



HAL
open science

Caractérisation et modélisation d'assemblages de tôles en acier inoxydable austénitique brasées et soudées pour des applications d'échangeurs de chaleur

Loïc Mouelle

► **To cite this version:**

Loïc Mouelle. Caractérisation et modélisation d'assemblages de tôles en acier inoxydable austénitique brasées et soudées pour des applications d'échangeurs de chaleur. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Université de Lorraine, 2020. Français. NNT : 2020LORR0068 . tel-02960177

HAL Id: tel-02960177

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-02960177>

Submitted on 7 Oct 2020

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

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



AVERTISSEMENT

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

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

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

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

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

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

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



UNIVERSITÉ
DE LORRAINE



LABORATOIRE D'ÉTUDE DES MICROSTRUCTURES
ET DE MÉCANIQUE
DES MATÉRIAUX



fives cryogenie



l'Europe
s'engage
en Lorraine
avec le FEDER



UNION EUROPEENNE

Ecole doctorale C2MP (Chimie-Mécanique-Matériaux-Physique)

THÈSE

Pour l'obtention du grade de :

DOCTEUR de L'UNIVERSITÉ DE LORRAINE

Spécialité : Sciences des Matériaux

Présentée par :

Loïc MOUELLE

Caractérisation et modélisation d'assemblages de tôles en acier
inoxydable austénitique brasées et soudées pour des
applications d'échangeurs de chaleur

Thèse soutenue publiquement le 18 juin 2020 devant le jury composé de :

Anne-Marie HABRAKEN - Directrice de recherche FNRS, Université de Liège	Rapporteure
Philippe PILVIN - Professeur, Université de Bretagne Sud	Rapporteur
Cécile BERNARDI - Ingénieure de recherche, Groupe Institut de Soudure	Examinatrice
Iryna TOMASHCHUK - Maître de conférences, Université de Bourgogne	Examinatrice
Hamid ZAHROUNI - Professeur, Université de Lorraine	Président
Thierry MAZET - Ingénieur de recherche, Fives Cryo	Invité
Éric FLEURY - Professeur, Université de Lorraine	Directeur de thèse
Jérôme SERRI - Maître de conférences, Université de Lorraine	Co-directeur de thèse

Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3), UMR CNRS 7239,
Metz, France.

There is no spoon

Matrix - Wachowski - 1999

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé dans le cadre d'une collaboration entre le Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux à Metz et Fives Cryo à Golbey, au sein du projet EPHAISTOS. Au terme de ce travail, je tiens à remercier l'ensemble des personnes ayant contribué à son bon déroulement.

En premier lieu, je tiens à exprimer ma gratitude à mes encadrants de thèse, Eric Fleury et Jérôme Serri, pour la confiance qu'ils m'ont accordée, le partage de leur connaissance scientifique et qui ont fait preuve d'une grande disponibilité. Je témoigne également ma reconnaissance à Thierry Mazet qui m'a donné l'opportunité de rejoindre le projet lors de mon stage de fin d'étude. Son expertise en métallurgie du brasage, ainsi que le pilotage du projet ont joué un rôle essentiel dans l'aboutissement de ce travail.

J'adresse mes sincères remerciements aux membres du jury pour avoir accepté d'évaluer mon travail et l'intérêt qu'ils y ont porté. Je remercie Hamid Zahrouni d'avoir présidé la soutenance. Je remercie Anne-Marie Habraken et Philippe Pilvin pour leur rapport pertinent, ainsi que Cécile Bernardi et Iryna Tomashchuk pour leurs remarques et les questions qui ont alimenté la discussion.

Je remercie particulièrement Francis Praud pour sa pédagogie, sa rigueur et le temps qu'il m'a consacré pour ses enseignements, à la fois dans le domaine de la mécanique des matériaux, ainsi que dans l'implémentation de lois de comportement. Son aide a permis d'obtenir des résultats qui constituent une part importante de cette thèse.

Les expérimentations présentées dans ce travail ont été rendues possibles grâce à l'aide du personnel scientifique et technique du LEM3. Ainsi, mes remerciements vont à Jean-Sébastien Lecomte pour m'avoir formé et accompagné dans la caractérisation mécanique par nanoindentation, mais aussi pour son enthousiasme et sa pugnacité. Je remercie Patrick Moll, Laurent Peltier, Luc Morhain pour leur contribution aux essais thermomécaniques, Laurent Weiss pour les découpes jet d'eau à l'ENIM, Julien Guyon pour les formations sur les MEB, Julien Oury et Boris Piotrowski qui ont solutionné d'innombrables problèmes en informatique et réseaux, ainsi que Fodil Meraghni et George Chatzigeorgiou pour leur aide et conseils avisés sur la partie numérique de ce travail. Je remercie vivement le service administratif du LEM3 et notamment Arlette Jacquiere, Aurore Hanson, Elvire Meyer et Nicolas Stoll.

Mes remerciements vont également à tous les autres membres du projet EPHAISTOS, avec une mention particulière pour Florian Picard, pour son accueil lors de ma première visite chez Fives Cryo et son investissement dans le projet. Mais aussi, aux membres de la Halle des Matériaux à l'EEIGM, Léo Portebois, Jérôme Hildenbrand et Nicolas Ramenatte pour les discussions fructueuses et leur accompagnement tout au long du projet.

Je remercie mes collègues de bureaux Marc Novelli et Etienne Brodu, ainsi que tous les autres copains du laboratoire, Paul Didier, Paul Lohmuller, Julien Oury, Gaël Le Coz et Gautier Girard pour les bons moments partagés, les RU, les caf', les séances de muscu' et autres prestations athlétiques de phasme. Je remercie mes amis, mes coéquipiers d'entraînement de triathlon et de course à pied du NAM, qui ont su m'apporter un équilibre tout au long de la thèse. Enfin, en dernier lieu, je remercie mes parents et mes grands-parents qui m'ont soutenu durant ces longues années d'étude et qui m'ont toujours incité à aller de l'avant.

À toutes les personnes que j'aurais injustement oublié, merci à vous.

Table des matières

Introduction générale	xi
0.1 Motivation et contexte	xi
0.2 Objectifs de la thèse	xvii
1 Étude bibliographique	1
1.1 Introduction	1
1.2 État de l'art sur la métallurgie du brasage diffusion et du soudage TIG	2
1.2.1 Principes métallurgiques du brasage diffusion	2
1.2.2 Principes métallurgiques du soudage TIG	4
1.2.3 Système 316L brasé avec BNi-5	9
1.2.4 Inconel 625 (ERNiCrMo-3)	15
1.3 État de l'art sur la fissuration à chaud dans les aciers inoxydables et superalliages de nickel à structure austénitique	16
1.3.1 La fissuration par liquation	17
1.3.2 La fissuration par perte de ductilité à chaud	21
1.4 État de l'art sur la modélisation et simulation numérique du soudage TIG	25
1.4.1 Modélisation multi-physiques	25
1.4.2 Modélisation thermomécanique découplée avec sources thermiques équivalentes	26
1.4.3 Modélisation mécanique non linéaire : choix d'une loi de comportement	38
1.5 Résumé	41

2	Caractérisation métallurgique et mécanique d'un assemblage brasé et soudé	45
2.1	Introduction	45
2.2	Techniques expérimentales	46
2.2.1	Brasage et soudage de la maquette N1	46
2.2.2	Brasage et soudage de la maquette N2	49
2.2.3	Techniques expérimentales pour les caractérisations chimique et microstruc- turale	50
2.2.4	Techniques expérimentales pour la caractérisation mécanique	53
2.3	Considérations métallurgiques des assemblages brasés 316L/BNi-5 avant soudage .	55
2.4	Considérations métallurgiques des assemblages brasés 316L/BNi-5 après soudage .	60
2.4.1	Quantification de la désorientation intragranulaire	68
2.5	Caractérisations mécaniques micro et macroscopique des assemblages brasés . . .	74
2.5.1	Essais de nanoindentation	74
2.5.2	Essais de traction	79
2.6	Discussion vers des améliorations futures	81
2.7	Résumé	83
3	Modélisation phénoménologique de la restauration de l'écrouissage et applica- tion à la simulation numérique du soudage	85
3.1	Introduction	85
3.2	Équations constitutives et cadre thermodynamique	87
3.2.1	Lois d'état	87
3.2.2	Lois d'évolution	89
3.2.3	Équation de la chaleur	92
3.2.4	Implémentation numérique	94
3.3	Identification expérimentale pour l'acier 316L	94
3.3.1	Procédure expérimentale et essais	94
3.3.2	Identification des paramètres	98

3.4	Simulations numériques	105
3.4.1	Réponse thermomécanique d'un point matériel	105
3.4.2	Application EF tri-dimensionnelle	116
3.5	Extension du modèle à l'Inconel 625 : Identification expérimentale	121
3.6	Discussion vers des améliorations futures	129
3.7	Résumé	130
4	Solutions industrielles	133
4.1	Introduction	133
4.2	Mesures et validation du problème thermomécanique sur structure plaque 3D . . .	134
4.2.1	Protocole expérimental	134
4.2.2	Modélisation du problème thermomécanique	137
4.2.3	Résultats du problème thermique	143
4.2.4	Résultats du problème mécanique	150
4.3	Simulation numérique du soudage sur un mur de barres	156
4.3.1	Modélisation du problème thermomécanique	156
4.3.2	Résultats de l'analyse thermomécanique	159
4.4	Discussion vers des améliorations futures	167
4.5	Résumé	169
	Conclusion générale	171
	Synthèse des travaux	171
	Perspectives	175
	Annexes	179
	Annexe A Cadre thermodynamique	179
A.1	L'équation de la chaleur	179
A.2	Implémentation numérique : algorithme implicite d'Euler	180
A.2.1	Les résidus	181

A.2.2	Linéarisation des équations constitutives	181
A.2.3	Calcul de la contrainte	182
A.2.4	Opérateurs tangents	185
Annexe B	État de l’art des méthodes connexes EBSD	187
B.1	Métriques de désorientation intragranulaire	187
Annexe C	Fondements théoriques de la caractérisation mécanique par nanoindentation	191
C.1	Nanoindentation quasi-statique	191
C.2	Précisions sur le calcul du module d’élasticité par nanoindentation	193
C.3	Précision sur le calcul de la dureté par nanoindentation	194
Annexe D	Détails des procédures de soudage	197
D.1	Maquettes N1 et N2	197

Introduction générale

0.1 Motivation et contexte

Un échangeur de chaleur est un dispositif dans lequel un fluide transmet sa chaleur à un autre fluide sans que ces derniers ne rentrent en contact. Le flux thermique est assuré par la surface d'échange, qui est constituée par une fine paroi étanche. Les échangeurs de chaleur interviennent dans de nombreuses applications stratégiques dans le domaine de l'énergie, qui est un des grands défis socio-économique et environnemental de notre époque. Ils sont principalement utilisés dans les différentes étapes de refroidissement et de transformation du pétrole, du gaz et également de l'eau, dans les circuits des centrales nucléaires.

Dans un contexte de rendement énergétique et de performance pour le traitement de gaz et les procédés de liquéfaction, Fives Cryo, un leader mondial dans la fabrication d'échangeurs de chaleur, développe un nouveau modèle à plaques et ondes (*Plate Fin Heat Exchanger*, ou PFHE) en acier inoxydable austénitique 316L. La grande stabilité structurale des aciers inoxydables austénitiques dans un large domaine de température, permet une utilisation en service de -196°C à 500°C et sous une pression allant jusqu'à 300 bars (Figure 1). Ces derniers possèdent de meilleures propriétés mécaniques que les échangeurs en aluminium déjà développés et industrialisés par Fives Cryo, tout en gardant une bonne compacité, avec un rapport de surface d'échange par unité de volume de $2000\text{ m}^2.\text{m}^{-3}$, ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion. Cette haute valeur de surface d'échange est obtenue grâce à l'utilisation de plaques et d'ondes de très fine épaisseur, entre 0,2 et 0,6 mm. Cet aspect constitue un des avantages par rapport à la technologie des échangeurs

tubulaires, qui possèdent une surface d'échange environ quatre à dix fois plus faible.

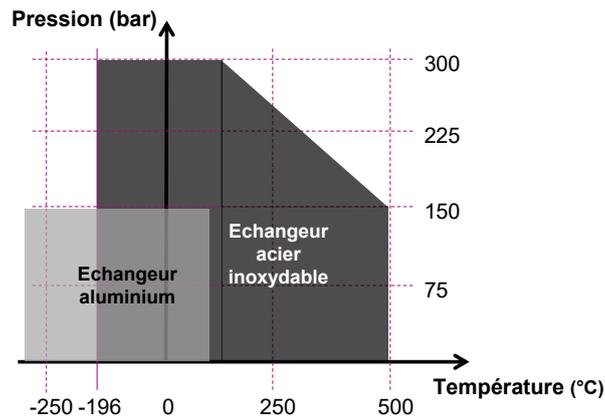
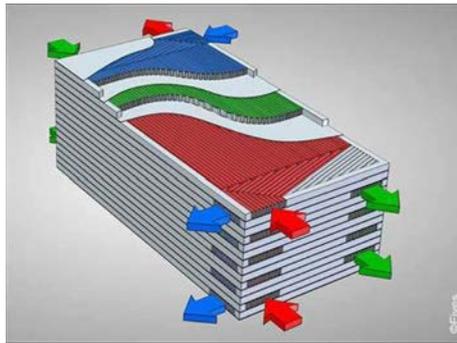


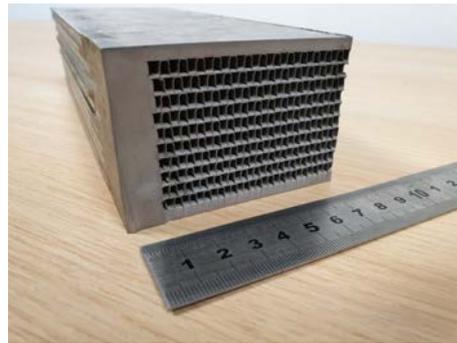
FIGURE 1 – Domaines de pression et de température en service des échangeurs de chaleur développés par Fives Cryo.

Les échangeurs de chaleur à plaques et ondes développés chez Fives Cryo sont caractérisés par un empilement alterné de passages, constitués de tapis d'ondes ayant la forme d'ailettes et dans lesquels un ou plusieurs fluides circulent (Figures 2a et 2b). Ces tapis d'ondes (élément (1) Figure 2c) sont séparés les uns des autres par des tôles planes, dite de séparation (élément (2) Figure 2c). Afin de garantir l'étanchéité de l'assemblage, chaque passage d'ondes est isolé par des barres de fermeture (élément (3) Figure 2c). Des distributeurs sont également intercalés aux extrémités des différents passages, dont le rôle est de guider le fluide et de le répartir de manière homogène sur toute la largeur de l'échangeur (élément (4) Figure 2c) (Picard, 2008).

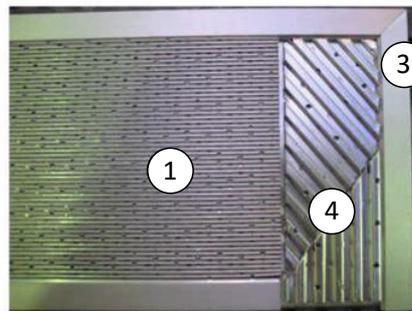
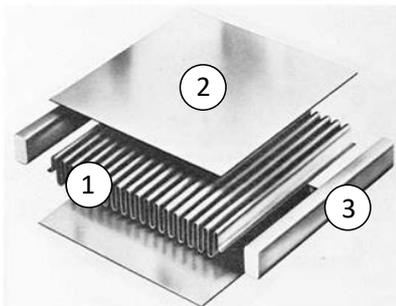
Dans les versions actuelles d'échangeurs de chaleur à plaques et ondes, l'assemblage permettant l'étanchéité des passages est obtenu par le procédé de brasage. Pour cela, de la brasure sous forme de poudre ou de feuillard est déposée à la surface des tôles (Figure 3a) et l'ensemble est placé dans un four sous vide secondaire (10^{-5} mbar), puis soumis à un cycle de brasage diffusion à haute température (Tuah-Poku et al., 1988; MacDonald et Eagar, 1992). Durant le procédé, la brasure va dans un premier temps fondre avant de se solidifier pour former des joints brasés, qui assurent la continuité métallique des différents éléments constitutifs (Figure 3b) et donnant lieu à un assemblage dit brasé, ou matrice brasée. Enfin, pour permettre l'alimentation et l'extraction



(a) Schéma d'un échangeur de chaleur à plaques et ondes multifluide. Les flèches rouge, bleue et verte représentent trois fluides circulant dans différents passages.



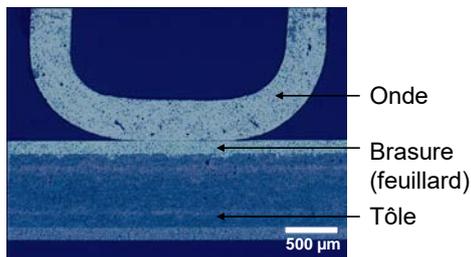
(b) Coupe transversale d'un échangeur de chaleur en acier inoxydable austénitique 316L



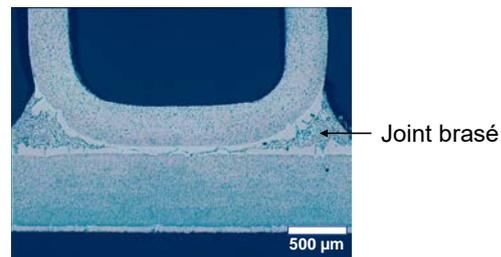
(c) Motif élémentaire d'un échangeur de chaleur à plaques et ondes : (1) Tapis d'onde, (2) Tôle, (3) Barre de fermeture, (4) Distributeur

FIGURE 2 – Éléments constitutifs d'un échangeur de chaleur à plaques et ondes.

des fluides, des têtes d'extraction sont soudées par le procédé TIG (*Tungsten Inert Gas*) le long du mur de barres au niveau des ports d'entrée et de sortie des assemblages brasés (Figure 4).



(a) Brasure sous forme de feillard avant brasage diffusion



(b) Joint brasé formé après brasage diffusion

FIGURE 3 – Formation d'un joint brasé entre les ondes et les tôles par brasage diffusion.

Par ailleurs, il est important de noter que les échangeurs en acier inoxydable actuellement

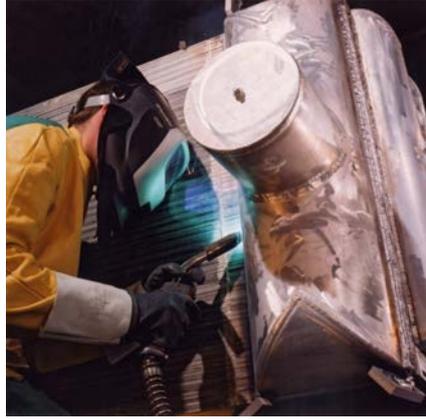


FIGURE 4 – Opération de soudage des têtes sur une matrice brasée en aluminium.

développés par Fives Cryo mesurent environ $0,15 \text{ m}^3$, tandis que les échangeurs en aluminium atteignent des dimensions de plus de 20 m^3 . Cependant, il est prévu qu'à terme, les échangeurs en acier inoxydable atteignent les dimensions de ceux réalisés en aluminium. Mais l'augmentation du volume des échangeurs en acier inoxydable nécessite de résoudre plusieurs verrous technologiques. La présence de fluides sous pression pourrait conduire à des explosions des échangeurs en cas de fuite, ce qui serait dévastateur. Il est donc impératif de s'assurer que les échangeurs soient correctement dimensionnés et que les cycles de brasage au four soient adaptés en conséquence. De plus, les joints brasés et soudés doivent être exempts de défauts pour éviter toute rupture pendant la durée de fonctionnement des échangeurs. À terme, il est également envisagé d'utiliser de l'eau de mer comme fluide de refroidissement, nécessitant ainsi de développer des revêtements pour améliorer la résistance à la corrosion aqueuse en milieux chlorurés. Enfin, les passages étroits entre les ailettes rendent les échangeurs à plaques et ondes sensibles à l'encrassement. Par conséquent, il convient de développer un système d'instrumentation avec des capteurs de température pour détecter les pertes de charge dues à l'encrassement.

