 738, des caractérisations métallurgiques et mécaniques de la zone affectée thermiquement ont été effectuées.

3.2.2 Caractérisation de la zone affectée thermiquement (ZAT)

Pour tous les essais de soudage, le soudeur a ajusté la vitesse de son rechargement pour obtenir une dimension constante du bain de fusion. Sur tous les échantillons, la profondeur de la zone fondue est de 1,6 mm. Le rechargement opère dans la ZAT comme un traitement thermique, et provoque la dissolution complète ou partielle des précipités γ' (figure 1-7).

Conformément au schéma de la figure 3-4, la taille de la ZAT est liée à la puissance de soudage, dans la mesure où c'est elle qui conditionne la localisation de l'apport de chaleur et les gradients thermiques qui en découlent.

Les dimensions des ZAT mesurées sur des micrographies pour les différentes températures de préchauffage sont présentées sur le graphique de la figure 3-10.

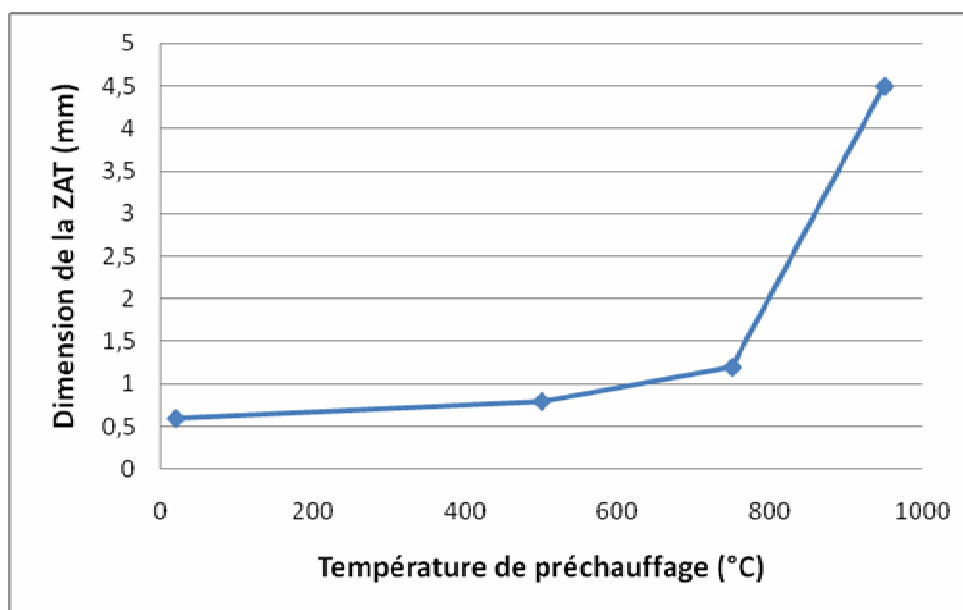


figure 3-10 : Dimensions de la ZAT en fonction de la température de préchauffage

Quelle que soit la dimension de la zone affectée thermiquement, elle constitue une zone transitoire entre la structure de fonderie de la zone fondue et la structure du métal de base (figure 1-7). Dans cette zone, les températures atteintes sont comprises entre le solidus de l'alliage et la température de dissolution de la phase γ' (1165°C à l'équilibre). En bordure de la zone fondue, la température maximale atteinte est proche du solidus de l'alliage. La vitesse de refroidissement est également maximale en bordure de la zone fondue.

Les vitesses de refroidissement impliquées dans la ZAT au cours de l'opération de rechargement sont très importantes et peuvent atteindre plusieurs centaines de degrés par seconde. Il a été vu dans le chapitre 2 que les cinétiques de précipitation étaient également extrêmement rapides. En revanche, la cinétique de croissance des précipités est plus lente. Les vitesses de refroidissement impliquées dans la ZAT permettent à la phase durcissante de précipiter mais pas de grossir.

3.2.2.1 Caractérisation métallurgique

a. Observation morphologique

L'examen de la microstructure dans la zone fondue révèle une répartition homogène de précipités γ' secondaires très fins (figure 3-11 - a) ainsi que des carbures qui bordent les joints de grains.

Bien que la profondeur de la zone affectée thermiquement soit fonction de la température de préchauffage, des équivalences entre différentes microstructures relevées sur les échantillons rechargés avec les préchauffages à 950°C, 750°C, 500°C et sans préchauffage sont identifiables. La figure 3-11 montre ainsi des micrographies acquises au MEB et qui ont été observées sur tous

les échantillons, qu'ils aient été rechargés avec ou sans préchauffage. Les distances notées en face de chacune de ces micrographies correspondent à la distance par rapport à la limite entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement, et ce, pour les échantillons rechargés sans préchauffage et avec des préchauffages à 750 et 950°C.

Sur la figure 3-11-b, une zone de liquation entoure un carbure. Cette liquation des carbures est présente dans les zones les plus chaudes de la Zone Affectée Thermiquement.

Sur les figures 3-11 c et d, une bande plus sombre entoure les précipités γ' . Cette ceinture est caractéristique de la liquation des précipités γ' . Elle a été constatée pour la première fois par Ojo et al [48]. En effet, ils ont montré qu'il pouvait y avoir liquation des précipités γ' inter et intragranulaires, et que cette liquation était nettement plus importante que celle des carbures, du fait de l'aspect prédominant de la fraction de précipités γ' , par rapport à celle des carbures. Du point de vue de la fissuration, seule la liquation des précipités γ' intergranulaires est intéressante. Cependant la liquation des précipités γ' intragranulaires laisse supposer qu'il y a également liquation des précipités γ' intergranulaires dans la mesure où il a été constaté que les précipités γ' présents aux joints de grain étaient plus gros que les précipités γ' intragranulaires, sachant par ailleurs que plus les précipités sont gros, plus leur dissolution prend du temps. En s'appuyant sur le critère défini [19] pour la liquation, il ressort de cette constatation que le risque de liquation aux joints de grains est également important dans cette partie de la zone affectée thermiquement.

Suite à ces observations, il est possible de déterminer en fonction de la température de préchauffage, la taille de la zone sensible à la liquation. Cette zone s'étend de l'interface entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement, jusqu'à 0,4mm pour les échantillons soudés sans préchauffage, et jusqu'à 0,6 et 3,8 mm pour les échantillons rechargés respectivement avec des préchauffages à 750 et 950°C.

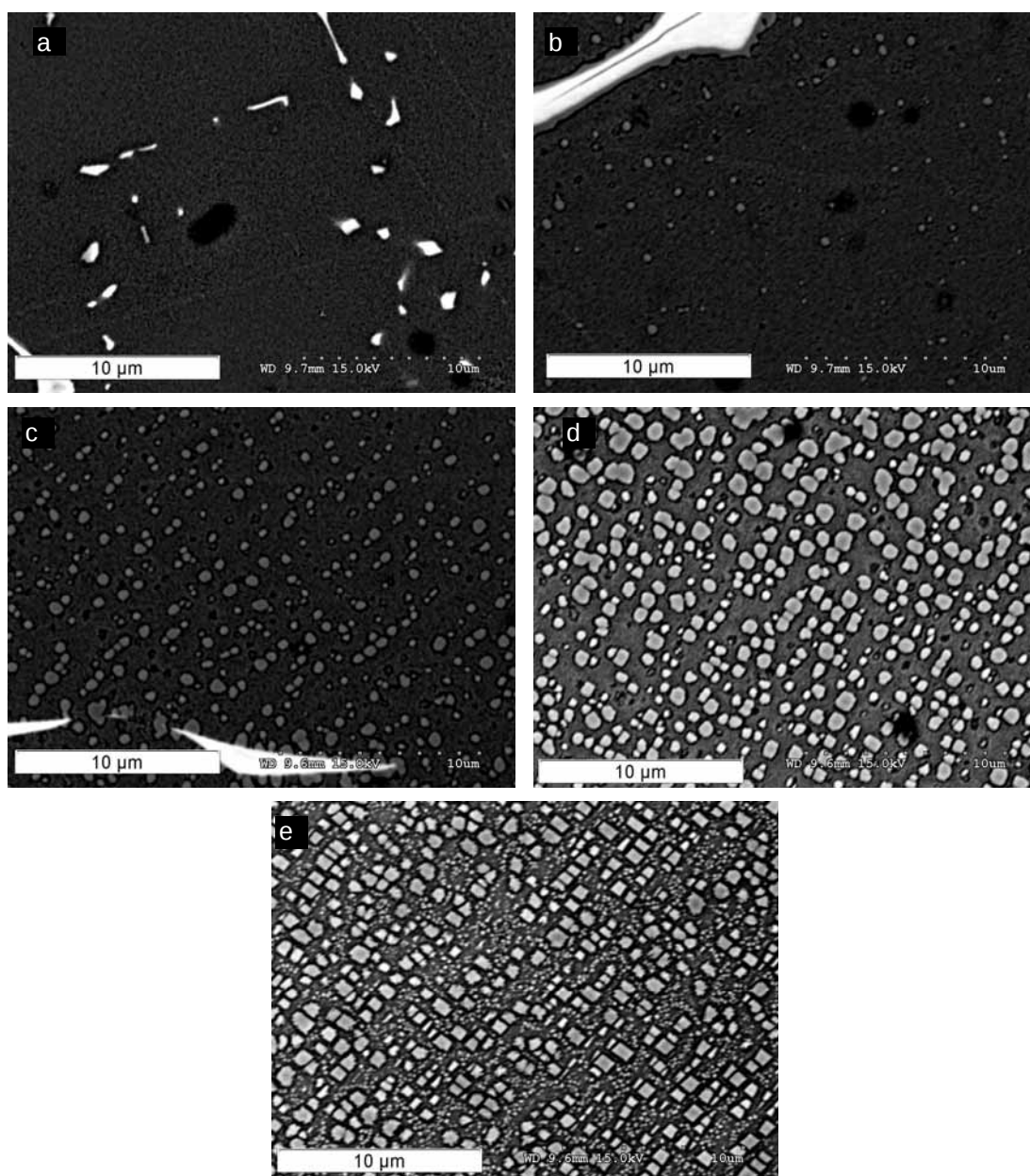


figure 3-11 : Morphologies des microstructures observées au travers de la zone affectée thermiquement pour les conditions de rechargement et en fonction de la distance à la zone fondue y (figure 3-7)

a – Microstructures de zone fondue

b - Microstructure de ZAT :

- sans préchauffage : $y = 0$ mm

- préchauffé à 750°C : $y = 0,2$ mm

- préchauffé à 950°C : $y = 1$ mm

c - Microstructure de ZAT :

- sans préchauffage : $y = 0,2$ mm

- préchauffé à 750°C : $y = 0,4$ mm

- préchauffé à 950°C : $y = 1,4$ mm

d - Microstructure de ZAT :

- sans préchauffage : $y = 0,4$ mm

- préchauffé à 750°C : $y = 0,6$ mm

- préchauffé à 950°C : $y = 3,8$ mm

e - Microstructure du matériau à l'état initial :

- sans préchauffage : au delà de $y = 0,6$ mm

- préchauffé à 750°C : au delà de $y = 1$ mm

- préchauffé à 950°C : au delà de $y = 4,4$ mm

Afin d'avoir une vision quantitative de l'évolution des fractions de précipités γ' au sein de la zone affectée thermiquement, des mesures par analyse d'images ont été effectuées sur l'échantillon soudé sans préchauffage. Les fractions mesurées sont présentées sur le graphique de la figure 3-12.

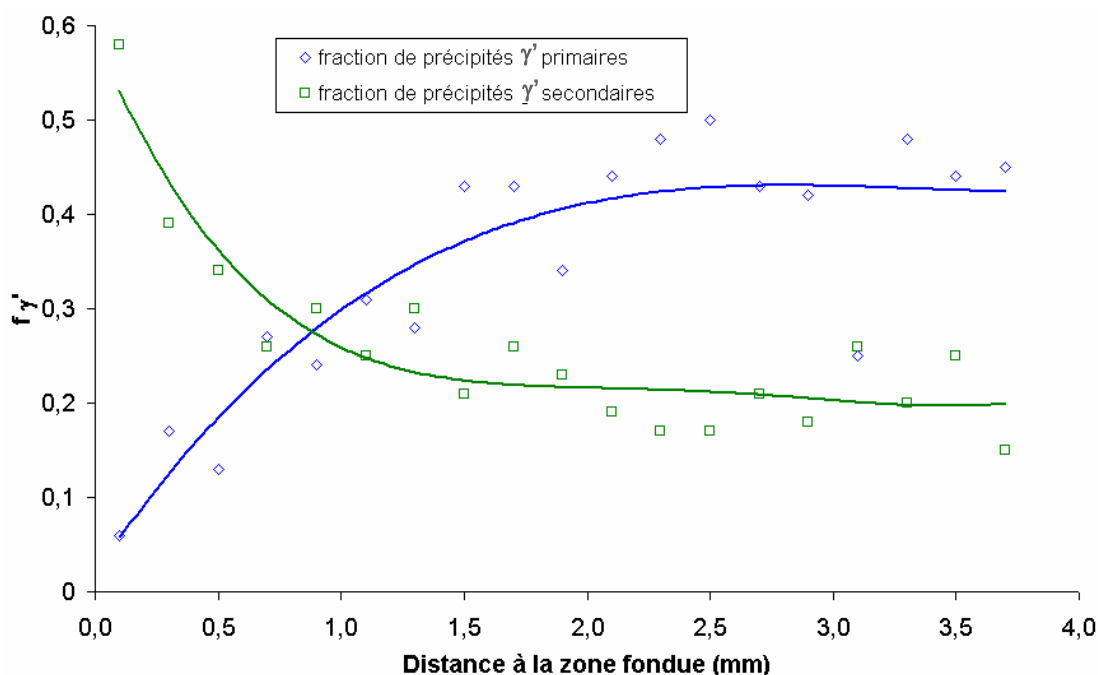


figure 3-12 : Evolutions des fractions de précipités γ' primaires et secondaires dans la zone affectée thermiquement

Ces observations montrent une évolution inverse des fractions de précipités γ' primaires et secondaires. Ainsi, en bordure de la zone fondue, la quasi-totalité des précipités γ' primaires sont dissous. A cet endroit, bien que les vitesses de refroidissement soient très importantes, il y a une très forte reprécipitation de γ' secondaires. D'une manière générale, toute la zone affectée thermiquement présente une fraction volumique globale de précipités γ' égale à 60%.

Il a été vu dans la revue bibliographique que l'apparition des fissures de liquation était, dans le cas de l'Inconel 738, liée à la cinétique de dissolution des précipités γ' primaires et à la fusion locale qu'ils pouvaient engendrer. Afin de comprendre les mécanismes de fissuration induits par la liquation, une analyse chimique de la zone affectée thermiquement et en particulier d'une zone présentant des traces de liquation a été effectuée.

b. Analyse chimique de la ZAT

Pour vérifier que l'origine de la liquation est bien liée à la dissolution des γ' , nous avons analysé par Dispersion d'Energie X (EDX) une zone de liquation.

L'analyse EDX a été effectuée dans différentes zones représentées à la figure 3-13. Ces analyses donnent les résultats présentés sur le graphique de la figure 3-14.

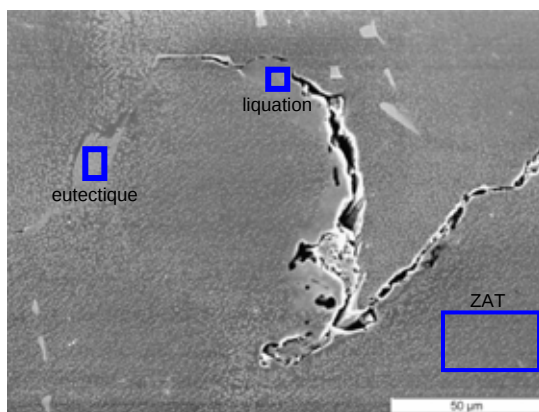


figure 3-13 : Photo ZAT avec fissure de liquation

Ces analyses montrent que la composition de la zone de liquation est systématiquement comprise entre celle mesurée dans la ZAT et celle mesurée dans le pavé eutectique. Toutes les compositions mesurées dans la ZAT correspondent à celles du matériau de base.

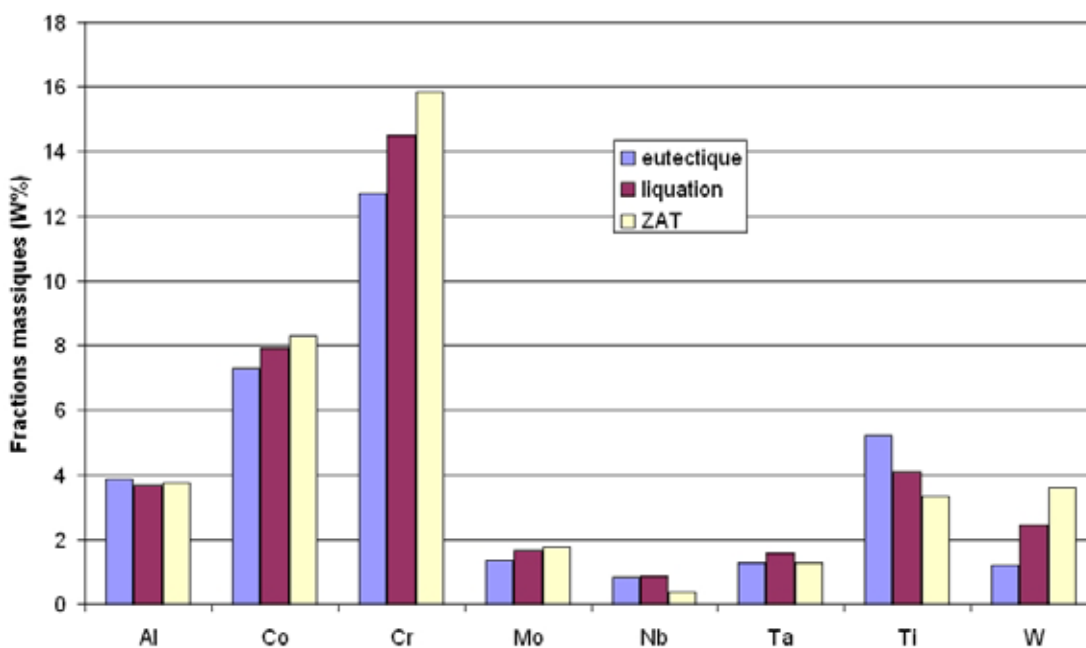


figure 3-14 : Fractions massiques des principaux éléments chimiques dans les différentes zones

Les principales différences de composition portent sur le cobalt, le chrome, le titane et le tungstène. Nous pouvons d'ailleurs vérifier sur les images de cartographie X (figure 3-15) qu'il y a des gradients de composition entre l'eutectique et la zone affectée thermiquement.

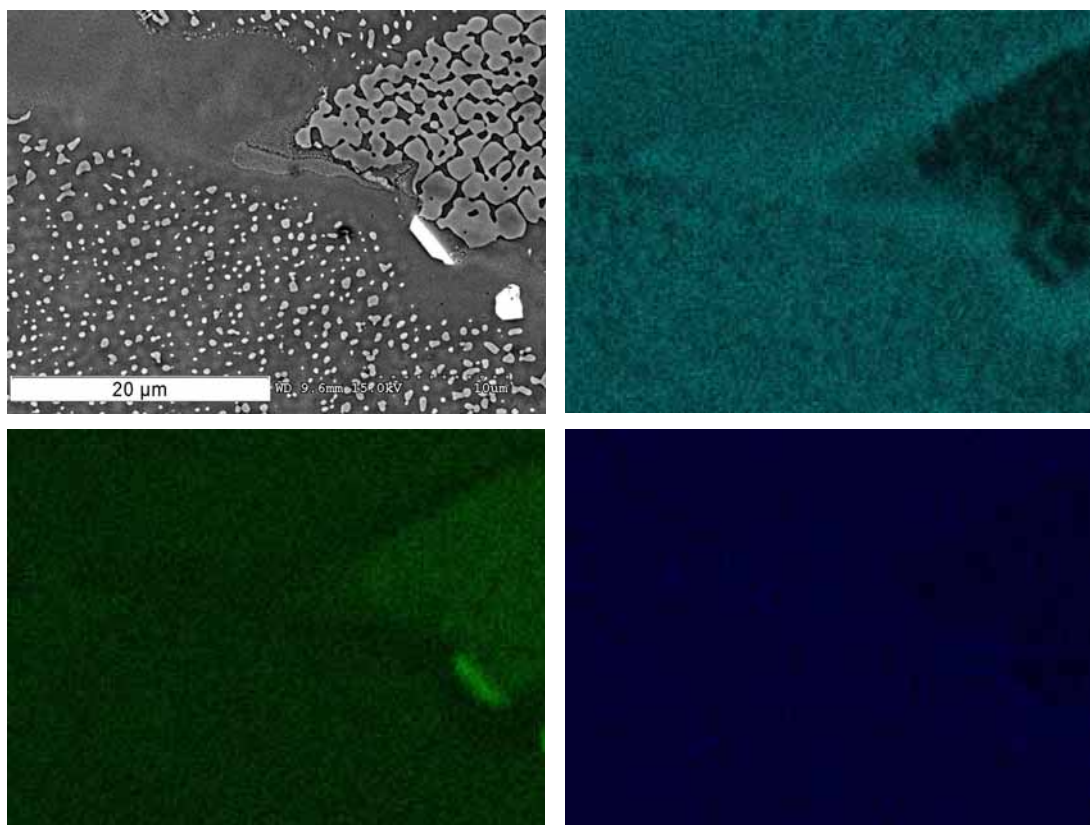


figure 3-15 : Cartographie EDX : a – Image MEB, b – Cr, c – Ti, d - Co

Pour évaluer l'incidence de ces variations de compositions sur les températures de fusion de ces différentes zones et comprendre le mécanisme de liquation, nous avons lancé une série de calculs sur le logiciel de calcul thermodynamique Thermocalc. Les calculs ont donc été effectués avec pour données d'entrée les trois compositions présentées ci-dessus. Les résultats de ces calculs (figure 3-16) montrent une variation des températures de solidus et de liquidus en fonction des compositions.

On constate que les températures de solidus et de liquidus calculées pour l'eutectique et pour la zone de liquation sont toutes deux inférieures à celles de la ZAT et donc à celle du matériau de base. On peut donc en déduire que l'appauvrissement en éléments chrome, cobalt, titane et tungstène est responsable d'une diminution des températures de fusion.

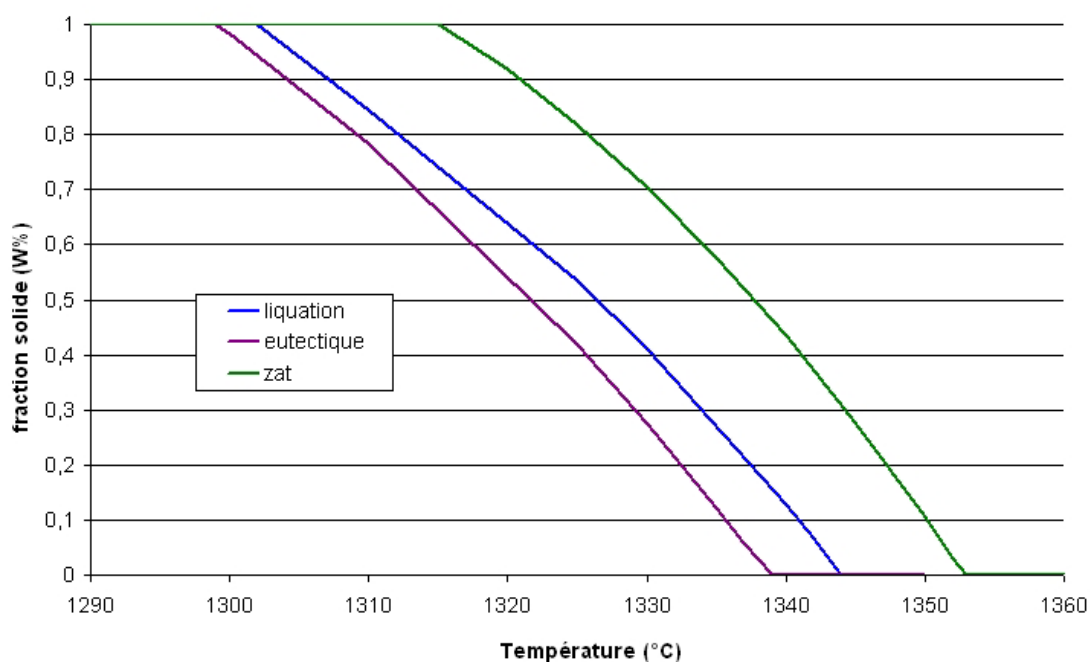


figure 3-16 : Températures de fusion calculées pour les compositions mesurées par EDX

Ces résultats mettent en évidence que lors d'un chauffage rapide, ne permettant pas d'obtenir une homogénéisation chimique par diffusion, il risque d'y avoir une fusion locale des joints de grains. Dans la littérature, la température de solidification finale a été estimée à 1198°C [50]. D'après le critère de liquation défini par ailleurs [19], s'il reste des précipités non dissous à 1200°C, il y a risque de liquation.

Nous allons maintenant utiliser le modèle de dissolution des précipités γ' présenté au chapitre 2 pour évaluer la température maximale pour laquelle des précipités γ' peuvent ne pas être entièrement dissous.

c. Mise en évidence des liens entre taille des précipités, vitesses de chauffe et liquation

Les analyses DSC effectuées à différentes vitesses au chapitre 2 ont mis en évidence qu'il pouvait subsister des précipités γ' à des températures supérieures à la température finale de solidification de l'alliage. Cependant, la vitesse maximale de chauffage pour les analyses calorimétriques différentielles est égale à 99°C.min⁻¹. Pour évaluer l'influence de l'état matière sur le risque de liquation lors d'une opération de soudage qui implique des vitesses de chauffage bien plus rapides, nous allons maintenant utiliser le modèle de dissolution des γ' décrit au chapitre 2, pour calculer les températures de solvus des γ' .

Suivant le traitement thermique pré-soudage subi, les précipités γ' peuvent présenter des dimensions comprises entre 0,001 et 1 micromètre. Dans la ZAT, le chauffage peut atteindre des vitesses de l'ordre de 100°C.s⁻¹.

Le graphique de la figure 3-17 présente les résultats de calculs effectués en faisant varier la taille des précipités entre 0,01 et 1 μm , pour une vitesse de chauffage de 100°C.s^{-1} .

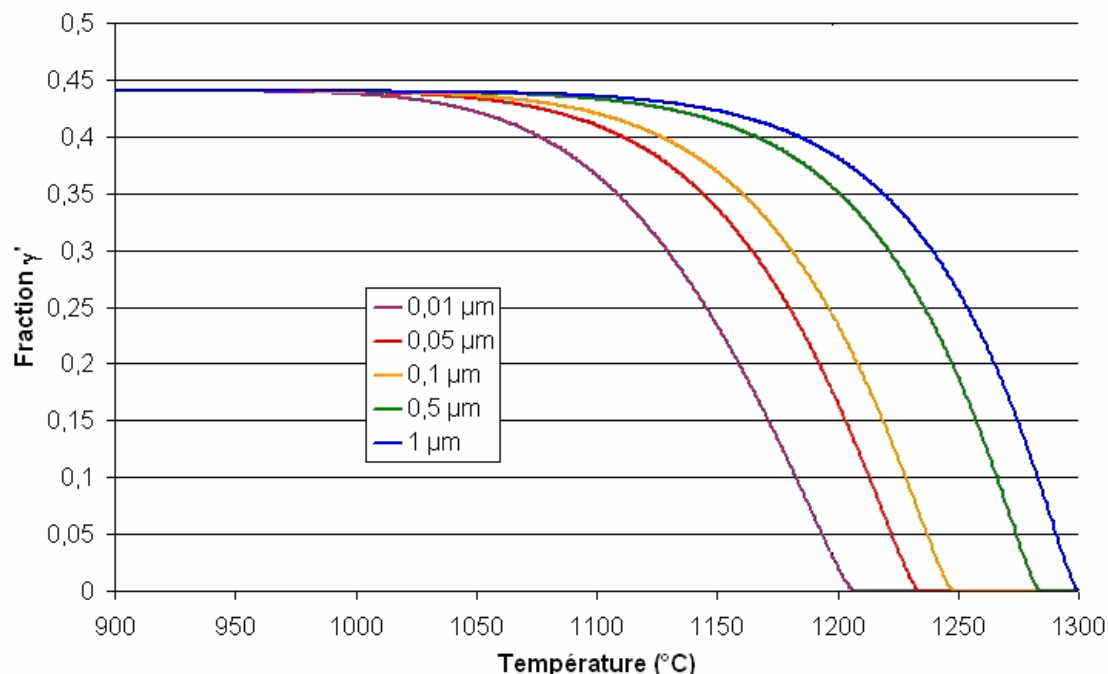


figure 3-17 : Dissolution des γ' en fonction de leur dimension au cours d'une rampe de chauffage à 100°C.s^{-1}

Ce graphique confirme qu'il est très difficile d'éviter l'apparition de films liquides aux joints de grains. Même pour des précipités de dimension inférieure au 1/100 de micromètre, il y a risque de liquation, puisque la température de solvus avoisine les 1200°C et peut être supérieure à la température finale de solidification de l'Inconel 738.

Après un traitement de mise en solution à 1120°C , nous avons vu qu'il restait des précipités γ' primaires dont la dimension pouvait être supérieure à un micromètre. Une mise en solution à plus haute température (1200 ou 1220°C) provoque une dissolution complète des γ' primaires, mais même avec une importante vitesse de refroidissement (trempe à l'eau), il y a une reprécipitation fine de γ' secondaires qui ont alors des dimensions de l'ordre du 1/100 de micromètres. La figure 3-17 montre que même ces petits précipités γ' secondaires peuvent donner lieu à de la liquation en cas de vitesses de chauffe supérieures à 100°C.s^{-1} .

Il est donc important de connaître les vitesses de chauffe dans la ZAT, ainsi que le temps de maintien à haute température, car ce sont ces deux paramètres qui conditionnent le risque de liquation.

Il ressort de cette analyse que les rechargements réalisés sur des échantillons mis en solution à 1200°C présentent un risque limité de liquation, ce qui expliquerait l'absence de toute trace de

liquation sur les contours des fissures qu'ils contiennent. Comme nous l'avons vu dans l'étude bibliographique, l'autre mécanisme de fissuration fréquemment évoqué pour expliquer l'apparition des fissures lors du soudage de l'Inconel 738 est le « strain age cracking ». Ce mécanisme se manifeste lorsque la ductilité de la ZAT est insuffisante pour tolérer les déformations nécessaires à la relaxation des contraintes. Pour mesurer le durcissement des échantillons au cours du soudage et évaluer la possibilité du « strain age cracking », nous allons maintenant effectuer une caractérisation mécanique de la ZAT.

3.2.2.2 Caractérisation mécanique

La limite d'élasticité et par conséquent les contraintes d'écoulement et la ductilité d'un matériau sont intrinsèquement liées à sa dureté. Des filiations de dureté au travers de la zone fondue et de la zone affectée thermiquement ont été effectuées pour les différents échantillons rechargés, afin d'évaluer la variation de ductilité liée à la dissolution des précipités γ' primaires et à la reprécipitation des précipités γ' secondaires.

a. Influence de l'état matière sur la ductilité de la ZAT

Dans un premier temps, il a été vu qu'en fonction de l'état matière initial, les échantillons rechargés pouvaient présenter des fissures de morphologies totalement différentes. En effet, les fissures qui apparaissent sur les échantillons mis en solution à haute température ne sont pas des fissures de liquation et elles sont de dimensions plus importantes que celles observées sur les échantillons mis en solution à 1120°C.

Les résultats des filiations de microdureté obtenues en fonction de l'état matière initial de l'Inconel 738 sont présentés sur le graphique de la figure 3-18.

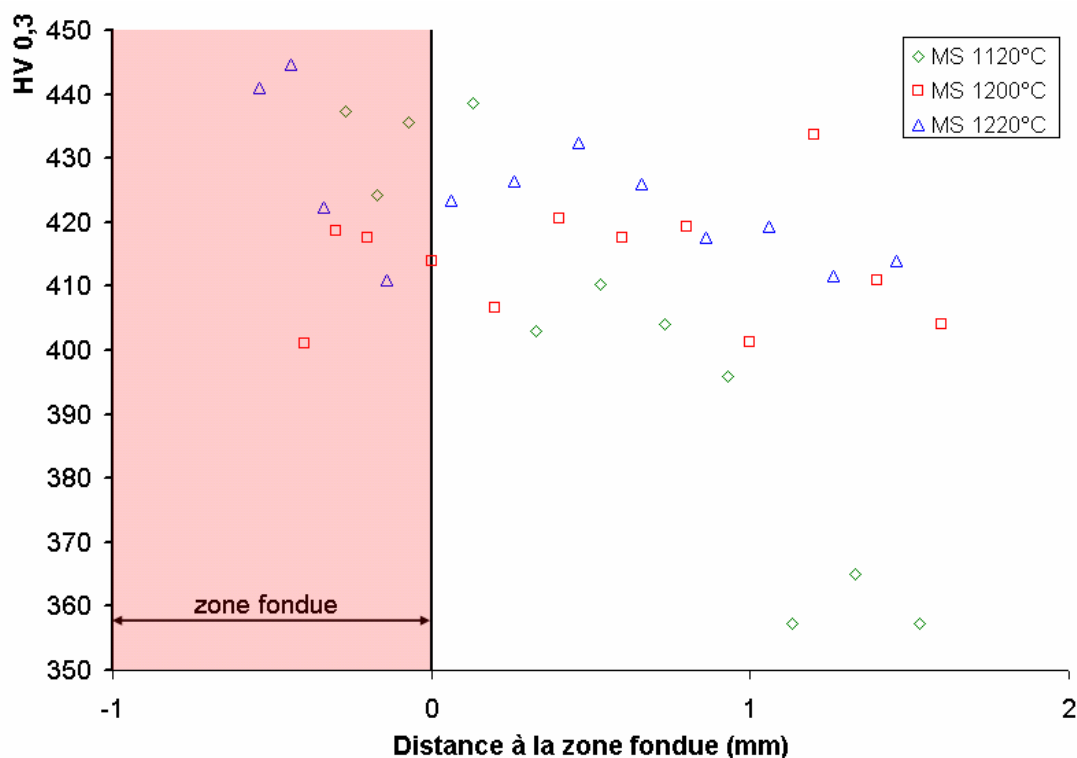


figure 3-18 : Microdureté au travers de la soudure dans des échantillons soudés à partir de différents états matière

L'échantillon mis en solution à 1120°C montre une diminution de dureté quasiment linéaire entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement. Cette dureté est maximale dans la zone fondue et est proche de 440HV_{0,3}. La dureté du matériau de base se situe aux environs de 370HV_{0,3}.

La comparaison des duretés résultantes des trois états matière montre que les duretés dans la zone fondue sont du même ordre pour les trois échantillons. Dans la ZAT, on constate que les duretés des échantillons mis en solution à plus haute température sont légèrement supérieures à celle de l'échantillon mis en solution à 1120°C. Cela indique la présence d'une plus fine précipitation. En effet, lors de la mise en solution à haute température, une quantité plus importante d'éléments durcissants est dissoute dans la matrice, entraînant une sursaturation de la matrice en éléments durcissants. La cinétique de précipitation dans le cas d'une matrice sursaturée est accélérée. Au cours du refroidissement post soudage, la précipitation fine a été plus importante pour les éléments présentant une remise en solution quasiment complète. Dans le métal de base, on retrouve les duretés mesurées au chapitre 2.

On peut déduire de ces observations que la relaxation des contraintes est plus aisée pour l'échantillon mis en solution à 1120°C qui présente une plus importante ductilité du métal de base et de la zone affectée thermiquement. En effet, pour les échantillons présentant une fine précipitation dans la ZAT et dans le métal de base, les déformations de la ZAT nécessaires à la relaxation des contraintes lors du refroidissement sont empêchées par l'importante limite d'élasticité de la ZAT, elle-même « bridée » par le métal de base également durci.

Ce mécanisme de fissuration peut donc être directement relié à la fissuration au revenu.

b. Influence de la température de préchauffage sur la ductilité de la ZAT

Des mesures du même type ont été effectuées sur des échantillons rechargés avec préchauffage. Les résultats sont présentés sur le graphique de la figure 3-19.

Les mêmes observations que précédemment peuvent être faites. On constate en effet, que la dureté de la ZAT constitue une transition entre les duretés du métal de base et celles de la zone fondue. Ainsi, on retrouve pour tous les échantillons une dureté de l'ordre de $450\text{HV}_{0,3}$ et au travers de la ZAT, la dureté décroît progressivement jusqu'à rejoindre la dureté du métal de base.

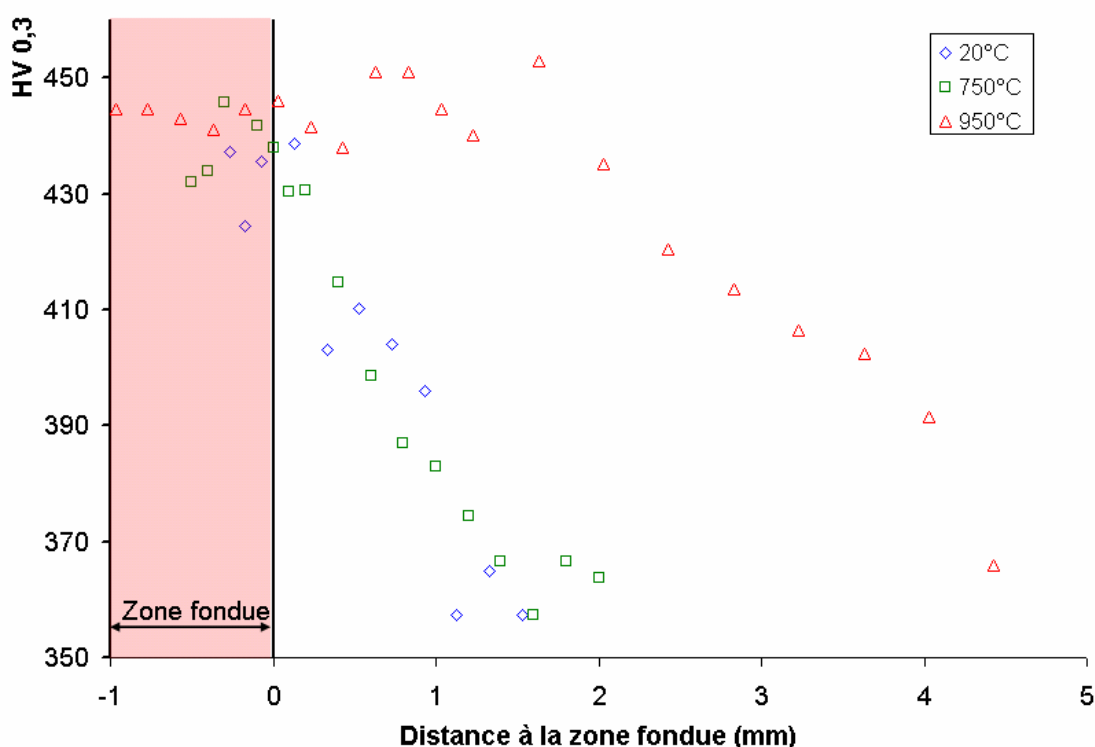


figure 3-19 : Dureté après soudage en fonction de la température de préchauffage

Plus la température de préchauffage est importante, plus la zone affectée thermiquement est étendue. Il en résulte une augmentation de dureté sur de plus grands volumes pour les échantillons rechargés avec préchauffage. Sachant que la fissuration au revenu est due à l'incapacité du matériau à relaxer les contraintes, cela signifie que ce mécanisme est lié d'une part à la ductilité du matériau, mais également aux niveaux de contraintes induits par le soudage. Or, il a été constaté que l'utilisation du préchauffage permet une importante diminution des gradients thermiques et des contraintes qui en découlent. Par conséquent, l'absence de fissures sur les échantillons rechargés avec préchauffage doit signifier que les niveaux de contraintes engendrés

par le soudage avec préchauffage sont tout à fait supportables par le matériau affecté thermiquement.

3.2.3 Discussion

Dans cette première partie concernant l'analyse de la sensibilité à la fissuration de l'Inconel 738 au cours d'une opération de rechargement, les causes de la fissuration à chaud ont été étudiées. Au cours de ces essais, l'influence sur la fissuration à chaud des fractions de précipités, ainsi que celle des gradients de contraintes a été étudiée.

Tous les échantillons soudés sans préchauffage ont révélé une importante microfissuration en ZAT. Il a été établi que cette fissuration avait deux origines. En effet, les échantillons mis en solution à 1120°C et possédant de gros précipités γ' sont sensibles à la fissuration de liquation, tandis que les échantillons soudés à l'état mis en solution à 1200°C ne présentent pas de traces de liquation, mais présentent cependant une fissuration due au revenu.

Ces deux types de fissures sont donc étroitement liés aux fractions de précipités, dans la mesure où de gros précipités favorisent la liquation, alors qu'une fine précipitation dans le métal de base bride solidement la zone affectée thermiquement et y empêche toute déformation, favorisant le « strain age cracking ».

Notons également que le paramètre jouant un rôle de premier ordre sur la fissuration est le niveau des contraintes engendrées par le soudage, dans la mesure où aucun des échantillons soudés avec préchauffage ne présente de fissure.

A ce titre, ces résultats sont moins restrictifs que ceux présentés par Ojo et al. [48] qui ont clairement exprimé la prédominance du mécanisme de liquation pour expliquer la fissuration à chaud de l'Inconel 738.

Il a été vu précédemment qu'un cycle de soudage ou de rechargement était nécessairement suivi d'un traitement thermique de relaxation des contraintes. Or des essais de traitements de relaxation effectués sur les échantillons précédemment rechargés à partir de différents états matière ont montré indépendamment de l'état matière avant soudage, qu'il pouvait apparaître une importante fissuration suite au traitement de stabilisation.

Les fissures qui apparaissent après le traitement de stabilisation sont plus grandes. Elles peuvent atteindre plusieurs millimètres et ne sont plus présentes uniquement dans la zone affectée thermiquement. Par exemple, la micrographie de la figure 3-20, montre une fissure de 0,6 mm qui traverse la zone affectée thermiquement et la zone fondue.