Afin de lever ces verrous technologiques, un programme de recherche et développement cofinancé par le fond d'investissement FEDER et la Région Lorraine a été mis en place. Ce programme s'inscrit dans le cadre du projet collaboratif EPHAISTOS, réunissant plusieurs acteurs académiques, tels que, la Halle des matériaux à l'École Européenne d'Ingénieurs en Génie des

Matériaux (EEIGM, Nancy), l'Institut Jean Lamour (IJL, Nancy), le Laboratoire d'Énergétique et de Mécanique Théorique et Appliquée (LEMETA, Nancy), ainsi que le Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3, Metz), avec pour mission respective :

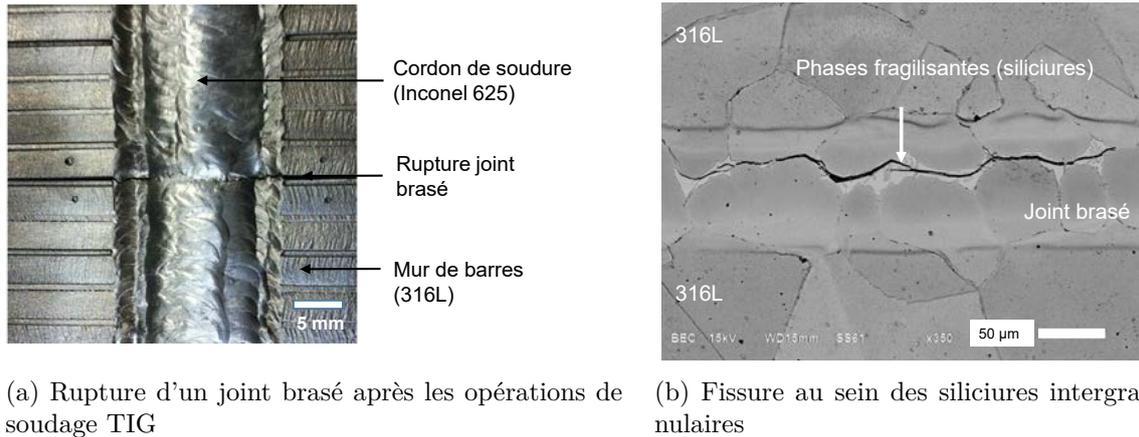
- L'étude du cycle de brasage des échangeurs (Halle des matériaux-EEIGM)
- L'étude des phénomènes de solidification des joints brasés et de leur microstructure (IJL)
- Le développement d'un revêtement anti-corrosion (IJL)
- L'instrumentation des échangeurs (LEMETA)
- La caractérisation et la modélisation du soudage sur les échangeurs (LEM3)

L'objectif final de ce projet consistait à développer des prototypes permettant de valider la technologie des échangeurs en acier inoxydable austénitique 316L, depuis leur fabrication jusqu'à leur utilisation dans un environnement industriel.

Le passage d'échangeurs en aluminium aux échangeurs en acier inoxydable n'a pas conduit à d'importantes modifications de conception. Cependant, lors d'une première campagne d'essais de soudage réalisée dans des études préliminaires (campagne d'essais FRONIUS, 2014) sur des échangeurs en acier inoxydable austénitique 253MA (9CrNiSiNCe21-11-2), quel que soit le mode opératoire choisi, il avait souvent été constaté que le soudage entraînait la rupture d'un ou plusieurs joints brasés à quelques centimètres du cordon de soudure (Figure 5a). Cette rupture d'origine thermique-mécanique-métallurgique s'apparentant à de la fissuration à chaud intervenait généralement, soit au cours du refroidissement de la première passe après la solidification complète du cordon, soit au cours de la reprise des opérations de soudage (nouvelle passe). Dans cette étude préliminaire, le brasage avait été réalisé avec différents alliages d'apport de type Ni-Cr-Si-Mo-B (MBF-53), Ni-Cr-Si-B-Fe (BNi-2) et Ni-Cr-Si (BNi-5), tandis que le métal d'apport utilisé pour le soudage était le superalliage de nickel Inconel 625 (ERNiCrMo-3). Cependant, la conclusion de cette étude était que, durant ces essais, les cycles de brasage étaient mal maîtrisés. C'est pourquoi en 2016, dans le cadre du projet EPHAISTOS, des travaux sur l'optimisation du

procédé de brasage diffusion pour des échangeurs en acier inoxydable austénitique 316L ont été réalisés par Mouelle (2016), dans le cadre d'un stage de fin d'étude. L'hypothèse de départ était la suivante : la rupture des joints brasés est favorisée par la présence de phases fragilisantes intergranulaires continues de type siliciures au sein des joints brasés et se formant en fin de solidification du procédé de brasage (Figure 5b). A l'issue de ces travaux, la quantité de brasure déposée, la température et la durée des cycles de brasage ont été adaptés pour l'utilisation de la brasure BNi-5, afin de permettre la formation d'un joint brasé constitué d'une solution solide monophasée γ -Ni, exempt de phases fragilisantes¹. Des essais mécaniques de type Charpy sur des éprouvettes en 316L brasées avec BNi-5 ont montré que la résistance à la rupture fragile augmentait en l'absence de ces phases fragilisantes. Cependant, aucune démarche scientifique n'a été menée par la suite, pour étudier l'interaction métallurgique entre les joints brasés, le 316L et l'Inconel 625. De même, qu'aucune démarche n'a été menée pour étudier le comportement thermomécanique des échangeurs lors des opérations de soudage TIG, dont les opérations avaient été réalisées en appliquant un protocole empirique basé essentiellement sur l'expérience des soudeurs de Fives Cryo. Le présent travail réalisé au LEM3 s'inscrit dans ce contexte. La principale difficulté réside dans l'étude de deux types d'assemblages par fusion, à savoir, le brasage et le soudage, ainsi que l'utilisation de trois matériaux distincts, qui sont l'acier 316L, les joints brasés et l'Inconel 625. Les hétérogénéités chimiques et microstructurales résultantes aux interfaces de liaison, doivent être caractérisées sur un équipement de dimension industrielle. Selon Messler (2004), il convient de garder à l'esprit que les procédés d'assemblage par fusion sont largement utilisés dans l'industrie. Cependant, ils demeurent de nos jours les moins compris et leur importance reste sous-estimée.

1. Les résultats de l'étude sont confidentiels.



(a) Rupture d'un joint brasé après les opérations de soudage TIG

(b) Fissure au sein des siliciures intergranulaires

FIGURE 5 – Résultats des travaux réalisés sur les échangeurs de chaleur en acier inoxydable austénitique entre 2014 et 2016.

0.2 Objectifs de la thèse

Afin d'apporter des solutions concrètes à cette problématique industrielle, deux approches scientifiques ont été réalisées dans ce travail. Une première approche a consisté à étudier les interactions métallurgiques à l'interface du mur de barres, des joints brasés et des cordons de soudure. Dans cette démarche, des techniques de caractérisation expérimentale chimique, microstructurale et mécanique, ont été utilisées afin de statuer sur les mécanismes de fissuration des joints brasés lors des opérations de soudage TIG. La seconde approche a consisté à l'évaluation des déformations et des contraintes générées sur le mur de barres, lors des opérations de soudage TIG, afin de les limiter, ainsi garantir l'intégrité des échangeurs de chaleur. Pour y parvenir, des simulations numériques au travers d'analyses thermomécaniques ont été effectuées. Lors de ces simulations, une loi de comportement phénoménologique simple et originale, nécessitant peu d'essais pour l'identification des paramètres et dédiée aux applications de soudage, a été intégrée dans un code éléments finis pour prendre en compte les phénomènes de restauration de l'écroutissage.

Le travail présenté dans ce manuscrit est décomposé en quatre chapitres.

Bien que le travail porte sur le soudage, le chapitre 1 a d'une part pour objectif, d'établir un état de l'art concernant les procédés d'assemblage par brasage diffusion, de soudage TIG ainsi que sur les phénomènes de fissuration à chaud. De même que, les matériaux mis en œuvre sont introduits, à savoir le système 316L brasé avec l'alliage d'apport BNi-5 et soudé avec de l'Inconel 625. D'autre part, un état de l'art sur la modélisation et simulation numérique du soudage est présenté afin de justifier à la fois, l'utilisation d'analyses thermomécaniques et d'une loi de comportement prenant en compte le phénomène de restauration de l'érouissage induite lors du soudage multipasse.

Le chapitre 2 est dédié dans un premier temps, à la description des principaux outils et méthodes utilisés pour la caractérisation chimique, microstructurale et mécanique des assemblages brasés et soudés. Dans un second temps, les principaux résultats microstructuraux sont présentés. Les phases fragilisantes ont été identifiées, de même que les phénomènes de fissuration des joints brasés pendant les opérations de soudage. La déformation plastique à l'interface du mur de barres due à l'interaction du cordon de soudure avec le métal de base, a été quantifiée à l'aide de mesures EBSD, réalisées dans un microscope électronique à balayage (MEB). Enfin, des essais de nanoindentation ont été réalisés sur le 316L et les joints brasés, afin d'établir un critère simple, permettant de prédire la zone de rupture lors d'essais de traction sur un assemblage brasé en 316L et aussi de considérer l'ensemble tôle/brasure/tôle comme homogène et de propriétés identiques dans la simulation numérique du soudage.

Le chapitre 3 est consacré au développement de la loi de comportement phénoménologique de la restauration de l'érouissage et son application à la simulation numérique du soudage. Les équations constitutives proposées sont basées sur une formulation thermo-élasto-plastique améliorée par une variable interne qui contrebalance les effets de l'érouissage mécanique à travers une loi d'évolution dépendante de la température. Des essais de compression et des traitements

thermiques expérimentaux ont été réalisés sur l'acier 316L et l'Inconel 625 afin d'identifier les paramètres de la loi de comportement. Enfin, des simulations ont été effectuées pour mettre en évidence les capacités de cette dernière, ainsi que ses limites.

Le chapitre 4 présente des solutions industrielles relatives au soudage TIG des échangeurs de chaleur, appuyées par des simulations numériques. Dans un premier temps, un essai expérimental d'une plaque en acier 316L soudée au TIG multipasse avec de l'Inconel 625 a été comparé avec une simulation thermomécanique 3D utilisant la loi de comportement développée au chapitre 3. La plaque a été instrumentée avec des thermocouples, des mesures de déplacement et de contraintes résiduelles ont été effectuées. Dans un second temps, des simulations numériques ont été réalisées sur une structure 3D représentative du mur de barres d'un échangeur de chaleur en 316L soudé avec de l'Inconel 625, pour différentes configurations de soudage. Ces simulations ont permis de suivre l'évolution des contraintes et des déformations pendant le soudage. Les résultats ont ainsi apporté des éléments de réponse liés à la rupture du mur de barres des échangeurs de chaleur.

Chapitre 1

Étude bibliographique

1.1 Introduction

Dans un premier temps, l'objectif de ce chapitre est de constituer un état de l'art des principes métallurgiques des procédés d'assemblage par brasage diffusion et soudage TIG, ainsi que sur les phénomènes de fissuration à chaud associés. Cette démarche permet de positionner le sujet de l'étude dans son contexte, à savoir, la caractérisation métallurgique d'assemblages brasés et soudés pour des applications d'échangeurs de chaleur à haute pression. Dans un second temps, un état de l'art de la modélisation et simulation numérique du soudage TIG est présenté. Celui-ci permet de justifier une nouvelle loi de comportement, détaillée dans le chapitre 3, dédiée aux applications de soudage, ainsi que les simulations thermomécaniques qui en découlent. Ce chapitre est structuré comme suit : la deuxième section est consacrée à la métallurgie du brasage diffusion et du soudage TIG, dans un cadre général. La troisième section décrit les phénomènes de fissuration à chaud dans les aciers inoxydables et superalliages de nickel à structure austénitique. La quatrième section est dédiée à la simulation numérique du soudage TIG et ce chapitre se terminera par un résumé.

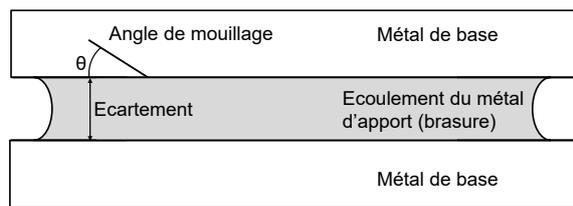
1.2 État de l’art sur la métallurgie du brasage diffusion et du soudage TIG

1.2.1 Principes métallurgiques du brasage diffusion

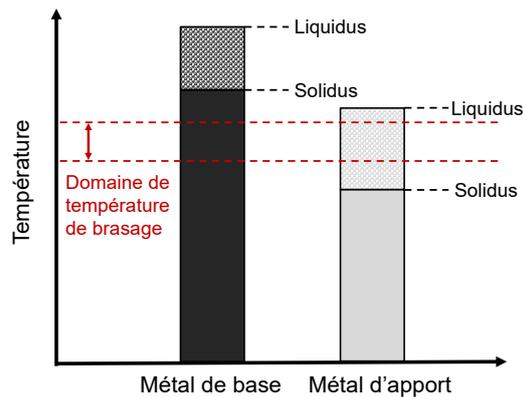
Le brasage est une opération consistant à assembler des surfaces métalliques à l’aide d’un métal ou alliage d’apport, ayant une température de fusion inférieure à celle des pièces à réunir et lorsque chauffée à haute température, mouille les surfaces qui ne participent pas par leur fusion à la constitution du joint brasé (Figure 1.1a). Le brasage effectué à haute température produit une interaction plus ou moins importante selon la brasure et le métal de base¹ utilisés. Cette interaction agit sur les différents phénomènes physico-chimiques tels que la mouillabilité, les forces de capillarité, l’écoulement de la brasure, l’énergie de formation des phases et la solidification menant à la formation du joint brasé (Turner, 2005). D’un point de vue terminologique, le procédé de brasage se décompose en deux sous-ensembles, à savoir, le brasage fort (*brazing*) et le brasage faible (*soldering*). Les brasages forts et faibles s’effectuent, respectivement, à des températures supérieures et inférieures à 450 °C (Institut de soudure, 1986). Dans la suite de ce travail, toute référence au terme *brasage* renverra au brasage fort. De même que, le terme *brasure* désigne le métal ou alliage d’apport avant la solidification complète de celui-ci. Après solidification, le terme *joint brasé* sera employé.

Le brasage isotherme à phase liquide transitoire, issu de l’anglicisme : *Transient Liquid Phase Bonding Process* (TLPBP), permet d’obtenir des joints brasés à haute résistance mécanique (Rabinkin et al., 1998; Lin et al., 2012; Arhami et al., 2019). Le processus de brasage isotherme à phase liquide transitoire implique une solidification isotherme de la brasure, débutant à une température située entre le liquidus du métal d’apport et le solidus du métal de base (Figure 1.1b). Ce mécanisme de solidification isotherme est lié à la présence des éléments contenus dans la brasure, appelés fondants (*Melting Point Depressants*, ou MDP), dont les fonctions consistent à

1. Dans ce contexte, le terme *métal*, désigne également les alliages métalliques par extension.



(a) Schéma d'un assemblage métallique avant brasage



(b) Domaine de température du palier de brasage par diffusion

FIGURE 1.1 – Principes de base du brasage diffusion : choix de la brasure et de la température de fusion.

à baisser la température de fusion de cette dernière et à améliorer également l'écoulement ainsi que la mouillabilité. A titre d'exemple, le silicium, le bore et le phosphore sont des éléments utilisés comme fondant dans les brasures à base de nickel (Yuan et al., 2009). Les travaux de Tuah-Poku et al. (1988) et (Cook et Sorensen, 2011) renseignent sur les étapes distinctes qui interviennent lors du brasage diffusion, à savoir, la fusion du métal d'apport et la dissolution du métal de base. Il s'ensuit l'étape de solidification isotherme, générée par la diffusion des fondants contenus initialement dans la brasure, vers le métal de base, impliquant ainsi la formation d'une solution solide qui constitue le joint brasé. Dans les brasures contenant plusieurs fondants, la cinétique de solidification est pilotée par l'élément possédant le coefficient de diffusion le plus élevé, à savoir, le bore (Ruiz-Vargas et al., 2013). À titre de comparaison, dans un système Ni-Cr-Si-B à 1000 °C, le bore possède un coefficient de diffusion d'environ $6 \times 10^{-11} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, contre $3 \times 10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ pour le silicium (Gale et Wallach, 1991). La dernière étape de brasage correspond à un traitement d'homogénéisation des éléments chimiques à l'état solide, au sein des joints brasés. À la fin du procédé, ces derniers assurent la continuité métallique entre les métaux de base à assembler. Si les durées de maintien à la température de brasage ne sont pas suffisamment longs, du liquide résiduel peut subsister lors du refroidissement, dû à la faible solubilité des fondants en solution solide (Mosallae et al., 2008; Jalilian et al., 2013). Il est à noter que, la présence de ce liquide

implique alors des réactions eutectiques pouvant mener à la formation de phases fragilisantes, néfastes pour les propriétés mécaniques des assemblages brasés. (Lin et al., 2012; Ruiz-Vargas et al., 2013; Ghasemi et Pouranvari, 2019). Cet aspect sera également illustré section 1.2.3.

1.2.2 Principes métallurgiques du soudage TIG

Le soudage TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) est un procédé de soudage à l'arc, généré à l'aide d'une électrode réfractaire en tungstène (Figure 1.2), et impliquant la fusion² des matériaux à assembler, et ce, pour une grande plage d'alliages (acier, nickel, cuivre, titane, aluminium, magnésium). Ce procédé s'effectue sous flux gazeux inerte et plasma-gène (principalement argon ou hélium) pour protéger la zone soudée et l'électrode de l'oxydation, ainsi qu'assurer l'amorçage de l'arc. Une fois celui-ci créé, la torche TIG se déplace pour réaliser un ou plusieurs cordons de soudure. Ce dernier terme étant défini comme étant du soudage multipasse (Cazes, 1980; Paillard, 2017).

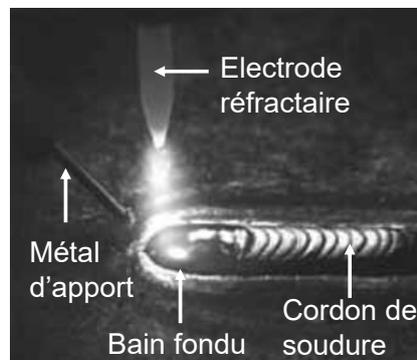


FIGURE 1.2 – Observation en temps réel du soudage TIG (Melton et al., 2019).

Plusieurs paramètres du procédé peuvent être pilotés afin d'influencer la géométrie du bain fondu, la microstructure du cordon de soudure résultant, ainsi que les propriétés mécaniques de la liaison soudée. Ces principaux paramètres sont l'intensité et la tension de l'arc, la polarité, la

2. Par opposition au procédé de soudage par friction malaxage qui n'implique pas la fusion (Venkatesh et al., 2018; Liu et al., 2018)

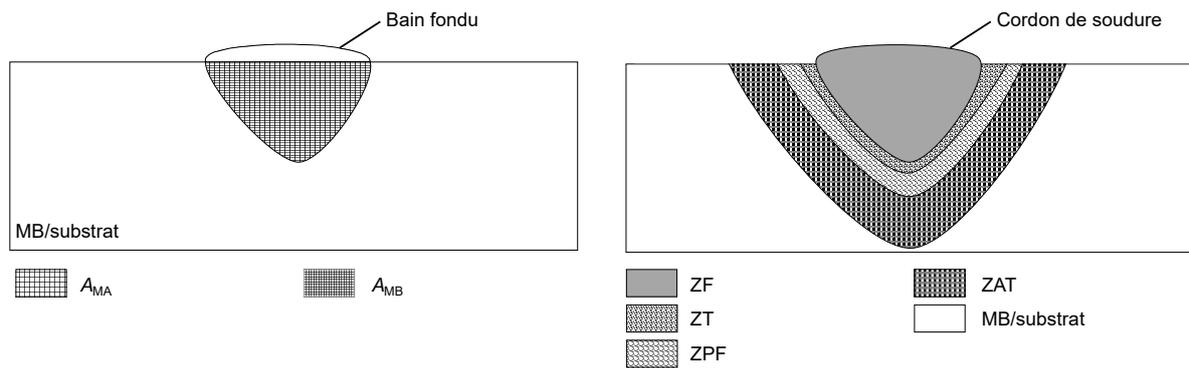
vitesse de soudage, les compositions chimiques du métal de base et du métal d'apport, la composition du gaz protecteur, le débit du gaz, la séquence et la position de soudage, la température d'interpasse, l'oscillation de l'arc et l'inclinaison de la torche. Le bain de fusion créé lors du soudage TIG est le siège de phénomènes thermophysiques complexes et interdépendants, tels que les échanges thermiques convectifs, ainsi que des phénomènes hydrodynamiques, électromagnétiques et de diffusion chimique (Lancaster, 1986; Tanaka, 2004).

Dans les procédés de soudage par fusion, il convient de dissocier trois catégories de procédés, à savoir, le soudage autogène, homogène et hétérogène, respectivement. Le soudage autogène implique la fusion du métal de base, sans apport de matière. Le soudage homogène implique la fusion du métal de base et d'un métal d'apport, dont la composition chimique et les caractéristiques mécaniques sont voisines. Le soudage hétérogène implique la fusion du métal de base et d'un métal d'apport, dont la composition chimique et les caractéristiques mécaniques sont différentes (Lippold, 2015). Il est important de noter que, contrairement au brasage diffusion, le soudage implique la fusion du métal de base, mettant en jeu des phénomènes de dilution lors de l'utilisation d'un métal d'apport³. La dilution est définie simplement à travers la Figure 1.3a et l'équation (1.1), où les paramètres, D , A_{MB} , A_{MA} dénotent, respectivement, la fraction diluée, l'aire du métal de base, et l'aire du métal d'apport. La composition du bain fondu et de la microstructure résultante après solidification dépend du phénomène de dilution, lui même fortement influencé par les paramètres de soudage (DuPont, 2011).

$$D = \frac{A_{MB}}{A_{MB} + A_{MA}} \quad (1.1)$$

Le soudage implique des modifications microstructurales dans le cordon de soudure et son environnement proche. La zone soudée peut être subdivisée en quatre régions distinctes, à savoir, la zone de fusion (ZF), la zone de transition (ZT), la zone partiellement fondue (ZPF) et la zone

³. Rigoureusement, le brasage diffusion implique également de la dilution lors de la première étape du mécanisme, durant laquelle, la dissolution du métal de base peut être observée. Cependant, cette dilution est un phénomène de surface qui reste faible en comparaison avec la dilution mis en œuvre pendant le soudage TIG (Tuah-Poku et al., 1988; Ruiz-Vargas et al., 2013).



(a) Schéma du phénomène de dilution dans le bain fondu lors du soudage avec métal d'apport

(b) Schéma des différentes régions constitutives induites par le soudage

FIGURE 1.3 – Considération de la dilution dans le bain fondu et des différentes régions constitutives induites par le soudage.

affectée thermiquement (ZAT) (Figure 1.3b).

Comme son nom l'indique, la ZF correspond à la région dans laquelle, le métal de base et le métal d'apport éventuel, sont dilués et forment le bain de fusion. Dans cette région la température du liquidus du mélange est dépassée et constitue après solidification le cordon de soudure. Les évolutions microstructurales durant la solidification de la ZF sont pilotées par les processus thermodynamiques de germination hétérogène et croissance (Easterling, 1984; Lienert et al., 2011).

Par ailleurs, les phénomènes de micro-ségrégation induits par la solidification hors équilibre, à l'origine des gradients de composition chimique entre le cœur des cellules/dendrites et des espaces inter-cellulaires/dendritiques, impliquant la formation de phases secondaires, ont également été décrits par Lienert et al. (2011), ainsi que (Billotte, 2017) pour la solidification d'un alliage base nickel FM-52 lors du soudage TIG. La micro-ségrégation est caractérisée par un gradient de concentration en soluté entre le centre du grain et sa périphérie. Ce phénomène s'étend également aux interfaces comme les joints de grains, qui peuvent subir un enrichissement en soluté. Dans ce cas, il s'agit de ségrégation intergranulaire. Celle-ci modifie considérablement le comportement aux joints de grains et sera détaillée à travers des exemples expérimentaux dans les sections sui-

vantes.

Le coefficient de partage k , qui est un paramètre décrivant la distribution de soluté dans le liquide pendant la solidification, est souvent utilisé pour décrire ces phénomènes de ségrégation. Ainsi, $k = \frac{C_S}{C_L}$, où, C_S et C_L représentent respectivement la composition du solide et du liquide à l'interface solide/liquide pendant la solidification. Les éléments ayant un coefficient de partage $k < 1$ ont tendance à ségréger dans le liquide. A l'inverse, les éléments ayant un coefficient de partage $k > 1$ ont tendance à rester dans le solide.

La ZT correspond à une fine épaisseur intermédiaire entre la ZF et la ZPF, pouvant apparaître lors de la solidification, due à une fusion partielle et recristallisation du métal de base à l'interface de la zone de fusion. Cette zone dont la microstructure peut être très différente des régions adjacentes, apparaît généralement dans le cas du soudage hétérogène, pour lequel, les compositions chimiques, les températures de fusion, la viscosité entre le métal de base et le métal d'apport sont différentes (Naffakh et al., 2010; Roy et al., 2014).

La ZPF représente la zone de transition entre la ZF et la ZAT, dans laquelle, le matériau de base est soumis à une gamme de température comprise entre la température du solidus et du liquidus⁴, impliquant ainsi une région biphasée solide et des traces de liquide résiduel. La micro-ségrégation d'éléments dans les espaces intergranulaires peut être à l'origine d'un film liquide subsistant en dessous de la température d'équilibre du solidus des grains (Messler, 1999). Ce phénomène, désigné de liquation selon Pepe et Savage (1967, 1970) est considéré comme un des mécanismes responsables de la fissuration à chaud de la ZPF.

4. Rigoureusement, liquidus effectif, en considérant la solidification hors équilibre. Cet effet reflète le besoin d'une force motrice supplémentaire, basé sur le mécanisme de surfusion. Les températures de transformations apparaissent plus faibles pour le refroidissement hors équilibre (Glicksman, 2011).

La ZAT correspond à la région qui n'a pas atteint la température du solidus du métal de base, mais dans laquelle, la microstructure et les propriétés mécaniques sont altérées par l'histoire de la température. Dans cette région, des transformations allotropiques, la dissolution ou la formation de précipités, la restauration, la recristallisation et le grossissement de grains peuvent avoir lieu. Suivant les études, certains auteurs emploient le terme de ZAT ou ZPF indistinctement, étant donné la difficulté de mettre en évidence expérimentalement une zone de la microstructure ayant atteint un état biphasé. C'est pourquoi, dans la suite de cette étude, le terme ZAT est employé de façon générique.

Le métal de base (MB) ou substrat, correspond à la région n'ayant subi aucune modification chimique ou microstructurale à la suite du soudage (Lippold, 2015). Des micrographies des différentes régions constitutives citées ci-dessus sont présentées Figure 1.4.

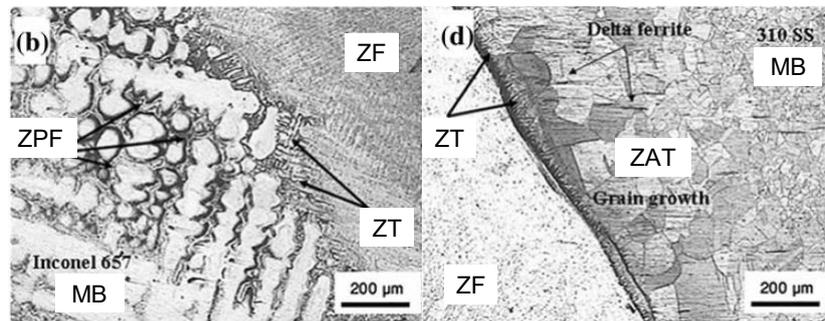


FIGURE 1.4 – Micrographies des différentes régions constitutives d'un cordon de soudure et son environnement dans le cas du soudage hétérogène entre les superalliages de nickel Inconel 657 (MB) et Inconel 682 (métal d'apport) d'une part, et l'acier inoxydable 310 (MB) et Inconel 82 (métal d'apport) d'autre part. (Naffakh et al., 2010).

1.2.3 Système 316L brasé avec BNi-5

Il est mentionné dans la section 1.2.1 que la microstructure du joint brasé dépend fortement de la composition chimique du substrat, à travers les phénomènes de diffusion et de solidification se déroulant pendant les différentes étapes du brasage. Par conséquent, dans cette section, seul l'acier 316 ou 316L brasé avec l'alliage d'apport BNi-5 est étudié⁵.

Les aciers inoxydables 316 et 316L, également dénommés respectivement, X 5 CrNiMo 17-12-2 et X 2 CrNiMo 17-12-2 (AFNOR), dont la composition chimique est indiquée Tableau 1.1, est constitué d'une structure austénitique γ -Fe de structure cristallographique cubique faces centrées (CFC) et appartenant au groupe d'espace $Fm-3m$. La présence d'éléments tels que le Cr, Ni et Mo en solution solide permettant de lui conférer des propriétés anti-corrosion et une bonne résistance mécanique à haute température. Due à sa concentration élevée en éléments gammagènes (Ni, Mn, N et C), l'acier 316L possède une structure austénitique stable sur toute sa gamme de température, et dont les températures du solidus T_S et du liquidus T_L , valent respectivement 1450 °C et 1500 °C (Figure 1.5) (Lacombe et al., 1991).

L'acier 316L possède également une bonne soudabilité lorsque celui-ci est soudé avec un alliage d'apport à base nickel, dans le cadre du soudage hétérogène (Kourdani et Derakhshandeh-Haghighi, 2018). De même que la très faible teneur en C de la nuance 316L permet d'éviter la fragilisation de l'alliage par la précipitation de carbures de chrome pendant le soudage (Billotte, 2017).

TABLEAU 1.1 – Composition chimique de l'acier inoxydable 316L.

Composition (m.%)	S	P	C	N	Si	Mn	Mo	Ni	Cr	Fe
Minimum	0	0	0	0,06	0	1,6	2,30	12	17	eq.
Maximum	0,025	0,035	0,03	0,08	0,5	2	2,70	12,5	18	eq.

5. L'acier 316 possède une teneur en carbone plus élevée ($C < 0.07$ m.%) par rapport au 316L ($C < 0.03$ m.%).

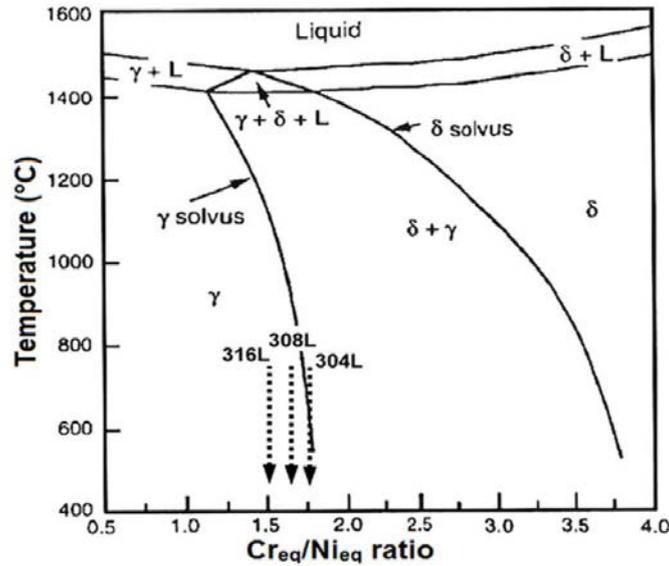


FIGURE 1.5 – Diagramme de phase pseudo-binaire en fonction du ratio Cr_{eq}/Ni_{eq} pour la prédiction de la microstructure de l’acier 316L lors de la solidification à l’équilibre (Mukherjee et Pal, 2017).

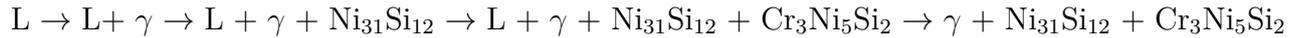
L’alliage d’apport BNi-5 est un alliage de nickel utilisé pour le brasage diffusion, dont la température de solidus et liquidus valent respectivement 1081 °C et 1179 °C (Guernaoui et al., 2018). À l’état de poudre ou de feuillard, cet alliage possède généralement une structure amorphe, à cause des fortes vitesses de refroidissement mises en œuvre pendant les procédés de fabrication (Rabinkin et al., 1998; Leone et al., 2006). La composition chimique est indiquée Tableau 1.2.

TABLEAU 1.2 – Composition chimique de la brasure BNi-5 (AWS, 1991).

Composition (m.%)	S	P	B	Ti	Al	Zr	C	Si	Cr	Ni
Moyenne	0,02	0,02	0,03	0,05	0,05	0,05	0,10	10	19	eq.

Reid et al. (1994) ont montré que l’assemblage 316/BNi-5 soumis à un palier de brasage de 1 h à 1050 °C impliquait la formation d’un joint brasé formé d’une matrice γ -Ni riche en Fe, Cr, Si en solution solide et de phases intergranulaires fragiles, identifiées comme étant les siliciures Ni_5Si_2 et $Cr_3Ni_5Si_2$ (Figure 1.6), également reportées par Ceccone et al. (1995). La phase Ni_5Si_2 , ou préférentiellement γ - $Ni_{31}Si_{12}$ (Connétable et Thomas, 2011; Gogebakan et al., 2015),

de structure hexagonale compacte (HC), est un composé intermétallique stœchiométrique⁶ à fusion congruente (Figure 1.7), dont la température de fusion vaut 1247 °C. Cependant, il n'existe que très peu d'information concernant la phase $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$ (Gupta, 2006; Yuan et Wang, 2009). Guernaoui et al. (2018) ont également étudié le chemin de solidification de l'alliage BNi-5 seul, menant à la formation de ces phases fragilisantes et dont la séquence est résumée comme suit :



Ainsi, depuis le liquidus, il s'en suit la formation de l'austénite γ pro-eutectique binaire, suivi d'une réaction eutectique binaire $\gamma/\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$, puis de la formation pro-eutectique ternaire $\gamma/\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}/\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$. Enfin, la fraction de liquide restante donne lieu à une réaction eutectique ternaire $\gamma/\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}/\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$.

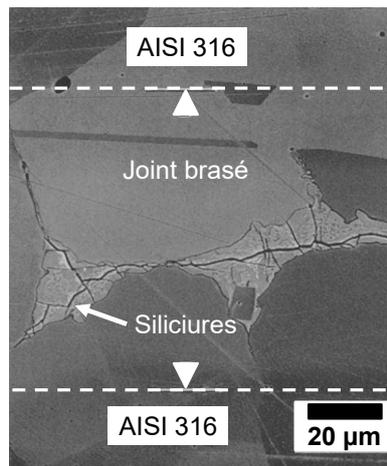


FIGURE 1.6 – Micrographie MEB d'un assemblage 316 brasé avec BNi-5 après traitement thermique de 4 h à 1050 °C. Les délimitations en pointillés indiquent l'interface entre le substrat 316 et le joint brasé (Reid et al., 1994).

La présence de fissures au sein des siliciures comme le montre la Figure 1.6 révèle leur comportement fragile et justifie le besoin d'adapter le cycle thermique afin d'éviter la formation de ces phases. Ainsi, Reid et al. (1994) ont établi qu'un palier de brasage à 1050°C entre 4 h et 7 h

6. Il existe une controverse indiquant que $\gamma\text{-Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ serait un composé intermétallique non-stœchiométrique (Nash et Nash, 1987; Lai et al., 2017).

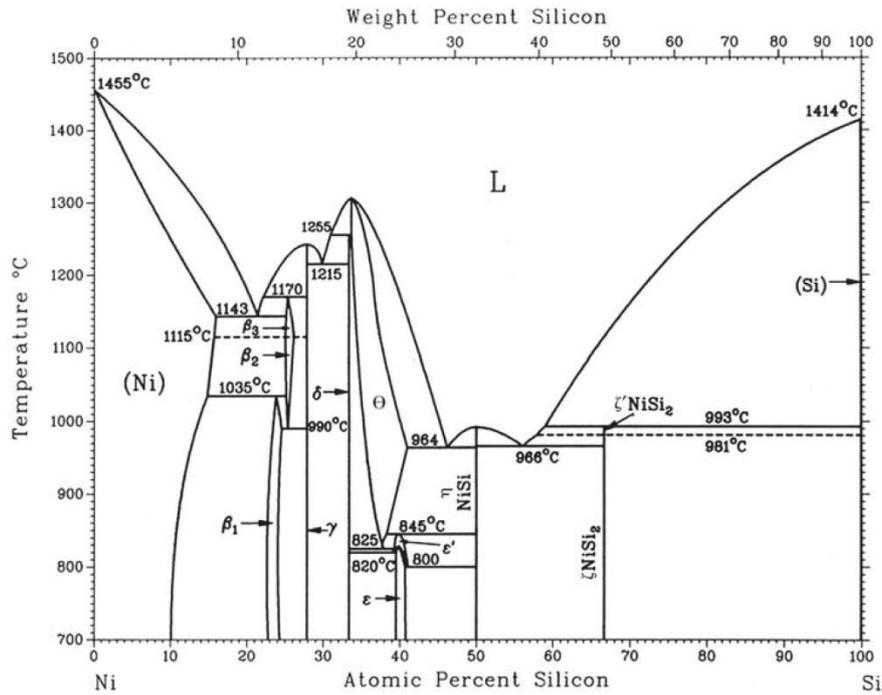
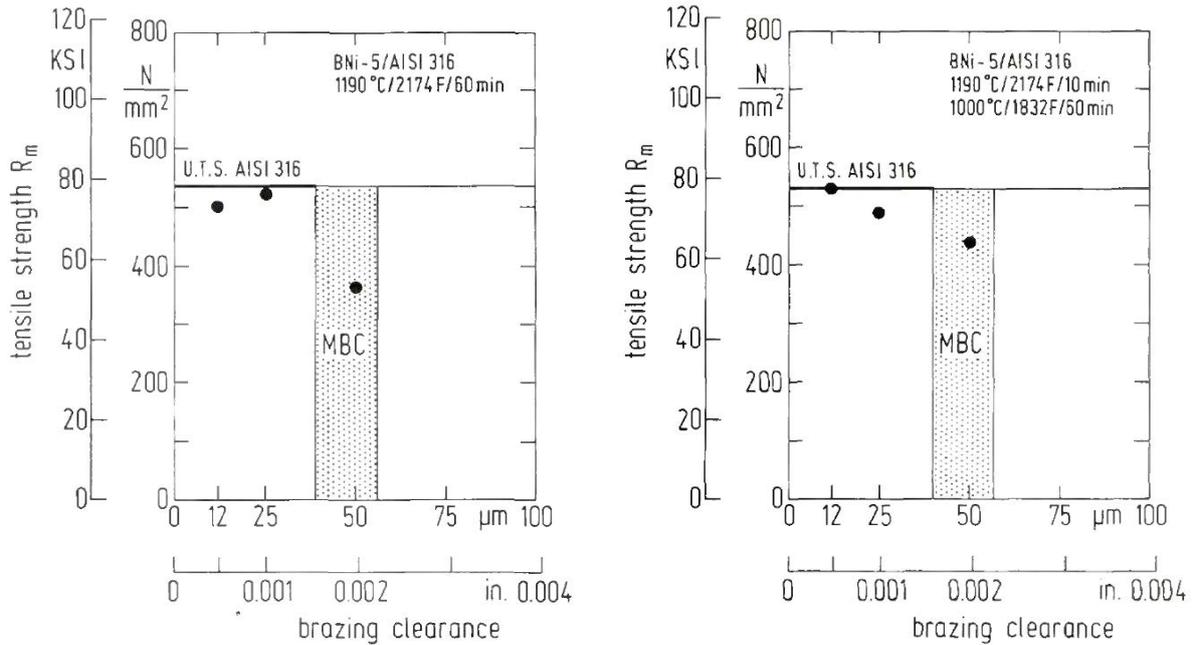


FIGURE 1.7 – Diagramme de phase binaire Ni-Si. La phase $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ est indiquée par le symbole γ à 28 at.% de Si (Gupta, 2006).

était nécessaire pour obtenir un joint brasé monophasé γ -Ni, exempt de phases fragilisantes.

Lugscheider et Partz (1983) ont également étudié l'influence de l'épaisseur du joint brasé et du cycle de brasage sur la résistance mécanique des assemblages brasés 316/BNi-5 (Figure 1.8). Sur la figure précédente, la MBC (*Maximum Brazing Clearance*) correspond à l'épaisseur du joint brasé en dessous de laquelle, celui-ci est exempt de phases fragilisantes pour un cycle de brasage donné. Les résultats des essais mécaniques démontrent que pour un cycle de brasage fixé, la résistance mécanique des assemblages brasés 316/BNi-5 peut atteindre la résistance maximale à la traction R_m du 316 (≈ 530 MPa) lorsque l'épaisseur des joints brasés est inférieure à la MBC. A l'inverse, les assemblages dont l'épaisseur des joints brasés sont égales à la MBC, présentent une résistance à la traction plus faible (≈ 360 MPa), due à la présence de ces phases fragilisantes.



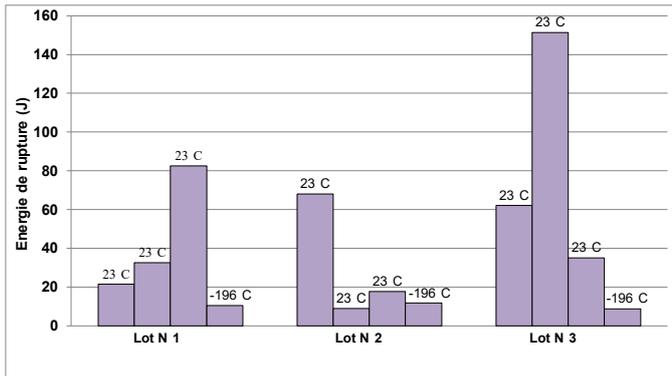
(a) Résistance maximale à la traction R_m obtenue pour trois assemblages 316 brasés avec BNi-5 à 1190°C pendant 1 h

(b) Résistance maximale à la traction R_m obtenue pour trois assemblages 316 brasés avec BNi-5 à 1190°C pendant 10 min, suivi d'un traitement thermique à 1000 °C pendant 1 h

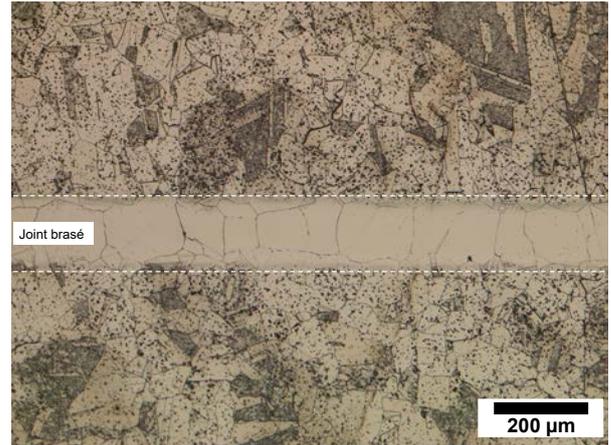
FIGURE 1.8 – Influence du cycle de brasage et de l'épaisseur du joint brasé sur la résistance maximale à la traction R_m d'assemblages 316 brasés avec BNi-5. La MBC est indiquée pour les deux cycles de brasage à $\pm 10 \mu\text{m}$ (Lugscheider et Partz, 1983).