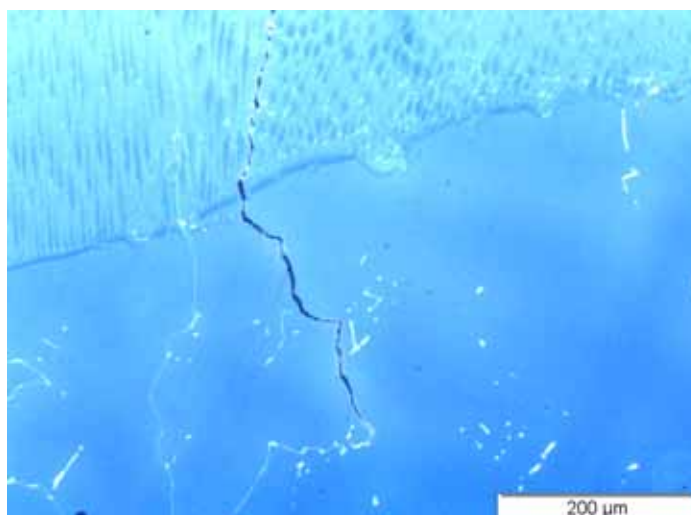


figure 3-20 : Exemple de fissure induite lors du traitement de stabilisation à 840°C pendant 2heures

L'ensemble des échantillons soumis à un cycle complet de soudage comprenant un traitement thermique de stabilisation sera donc observé et l'influence des différents paramètres (taille et fractions de précipités, puissance linéaire moyenne de soudage, température et cycle des traitements de stabilisation) sera étudiée.

3.3 Compréhension du mécanisme de fissuration au revenu

Comme cela vient d'être vu, les fissures qui apparaissent au cours du rechargement lui-même, sont très petites, comparativement à celles qui apparaissent au cours du traitement de stabilisation. Dans la littérature, très peu d'études portent sur la sensibilité à la fissuration au cours d'un cycle complet de rechargement, comprenant le traitement de stabilisation.

3.3.1 Résultats

3.3.1.1 Influence de l'état matière avant soudage

Comme il a été constaté que l'état matière avait une grande influence sur la sensibilité à la fissuration de l'Inconel 738, il convient maintenant d'étudier quelle est l'influence de l'état matière sur la fissuration après la réalisation du traitement thermique de stabilisation.

a. Influence du traitement thermique pré-soudage

Pour évaluer l'impact du traitement thermique pré-soudage sur la sensibilité à la fissuration de l'Inconel 738, des échantillons ont été rechargés avec les paramètres opératoires suivants :

- intensité = 40A,
- tension = 10V.

Tous les échantillons ont été analysés par observation micrographique suivant la technique de polissages successifs décrite au chapitre 2.

Quel que soit le traitement pré-soudage, après stabilisation, tous les échantillons présentent une importante fissuration, comme on peut le voir sur le graphique de la figure 3-21, qui représente pour chaque traitement thermique pré-soudage, le nombre moyen de fissures observées, la taille moyenne des fissures, ainsi que la taille maximale des fissures observées.

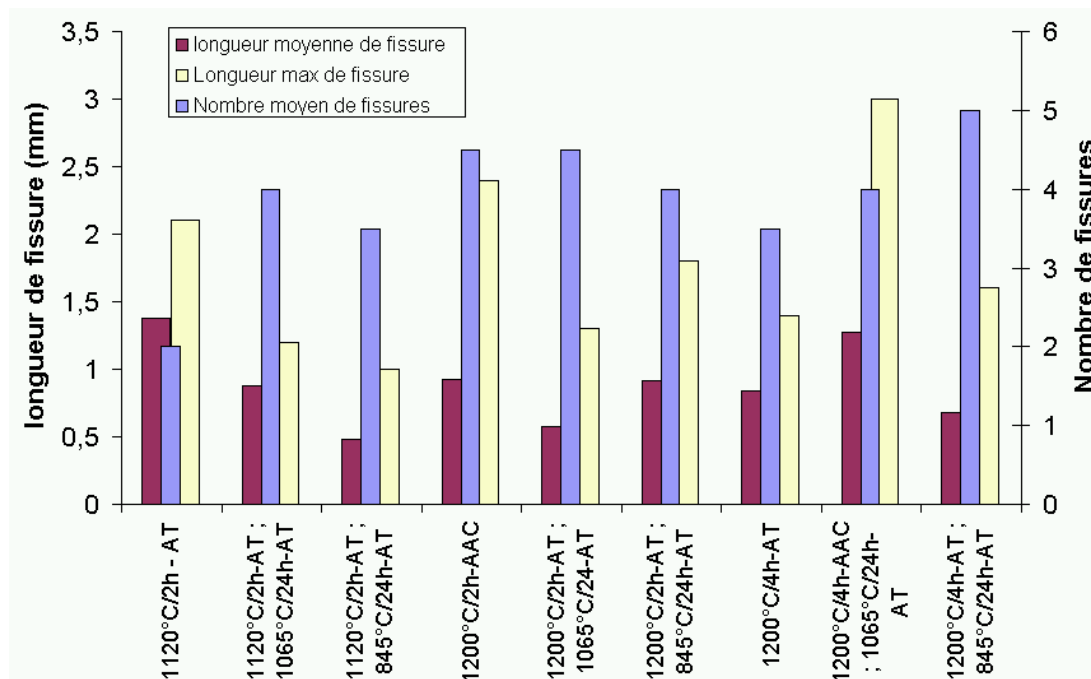


figure 3-21 : Observation du nombre et de la taille des fissures en fonction du traitement thermique pré-soudage

Les longueurs maximales de fissures sont comprises entre 1 et 3 mm. Elles sont situées dans la ZAT et se prolongent dans la zone fondue. Pour la totalité des échantillons, la longueur moyenne de fissure est de l'ordre du millimètre. La plus grosse différence concerne le nombre moyen de fissures qui évolue de 1,5 fissures à plus de 5 fissures.

En utilisant les duretés mesurées pour chaque traitement thermique et rapportées au chapitre 2, le nombre moyen de fissures après stabilisation peut être corrélé à l'évolution des fractions de γ' . Le graphique de la figure 3-22 présente le nombre moyen de fissures par rapport à la dureté correspondante à chaque état matière.

En dehors des échantillons ayant subi un traitement à 1065°C pendant 24 heures et qui présentent un nombre élevé de fissures, le nombre de fissures suit l'augmentation de dureté, liée aux traitements thermiques pré-soudage.

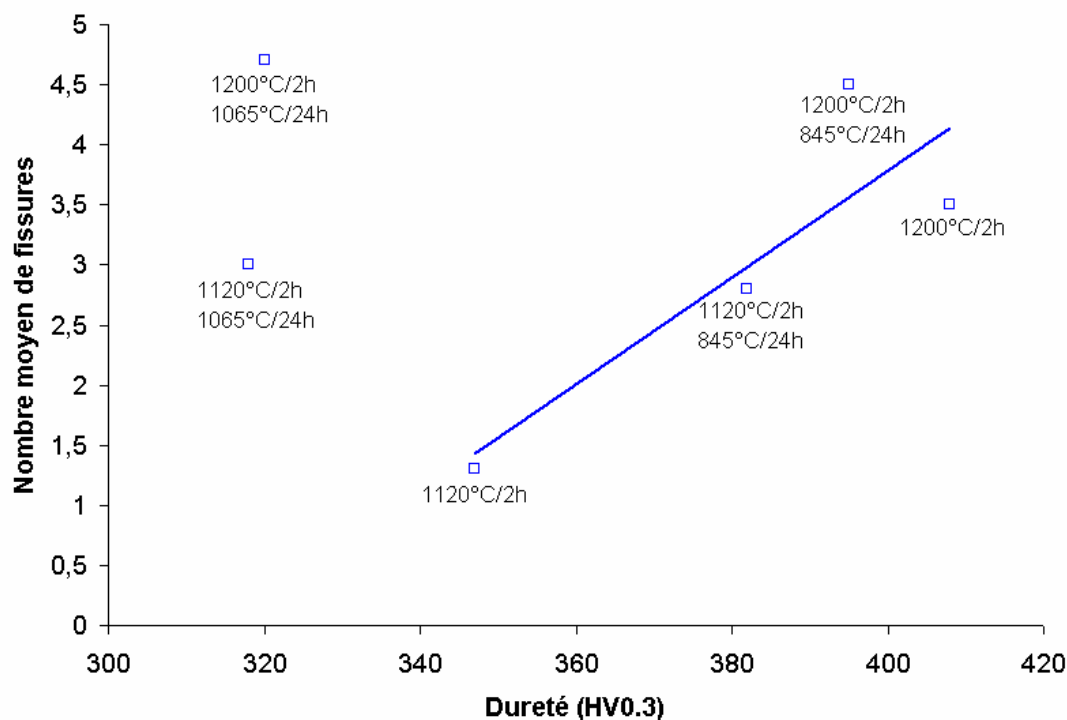


figure 3-22 : Corrélation entre le nombre de fissures et la dureté liée à l'état matière pré-soudage

Il a été montré dans le chapitre 2 que le traitement thermique à 1065°C avait pour effet de générer une répartition unimodale de précipités γ' primaires de grande taille. Ces échantillons sont donc susceptibles avant le traitement thermique de stabilisation de présenter de nombreuses microfissures dues à la liquation. Cela expliquerait que malgré la faible dureté du matériau un nombre important de fissures apparaissent après le traitement de stabilisation.

Pour les autres échantillons, le traitement thermique de stabilisation engendre une fissuration qui peut d'une manière générale être reliée à leurs duretés initiales, comme la fissuration au revenu est liée à l'incapacité du matériau à tolérer les déformations.

Il ressort de ces observations que le traitement thermique pré-soudage à 1120°C pendant 2 heures semble le mieux adapté pour limiter la fissuration de l'Inconel 738.

b. Influence de la recristallisation

D'après l'étude bibliographique, il existe deux origines possibles à la liquation. Pour l'Inconel 738, la cause de liquation le plus souvent évoquée est la liquation des précipités γ' . Cependant, il a été constaté au chapitre 2 qu'il y avait des ségrégations de titane aux joints de grains. Lors du soudage d'autres superalliages tels que l'Inconel 718 ou le Waspaloy, il a été démontré que la ségrégation de titane participait à l'apparition de films liquides aux joints de grains. Il a également été constaté que le traitement thermique de recristallisation permettait d'homogénéiser la répartition de titane entre les dendrites et les espaces interdendritiques.

Pour évaluer l'incidence de la recristallisation sur la soudabilité de l'Inconel 738, des lignes de fusion ont été effectuées sur des échantillons recristallisés.

Les résultats sont présentés sur le graphique de la figure 3-23.

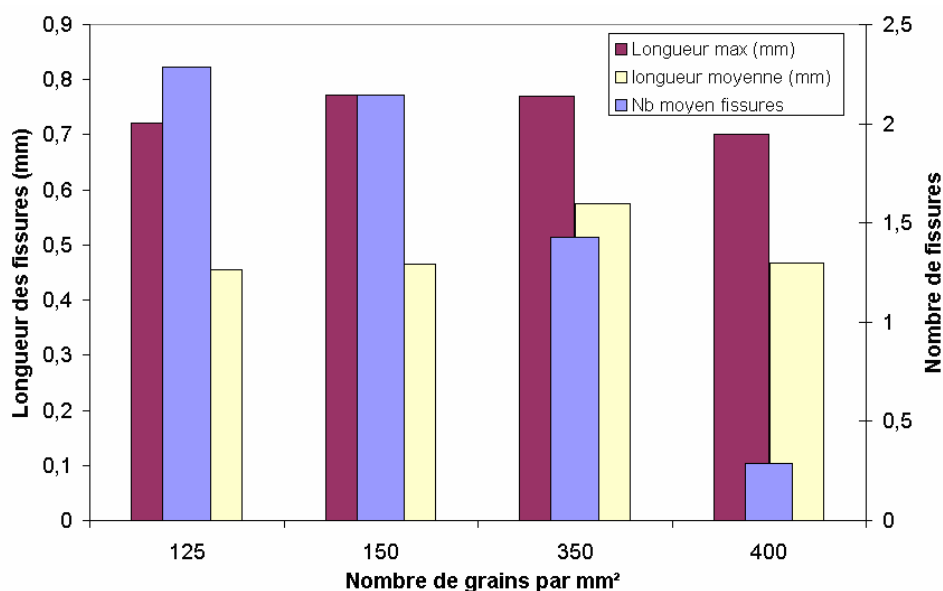


figure 3-23 : Observation du nombre et de la taille des fissures, suite à un soudage sous une intensité de 15A et une tension de 10V, à la vitesse de 0,3 mm/s, en fonction de la taille des grains

Les fissures observées sont intergranulaires et sont situées dans la zone affectée thermiquement et dans la zone fondue. La diminution de taille des grains induit une diminution du nombre de fissures. Par contre, la diminution de la taille des fissures n'est pas corrélée à la taille des grains. Bien qu'intéressants, ces résultats semblent difficilement exploitables pour des applications de rechargement. De plus une taille de grain de 90µm est obtenue à la suite d'un écrouissage de 26%, et ce niveau de recristallisation ne permet pas de s'affranchir de la présence de fissures.

3.3.1.2 Influence de l'énergie de soudage

a. Influence de la vitesse et de l'intensité

La puissance linéaire moyenne de soudage ($P = \frac{\text{tension} \times \text{intensité}}{\text{vitesse}}$) permet de jouer sur les gradients thermiques au cours du soudage. En effet, pour obtenir une taille de bain identique, si l'on diminue l'intensité de soudage, il est également nécessaire de diminuer la vitesse. Et une diminution de la vitesse de soudage entraîne une diminution des gradients thermiques en particulier dans la ZAT. Ainsi, pour effectuer un rechargement avec une intensité de 40 ampères, le soudeur déplace la torche à environ 1 mm.s⁻¹, alors que pour effectuer un rechargement à 30 ampères, il la déplace à environ 0,4 mm.s⁻¹. Les variations de vitesse observées sont liées au caractère manuel de l'opération de soudage. En effet, lors de cette opération, le soudeur ajuste sa

vitesse par rapport à l'allure du bain de fusion, pour que celui-ci garde tout le long du rechargement une dimension constante. D'autre part, même si la tension de soudage est réglée sur 10 Volts, il a été vu au chapitre 1 que ce paramètre est fortement dépendant de la hauteur d'arc. Les paramètres tension et vitesse permettent au soudeur d'ajuster la puissance pour garder une taille de bain constante.

La figure 3-24, montre que lors d'un rechargement à 40 ampères, le nombre moyen de fissures est compris entre 1,5 et 3,5, tandis que lors d'un rechargement sous une intensité de 30 ampères (figure 3-25), le nombre moyen de fissures est inférieur à 0,6. Les longueurs moyennes et maximales des fissures sont également fortement diminuées en passant de 40 ampères à 30 ampères.

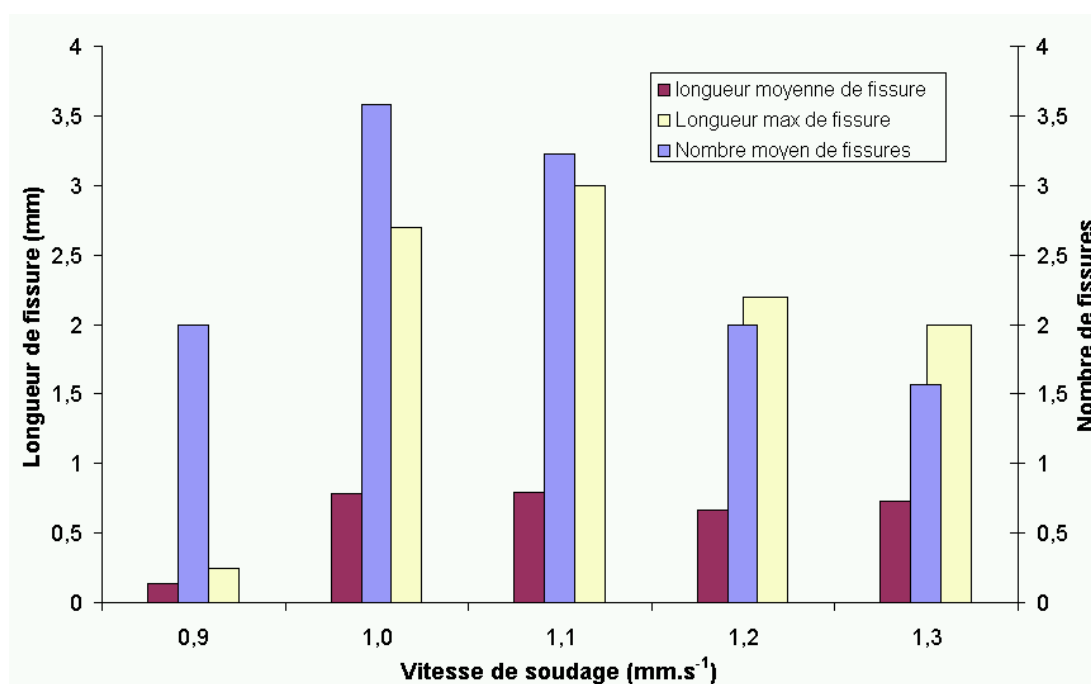


figure 3-24 : Observation du nombre et de la taille des fissures en fonction de la vitesse de soudage, au cours d'un rechargement sous une intensité de 40A

Cependant, le rechargement à 30 ampères ne permet pas de s'affranchir totalement de l'apparition de fissures, et en deçà de cette intensité, l'énergie de soudage est insuffisante pour qu'il y ait fusion du substrat.

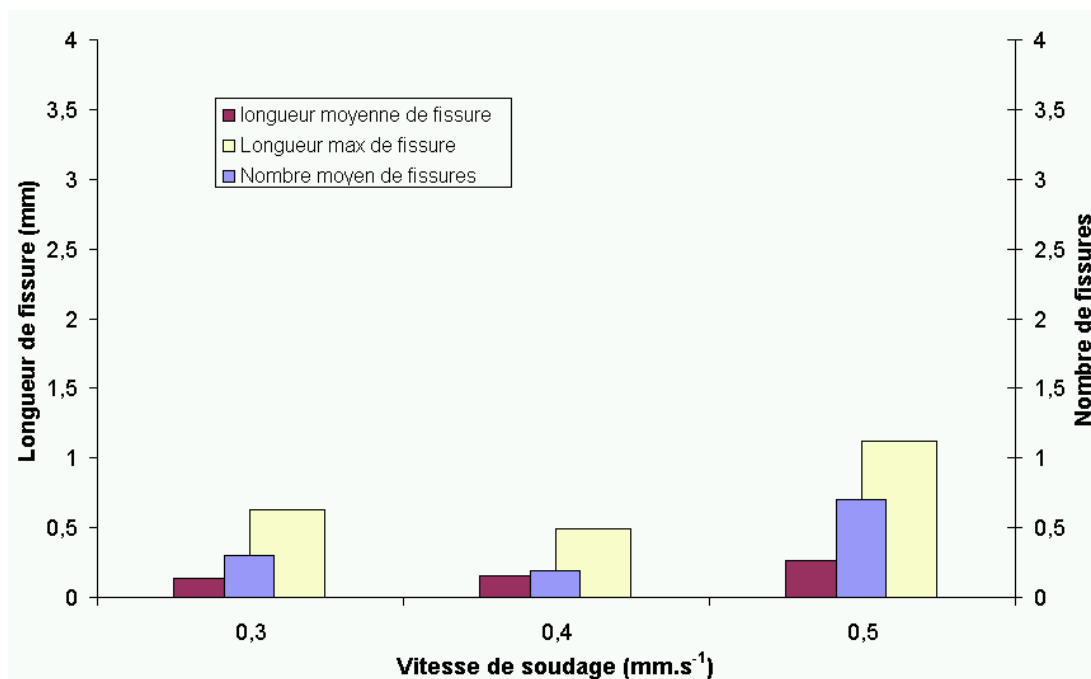


figure 3-25 : Observation du nombre et de la taille des fissures en fonction de la vitesse de soudage, au cours d'un rechargement sous une intensité de 30A

Pour diminuer de manière encore plus importante l'énergie linéaire de soudage, il est possible d'apporter des calories à l'ensemble de la zone à recharger, par le biais d'un système de préchauffage. En utilisant ce moyen, il est possible de diminuer encore l'intensité et donc les gradients thermiques.

b. Influence de la température de préchauffage

Les résultats obtenus lors des essais de rechargement avec préchauffage sont présentés à la figure 3-26. Le nombre ainsi que la taille des fissures détectées par examen micrographique confirment que l'augmentation de la température de préchauffage aboutit à une diminution de la sensibilité à la fissuration de l'Inconel 738. En particulier, à 750°C, une seule fissure a pu être observée sur une trentaine d'observations et en préchauffant à 950°C, aucune fissure n'a été observée.

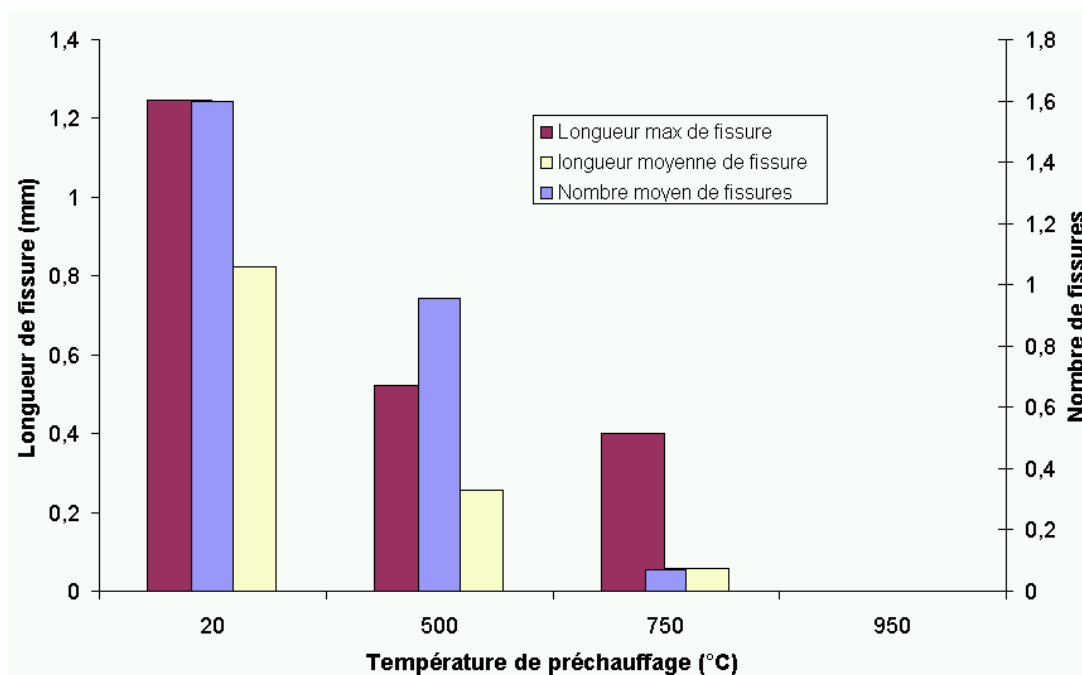


figure 3-26 : Observation du nombre et de la taille des fissures en fonction de la température de préchauffage

3.3.1.3 Influence du traitement thermique de stabilisation

Enfin, le dernier paramètre pouvant influencer sur la sensibilité à la fissuration est le traitement de stabilisation.

En effet, les essais de relaxation présentés au chapitre 2, ont montré que la vitesse de relaxation était liée à la température de préchauffage. Il a également été montré qu'une température de 650°C ne permettait pas d'obtenir une relaxation des contraintes. Par contre, nous savons aussi que le mécanisme de fissuration au revenu est lié à la précipitation des γ' qui intervient en même temps que la relaxation des contraintes. Pour éviter ce phénomène, un traitement thermique de stabilisation à une température située au dessus du domaine de précipitation des γ' a été essayé. Après un soudage sans préchauffage, tous les traitements de stabilisation ont engendré une importante fissuration. On note toutefois qu'une diminution des vitesses de chauffage entraîne une diminution de la fissuration. Le minimum de fissuration est obtenu suite au traitement de stabilisation à 1120°C avec des vitesses de chauffage à 5°C.min⁻¹, comme on peut le voir sur la figure 3-27.

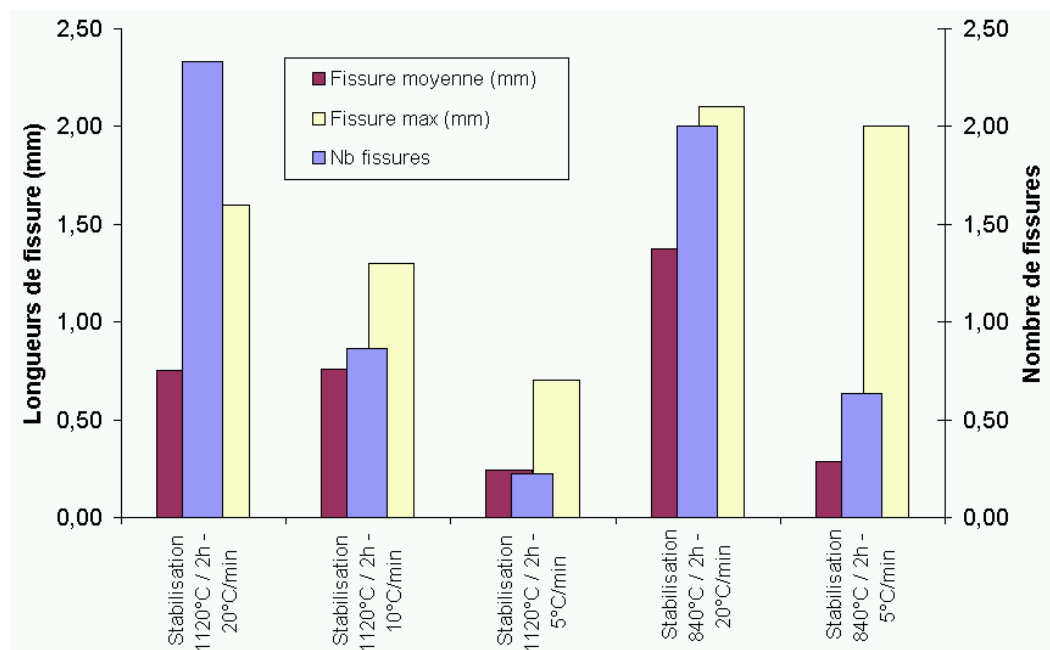


figure 3-27 : Influence du traitement thermique de stabilisation sur le nombre et la taille des fissures observées sur des échantillons ayant subi un traitement thermique pré-soudage de mise en solution à 1120°C pendant 2h et un soudage sans préchauffage sous une intensité de 40A

Suite aux essais de rechargement avec préchauffage, deux traitements de stabilisation ont été évalués. Il s'agit du traitement à 1120°C pendant 2h, avec un chauffage lent, à 5°C.min⁻¹ (figure 3-28) et du traitement classique de stabilisation à 840°C pendant 2h avec un chauffage à 5°C.min⁻¹ (figure 3-29).

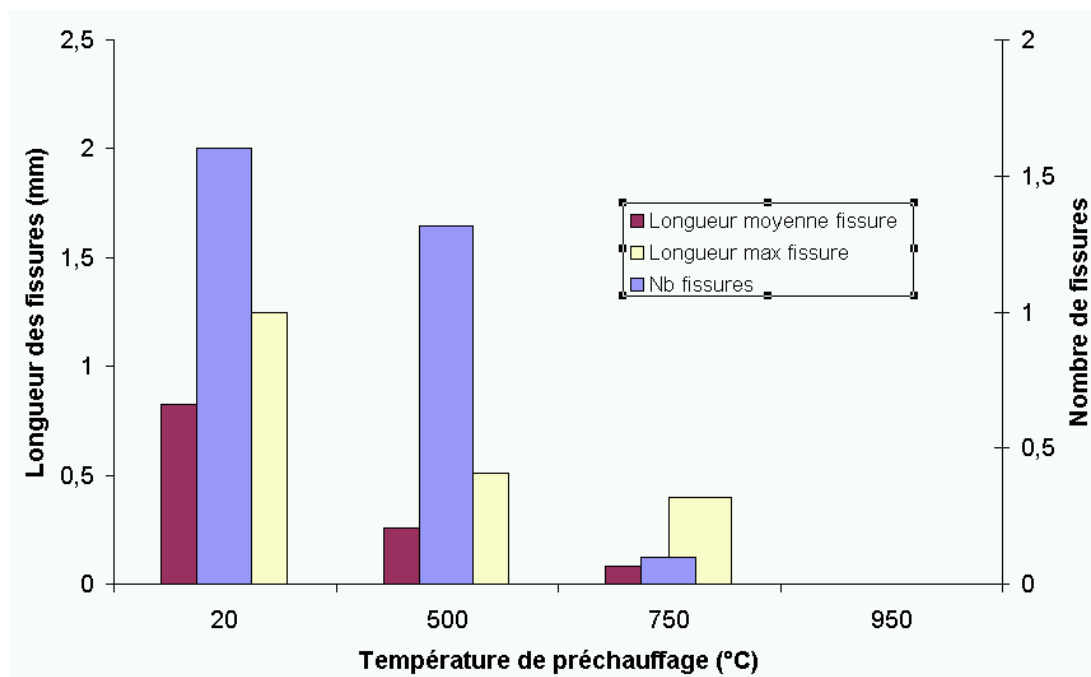


figure 3-28 : Influence de la stabilisation à 1120°C sur la fissuration après soudage avec préchauffage

L'observation des échantillons (figure 3-28 et figure 3-29) montre que la fissuration est plus importante suite au traitement de stabilisation à 1120°C que celle observée suite au traitement à 840°C.

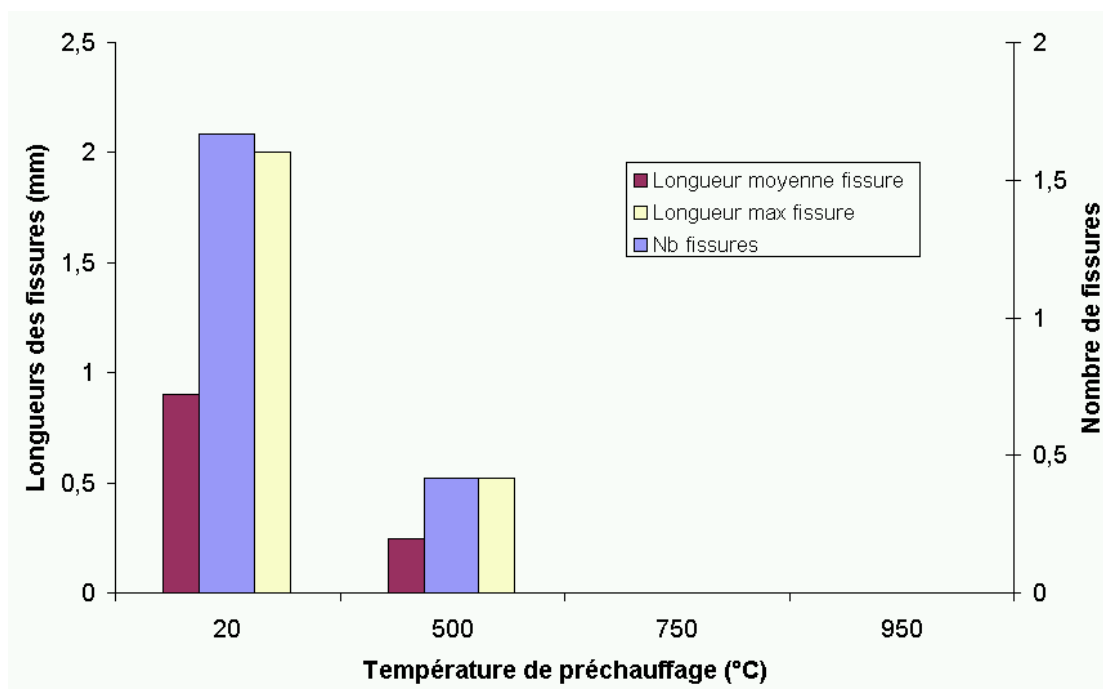


figure 3-29 : Influence de la stabilisation à 840°C sur la fissuration après soudage avec préchauffage

3.3.2 Recherche des causes de la fissuration au réchauffage

3.3.2.1 Caractérisation métallurgique

a. Observation morphologique de la ZAT

Les traitements de stabilisation à 840°C et à 1120°C aboutissent à deux microstructures fondamentalement différentes (figure 3-30).

Une observation à plus fort grossissement révèle que le traitement à 1120°C entraîne un grossissement important des précipités, y compris dans la zone fondue (figure 3-31). Avec ce traitement thermique, la microstructure est complètement homogénéisée entre la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le métal de base.

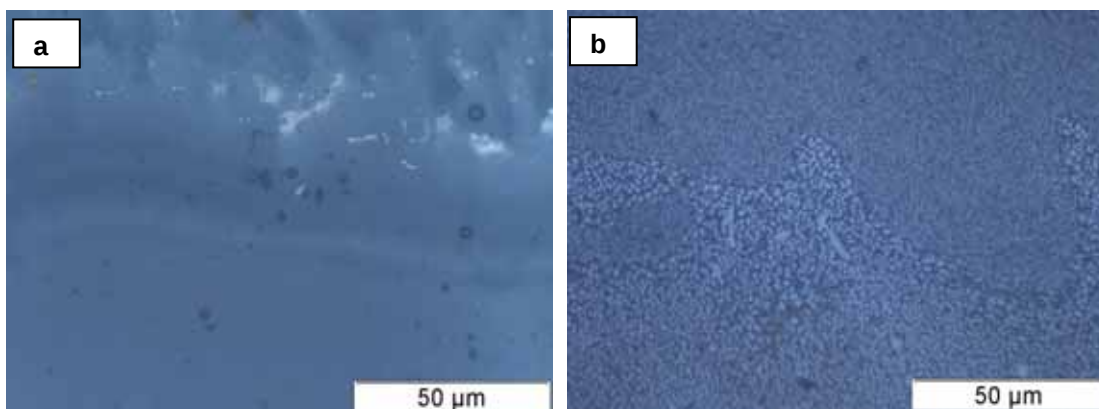
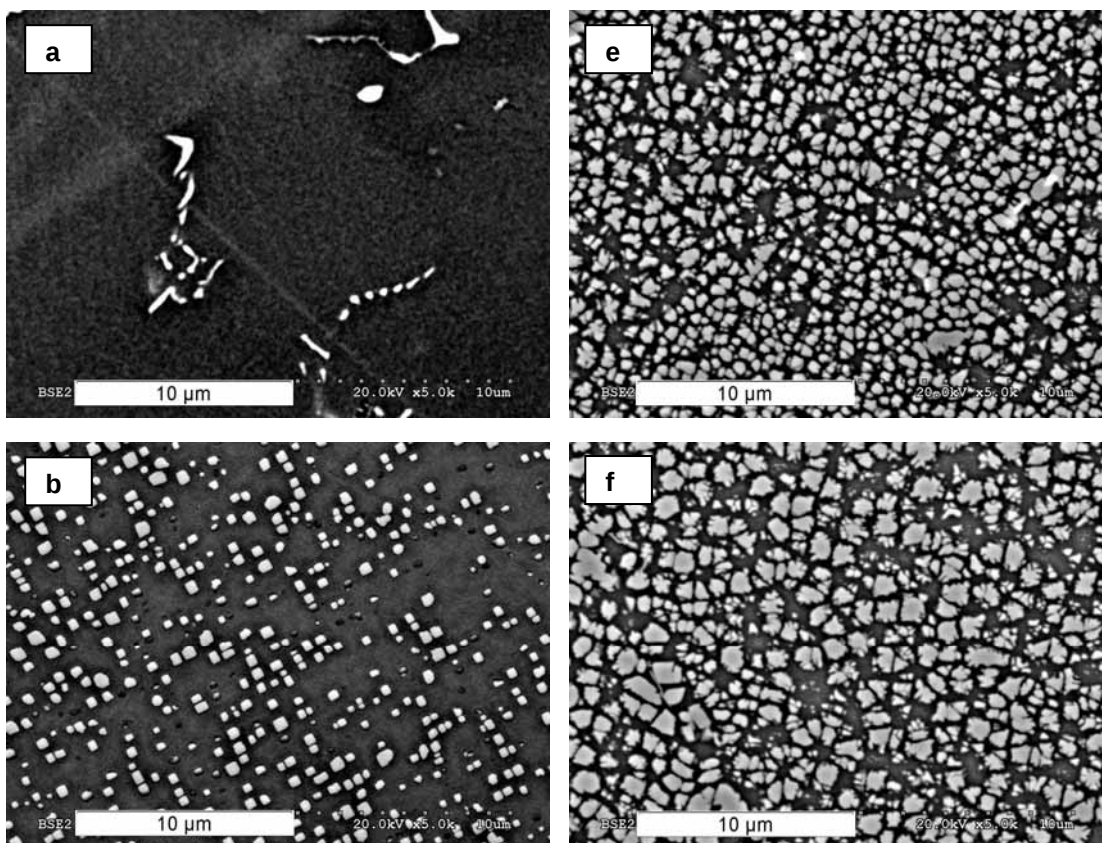


figure 3-30 : Observation au microscope optique de l'interface entre la zone fondue et la ZAT
a - Après le traitement de stabilisation à 840°C , b - Après le traitement de stabilisation à 1120°C

En revanche, il sera nécessaire par la suite d'effectuer un traitement de vieillissement, afin d'obtenir la microstructure compatible avec la résistance maximale à haute température. Au contraire, le traitement à 840°C étant le traitement classique de vieillissement de ce matériau, le composant pourra être utilisé directement après stabilisation, sans traitement supplémentaire. De plus comme les opérations de réparation sont effectuées sur des composants finis, il est intéressant de pouvoir utiliser un traitement thermique à basse température engendrant le moins de déformation possible.



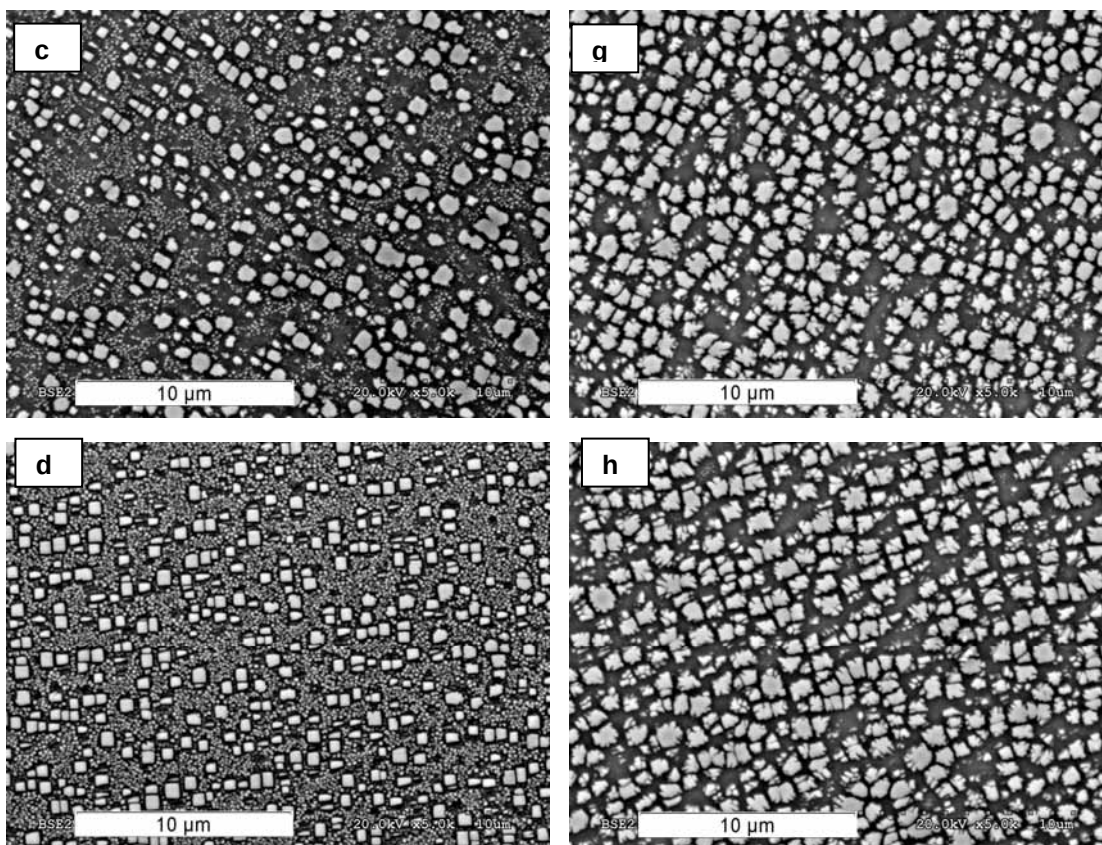
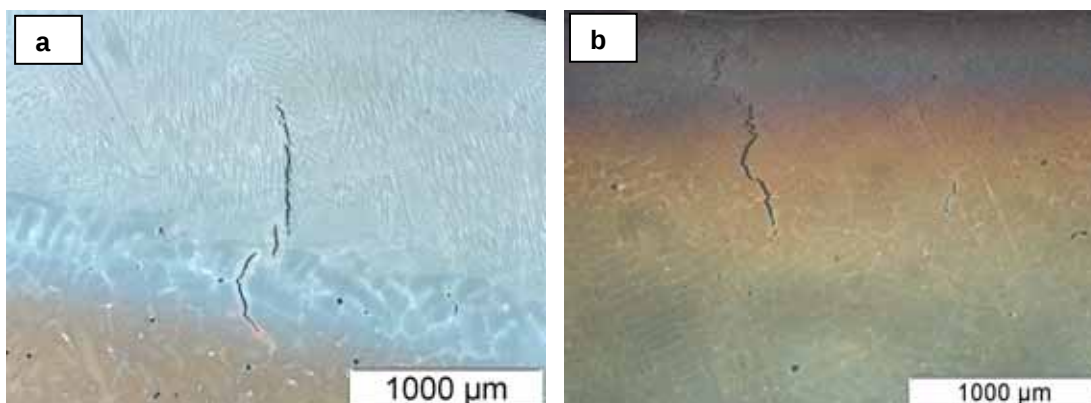


figure 3-31 : Microstructures observées sur les échantillons rechargés avec un préchauffage à 500°C suite aux traitements thermiques de stabilisation à 840 (a, b, c, d) et 1120°C (e, f, g, h)
 a – $y = 0$, b – $y = 0,4$, c – $y = 0,6$, d – $y = 1,4\text{mm}$
 e – $y = 0$, f – $y = 0,4$, g – $y = 0,6$, h – $y = 1,4\text{mm}$

b. Observation des fissures

L'observation de la ZAT après stabilisation montre des fissures sur les échantillons rechargés sans préchauffage, ainsi que sur ceux rechargés suite à un préchauffage à 500°C et 750°C.