Une étude plus récente, réalisée dans le cadre d'un projet de fin d'étude (Mouelle, 2016), a permis de déterminer expérimentalement l'influence des paramètres tels que, la quantité de brasure déposée et les cycles de brasage, sur la fraction surfacique de siliciures au sein des joints brasés des assemblages acier 316L/BNi-5. Les conditions de brasage ont été validées par des essais Charpy, effectués sur des éprouvettes issues de ces assemblages afin de tester la résistance à la rupture fragile en fonction de deux protocoles de brasage. Dans cette étude, deux protocoles différents avaient été appliqués et trois lots composés de quatre éprouvettes avaient été testés. Les essais de Charpy ont été réalisés sur trois éprouvettes testées à 23 °C et une éprouvette a été testée à -196 °C. Le protocole de brasage A avait permis d'obtenir une énergie de rupture atteignant 150 J (Figure 1.9a), ce qui avait été attribué à des joints brasés possédant une faible fraction de siliciures (Figure 1.9b). A l'inverse, le protocole de brasage B favorisait la présence de siliciures intergranulaires, formant un liseré continu au sein des joints brasés (Figure 1.9d).

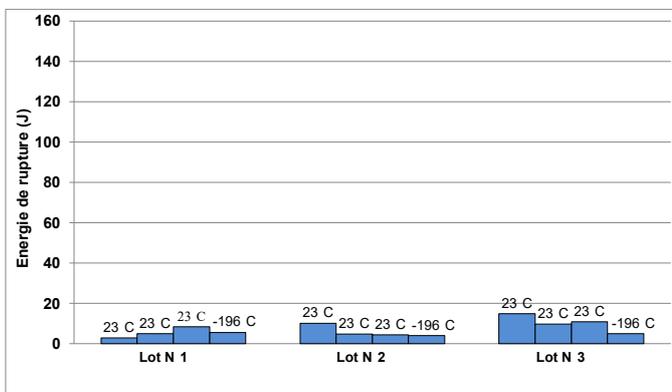
Dans ce cas, l'énergie de rupture n'excédait pas 20 J (Figure 1.9c). Ces résultats vont dans le même sens que ceux de Lugscheider et Partz (1983), c'est-à-dire que d'excellentes propriétés mécaniques ne peuvent être obtenues que pour des joints brasés de faible épaisseur, exempts de phases fragilisantes.



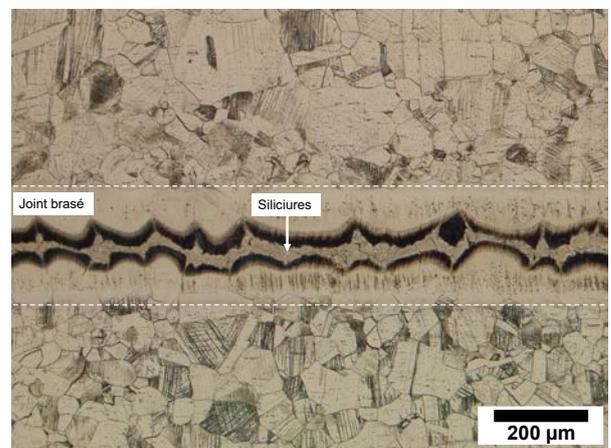
(a) Energies de rupture pour trois lots de quatre éprouvettes Charpy issues d'un assemblage ayant subi le protocole de brasage A



(b) Micrographie optique (après attaque chimique) d'un joint brasé d'une éprouvette ayant subi le protocole de brasage A



(c) Energies de rupture pour trois lots de quatre éprouvettes Charpy issues d'un assemblage ayant subi le protocole de brasage B



(d) Micrographie optique (après attaque chimique) d'un joint brasé d'une éprouvette ayant subi le protocole de brasage B

FIGURE 1.9 – Influence du cycle de brasage sur la résistance à la rupture fragile d'assemblages en acier 316L brasés avec BNi-5 (Mouelle, 2016).

1.2.4 Inconel 625 (ERNiCrMo-3)

L'Inconel 625 est une marque déposée par *Inco Alloys International*, également dénommé ERNiCrMo-3 selon l'*American Welding Society* (AWS). Ce superalliage est constitué d'une matrice austénitique γ -Ni, durcie par solution solide grâce à la forte présence d'éléments tels que le Cr, Mo, Fe, Nb (Tableau 1.3). Il combine une résistance mécanique modérée pour un superalliage de nickel, une bonne résistance à la corrosion à haute température, ainsi qu'au fluage et à la fatigue (Ganesh et al., 2010; Xu et al., 2013a). Le comportement mécanique sous chargement isotherme à haute température a également été étudié par Guo et al. (2011) et de Oliveira et al. (2019). La faible teneur de Al et Ti permet de limiter la formation de phases secondaires γ' Ni₃(Al,Ti), garantissant ainsi une excellente soudabilité en tant que métal d'apport (Cieslak et al., 1988; Floreen et al., 1991; DuPont et al., 2009; Mithilesh et al., 2014; Li et al., 2015). Cet alliage possède des températures de solidus et de liquidus égales à 1290 °C et 1350 °C, respectivement.

TABLEAU 1.3 – Composition chimique du superalliage de nickel Inconel 625 (Floreen et al., 1991).

Composition (m.%)	C	Ti	Al	Si	Mn	Nb	Fe	Mo	Cr	Ni
Minimum	0	0	0	0	0	3,15	0	8,0	20,0	eq.
Maximum	0,10	0,40	0,40	0,50	0,50	4,15	5,0	10,0	23,0	eq.

La composition chimique de la ZF de cet alliage utilisé en tant que métal d'apport, indique une forte ségrégation interdendritique d'éléments tels que le Nb, Mo, Ti et Si ($k < 1$) tandis que la concentration en Ni, Fe, Cr reste homogène entre le cœur des dendrites et les régions interdendritiques ($k > 1$) (Cieslak et al., 1988). Cette ségrégation dans le liquide pendant la solidification provoque la formation de phases secondaires telles que des carbures de niobium NbC, et phases de Laves (Ni, Cr, Fe)₂(Nb, Mo, Ti), dont la quantité est fortement influencée par la concentration en éléments d'alliage (DuPont, 1996; Kourdani et Derakhshandeh-Haghighi, 2018; Dokme et al., 2018).

1.3 État de l'art sur la fissuration à chaud dans les aciers inoxydables et superalliages de nickel à structure austénitique

D'après la description faite dans l'introduction générale, la rupture des joints brasés est liée à des phénomènes de fissuration à chaud, dont il convient de donner la définition. La fissuration à chaud est définie par la norme NF EN ISO 17641-1 comme étant : "*la décohésion du matériau apparaissant à haute température le long des joints de grains (joints de dendrites) lorsque le niveau de déformation et la vitesse de déformation dépassent un certain niveau. Les fissures à chaud sont formées au cours de la solidification à partir de la phase liquide du métal fondu. Elles se développent habituellement jusqu'à la surface du métal fondu mais peuvent parfois rester non débouchantes*" (AFNOR, 2005).

Bien que les phénomènes métallurgiques de la fissuration à chaud demeurent complexes, de manière générale, celle-ci apparaît quand la ductilité est insuffisante pour supporter la déformation imposée. Le manque de ductilité peut résulter de la présence d'un film liquide à plus bas point de fusion que le MB, le long des joints de grains, et/ou également d'impuretés telles que le S, B, P, Si. Cet effet peut être également dû à des caractéristiques microstructurales, telles que la morphologie ou l'orientation des grains, ou encore, de la présence de phases fragilisantes (DuPont et al., 2009).

D'après Farrar (2005), la fissuration à chaud ne concerne pas un alliage en particulier, et apparaît aussi bien dans les aciers inoxydables, dans les superalliages de nickel, ou encore les alliages d'aluminium et de cuivre (Radhakrishnan, 2000; Cheng et al., 2005; Durocher et al., 2007; Niel et al., 2010; Fink et al., 2012; Kocurek et Adamiec, 2016). Néanmoins, il est reconnu que les alliages dont la structure est entièrement austénitique sont plus susceptibles à la fissuration à chaud, qui est fortement influencée par la présence des éléments en faible quantité cités ci-dessus

(Åström et al., 1976; Ye et al., 2015; Li et al., 2016).

D'un point de vue sémantique, il convient de préciser que la fissuration à chaud s'oppose à la fissuration à froid. Dans le cas spécifique du soudage par fusion, la première apparaît pendant le soudage, au début du refroidissement, ou peu de temps après celui-ci. La deuxième peut apparaître plusieurs heures, voire plusieurs jours après le refroidissement. Bien qu'il n'existe pas de consensus précis quant à la température et les durées impliquées pour départager ces deux phénomènes, la fissuration à froid a été associée à la présence d'hydrogène, aux mécanismes de fissuration assistés par l'hydrogène et concerne les alliages dont la ZF possède une faible ductilité (Böllinghaus et Herold, 2005). Ainsi, la fissuration à froid apparaît dans la ZF pour les aciers faiblement alliés et les aciers martensitiques (Savage et al., 1976; Lee et al., 2015). Par conséquent, dans le cadre de ce travail, seuls les mécanismes de fissuration à chaud seront décrits à travers une étude bibliographique.

Dans cette section, un état de l'art de deux catégories de fissuration à chaud définies par (Hemsworth, 1970) sont présentées dans le cas spécifique du soudage par fusion, pour les aciers inoxydables austénitiques et superalliages de nickel. Ces deux catégories sont, la fissuration par liquation (*liquation cracking*) et la fissuration par perte de ductilité à chaud (*Ductility Dip cracking*, ou DDC).

1.3.1 La fissuration par liquation

La fissuration par liquation est caractérisée par des fissures intergranulaires se formant dans la ZAT⁷, pendant le refroidissement subséquent à l'exécution d'une ou plusieurs passes. Les fissures résultent de la formation d'un film liquide intergranulaire (Figure 1.10), abaissant localement la ductilité du matériau lorsque les déformations en traction liés au retrait du cordon se développent. Ces fissures s'étendent sur quelques grains en diamètre (micro-fissures) et peuvent se propager

7. Il est important de noter que dans le cas du soudage multipasse, le cordon initial sous-jaçant constitue la nouvelle ZAT de la passe suivante.

dans la ZF, mais ne sont généralement pas débouchantes. La surface de la fissure met en évidence la présence d'un film liquide résiduel à la surface des grains, ou également des particules partiellement fondues (Lippold, 2015). Il existe deux mécanismes pilotant la fissuration par liquation, à savoir, la liquation constitutionnelle et la liquation par ségrégation.

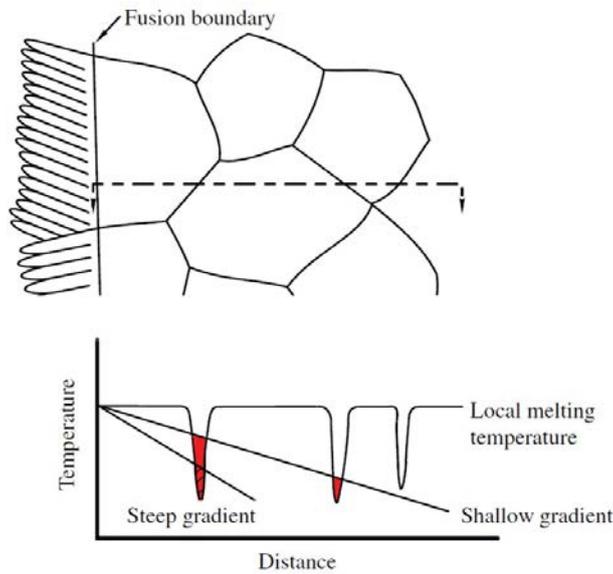


FIGURE 1.10 – Schéma de la fusion locale le long des joints de grains dans la ZAT pour deux gradients de température différents (Lippold, 2015).

Mécanisme de liquation constitutionnelle

La fissuration par liquation constitutionnelle résulte de la formation d'un film liquide, due à la fusion partielle de précipités situés aux joints de grains. Étant donné que les précipités possèdent généralement une température de liquidus supérieure à la matrice environnante, ces derniers ne sont pas remis en solution, mais subissent uniquement une dissolution partielle à l'interface. L'apparition d'un film liquide n'apparaît que dans le cas où, la température du liquidus de la région à l'interface est inférieure à la température du liquidus de la matrice environnante (Pepe et Savage, 1967, 1970; Lippold, 2015).

Des études précédentes sur les superalliages de nickel durcis par précipitation ont mis en évidence la présence de films liquides issus de la liquation constitutionnelle des précipités intermé-

talliques ordonnés γ' -Ni₃(Al,Ti), qui constituent une des phases durcissantes de ces superalliages. Ce phénomène a largement été observé pour l’Inconel 718 (Knorovsky et al., 1989; Radhakrishna et Prasad Rao, 1997; Ye et al., 2015; Chen et al., 2016) et l’Inconel 738/738LC (Ojo et al., 2004b, 2006; Ojo et Chaturvedi, 2007; Chen et al., 2018; Doghri, 2019). De plus, certaines phases apparaissant pendant la solidification de ces alliages sont également responsables de la fissuration liquation constitutionnelle, telles que des carbures de niobium et de titane (NbC, TiC) (Thompson et al., 1991), des borures (M₃B₂) (Ojo et al., 2004a), ou encore des phases de Laves (Ni, Cr, Fe)₂(Nb, Mo, Ti) (Knorovsky et al., 1989; Radhakrishna et Prasad Rao, 1997; Ye et al., 2015; Chen et al., 2016). Au même titre que les superalliages de nickel, les aciers inoxydables austénitiques comme le 321 ou 347 stabilisés au Ti et Nb sont sujets à la fissuration par liquation constitutionnelle, due à la présence de TiC et NbC (Robinson et Scott, 1980; Lippold et al., 1992). Par conséquent, les alliages durcis par solution solide comme l’acier 316L, ne sont pas sensibles à la fissuration par liquation constitutionnelle. Néanmoins, il existe un autre mécanisme de fissuration par liquation, qui est piloté par la diffusion.

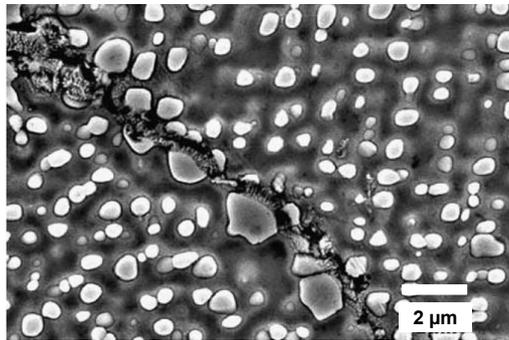


FIGURE 1.11 – Micrographies d’une fissure induite par la liquation constitutionnelle de la phase γ' de l’Inconel 738 (Ojo et al., 2004a).

Mécanisme de liquation par diffusion

La liquation par diffusion est caractérisée par la micro-ségrégation d’éléments d’alliage (principalement S, P, Si, Mo, B, Nb, Ti) aux joints de grains dans la ZAT, favorisant la formation de phases à bas point de fusion. Ainsi, lors du soudage, ces phases forment un film liquide continue intergranulaire ou interdendritique favorisant la fissuration lors du refroidissement (Figures

1.12). Les différents mécanismes de ségrégation aux joints de grains sont résumés par (Lippold, 2015). Les éléments Mo, Nb et Ti sont généralement présents sous forme de soluté pour garantir les propriétés chimiques, mécaniques et de résistance à la corrosion de la matrice, tandis que les éléments S, P, Si et le B sont principalement des impuretés. La liquation par ségrégation a été observée aussi bien dans les superalliages de nickel due à la ségrégation de niobium à l'interface solide/liquide, que dans les aciers inoxydables austénitiques avec la ségrégation de S et de P ou encore de B (Böllinghaus et Herold, 2005; Yan et al., 2017; Tran Van, 2018).

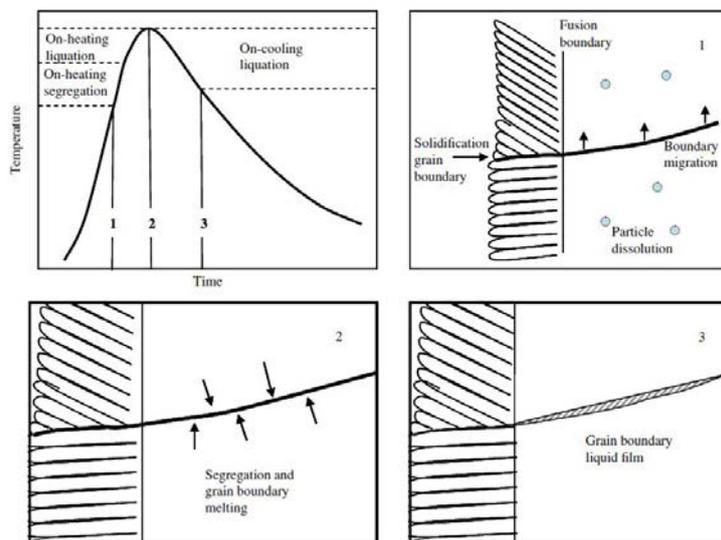


FIGURE 1.12 – Formation d'un film liquide aux joints de grains par un mécanisme diffusionnel (Lippold, 2015).

Généralement la liquation constitutionnelle est plus nuisible que la liquation diffusionnelle, car la quantité de liquide obtenue pour le premier mécanisme est plus importante que pour le second (DuPont et al., 2009). Par conséquent, la susceptibilité de fissuration par liquation est plus faible pour les alliages durcis par solution solide que les alliages durcis par précipitation.

1.3.2 La fissuration par perte de ductilité à chaud

La fissuration par perte de ductilité à chaud est caractérisée par des micro-fissures intergranulaires dans la ZAT⁸, mais qui apparaissent à l'état solide lors des opérations de soudage (Kerrouault, 2000). Selon des études réalisées par Collins et al. (2003) et Nishimoto et al. (2006a), les faciès de rupture n'indiquaient pas de trace de passage à l'état liquide. Dans ce cas, la perte de ductilité fait référence à la réduction brutale de ductilité entre $0,8 T_s$ et $0,5 T_s$ (Figure 1.13). Cependant, plusieurs auteurs s'accordent à dire que les mécanismes de fissuration par perte de ductilité à chaud sont à ce jour encore peu compris (Young et al., 2008; Lippold, 2015).

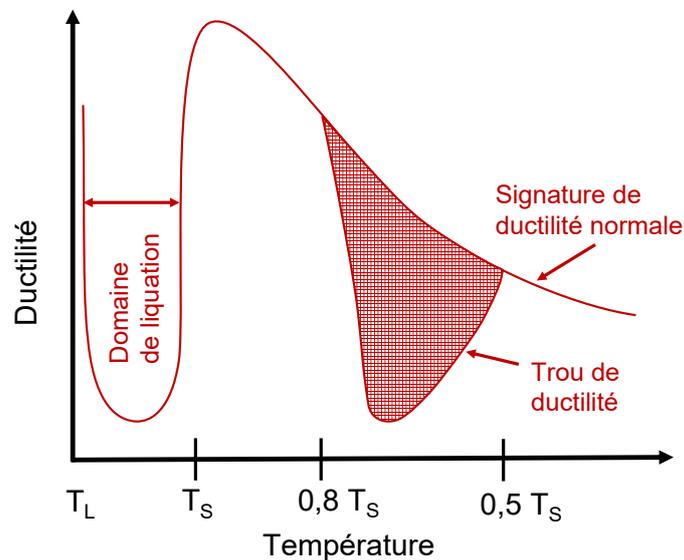


FIGURE 1.13 – Évolution de la ductilité en fonction de la température (inspirée de Lippold (2015)).

Certains auteurs affirment que la fissuration par perte de ductilité à chaud est attribuée au glissement aux joints de grains, ou de l'anglicisme : *grain boundary sliding* (GBS) (Collins et Lippold, 2003; Collins et al., 2003, 2004; Torres et al., 2010), qui constitue un mécanisme reporté comme étant comparable au fluage et pour lequel une déformation viscoplastique avec diffusion a lieu (Yoo et Trinkaus, 1983; Chen et al., 2013; Pelleg, 2017). Quand les matériaux métalliques polycristallins sont soumis à des déformations plastiques à des températures intermédiaires, les

8. Au même titre que la fissuration par liquation, le cas du soudage multipasse implique que le cordon initial sous-jacent constitue la nouvelle ZAT de la passe suivante.

grains subissent une déformation intragranulaire, qui s'accompagne également d'un glissement relatif des grains adjacents (Figure 1.14) (Langdon, 2006). La précipitation intergranulaire de carbures (NbC , M_{23}C_6) ou de phases secondaires issues des transformations eutectiques, bloquent la migration des joints de grains, leur donnant ainsi une forme tortueuse. Cette morphologie permet d'inhiber le glissement aux joints de grains par un effet d'épinglement, limitant la formation de fissures subséquentes (Collins et Lippold, 2003; Collins et al., 2004; Nissley et Lippold, 2009; Torres et al., 2010).

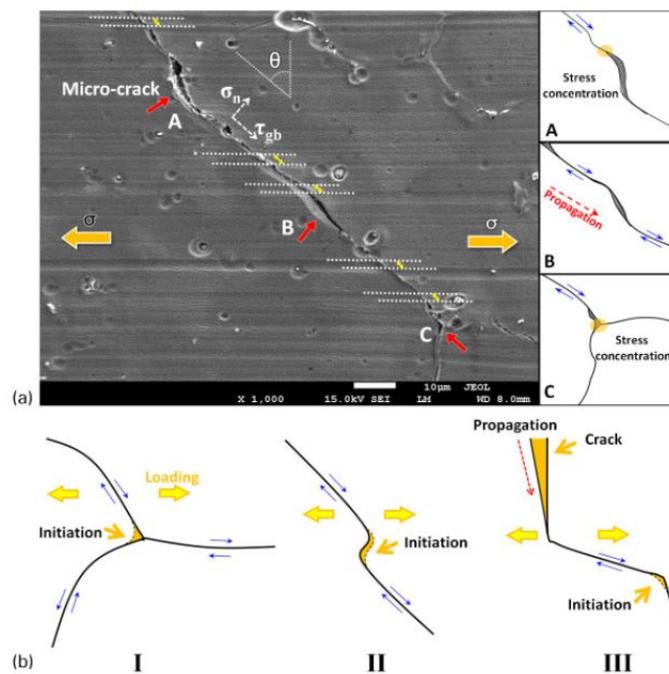


FIGURE 1.14 – Mécanisme de perte de ductilité à chaud induit par le glissement aux joints de grains (Chen et al., 2014a).

Cette analyse a été controversée par Ramirez et Lippold (2004); Ramirez et al. (2006), qui ont précisé que la nature, la taille et la distribution des précipités influençaient fortement le glissement aux joints de grains. À l'inverse Lee et al. (2010); Wei et al. (2016) ont indiqué que la précipitation intergranulaire de NbC ou M_{23}C_6 aux joints de grains favorisait l'apparition de cavités, qui après coalescence, génèrent l'apparition de fissures. De même que, selon Chen et al. (2013); Wei et al. (2016), les joints de grains présentant une désorientation de 45 degrés sont plus

favorables à la fissuration. De manière générale, lors du soudage, le trou de ductilité est limité à basse température du fait que les joints de grains ne glissent pas (Pelleg, 2017). D'autre part, à haute température, la formation de fissures est partiellement inhibée par la recristallisation dynamique, qui élimine les déformations accumulées le long des joints de grains (Figure 1.15) (Ramirez et Lippold, 2004; Collins et al., 2004; Li et al., 2019)

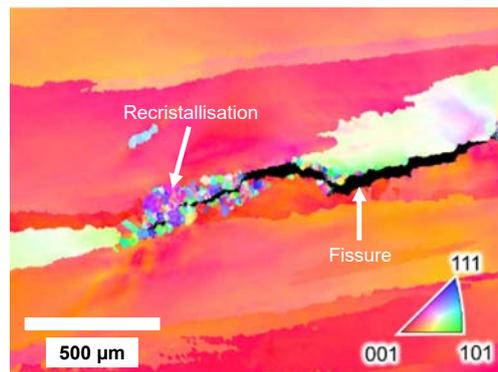


FIGURE 1.15 – Carte d'orientation EBSD : recristallisation induite par déformation à haute température lors d'une propagation de fissure par perte de ductilité à chaud (Li et al., 2019).

D'autres auteurs ont montré que dans les superalliages de nickel FM-52 et Fe-2.65Si-0.028P, la fissuration était due à la présence intergranulaire d'éléments tels que le B, S, P et Si, provoquant la fragilisation dans le domaine de température de perte de ductilité à chaud (Janovec et al., 2006; Xu et al., 2013b; Mo et al., 2015). Le mécanisme a été désigné comme étant de la fragilisation aux températures intermédiaires, issue de l'anglicisme : *Intermediate temperature embrittlement* (ITE) (Zheng et al., 2012). Dans ce domaine de température, la résistance aux joints de grains est plus faible que la résistance intrinsèque des grains, ce qui augmente significativement la susceptibilité à la fissuration intergranulaire (Nishimoto et al., 2006b; Xu et al., 2014). Des modèles numériques ont par ailleurs été développés pour évaluer la fragilisation des joints de grains induite par la présence intergranulaire de S et P (Kai et al., 2009; Saida et al., 2012). De manière générale, il est admis que la fragilité intergranulaire induit une transition ductile-fragile des joints de grains, dans une matrice qui conserve sa ductilité (Seah, 1980). Saindrenan et al. (2002) ont également

classifié les éléments atomiques fragilisants dans les aciers. Il est constaté que ces éléments sont fréquemment électronégatifs, tels que le Si, P et S.

Enfin, selon Qian et al. (2017), plutôt que d'invoquer le rôle d'impuretés, la fissuration dans le superalliage de nickel DZ125L (Ni-10Co-9Cr-7W-5Al-4Ta-3,5Ti-2Mo) est provoquée par un mécanisme basé sur l'interaction entre les joints de grains et les dislocations. Le gradient thermique imposé par le soudage génère des contraintes qui activent le mouvement des dislocations dans leur système de glissement. Celles-ci s'empilent (*pile-up*) aux joints de grains, ayant pour conséquence d'augmenter le champ de déformation localement. Lorsque la ductilité inhérente du matériau est dépassée, des cavités apparaissent puis coalescent, favorisant ainsi l'apparition de fissures (Lim, 1987, 1989). Cependant, la plasticité des matériaux métalliques polycristallins est gouvernée par le mécanisme d'empilement des dislocations aux joints de grains, sans que cela implique nécessairement de la fissuration intergranulaire. Par conséquent, il peut être supposé que ce mécanisme ne suffit pas à amorcer la fissuration.

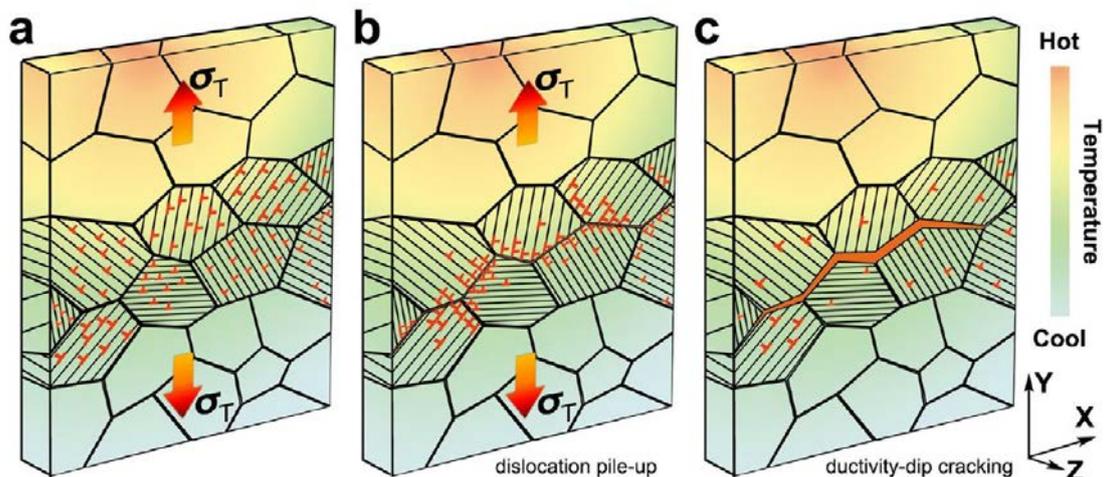


FIGURE 1.16 – Schéma de la fissuration par perte de ductilité à chaud induite par empilement des dislocations aux joints de grains (Qian et al., 2017).

1.4 État de l'art sur la modélisation et simulation numérique du soudage TIG

1.4.1 Modélisation multi-physiques

Les phénomènes physiques impliqués dans le soudage TIG, ont à ce jour fait l'objet de nombreuses études quant à leur représentation dans la simulation numérique du soudage, toujours accompagnés du dilemme opposant la complexité de la modélisation et la réalité physique. La complexité de la modélisation réside dans la mise en équation des phénomènes physiques et la prise en compte d'un nombre important de paramètres influençant la qualité du soudage. La complexité réside également dans le besoin de données expérimentales et de plans d'expériences pour la validation du modèle, ainsi que de la ressource en calcul permettant d'obtenir une solution acceptable en un temps raisonnable. D'un autre côté, la simulation numérique doit rendre compte de la réalité physique du soudage TIG, afin de comprendre, prédire, ou améliorer un procédé. La simulation du procédé de soudage TIG nécessite en toute rigueur la modélisation des interactions complexes entre l'arc électrique et le bain fondu, ainsi que les phénomènes hydrauliques, électromagnétiques, thermiques, métallurgiques et mécaniques. Prendre en compte un nombre important de phénomènes physiques, augmente inévitablement le nombre d'équations pour la résolution du problème, le nombre d'essais expérimentaux coûteux, ainsi que le temps de calcul. De ce fait, le modélisateur est contraint de définir ses objectifs finaux et ses attentes vis-à-vis du modèle, afin de déterminer en amont, quelles simplifications peuvent être appliquées sans compromettre le degré de précision de celui-ci. Ce dilemme impose au modélisateur de se demander s'il est préférable de résoudre un problème simple avec précision, ou alors, de résoudre approximativement un problème complexe. Selon Bergheau et Fortunier (2004), le modèle le plus pertinent serait le modèle le plus simple qui permet de répondre à l'objectif fixé.

Afin de prédire au mieux le champ thermique et la forme du cordon de soudure lors des procédés de soudage à l'arc, plusieurs études ont été menées sur la modélisation de l'écoulement dans

le bain fondu (Ruschak, 1980; Ohji et al., 1992; Leblond et al., 2013; Saadlaoui et al., 2018). D'autres auteurs ont également pris en compte l'influence du champ électromagnétique généré par l'arc sur le bain fondu (Kanouff et Greif, 1992; Choo et al., 1992a; Ko et al., 2000; Nguyen, 2015), ou ont étudié le plasma de l'arc en lui-même (McKelliget et Szekely, 1986; Choo et al., 1992b; Lu et al., 2009). Enfin, d'autres travaux ont été menés sur la modélisation de l'interaction mutuelle qui existe entre l'arc et le bain fondu (Tanaka et al., 2002; Tashiro et al., 2007; Murphy et al., 2009; Brochard, 2009; Traidia et Roger, 2011).

Afin de prédire la morphologie et l'orientation des grains dans la zone fondue, des modèles rendant compte des interactions entre le champ thermique dans le bain fondu et la microstructure résultante, ont été proposés dans le cadre du soudage TIG multipasse (Rappaz et Gandin, 1993; Gandin et Rappaz, 1994; Ben Hamouda, 2012; Chen, 2014; Bordreuil et Niel, 2014; Billotte, 2017).

1.4.2 Modélisation thermomécanique découplée avec sources thermiques équivalentes

La simulation du comportement thermomécanique des matériaux métalliques joue un rôle essentiel pour la compréhension et la prédiction des contraintes et déformations de composants et de structures soudées. (Lindgren et al., 1999; Lindgren, 2001a; Goldak et Akhlaghi, 2005; Lindgren, 2007; Leggatt, 2008). Il convient alors de modéliser les phénomènes thermiques et mécaniques uniquement, dans l'hypothèse où, en l'absence de transformation microstructurale à l'état solide (transformations allotropiques, grossissement de grains), les phénomènes métallurgiques ne sont pas représentés (Leblond et al., 1989; Leblond et Devaux, 1984; Lindgren, 2001b; Vincent, 2002; Inoue, 2011; Mi et al., 2016; Cheon et Na, 2017).

De même que les effets de convection dans le bain fondu et les phénomènes physiques pilotant l'écoulement dans celui-ci, sont rarement modélisés. En effet, le bain fondu peut être défini comme étant un solide déformable auquel on attribue des propriétés mécaniques faibles à haute

température (Bru et al., 1996). Ainsi, le bain fondu peut être représenté sans apport de matière, une approche souvent utilisée dans le cas du soudage mono-passe. Dans le cas du soudage multipasse, l'ajout de matière est nécessaire et peut être modélisé de deux façons différentes, à savoir, la méthode des éléments silencieux (*quiet element method*) et la méthode des éléments inactifs (*inactive element method*). Dans la première méthode, tous les éléments qui constituent les différents cordons sont déjà introduits dans le modèle. Ces derniers sont activés au passage de la source thermique. Les cordons encore non déposés possèdent des propriétés qui n'affectent pas le reste du modèle, en leur attribuant une faible rigidité et conductivité thermique.

Dans la deuxième méthode, les éléments qui constituent la matière non déposée ne sont pas inclus dans le modèle, et les matrices de rigidité ont besoin d'être recalculées après chaque activation d'éléments en multipliant ses composantes par un facteur d'atténuation (Lindgren et al., 1999; Lindgren et Hedblom, 2001). Le principe et l'efficacité des deux méthodes ont également été abordés par Fang et al. (2011), ainsi que Michaleris (2014). Selon (Fang et al., 2011), la méthode des éléments inactifs donnent de meilleurs résultats vis-à-vis du temps de calcul et de la convergence, par rapport à la méthode des éléments silencieux.

Dans cette section, il s'agit de décrire en s'appuyant sur des travaux développés en amont, la résolution d'un problème thermomécanique découplé dans le cadre du soudage TIG, via la méthode des éléments finis. Le problème thermique est résolu dans un premier temps. Le champ de température calculé depuis l'analyse thermique est ensuite utilisé comme donnée d'entrée pour le calcul mécanique. Il convient alors de résoudre un problème de conduction non linéaire dans le cordon de soudure et le métal de base, à travers l'équation de conservation de l'énergie (1.2), ou communément, équation de la chaleur.

$$\rho c_p \dot{T} = -\operatorname{div}_{\mathbf{x}}(\mathbf{q}) + \omega + \omega_\varepsilon. \quad (1.2)$$

Dans l'équation ci-dessus, c_p dénote la capacité calorifique à pression constante. \mathbf{q} est le flux de chaleur, classiquement défini pour un matériau isotrope par :

$$\mathbf{q} = -k \mathbf{grad}_x(T), \quad (1.3)$$

où k est la conductivité. ω représente une éventuelle source de chaleur volumique. La grandeur ω_ε représente la chaleur interne produite par le travail mécanique, et sera explicitée dans le chapitre 3, ainsi que la justification du découplage thermomécanique.

L'équation de la chaleur s'accompagne de conditions initiales à la surface du domaine généralement imposées en température, ainsi que de conditions aux limites généralement imposées en flux, permettant de prendre en compte les échanges avec l'extérieur. Ces conditions aux limites respectent le bilan énergétique à travers la surface du domaine, qui s'exprime comme étant la différence du flux entrant ϕ_{in} et des flux sortants ϕ_{conv} et ϕ_{ray} , selon l'équation (1.4). Dans l'équation précédente, ϕ_{surf} est le flux à travers la surface du domaine, fonction de la densité de flux \mathbf{q} , et du vecteur \mathbf{n} sortant, normal à la surface. Le premier terme Φ_{in} représente le flux de chaleur appliqué à la surface. Le deuxième terme Φ_{conv} correspond aux pertes par convection, et s'exprime à partir des variables h , T et T_∞ , dénotant respectivement, le coefficient d'échange convectif avec l'extérieur, la température de la paroi et la température extérieure. Enfin, le troisième terme Φ_{ray} , correspond aux pertes par radiation, et dont la variable ϵ (-) et la constante σ ($5,7 \times 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$) dénotent respectivement, le coefficient d'émissivité et la constante de Stefan Boltzmann.

L'apport de chaleur provenant du soudage peut être apporté par une source interne ω dans l'équation de la chaleur (1.2), ou par une densité surfacique de flux de chaleur q , introduite comme une condition aux limites dans l'équation (1.4), ou encore, via une condition aux limites en température prescrite. Les trois approches citées précédemment permettent de représenter une source thermique équivalente, fonction de l'espace et du temps, et sont définies dans les sections

suivantes. Les deux premières correspondent respectivement, à une densité de flux de chaleur volumique et surfacique. La troisième approche dénote une approche en température imposée, également appelée température prescrite.

$$\Phi_{surf} = \mathbf{q} \cdot \mathbf{n} = \underbrace{q}_{\Phi_{in}} - \underbrace{h(T - T_{\infty})}_{\Phi_{conv}} - \underbrace{\epsilon\sigma(T^4 - T_{\infty}^4)}_{\Phi_{ray}}. \quad (1.4)$$

Le problème mécanique, consiste à résoudre les équations d'équilibre local en quasi-statique (inertie négligée) (équation (1.5)), en considérant des conditions aux limites en déplacement, imposées à la surface du domaine. L'équation précédente nécessite de décrire la relation entre déplacements et déformations dans l'hypothèse des petites déformations, selon l'équation (1.6), et la relation entre contraintes et déformations qui constitue la loi de comportement, selon l'équation (1.7). De même qu'il convient d'exprimer le postulat énergétique selon l'équation (1.8), où \dot{W}_{ε} exprime la puissance de déformation volumique, qui permet par la suite de décrire le modèle mécanique dans un cadre thermodynamique, présenté dans le chapitre 3.

$$\operatorname{div}_x(\boldsymbol{\sigma}) + \mathbf{f}_v = \mathbf{0}. \quad (1.5)$$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2} \left(\mathbf{grad}_x(\mathbf{u}) + \mathbf{grad}_x^T(\mathbf{u}) \right). \quad (1.6)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbb{C} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_p - \boldsymbol{\varepsilon}_{th}). \quad (1.7)$$

$$\dot{W}_{\varepsilon} = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}. \quad (1.8)$$

Un organigramme simplifié correspondant à la résolution d'un problème thermomécanique découpé est présenté Figure 1.17

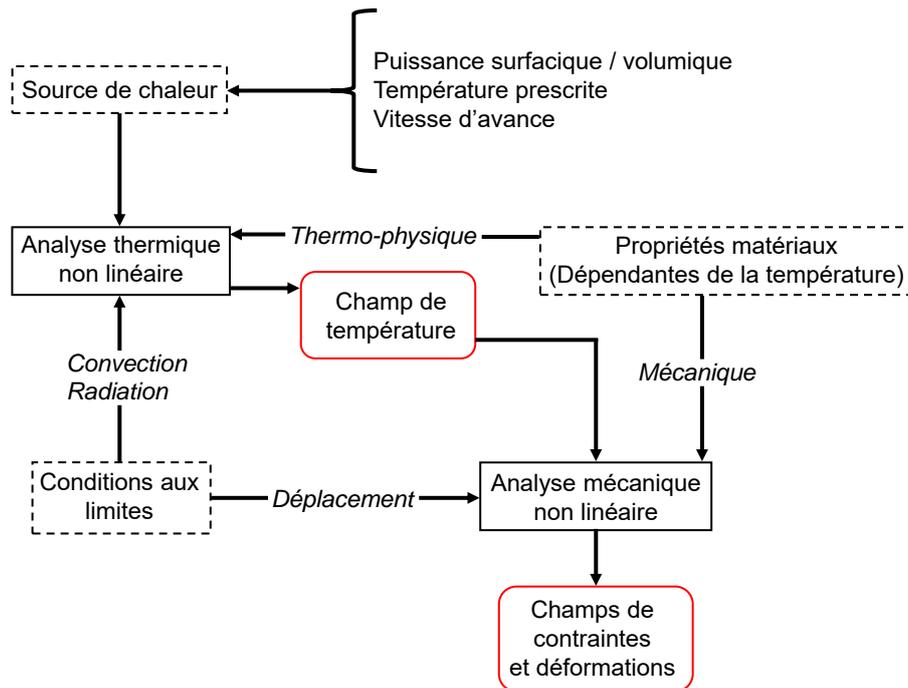


FIGURE 1.17 – Organigramme d’une analyse thermomécanique découplée (inspiré de del Coz Díaz et al. (2010))

Modélisation de la source thermique équivalente par une densité de flux de chaleur

La source de chaleur mobile peut être représentée par une distribution spatiale du flux de chaleur, qualifiée de densité de flux, pouvant être à la fois surfacique ou volumique (respectivement puissance surfacique et volumique).

En définissant la tâche calorifique comme étant la surface sur laquelle s’applique la densité de flux surfacique générée par l’arc, Pavelic et al. (1969) ont introduit une densité de flux à distribution gaussienne (équation 1.9). Dans l’équation précédente, les constantes q_0 , C et r désignent respectivement l’intensité de la densité de flux maximum au centre de la tâche calorifique, un paramètre géométrique lié à la distribution de la tâche calorifique, et son rayon. Le terme Q représente la puissance absorbée préalablement définie dans l’équation (1.10). Par conséquent, imposer un chargement thermique piloté en densité de flux, permet d’introduire directement comme paramètres d’entrée, la tension U , l’intensité I et le coefficient de rendement η , estimés à partir de données expérimentales.