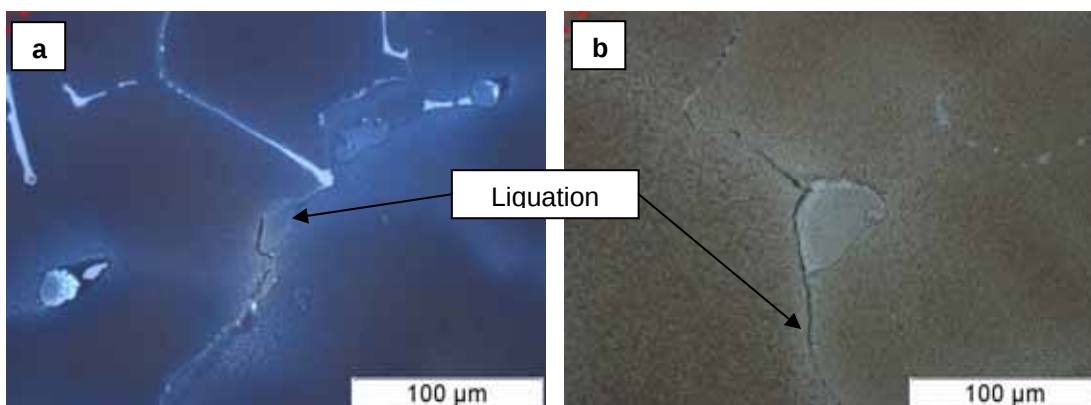
Les échantillons rechargés sans préchauffage sont cependant les seuls à présenter des fissures qui traversent à la fois la zone affectée thermiquement et la zone fondue. Ces fissures présentées à la figure 3-32 peuvent atteindre plusieurs millimètres alors qu'avec un préchauffage à 500°C, les plus grosses fissures observées ont une dimension de 0,4mm.



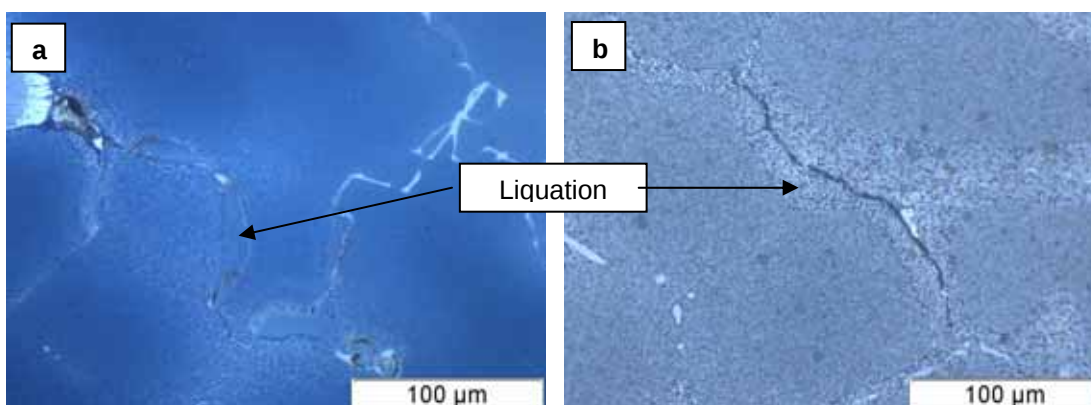
*figure 3-32 : Fissures induites au réchauffage
a – Suite à une stabilisation à 840°C, b – Suite à une stabilisation à 1120°C*

Les fissures observées sur les échantillons soudés (figure 3-33 et figure 3-34) avec préchauffage sont présentes exclusivement dans la zone affectée thermiquement et sont systématiquement entourées de traces de liquation.

Cela confirme l'effet néfaste que doit avoir la liquation sur le matériau. Il semble en effet que la liquation fragilise les joints de grains. Dans sa thèse, Q. Auzoux [2] évoquait le fait que les défauts générés lors du soudage des aciers inoxydables austénitiques (fissuration à chaud ou tout autre défaut) étaient susceptibles de servir de site d'amorçage préférentiel pour la fissuration en relaxation.



*figure 3-33 : Fissures induites au réchauffage suivant un rechargement avec préchauffage à 500°C
a – Suite à la stabilisation à 840°C, b – Suite à la stabilisation à 1120°C*



*figure 3-34 : Fissures induites au réchauffage suivant un rechargement avec préchauffage à 750°C
a – suite à la stabilisation à 840°C, b – suite à la stabilisation à 1120°C*

3.3.2.2 Caractérisation mécanique

Les courbes de microdureté présentées sur les graphiques des figures 3-35 et 3-36 montrent que le traitement thermique de stabilisation à 1120°C aboutit à une parfaite homogénéisation de la microstructure. Au contraire, sur le graphique représentant la microdureté suite à un traitement de stabilisation à 840°C, on retrouve le même profil de dureté qu'avant le traitement de stabilisation (figure 3-35), avec une dureté de l'ordre de 450, 460 HV dans la zone fondue, et une décroissance

plus ou moins lente de la dureté dans la zone affectée thermiquement, en fonction de la température de préchauffage.

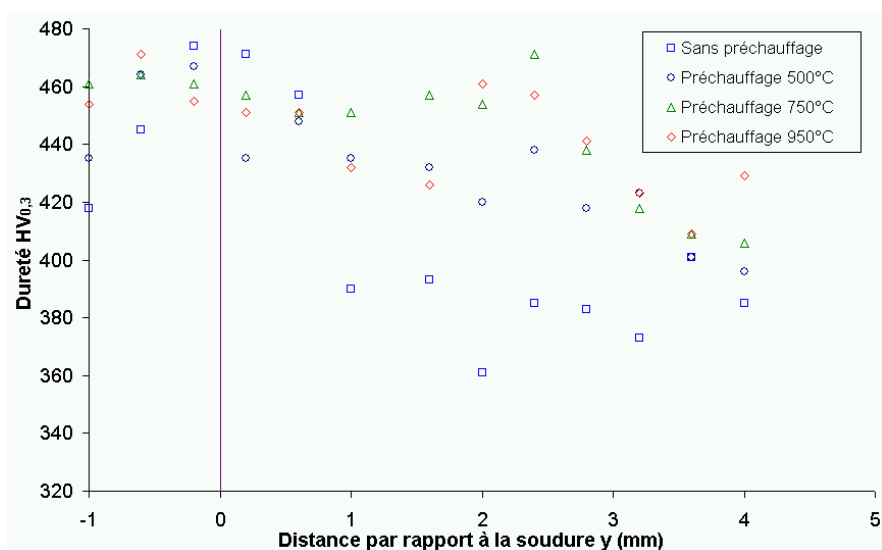


figure 3-35 : Filiations de microdureté au travers de la zone fondue et de la ZAT après stabilisation à 840°C

Les filiations de microdureté mesurées sur les échantillons stabilisés à 1120°C (figure 3-36) sont en accord avec les micrographies présentées à la figure 3-31. En effet, comme pour les micrographies, il n'y a pas de différence entre la dureté de la ZAT et celle de la zone fondue.

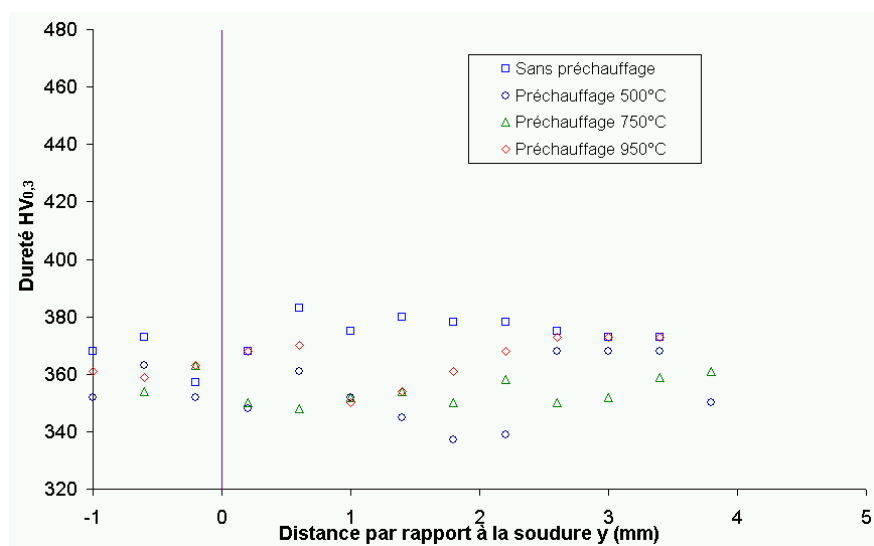


figure 3-36 : Filiations de microdureté au travers de la ZAT après stabilisation à 1120°C

Par conséquent, suite à une opération de rechargement, l'Inconel 738 est déjà extrêmement durci (470 HV) et il ne risque donc pas de se produire de précipitation supplémentaire au cours du traitement de relaxation des contraintes. La fissuration au cours du traitement de stabilisation est donc contrôlée par le niveau des contraintes qui se concentrent aux joints de grain et qui engendrent leur rupture.

3.4 Validation du procédé choisi : caractérisation des rechargements

Les microfissures rendent le matériau sensible en particulier aux sollicitations en fatigue.

Afin de caractériser l'abatement de tenue mécanique lié au rechargement, nous avons effectué des essais de fatigue sur des éprouvettes rechargées dans différentes conditions.

La fatigue constitue le mode de sollicitation le plus défavorable du point de vue de la propagation des fissures.

Les essais de rechargement ont été réalisés sur 19 éprouvettes (figure 3-37) en Inconel 738. Centrée sur chaque éprouvette, une gorge d'une longueur de 22 mm pour 2,5 mm de large et 1 mm de profondeur est usinée.

Avant rechargement, les 19 éprouvettes ont subi un traitement thermique de mise en solution sous vide dans un four. Les essais effectués sur les éprouvettes à température ambiante et sur celles préchauffées à 500°C, ont respectivement été réalisés avec des intensités de 40 A et 30 A. Les éprouvettes préchauffées à 750 et 950°C ont été rechargées avec des intensités de 30 A. Suite au soudage, les éprouvettes ont subi le traitement de stabilisation à 840°C pendant 2 heures.

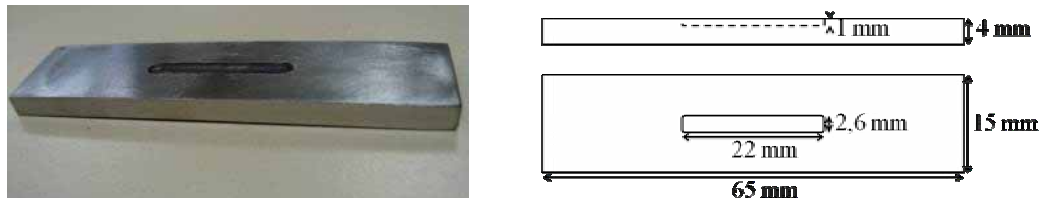


figure 3-37 : Epreuves utilisées pour les essais de fatigue

Après rechargement, les éprouvettes ont été analysées par radiographie X. Cet examen a révélé des fissures supérieures à 1 mm sur les éprouvettes rechargées sans préchauffage et inférieures à 0,5 mm sur les éprouvettes rechargées avec un préchauffage à 500°C.

La tenue en fatigue des éprouvettes a été évaluée au cours d'essais de fatigue en flexion 4 points. Cette configuration a été choisie, car elle permet d'utiliser des éprouvettes représentatives d'une opération de rechargement et de tester en tension la zone rechargée (figure 3-38).



figure 3-38 : Sollicitation de la zone rechargée en tension au cours des essais de fatigue

Les essais ont été réalisés à température ambiante, soit environ 20°C, les variations en terme de durée de vie étant plus importantes à cette température. Le cycle de contraintes appliqué aux éprouvettes est une contrainte ondulée tension - tension. Le rapport entre contrainte minimale et maximale, appelé R, a été fixée à 0,05. La valeur de contrainte appliquée à l'éprouvette a été déterminée à partir du diagramme de Goodman de l'Inconel 738. Dans le cas d'une éprouvette avec une structure saine équivalente à celle du matériau non rechargé, la durée de vie devrait être dans ces conditions supérieure à 10^6 cycles.

Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 3-39.

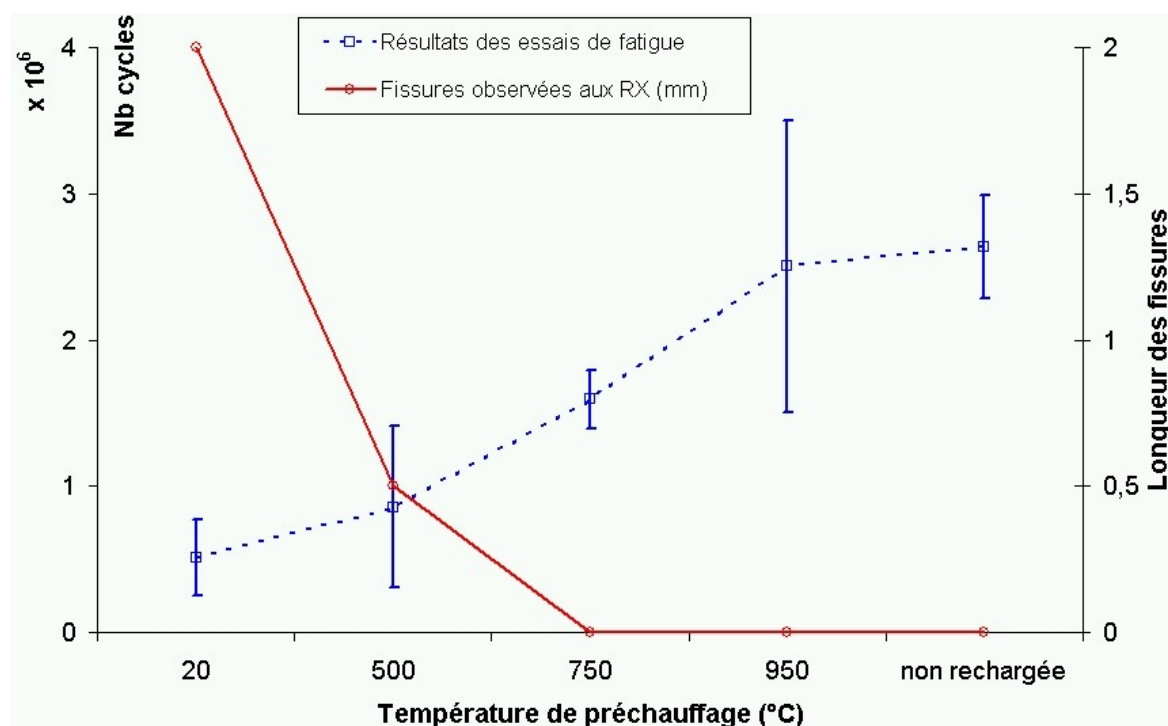


figure 3-39 : Résultats des essais de fatigue

Les résultats des essais de fatigue par flexion plane des éprouvettes rechargées à température ambiante sont faibles, en moyenne 500 000 cycles. Concernant celles préchauffées à 500°C, la durée de vie est également courte. Le nombre moyen de cycles auxquels les éprouvettes préchauffées à 750°C lors du rechargement ont résisté avant de rompre, est de l'ordre de 1 500 000. Ces résultats sont prometteurs car ils tendent vers les valeurs obtenues sur des éprouvettes non rechargées. Les essais effectués sur les éprouvettes préchauffées à 950°C ont été arrêtés avant rupture, lorsque leur durée de vie était supérieure à 2 000 000 de cycles.

Les résultats présentés à la figure 3-39 montrent le lien entre les criques observées en radiographie et les résultats obtenus en fatigue. Il ressort clairement que les durées de vie sont nettement allongées pour les échantillons n'ayant pas présenté d'indications lors du contrôle rayons X.

3.5 Discussion : recherche expérimentale des causes de la fissuration

Dans cette étude expérimentale, nous avons vu qu'il pouvait apparaître au cours du rechargement ou au cours du traitement de stabilisation, plusieurs types de fissures.

Les fissures qui apparaissent au cours du procédé de rechargement peuvent être liées à la liquation intergranulaire des précipités γ' ou au « strain age cracking ». Les traitements thermiques pré-soudage ne permettent pas de s'affranchir de ces deux types de fissurations. En effet, après un traitement de mise en solution à 1120°C, les précipités γ' primaires sont gros et favorisent la liquation. A l'inverse, un traitement de stabilisation à une température supérieure à 1200°C produit une précipitation fine responsable d'un durcissement important de la matrice et aboutit à l'apparition de fissures de réchauffage.

Le moyen le plus efficace pour diminuer la sensibilité de l'Inconel 738 à la fissuration consiste à utiliser une énergie de soudage minimale permettant de limiter le niveau de contraintes développées en cours de soudage, ainsi que le niveau des contraintes résiduelles. Nous avons pu constater sur les échantillons soudés avec un préchauffage à 950°C, que l'apparition de traces de liquation au cours du soudage n'aboutissait pas nécessairement au développement de fissures de réchauffage au cours du traitement de stabilisation.

Toutefois, nous avons également noté que dans le cas des échantillons présentant une fissuration après soudage avec préchauffage, les fissures apparaissaient systématiquement au niveau des traces de liquation.

Donc même si ce sont les contraintes qui sont directement responsables de la présence de fissures, il peut être intéressant de chercher des paramètres de soudage permettant de limiter au maximum les niveaux de contraintes, mais également le risque de liquation.

Dans le chapitre 4, nous présentons un modèle de simulation numérique du soudage. La mise au point d'un tel modèle nous permettra de calculer les niveaux de contraintes résiduelles à la fin du rechargement et d'effectuer une recherche des paramètres opératoires permettant de les minimiser.

Chapitre 4 :

Simulation numérique du rechargement de l'Inconel 738

4.1	Généralités sur la modélisation numérique du soudage.....	112
4.1.1	Couplage thermo-mécano-métallurgique	113
4.1.1.1	Couplage thermo-métallurgique	114
4.1.1.2	Couplage thermo-mécanique	115
4.1.1.3	Couplage mécano-métallurgique	115
4.1.2	Modèle thermique	116
4.1.2.1	Equation de la chaleur	116
4.1.2.2	Modélisation de la source de chaleur	116
4.1.3	Modèle mécanique du soudage	124
4.1.4	Modélisation métallurgique du soudage	125
4.1.5	Représentation schématique de la méthode de calcul	125
4.2	Application du modèle sur un cas simple de simulation numérique du soudage..	126
4.2.1	Modèle numérique pour la thermique.....	129
4.2.1.1	Paramètres de la source de chaleur	129
4.2.1.2	Caractéristiques thermiques du matériau jusqu'à la fusion	132
4.2.1.3	Echanges par convection et rayonnement	135
4.2.1.4	Conclusions sur les hypothèses de la modélisation thermique	135
4.2.2	Modèle numérique pour le problème mécanique	136
4.2.2.1	Caractéristiques du matériau	136
4.2.2.2	Conditions aux limites	139
4.2.3	Validation du modèle de simulation d'une ligne de fusion	140
4.2.3.1	Validation des résultats sur le plan thermique et ajustage des paramètres du modèle.....	140
4.2.3.2	Validation des résultats relatifs aux aspects mécaniques	142
4.2.3.3	Conclusions.....	148
4.3	Application du modèle de simulation numérique du soudage au rechargement de l'Inconel 738	148
4.3.1.1	Prise en compte de l'apport de métal dans le modèle.....	149
4.3.1.2	Validation du modèle de rechargement.....	150
4.3.1.3	Couplage mécano-métallurgique	152
4.4	Conclusions	154

CHAPITRE 4 : Simulation numérique du rechargement de l'Inconel 738

Une opération de rechargement d'une pièce par procédé TIG consiste à déposer un métal en fusion par déplacement d'une source de chaleur. Le passage de la source provoque sur la pièce des gradients thermiques, qui s'accompagnent de phénomènes de changements de phases : transformations solide / liquide au cours du chauffage, puis liquide / solide au cours du refroidissement.

Au cours du soudage par procédé TIG de l'Inconel 738, il apparaît très souvent une fissuration. Les fissures liées au rechargement de ce matériau sont de deux types. Les fissures induites par liquation sont liées à la fois à la dissolution des précipités de type γ' primaires au cours du soudage et à l'état de contraintes qui se développe au passage de la source de chaleur. Les fissures induites au réchauffage sont quant à elles liées à l'état de précipitation du matériau ainsi qu'aux contraintes résiduelles qui existent dans la pièce à la fin du soudage.

La fissuration est donc liée pour cet alliage aux caractéristiques (taille et proportion) de la phase γ' ainsi qu'à l'apparition des contraintes résiduelles pendant le soudage.

Dans le but de prédire la qualité (métallurgie et état de contraintes résiduelles) de la pièce rechargée en relation avec les paramètres opératoires du soudage (tension, intensité, vitesse), nous avons développé un modèle numérique qui s'appuie sur un couplage des différents phénomènes, thermiques, mécaniques et métallurgiques, impliqués dans l'opération de rechargement.

Dans ce chapitre, nous allons nous attacher à déterminer les paramètres influents de manière significative sur les champs de température, contrainte et déformation. Toutes les simulations numériques présentées dans ce travail ont été réalisées sur le logiciel de calcul par éléments finis Abaqus.

Dans cette partie, après le rappel de quelques points importants sur la méthode de résolution des éléments finis pour un problème thermique, nous nous intéresserons à l'étude de l'influence des différentes hypothèses prises pour la mise en place du modèle. Tous les résultats seront comparés aux mesures expérimentales obtenues au cours du soudage sur un cas test.

4.1 Généralités sur la modélisation numérique du soudage

Sous l'effet des conditions thermiques, le matériau peut subir des transformations de phases qui modifient les propriétés mécaniques finales de l'assemblage. D'autre part, les déformations

plastiques ou viscoplastiques très hétérogènes que subit la matière pendant l'opération de rechargement sont responsables de distorsions et de l'apparition de contraintes résiduelles parfois très importantes après refroidissement qui peuvent altérer la durée de vie de l'assemblage. Enfin, comme cela a été développé dans les chapitres précédents, les conditions particulières propres au soudage sont responsables de l'apparition de fissures, qui peuvent être la cause de ruptures prématurées des pièces.

4.1.1 Couplage thermo-mécano-métallurgique

Pour les procédés de soudage à l'arc électrique, l'apport de chaleur localisé créé par l'arc constitue le chargement thermique auquel la structure va réagir, selon ses propriétés intrinsèques et les conditions aux limites qui lui sont imposées sur ses frontières. Ce chargement thermique va avoir pour effet de produire un champ thermique qui évolue au cœur de la pièce selon les lois de la diffusion de la chaleur en fonction du déplacement de la source. L'évolution des conditions thermiques va également engendrer des transformations métallurgiques et des variations des propriétés mécaniques de l'alliage.

L'opération de soudage est donc un processus complexe qui fait intervenir différents phénomènes physiques de nature thermique, métallurgique et mécanique (figure 4-1).

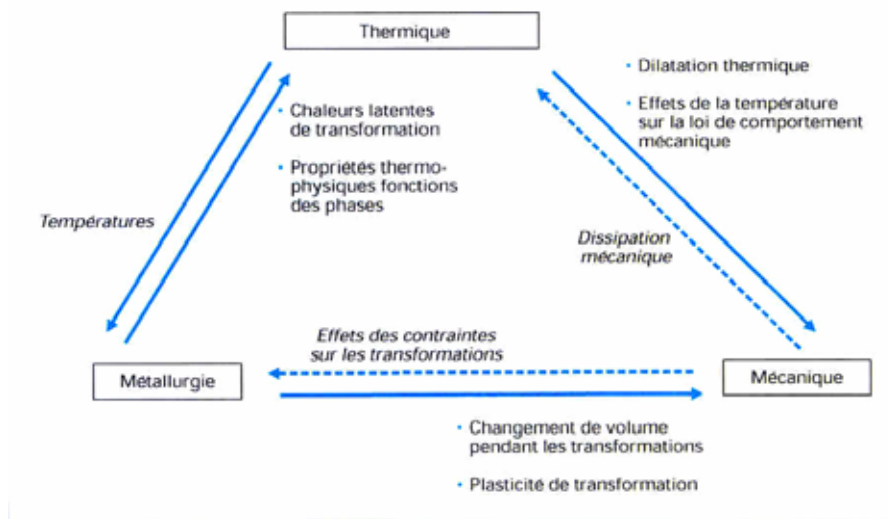


figure 4-1 : Représentation schématique des couplages multiphysiques existant dans une opération de soudage [6]

Nous allons maintenant étudier plus précisément les interactions entre ces différents phénomènes afin de proposer un modèle de simulation numérique de l'opération de rechargement.

4.1.1.1 Couplage thermo-métallurgique

Le soudage consiste en un chargement thermique local sur la pièce à souder. Ce chargement thermique évolue en fonction des propriétés thermophysiques du matériau (conductivité thermique, capacité calorifique...) et de mécanismes métallurgiques. En effet, la variation de température peut entraîner une transformation de phase avec pour conséquence une modification des propriétés thermophysiques du matériau. Comme on peut le constater, par exemple dans le cas d'un acier faiblement allié, l'enthalpie (figure 4.2 – a) et la conductivité thermique (figure 4.2 – b) évoluent en fonction de la température.

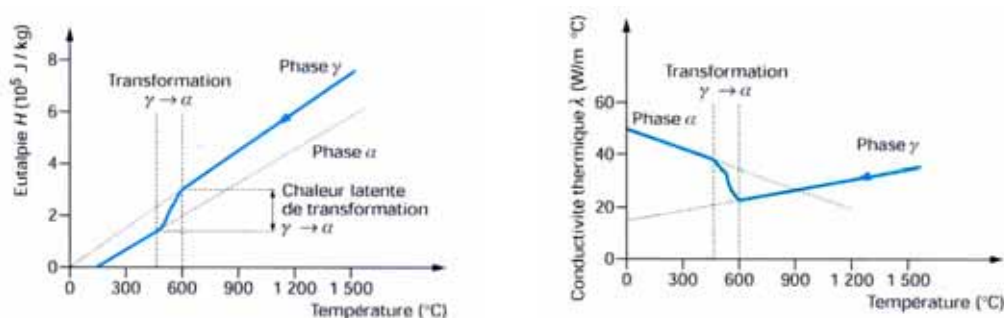


figure 4-2 : Influence des changements de phases sur les propriétés thermiques d'un acier
a – Evolution de l'enthalpie, b – Evolution de la conductivité [6]

La figure 4-2.b montre clairement que la transformation de phase $\gamma \rightarrow \alpha$ provoque une variation brutale de la conductivité thermique, les deux phases α et γ ayant des conductivités très différentes.

Cette transformation de phase s'accompagne également d'une dissipation de chaleur (figure 4-2.a) égale à la chaleur latente de fusion, qui influence le champ thermique.

Il ressort de ces graphiques que dans le cas d'un acier, le couplage thermo-métallurgique est un couplage fort, dans la mesure où les deux phénomènes ont une influence mutuelle.

Dans le cas de l'Inconel 738, les courbes d'analyse calorimétrique différentielle présentées à la figure 2-8 montrent que la chaleur latente de fusion peut avoir une incidence sur les champs de température présents dans la pièce au cours du soudage. En effet, les chaleurs latentes de précipitation et de dissolution des précipités γ' représentent une énergie de l'ordre de 3000 J.kg^{-1} , tandis que la chaleur latente de fusion représente une énergie cent fois plus élevée, de l'ordre de $300\,000 \text{ J.kg}^{-1}$. Nous avons donc négligé les chaleurs latentes de précipitation et de dissolution des γ' et dans le modèle que nous avons développé, seule la chaleur latente de fusion est prise en compte.

4.1.1.2 Couplage thermo-mécanique

Les variations de température provoquent des déformations, à cause des phénomènes de dilatation. Les déformations irréversibles s'accompagnent d'une plastification du matériau, aboutissant alors à une dissipation énergétique sous forme de chaleur dans le matériau. Pour être prise en compte dans un modèle numérique, cette dissipation de chaleur nécessite simplement l'ajout d'un terme source dans l'équation de la chaleur résolue avec un couplage thermo-mécanique [62, 18].

Toutefois, N. Kerrouault souligne [37] que d'une façon générale, une déformation plastique de 1% sous une sollicitation de 400MPa, qui plus est avec l'hypothèse d'adiabaticité, est seulement responsable d'une élévation de température de l'ordre du degré et est de ce fait négligeable devant l'apport de chaleur inhérent au procédé.

Le problème thermo-mécanique du soudage sera donc traité avec un couplage faible [33], qui consiste à résoudre le problème thermique, dont les résultats sont utilisés comme donnée d'entrée du calcul mécanique. Dans ces conditions, la mécanique, n'a aucun effet sur les champs thermiques.

4.1.1.3 Couplage mécano-métallurgique

Pour certains matériaux, les changements de phase se traduisent par une modification de leur structure cristalline. Par exemple, dans le cas de la transformation de la ferrite en austénite, le matériau passe d'une structure cubique centrée à une structure cubique faces centrées. Le changement de volume résultant de cette transformation peut être fortement générateur de contraintes et de déformations résiduelles.

L'influence de la mécanique sur la métallurgie a lieu quant à elle par des processus de recristallisations dynamiques, au cours desquels, les champs de contrainte et / ou de déformation ont une influence sur la métallurgie de l'alliage.

Dans le cas des superalliages base nickel durcis par précipitation comme l'Inconel 738, la seule transformation métallurgique consiste en la précipitation de la phase durcissante de type γ' . La structure des précipités γ' est cubique, et est cohérente avec le réseau cristallin de la matrice de structure cubique faces centrées. La précipitation n'induit donc pas de variations importantes de volumes. Ce constat est validé par la courbe d'évolution du coefficient de dilatation de l'Inconel 738 (figure 4-3), qui montre une très légère discontinuité vers 950°C au moment où débute la dissolution des précipités γ' . Cette faible variation de pente signifie que la métallurgie n'a pas une grande influence sur les variations de volumes de l'Inconel 738 au cours d'un cycle de chauffage.

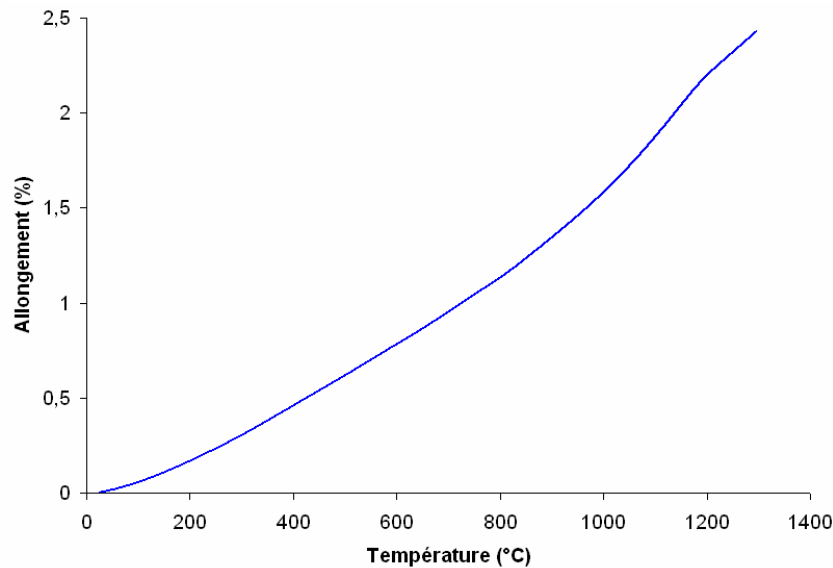


figure 4-3 : Courbe d'allongement de l'Inconel 738 en fonction de la température mesurée par TMA

Toutefois, afin de rendre compte le plus précisément possible du comportement de l'Inconel 738 au cours du soudage, il sera possible de considérer dans le modèle, l'évolution réelle du coefficient de dilatation en fonction de la température.

4.1.2 Modèle thermique

4.1.2.1 Equation de la chaleur

Les transferts de chaleur en phase solide au cours de l'opération de soudage sont décrits par l'équation de la chaleur :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} - \lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) - q = 0 \quad (4-1)$$

où :

ρ représente la masse volumique, C_p la capacité calorifique, λ la conductivité thermique et q la quantité de chaleur apportée par la torche (figure 4.3).

4.1.2.2 Modélisation de la source de chaleur

Le procédé de rechargement TIG consiste à chauffer localement la pièce à réparer jusqu'à fusion du métal. Le flux de chaleur généré au cours du soudage TIG est le résultat d'interactions complexes entre le plasma de l'arc et la matière. La forme et le comportement du bain de fusion sont quant à eux liés à des mouvements de convection fluides, aux gradients de tensions de surface, à des forces électromagnétiques (partie droite de la figure 4-4). Il existe deux approches pour modéliser cet apport de chaleur local.

La première, actuellement en développement [65, 61, 87, 22, 40, 88], consiste à modéliser finement les différents phénomènes physiques de l'opération de soudage et à calculer les champs thermiques résultant de la formation du plasma de l'arc et de l'interaction entre l'arc et la surface de la pièce à recharger. Dans ces modèles, le calcul a aussi pour objectif de prédire la formation et l'évolution du bain liquide.

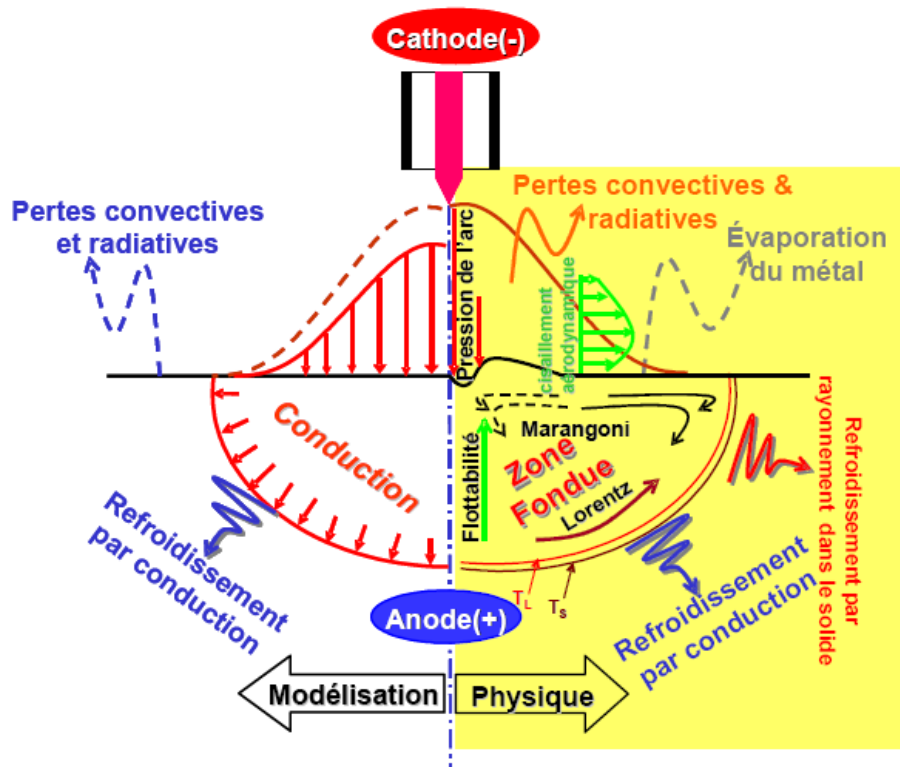


figure 4-4 : Simplifications des échanges thermiques dans un modèle de simulation numérique du soudage [21]

Cependant, les codes de calcul industriels indispensables pour modéliser l'ensemble de l'opération de soudage et des couplages métal-thermo-mécaniques qui en résultent ne permettent pas à ce jour d'effectuer ce type de calcul couplé solides et fluides.

Une seconde approche, plus facile à mettre en œuvre (partie gauche de la figure 4-4), consiste à assimiler l'arc électrique à une source de chaleur définie analytiquement et permettant de rendre compte le plus fidèlement possible des champs de températures réellement présents dans la pièce au cours d'une opération de soudage TIG.

Lors d'une opération de soudage, la quantité de chaleur apportée est liée aux paramètres tension et intensité réglés sur le générateur de courant. Comme nous l'avons vu au chapitre 1, le rendement est dépendant de la hauteur d'arc. En effet, pour un procédé donné, et une intensité de soudage fixée, la quantité de chaleur dissipée dans le milieu augmente lorsque la hauteur d'arc augmente. Un accroissement de la hauteur d'arc conduit donc à une augmentation de la puissance dissipée par l'arc (augmentation de la tension U), mais en même temps à une diminution du rendement de l'arc qui tend à atténuer l'augmentation de la puissance efficace.

La puissance globale apportée par l'arc à la pièce peut donc être exprimée par :

$$P = \eta \times U \times I \quad (4-2)$$

où U est égal à la tension (V), I à l'intensité (A) et η au rendement.

Une formulation de source équivalente analytique représentative du soudage TIG consiste donc à exprimer une répartition de la puissance q de manière à apporter des calories à un volume représentatif de celui réellement affecté par le soudage.

Dans la suite, les principales sources analytiques exprimées dans la littérature pour modéliser le flux de chaleur apporté lors d'une opération de soudage TIG sont présentées.

a. Source gaussienne surfacique

La source Gaussienne exprimée par Rykaline en 1957 [26] permet d'éviter la singularité du flux de chaleur ponctuel. Cette source s'appuie sur le constat de la forme en cloche de l'arc électrique de soudage (figure 4-5). Il s'agit d'une source surfacique. La totalité de l'énergie est déposée sur la face endroit selon une distribution gaussienne décrite par l'équation 4.3 :

$$q(x, y) = \frac{3\eta UI}{\pi r_a^2} \exp\left[-\frac{3(x^2 + y^2)}{r_a^2}\right] \quad (4-3)$$

où r_a est le rayon du disque dans lequel 95% de l'énergie de soudage est déposé

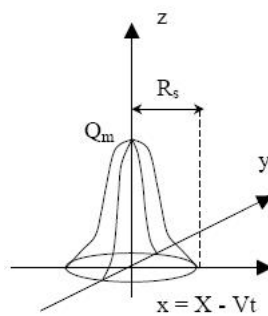


figure 4-5 : Source gaussienne [16]

Pour cette source les deux coefficients r_a et le rendement η permettent d'ajuster le flux de chaleur afin d'obtenir la meilleure corrélation possible entre les résultats numériques et expérimentaux.

b. Source KERROUAULT

N. Kerrouault [37] a reformulé la source Gaussienne, en s'appuyant sur l'analyse du rayonnement entre l'électrode de tungstène et la pièce.

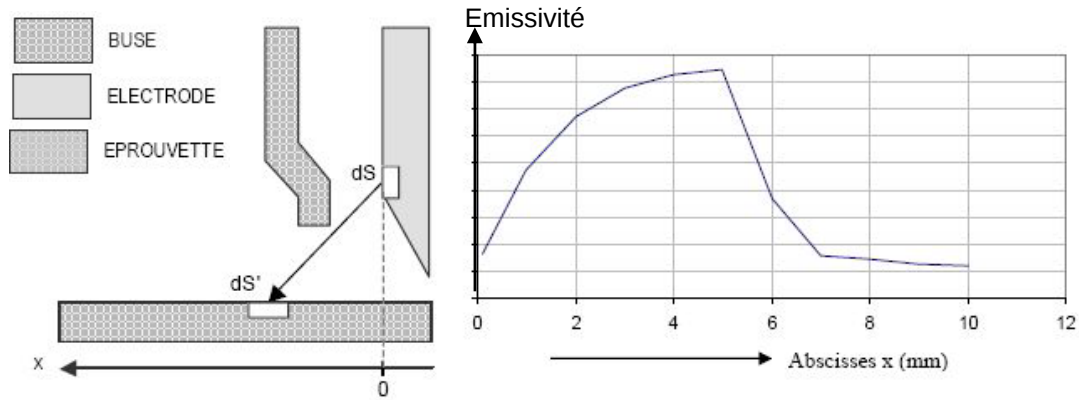


figure 4-6 : Répartition de l'énergie rayonnée par l'électrode absorbée par la pièce [37]

La répartition de l'énergie rayonnée représentée sur la figure 4-6 montre que l'émissivité de l'électrode augmente entre l'électrode et la buse, puis décroît rapidement en dehors de la surface couverte par la buse.

Par ailleurs, les mouvements convectifs du bain fondu transmettent de la chaleur vers la périphérie du bain de fusion.

La superposition d'une source gaussienne et d'un flux annulaire permet donc de rendre compte d'une part de l'apport de chaleur lié à l'arc, mais aussi des mouvements convectifs du bain de fusion et de l'hétérogénéité du rayonnement en dessous de l'électrode.

Cette source a donc la formulation de l'équation 4.4 et correspond à la répartition énergétique de la figure 4-7.

$$q(x, y, t) = A \exp\left[-\frac{r_t^2}{r_a^2}\right] + B \exp\left[-\frac{(r_t - b)^2}{r_b^2}\right] \quad (4-4)$$

avec $r_t = \sqrt{(X - Vt)^2 + Y^2}$ et A et B les puissances apportées respectivement par les sources gaussienne et annulaire. V est la vitesse de déplacement de la source de chaleur et r_a et r_b sont définis sur la figure 4-7.

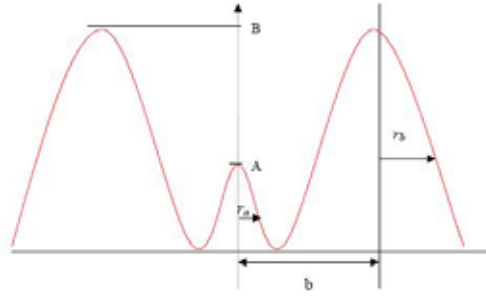


figure 4-7 : Répartition de flux de chaleur annulaire [37]

c. Source GOLDAK

Dans le cas du soudage TIG, la source la plus couramment utilisée est cependant le double ellipsoïde défini par Goldak [28, 29] dont une représentation est donnée à la figure 4-8. Cette source de chaleur présente en effet l'intérêt de nécessiter seulement en entrée des paramètres qui peuvent être liés aux paramètres opératoires du procédé, ou aux dimensions du bain de fusion.

Les dimensions du bain de fusion sont utilisées comme paramètres de cette source : a_f et a_r correspondent aux longueurs suivant lesquelles l'énergie est distribuée à l'avant (a_f) et à l'arrière (a_r) de la torche, c correspond à la profondeur de la zone fondue et b à la demi largeur du bain liquide. Dans la littérature [28, 29, 43, 42], on trouve les relations (4.5) qui permettent de relier la longueur du bain de fusion à sa largeur et à sa profondeur :

$$a_f \leq b ; a_r = 2a_f \quad (4-5)$$

La répartition d'énergie entre l'avant et l'arrière de la torche est représentée par les variables f_f et f_r (proportionnelles aux énergies distribuées à l'avant et à l'arrière de la torche) avec les conditions permettant d'assurer la continuité entre les flux à l'avant et à l'arrière de la source :

$$f_f + f_r = 2 \quad (4-6)$$

$$\frac{f_f}{a_f} = \frac{f_r}{a_r} \quad (4-7)$$

Généralement, les valeurs pour f_f et f_r sont respectivement prises égales à 0,6 et 1,4 [28, 29, 37].