Dans la fonction de distribution gaussienne, l'intensité décroît rapidement vers l'extérieur, jusqu'à être quasi-nulle sur les bords (Figure 1.18). D'autres fonctions peuvent également être appliquées pour représenter la densité de flux, suivant le procédé employé, les conditions de soudage, ainsi que les simplifications géométriques apportées. Par exemple, une densité de flux uniforme peut être employée (Kerrouault, 2000; Depradeux, 2004).

$$q(x, y) = q_0 \exp\left(\frac{-r^2}{2C^2}\right) \quad \text{où} \quad q_0 = \frac{Q}{2\pi C^2} \quad (1.9)$$

$$Q = \eta UI \quad (1.10)$$

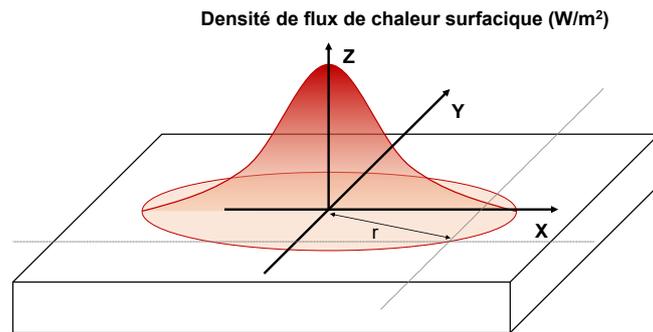


FIGURE 1.18 – Source de chaleur surfacique gaussienne

Des études s'accordent sur le fait que la densité de flux surfacique ne représente pas correctement les transferts thermiques dans la zone de fusion. Eagar et Tsai (1983) indiquent que l'aire et la largeur du bain fondu sont bien représentées, mais la profondeur est sous-estimée par rapport aux résultats expérimentaux. De même que, Teixeira et al. (2014) mentionnent que l'adéquation entre les résultats expérimentaux et numériques n'est obtenue que dans le cas d'une faible pénétration du bain fondu lors du soudage TIG. Dès lors, il conviendrait de l'utiliser préférentiellement pour représenter les traitements thermiques locaux avec une source mobile, n'impliquant pas la

fusion du matériau (Goldak et al., 1984). À l'inverse, Taylor et al. (2009) ont montré que l'utilisation d'une densité de flux surfacique à distribution gaussienne permettait d'obtenir une faible erreur relative entre les températures mesurées expérimentalement et les résultats numériques.

Afin de mieux retranscrire la géométrie du bain de fusion pour une large gamme de pénétration, Goldak et al. (1984) ont introduit une densité de flux volumique composée de deux demies ellipsoïdes, également appelée *double ellipsoïde de Goldak* (Figure 1.19). La fonction de distribution volumique est exprimée à travers les équations (1.11) et (1.12), dans lesquelles q_1 et q_2 indiquent la distribution spatiales du flux, avec a_f , a_r , b , et c des constantes géométriques liées à la forme du bain fondu. Les constantes f_f et f_r indiquent respectivement la répartition de la puissance volumique répartie à l'avant et à l'arrière de la source, respectant l'équation (1.13). Contrairement à la densité de flux surfacique, la puissance volumique est prise en compte dans le terme source ω de l'équation de la chaleur (1.2).

Les paramètres géométriques nécessitent idéalement d'être recalés à partir des macrographies de cordon de soudure dont l'isotherme de fusion marque la frontière entre la zone fondue et le métal de base, ou alors, par des mesures de température. Pour y parvenir, des méthodes d'optimisation numérique ont été développées (Fu et al., 2015; Gu et al., 2019). Au même titre que la densité de flux surfacique, la puissance volumique peut être représentée sous d'autres formes géométriques à des fins simplificatrices (Goldak et al., 1984).

$$q_f(x, y, z) = q_1 \exp\left(-\frac{3x^2}{a_f^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right) \quad \text{où} \quad q_1 = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{a_f b c \pi \sqrt{\pi}} \quad (1.11)$$

$$q_r(x, y, z) = q_2 \exp\left(-\frac{3x^2}{a_r^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3z^2}{c^2}\right) \quad \text{où} \quad q_2 = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{a_r b c \pi \sqrt{\pi}} \quad (1.12)$$

$$f_f + f_r = 2 \quad (1.13)$$

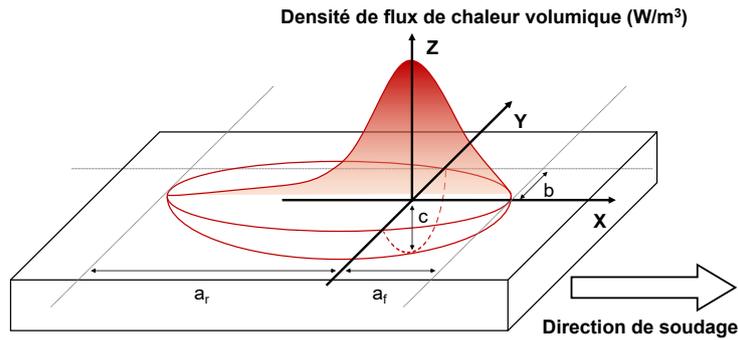


FIGURE 1.19 – Source de chaleur volumique double ellipsoïde de Goldak

Puisque le champ de température induit dépend de la puissance volumique ou surfacique réellement absorbée, il convient de connaître au préalable le rendement de l'arc η dans l'équation (1.10). Or, celui-ci est généralement évalué dans une plage de valeur allant de 0,36 à 0,9 selon les études et les méthodes de mesure utilisées, et supposé constant (Stenbacka, 2013). Cette incertitude implique inévitablement des écarts de températures entre les résultats expérimentaux et numériques. A partir d'une méthode directe basée sur des mesures calorimétriques, Giedt et al. (1989) ont reporté un rendement moyen de 80 % lors d'une passe sur des plaques en acier inoxydable 304L, en faisant varier le courant et la tension. Dutta et al. (1994) ont reporté que les différences de rendement allant de 0,62 et 0,85, étaient dues aux variations du courant de l'arc, de la tension, de la vitesse d'avance et des fluctuations inhérentes liées au procédé. Pour palier les variations temporelles du rendement de l'arc, Magalhães et al. (2018) ont proposé une méthode inverse pour en estimer la valeur en fonction du temps pendant le soudage TIG. Des variations de rendement de l'arc de plus de 10 % ont été obtenues au cours de l'essai de soudage numérique.

Au regard des nombreuses études sur ce coefficient de rendement, et des nombreux paramètres liés, tel que l'intensité, la tension, la vitesse d'avance, les matériaux mis en œuvre, les phénomènes de dilution, l'erreur de mesure expérimentale ect., il n'existe pas de méthode rigoureusement établie quant à sa détermination pour le procédé de soudage TIG. Le modélisateur est contraint de déterminer raisonnablement le coefficient de rendement en s'appuyant sur des études antérieures

similaires à son problème.

Dans une moindre mesure, des améliorations ont également été apportées sur la distribution du flux pour le soudage TIG, notamment pour prendre en compte la déviation de l'arc due aux interactions magnétiques (Hongyuan et al., 2005) et des mouvements de balayage (Clain et al., 2017), ou encore l'angle de l'électrode par rapport à la surface soudée (Ghosh et al., 2017). De même que, la fonction de répartition de la double ellipsoïde de Goldak a été adaptée pour les procédés à forte pénétration tels que le soudage laser ou par faisceau d'électrons (Flint et al., 2017).

Modélisation de la source thermique équivalente par une température prescrite

La source de chaleur mobile peut être représentée par une température imposée (Kien Nguyen et al., 2017). Un préchauffage est appliqué aux nœuds de l'interface entre le métal de base et le cordon de soudure, sur un intervalle de temps $\Delta t_{pré}$ (équation (1.14)), pendant lequel la température actuelle T_{act} augmente linéairement jusqu'à une température prescrite T_p , définie par l'utilisateur (Figure 1.20). Les termes f et Δt_{tot} dénotent respectivement un coefficient de montée en température, et l'intervalle de temps total à la fin duquel un volume élémentaire de cordon dV , de section dS et de longueur dl , selon l'équation (1.15), sera déposé dans la direction du soudage, comme le montre la Figure 1.21. Par soucis de simplification géométrique, les volumes élémentaires constituant le cordon de soudure de la figure précédente sont représentés par des parallélépipèdes rectangles. D'après l'équation (1.16), l'intervalle de temps total est piloté par la vitesse d'avance v_{torche} de la torche TIG, supposée connue expérimentalement, et de la longueur du cordon élémentaire considéré dl . Afin d'assurer un apport de chaleur suffisant à travers la surface, la température prescrite est maintenue durant un intervalle temps de maintien Δt_{hold} régi par l'équation (1.17). A la fin de l'intervalle de temps total, le volume élémentaire de cordon est activé à la température prescrite, distribuée uniformément à l'intérieur du volume. Le refroidissement s'effectue librement, régi par l'équation de la chaleur (1.2) et des conditions aux limites imposées à la surface du domaine, puis la procédure énoncée précédemment est répétée

aux nœuds adjacents à mesure de l'avancement de la torche.

$$\Delta t_{pré} = f \times \Delta t_{tot}, \quad \text{où } f \in]0; 1] \quad (1.14)$$

$$dV = dS \times dl \quad (1.15)$$

$$\Delta t_{tot} = \frac{dl}{v_{torche}} \quad (1.16)$$

$$\Delta t_{hold} = \Delta t_{tot} - \Delta t_{pré} \quad (1.17)$$

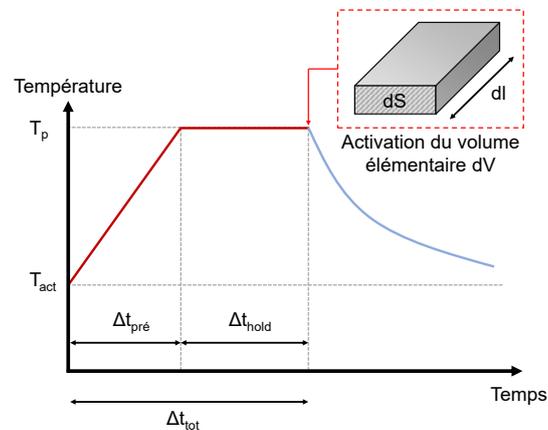


FIGURE 1.20 – Stratégie de l'apport de chaleur en température imposée

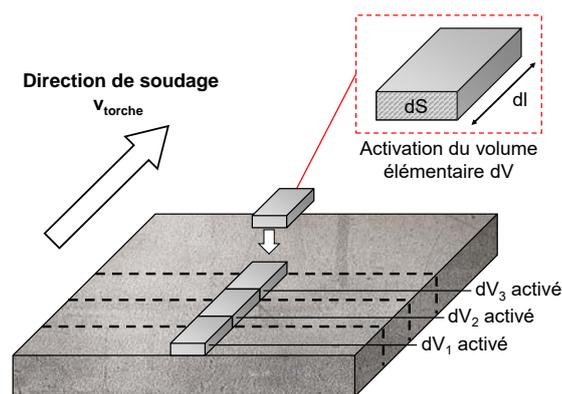


FIGURE 1.21 – Activation d'un volume élémentaire de cordon

L'approche en température imposée, ou prescrite, requiert de connaître la géométrie du cordon de soudure, dont la frontière avec le métal de base est indiquée par l'isotherme de fusion. Cette délimitation est accessible via l'observation par microscopie optique d'une coupe transverse du cordon (Figure 1.22). Cependant, dans un problème thermique en régime transitoire, cette approche ne permet pas de connaître explicitement la puissance absorbée à travers la surface, contrairement à une approche en densité de flux, pour laquelle la source de chaleur est directement fonction des paramètres opératoires du procédé, à savoir, la tension, l'intensité et la vitesse d'avance. Pour rendre compte de la puissance de soudage mis en œuvre expérimentalement, il convient de faire varier la température prescrite T_p , ainsi que l'intervalle de temps de préchauffage $\Delta t_{pré}$, à travers le coefficient de montée en température f . La puissance absorbée à travers la surface est alors recalée à posteriori afin de vérifier l'équation (1.10). Concernant la longueur de cordon élémentaire dl , la discrétisation doit être idéalement infinitésimale, afin que le dépôt de matière soit représentatif du procédé.

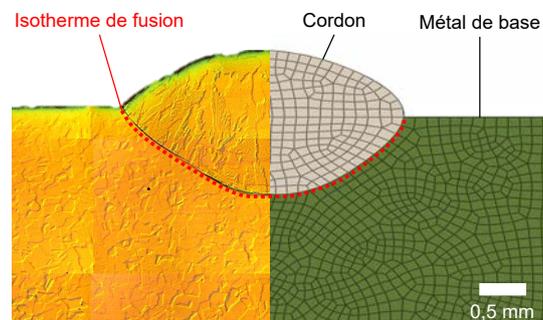


FIGURE 1.22 – Coupe transverse d'un cordon de soudure : Macrographie d'un cordon de soudure après une passe TIG à 90 A, 14V et vitesse de soudage de $74 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$, sur un métal de base en acier 316L et métal d'apport en Inconel 625 (à gauche), maillage éléments finis (ABAQUS) (à droite)

Néanmoins, l'approche en température prescrite possède deux avantages. Premièrement, la forme des cordons est à priori connue pour un jeu de paramètres de soudage donné. Deuxièmement, le cordon est activé uniformément dans le volume à la température prescrite, sans avoir à

calculer au préalable les échanges thermiques à l'intérieur de celui-ci.

Dans leurs travaux, Carmet et al. (1989) ont modélisé l'apport de chaleur en imposant une température prescrite arbitraire T_p de 1500°C, à la frontière du bain de fusion. Par la suite, Jones et Emery (1993) ont défini T_p égale à la température du liquidus du matériau soudé. Cependant, cette température thermodynamique est potentiellement biaisée, compte tenue de la dilution avec le métal d'apport dans le cas du soudage hétérogène, ainsi que de la solidification hors équilibre due aux cinétiques de refroidissement élevées.

C'est pourquoi, une étude de sensibilité avec une approche en température prescrite, menée par Kien Nguyen et al. (2017) sur un acier grade S355JR, dans laquelle, l'influence des paramètres T_p , $\Delta t_{pré}$ et dl sur la prédiction du champ de température au abords du cordon de soudure est évaluée. Les résultats numériques concordant le mieux avec les mesures expérimentales ont été déterminés pour une longueur de cordon élémentaire de 10 mm, une température prescrite de 1200°C ($0,8 T_f$), et un coefficient f de 0,1.

Par ailleurs, Seleš et al. (2018) ont démontré via deux exemples de simulation de soudage bout à bout et de soudure d'angle, que l'approche en température prescrite permettait de réduire le temps de calcul jusqu'à 77% pour l'analyse thermique, et jusqu'à 72% pour l'analyse thermomécanique complète par rapport à une approche en densité de flux. Bien que la raison ne soit pas explicitée, cette réduction est certainement due à la nécessité de recalculer l'isotherme de fusion par méthode inverse à chaque incrément de temps, comme dans le cas de l'approche en densité de flux (Depradeux, 2004).

En résumé, les approches en (densité de) flux possèdent l'avantage de s'exprimer directement à partir des paramètres du procédé de soudage, mais nécessitent de s'assurer que l'isotherme de fusion et la forme du cordon soient conformes à celles obtenues expérimentalement. De même que, les temps de calculs pour la résolution du problème thermique semblent a priori plus longs

par rapport à une approche en température prescrite. A l'inverse, cette dernière approche possède l'avantage de connaître la forme des cordons en amont. Cependant, le flux absorbé à travers la surface doit être cohérent avec les paramètres de soudage et recalé à posteriori. Par ailleurs, si l'énergie de soudage varie, la forme des cordons varient également, nécessitant idéalement de connaître leur forme pour plusieurs jeux de paramètres de soudage donnés. De plus, la distribution du flux de chaleur à la surface est moins représentative que l'approche en densité de flux, ce qui pourrait potentiellement avoir une influence sur le champ de température locale, et donc sur la réponse en déformations et contraintes. Plus généralement, un inconvénient direct de l'utilisation de sources thermiques équivalentes, réside dans la supposition de la valeur du coefficient de rendement de l'arc η .

1.4.3 Modélisation mécanique non linéaire : choix d'une loi de comportement

Dans cette section, des réflexions concernant le choix d'une relation non linéaire entre la déformation et la contrainte à travers une loi de comportement adaptée au soudage sont apportées. Une attention particulière est dédiée au choix de l'écouissage pour décrire l'écoulement plastique, ainsi qu'à la prise en compte des effets visqueux dus aux hautes températures engendrées par le procédé. La formulation des différents modèles (plasticité, viscoplasticité) dans un cadre thermodynamique, ainsi que leurs équations constitutives impliquant des variables internes, sont développées dans d'autres ouvrages (Besson et al., 2001; Depradeux, 2004; Chatzigeorgiou et al., 2018; Praud, 2018).

Des études précédentes ont démontré que le choix de la loi d'écouissage pour des modèles élastoplastiques avaient une influence importante sur la précision des résultats de contraintes résiduelles (Mullins et Gunnars, 2009; Muránsky et al., 2012a; Joosten et Gallegillo, 2012; Xu et al., 2012; Dai, 2012). En effet, un écouissage isotrope conduit généralement à un niveau de contraintes finales trop élevées par rapport aux mesures expérimentales, tandis que l'écouissage cinématique le sous-estime. Pour palier ces effets, l'utilisation d'un écouissage mixte permet de

capturer avec plus de précision les contraintes résiduelles après soudage (Muránsky et al., 2015).

De plus, la déformation plastique locale associée aux températures élevées dans le cas du soudage multipasse, implique un adoucissement, pour lequel, la limite d'élasticité du matériau peut potentiellement être restaurée à sa valeur initiale (Petkovic et al., 1979; Keavey et al., 2010; Yu et al., 2015; Chetra Mang et Hindili, 2017).

D'un point de vue métallurgique, cet adoucissement est dû à un mécanisme de restauration de l'érouissage, pour lequel, un métal déformé plastiquement peut restaurer ses propriétés mécaniques initiales. En effet, des processus thermiquement activés tels que la diffusion à l'état solide, le réarrangement et l'annihilation des dislocations, apparaissent quand les métaux sont chauffés à une certaine température (Suwas et Ray, 2014). Pendant cette étape de restauration, l'annihilation des dislocations précédemment introduites par la déformation plastique, engendre une réduction de l'énergie interne. Les propriétés du matériau déformé sont restaurées à travers cette diminution de densité de dislocations, abaissant macroscopiquement la limite d'élasticité de celui-ci. Si la déformation plastique et la restauration apparaissent indépendamment, alors il s'agit de *restauration statique*. Dans le cas contraire, si les deux mécanismes apparaissent simultanément, comme c'est le cas pendant le soudage, il s'agit de *restauration dynamique* (Humphreys, 2017). De plus, l'étape de recristallisation peut se déclencher après ou compétitivement avec l'étape de restauration (Stüwe et al., 2002), suivi par l'étape de grossissement de grain. Les mécanismes de recristallisation et de grossissement de grains ne sont pas considérés dans l'approche de modélisation employée dans cette étude et seront discutés dans la section 3.6. Par ailleurs, il est important de noter que le terme de *recuit* est une synecdoque qui apparaît dans différentes études pour décrire le mécanisme de restauration, alors qu'il est normalement défini comme terme général pour les traitements thermiques en métallurgie. Étant donné les points mentionnés précédemment, il semble avantageux de considérer le phénomène de restauration pour décrire l'adoucissement d'un matériau lors du soudage, à travers la diminution de son érouissage.

Différents auteurs ont étudié l'influence de la restauration sur un acier inoxydable 316LN AISI, afin de prédire les contraintes résiduelles à l'aide de modèles phénoménologiques élastoplastiques avec écrouissage mixte isotrope/cinématique (Muránsky et al., 2012b; Smith et al., 2009, 2012; Muránsky et al., 2015). Dans ces études, deux températures seuils T_1 et T_2 ($T_1 < T_2$) sont fixées. En dessous de la température T_1 , le matériau cesse de développer un écrouissage isotrope mais ne le perd pas. Au-dessus de T_2 , la déformation plastique cumulée est fixée à zéro, annulant ainsi l'écrouissage isotrope développé. Depradeux et Coquard (2018) ont utilisé le même concept, en considérant cette fois que la déformation plastique cumulée est multipliée par un facteur égal à $\frac{T_2-T}{T_2-T_1}$ quand $T_1 < T < T_2$. Malgré leur efficacité, ces approches manquent de sens physiques, puisque la restauration est un mécanisme dépendant du temps. En effet, le concept précédent considère uniquement la température atteinte spatialement, mais ne prend pas en compte le temps pendant lequel la température est maintenue (restauration instantanée). Il est important de souligner que ces mêmes auteurs, indiquent que prendre en compte la restauration a un impact important sur les résultats en déformation et contrainte, lorsqu'un écrouissage purement isotrope est considéré, tandis que l'impact est plus limité lors de l'utilisation d'un écrouissage purement cinématique.

Afin de surmonter cette limitation, des modèles élastoplastiques dépendants du temps (viscoélastoplastiques) établis dans un cadre thermodynamique, pour lesquels, des termes de restauration dépendants du temps (restauration visqueuse) ont été développés (Chaboche et Nouailhas, 1989; Razakanaivo et Waeckel, 1999; Besson et al., 2001; Chaboche, 2008). Bien que ces approches garantissent des résultats prédictifs, ils impliquent un jeu élevé de paramètres⁹, qui requiert d'être identifiés à travers des essais expérimentaux, tels que des essais de relaxation ou fluage (Gao, 2017; Morch et al., 2018; Doghri, 2019).

9. Le nombre de paramètres dépend principalement des fonctions d'écrouissage isotrope et/ou cinématique choisies, ainsi que de la loi d'évolution en viscoplasticité (Chaboche, Delobelle ect.). Par conséquent, pour une température donnée, le nombre de paramètres peut aller de 6 à plus de 10. Ainsi, il est difficile d'être exhaustif sur le nombre exact de paramètres à identifier, car les modèles sont adaptables d'une étude à une autre.

De plus, des modèles micromécaniques tels que le modèle de Kocks-Mecking-Estrin (KME) sont utilisés afin de prédire le comportement mécanique des matériaux métalliques pour une large gamme de température (Mecking et Kocks, 1981; Estrin et Mecking, 1984; Kocks et Mecking, 2003; Blaizot et al., 2016; Lin et al., 2018; Yuan et al., 2019). Cependant, ces modèles nécessitent de connaître la densité de dislocations initiales à partir de mesures au microscope électronique à transmission (MET), ainsi que de paramètres microstructuraux, dont les valeurs ne sont pas nécessairement référencées pour tous les matériaux. Dans une moindre mesure, il est également nécessaire d'effectuer des essais de chargement uniaxiaux à différentes températures et différentes vitesses de déformation, et d'identifier un jeu élevé de paramètres (Nes, 1997; Lindgren et al., 2008, 2017).

1.5 Résumé

Dans la première partie de ce chapitre, un état de l'art des principes métallurgiques du brasage et du soudage TIG, ainsi que les phénomènes de fissuration à chaud dans la ZAT ont été présentés. Puis, les matériaux mis en œuvre dans cette étude, impliquant l'acier inoxydable 316L brasé avec le métal d'apport BNi-5, ainsi que l'alliage base nickel Inconel 625, utilisé comme métal d'apport pour le soudage TIG, ont été introduits. D'une part, il a été montré que la présence de phases fragilisantes $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ et $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$ se formant en fin de solidification du procédé de brasage, avaient une influence sur la résistance mécanique des joints brasés résultants.

D'autre part, les phénomènes de fissuration à chaud dans les aciers inoxydables et superalliages de nickel austénitiques, induits par le procédé de soudage, ont également été exposés. D'après les différentes études citées, il n'existe pas de consensus précis concernant la susceptibilité de liquation ou de fissuration par perte de ductilité à chaud. En effet, ces dernières dépendent fortement des paramètres du procédé de soudage, de la composition chimique des matériaux mis en œuvre, de la ségrégation d'impuretés aux joints de grains, de la taille des grains et dans une moindre mesure, de leur orientation. Par ailleurs, la morphologie des fractures n'est pas toujours triviale.

En effet, la température d'initiation des fissures est rarement connue, et la trace de liquide résiduel intergranulaire témoignant de la liquation n'est pas toujours visible. Par conséquent, une fissure par perte de ductilité à chaud peut être confondue avec une fissure par liquation (Ramirez et al., 2006). Néanmoins, la présence de liquide ou d'éléments fragilisants intergranulaires, couplés à des efforts de traction constituent la force motrice de l'initiation de fissure. Il peut être également admis que la fissuration dans la ZAT est amorcée par liquation entre T_S et T_L , puis propagée par perte de ductilité à chaud à des températures inférieures à T_S (Blondeau, 2001).

Par ailleurs, des questions peuvent être soulevées concernant la quantification expérimentale de la fissuration, ainsi que les analyses statistiques pour un alliage et des conditions de soudage donnés. En effet, les observations des fissures s'effectuent majoritairement dans des plans de coupe 2D, limitant l'information sur la taille et le nombre de fissures. Il convient également de se demander quel est le taux de déformation critique à une température donnée, pour l'initiation et la propagation de fissures ou encore de la recristallisation dynamique induite. De même que, les fissures apparaissant dans la ZAT sont également qualifiées de micro-fissures et sont étudiées à une échelle locale. Les techniques de contrôle non destructif (CND) usuelles telles que le ressuage, ultrason et magnétoscopie ne permettent pas de les détecter. De plus, ces micro-fissures sont désignées comme potentiellement dangereuses, mais sans réelle mise en évidence d'être à l'origine d'une rupture macroscopique d'un assemblage soudé (Fink et Zinke, 2013).

Enfin la fissuration à chaud dans la ZAT est généralement étudiée pour un alliage donné dans le cas du soudage autogène ou homogène. Le cas du soudage hétérogène implique des difficultés supplémentaires à prendre en compte. En effet, cette dernière ne dépend plus uniquement de la composition du métal de base, mais également du métal d'apport, ainsi que des phénomènes de dilution. Cette configuration constitue le point de départ de l'analyse des phénomènes de fissuration à chaud dans la ZAT d'un assemblage en acier 316L brasé avec BNi-5 et soudé avec l'Inconel 625, et sera présentée dans le chapitre suivant.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, un état de l'art de différents modèles numériques consacrés au soudage ont été présentés. D'une part, les modèles multiphysiques apportent des informations intrinsèques au procédé, et sur ses conséquences dans le bain fondu. De même que, des modèles ont également été développés afin de prédire la microstructure dans la zone de fusion. D'autre part, l'étude bibliographique est axée sur les modèles thermomécaniques découplés avec sources thermiques équivalentes, dans le but d'évaluer les déformations et contraintes de structures pendant le soudage. Des éléments de réflexion sur le choix d'une loi de comportement pour la modélisation du problème mécanique ont été soulevés afin d'introduire une nouvelle loi de comportement développée dans un cadre thermodynamique.

Chapitre 2

Caractérisation métallurgique et mécanique d'un assemblage brasé et soudé

2.1 Introduction

Ce chapitre consiste en la caractérisation métallurgique et mécanique de prototypes d'échangeurs de chaleur en acier 316L brasés avec BNi-5 et soudés au TIG avec de l'Inconel 625, dont la réalisation sera décrite dans la section 2.2.1. Dans ce but, des observations de coupes métallographiques ont été réalisées à l'interface de la zone fondue et des joints brasés afin de comprendre les mécanismes de fissuration à chaud induits par le soudage TIG. De plus, des essais de nanoindentation et de traction à température ambiante ont été effectués sur des assemblages brasés afin d'évaluer leur résistance mécanique. Il est important de noter que l'étude des phénomènes de fissuration à chaud a été basée sur des observations expérimentales qualitatives. De plus, seules les interactions sur le mur de barres, à l'interface des joints brasés et de la zone fondue, ont été étudiées. Par conséquent, les caractérisations métallurgique et mécanique des ondes et des joints brasés ne rentrent pas dans le cadre de cette étude.

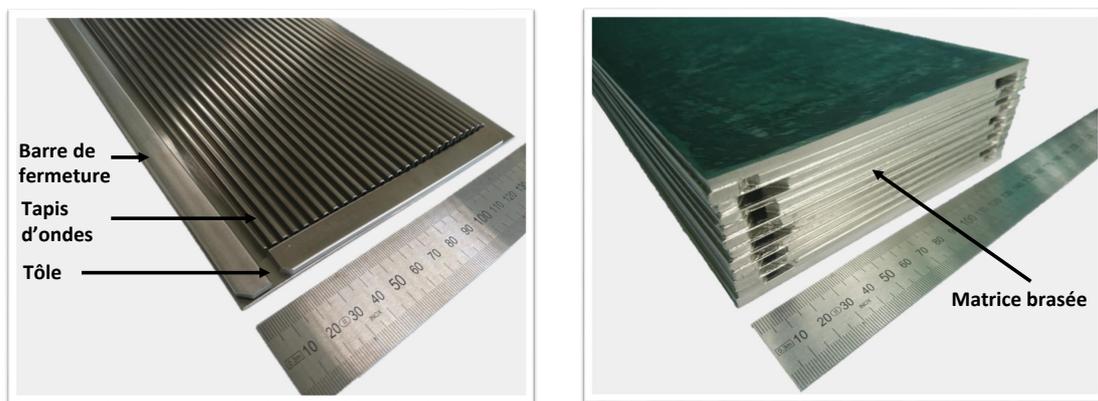
Ce chapitre est structuré comme suit : la deuxième section décrit la réalisation des prototypes qui incluent les étapes de brasage et diverses opérations de soudage, ainsi que sur les techniques expérimentales mises en œuvre pour les observations microscopiques et les essais mécaniques. La troisième section présente les résultats des observations microscopiques avant le soudage. La quatrième section présente les résultats des observations microscopiques après soudage. La cin-

quième section est dédiée aux résultats des essais mécaniques. La sixième section est consacrée aux perspectives relatives à l'amélioration de la caractérisation expérimentale, avant de conclure dans la dernière section.

2.2 Techniques expérimentales

2.2.1 Brasage et soudage de la maquette N1

Afin d'étudier les interactions métallurgiques entre les cordons de soudure et les joints brasés, une première maquette d'un échangeur de chaleur en acier 316L, dénommée *maquette N1* a été réalisée par Fives Cryo. Celle-ci était constituée d'un empilement de dix passages d'ondes (Figure 2.1a), brasés avec alliage d'apport BNi-5, préalablement déposé par projection sur les tôles (Figure 2.1b). Les tôles et les tapis d'ondes utilisés avaient une épaisseur respective de 0,6 mm et 0,3 mm. De même, les barres de fermeture avaient une épaisseur et une largeur valant respectivement 4 mm et 12,2 mm. Les dimensions en longueur, largeur et hauteur de la maquette après brasage étaient respectivement 430 mm, 160 mm et 54 mm. L'opération de brasage¹ a été effectuée dans le four sous vide de l'EEIGM.



(a) Détail des éléments constitutifs d'un passage d'onde de la maquette N1 avant empilement et brasage

(b) Maquette N1 composée de dix passages d'ondes après empilement et brasage

FIGURE 2.1 – Empilement et brasage de la maquette N1.

1. Le cycle de brasage est confidentiel.

Différentes configurations de soudage TIG multipasse, dénommées *soudures*, ont été expérimentées de part et d'autres de la maquette N1, afin d'évaluer l'influence du nombre de passes et de l'énergie de soudage sur les interactions métallurgiques entre les joints brasés et la zone fondue. De plus, dans le but d'étudier l'effet de la rugosité (décalage) de surface sur la qualité des soudures, une des faces de l'échangeur a été arasée à l'aide d'une disqueuse, dans le but d'aplanir la surface. En effet, le procédé de brasage a impliqué de faibles translations relatives entre les tôles et les barres adjacentes, donnant lieu à un décalage allant jusqu'à ± 5 mm, visible sur l'extrémité gauche Figure 2.2a. Ce décalage résulte essentiellement du passage par l'état liquide de la brasure, qui facilite le déplacement relatif des tôles et des barres par glissement, bien que la maquette soit bridée mécaniquement pendant toute la durée du procédé.

Le mode opératoire de soudage était le suivant : le soudage TIG a été effectué manuellement par un soudeur qualifié de chez Fives Cryo, avec utilisation d'un métal d'apport en Inconel 625, sous forme de baguettes pleines de diamètre 1,2 mm. Aucun préchauffage n'a été effectué, de même qu'aucune température maximale d'interpasse n'a été imposée. Les différentes passes ont été exécutées verticalement et montantes uniquement, avec des vitesses d'avance comprises entre $71 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ et $161 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Un courant continu avec une polarité directe (DC) a été utilisé dans une plage d'intensité allant de 90 A à 120 A. La hauteur d'arc a été maintenue constante afin d'assurer une tension stable de $14 \text{ V} \pm 0,5 \text{ V}$ en régime permanent. Un gaz de protection (argon 99,995 %) assurant l'amorçage de l'arc et protégeant de l'oxydation pendant l'exécution des passes a été employé avec un débit de $12 \text{ L}\cdot\text{min}^{-1}$. Aucun nettoyage par brossage mécanique n'a été effectué entre les passes, laissant apparaître ainsi des traces d'oxydes à la surface des cordons de soudure et à leur proximité (Figure 2.2). Le nombre de passes exécutées pour chaque configuration de soudage est illustré Figures 2.2a et 2.2b, représentant les soudures S1 à S7, réalisées sur la face arasée de la maquette N1. Les soudures S8 à S14 ont été réalisées avec le même nombre de passes sur la face non arasée. Ainsi, chaque soudure est caractérisée par la puissance émise (W) lors du soudage, qui est donnée par la relation :

$$Q_E = UI \quad (2.1)$$

où, U et I dénotent respectivement la tension et l'intensité. L'énergie de soudage² (J/mm) est donnée par la relation :

$$E_L = \frac{Q_E}{v} = \frac{E_T}{l} \quad (2.2)$$

où, v , E_T et l correspondent respectivement à la vitesse d'avance de la torche, à l'énergie totale émise sur la passe et à la longueur de la passe.

Le détail pour chaque soudure mentionnée précédemment est indiqué dans le Tableau D.1, Annexe D.1.

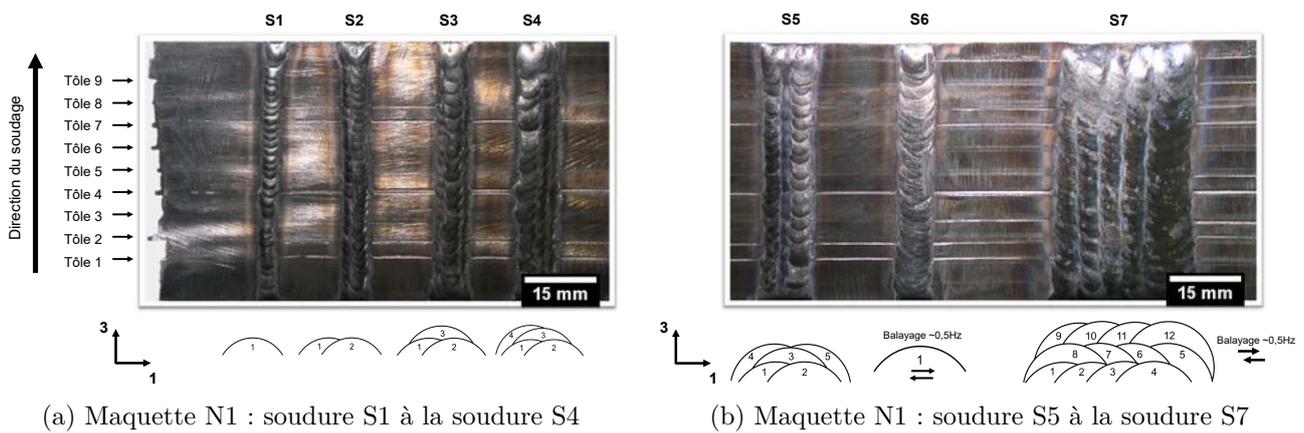


FIGURE 2.2 – Maquette N1 après les opérations de soudage TIG.

Afin de faciliter la caractérisation à travers des observations au microscope optique et électronique à balayage, un échantillonnage de la maquette N1 a été réalisé par une machine de découpe au jet d'eau, disponible à l'École Nationale d'Ingénieurs de Metz (ENIM). La découpe au jet d'eau a permis d'extraire chaque soudure et le mur de barres environnant, sans altérer mécaniquement ou thermiquement la microstructure de la région d'intérêt. Les coupes jet d'eau ont été effectuées avec une buse de 0,78 mm de diamètre et un abrasif à base de grenat (mesh 80), une pression en sortie de 3700 bars et une vitesse d'avance de 10 mm/min. Ces paramètres permettent

2. Strictement : énergie linéique de soudage

de garantir une découpe dans de l'acier 316L massif d'une épaisseur de 54 mm, correspondant à la hauteur de la maquette N1.

2.2.2 Brasage et soudage de la maquette N2

Une maquette N2 a également été brasée et soudée pour répondre aux mêmes objectifs que la maquette N1. La maquette N2 possède 12 passages d'ondes (au lieu de 10 pour la maquette N1), pour une longueur, largeur et hauteur après brasage valant respectivement 430 mm, 160 mm et 64 mm. La maquette N2 a été brasée dans les mêmes conditions que la maquette N1. Une des faces de la maquette a été arasée sur toute sa surface par fraisage et pour laquelle, 3 mm de matière ont été enlevée. L'arasage par fraisage permet un meilleur contrôle de l'épaisseur enlevée par rapport à un arasage à la disquuse.

Comme indiqué précédemment, le soudage a été effectué manuellement et aucun préchauffage n'avait été appliqué. Les différentes passes ont été exécutées horizontalement et dans le même sens, avec des vitesses d'avance comprises entre $53 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ et $58 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Un courant continu avec une polarité directe (DC) a été utilisée à une intensité de 75 A. La hauteur d'arc a été maintenue constante afin d'assurer une tension stable de $12,5 \text{ V} \pm 0,5 \text{ V}$ en régime permanent. Un gaz de protection (argon 99,995 %) assurant l'amorçage de l'arc et protégeant de l'oxydation pendant l'exécution des passes à été employé avec un débit de $12 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$. Un nettoyage par brossage mécanique a été effectué entre les passes, afin de limiter l'apparition d'oxydes à la surface des cordons de soudure et à leur proximité. Les soudures S15 et S17, ont été réalisées sur la face arasée de la maquette N2. La soudure S16 a été réalisée sur la face non arasée (Figure 2.3). Le détail pour chaque soudure mentionnée précédemment est indiqué dans le Tableau D.2, Annexe D.1.

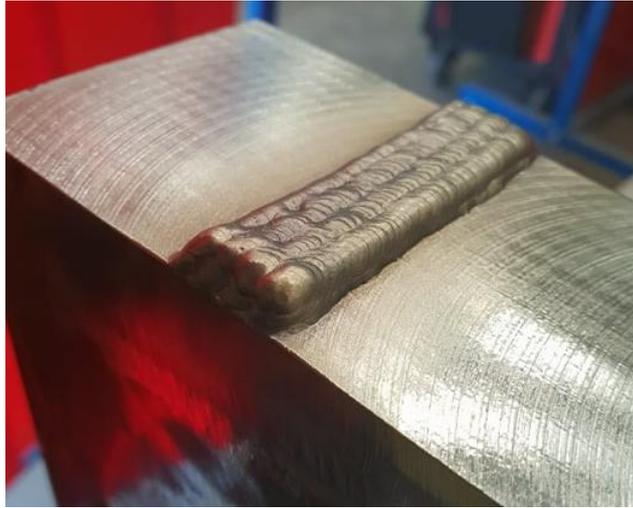


FIGURE 2.3 – Soudure S15 sur la maquette N2.

2.2.3 Techniques expérimentales pour les caractérisations chimique et microstructurale

Dans ce paragraphe, les techniques expérimentales utilisées dans cette étude vont être décrites avant d'en présenter les résultats. Toutes ces techniques sont celles du LEM3.

Microscopie optique

Les images en microscopie optique ont été obtenues avec un microscope Zeiss Axio Imager 2, équipé d'une caméra CCD. Cet équipement est couplé à un logiciel d'acquisition AxioVisionRel 4.8 permettant l'analyse d'images et le post-traitement. Dans cette étude, la microscopie optique a été employée afin d'obtenir des micrographies à faible grossissement ($\times 100$), puis par assemblage (*image stitching*), de reconstruire des cartes permettant de visualiser des surfaces importantes pour différents échantillons.

Microscopie électronique à balayage

Les images obtenues en électrons secondaires (SE) ou rétro-diffusés (BSE) à haute résolution, ont été réalisées sur le microscope électronique à balayage (MEB) Zeiss Supra 40 de type FEG, à des tensions d'accélération allant de 5 keV à 15 keV. Ce microscope est équipé d'un spectro-

mètre EDX (*Energy Dispersive X-ray spectroscopy*) Quantax avec un détecteur SDD, couplé au logiciel d'acquisition Esprit 1.9, permettant des analyses chimiques. Dans le cadre de cette étude, la fraction volumique des phases analysées étant faible devant la taille de la poire d'interaction électrons/matière ($< 1 \mu\text{m}^3$), aucune quantification des éléments chimiques n'a été réalisée. Néanmoins, l'analyse EDX qualitative a permis de mettre en évidence certaines phases et éléments par contraste chimique. Le microscope est également équipé d'une caméra EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*) Bruker Quantax CrystAlign, couplée au logiciel Esprit 1.9. Cet équipement permet d'identifier les phases en présence à partir des clichés de diffraction (Figure 2.4). Les angles entre les bandes de Kikuchi détectées expérimentalement sont comparés avec les angles entre les bandes théoriques de structures cristallographiques issues d'une base de données existante (Inorganic Crystal Structure Data). La phase identifiée correspond à la phase possédant le plus grand nombre de bandes indexées (entre 10 et 12) par rapport à la solution théorique, et possédant la plus faible déviation angulaire avec cette solution. Dans ce but, les cartes EBSD ont été réalisées sur des échantillons dont la surface est inclinée à 70° par rapport au faisceau d'électrons incident, mettant en jeu une tension d'accélération de 20 keV, une distance de travail de 15 mm, et une taille de pas de $0,2 \mu\text{m}$.

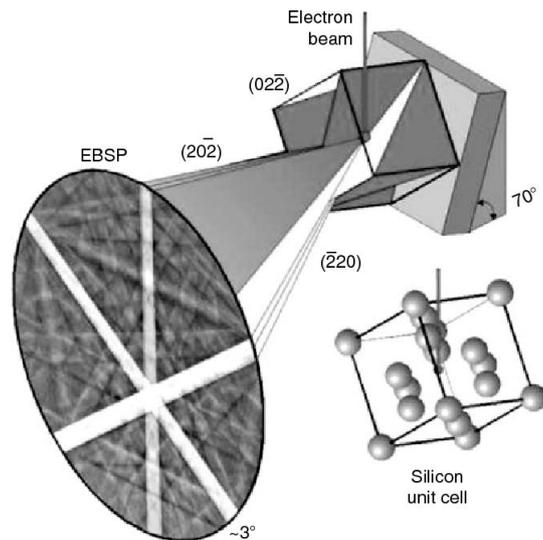


FIGURE 2.4 – Principe de fonctionnement de l'EBS (Maitland et Sitzman, 2006).