Finalement, la distribution volumique d'énergie à l'avant et à l'arrière de la torche est donnée respectivement par les expressions 4.8.

$$\begin{cases} P_f(x,y,z) = f_f \frac{6\sqrt{3}}{a_f b c \pi^{3/2}} \eta U l \times e^{-3z^2/a_f^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3x^2/c^2} \\ P_r(x,y,z) = f_r \frac{6\sqrt{3}}{a_r b c \pi^{3/2}} \eta U l \times e^{-3z^2/a_r^2} e^{-3y^2/b^2} e^{-3x^2/c^2} \end{cases} \quad (4-8)$$

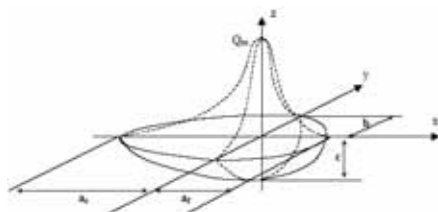


figure 4-8 : Double ellipsoïde de Goldak [37]

Dans cette définition de la répartition énergétique, les paramètres tension, intensité et rendement sont directement liés aux paramètres opératoires du procédé. Les paramètres géométriques de cette source b et c peuvent quant à eux être mesurés directement sur une coupe métallographique du cordon de fusion. Les paramètres restant a_f , a_r , f_f et f_r peuvent être exprimés à l'aide des paramètres b et c et des relations existant dans la littérature. En effet, en l'absence d'autres données, il est préconisé de prendre une distance en avant de la source a_f égale à la moitié de la profondeur du bain de fusion et une longueur à l'arrière de la source égale au double de la profondeur [29].

d. Modélisation de l'apport de chaleur

Dans la littérature [26], une comparaison de ces sources de chaleur montre que toutes ces sources permettent de représenter convenablement le champ de température à partir d'une distance supérieure à une largeur de bain, de l'axe de déplacement de la torche. En revanche, au voisinage du bain de fusion, les résultats donnés par ces sources sont différents et dans le cas d'une soudure non débouchante, à laquelle peut être assimilée une opération de rechargement, la source Goldak donne les meilleurs résultats. De plus, l'objectif étant de développer un modèle exploitable industriellement, nous avons choisi la source Goldak pour laquelle l'ensemble des paramètres peuvent être liés aux paramètres opératoires du procédé.

La source de chaleur mobile est définie dans un repère local (O',x,y,z) qui se déplace dans le repère global (O,x,y,z) de la pièce (figure 4-9).

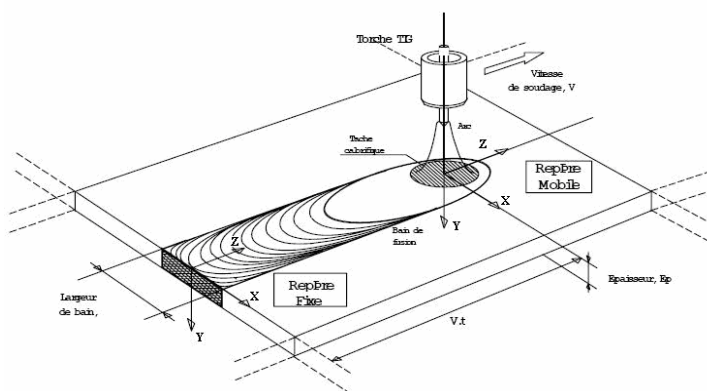


figure 4-9 : Représentation schématique du déplacement du repère local de la source de chaleur dans le repère global de la pièce [37]

Dans le cas d'une source se déplaçant à la vitesse V selon l'axe z , les coordonnées d'un point dans ces deux repères sont liées par la relation :

$$\begin{cases} x \\ y \\ z \end{cases} \leftrightarrow \begin{cases} X = x \\ Y = y \\ Z = z - V.(t - t_0) \end{cases} \quad (4-9)$$

où t est le temps et t_0 l'instant correspondant au passage de la source à l'origine du repère lié à la pièce.

Pour modéliser le déplacement de la source de chaleur avec le logiciel Abaqus, nous avons développé une sous-routine de type Dflux [34]. Cette sous-routine est utilisée pour définir un flux de chaleur non uniforme ; elle est appelée à chaque point d'intégration du modèle. Après avoir écrit la fonction permettant de calculer la position de la torche en fonction du temps et les relations de changements de repère permettant de passer des coordonnées du repère global de la pièce au repère local de la source, ce sous-programme permet de calculer la quantité de chaleur apportée en tout point, en considérant un cordon de soudure défini par sa position représentée par les points $A_1, A_2, A_3, \dots, A_n$ (figure 4-10).

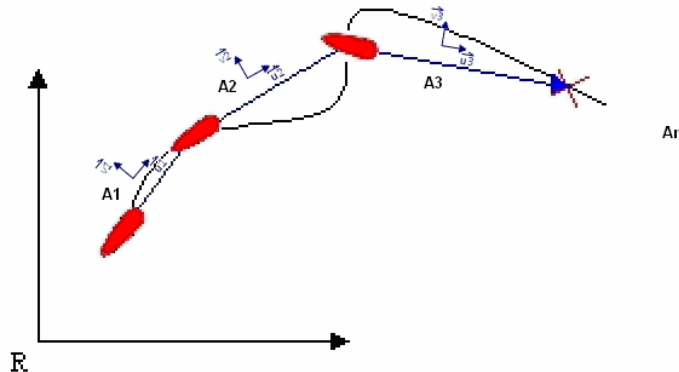


figure 4-10 : Expression des repères locaux

Il faut donc dans un premier temps exprimer les repères locaux de chacun de ces nœuds. Les repères locaux permettent de définir l'origine et la position de la source de chaleur et sont représentés par les trois vecteurs $\vec{u}$, $\vec{v}$ et $\vec{w}$ définis de la façon suivante :

$\vec{u}$ est dans la direction $(A_n A_{n+1})$ où A_n et A_{n+1} sont deux nœuds successifs, $\vec{v}$ est orthogonal à $\vec{u}$ et dans le plan du cordon de soudure et $\vec{w} = \vec{u} \wedge \vec{v}$.

A titre d'exemple, lorsque la source se déplace entre les deux nœuds A_n et A_{n+1} , le repère local est noté $(\vec{u}, \vec{v}, \vec{w})$ avec :

$$\begin{aligned}
 & A_n \begin{pmatrix} x_n \\ y_n \\ z_n \end{pmatrix}, A_{n+1} \begin{pmatrix} x_{n+1} \\ y_{n+1} \\ z_{n+1} \end{pmatrix}, \\
 & \text{et } \vec{u} \begin{pmatrix} u_1 = \frac{x_{n+1} - x_n}{\|\vec{u}\|} \\ u_2 = \frac{y_{n+1} - y_n}{\|\vec{u}\|} \\ u_3 = \frac{z_{n+1} - z_n}{\|\vec{u}\|} \end{pmatrix}, \vec{v} \begin{pmatrix} -u_3 \\ 0 \\ u_1 \end{pmatrix} \text{ et } \vec{w} \begin{pmatrix} u_2 u_1 \\ -u_3^2 - u_1^2 \\ u_2 u_3 \end{pmatrix} \quad (4-10)
 \end{aligned}$$

La position de la source est calculée à chaque instant, à partir de sa vitesse et du chemin suivi par le cordon de soudure. Il est alors possible de définir le repère local de la source à chaque instant (figure 4-11).

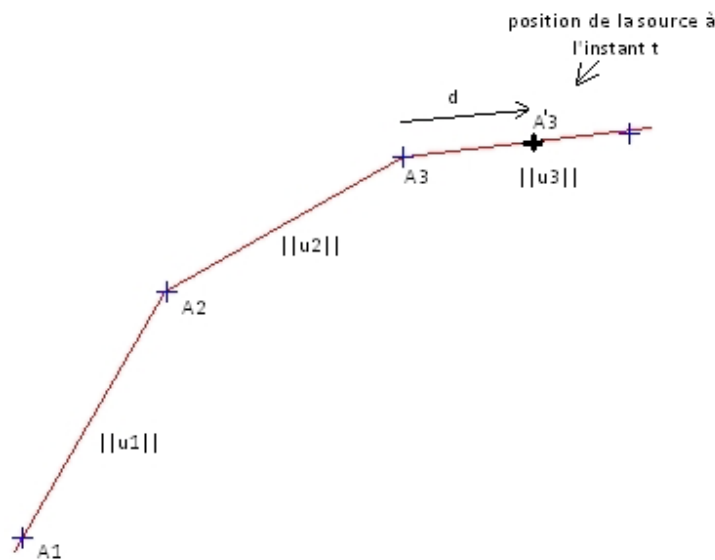


figure 4-11 : Evaluation de la position de la source

Pour passer d'un repère à un autre, on doit appliquer successivement une rotation, puis une translation, définies respectivement par une matrice de rotation (4-11) et une matrice de translation (4-12).

$$[Rotation] = \frac{1}{\det[P]} \begin{bmatrix} v_2 w_3 - v_3 w_2 & v_3 w_1 - v_1 w_3 & v_1 w_2 - v_2 w_1 \\ u_3 w_2 - u_2 w_3 & u_1 w_3 - u_3 w_1 & u_2 w_1 - u_1 w_2 \\ u_2 v_3 - u_3 v_2 & u_3 v_1 - u_1 v_3 & u_1 v_2 - u_2 v_1 \end{bmatrix} \quad (4-11)$$

où :

P est la matrice de passage, $[P] = \begin{bmatrix} u_1 & v_1 & w_1 \\ u_2 & v_2 & w_2 \\ u_3 & v_3 & w_3 \end{bmatrix}$

$$[Translation] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & x_n \\ 0 & 1 & 0 & y_n \\ 0 & 0 & 1 & z_n \end{bmatrix} \quad (4-12)$$

où x_n , y_n et z_n sont les coordonnées de l'origine du repère local.

Finalement, la relation entre les coordonnées d'un point du maillage dans le repère local et les coordonnées de ce point dans le repère global s'écrit :

$$\begin{pmatrix} x_{loc} \\ y_{loc} \\ z_{loc} \end{pmatrix} = [Rotation] \times [Translation] \cdot \begin{pmatrix} x_{glob} \\ y_{glob} \\ z_{glob} \end{pmatrix} \quad (4-13)$$

4.1.3 Modèle mécanique du soudage

Les déformations que subit la pièce lors de l'opération de soudage sont liées au comportement du matériau. Dans notre cas, on peut distinguer des déformations élastiques, plastiques et viscoélastiques et des déformations induites par les apports de chaleur.

Sous Abaqus, le comportement élasto-visco-plastique est modélisé à l'aide d'un système mettant en parallèle un système série ressort / (patin + ressort en parallèle) (partie élasto-plastique) et un système ressort / amortisseur en série (partie visco-élastique) (figure 4-12).

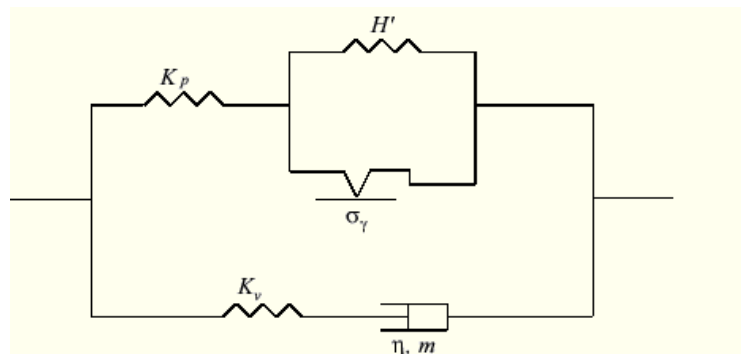


figure 4-12 : Représentation schématique du réseau élasto-visco-plastique utilisé dans Abaqus

Finalement, avec ce modèle, la déformation totale s'écrit donc sous la forme :

$$\varepsilon_{\text{totale}} = \varepsilon_{\text{élastique}} + (1-f)\varepsilon_{\text{plastique}} + f\varepsilon_{\text{viscoélastique}} + \varepsilon_{\text{thermique}}$$

$$\text{où } f = \frac{k_v}{k_v + k_p} \text{ et } \varepsilon_{\text{thermique}} = \alpha(T)(T - T_{\text{ref}})$$

avec α le coefficient de dilatation thermique.

4.1.4 Modélisation métallurgique du soudage

L'influence de la mécanique sur la métallurgie pouvant être négligée (paragraphe 4.1.1), le calcul métallurgique intervient uniquement en post-processing du calcul thermique. Pour cela, nous avons développé un programme en Fortran permettant de traiter les résultats issus du calcul thermique et de calculer pour chaque nœud l'évolution de la fraction de γ' primaire au fur et à mesure du soudage, à l'aide des relations (2-5) à (2-9) présentées au chapitre 2. L'objectif de ce calcul est d'évaluer à chaque instant la fraction restante de précipité γ' primaire, en vue d'établir un critère de fissuration par liquation lié à cette valeur. Les résultats sont exportés au format .vtk (Visualization ToolKit) [84] qui permet de les traiter graphiquement avec le logiciel Paraview [56].

4.1.5 Représentation schématique de la méthode de calcul

Finalement, la méthode de calcul utilisée pour modéliser l'opération de rechargement peut être représentée par l'organigramme de la figure 4-13.

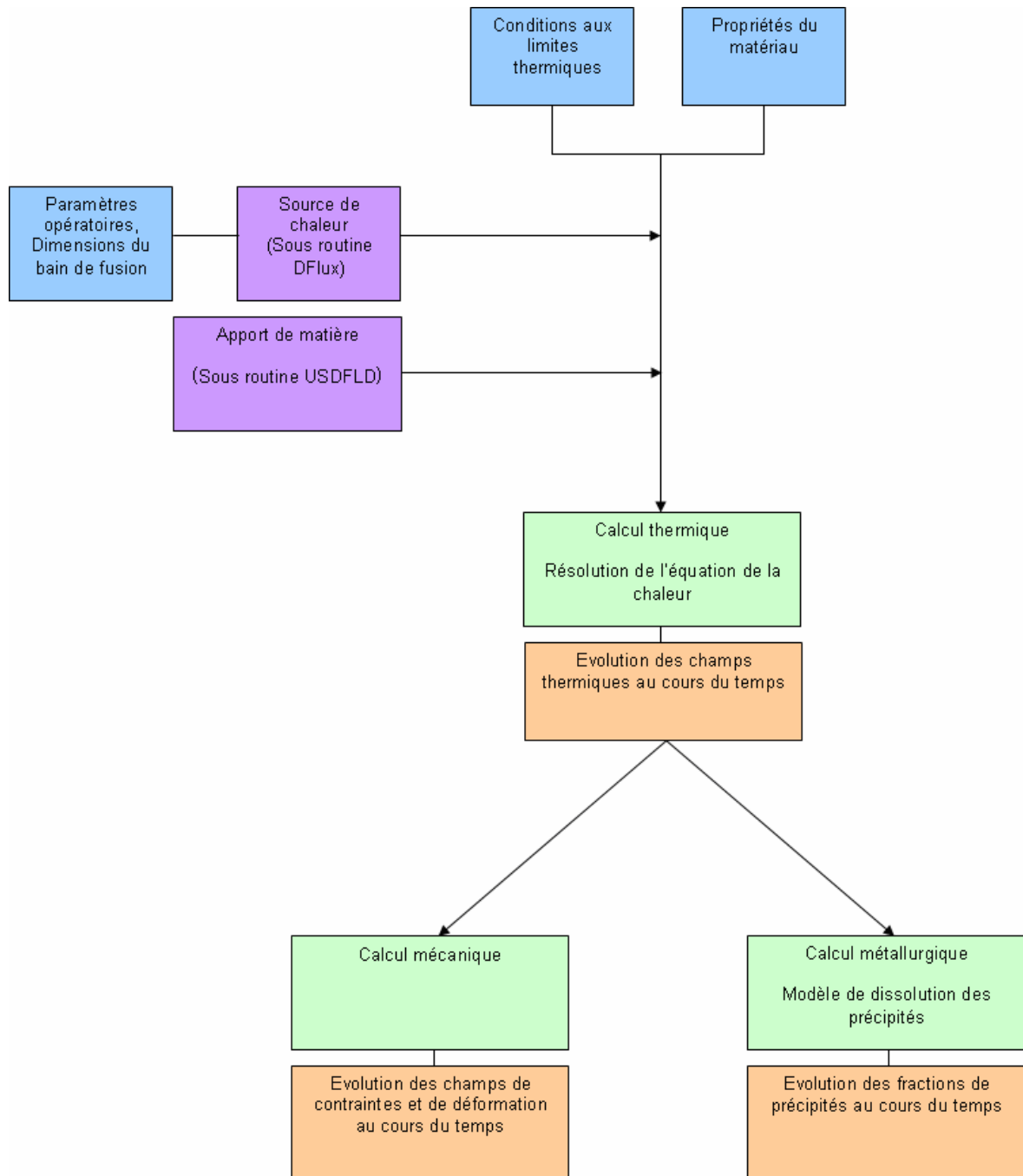


Figure 4-13 : Représentation schématique de l'organisation du calcul

4.2 Application du modèle sur un cas simple de simulation numérique du soudage

Le premier essai a consisté à simuler la réalisation d'une ligne de fusion sans apport de métal sur une plaque en Inconel 738.



figure 4-14 : Montage utilisé pour la réalisation de lignes de fusion

Les plaques utilisées pour les essais (figure 4-14) ont des dimensions de 50 mm x 60 mm et une épaisseur de 2,5 mm. Les lignes de fusion sont réalisées avec une soudeuse TIG automatique, avec les paramètres du Tableau 4-1.

	Plaque 1	Plaque 2
Tension (V)	10	10
Vitesse (mm.min ⁻¹)	200	100
Intensité amorçage (A)	20	20
Intensité soudage (A)	40	40
Intensité évanouissement (A)	5	5

Tableau 4-1 : Paramètres opératoires utilisés pour la réalisation des lignes de fusion

Le cycle de soudage a l'allure présentée sur le graphique de la figure 4-15. L'amorçage est fait sans déplacement de la torche avec une augmentation linéaire de l'intensité. Au cours du soudage, l'intensité est constante et la torche se déplace le long de la ligne de fusion. Enfin, pour l'évanouissement, l'intensité décroît linéairement jusqu'à une valeur seuil de 5 ampères. Au cours de cette dernière étape, la torche poursuit son déplacement à la même vitesse que lors du soudage.

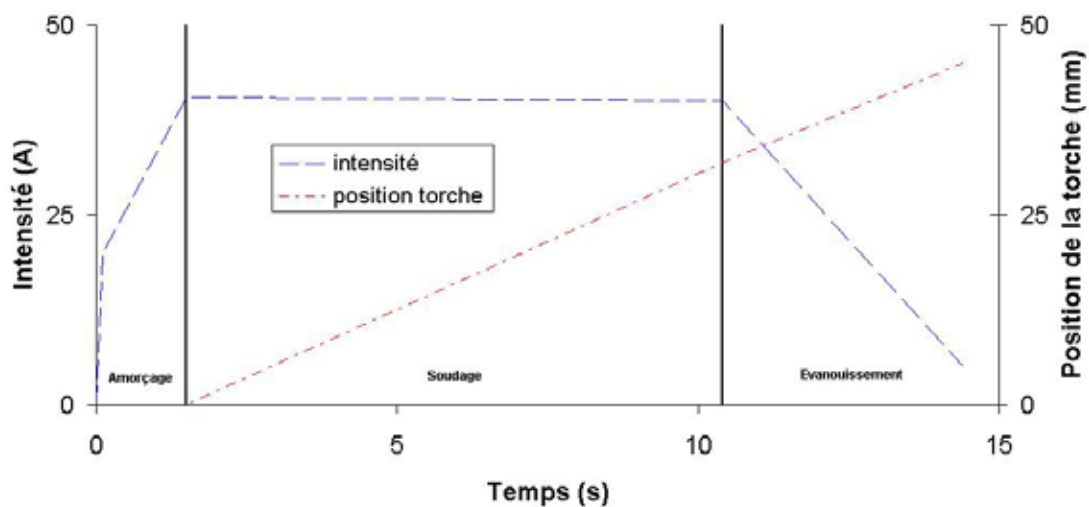


figure 4-15 : Cycle de soudage

La plaque utilisée pour ces essais est équipée de trois thermocouples représentés sur la figure 4-16.

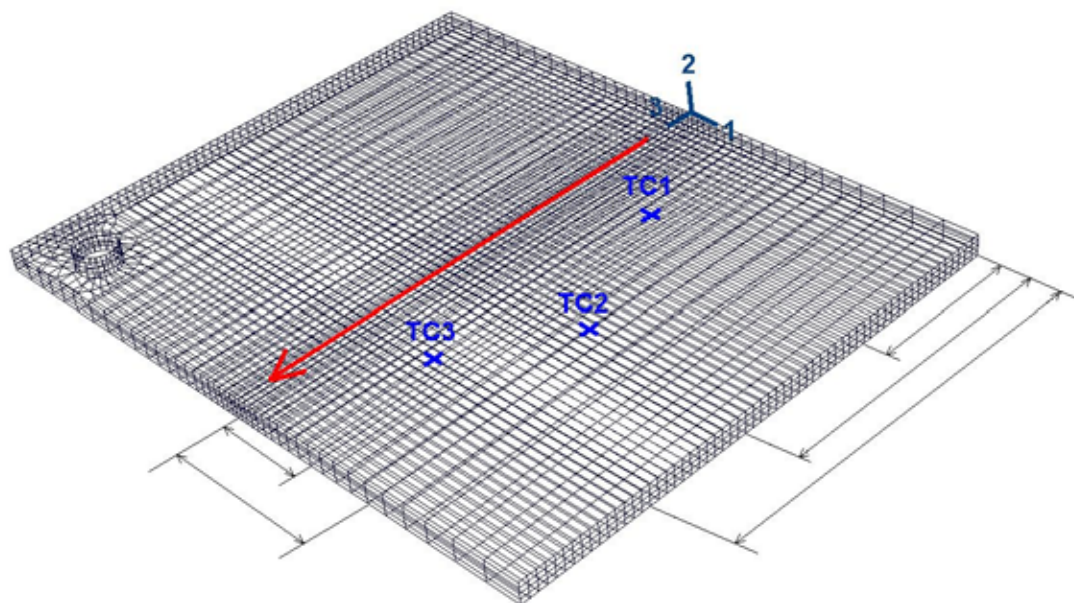


figure 4-16 : Emplacement des nœuds du maillage correspondant aux thermocouples

Le maillage est composé de 9904 éléments de type DC3D8 à formulation linéaire à 8 nœuds. Ce type d'élément est particulièrement adapté aux calculs purement thermiques. De plus, le choix de ces éléments s'est imposé du fait de l'aspect thermomécanique du problème. En effet, pour les problèmes thermiques, le choix des éléments quadratiques ou hexaédriques n'a pas une grande incidence sur les résultats. En revanche, pour les problèmes mécaniques, des éléments hexaédriques à formulation quadratique sont moins rigides et permettent d'obtenir de meilleurs résultats. Le choix d'éléments de même géométrie pour les calculs thermiques et mécaniques permet d'éviter des erreurs d'approximation lors de l'application sur le maillage mécanique des résultats du calcul thermique.

Les éléments sont raffinés dans la zone centrale de la plaque où seront présents les plus importants gradients thermiques. Dans cette zone, les éléments mesurent $0,5 \times 0,5 \times 0,5$ mm, ce qui permet d'avoir un minimum de 20 éléments dans le demi ellipsoïde de la source Goldak.

Pour tous les calculs présentés par la suite avec cette géométrie, les températures sont relevées aux nœuds correspondant à l'emplacement des thermocouples. Les thermocouples sont situés sur la face inférieure de la plaque, à l'opposé de l'apport de chaleur et sont repérés sur la figure 4-16 par les points TC1, TC2 et TC3.

4.2.1 Modèle numérique pour la thermique

4.2.1.1 Paramètres de la source de chaleur

a. Paramètres énergétiques de la source de chaleur

La tension et l'intensité, respectivement U et I , sont des paramètres connus de l'opération de soudage. Le rendement, comme nous l'avons souligné dans le chapitre 1 est en revanche lié à différents paramètres (hauteur d'arc, conductivité du gaz dans lequel se forme le plasma...) et ne peut donc pas être mesuré. L'influence de ce paramètre sur les champs de température obtenus a été évaluée par la réalisation de calculs effectués avec des rendements de 70, 80 et 90 %. Les résultats de ces calculs présentés à la figure 4-17 montrent que le rendement a une influence de premier ordre sur les gradients de températures.

Il ressort de ces graphiques que les vitesses de chauffage et de refroidissement sont quasiment les mêmes pour les rendements de 70 et de 90%. En revanche, les températures maximales atteintes au niveau des thermocouples sont très différentes. Ainsi, le thermocouple 1 qui est le plus proche de la zone de fusion accuse une variation de 80°C entre les deux calculs avec des rendements de 70 et 90% et le thermocouple 2 montre quant à lui une différence de 50°C pour ces deux calculs.

Le rendement a donc une très forte influence sur les températures calculées. L'écart de température le plus important est rencontré dans les zones soumises aux plus hautes températures.

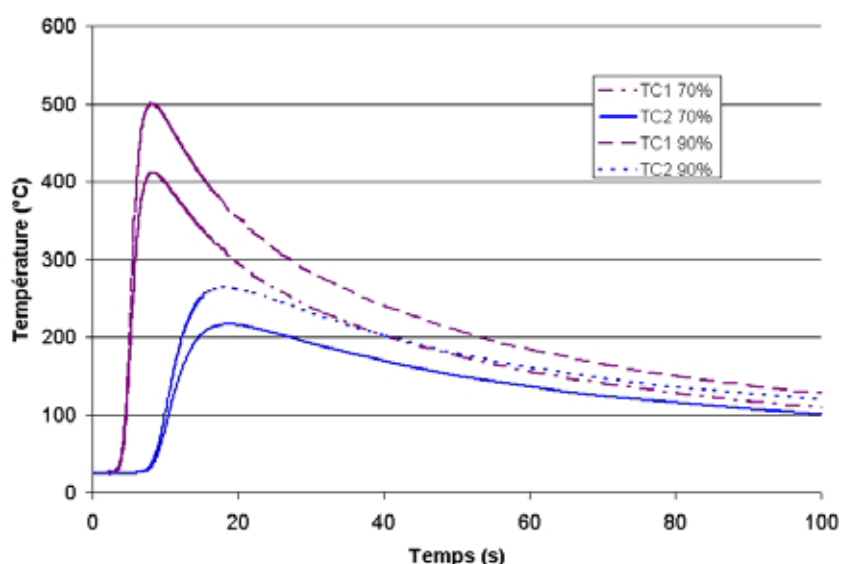


figure 4-17 : Températures calculées aux nœuds correspondant aux thermocouples 1 et 2 avec des rendements de 70 et 90%

b. Paramètres géométriques de la source de chaleur

Comme cela a été dit, les paramètres b et c de la source Goldak sont mesurés à partir de la coupe micrographique du bain de fusion (figure 4-18).

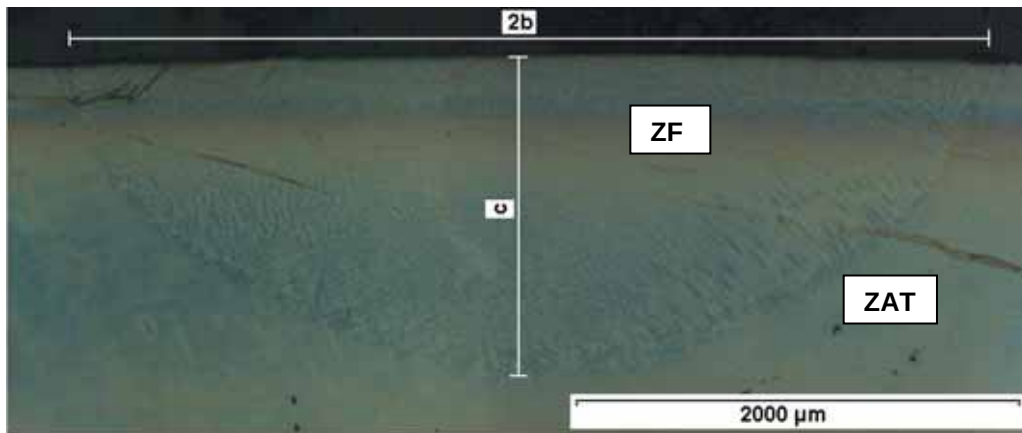


figure 4-18 : Mesure de la valeur des paramètres b et c sur une coupe micrographique d'un cordon de soudure

La mesure de la longueur du bain de fusion est beaucoup plus délicate à obtenir. Elle est donc déterminée à l'aide des relations données au paragraphe 4.1.1.2.c.

Les coefficients f_f et f_r représentent les fractions d'énergies distribuées respectivement à l'avant et à l'arrière de la torche ; les valeurs de ces paramètres sont couramment prises égales à $f_f = 0,6$ et $f_r = 1,4$ [28, 29].

Pour évaluer l'influence des paramètres de répartition de l'énergie sur les résultats de la simulation du soudage, nous avons effectué des calculs avec pour a_f et a_r des valeurs proches de celles données dans la littérature, soit $a_f = 1$ et $a_r = 2$ d'une part et $a_f = 2$ et $a_r = 2$ d'autre part.

Les résultats présentés à la figure 4-19 montrent que la modification des paramètres de répartition de l'énergie n'a qu'une faible influence sur les températures.

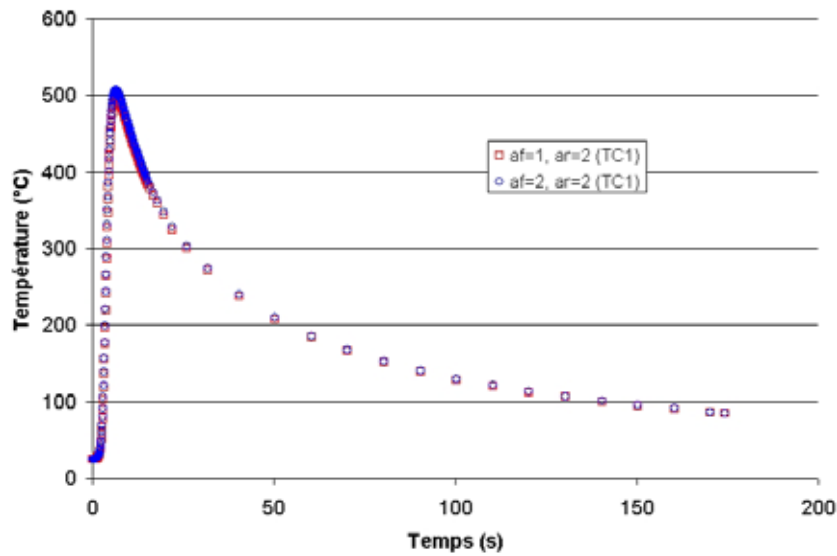


figure 4-19 : Températures calculées au nœud correspondant au thermocouple pour les couples a_f et a_r ($a_f = 1$, $a_r = 2$) et ($a_f = 2$, $a_r = 2$)

En revanche, ces paramètres ont une influence sur les dimensions du bain de fusion, bien que la forme générale du bain de fusion reste quasiment identique quelles que soient les valeurs affectées à a_f et a_r (figure 4-20).

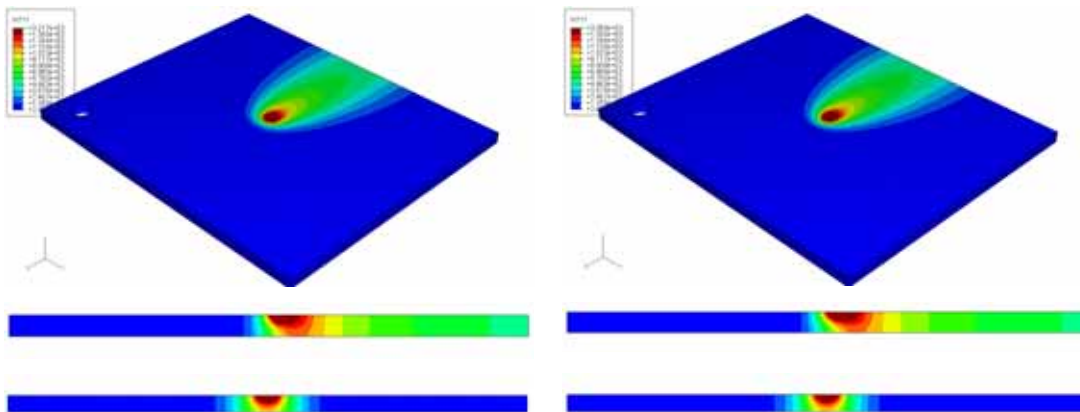


figure 4-20 : Champs de température calculés pour les couples a_f et a_r
a - $a_f = 1$, $a_r = 2$, b - $a_f = 2$, $a_r = 2$

L'évolution de ces paramètres induit une variation des dimensions du bain de fusion, inférieure à 4%, comme on peut le constater à la figure 4-21.

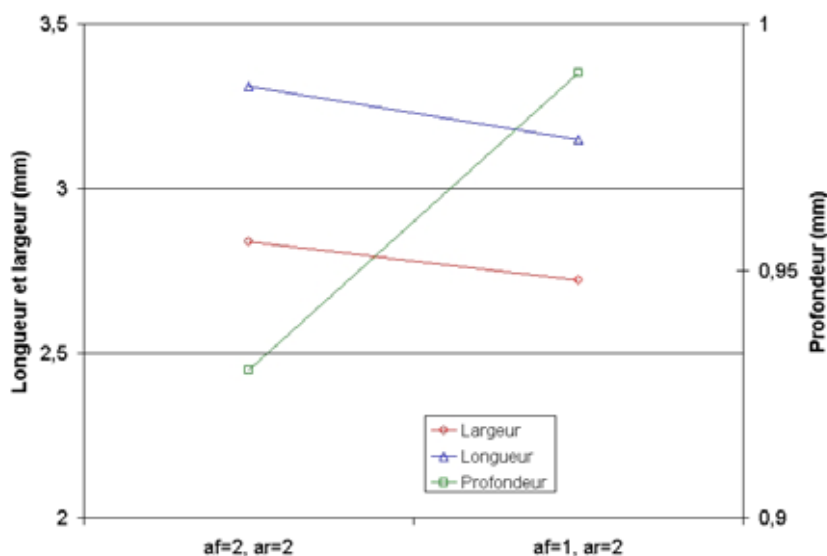


figure 4-21 : Dimensions du bain de fusion calculées pour les couples a_f et a_r ($a_f = 1, a_r = 2$) et ($a_f = 2, a_r = 2$)

Cette influence limitée est due à la compensation de la variation des paramètres énergétiques par le déplacement de la source de chaleur : du fait du déplacement de la source de chaleur, le bain de fusion est naturellement étendu dans la direction du soudage. Il résulte de cet effet que les paramètres a_f et a_r de la source de chaleur n'ont d'influence sur les dimensions du bain de fusion que dans le cas d'un soudage impliquant une très faible vitesse d'avance.

4.2.1.2 Caractéristiques thermiques du matériau jusqu'à la fusion

Les procédés de soudage conduisent le matériau jusqu'à des températures supérieures à sa température de fusion. Les caractéristiques thermiques du matériau (conductivité thermique, capacité calorifique et masse volumique) dépendent de la température [89].

En raison du manque de données disponibles et de la difficulté inhérente à l'obtention de certaines données à haute température, des hypothèses doivent être faites pour certaines grandeurs, seulement connues à des températures plus basses et pour lesquelles, une définition est nécessaire jusqu'à la température de solidus de l'alliage, voire au delà.

Les valeurs connues dans la littérature pour l'Inconel 738 sont présentées sur les graphiques de la figure 4-22. Nous constatons que les valeurs de conductivité thermique et de capacité calorifique ne sont connues que pour des températures inférieures à 900°C.

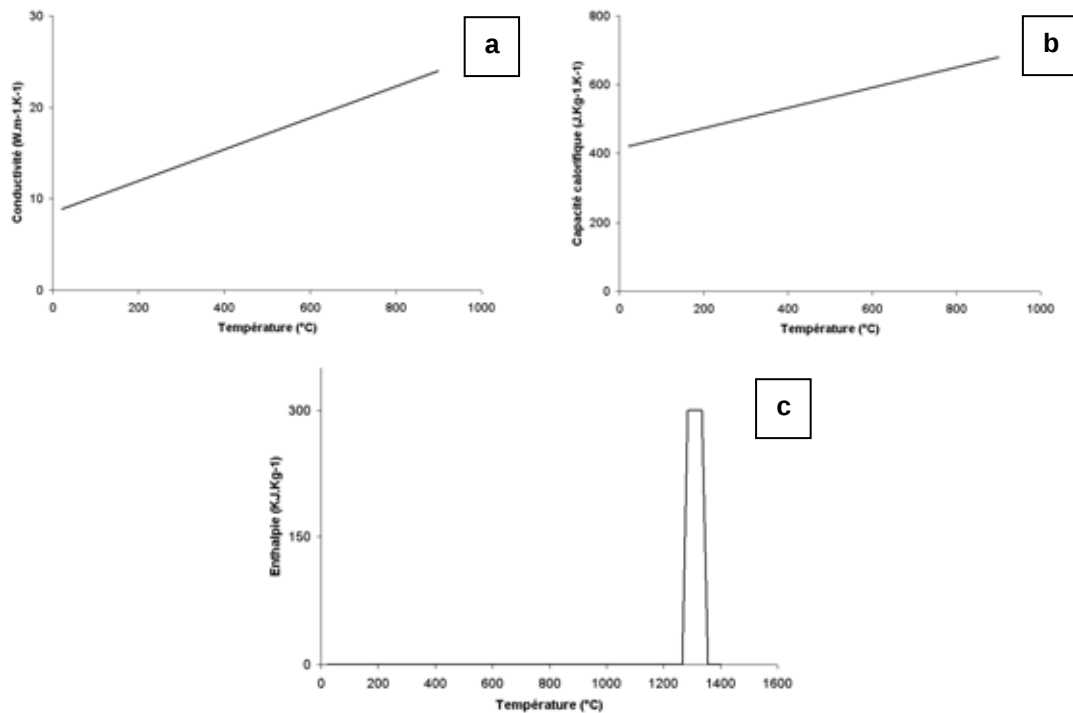


figure 4-22 : Caractéristiques thermiques de l'Inconel 738 [74]
a – conductivité thermique, b – capacité calorifique, c - enthalpie

Lors du soudage, la forme et les dimensions du bain de fusion sont largement dépendantes des écoulements du fluide dans le bain de fusion. Ces mouvements du fluide dû à la convection et aux effets Marangoni tendent à homogénéiser la température du liquide dans le bain de fusion. La solution souvent utilisée pour homogénéiser les températures dans le bain de fusion [21, 37] consiste à attribuer à cette zone une conductivité thermique plus élevée que celle réellement observée pour le matériau. Ainsi, l'hypothèse la plus souvent rencontrée (figure 4-23 - a) dans la littérature consiste à modifier la valeur de la conductivité en phase liquide pour tenir compte des échanges par convection fluide. De plus, comme les échanges ne sont pas isotropes dans le bain de fusion, il est possible d'introduire une conductivité orthotrope en phase liquide pour augmenter les échanges dans la direction du soudage (figure 4-23 - b).

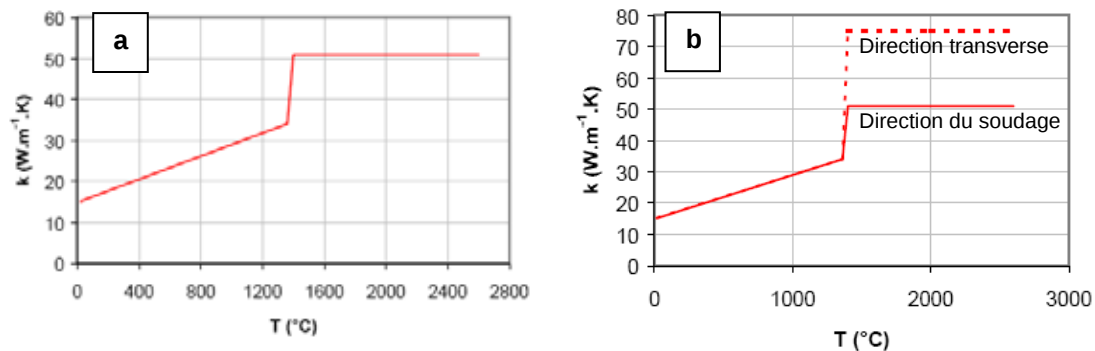


figure 4-23 : Hypothèses prises pour la conductivité à l'état liquide
a – hypothèse isotrope, b – hypothèse orthotrope

Afin d'étudier l'influence de ce paramètre sur les résultats numériques obtenus, nous avons effectué trois calculs en prenant différentes hypothèses pour la valeur de la conductivité à l'état liquide. Les valeurs attribuées à la conductivité pour ces trois calculs sont données dans le Tableau 4-2. Pour les deux premiers calculs, avec λ_1 et λ_2 , la conductivité est considérée isotrope dans le liquide, tandis que pour λ_3 , la conductivité est supposée orthotrope au delà de T_{solidus} .

	λ_1	λ_2	λ_3		
λ_{liquide}	30	60	30 / x	30 / y	60 / z

Tableau 4-2 : Paramètres pour l'étude de l'influence de la conductivité thermique à l'état liquide ($W.m^{-1}.K^{-1}$)

Les résultats de ces calculs, présentés à la figure 4-24 montrent que la conductivité thermique en phase liquide, n'a pas d'incidence sur les températures. En revanche elle a une forte influence sur les dimensions du bain de fusion (figure 4.23).

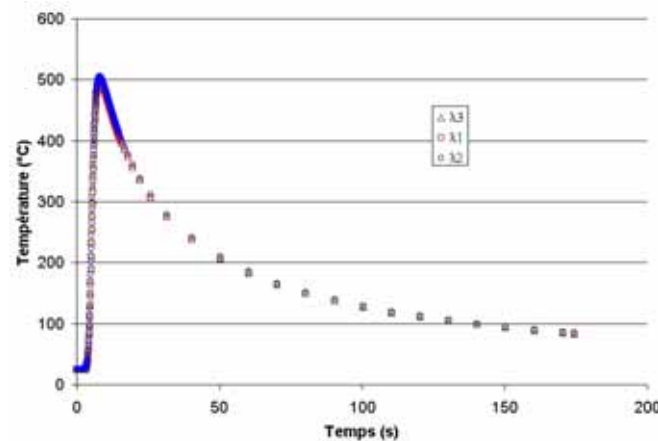


figure 4-24 : Influence de l'hypothèse prise pour la valeur de la conductivité à l'état liquide sur les températures calculées au niveau du thermocouple TC1

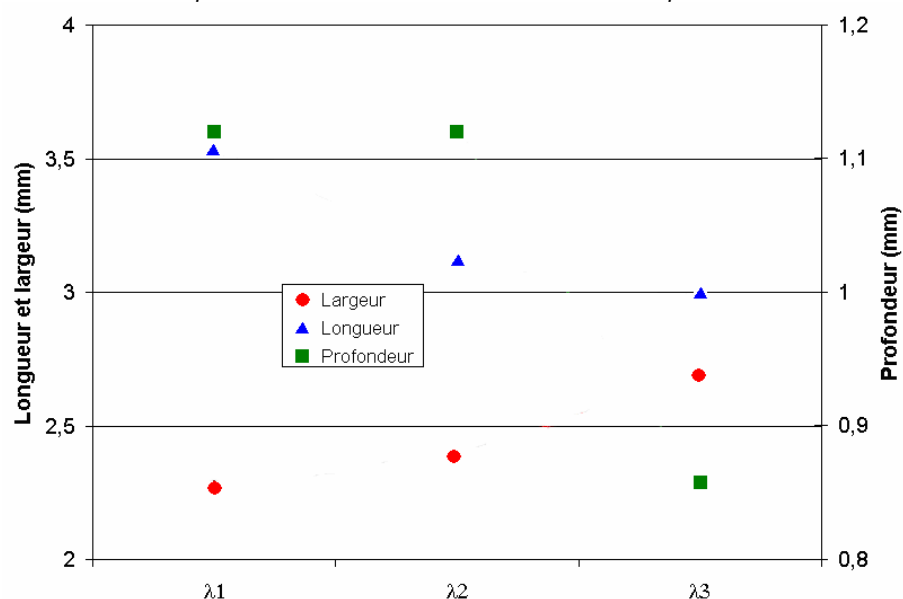


figure 4-25 : Influence de l'hypothèse prise pour la valeur de la conductivité à l'état liquide sur les dimensions du bain de fusion calculées

Ces résultats sont en accord avec les observations relevées par N.Kerrouault ; les meilleurs résultats sont obtenus avec l'hypothèse de conductivité orthotrope.

4.2.1.3 Echanges par convection et rayonnement

Au cours de l'opération de soudage, le matériau échange de la chaleur avec le milieu environnant par convection et par rayonnement. Les pertes de chaleur par convection et par rayonnement sont respectivement exprimées par les relations (4-14) et (4-15).

$$\phi_c = h_c \cdot (T - T_\infty) \quad (4-14)$$

où h_c est le coefficient de convection, T la température de la paroi de la pièce et T_∞ la température du fluide environnant.

$$\phi_r = \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T^4 - T_\infty^4) \quad (4-15)$$

où σ est la constante de Stefan – Boltzmann, $\sigma = 5,7 \cdot 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$, ε l'émissivité de la pièce, T_∞ la température à l'infini et T température de la paroi de la pièce.

Les valeurs prises pour ces coefficients sont celles couramment utilisées : le coefficient de convection libre (h_c) est pris égal à $15 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$; nous prendrons par ailleurs l'émissivité égale à 0,6 [28].

4.2.1.4 Conclusions sur les hypothèses de la modélisation thermique

Les simulations que nous venons de présenter montrent que seul le rendement a une grande incidence sur les champs de température calculés à une certaine distance du bain de fusion.

La répartition énergétique de l'apport de chaleur dans le double ellipsoïde n'influe que très peu sur les dimensions du bain de fusion. En effet, la vitesse de déplacement de la source tend à allonger naturellement le bain de fusion vers l'arrière de la soudure et diminue les effets de ce paramètre. Aussi, nous choisissons de prendre pour toute la suite de l'étude la répartition conseillée dans la littérature : $a_f = \frac{1}{2} c$ et $a_r = 2 c$.

Concernant la valeur de la conductivité à des températures supérieures au solidus, nous avons vu également que cette valeur n'a que peu d'influence sur le champ des températures à une certaine distance du bain de fusion, mais qu'en revanche, elle influe sur les dimensions du bain de fusion. Les meilleurs résultats sont obtenus avec l'hypothèse de conductivité orthotrope, qui tend à allonger le bain de fusion dans la direction du soudage.

4.2.2 Modèle numérique pour le problème mécanique

4.2.2.1 Caractéristiques du matériau

Les essais de traction présentés au chapitre 2 nous ont permis d'obtenir les caractéristiques élasto-plastiques de l'Inconel 738 jusqu'à 1200°C (figure 4-26).

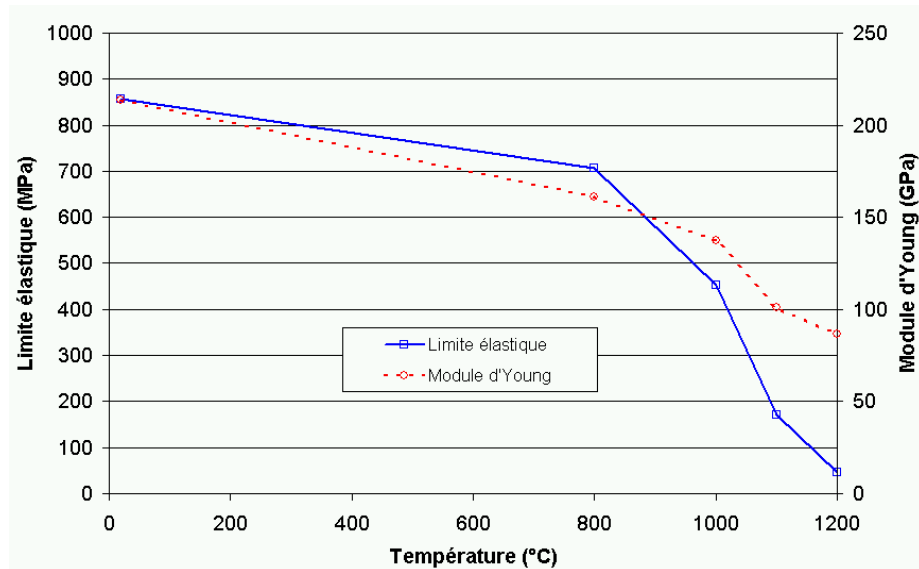


figure 4-26 : Evolution de la limite élastique et du module d'Young mesurée au cours d'essais de traction à différentes températures

Pour prendre en compte dans notre calcul, le fait qu'à l'état liquide, le matériau n'exerce aucune contrainte sur le matériau encore à l'état solide, nous avons étendu la définition du module d'Young jusqu'à des températures supérieures à la température de liquidus. Des calculs de sensibilité ont permis de définir une valeur optimale du module d'Young pour les températures supérieures au liquidus ($E = 0,1$ GPa) : cette valeur permet de minimiser le temps de calcul et n'influe pas sur les résultats mécaniques.

Etant donné la faible valeur attribuée au module d'Young, et pour éviter que le matériau ne se déforme trop à des températures supérieures au liquidus, entraînant de ce fait des divergences numériques, nous avons imposé une valeur très faible au coefficient de dilatation à ce niveau de température (figure 4-27), cet artifice étant fréquemment employé, ainsi que le souligne la littérature [85, 80, 79].

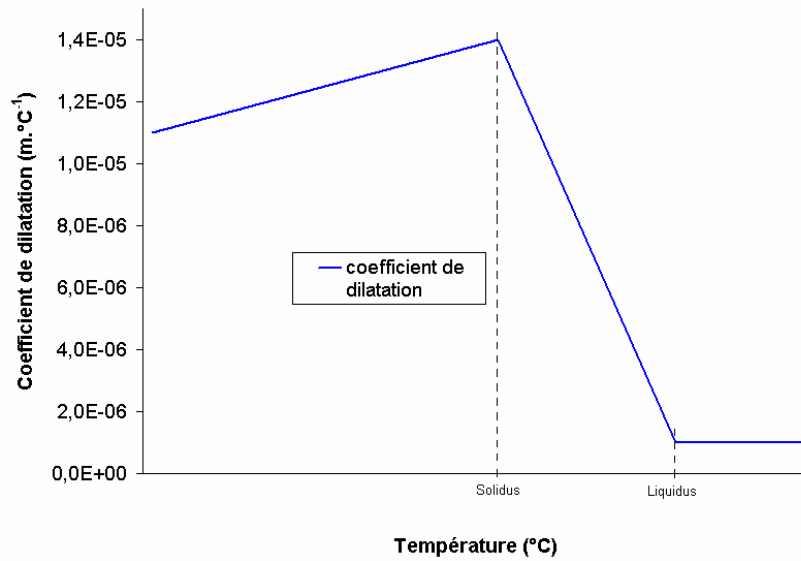


figure 4-27 : Evolution du coefficient de dilatation de l'Inconel 738 en fonction de la température

Les paramètres visqueux utilisés dans notre modèle élasto-visco-plastique sont issus des essais de fluage et de relaxation dont les résultats sont présentés respectivement aux figures 4-28 et 2-35.

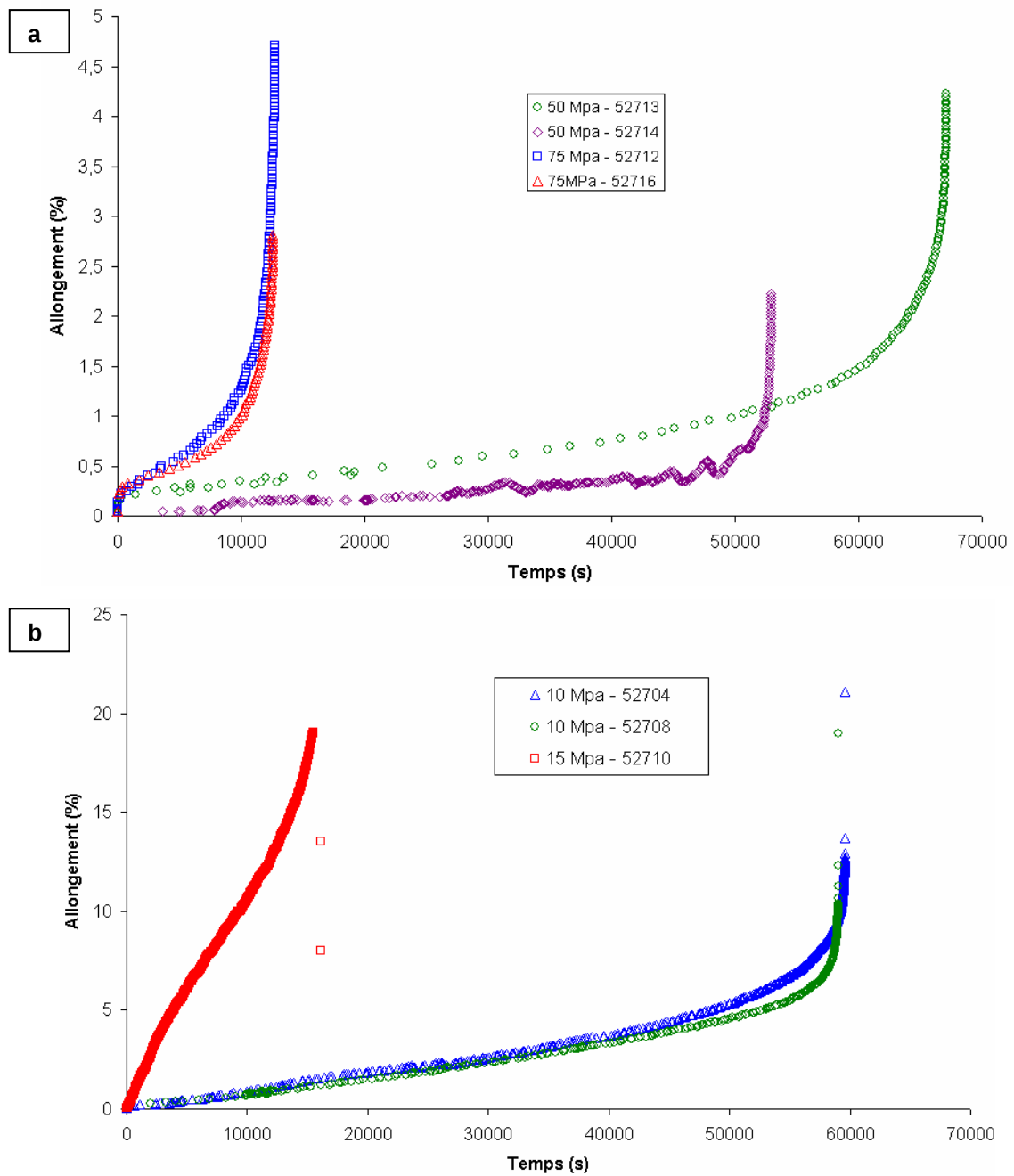


figure 4-28 : Résultats des essais de fluage
a - 1100°C 50 et 75 MPa, b – 1200°C 10 et 15 MPa

Les valeurs du modèle élasto-visco-plastique extraites des résultats de caractérisation de l'Inconel 738 sont présentées sur le graphique des figures 4-29 et 4-30.

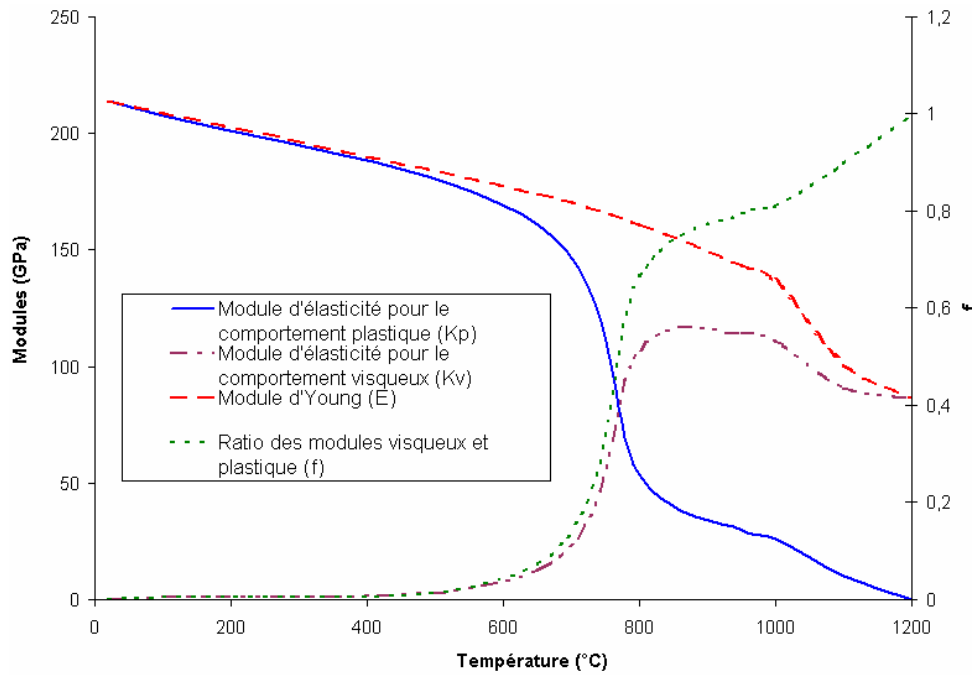


figure 4-29 : Paramètres du modèle élasto-visco-plastique

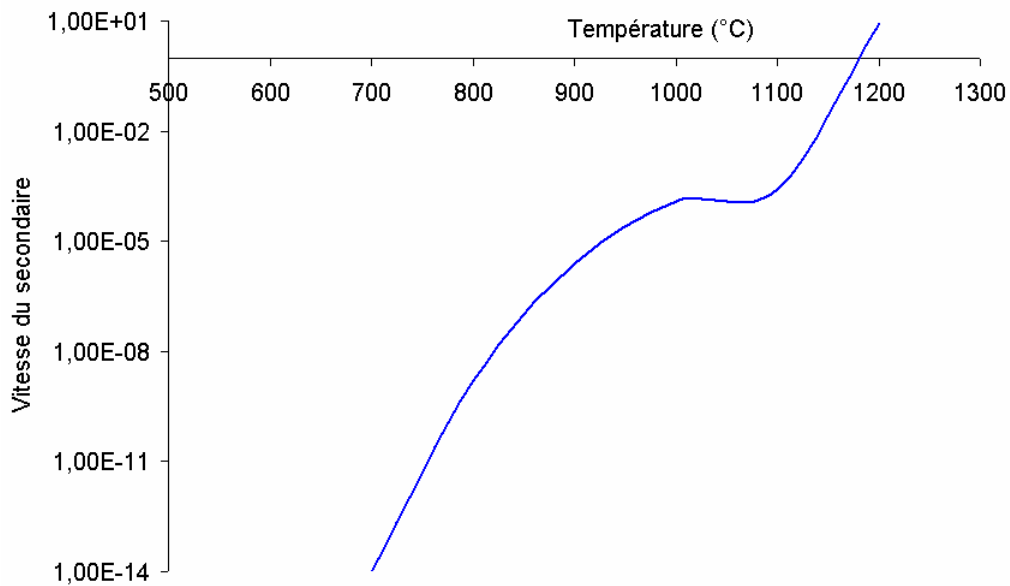


figure 4-30 : Vitesse du fluage secondaire calculée à partir des paramètres de Norton pour une contrainte de 100MPa

4.2.2.2 Conditions aux limites

Le blocage de la plaque est assuré par une liaison encastrement au niveau du perçage, grâce à une vis. (Figure 4-31)

Du fait du caractère non symétrique de l'encastrement de la plaque qui est tenue seulement par une vis située dans un angle de la plaque, nous avons choisi de traiter le problème global, en ne faisant aucune hypothèse de symétrie.

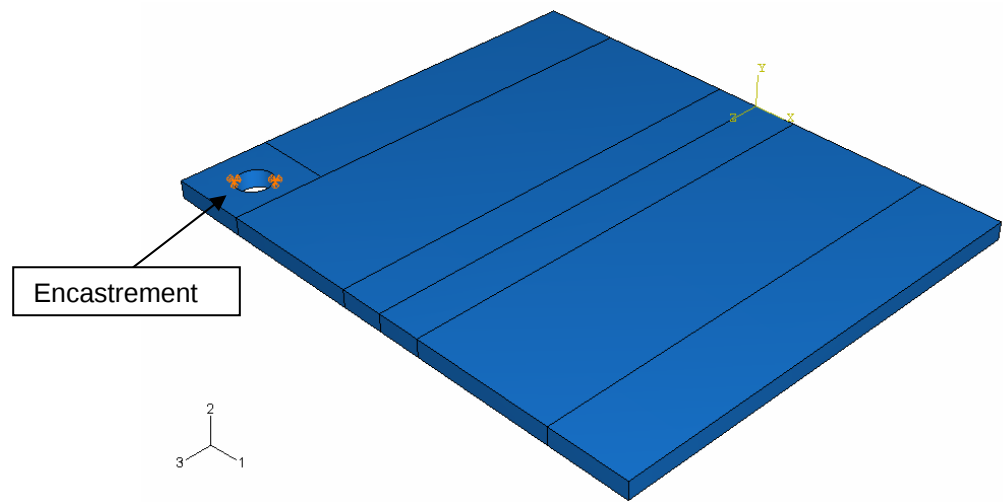


Figure 4-31 : Liaison encastrement assurée par la vis

4.2.3 Validation du modèle de simulation d'une ligne de fusion

Pour valider le modèle numérique, nous avons effectué des mesures expérimentales de températures, de déformations et de contraintes.

4.2.3.1 Validation des résultats sur le plan thermique et ajustage des paramètres du modèle

Pour valider le modèle thermique de ligne de fusion, nous comparons les résultats numériques obtenus avec les paramètres présentés au Tableau 4-1, aux mesures expérimentales obtenues à l'aide des trois thermocouples présentés sur la figure 4-16.

a. Comparaison des résultats expérimentaux et numériques thermiques relatifs aux niveaux et distributions de températures obtenus lors de la réalisation de la ligne de fusion sur la plaque 1

Des calculs effectués avec des rendements variant entre 50 et 100% nous ont permis de vérifier que l'utilisation d'un rendement de 90% pour le calcul de la réalisation de la ligne de fusion avec les paramètres de la plaque 1 (Tableau 4-1) montre un excellent accord entre les températures mesurées expérimentalement et celles calculées au niveau des trois nœuds correspondant aux thermocouples (figure 4-33). La figure 4-32 b permet quant à elle de vérifier qu'il y a une bonne corrélation entre les dimensions du bain de fusion calculé et de celui observé expérimentalement.

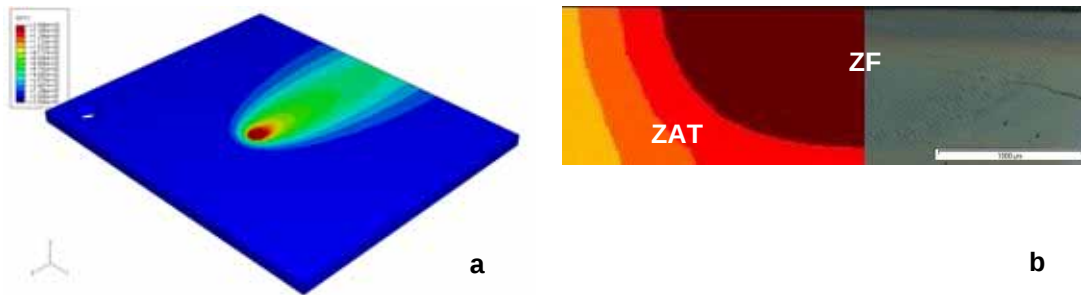


figure 4-32 : Comparaison des résultats expérimentaux et numériques
a – Champs de températures calculés, b – Comparaison des bains de fusion expérimentaux et numériques

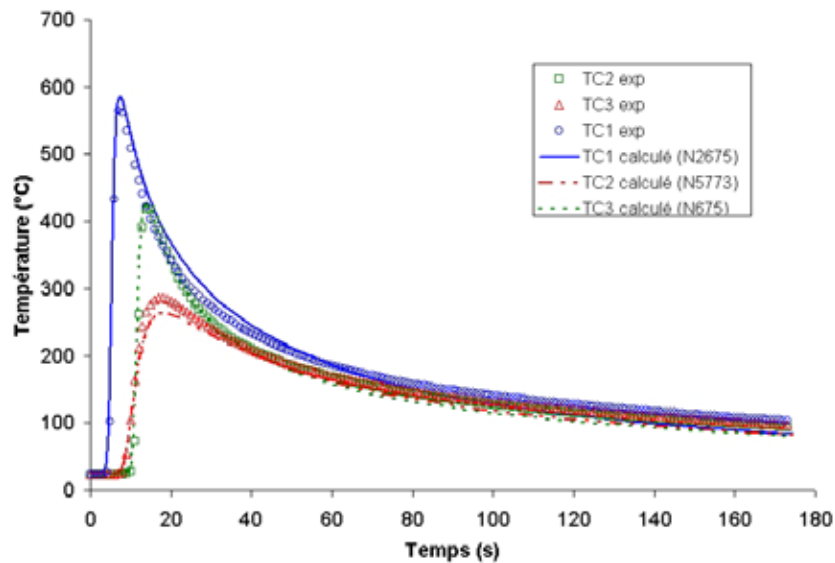


figure 4-33 : Comparaison des températures mesurées et calculées au niveau des trois thermocouples avec un rendement de 90% (ligne de fusion 1)

b. Comparaison des résultats expérimentaux et numériques thermiques relatifs aux niveaux et distributions de températures obtenus lors de la réalisation de la ligne de fusion sur la plaque 2

Les températures calculées avec un rendement de 90 % dans les conditions de soudage du deuxième essai, où la vitesse de soudage a été divisée par deux par rapport au premier essai montrent également une bonne corrélation avec les mesures expérimentales (figure 4-34).

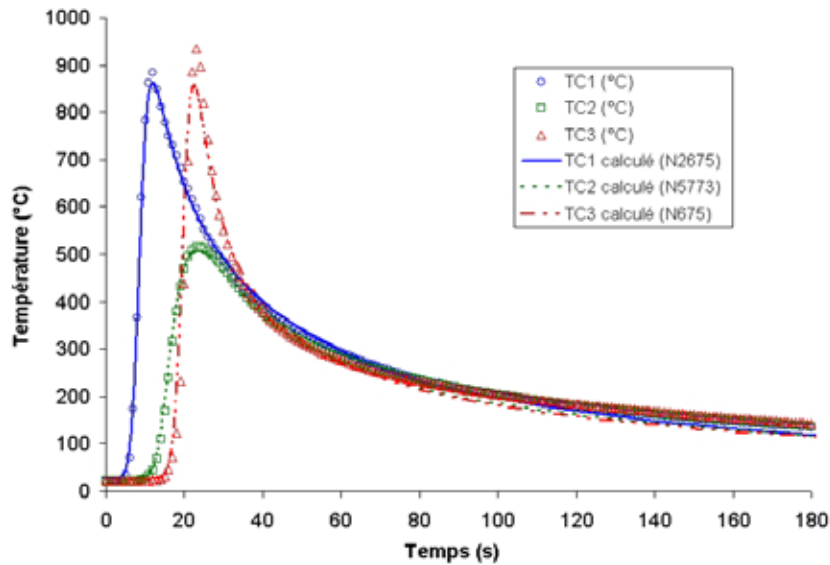


figure 4-34 : Comparaison des températures mesurées et calculées au niveau des trois thermocouples avec un rendement de 90% (ligne de fusion 2)

Ces résultats permettent de vérifier que la valeur du rendement qui est liée principalement à la hauteur d'arc ne dépend pas des conditions de soudage, pour une même configuration d'essai.

4.2.3.2 Validation des résultats relatifs aux aspects mécaniques

Pour la partie mécanique, les résultats de nos calculs ont été comparés aux mesures des déformations et contraintes résiduelles que nous avons effectuées sur la plaque.

a. Comparaison des valeurs de déformation expérimentales et numériques

Des mesures de planéité ont été effectuées sur les plaques avant soudage et après soudage. La différence entre ces deux mesures représente les déplacements liés au soudage.

Nous avons reporté à la figure 4-35 les déplacements mesurés expérimentalement et les résultats numériques obtenus à partir du modèle élasto-plastique.

La figures 4-26 a et b permettent d'observer une bonne corrélation suivant les axes x et z. On remarque dans la direction z, qui est la direction de déplacement de la torche que le déplacement est négatif dans la zone d'amorçage de l'arc électrique. Suivant la direction x, la tôle s'est pliée sous l'effet du retrait de solidification et présente par conséquent un déplacement positif supérieur au millimètre du côté opposé à l'encastrement.

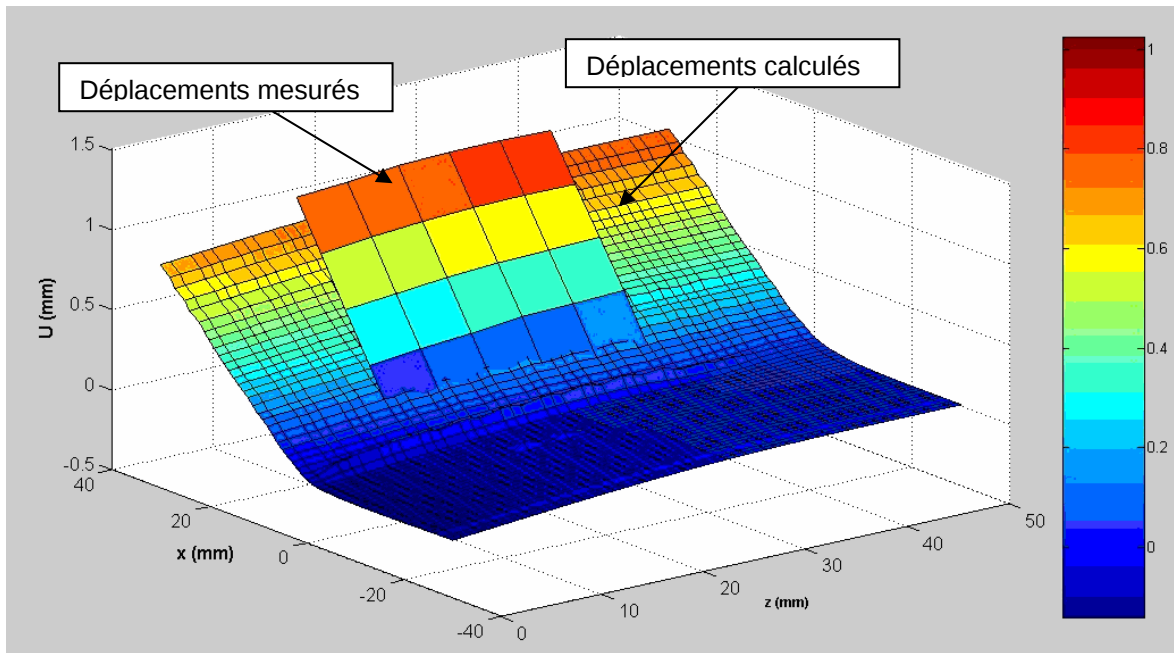


figure 4-35 : Superposition des champs de déformations mesurés et calculés avec le modèle élasto-plastique

L'écart entre les résultats du calcul et les mesures expérimentales se situe aux environs de 12%.

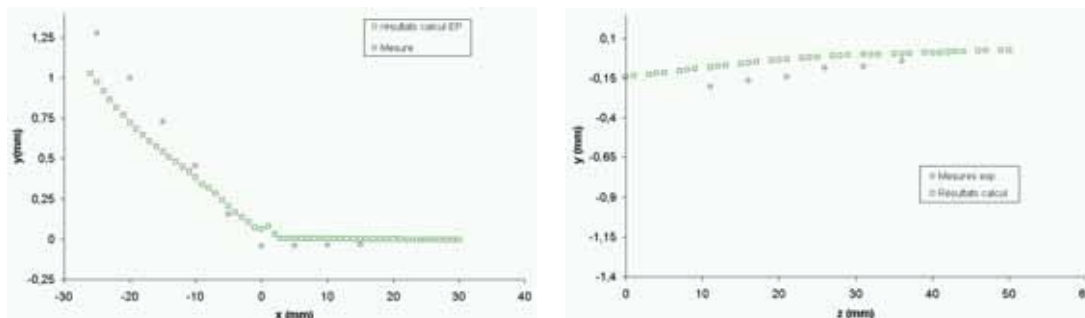


figure 4-36 : Comparaison entre les déformations mesurées et calculées avec le modèle élasto-plastique
a – Transversales, b - Longitudinales

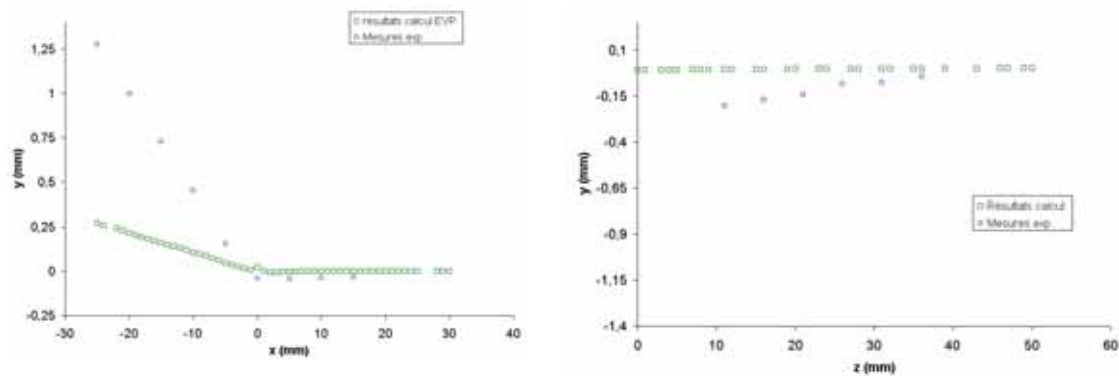


figure 4-37 : Comparaison entre les déformations mesurées et calculées avec le modèle élasto-visco-plastique
a – Transversales, b - Longitudinales

Avec ce modèle, malgré l'absence de prise en compte des caractéristiques visqueuses du matériau à très haute température, les résultats obtenus sont de qualité satisfaisante et permettent de suivre les tendances pour les déplacements.

Au contraire, la comparaison des déformations mesurées avec celles calculées à l'aide du modèle élasto-visco-plastique montre une mauvaise corrélation (figure 4-37). Le modèle élasto-visco-plastique développe une relaxation trop importante qui n'est pas représentative de ce qui se passe réellement et qui aboutit à la fin de la simulation à des déformations résiduelles quasiment nulles.

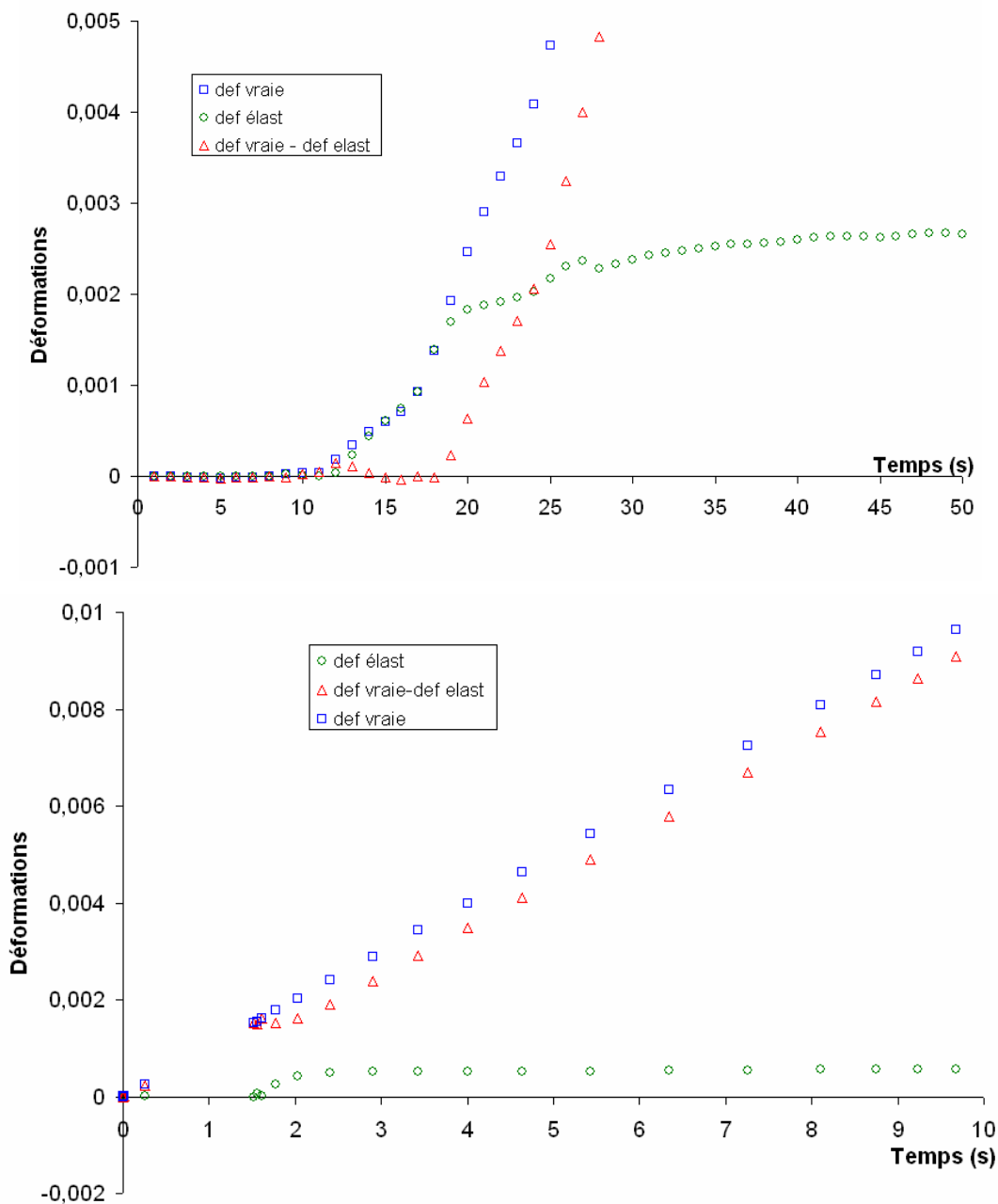


figure 4-38 : Mise en évidence de la contribution visqueuse intégrée dans les essais de traction à :
a - 1100°C, b - 1200°C

Pour évaluer la contribution visqueuse qui pourrait apparaître dans les essais de traction à haute température, les figures 4-38 a et b présentent la différence entre la déformation vraie mesurée et la déformation élastique calculée. S'il n'y a pas de contribution visqueuse, alors la différence entre ces deux déformations doit être nulle dans tout le domaine élastique. Cette hypothèse est vérifiée pour tous les essais de traction jusqu'à 1100°C. Pour l'essai de traction à 1200°C, on constate que la différence entre la déformation vraie mesurée et la déformation élastique calculée n'est jamais nulle. Cela signifie qu'à cette température, la contribution visqueuse est importante dès le début de la mise en charge.

En revanche, comme les temps de refroidissement des zones les plus chaudes des pièces soudées (zone à température supérieure à 1000°C) sont beaucoup plus courts que les durées des essais de traction qui ont été faits à haute température et qu'au cours de ces essais la contribution visqueuse est négligeable jusqu'à 1100°C, il paraît donc vraisemblable de considérer que les relaxations de type visqueuses n'ont pas le temps de se manifester au cours de l'opération de soudage.

Cela signifie également que les caractéristiques de la contribution visqueuse obtenues lors des essais de fluage traditionnels ne sont pas adaptées pour caractériser les mécanismes visqueux qui se manifestent lors du soudage (fluage très court mais à très haute température).

Cela explique les meilleurs résultats obtenus avec le modèle élasto-plastique. Pour la suite de l'étude, nous n'utiliserons par conséquent que le modèle élasto-plastique.

b. Mesure expérimentale des contraintes

Pour vérifier la pertinence du modèle mécanique, nous avons également comparé les contraintes résiduelles calculées à celles réellement présentes dans la plaque après soudage.

Plusieurs méthodes expérimentales ont été développées pour estimer les contraintes résiduelles. Ces techniques peuvent être non destructives (diffraction des rayons X, méthode ultrasonore), ou destructives (méthode du trou incrémental, méthode de la complaisance) [58, 60, 73, 5, 59].

Pour notre étude, nous avons utilisé la méthode de la complaisance qui nous permet de calculer un profil de contraintes suivant une direction de la pièce soudée à partir d'une mesure de déformations à l'aide de jauges de déformation.

La méthode de la complaisance, présentée par Cheng et Finnie [12] est basée sur les équations de la mécanique de la rupture et de propagation des fissures. Elle utilise le principe de superposition représenté à la figure 4-39. Cette méthode appliquée à la mesure des contraintes résiduelles consiste à introduire progressivement une entaille suivant la direction dans laquelle on souhaite mesurer les contraintes. Au fur et à mesure que l'entaille progresse, les contraintes résiduelles perpendiculaires à sa direction sont relâchées et entraînent la déformation

de la plaque. A chaque incrément de découpe correspond alors une valeur de déformation mesurée à l'aide des jauges représentées sur la figure 4-40.

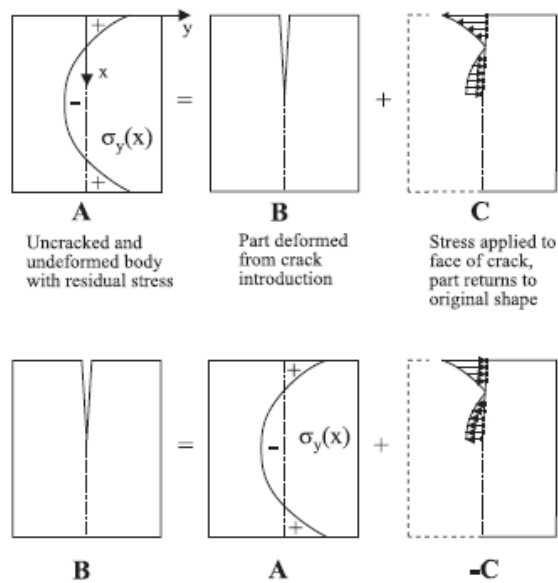


figure 4-39 : Principe de superposition appliqué au calcul des déformations dues à la relaxation des contraintes résiduelles [70]

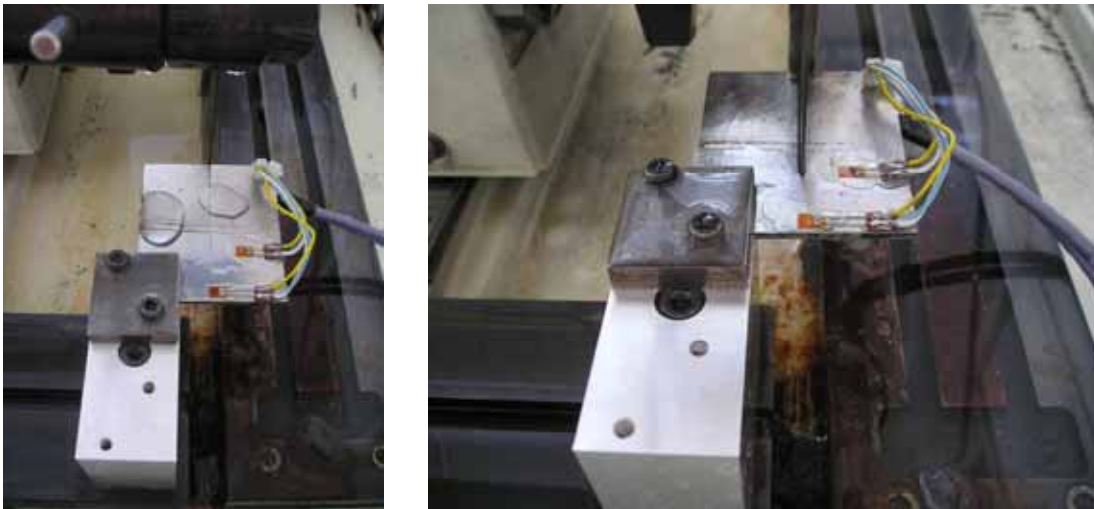


figure 4-40 : Montage utilisé pour la mesure des contraintes résiduelles par la méthode de la complaisance

Les contraintes résiduelles sont ensuite calculées à partir des déformations mesurées, par une méthode inverse (Cf Annexe) et on obtient le profil de contraintes résiduelles de la figure 4-41.

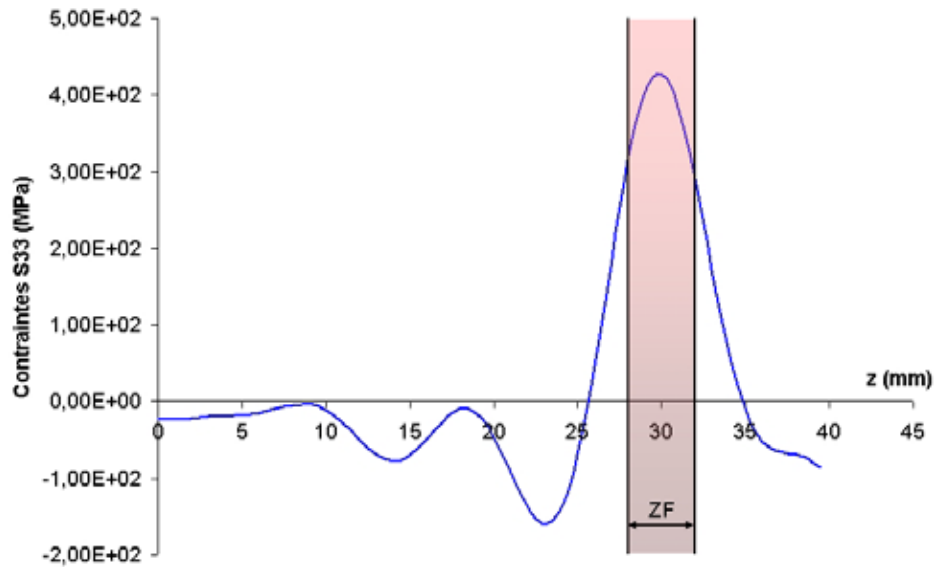


figure 4-41 : Profil de contraintes σ_{zz} suivant z

Cette mesure donne une idée de la répartition des contraintes : des contraintes de traction dans la zone affectée thermiquement et dans la zone fondue, tandis que le métal de base est soumis à des contraintes de compression. A l'interface entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement, les contraintes sont positives et de l'ordre de 300MPa.

c. Résultats numériques

La simulation numérique de l'opération de soudage sur la plaque nous donne également la répartition des contraintes résiduelles (figure 4-42) : la tendance est la même que celle obtenue avec les résultats expérimentaux. On retrouve comme pour les mesures expérimentales, la zone affectée thermiquement en traction et le métal de base en compression.

A l'interface entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement, le modèle numérique de simulation du soudage donne des contraintes résiduelles de l'ordre de 500MPa, tandis que les résultats expérimentaux étaient de l'ordre de 300MPa.

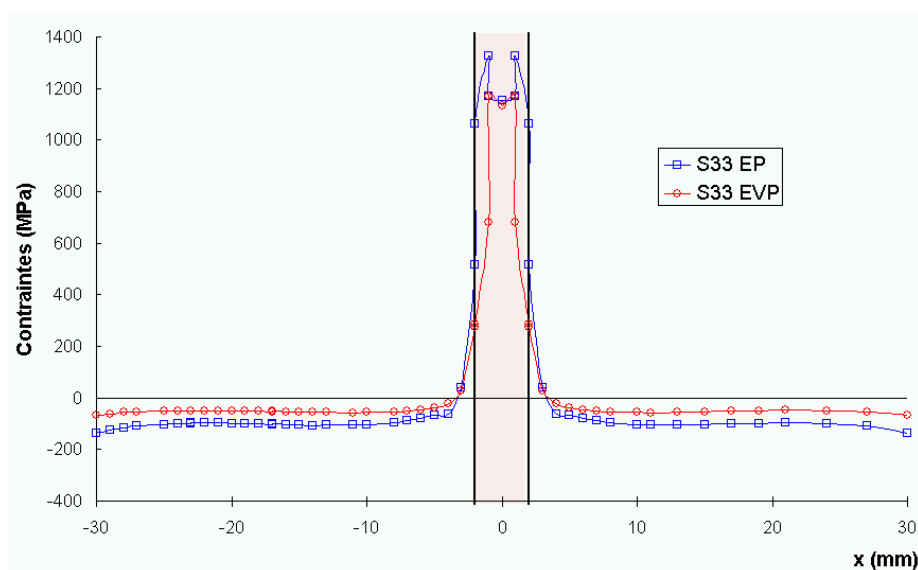


figure 4-42 : Répartition des contraintes résiduelles obtenues par les calculs élasto-plastiques et élasto-visco-plastiques

4.2.3.3 Conclusions

Le modèle numérique thermique couplé à un modèle élasto-plastique pour la partie mécanique a été validé sur un essai de réalisation de ligne de fusion, sur une plaque en Inconel 738. Si les résultats numériques et expérimentaux sont en très bonne adéquation pour la thermique, les résultats des simulations pour la mécanique en terme de champs de contraintes, permettent de retrouver les résultats expérimentaux d'un point de vue qualitatif.

La mise en place d'un modèle élasto-visco-plastique mieux adapté devrait permettre d'obtenir des résultats plus cohérents d'un point de vue quantitatif. Pour cela, des mesures complémentaires devront être menées pour déterminer les paramètres du modèle.

4.3 Application du modèle de simulation numérique du soudage au rechargement de l'Inconel 738

Le rechargement est un cas particulier du soudage dans lequel la prise en compte de l'apport de métal est essentielle. Dans cette partie, nous allons présenter les résultats de validation d'un modèle de simulation numérique appliqué au rechargement de pièces en Inconel 738.

La géométrie de la pièce étant complexe, la validation du modèle de rechargement a été faite à l'aide de la corrélation des résultats thermiques expérimentaux et numériques, ainsi qu'à l'aide d'une comparaison entre les microstructures prédites par les calculs et celles observées sur les échantillons.

Cette application nous permettra donc de vérifier également l'exactitude du modèle métallurgique appliqué à un calcul de soudage.

4.3.1.1 Prise en compte de l'apport de métal dans le modèle

Pour modéliser l'apport de métal, deux méthodes peuvent être utilisées. Dans les deux cas, les éléments constitutifs du matériau à ajouter sont présents dans le maillage initial de la pièce, mais ne sont pas activés.

L'activation des éléments peut être modélisée, soit par la méthode appelée Birth – Death, soit en modifiant en cours de calcul les propriétés des éléments. La méthode Birth – Death implique de modéliser une étape de calcul pour l'ajout de chaque élément, ce qui aboutit à un alourdissement du calcul, dans la mesure où il faut autant de pas de calcul qu'il y a d'éléments à ajouter.

Pour la modélisation de l'opération de rechargement, nous avons donc choisi d'utiliser la seconde méthode, qui permet de créer une unique étape de calcul pour la totalité du rechargement, les propriétés des éléments dépendant de la position de la source de chaleur. Ainsi, au fur et à mesure de la modélisation du rechargement, les propriétés des éléments évoluent, afin de passer d'un état dans lequel ils n'ont aucune influence sur le calcul (absence de matière), à un état où ils influencent le calcul (apport de la matière).

Dans le cas d'une opération de rechargement, l'apport de matière doit être considéré des points de vue thermique et mécanique. L'évolution des propriétés des éléments est modélisée dans Abaqus, à l'aide de la sous-routine Usdfld [35]. Cette sous-routine permet d'associer à chaque propriété du matériau, une variable, qui peut changer d'état en fonction du temps, ou de n'importe quelle variable interne du calcul. Elle est donc appliquée à tous les éléments du cordon de soudure. Lors du soudage, on considère que le métal d'apport est déposé au niveau de la torche de soudage. Cela signifie que tous les éléments situés à la fois dans la zone du métal d'apport et à l'avant de la source de chaleur ne doivent pas être activés. Ils se voient donc attribuer un coefficient zéro (absence de matière), tandis que les éléments du cordon situés à l'arrière de la source présentent un coefficient égal à un (apport de la matière) (figure 4-43).

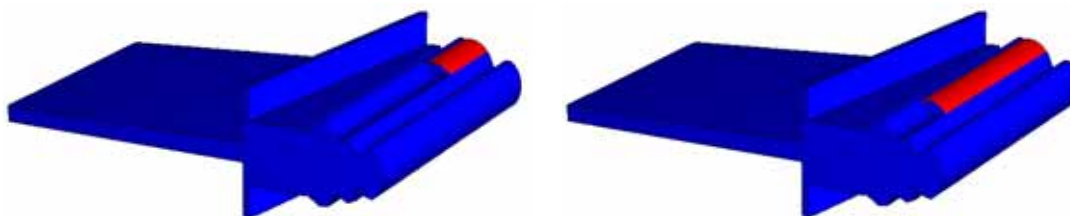


figure 4-43 : Dépôt de métal d'apport au cours de l'opération de rechargement

Pour le modèle thermique, l'apport de métal a été pris en compte à l'aide de la variable conductivité thermique (figure 4-44) et pour le modèle mécanique à l'aide de la variable limite

d'élasticité (figure 4-45). Chacune de ces deux variables dépend donc de la position des éléments par rapport à la source, c'est-à-dire qu'elles évoluent pour chaque élément en fonction du temps.

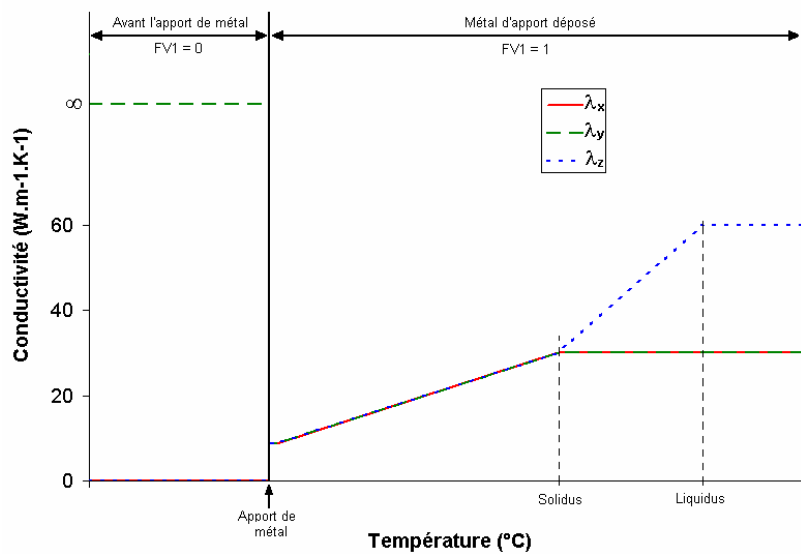


figure 4-44 : Evolution de la conductivité thermique au cours de l'opération de rechargement pour la prise en compte de l'apport de métal dans le calcul thermique

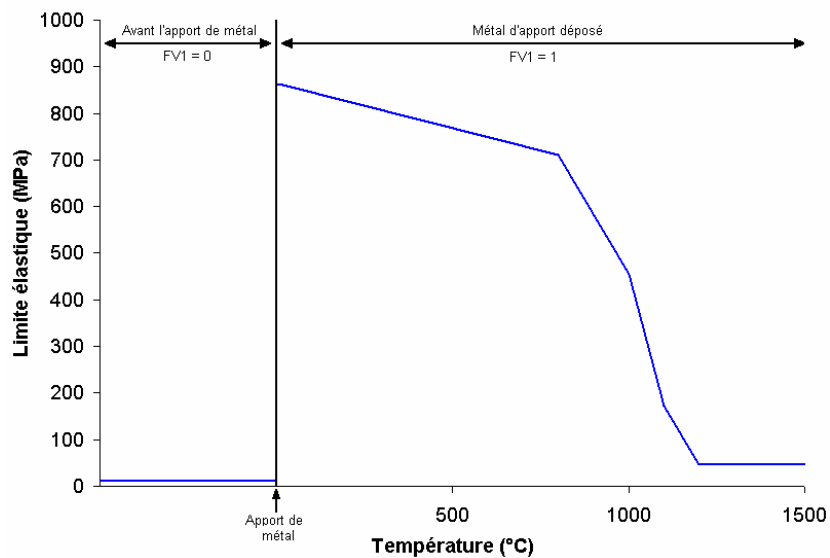


figure 4-45 : Evolution de la limite d'élasticité au cours de l'opération de rechargement pour la prise en compte de l'apport de métal dans le calcul mécanique

4.3.1.2 Validation du modèle de rechargement

Afin de valider le modèle de simulation numérique du rechargement, nous avons modélisé l'opération de rechargement du pied de sapin d'une pale en Inconel 738 équipée de trois thermocouples (figure 4-46).



figure 4-46 : Positionnement des thermocouples sur le pied de sapin à l'envers du rechargement

Lors du rechargement, comme lors d'une opération de soudage, l'amorçage de l'arc est fait sans déplacement de la torche. A la fin du rechargement, pour éviter l'effondrement du bain, le soudeur revient légèrement vers l'arrière de la soudure tout en diminuant progressivement l'intensité de l'arc.

Les paramètres expérimentaux qui ont servi de base à notre simulation numérique sont les suivants :

- rendement égal à 90%,
- coefficient de convection de $15\text{W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$,
- émissivité de 0,6,
- tension de 10 V,
- intensité de 40A,
- vitesse nulle pendant la phase d'amorçage, puis égale à 1 mm.s^{-1} pendant le soudage, et enfin, pendant l'évanouissement, égale à $0,4\text{ mm.s}^{-1}$, le déplacement se faisant alors dans le sens inverse de celui du soudage.

Le cycle de rechargement est représenté à la figure 4-47.

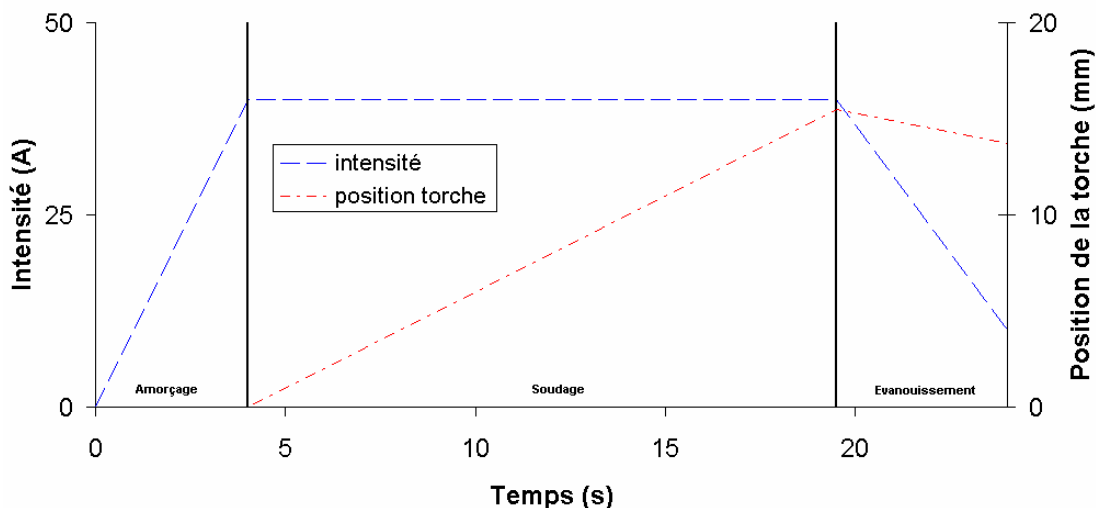


figure 4-47 : Variations de l'intensité et de la vitesse au cours de l'opération de rechargement

L'observation des champs thermiques au cours du soudage permet de mesurer les dimensions du bain de fusion calculé (figure 4-48). La comparaison entre le bain de fusion calculé et le bain de fusion observé par micrographie, montre une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques.

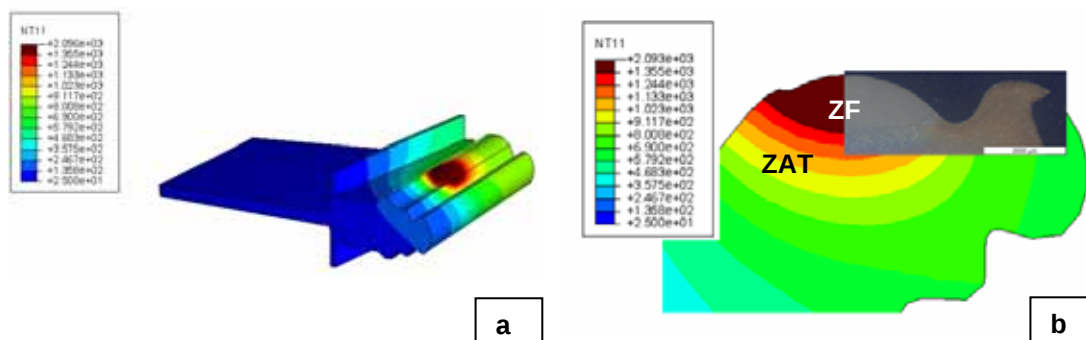


figure 4-48 : Résultats thermiques de la simulation de l'opération de rechargement du pied de sapin :
a – Champs thermiques au cours du rechargement, b – Comparaison des bains de fusion calculé et mesuré

La comparaison des courbes de température relevées aux nœuds correspondant aux thermocouples montre également une excellente corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques (figure 4-49). Les points d'inflexion que l'on voit sur les courbes des thermocouples TC1 et TC2 sont liés au retour en arrière de la torche lors de l'évanouissement.

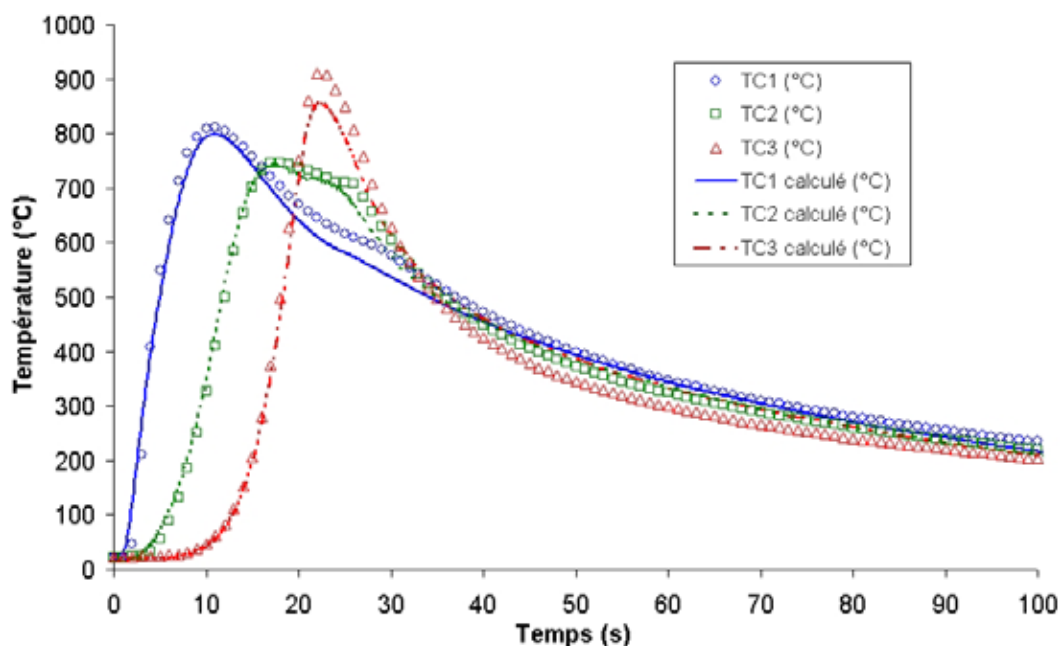


figure 4-49 : Comparaison des températures calculées et mesurées au niveau des nœuds correspondant aux thermocouples

4.3.1.3 Couplage mécano-métallurgique

Comme nous l'avons dit au paragraphe 4.1.2, pour l'Inconel 738, le couplage métal-mécanique n'est pas nécessaire, dans la mesure où les transformations métallurgiques de ce matériau n'induisent pas de modifications mécaniques. Le calcul métallurgique est donc effectué uniquement à partir des résultats du calcul thermique. Ils permettent de connaître l'évolution de la fraction dissoute de γ' primaires au cours du soudage (figure 4-50).

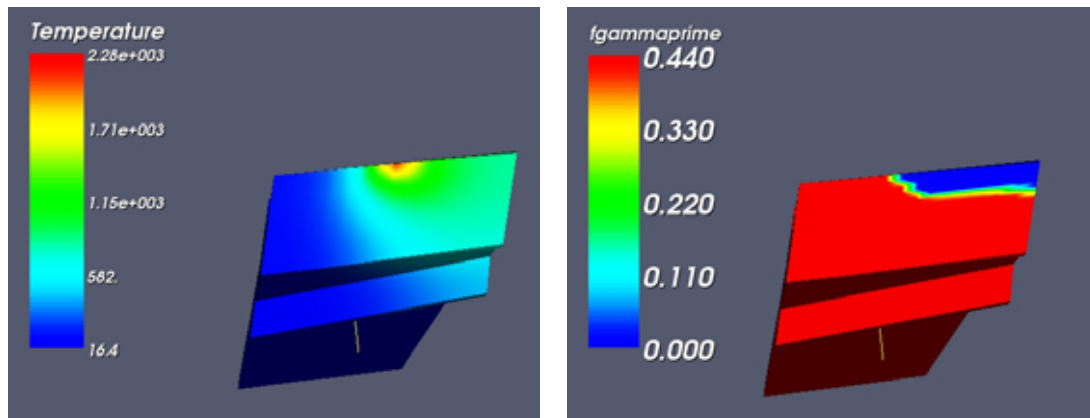


figure 4-50 : Champs de température et de dissolution des précipités γ' primaires au cours de l'opération de rechargement

Ces résultats permettent de valider l'exactitude du modèle de dissolution des précipités au cours d'un cycle thermique rapide en comparant les fractions de γ' primaires calculées à celles mesurées expérimentalement (figure 4-51).

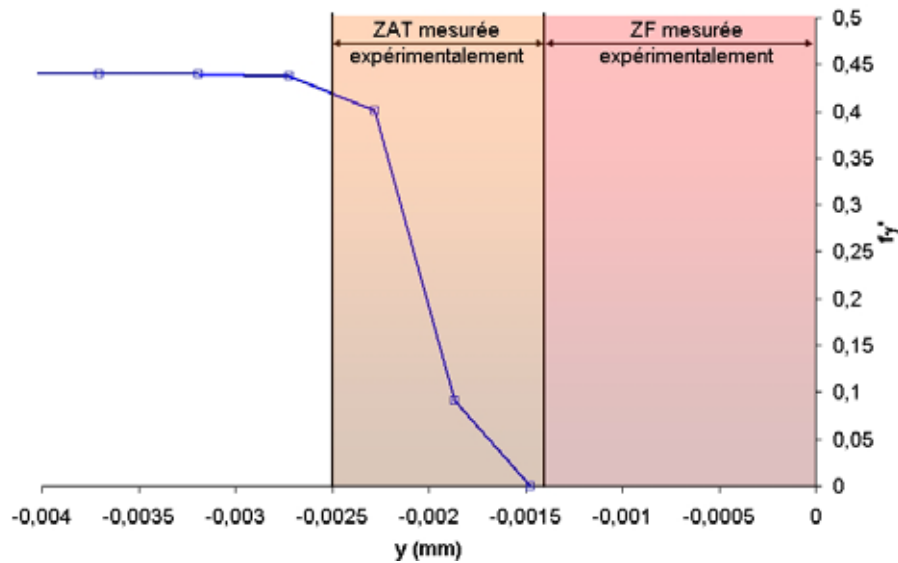


figure 4-51 : Comparaison entre les ZAT mesurées et calculées

On retrouve à la figure 4-51 une fraction de précipités γ' primaire nulle dans la zone fondue. Comme sur les observations micrographiques, la zone affectée thermiquement constitue une transition entre la zone fondue et le métal de base. Les dimensions calculées de la zone affectée thermiquement sont conformes aux observations de la microstructure.

4.4 Conclusions

Dans cette partie, nous avons présenté un modèle numérique permettant de modéliser le rechargement d'une pièce en Inconel 738.

Les modèles thermique, mécanique et métallurgique permettent de prédire l'évolution des températures, des contraintes et la dissolution des précipités γ' primaires au cours du soudage.

La qualité du calcul thermique est primordiale dans la modélisation du soudage. En effet, les calculs métallurgiques et mécaniques utilisent exclusivement les résultats du calcul thermique. Les modèles que nous avons présentés montrent un très bon accord entre les champs de température calculés et ceux relevés expérimentalement. Les erreurs mesurées sont faibles (figure 4-49), y compris dans la zone affectée thermiquement. Les résultats obtenus dépendent fortement de certains paramètres, en particulier de la trajectoire de la torche et de sa vitesse de déplacement. Le paramètre le plus influent sur le calcul thermique est le rendement. Les autres paramètres, tels que la valeur de la conductivité thermique aux températures supérieures au liquidus de l'alliage, ou encore les coefficients de répartition énergétique de la source ont une faible influence sur les champs de température. Ils peuvent en revanche influencer assez fortement sur la forme du bain de fusion. En utilisant pour ces paramètres les valeurs présentées dans la littérature ($a_r = 2.a_f$ et conductivité orthotrope), la fiabilité du modèle semble optimale. Le modèle thermique que nous avons développé ne permet cependant pas de prédire la forme du bain de fusion, ni de connaître les températures présentes dans le bain de fusion.

Les calculs mécaniques et métallurgiques sont effectués à la suite du calcul thermique.

Les résultats mécaniques ont été analysés du point de vue des déformations et des contraintes. Du fait de l'erreur de calcul thermique dans la zone fondue, les résultats de cette zone ne peuvent pas être analysés. Les calculs de validation du modèle mécanique ont été effectués avec des modèles élasto-plastiques et élasto-visco-plastiques. Il ressort de cette analyse que la prise en compte du comportement visqueux nécessite des essais expérimentaux complémentaires. Les tendances des résultats mécaniques obtenus avec le modèle élasto-plastique sont bonnes, et les résultats pourront être exploités de manière qualitative.

Le modèle de calcul de la dissolution des précipités γ' primaire utilise les équations présentées au chapitre 2. Les résultats présentent une bonne corrélation avec les mesures expérimentales de la dissolution.

Dans le chapitre suivant, nous allons utiliser ces modèles numériques pour les confronter d'une manière plus globale aux résultats expérimentaux, afin d'en déduire des critères de fissuration et de prédire en fonction des paramètres opératoires le risque de fissuration.

Chapitre 5 :

Corrélation entre résultats expérimentaux et numériques : prévision des conditions de fissuration

5.1	Détermination d'un critère de fissuration par liquation.....	156
5.1.1	Critères de fissuration à chaud.....	157
5.1.1.1	Fissure de solidification	159
5.1.1.2	Fissure de liquation	159
5.1.2	Modélisation des opérations de rechargement sous différentes conditions opératoires	160
5.1.3	Définition du risque de liquation	162
5.1.4	Expression du critère de fissuration par liquation.....	168
5.2	Détermination d'un critère pour la fissuration au réchauffage.....	169
5.2.1	Evaluation des niveaux de contraintes liés aux conditions opératoires.....	169
5.2.2	Critère pour la fissuration au réchauffage	170
5.3	Validation des critères de fissuration : détermination des conditions opératoires pour le rechargement des brides d'un distributeur en Inconel 738	171
5.3.1	Etude expérimentale du rechargement des brides d'un distributeur	171
5.3.1.1	Mode opératoire	171
5.3.1.2	Influence de la température de rechargement sur la fissuration lors du rechargement des brides du distributeur.....	172
5.3.2	Modélisation du rechargement de la bride du distributeur.....	174
5.3.2.1	Présentation du modèle	174
5.3.2.2	Résultats des modélisations du rechargement de la bride du distributeur	175
5.4	Conclusions	178

CHAPITRE 5 : Corrélation des résultats expérimentaux et numériques : prévision des conditions de fissuration

L'étude expérimentale présentée au chapitre 3 a mis en évidence que le rechargement de l'Inconel 738 donnait lieu à deux types de fissuration. Cette étude expérimentale a permis de déterminer des conditions opératoires permettant de limiter, voire de s'affranchir de la présence de fissures. Dans le chapitre 4, il a été montré que le modèle numérique de rechargement développé donnait des résultats exploitables en termes de températures, de métallurgie, de contraintes et de déplacements.

Dans ce chapitre, nous allons corréler les résultats expérimentaux et numériques, dans l'optique de définir des critères de fissuration.

En effet, nous avons vu que les fissures liées à la liquation n'apparaissent que sur les échantillons rechargés sans préchauffage, et que ces fissures sont liées à l'occurrence simultanée d'un phénomène métallurgique (la liquation) et d'un état de contraintes particulier (qui peut être relié à la température de préchauffage). La comparaison des résultats des calculs métallurgique et mécanique, avec les résultats expérimentaux devrait par conséquent permettre de déterminer les conditions dans lesquelles il y a risque de fissuration par liquation et ainsi de proposer un critère permettant de prédire en fonction des conditions opératoires le risque d'apparition de ces fissures. Les fissures qui apparaissent au réchauffage semblent quant à elles uniquement liées aux contraintes résiduelles et n'apparaissent que lors du traitement de stabilisation des échantillons rechargés avec un préchauffage à une température inférieure ou égale à 750°C. L'utilisation du modèle de simulation numérique du rechargement doit permettre de mesurer l'influence du préchauffage sur les niveaux de contraintes résiduelles, et ainsi de déterminer un niveau de contraintes seuil, au delà duquel le risque de fissuration au réchauffage est élevé.

Pour permettre la détermination des critères de fissuration, les résultats expérimentaux et numériques seront corrélés en utilisant pour support l'étude expérimentale réalisée lors des essais de rechargement des pieds de sapin.

Les critères de fissuration ainsi déterminés, seront ensuite utilisés pour évaluer les conditions opératoires les mieux adaptées au rechargement des brides d'un distributeur HP en Inconel 738.

5.1 Détermination d'un critère de fissuration par liquation

Les observations expérimentales du chapitre 3 ont montré qu'il y avait apparition de zones de liquation sur tous les échantillons rechargés, quelle que soit la température de préchauffage utilisée.

Les dimensions de la zone dans laquelle les traces de liquation apparaissent dépendent toutefois de la température de préchauffage et des dimensions de la zone affectée thermiquement. La figure 3-4 donne les dimensions de la zone affectée thermiquement en fonction de la température de préchauffage.

L'utilisation du modèle de simulation numérique du soudage avec les différentes conditions de préchauffage et de soudage donne les évolutions de température pour chaque point de l'échantillon. Ces résultats thermiques seront ensuite utilisés comme données d'entrée des simulations métallurgique et mécanique.

5.1.1 Critères de fissuration à chaud

Un certain nombre de critères permettant de prévoir la fissuration à chaud en soudage, sont présentés dans la littérature. La fissuration à chaud survient quand un matériau capable de supporter une certaine déformation est soumis à une déformation supérieure.

Toutefois, des calculs du comportement mécanique en cours de soudage ont montré que les déformations générées par ce procédé dépassaient rarement 0,1%. Or, comme les matériaux métalliques supportent généralement des déformations largement supérieures à cette valeur, et au minimum de l'ordre de 1 à 10%, la fissuration à chaud en soudage ne peut survenir que si le matériau présente à un instant donné une ductilité nulle ou très faible. Les auteurs [47] ont par conséquent démontré qu'il pouvait apparaître au cours du soudage des zones à ductilité nulle. Dans la littérature, ces zones sont généralement appelées BTR pour Brittle Temperature Range ou NDR pour Nil Ductility Range.

Le mécanisme de formation de cette zone à ductilité nulle est expliqué par Sims [74]. Si on trace les isothermes d'une pièce au voisinage de la zone fondue, les points de tangence aux isothermes parallèles au parcours de la torche constituent la limite entre la zone qui chauffe et la zone qui commence à refroidir (figure 5-1). La surface située à droite de ces points est en train de chauffer, tandis que la zone située à gauche de ces points refroidit. Dans la partie qui subit la chauffe, la matière se dilate. Etant bridée par le reste de la pièce, elle développe des contraintes de compression, tandis que la zone située à l'arrière de ces points se rétracte et est donc soumise à des contraintes de tension. La limite entre chauffage et refroidissement constitue donc également la limite entre les contraintes de tension et les contraintes de compression. Suivant le même raisonnement et en supposant que la limite élastique est constante quelle que soit la température, il est possible de tracer à l'arrière de cette limite une courbe correspondant aux points soumis à une contrainte égale à la limite d'élasticité du matériau.

Du fait des points de fusion locaux, des zones de ductilité nulle peuvent apparaître de part et d'autre du bain de fusion (figure 5-2). Si les paramètres de soudage (puissance, vitesse) sont tels que la limite d'élasticité du matériau rencontre la NDR, il y a risque de fissuration. A l'inverse, si la

limite d'élasticité ne présente pas d'intersection avec la NDR, il ne se produira pas de fissuration à chaud.

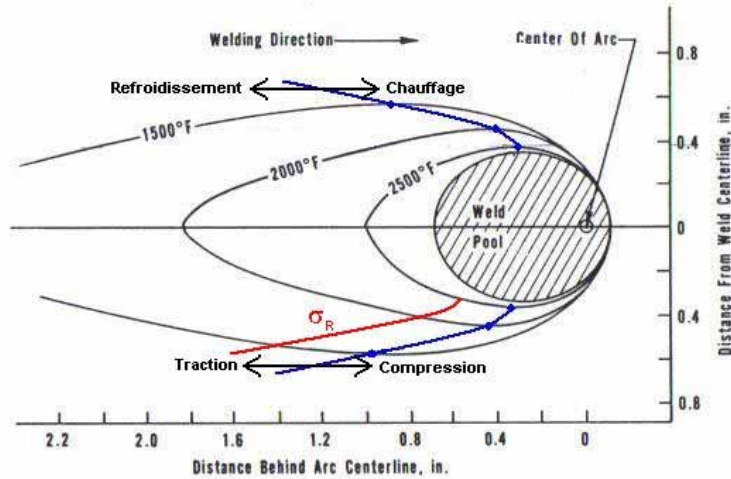


figure 5-1 : Isothermes autour du bain de fusion et représentation des limites entre zones en traction et zones en compression [74]

Cette mise en évidence de la présence d'une limite correspondant à la limite d'élasticité du matériau montre qu'une zone présentant une ductilité nulle peut exister sans pour autant engendrer de fissuration.

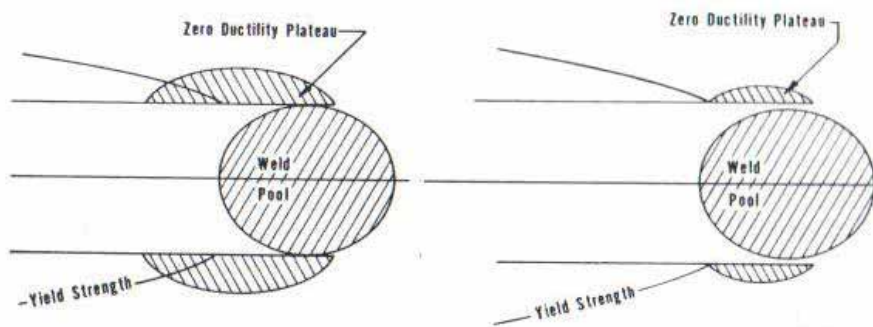


figure 5-2 : Evolution des Zones à ductilité nulle au cours du passage de la torche [74]

D'après ces schémas, il est évident qu'un choix judicieux des paramètres de soudage peut permettre de jouer sur la taille et la forme de la zone de ductilité nulle ou de déplacer la limite entre contraintes de tension et de compression, afin d'éviter la présence de contraintes dépassant la limite d'élasticité dans cette zone.

Pour utiliser ces critères, il est par ailleurs nécessaire de savoir quelles zones présentent une ductilité nulle. Il s'agit des zones qui présentent des joints de grains liquides, du fait de la liquation ou de la solidification non terminée dans la zone fondue. Des critères sont présentés dans la littérature pour déterminer quelles zones sont concernées.

5.1.1.1 Fissure de solidification

Pour la fissuration à la solidification de l'Inconel 718, Dye et al. ou encore Kerrouault [19, 20, 37] expriment un critère basé sur la fraction de liquide résiduel. Tant que la fraction solide est comprise entre 0,7 et 0,9, le liquide peut continuer à s'écouler entre les dendrites et ainsi compenser les manques liés au retrait de solidification et aux déformations qui en résultent. Ces déformations conduisent à un état de contraintes quasiment nul. En revanche, quand la fraction de solide devient supérieure à 90%, le liquide ne peut plus circuler librement entre les dendrites et les poches de liquide restantes risquent alors de servir de point d'initiation pour des fissures. Il est communément admis qu'au delà d'une fraction solide de 90%, le risque de fissuration est très important, du fait de l'absence de continuité solide entre les grains. Les auteurs vont jusqu'à dire que si cette zone est soumise à des contraintes de tension, quelles que soient leurs valeurs, la fissuration est inévitable. Pour l'Inconel 738, un critère basé sur la liquation sera plus approprié, la fissuration par solidification n'ayant jamais été observée pour ce matériau.

5.1.1.2 Fissure de liquation

La plupart des études ayant trait à l'expression de critères de fissuration par liquation lors du soudage des superalliages base nickel ont été faites pour l'Inconel 718. Lors du soudage de l'Inconel 718, Dye et al. [19] mettent en évidence qu'il y a risque de liquation s'il reste des carbures de Niobium non entièrement dissous à la température eutectique de l'alliage, lors d'un cycle thermique rapide. Nous allons nous appuyer sur ces résultats pour exprimer des critères au soudage de l'Inconel 738.

Pour l'Inconel 738, nous avons vu que la principale cause de liquation était liée aux précipités de phase durcissante γ' . Par analogie avec le critère défini pour l'Inconel 718, nous pourrions estimer qu'il y a risque de liquation s'il reste des précipités γ' non dissous à la température eutectique de l'Inconel 738.

Par ailleurs, des mesures de ductilité à chaud à l'aide d'une installation Gleeble, ont permis à Ojo et al. [47, 50, 51] de mettre en évidence l'existence d'un domaine de ductilité nulle pour l'Inconel 738. Ce type d'essai est basé sur l'idée que le comportement en déformation du matériau est représentatif de sa capacité à supporter des contraintes de tension et par conséquent à résister à la fissuration à chaud. Ces essais font apparaître une ductilité nulle à partir de 1160°C lors d'un chauffage à 111°C.s⁻¹. Au cours du refroidissement à 19°C.s⁻¹, le matériau retrouve sa ductilité initiale à partir de 970°C. Le domaine de fragilité du matériau est défini comme la différence entre la température de perte de ductilité au chauffage et la température à laquelle il retrouve sa ductilité. L'importance du domaine de fragilité de l'Inconel 738 (190°C) est justifiée par l'apparition au chauffage d'un film liquide aux joints de grains, qui persiste jusqu'à des températures basses.

Partant de ces constatations, nous pouvons donc estimer qu'il y a risque de fissuration à chaud s'il reste des précipités γ' non dissous à une température supérieure à 1160°C au cours d'un chauffage à 111°C.s⁻¹ et jusqu'à 970°C au cours d'un refroidissement à 19°C.s⁻¹ dans des zones soumises à des contraintes de tension. Ce point nous a servi de référence pour l'établissement d'un critère de fissuration. Le critère de fissuration qui a été défini pour les autres vitesses de chauffage dépend quant à lui des résultats des essais expérimentaux de rechargement présentés au chapitre 3.

5.1.2 Modélisation des opérations de rechargement sous différentes conditions opératoires

Le modèle utilisé pour l'établissement des critères de fissuration est celui présenté au paragraphe 4.3.1.2. et dans le chapitre 2. Les cycles de préchauffage imposés à la pièce sont représentés à la figure 5-3.

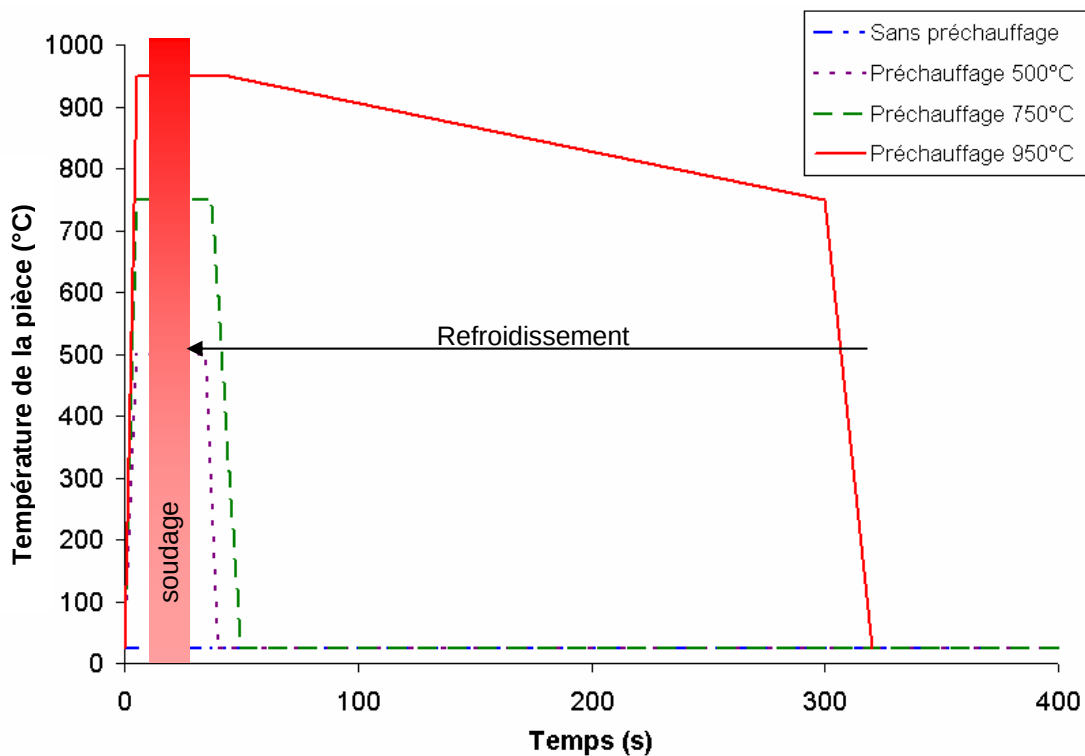


figure 5-3 : Conditions de température imposées à la pièce en fonction de la température de préchauffage

Les calculs de simulation ont été effectués avec des conditions représentatives des essais expérimentaux. Les conditions des calculs sont résumées dans le tableau 5.1 : elles représentent les valeurs moyennes des intensités et des vitesses utilisées lors des essais de rechargement. Nous avons utilisé comme pour le calcul du paragraphe 4.3.2 un rendement égal à 90% ; les résultats obtenus montrent alors un bon accord avec les dimensions observées des bains de fusion.

Température de préchauffage (°C)	Tension (V)	Intensité (A)	Vitesse (m.s-1)	Energie linéaire moyenne (J.m-1)
20	10	38	0,97	392
500	10	27	0,9	300
750	10	20	0,8	250
950	10	16	0,7	228

Tableau 5-1 : Conditions des calculs d'influence de la température de préchauffage

Les résultats obtenus en termes de dimensions des bains de fusion sont cohérents avec les dimensions du bain de fusion observées expérimentalement et ceci quelle que soit la température de préchauffage (figure 5-4). Avec les paramètres opératoires choisis, les dimensions des bains de fusion sont peu sensibles à la température de préchauffage.

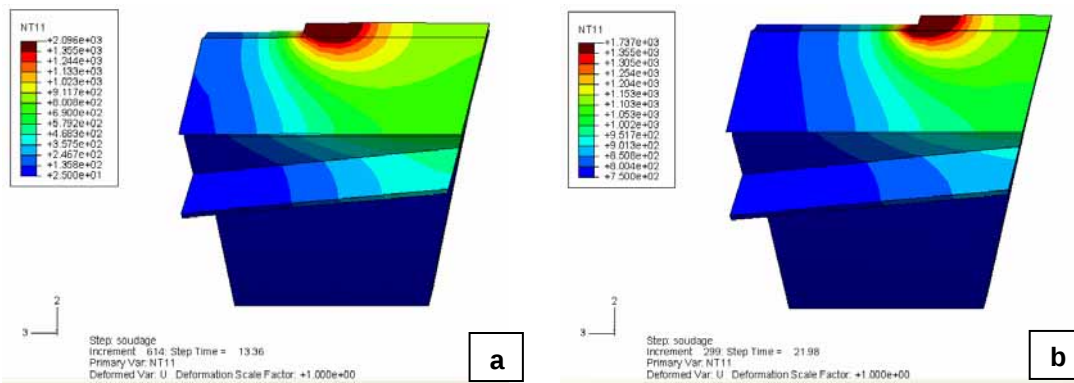


figure 5-4 : Exemples de champs thermiques relevés au cours du calcul avec des températures de préchauffage de :
a – 20°C, b – 750°C

Les résultats de calcul ont été analysés suivant les directions transversale et longitudinale à la trajectoire du rechargement. Les nœuds ayant servi de support à l'analyse sont portés par les directions y et z représentées à la figure 5-5. Ainsi, les nœuds alignés dans la direction z sont tous dans la zone affectée thermiquement, tandis que ceux alignés suivant y sont destinés à donner un aperçu des évolutions de températures, de métallurgie et de contraintes de la zone fondue au métal de base.

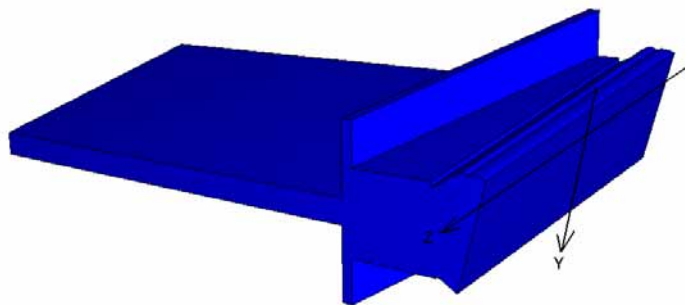


figure 5-5 : Directions y et z utilisées pour l'analyse des résultats de calcul

Pour l'analyse des résultats, il faut également tenir compte de l'aspect temporel de l'opération de rechargement. En effet, les fissures de liquation apparaissant au cours du rechargement, il est par conséquent nécessaire de considérer la position des nœuds disposés suivant y par rapport au bain de fusion. De plus, la vitesse de déplacement de la torche n'étant pas la même pour toutes les températures de préchauffage, un repère temporel absolu a été choisi, lié à la position de la torche. Les résultats ont ainsi été comparés aux instants correspondant :

- au bain centré sur y,
- au centre du bain situé 2 mm avant y,
- au centre du bain situé 3 mm après y.

5.1.3 Définition du risque de liquation

Une modélisation de l'opération du rechargement donne les températures des nœuds du maillage tout au long du rechargement. A partir de l'évolution de ces champs de température et en utilisant le modèle métallurgique de dissolution des précipités γ' présenté au chapitre 2, nous pouvons évaluer les champs de précipitation tout au long de l'opération de rechargement.

Les résultats des calculs métallurgiques obtenus au niveau des nœuds alignés suivant la direction y, au moment où la source de chaleur est centrée sur cette direction sont présentés à la figure 5-6. Ces résultats montrent une bonne corrélation avec les mesures expérimentales des dimensions de la ZAT en fonction de la température de préchauffage présentées à la figure 3-11.

Dans l'analyse expérimentale des échantillons présentée au chapitre 3, des traces de liquation ont été observées sur l'ensemble des échantillons. Etant données les fortes vitesses de chauffage et de refroidissement induites par le soudage, la ZAT subit nécessairement des transformations hors équilibre thermodynamique. L'examen des températures et des niveaux de dissolution présentés à la figure 5-6 révèle que pour toutes les conditions de préchauffage, lors du passage de la torche, les nœuds situés entre 1 et 2 millimètres de la surface du rechargement sont à une température située entre le solidus du matériau et 1000°C. Ces nœuds sont donc dans la zone affectée thermiquement par le soudage.

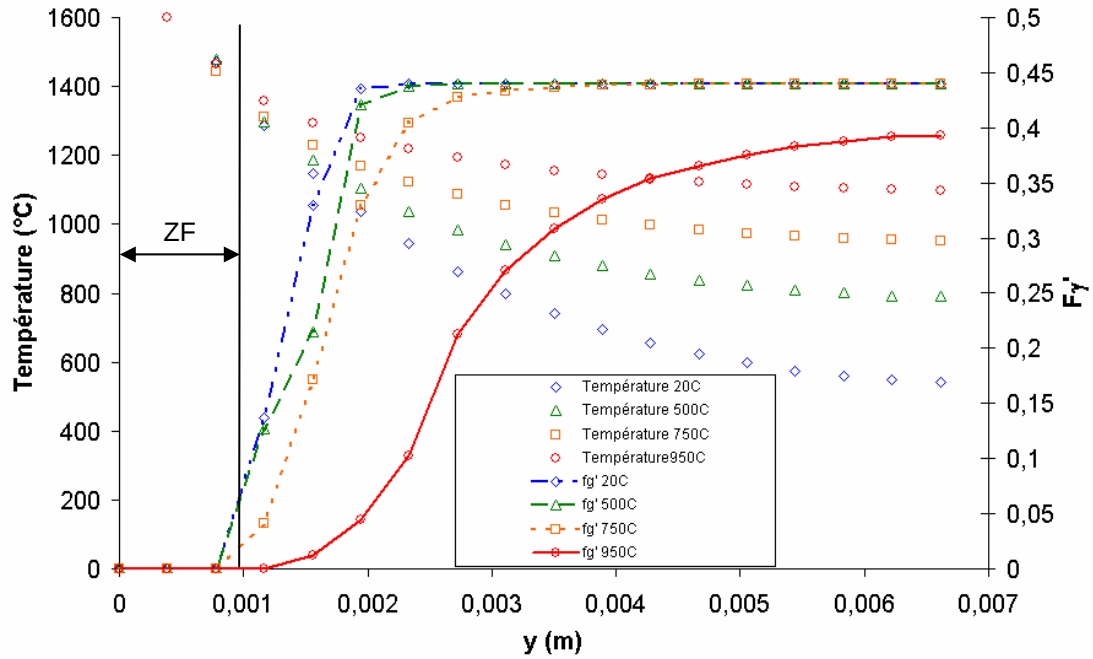


figure 5-6 : Résultats thermiques et de dissolution des précipités γ' suivant la direction normale à la trajectoire de soudage, à l'instant du passage du bain de fusion en fonction de la distance à la zone fondue et de la température de préchauffage

Les fissures de liquation apparaissant en bordure de la zone fondue, nous choisissons pour le reste de l'analyse d'utiliser un nœud situé dans la ZAT, à 1,86 mm de la surface de la soudure pour étudier le critère de fissuration par liquation.

Le domaine de fragilité défini dans la littérature [47] est représenté à la figure 5-7. Il correspond à l'intervalle de temps pendant lequel une partie de la zone affectée thermiquement est à une température comprise entre 1160°C au chauffage et 970°C au refroidissement.

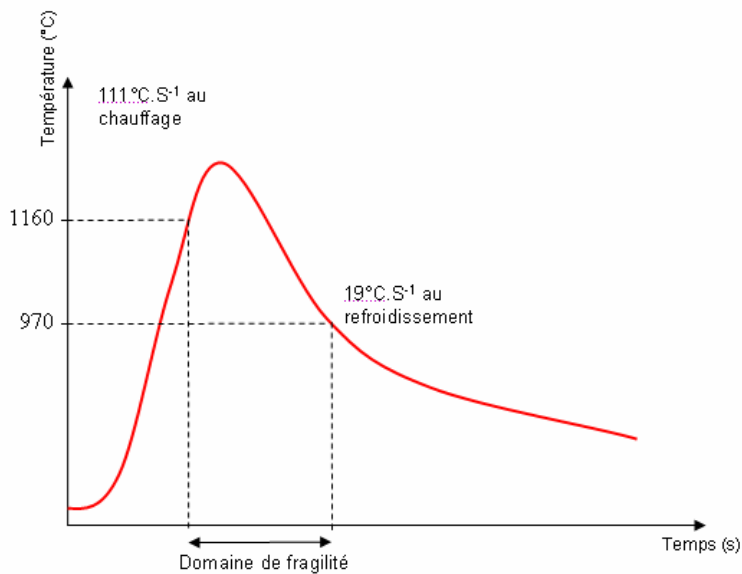
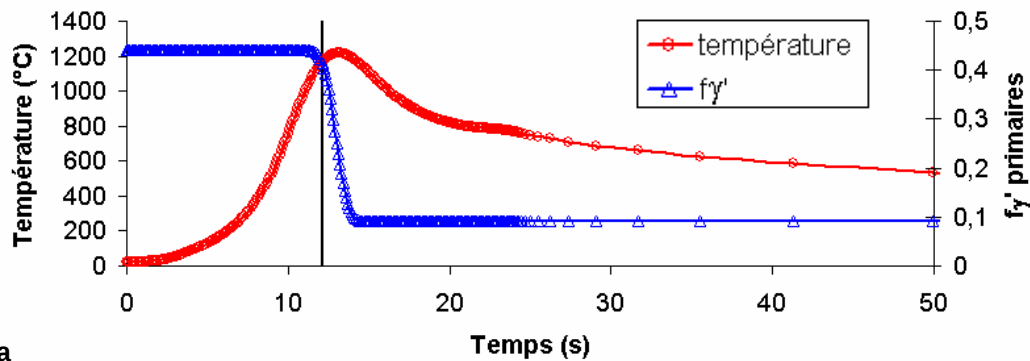


figure 5-7 : Représentation schématisée du domaine de fragilité mesuré pour une vitesse de refroidissement de 19°C.S⁻¹ [47]

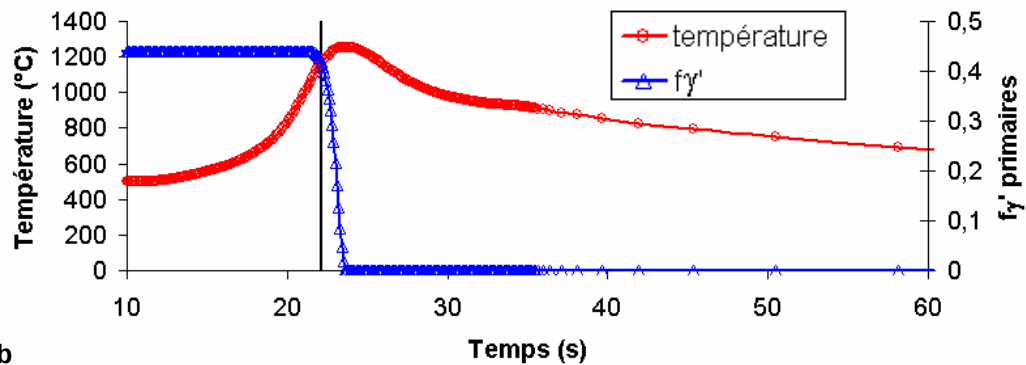
Les courbes de la figure 5-8 montrent les évolutions des températures et des concentrations en précipités γ' primaires qui en résultent, au niveau du nœud défini précédemment, en fonction des températures de préchauffage.

Sur ces graphiques, le trait noir vertical symbolise l'instant où la température dépasse 1160°C . Cette limite symbolise donc l'entrée du nœud dans le domaine de fragilité.

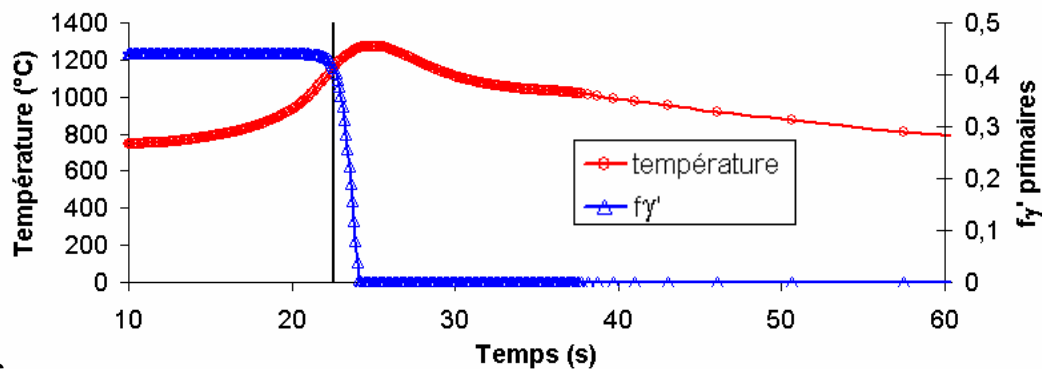
Comme l'apparition du film liquide intergranulaire est lié à la liquation des précipités γ' primaires et que les vitesses de chauffage impliquées sont rapides, il est possible de considérer qu'il y a risque de liquation au-delà de 1160°C s'il reste lors du passage à cette température des précipités γ' primaires. Cette hypothèse permet de justifier l'existence de traces de liquation dans la zone affectée thermiquement de tous les échantillons, quelle que soit la température de préchauffage utilisée.



a



b



c

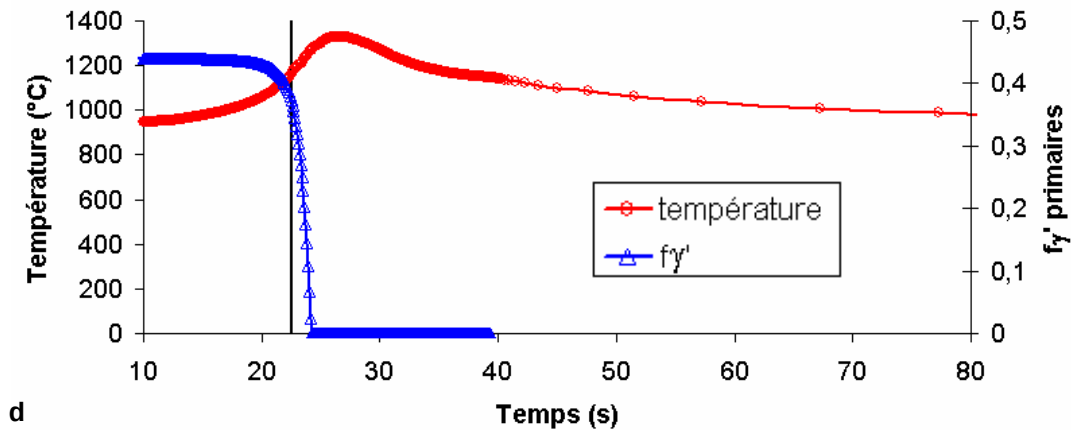


figure 5-8 : Evolutions des températures et de la dissolution des précipités γ' calculées au nœud 259
a – sans préchauffage, b – avec préchauffage à 500°C, c - avec préchauffage à 750°C, d - avec préchauffage à 950°C

En effet, sur toutes les courbes de la figure 5-8, il reste des précipités γ' primaires lorsque la température de 1160°C est atteinte.

En revanche, la température à laquelle le matériau retrouve sa ductilité est liée à la vitesse de refroidissement. Or nous voyons sur ces graphiques que la vitesse de refroidissement est inversement proportionnelle à la température de préchauffage. Les vitesses de refroidissement calculées en fonction de la température de préchauffage pour que le nœud passe de 1200°C à 1000°C sont inscrites dans le tableau 5.2.

Température de préchauffage (°C)	Vitesse de refroidissement (°C.s ⁻¹)
Sans préchauffage	87
500	49
750	19
950	5

Tableau 5-2 : Vitesses de refroidissement en fonction de la température de préchauffage

Le maintien d'un état hors équilibre aboutit au fait que plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus il risque d'y avoir persistance de films liquides à basse température. Il en résulte que l'intervalle de température du domaine de fragilité est une fonction décroissante de la vitesse de refroidissement et donc de la température de préchauffage. Ainsi, pour les échantillons préchauffés, la température de sortie du domaine de fragilité sera plus élevée que pour ceux soudés sans préchauffage.

On remarque dans les valeurs du tableau précédent que l'échantillon rechargé avec une température de préchauffage de 750°C présente une vitesse de refroidissement de 19°C.s⁻¹. Cette vitesse de refroidissement est égale à celle utilisée par Ojo et al [47] pour déterminer la température de récupération de ductilité. Pour cet échantillon, la température de récupération de la ductilité est donc connue et égale à 970°C.

L'analyse expérimentale a par ailleurs montré qu'il pouvait y avoir des traces de liquation sans qu'il y ait nécessairement apparition de fissures.

Cette constatation montre l'aspect primordial de l'état de contraintes sur la fissuration de l'Inconel 738. Pour étudier la tendance à la fissuration par liquation en fonction de la température de préchauffage, il faut donc calculer les champs de contraintes qui se développent au cours du rechargement. Les champs de contraintes calculés pour les différentes températures de préchauffage présentent la même allure, avec une zone en tension qui se développe à l'arrière de la zone fondue et une zone en compression qui apparaît en dessous de la zone fondue. Seule l'amplitude des contraintes évolue en fonction de la température de préchauffage. La figure 5-9 représente les champs de contraintes σ_{xx} et σ_{zz} calculés au cours du rechargement du pied de sapin, sans préchauffage. Pour tous les calculs effectués, on constate que les contraintes σ_{yy} sont négligeables. C'est pourquoi nous n'observons dans la suite que les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} .

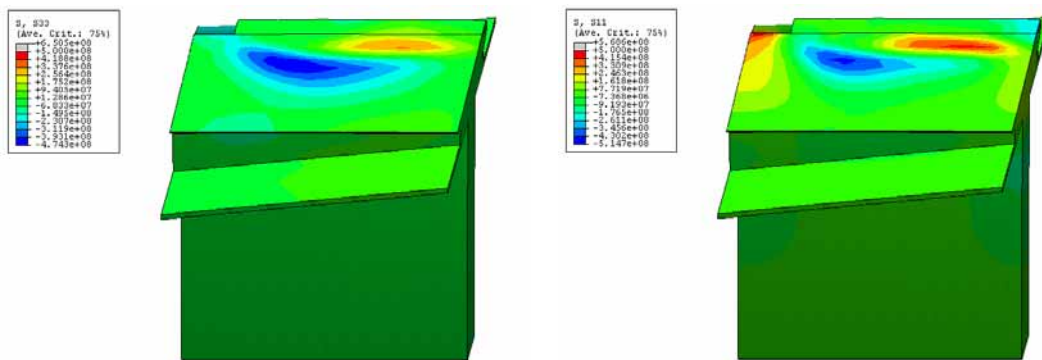


figure 5-9 : Champs de contraintes calculés à l'aide du modèle élasto-plastique présenté au chapitre 4 au cours du rechargement avec une température de préchauffage de 20°C
a – Champ des contraintes σ_{zz} , b - Champ des contraintes σ_{xx}

Le domaine de fragilité de l'échantillon soudé avec une température de préchauffage de 750°C est connu. L'examen métallurgique de cet échantillon n'a pas présenté de fissures suite à son rechargement. Cela signifie que durant toute la traversée du domaine de fragilité, la contrainte correspondant à la limite de fissuration de l'Inconel 738 n'a jamais été dépassée. Le tracé des contraintes, superposé au domaine de fragilité de cet échantillon, est donné à la figure 5-10 : les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} au sortir du domaine de fragilité valent respectivement 160 et 230 MPa. Ces contraintes sont donc inférieures aux contraintes limites acceptables par l'Inconel 738 dans son domaine de fragilité.

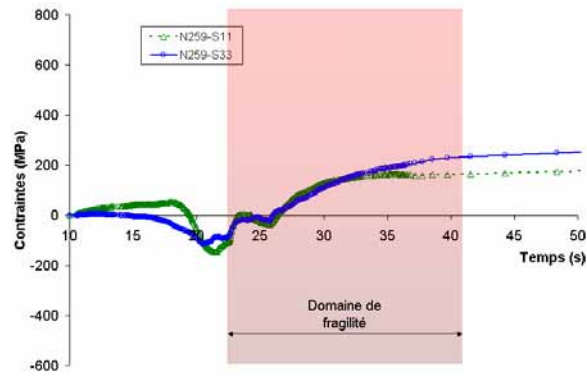


figure 5-10 : Evolution des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} au cours du rechargement (préchauffage à 750°C)

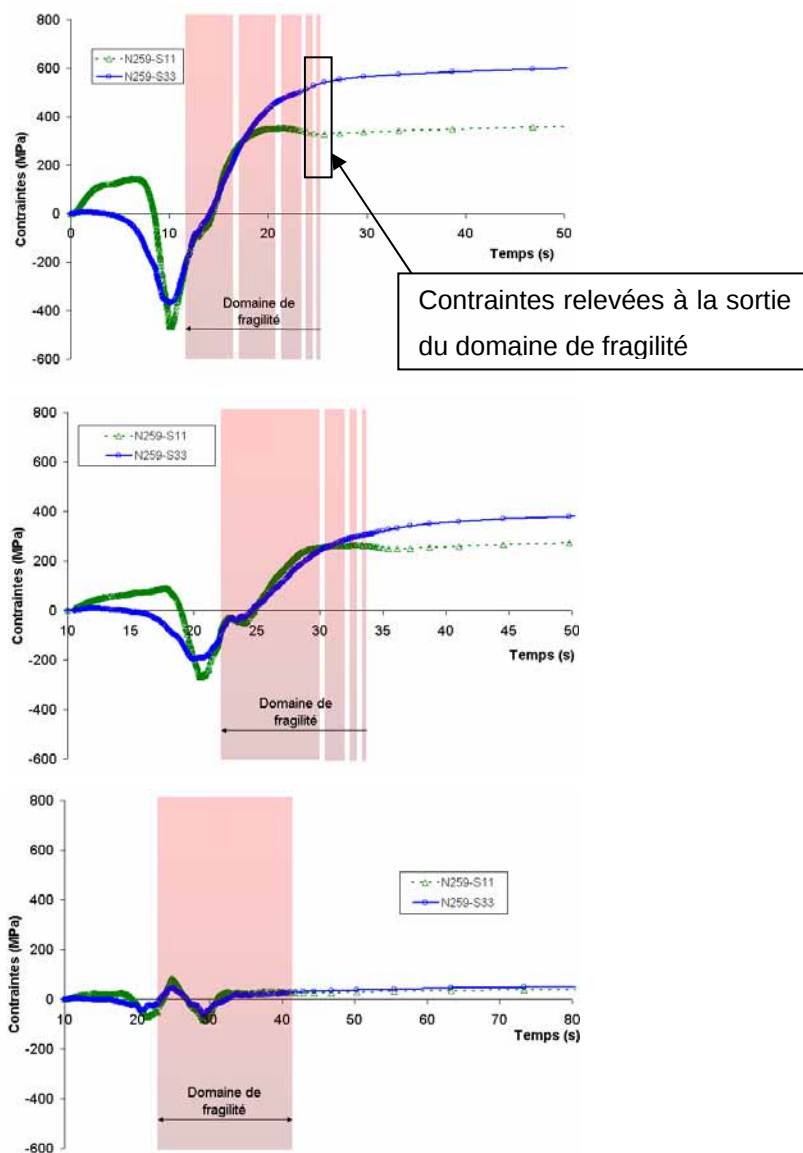


figure 5-11 : Evolution des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} au cours du rechargement
 a – Sans préchauffage, b – Avec préchauffage à 500°C, c – Avec préchauffage à 950°C

Pour les échantillons soudés sans préchauffage et avec un préchauffage à 500°C et à 950°C, les contraintes calculées sont présentées à la figure 5-11. Pour ces échantillons, et les vitesses de chauffage et de refroidissement correspondantes, le domaine de fragilité n'est pas connu.

Seul l'examen métallurgique des échantillons soudés sans préchauffage a révélé des fissures. Les contraintes σ_{xx} (360 MPa) et σ_{zz} (550 MPa) correspondantes sont donc supérieures à la contrainte limite d'apparition de la fissuration.

Avec un préchauffage à 500°C, ces contraintes valent respectivement 250 et 360 MPa. Comme cet échantillon n'a pas présenté de fissures induite par liquation, on en déduit que ces contraintes sont inférieures à la limite à la rupture du matériau.

Avec un préchauffage à 950°C, aucune fissure n'a été détectée expérimentalement. Dans ce cas, le calcul montre que les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} sont très faibles, de l'ordre de 50MPa.

5.1.4 Expression du critère de fissuration par liquation

La définition du critère de fissuration par liquation est basée sur une double analyse métallurgique et mécanique.

Pour qu'il y ait fissuration, il faut d'une part qu'il y ait un domaine de fragilité et d'autre part que les contraintes dans ce domaine soient supérieures à une valeur limite d'apparition des fissures.

La corrélation des résultats expérimentaux et numériques a permis de définir un domaine de fragilité et ensuite d'associer des niveaux de contraintes à l'apparition de fissures de liquation.

Concernant l'existence du domaine de fragilité, l'analogie avec les résultats de la littérature a montré qu'il se développait pour tous les échantillons, quelle que soit la température de préchauffage utilisée. En effet, le domaine de fragilité apparaît lors de la phase de chauffage de soudage, s'il reste des précipités non dissous au delà de 1160°C. Les films liquides qui apparaissent dès l'entrée dans ce domaine peuvent subsister jusqu'à la température de 970°C.

Expérimentalement, aucun des échantillons rechargés avec préchauffage n'a présenté de fissures de liquation.

L'analyse numérique de l'influence de la température de préchauffage sur les contraintes développées a montré que pour l'échantillon rechargé avec un préchauffage à 500°C, les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} atteintes dans le domaine de fragilité au cours du rechargement valaient respectivement 250 et 360 MPa.

Le rechargement sans préchauffage a quant à lui engendré des contraintes σ_{xx} et σ_{zz} de 360 et 550 MPa responsables de l'apparition de fissures.

On peut donc en déduire que la contrainte maximale admissible par l'Inconel 738 dans son domaine de fragilité est comprise entre les contraintes développées lors des rechargements des pieds de sapin sans préchauffage et avec un préchauffage de 500°C.

Pour exprimer une valeur de contrainte maximale admissible, on peut utiliser la pression qui permet de tenir compte des deux contraintes principales σ_{xx} et σ_{zz} .

L'expression de la pression est : $P = -\frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$. En négligeant σ_{yy} , pour le rechargement sans préchauffage, on obtient une pression $P = -303$ MPa et pour le rechargement avec un préchauffage à 500°C , une pression $P = -203$ MPa.

La pression limite admissible dans le domaine de fragilité est donc comprise entre les deux valeurs -203 et -303 MPa.

5.2 Détermination d'un critère pour la fissuration au réchauffage

La fissuration au réchauffage intervient selon le mécanisme de fissuration au revenu et est provoquée par la réprécipitation rapide de la phase durcissante de l'alliage au cours du traitement thermique de stabilisation. Nous avons vu dans le chapitre 3 que ce type de fissuration pouvait être directement relié à la température de préchauffage et aux niveaux de contrainte qui découlent de l'opération de rechargement.

Pour la détermination d'un critère pour la fissuration au réchauffage, nous avons par conséquent modélisé uniquement les aspects thermo-mécaniques de l'opération de rechargement, sans prendre en compte l'aspect métallurgique. Comme pour la détermination du critère de fissuration induite par liquation, le critère de fissuration au réchauffage est établi par comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques.

5.2.1 Evaluation des niveaux de contraintes liés aux conditions opératoires

Les champs de température représentés à la figure 5-12 montrent l'incidence directe qu'a la température de préchauffage sur les champs de contraintes résiduelles. Ainsi, les contraintes σ_{zz} varient de 730 MPa à moins de 100 MPa pour des rechargements effectués respectivement sans préchauffage et avec une température de préchauffage de 950°C .

Le graphique de la figure 5-13 permet de comparer les valeurs maximales atteintes par les contraintes résiduelles σ_{zz} en fonction de la température de préchauffage.

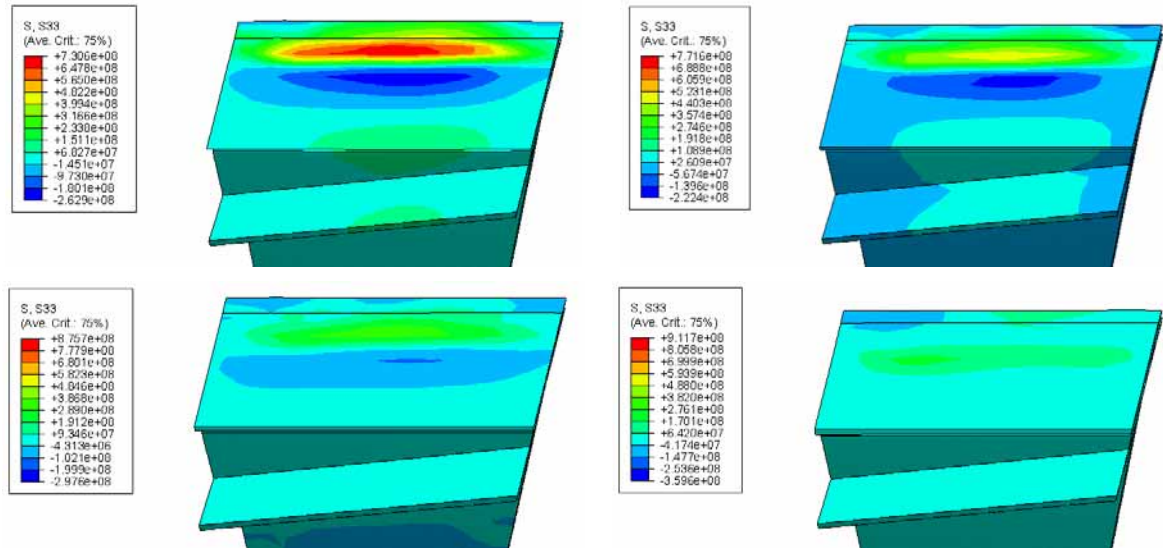


figure 5-12 : Champs des contraintes résiduelles principales σ_{zz} en fonction de la température de préchauffage
a – Sans préchauffage, b – Préchauffage à 500°C, c – Préchauffage à 750°C, d – Préchauffage à 950°C

5.2.2 Critère pour la fissuration au réchauffage

L'examen métallurgique présenté au chapitre 3 des échantillons rechargés avec préchauffage a montré que suite au traitement de stabilisation à 840°C, seuls les échantillons rechargés avec une température de préchauffage supérieure à 500°C ne présentaient pas de traces de fissuration.

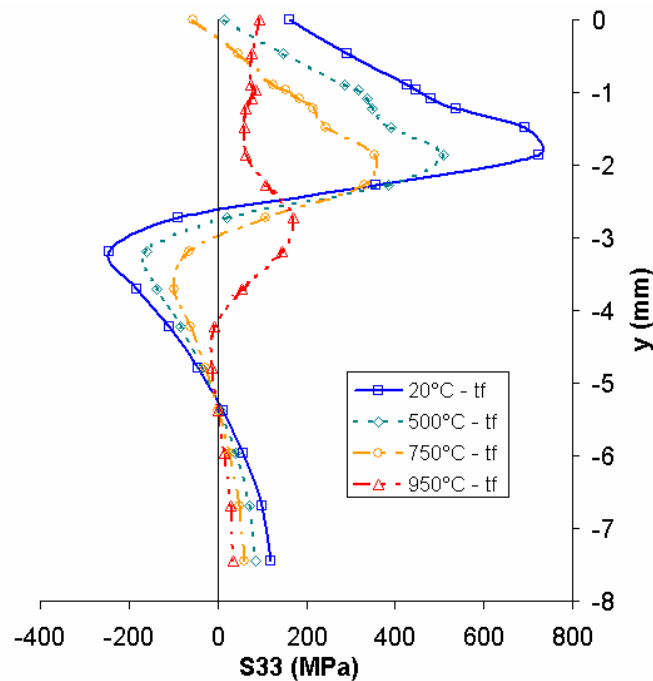


figure 5-13 : Valeurs calculées des contraintes résiduelles σ_{zz} suivant la direction normale à la trajectoire de soudage en fonction de la température de préchauffage

Les contraintes σ_{zz} calculés pour les échantillons rechargés avec les températures de préchauffage de 500°C et 750°C valent respectivement 520 et 360 MPa.

Comme l'échantillon rechargé avec un préchauffage de 750°C n'a pas présenté de fissures au réchauffage, on peut par conséquent en déduire que la contrainte résiduelle limite acceptable pour éviter la fissuration au réchauffage est comprise entre ces deux valeurs 360 et 520 MPa.

5.3 Validation des critères de fissuration : détermination des conditions opératoires pour le rechargement des brides d'un distributeur en Inconel 738

5.3.1 Etude expérimentale du rechargement des brides d'un distributeur

5.3.1.1 Mode opératoire

Le rechargement des pieds de sapin ne constituait qu'un cas test expérimental et n'est absolument pas envisageable industriellement. Une des applications cibles pour le rechargement de l'Inconel 738 est la réparation de distributeurs coulés en Inconel 738 (figure 1).

Les distributeurs HP sont des pièces mises en forme par un procédé de fonderie. De par leur massivité et leur géométrie complexe, des manques de matière peuvent apparaître à certains endroits de ces éléments coulés. La maîtrise de la restauration de ces pièces représente donc un enjeu économique très important. En effet, la retouche par soudage de ces anomalies permettrait d'économiser le coût d'une pièce rebutée, le coût de relance en production d'une nouvelle pièce mais aussi de limiter les délais d'attente du client.

Des trous borgnes dans les brides extérieures (figure 5-14) ont été réalisés sur un distributeur coulé en Inconel 738 afin de simuler les manques de matière ou anomalies pouvant résulter de l'opération de mise en forme.

Ces trous ont tous été réalisés à des emplacements similaires au niveau des brides extérieures du distributeur et calibrés à 3mm de diamètre et 2mm de profondeur.

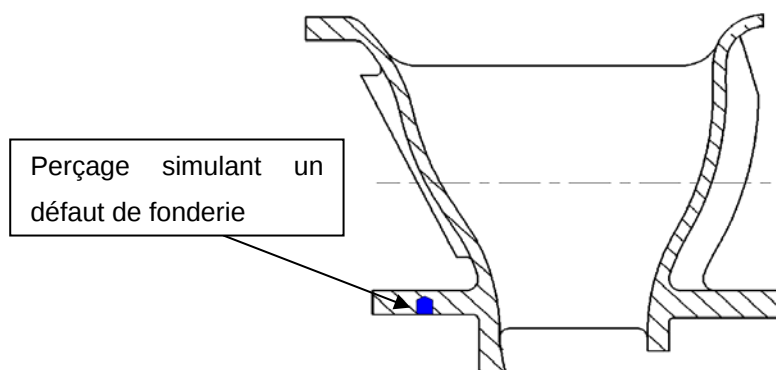


figure 5-14 : Représentation de la position des perçages sur la bride du distributeur

Avant le rechargement, le distributeur a subi comme les échantillons présentés au chapitre 3 un traitement de mise en solution à 1120°C pendant 2 heures.

Le préchauffage de la bride a été effectué avec le même système de chauffage par induction, l'inducteur étant positionné comme cela est représenté sur la figure 5-15, le contrôle de la température de préchauffage étant effectué à l'aide d'un pyromètre bichromatique.



figure 5-15 : Positionnement de l'inducteur sur la bride pour le rechargement

Le distributeur est de plus positionné dans une boîte à Argon, afin de limiter l'oxydation de la zone environnant le trou à réparer.

Pour le rechargement des brides, l'intensité de soudage a été réglée à 60A pour les essais sans préchauffage, et respectivement à 40A et 30A pour les essais avec des préchauffages à 750°C et 950°C. Ces intensités sont très élevées comparées à celles utilisées pour le rechargement des pieds de sapin, afin de compenser les pertes de chaleur liées à la massivité de la bride.

Suite au rechargement, le distributeur a subi un traitement thermique de stabilisation à 840°C $\pm$ 10°C pendant 2h suivi d'un refroidissement lent.

5.3.1.2 Influence de la température de rechargement sur la fissuration lors du rechargement des brides du distributeur

Les observations métallurgiques ont été faites suivant les deux plans représentés à la figure 5-16.

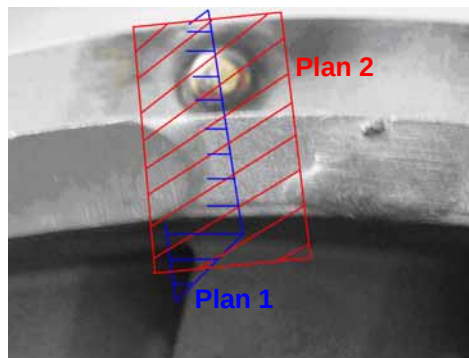


figure 5-16 : Plans de coupe pour l'observation des soudures de la bride du distributeur

Les observations métallographiques des rechargements effectués sur les brides du distributeur HP sans préchauffage (figure 5-17), présentent un grand nombre d'indications significatives. Des fissures de taille très importante (plusieurs millimètres) sont présentes dans la zone fondue et dans la zone affectée thermiquement.

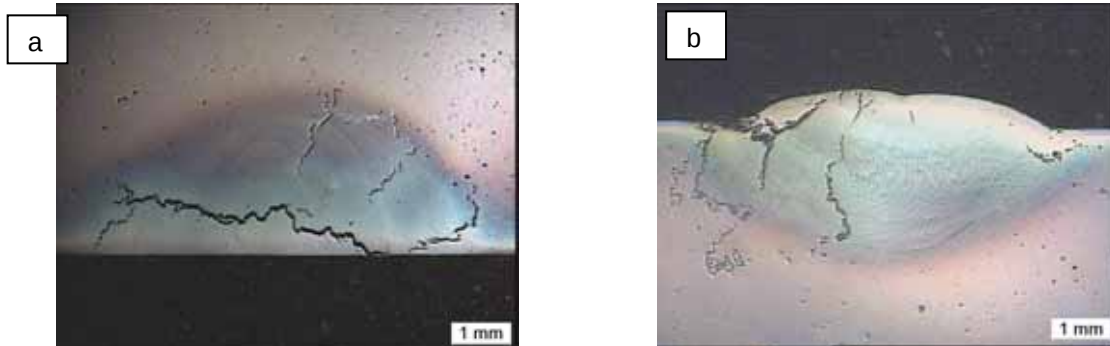


figure 5-17 : Observations métallographiques du rechargement sans préchauffage
a – suivant le plan 1, b – suivant le plan 2

Comme le laissait supposer l'étude précédente, les résultats des observations métallographiques des rechargements effectués après un préchauffage à 750°C sont bien meilleurs (figure 5-18), même si certaines criques, de dimensions bien inférieures à celles observées lors des rechargements sans préchauffage ont été repérées.

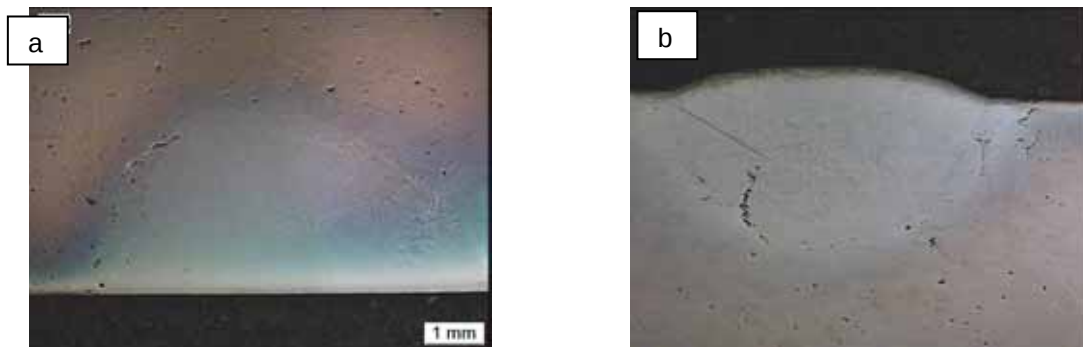


figure 5-18 : Observations métallographiques du rechargement avec préchauffage à 750°C
a – suivant le plan 1, b – suivant le plan 2

Concernant les rechargements après préchauffage à 950°C, aucune fissure n'a été détectée sur l'ensemble des échantillons observés (figure 5-19).

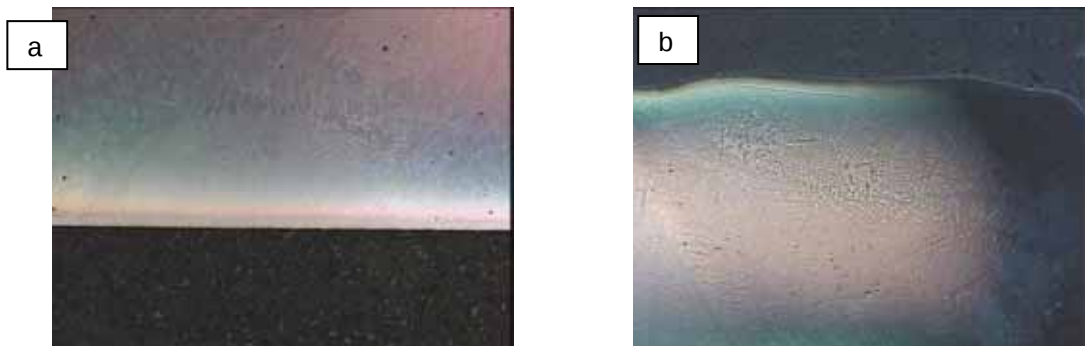


figure 5-19 : Observations métallographiques du rechargement avec préchauffage à 950°C
a – suivant le plan 1, b – suivant le plan 2

L'ensemble des résultats des observations de la fissuration est reporté à la figure 5-20.

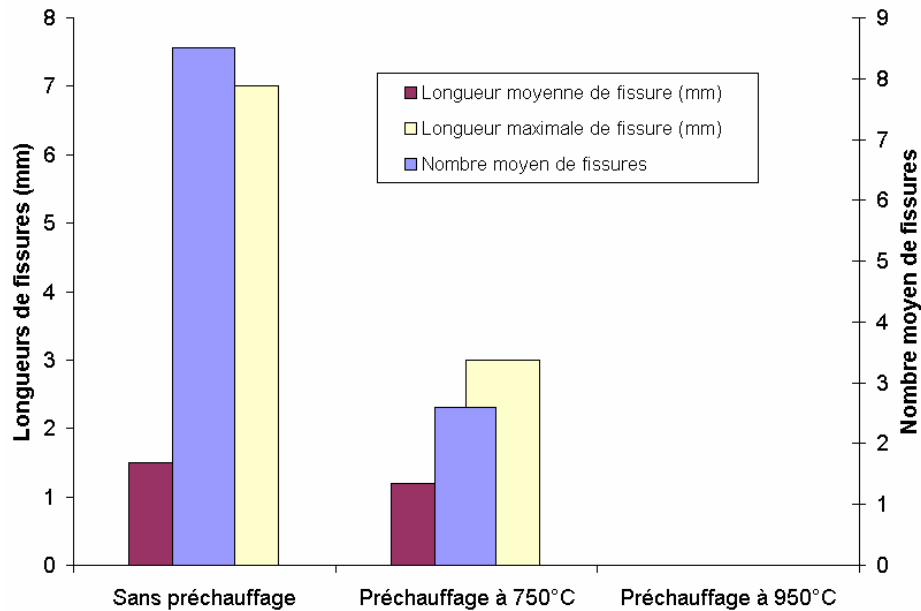


figure 5-20 : Nombres et longueurs des fissures observées suite au rechargement de la bride du distributeur en fonction de la température de préchauffage

5.3.2 Modélisation du rechargement de la bride du distributeur

5.3.2.1 Présentation du modèle

Du fait de la géométrie très complexe du distributeur, le modèle de rechargement de la bride du distributeur a été simplifié. Nous avons choisi de ne modéliser que la bride. La géométrie du modèle utilisé est présentée sur la figure 5-21.

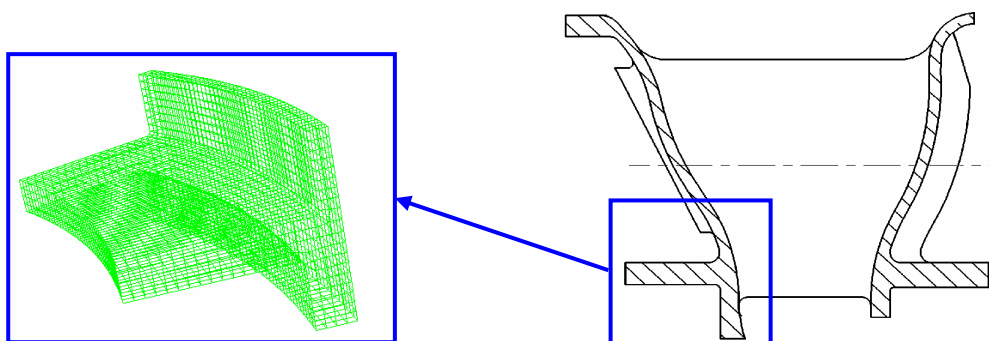


figure 5-21 : Modèle géométrique de simulation du rechargement de la bride du distributeur

Ce modèle est constitué de 5544 éléments hexaédriques. Les éléments les plus petits pour ce calcul mesurent 1mm x 1mm x 1mm.

L'apport de chaleur est modélisé à l'emplacement correspondant au perçage simulant le défaut. Comme lorsque le soudeur effectue le rechargement, l'apport de chaleur est supposé statique. Il n'y a donc pas de déplacement de la source de chaleur au cours du rechargement.

Les paramètres de la source de chaleur correspondent aux dimensions du bain de fusion mesurées sur une coupe métallographique. L'apport de chaleur étant statique, les paramètres a_f , a_r et c sont tous égaux à 2 millimètres. La profondeur b du bain de fusion est égale à 2,2 millimètres. Les paramètres énergétiques de la source sont quant à eux pris égaux à ceux utilisés expérimentalement, soit des intensités de 60A, 40A et 30A pour les rechargements respectivement sans préchauffage et avec des températures de préchauffage de 750°C et 950°C. La tension vaut 10V pour tous les calculs. Le rendement est enfin pris égal à 90%. Avec ce rendement, les dimensions des bains de fusion calculés présentent une bonne corrélation avec celles mesurées.

L'auto-bridage de la bride dans la géométrie du distributeur est pris en compte dans le calcul à l'aide d'un encastrement (figure 5-22).

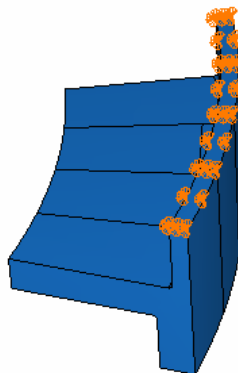


figure 5-22 : Conditions aux limites pour le modèle mécanique

5.3.2.2 Résultats des modélisations du rechargement de la bride du distributeur

Pour tous les calculs réalisés, l'allure des champs thermiques est présentée à la figure 5-23. Sur cette figure, les axes représentent les directions suivant lesquelles les contraintes ont été analysées.

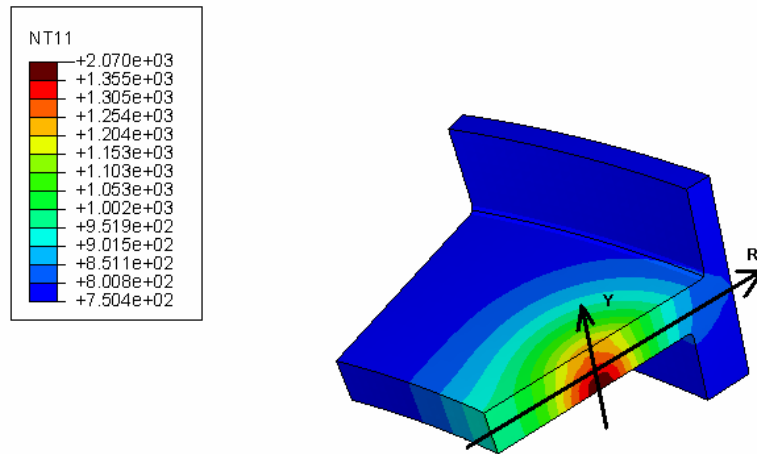


figure 5-23 : Champs des températures au cours du rechargement de la bride du distributeur avec un préchauffage à 750°C

Les contraintes σ_{rr} et σ_{yy} calculées dans les différentes conditions de rechargement sont présentées sur les graphiques des figures 5-24 et 5-25.

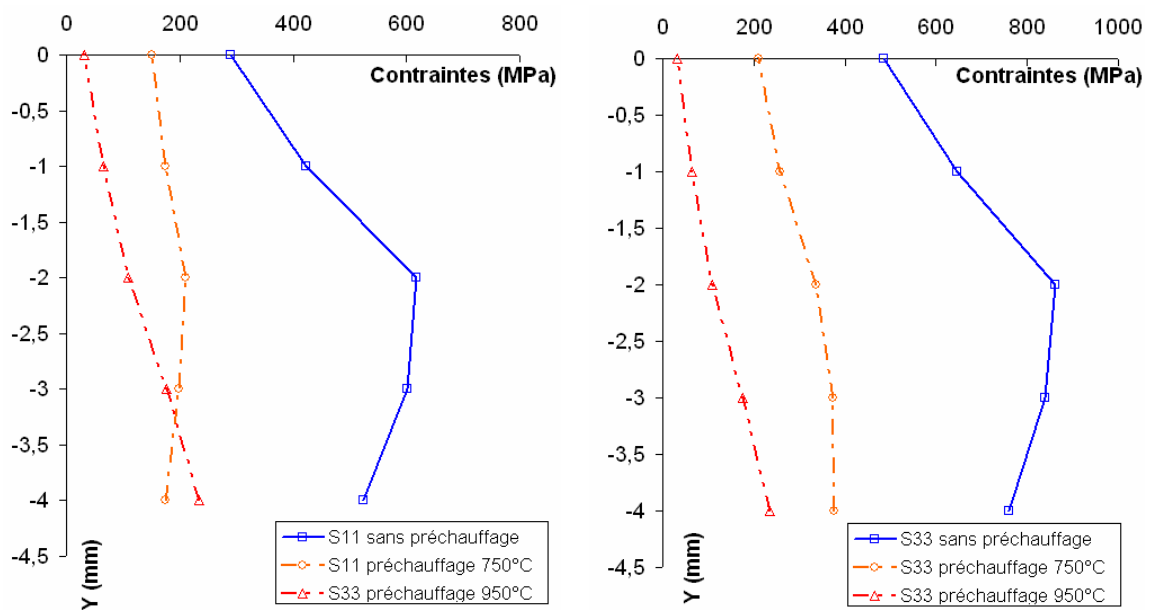


figure 5-24 : Contraintes σ_{rr} et σ_{yy} suivant la direction y en fonction de la température de préchauffage

Pour tous les rechargements effectués sur la bride du distributeurs les niveaux de contraintes sont largement supérieurs à ceux calculés pour les rechargements des pieds de sapin. Cette augmentation est liée aux conditions de déformations imposées à la partie rechargée par le reste du distributeur.

Lors du rechargement sans préchauffage, les contraintes résiduelles maximales calculées atteignent des valeurs supérieures à 800 MPa. Le rechargement avec un préchauffage à 750°C induit quant à lui des contraintes résiduelles de l'ordre de 530 MPa qui sont supérieures à la fourchette de contraintes limites déterminées au paragraphe 5.2.2. Ces résultats sont donc

cohérents avec le critère établi, dans la mesure où cet échantillon présente également une importante fissuration.

L'échantillon rechargé avec une température de préchauffage de 950°C n'a pas présenté de fissuration. Pour ces conditions de rechargement, les contraintes calculées atteignent 440MPa.

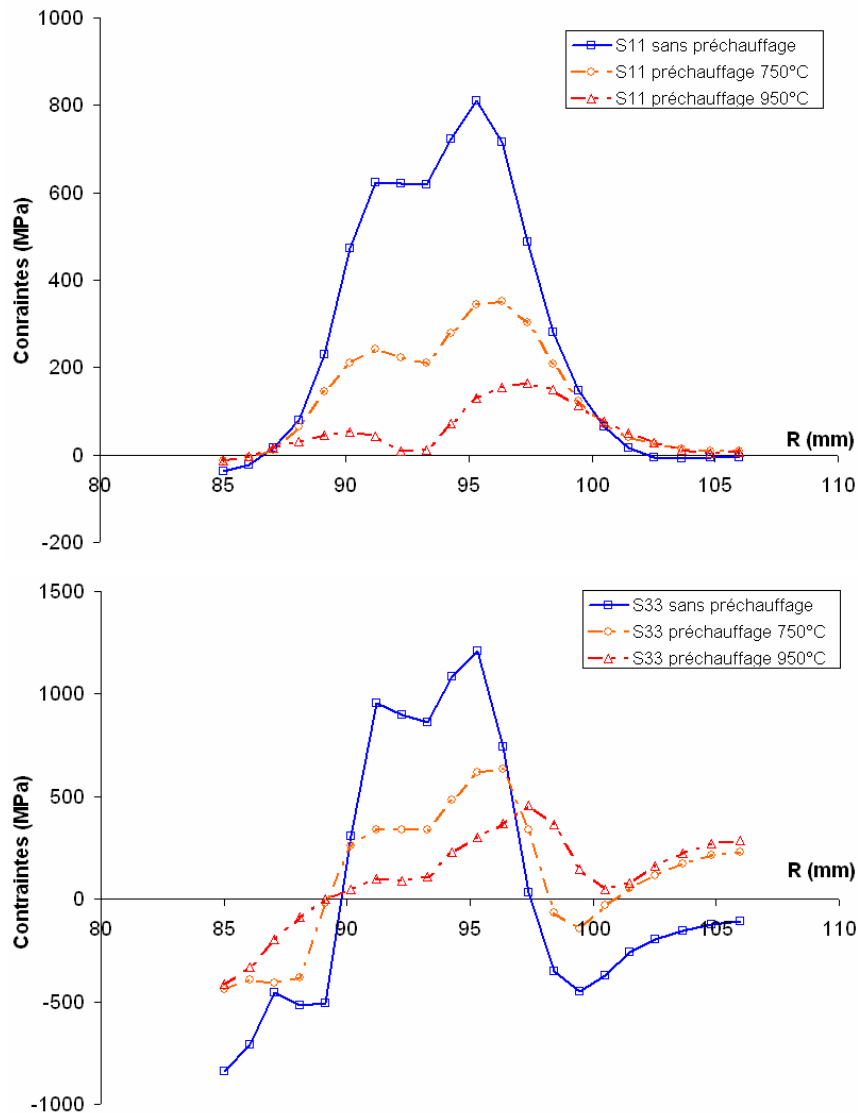


figure 5-25 : Contraintes σ_{rr} et σ_{yy} suivant la direction R en fonction de la température de préchauffage

Les calculs de simulation du rechargement de la bride du distributeur ont permis de valider le critère défini précédemment et d'affiner la valeur critique de contrainte dans une fourchette située entre 440 et 530MPa.

5.4 Conclusions

Dans ce chapitre, après avoir utilisé la corrélation des résultats expérimentaux issus du chapitre 3 et numériques du chapitre 4, pour définir un critère de fissuration, nous avons pu vérifier son efficacité, pour traiter le cas du problème industriel du rechargement des brides du distributeur haute pression.

La corrélation des résultats expérimentaux et numériques obtenus au cours de l'étude du rechargement des pieds de sapin des pales de turbines libres a permis d'établir des critères pour la fissuration par liquation et la fissuration au réchauffage.

Concernant la fissuration par liquation, il a été montré que l'occurrence de la liquation pouvait être reliée aux fractions de précipités γ' et aux champs de contraintes qui se développent au cours du soudage. Du fait des cycles thermiques rapides et du caractère hors équilibre thermodynamique de l'opération de soudage, la subsistance de précipités à une température comprise entre 1160°C au chauffage et 970°C au refroidissement, peut être directement liée à l'apparition d'un film liquide aux joints de grains. La période pendant laquelle une partie du matériau est soumise à cet intervalle de température, peut donc être assimilée au domaine de fragilité du matériau, si celui-ci présente encore à ce moment-là des précipités. L'utilisation du modèle élasto-plastique pour la détermination des contraintes permet d'évaluer la résistance maximale du matériau dans ce domaine de températures. En effet, il apparaît que durant cette période, les échantillons rechargés avec une température de préchauffage de 750°C et n'ayant pas présenté de fissure ont des contraintes de 230 MPa. Il ressort de cette analyse que s'il reste des précipités non dissous au-delà de 1160°C au chauffage et jusqu'à 970°C au refroidissement et que si dans cette même période le matériau est soumis à des contraintes supérieures à 230 MPa, alors il y a risque de fissuration par liquation.

Pour ce qui est du critère de fissuration au réchauffage, la simple comparaison des contraintes résiduelles et des résultats de fissuration observés sur les échantillons a permis de déterminer la contrainte maximale admissible par le matériau. Ainsi, si les contraintes résiduelles sont supérieures à 440 MPa, le risque de fissuration au réchauffage est important.

L'analyse du cas industriel du rechargement de la bride du distributeur haute pression, a par ailleurs confirmé l'exactitude de ce critère.

CONCLUSION GENERALE

Ce travail, dont l'objectif industriel était le développement d'une procédure de rechargement destinée à éviter la formation de fissures pour les superalliages base nickel de la famille de l'Inconel 738, a permis de mettre en évidence les facteurs influant sur cette fissuration, de comprendre les mécanismes de fissuration pour les superalliages de cette famille, mais aussi de montrer l'intérêt de la modélisation pour faciliter la recherche de paramètres opératoires adaptés et prédire l'apparition de fissures.

Bien que les résultats présents dans la littérature fassent clairement apparaître comme prédominant le mécanisme de fissuration par liquation pour l'Inconel 738, il ressort que le mécanisme de fissuration au réchauffage est également très important, et que les traitements thermiques post-soudage de stabilisation sont d'une importance capitale vis-à-vis des problèmes de fissuration.

Le chapitre 2, dédié à l'analyse de l'Inconel 738 a permis d'établir les liens entre les conditions de traitement thermique et les caractéristiques métallurgiques et mécaniques qui en découlent. Ces traitements permettent de modifier les caractéristiques du matériau pour le rendre soit plus ductile avec de gros précipités γ' , soit plus dur, dans le cas où il présente une fine précipitation. L'utilisation de traitements thermo-mécaniques permet également d'influer sur la taille des grains et de les rendre plus petits. Cette analyse nous a permis de déterminer les conditions pour les essais de soudage.

Dans le chapitre 3, nous avons étudié l'influence des différents états matière sur la soudabilité de l'Inconel 738. Cette étude a mis en évidence qu'un matériau dur et avec de petits précipités induisait une forte sensibilité à la fissuration au réchauffage, tandis qu'un matériau ductile avec des gros précipités rendait le matériau sensible à la fissuration par liquation. La diminution de la taille des grains, bien que permettant de réduire la sensibilité à la fissuration, ne permet pas de s'en affranchir et semble en revanche très difficile à mettre en œuvre pour des applications industrielles. Le point commun entre les deux types de fissuration par liquation et au réchauffage étant les niveaux de contraintes engendrés par l'opération de soudage, nous avons développé un procédé permettant de limiter les contraintes d'origine thermique. Ainsi, nous avons constaté que l'application d'un préchauffage à 750°C ou plus sur les échantillons pied de sapin permet d'éliminer tout problème de fissuration.

Ce constat corrélé aux résultats du modèle de simulation numérique du soudage présenté au chapitre 4, a permis d'exprimer des critères pour les deux types de fissurations rencontrés. Ces critères basés sur l'évolution des caractéristiques mécaniques et métallurgiques au cours du rechargement permettent de lier les paramètres opératoires à l'apparition des fissures et d'éviter la fissuration lors de l'opération de rechargement des brides de distributeur haute pression : l'application de la procédure de rechargement optimisé a servi de validation pour notre simulation numérique.

Ce travail a montré qu'il était possible de réparer par rechargement TIG des pièces en Inconel 738. Par ailleurs, la simulation numérique permet de déterminer un jeu de paramètres opératoires optimisés. La faisabilité d'une démarche partant de la simulation numérique jusqu'à la réparation par rechargement de pièces en Inconel 738 est démontrée ; toutefois, sa mise en œuvre industrielle nécessite encore des efforts dans différentes directions : ergonomie et précision du logiciel, développement d'outillages spécifiques de préchauffage, de contrôle de la température, de protection (boîte à argon...), ...

Le modèle de simulation numérique du soudage que nous avons développé présente en effet des limites et pourrait être amélioré.

Pour ce qui est du modèle mécanique, nous avons vu que les essais classiques de fluage ne permettent pas de décrire correctement le comportement du matériau au cours du soudage. En effet, au cours du rechargement, dans les cycles thermiques rapides qui sont impliqués, la part visqueuse du comportement est négligeable jusque vers 1200°C. La caractérisation du matériau doit par conséquent être affinée pour les très hautes températures et des essais mécaniques particuliers doivent être effectués afin de déterminer les paramètres visqueux adaptés au fluage et à la relaxation de l'Inconel 738 lorsqu'il est soumis à de très hautes températures pendant de courtes périodes.

Le modèle thermique, en revanche, donne de bons résultats, mais il nécessite d'être corrélé à des mesures expérimentales de température, du fait de l'existence dans la description de l'apport de chaleur, de paramètres que l'on ne maîtrise pas. Ainsi, le rendement est par exemple utilisé comme une variable d'ajustement du calcul. Le développement d'une source de chaleur prédictive, prenant en compte les échanges réels de chaleur dans le bain de fusion ou le transfert de la chaleur de la torche vers la pièce permettrait de s'affranchir de cette étape d'ajustement du modèle thermique.

De plus, le modèle a été utilisé actuellement seulement pour prédire la fissuration, à partir de critères basés sur l'évolution de la métallurgie et des champs de contraintes au cours du rechargement. Lors d'une opération de soudage, de nombreux autres défauts non admis peuvent apparaître (caniveaux, effondrements, soufflures) et nécessitent également d'être surveillés.

Le modèle développé ici utilise des sous-routines qui ne présentent pas d'interface graphique ergonomique. Son exploitation est par conséquent réservée aux spécialistes, voire aux seules personnes ayant contribué à son développement. Ce manque d'ergonomie n'est pas compatible avec une utilisation industrielle en production, avec pour objectif de déterminer au niveau du bureau des méthodes des paramètres opératoires optimisés.

Enfin, le modèle a été développé seulement pour l'Inconel 738 et pour le rechargement TIG. Il serait intéressant de l'étendre à d'autres matériaux et procédés, y compris pour traiter des cas d'assemblage.

Du point de vue procédé, des améliorations doivent également être envisagées. En effet, les essais que nous avons réalisés utilisent un chauffage par induction. Ce système de chauffage est contraignant du fait de la nécessité de fabriquer des inducteurs adaptés à chaque application et dans notre cas, à la localisation de chaque indication à réparer. Une étude doit donc être menée pour développer des inducteurs génériques permettant de réparer un certain nombre de défauts. Ici encore, l'étude de l'ergonomie sera importante, afin de laisser au soudeur la meilleure accessibilité possible à la zone à réparer. Des progrès doivent également être faits pour améliorer et automatiser la régulation de la température de préchauffage au cours du rechargement ou du soudage.

L'ensemble de ces perspectives à la fois industrielles et scientifiques doit être abordé très prochainement par TURBOMECA, en collaboration avec les autres entités du groupe SAFRAN.

Bibliographie

- [1] L. Allais, Q. Auzoux, M. Reytier, and A. Pineau. Fissuration en relaxation des jonctions soudées en aciers inoxydables austénitiques. *Mécanique & industries*, 6:45–54, 2005.
- [2] Q. Auzoux. *Fissuration en relaxation des aciers inoxydables austénitiques, Influence de l'écrouissage sur l'endommagement intergranulaire*. PhD thesis, ENSMP, 2004.
- [3] E. Balicki, A. Raman, and R.A. Mirshams. Influence of various heat treatments on the microstructure of polycrystalline In738lc. *Metallurgical and materials transactions A*, 28A:1993–2003, 1997.
- [4] K. Banerjee, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi. Effect of filler alloys on heat-affected zone cracking in preweld heat-treated In-738 lc gas-tungsten-arc welds. *Metallurgical and materials transactions A*, 36A:1881–1890, 2005.
- [5] F. Belahcene. Détermination des contraintes résiduelles par méthode ultrasonore. *Techniques de l'ingénieur*, IN 8:1–6, 2002.
- [6] J.M. Bergheau. Modélisation numérique des procédés de soudage. *Techniques de l'ingénieur*, BM 7 758:1–15.
- [7] B. I. Bjørneklett, Ø. Grong, O. R. Myhr, and A. O. Kluken. Additivity and isokinetic behaviour in relation to particle dissolution. *Acta Materialia*, 46(17):6257–6266, November 1998.
- [8] R. Blondeau. *Mécanique et métallurgie du soudage*. Hermès Science Publications, 2001.
- [9] C. Boucher, D. Varela, M. Dadian, and H. Granjon. Fissuration à chaud et progrès récents en soudabilité des alliages de nickel, type inconel 718 et waspaloy. *Revue de métallurgie*, pages 817–832, 1976.
- [10] J.P. Bulhe. Etude du soudage de l'inconel 738 avec préchauffage. *Note interne Turbomeca*, NT_AA002535:25, 2006.
- [11] R. Cazes. Soudage à l'arc. *Techniques de l'ingénieur*, D2870 D4:1–15, 2005.
- [12] W. Cheng and I. Finnie. *Residual stress measurement and the slitting method*. Springer Science, 2007.
- [13] X. Cheng, J. W. Fisher, H. J. Prask, T. Gnäupel-Herold, Ben T. Yen, and S. Roy. Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures. *International Journal of Fatigue*, 25(9-11):1259–1269, 2003.

- [14] J. Cormier, X. Milhet, and J. Mendez. Effect of very high temperature short exposures on the dissolution of the γ' phase in single crystal mc2 superalloy. *Journal of materials science*, 42:7780–7786, 2007.
- [15] Y. Danis. Etude de la soudabilité d'un superalliage base nickel fortement chargé en éléments durcissants (inco 738) - synthèse activités année 1. *Note Technique*, NT_AA007435:2–7, 2006.
- [16] L. Depradeux. *Simulation numérique du soudage - acier 316L, validation sur cas tests de complexité croissante*. PhD thesis, INSA Lyon, 2004.
- [17] R.G. Ding, O.A. Ojo, and M.C. Chaturvedi. Fusion zone microstructure of laser beam welded directionally solidified ni3al-base alloy ic6. *Scripta Materialia*, 54(5):859–864, March 2006.
- [18] A. Duchosal. *Réparation par soudage multipasse d'aciers réfractaires moulés: utilisation de la simulation numérique pour prédire les risques de fissurages*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2006.
- [19] D. Dye, O. Hunziker, and R. C. Reed. Numerical analysis of the weldability of superalloys. *Acta Materialia*, 49(4):683–697, 2001.
- [20] D. Dye, O. Hunziker, S.M. Roberts, and R. C. Reed. Modeling of the mechanical effects induced by the tungsten inert-gas welding of the in718 duperalloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 32A:1713–1725, 2001.
- [21] W. El-ahmar. *Robustesse de la simulation numérique du soudage TIG de structures 3D en acier 316L*. PhD thesis, INSA Lyon, 2007.
- [22] Z. Feng. Modelisation de la fissuration du metal fondu pendant sa solidification. *Soudage et techniques connexes*, 02:41–49, 1994.
- [23] J. P. Ferte. Assemblage métallurgique dans la construction des turboréacteurs. *Techniques de l'ingénieur*, BM 7 778:15, 2007.
- [24] M. Foster. welding superalloy articles. *international application published under the patent cooperation treaty*, WO 01/87528 A2:1–17, 2001.
- [25] F. Fournier-Dit-Chabert. *Etude de la soudabilité du DSR 142*. PhD thesis, Polytech Nantes, 2007.
- [26] F. Gabriel, I. Tkatschenko, and O. Blanchot. Comparaison thermique de quatre modèles de source de chaleur pour la simulation du soudage tig. *Soudage et techniques connexes*, 05:15–20, 2002.

- [27] C.A. Gandin, M. Rappaz, and R. Tintillier. 3-dimensional simulation of the grain formation in investment castings. *Metallurgical and materials transactions A*, 25-3:629–635, 1994.
- [28] D. Gery, H. Long, and P. Maropoulos. Effects of welding speed, energy input and heat source distribution on temperature variations in butt joint welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 167(2-3):393–401, August 2005.
- [29] J. Goldak and A. Chakravarti. A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical transactions*, 15B:299–305, 1984.
- [30] Ø. Grong and O. R. Myhr. Additivity and isokinetic behaviour in relation to diffusion controlled growth. *Acta Materialia*, 48(2):445–452, January 2000.
- [31] Ø. Grong and H. R. Shercliff. Microstructural modelling in metals processing. *Progress in Materials Science*, 47(2):163–282, 2002.
- [32] M.B. Henderson, D. Arrel, M. Heobel, R. Larsson, and G. Marchant. based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Science and technology of welding and joining*, 9-1:13–21, 2004.
- [33] H.D. Hibbit and P.V. Marcal. A numerical thermo-mechanical model for the welding and subsequent loadin of a fabricated structure. *Computers and structures*, 3:1145–1174, 1973.
- [34] Hibbit, Karlsson, Sorenson. *Abaqus analysis user's manual*, 25.2.3 Dflux. Abaqus,Inc, 2004.
- [35] Hibbit, Karlsson, Sorenson. *Abaqus analysis user's manual*, 25.2.39 Usdfld. Abaqus,Inc, 2004.
- [36] 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*, 39(14-15):2171–2186, December 2004.
- [37] N. Kerrouault. *Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénique*. PhD thesis, Centrale Paris, 2000.
- [38] S.B. Kim, A. Evans, J. Shackleton, G. Bruno, M. Preuss, and P.J. Withers. Stress relaxation of shot-peened udimet 720li under solely elevated-temperature exposure and under isothermal fatigue. *Metallurgical and materials transactions A*, 36A:3041–3053, 2005.
- [39] S. Kou. Solidification and liquation cracking issues in welding. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 55(6):37–42, June 2003.

- [40] F. Lu, X. Tang, H. Yu, and S. Yao. Numerical simulation on interaction between tig welding arc and weld pool. *Computational Materials Science*, 35(4):458–465, April 2006.
- [41] V.I. Lukin, V.N. semenov, L.L. Starova, L.I. Sorokin, I.P. Zhegina, E.V. Golev, V.V. Dimitriev, and K.I. Nedashkovskii. Formation of hot cracks in welding of refractory alloys. *Metal science and heat treatment*, 43:476–480, 2001.
- [42] A. Lundbäck. *Modelling of weld path for use in simulations*. PhD thesis, Lulea University of Technology, 2000.
- [43] A. Lundbäck. *Finite element modelling and simulation of welding of aerospace components*. PhD thesis, Lulea University of Technology, 2003.
- [44] R.S. Mitchell. Metallurgical method for processing nickel and iron based superalloys. *International application published under the patent cooperation treaty*, WO 99/07902:1–36, 1999.
- [45] R. S. Moshtaghin and S. Asgari. Growth kinetics of $[\gamma]'$ precipitates in superalloy in-738lc during long term aging. *Materials & Design*, 24(5):325–330, August 2003.
- [46] O. R. Myhr and Ø. Grong. Modelling of non-isothermal transformations in alloys containing a particle distribution. *Acta Materialia*, 48(7):1605–1615, April 2000.
- [47] O. A. Ojo and M. C. Chaturvedi. Liquation microfissuring in the weld heat-affected zone of an overaged precipitation-hardened nickel-base superalloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 38A:356–369, 2007.
- [48] O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi. Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld haz cracking of cast inconel 738 superalloy. *Scripta Materialia*, 50(5):641–646, March 2004.
- [49] O. A. Ojo, N. L. Richards, and M. C. Chaturvedi. Liquid film migration of constitutionally liquated $[\gamma]'$ in weld heat affected zone (haz) of inconel 738lc superalloy. *Scripta Materialia*, 51(2):141–146, July 2004.
- [50] O.A. Ojo and M.C. Chaturvedi. On the role of liquated $[\gamma]'$ precipitates in weld heat affected zone microfissuring of a nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 403(1-2):77–86, August 2005.
- [51] O.A. Ojo, R.G. Ding, and M.C. Chaturvedi. Heat affected zone microfissuring in a laser beam welded directionally solidified ni3al-base alloy. *Scripta Materialia*, 54(12):2131–2136, June 2006.
- [52] O.A. Ojo, N.L. Richards, and M.C. Chaturvedi. Microstructural study of weld fusion zone of tig welded in 738lc nickel-based superalloy. *Scripta Materialia*, 51(7):683–688, October 2004.

- [53] Note technique ONERA. Evolution de la microstructure de superalliages base nickel mc2 à haute température. 2006.
- [54] P. Oyhagaray. Restauration de pièces en in738 par brasage diffusion et soudage. *NT_657-2000*, page 18, 2000.
- [55] P. Oyhagaray. Réparation des sommets de pales de turbine libre arrius 1 en inconel 738, rabotés par effets de touche. *NT_651-2004*, page 15, 2004.
- [56] Paraview. www.paraview.org.
- [57] J.J. Pepe and W.F. Savage. Effects of constitutional liquation in 18-ni maraging steel weldments. *Welding journal*, 46:411, 1967.
- [58] M.B. Prime. Residual stress measurement by successive extension of a slot: the crack compliance method. *Applied mechanics reviews*, 52:75–96, 1999.
- [59] M.B. Prime, R. partha, M.R. Daymond, and T.G. Abeln. Several methods applied to measuring residual stress in a known specimen. *Proceedings of the SEM spring Conference on experimental and applied mechanics*, june 1-3:497–499, 1998.
- [60] M.B. Prime, V.C. Prantil, P. Rangaswamy, and F.P. Garcia. Residual stress measurement and prediction in a hardened steel ring. *Materials science forum*, 347-349:223–228, 2000.
- [61] S. Rabier and M. Medale. Computation of free surface flows with a projection fem in a moving mesh framework. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 192(41-42):4703–4721, October 2003.
- [62] N. Ranc. Couplage thermomécanique. *Techniques de l'ingénieur*, AF 5 042:1–12.
- [63] M. Rappaz, C.A. Gandin, J.L. Desbiolles, and Ph. Thevoz. Prediction of grain structures in various solidification processes. *Metallurgical and materials transactions A*, 27-3:695–705, 1996.
- [64] L. Ratke and P.W. Voorhees. *Growth and coarsening, Ostwald Ripening in material processing*. Springer, 2002.
- [65] F. Roger and K.D. Van. Prediction of the weld shape in arc welding. *REEF*, 13:713–724, 2004.
- [66] R. Rosenthal and D.R.F. West. Continuous γ' precipitation in directionally solidified in738lc alloy. *Materials science and technology*, 15:1387–1394, 1999.
- [67] I. Roy, E. Balikci, S. Ibekwe, and A. Raman. Precipitate growth activation energy requirements in the duplex size γ' distribution in the superalloy in738lc. *Journal of materials science*, 40:6207–6215, 2005.

- [68] A. Royer, P. Bastie, and M. Veron. In situ determination of γ' phase volume fraction and of relations between lattice parameters and precipitate morphology in ni-based single crystal superalloy. *Acta Materialia*, 46:5357–5368, 1998.
- [69] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik, and J.-Ph. Schillé. Modelling the material properties and behaviour of ni-based superalloys. *Superalloys2004*, pages 849–858, 2004.
- [70] G.S. Schajer and M.B. Prime. Use of inverse solutions for residual stress measurement. *Journal of engineering materials and technology*, 128:375–382, 2006.
- [71] S.L. Semiatin, D.S. Weaver, P.N. Fagin, M.G. Glavicic, R.L. Goetz, N.D. Frey, R.C. Kramb, and M.M. Antony. Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nikel-base superalloy ingot material. *Metallurgical and materials transactions A*, 35A:679–693, 2004.
- [72] R. Sharghi-Moshtaghin and S. Asgari. The influence of thermal exposure on the $[\gamma]'$ precipitates characteristics and tensile behavior of superalloy in-738lc. *Journal of Materials Processing Technology*, 147(3):343–350, April 2004.
- [73] O. Sicot. *Détermination des contraintes résiduelles dans les matériaux composites stratifiés et étude de leur influence sur le comportement mécanique*. PhD thesis, Université de technologie de Troyes, 2003.
- [74] C.T. Sims, N.C. Stoloff, and W.C. Hagel. *Superalloys 2, High temperature materials for aerospace and industrial power*. Wiley interscience, 1987.
- [75] V.A. Snyder, N. Akaiwa, J. Alkemper, and P.W. Voorhees. The influence of temperature gradients on ostwald ripening. *Metallurgical and materials transactions A*, 30A:2341–2348, 1999.
- [76] M. Soucail and Y. Bienvenu. Dissolution of the $[\gamma]'$ phase in a nickel base superalloy at equilibrium and under rapid heating. *Materials Science and Engineering A*, 220(1-2):215–222, December 1996.
- [77] M. Soucail. *Etude rheologique et microstructurale de l'astroloy en vue de la modélisation du soudage par friction inertielle*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 1992.
- [78] N.N. Stepanova, V.A. Sazonova, and D.P. Rodionov. Influence of solidification conditions on γ' -phase thermal stability in $\langle 001 \rangle$ single crystals of ni-based superalloys. *Scripta Materialia*, 40:581–585, 1999.
- [79] L. Taleb, S. Petit, and J.F. Jullien. Prediction of residual stresses in the heat affected zone. *Journal de physique 4*, 120:705–712, 2004.

- [80] B. Taljat, B. Radhakrishnan, and T. Zacharia. Numerical analysis of gta welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stresses. *Materials Science and Engineering A*, 246(1-2):45–54, May 1998.
- [81] F. Tancret. Thermo-calc and dictra simulation of constitutional liquation of gamma prime ([gamma]') during welding of ni base superalloys. *Computational Materials Science*, 41(1):13–19, November 2007.
- [82] 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.
- [83] TURBOMECA, *Les turbines à gaz*. TURBOMECA DSO/TPF - Centre d'instruction, 2004.
- [84] Visualization Toolkit : VTK. www.vtk.org.
- [85] Y.H. Wei, Z.B. Dong, R.P. Liu, and Z.J. Dong. Three-dimensional numerical simulation of weld solidification cracking. *Modelling and simulation in materials science and engineering*, 13:437–454, 2005.
- [86] M.J. Whelan. On the kinetics of particle dissolution. *Metal science journal*, 3:95–97, 1969.
- [87] C. S. Wu and F. Yan. Numerical simulation of transient development and diminution of weld pool in gas tungsten arc welding. *Modelling and simulation in materials science and engineering*, 12:13–20, 2004.
- [88] C.S. Wu, M. Ushio, and M. Tanaka. Analysis of the tig welding arc behavior. *Computational Materials Science*, 7:308–314, 1997.
- [89] X. K. Zhu and Y. J. Chao. Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation. *Computers & Structures*, 80(11):967–976, May 2002.

Annexe :

Méthode inverse utilisée pour la détermination des contraintes résiduelles

La méthode que nous allons détailler consiste à simuler à l'aide d'un modèle aux éléments finis la découpe de la pièce en appliquant à chaque incrément de découpe un chargement arbitraire sur les parois de l'entaille (figure A -1).

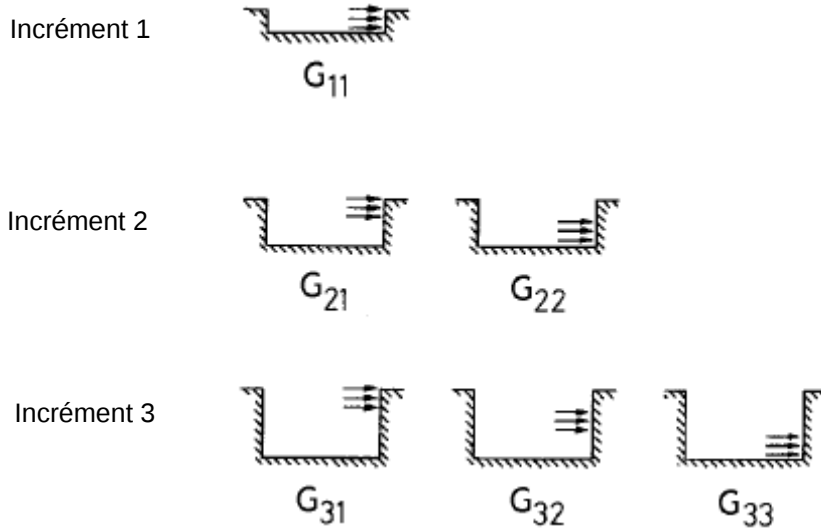


figure A -1 : Interprétation physique des coefficients de la matrice de complaisance pour la méthode du trou incrémental [70]

Pour une contrainte appliquée égale à 1, les coefficients G_{ij} correspondent aux valeurs de déformations calculées à chaque chargement.

En effet, les déformations mesurées à chaque incrément sont liées à la profondeur de l'entaille et aux contraintes de tous les incréments précédents.

En notant ε_1 la déformation mesurée sur la jauge à la suite du premier incrément de découpe et G_{ij} , le coefficient de la matrice de complaisance correspondant à la déformation mesurée à la suite de l'incrément de découpe i et avec un chargement appliqué au droit de l'incrément j , on peut calculer les contraintes résiduelles du premier incrément par la relation :

$$\sigma_1 = \frac{\varepsilon_1}{G_{11}} \quad (0-1)$$

Pour les incréments suivants, la déformation mesurée dépend des contraintes relâchées lors de tous les incréments précédents et de la nouvelle géométrie. La part de déformation liée uniquement au deuxième incrément de découpe doit être calculée en soustrayant à la déformation

mesurée ε_2 , la part de déformation liée aux contraintes relaxées par les incréments de découpe précédents.

On a alors pour le deuxième incrément :

$$\varepsilon'_2 = G_{21} \times \sigma_1 \text{ et } \sigma_2 = \frac{\varepsilon_2 - \varepsilon'_2}{G_{22}} \quad (0-2)$$

Cette procédure doit être appliquée pour tous les incréments de découpe suivants. Ce qui donne finalement pour l'incrément n quelconque :

$$\varepsilon'_n = G_{n1} \times S_1 + G_{n2} \times S_2 + \dots + G_{nn} \times S_n \text{ et } \sigma_n = \frac{\varepsilon_n - \varepsilon'_n}{G_{nn}} \quad (0-3)$$

Pour appliquer la méthode de la complaisance, nous avons donc disposé une plaque soudée, préalablement équipée de jauges de déformations, sur une micro tronçonneuse (figure 4-40) ; les résultats sont reportés sur la figure A -2.

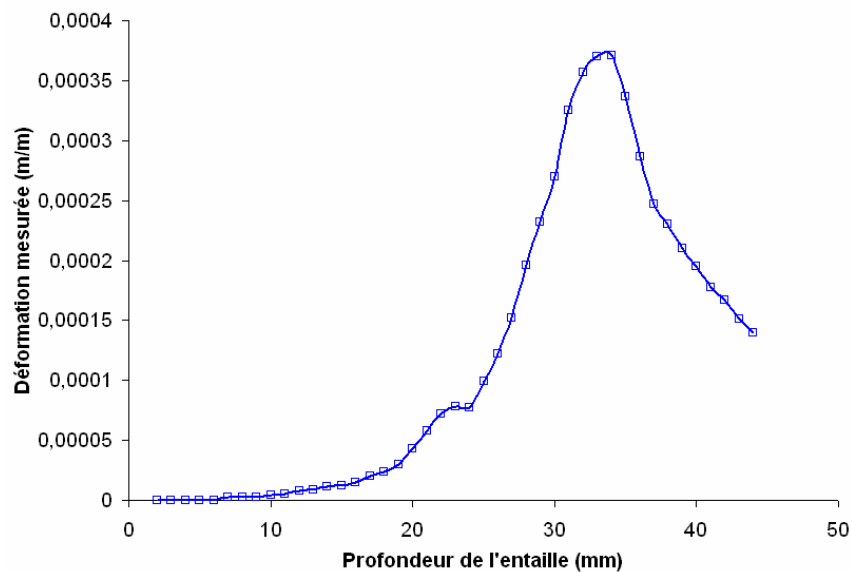


figure A - 2 : Déformation mesurée au cours de l'opération de tronçonnage en fonction de la profondeur de l'entaille

En utilisant les mesures obtenues par la jauge de déformation (figure A -2), nous obtenons le profil de contraintes résiduelles σ_{zz} suivant z, présenté sur la figure A -3.

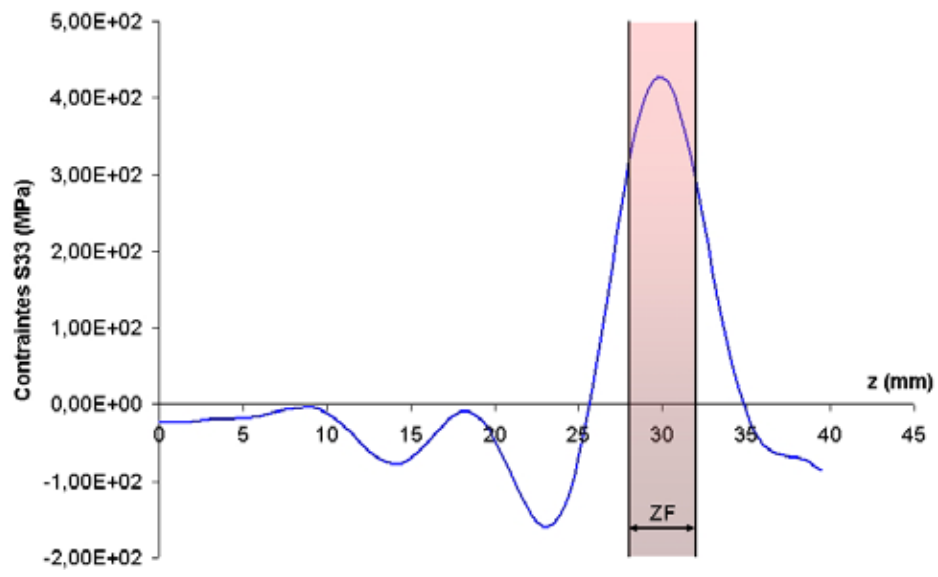


figure A – 3 : Profil de contraintes σ_{zz} suivant z