Par ailleurs, un MEB JEOL 6490 de type tungstène, équipé d'une caméra EBSD à haute fréquence d'acquisition Oxford, couplée au logiciel Aztec HKL, a également été utilisé afin d'étudier les désorientations intragranulaires de différents échantillons (Annexe B.1). Dans ce but, les cartes EBSD ont été réalisées sur des échantillons dont la surface est inclinée à 70° par rapport au faisceau d'électrons incident, mettant en jeu une tension d'accélération de 20 keV, une distance de travail de 20 mm, et une taille de pas de 1 μm . Les informations microstructurales mentionnées ci-dessus ont été obtenues à partir des cartes EBSD post-traitées sur le logiciel Channel 5.12.

Les observations au microscope optique et MEB, ont été réalisées sur différentes sections métallographiques après polissage mécanique, dont les plans de coupe sont indiqués sur la Figure 2.5.

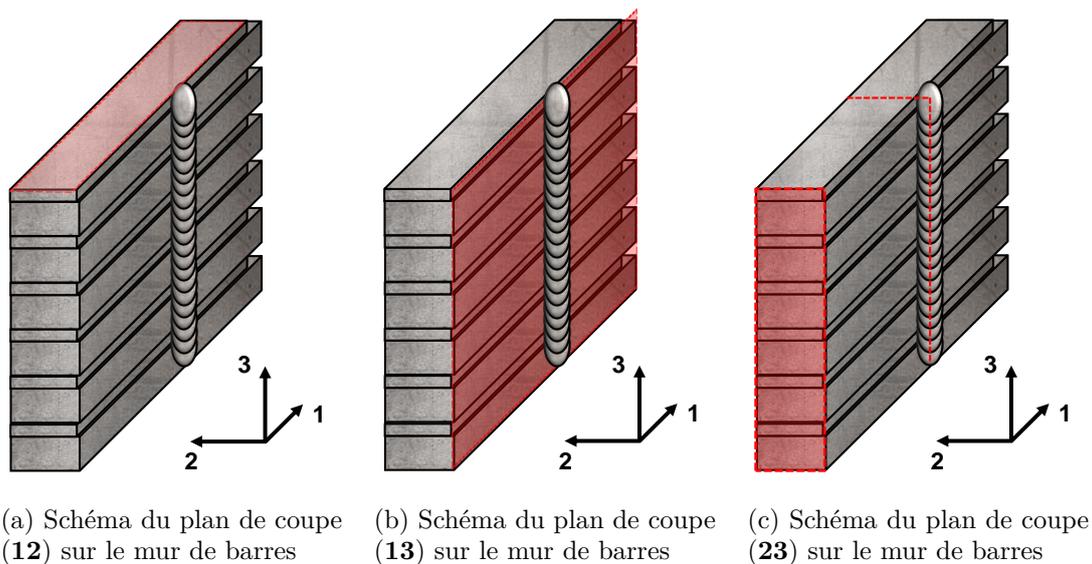


FIGURE 2.5 – Schémas des trois plans de coupe (12), (13) et (23) étudiés sur le mur de barres.

2.2.4 Techniques expérimentales pour la caractérisation mécanique

Nanoindentation NHT₂

Afin d'obtenir des informations sur les propriétés mécaniques locales de l'acier 316L et des joints brasés, telles que, le module d'élasticité et la dureté, des essais de nanoindentation ont été réalisés. Cette technique a été utilisée, car elle est particulièrement adaptée pour mesurer ces deux grandeurs sur des joints brasés de faibles épaisseurs, de l'ordre de 100 μm . Les essais ont été réalisés avec un nanoindenteur Anton Paar CSM instrument NHT₂. Il permet d'atteindre des chargements maximaux de 500 mN avec une résolution en force et en déplacement théorique de 1 μN et 1 nm respectivement. La technique de nanoindentation est basée sur le déplacement vertical d'un indenteur en diamant à la surface plane d'un matériau, en mesurant la force et la profondeur de pénétration pendant la charge et la décharge. Le module d'élasticité et la dureté sont calculés à partir de la courbe force-déplacement (Annexe C.1). Une étude statistique réalisée à la fois sur les grains de l'acier 316L et des joints brasés, permet d'étudier la distribution de ces deux grandeurs en fonction de l'orientation cristallographique des grains, ainsi que d'extraire des propriétés mécaniques locales. D'une part, un indenteur sphérique SH-A15 de rayon équivalent valant 206 μm a été utilisé pour mesurer le module d'élasticité de l'acier 316L et des joints brasés (Annexe C.2), en réalisant cinquante indentations dans des grains choisis aléatoirement, pour les deux matériaux mentionnés ci-dessus. Le chargement est piloté en force et augmente linéairement à une vitesse de 200 mN/min jusqu'à un chargement maximum de 200 mN et maintenu constant pendant 30 s. La décharge est également pilotée en force et évolue linéairement à une vitesse de 200 mN/min jusqu'à atteindre une force nulle. D'autre part, un indenteur Berkovich BK-05 a été utilisé pour mesurer la dureté de l'acier 316L et des joints brasés (Annexe C.3), en réalisant cinquante indentations dans des grains choisis aléatoirement, pour les deux matériaux mentionnés ci-dessus. Le chargement est piloté en force et augmente linéaire à une vitesse de 100 mN/min jusqu'à un chargement maximum de 50 mN et maintenu constant pendant 10 s. La décharge est également pilotée en force et évolue linéairement à une vitesse de 100 mN/min jusqu'à atteindre

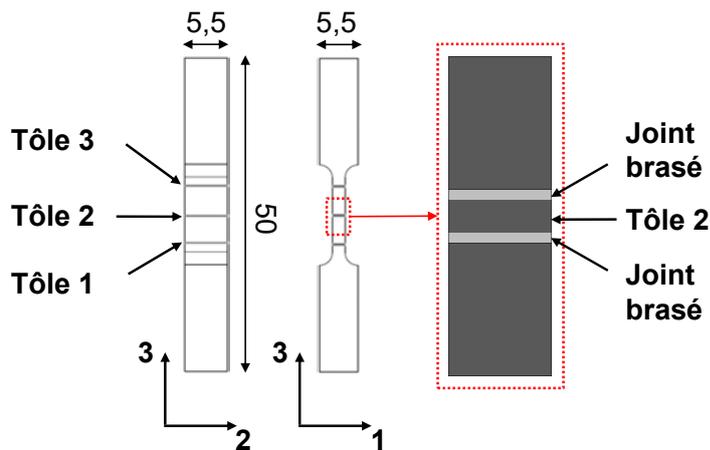
une force nulle.

Nanoindentation UNHT

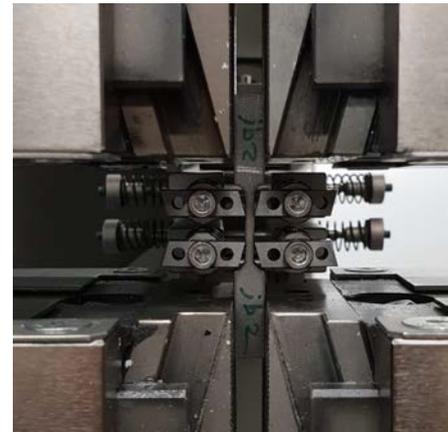
Afin d'obtenir des gradients de dureté à des échelles plus fines (intragranulaire) sur les phases fragilisantes et au sein d'un grain constituant un joint brasé, un ultra-nanoindenteur Anton Paar CSM instrument UNHT a été utilisé. Cet équipement permet d'atteindre des chargements maximaux de 100 mN avec une résolution en force et en déplacement théorique de 0.4 μ N et 0.1 nm respectivement. Des matrices d'indentation ont été réalisées avec un indenteur Berkovich BS-54, dans une enceinte isolante, permettant de réduire les ondes acoustiques et électromagnétiques, assurant ainsi un meilleur signal force-déplacement. Le chargement est piloté en force et augmente linéairement à une vitesse de 10 mN/min jusqu'à un chargement maximum de 5 mN et maintenu constant pendant 10 s. La décharge est également pilotée en force et évolue linéairement à une vitesse de 10 mN/min jusqu'à atteindre une force nulle.

Essai de traction

Afin de tester la résistance mécanique d'un assemblage brasé à température ambiante, des essais de traction uniaxiaux ont été réalisés sur une machine hydraulique ZWICK 100 kN, pilotant la contrainte uniaxiale avec une cellule de charge. Un extensomètre MultiXtens a été utilisé pour la mesure de déformation uniaxiale, en considérant une longueur initiale de 5 mm. Une vitesse de déformation nominale constante de $1 \times 10^{-1} \text{ min}^{-1}$ a été pilotée par la traverse mobile. Les essais ont été réalisés sur trois éprouvettes de norme ISO 527-2, dont la géométrie est indiquée Figure 2.6a. Les éprouvettes sont issues du mur de barres de la maquette N1, directement usinées par découpe jet d'eau dans le plan de coupe (**13**) ((Figure 2.5b)), à partir d'un plan .dxf édité sur le logiciel CATIA V5. Il est important de remarquer que la partie utile des échantillons comporte 6 joints brasés (Figure 2.6a). De plus, trois autres éprouvettes de norme ISO 527-2 ont également été usinées dans les barres en acier 316L, mais dans le plan de laminage des barres, c'est-à-dire, le plan de coupe (**12**) (Figure 2.5a).



(a) Géométrie des éprouvettes ISO 527-2 issues du mur de barres



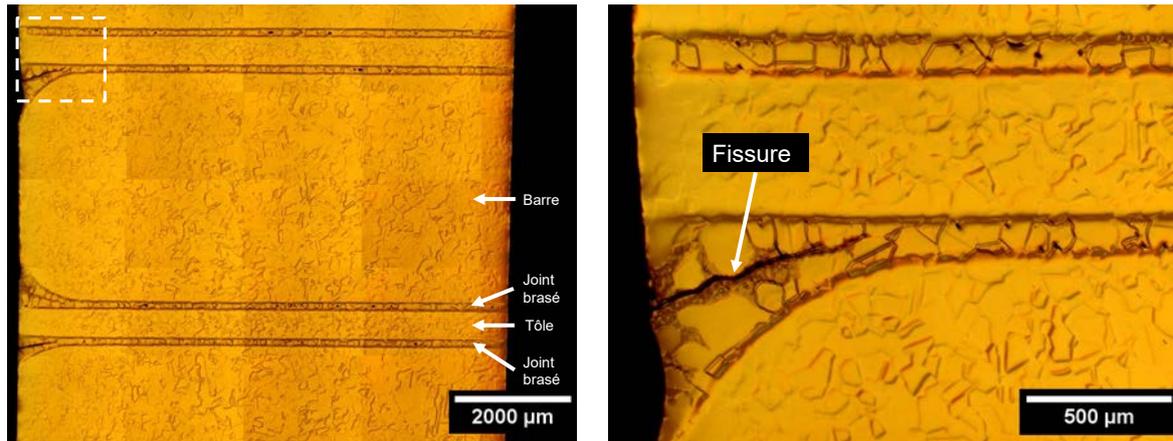
(b) Essai de traction sur la machine ZWICK 100 kN

FIGURE 2.6 – Géométrie des éprouvettes et équipement utilisé pour les essais de traction

2.3 Considérations métallurgiques des assemblages brasés 316L/BNi-5 avant soudage

Afin de comprendre les phénomènes de fissuration, il est nécessaire d'étudier la microstructure à la surface des assemblages brasés avant les opérations de soudage. Dans le plan de coupe (**23**) du mur de barres (face non arasée), des phases fragilisantes sont présentes au sein des joints brasés, près des surfaces, au niveau des congés de la barre en acier 316L (Figure 2.7a). Leur présence est due à la forme géométrique des barres et à une quantité de brasure plus importante qui est retenue par capillarité au contact d'une surface courbée, limitant ainsi son écoulement. Ainsi, lors du brasage, l'importante quantité de brasure au niveau des congés ne permet pas d'obtenir une solidification isotherme complète, due à la diffusion insuffisante des éléments. Par conséquent, cela mène à la formation de phases fragilisantes. Par ailleurs, un zoom sur un congé (Figure 2.7b), montre une fissure débouchante d'environ 500 μm au sein des phases fragilisantes mais ne propageant pas dans le joint brasé vers l'intérieur du mur de barres. La fissure a probablement été induite par la présence simultanée de phases fragilisantes et de contraintes thermomécaniques générées durant le procédé de brasage, lors du refroidissement. Par ailleurs, d'après les observations, les fissures dans les phases fragilisantes en surface du mur de barres apparaissent indépendam-

ment de la face arasée ou non arasée pour la maquette N1. En effet, l'arasage à la disqueuse n'a pas permis d'aplanir la surface de la maquette de façon homogène, et d'enlever suffisamment de matière pour garantir une surface exempte de phases fragilisantes. À l'inverse, l'arasage par fraisage de la maquette N2, pour laquelle 3 mm de matière ont été enlevée, permet d'obtenir une surface exempte de phases fragilisantes.



(a) Micrographie optique d'une coupe métallographique du mur de barres issu de la maquette N1 dans le plan (23)

(b) Micrographie optique d'une coupe métallographique du mur de barres issu de la maquette N1 dans le plan (23) : zoom sur le congé de la barre

FIGURE 2.7 – Micrographies optiques d'une coupe métallographique du mur de barres issu de la maquette N1 dans le plan (23), avant les opérations de soudage.

Régions avec une épaisseur de joint brasé $< 150 \mu\text{m}$

L'imagerie obtenue au MEB couplée à une analyse EDX permet d'obtenir la composition chimique des joints brasés. Loin des bords, les joints brasés sont exempts de phases fragilisantes et sont constitués d'une solution solide de γ -Ni riche en Fe, Cr, Si, Mo et assurant la continuité métallique entre les tôles et les barres de fermeture en acier 316L (Figure 2.8a). Ils sont cependant caractérisés par un gradient de composition chimique dans leur épaisseur ($\approx 130 \mu\text{m}$), dû à l'inter-diffusion des éléments entre l'acier 316L et la brasure pendant la solidification isotherme (Figure 2.8b).

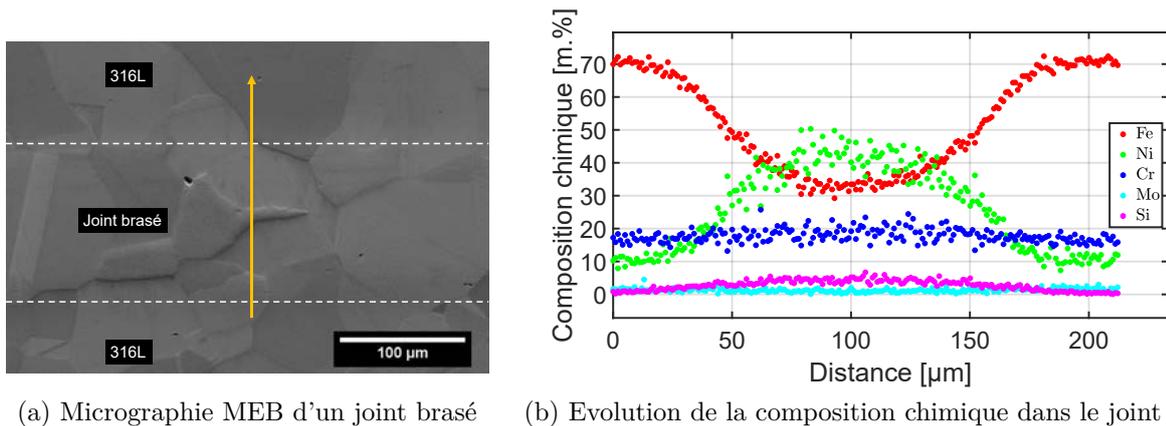


FIGURE 2.8 – Micrographie MEB d'un joint brasé et l'évolution de sa composition chimique.

Régions avec une épaisseur de joint brasé > 150 µm

Les phases fragilisantes présentes dans les joints brasés au niveau des congés des barres en acier 316L ont été identifiées par EBSD (Figure 2.9) et sont répertoriées dans le Tableau 2.1.

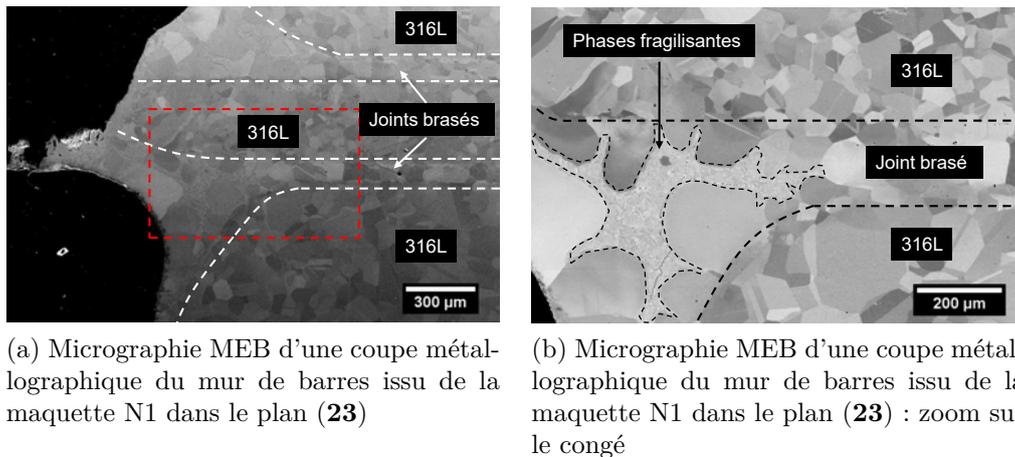


FIGURE 2.9 – Micrographies MEB d'une coupe métallographique du mur de barres issu de la maquette N1 dans le plan (23), avant les opérations de soudage.

La microstructure des phases fragilisantes est majoritairement constituée d'un équilibre des phases $Ni_{31}Si_{12}$ et $Cr_3Ni_5Si_2$, correspondant respectivement à la phase claire et à la phase plus sombre sur la Figure 2.10. La cartographie EDX (Figure 2.11), permet de différencier les deux phases en comparant la répartition des différents éléments chimiques. Ainsi, la phase $Ni_{31}Si_{12}$ apparaît plus riche en Ni et Si que $Cr_3Ni_5Si_2$ (Figures 2.11b et 2.11e), mais, apparaît plus pauvre

en Cr (Figure 2.11c). Le caractère fragile de ces siliciures est mis en évidence par la présence de multiples micro-fissures, étant à l'origine de la fissuration à l'échelle macroscopique lorsque celles-ci coalescent.

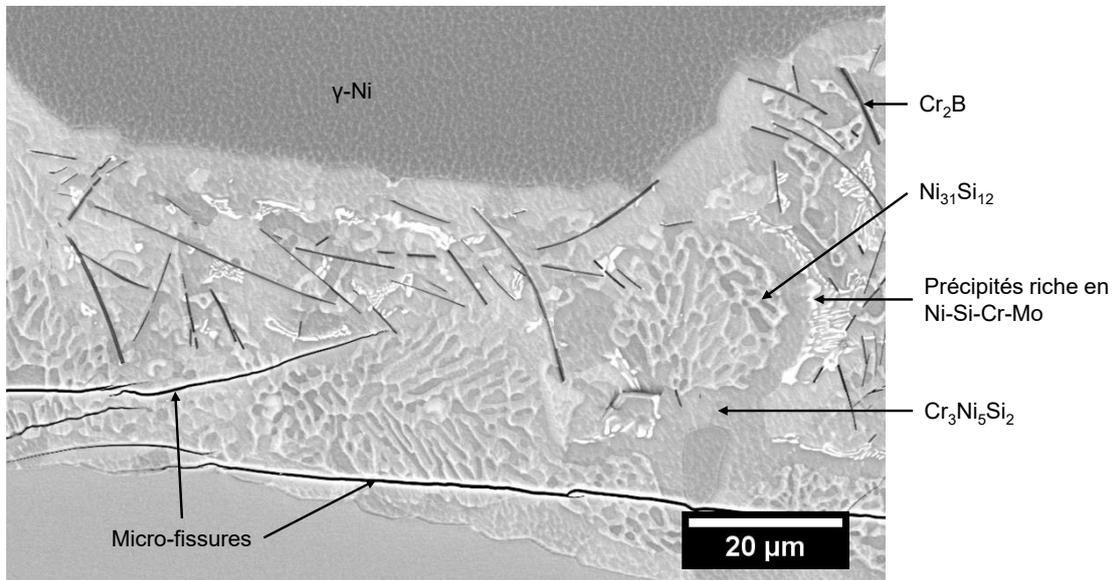


FIGURE 2.10 – Micrographie des phases fragilisantes.

Par ailleurs, d'autres phases présentes Figure 2.10 ont été identifiées, telles que les borures de chrome Cr_2B . Ces derniers ont l'apparence de bâtonnets d'une épaisseur de ≈ 300 nm, dispersés au sein des siliciures. Ce composé a déjà été observé dans divers systèmes Ni-Cr-B par Ma et al. (2010); Sudha et al. (2008); Ferrari et al. (2019). Il est important de noter que la brasure BNi-5 ne contient pas de bore initialement. Cependant, il peut-être supposé que la poudre ait été en contact avec des résidus d'autres poudres contenant du bore, telles que, la BNi-1, BNi-3, BNi-4 ou encore BNi-9, dans la colonne d'atomisation servant à la fabrication des poudres. La faible solubilité du bore dans les structures austénitiques ($\approx 0,0006$ % à 800°C) (Busby et al., 2005), implique un rejet de cet élément dans le liquide à l'interface, lors de la solidification isotherme du joint brasé, favorisant ainsi la formation de Cr_2B au sein des siliciures.

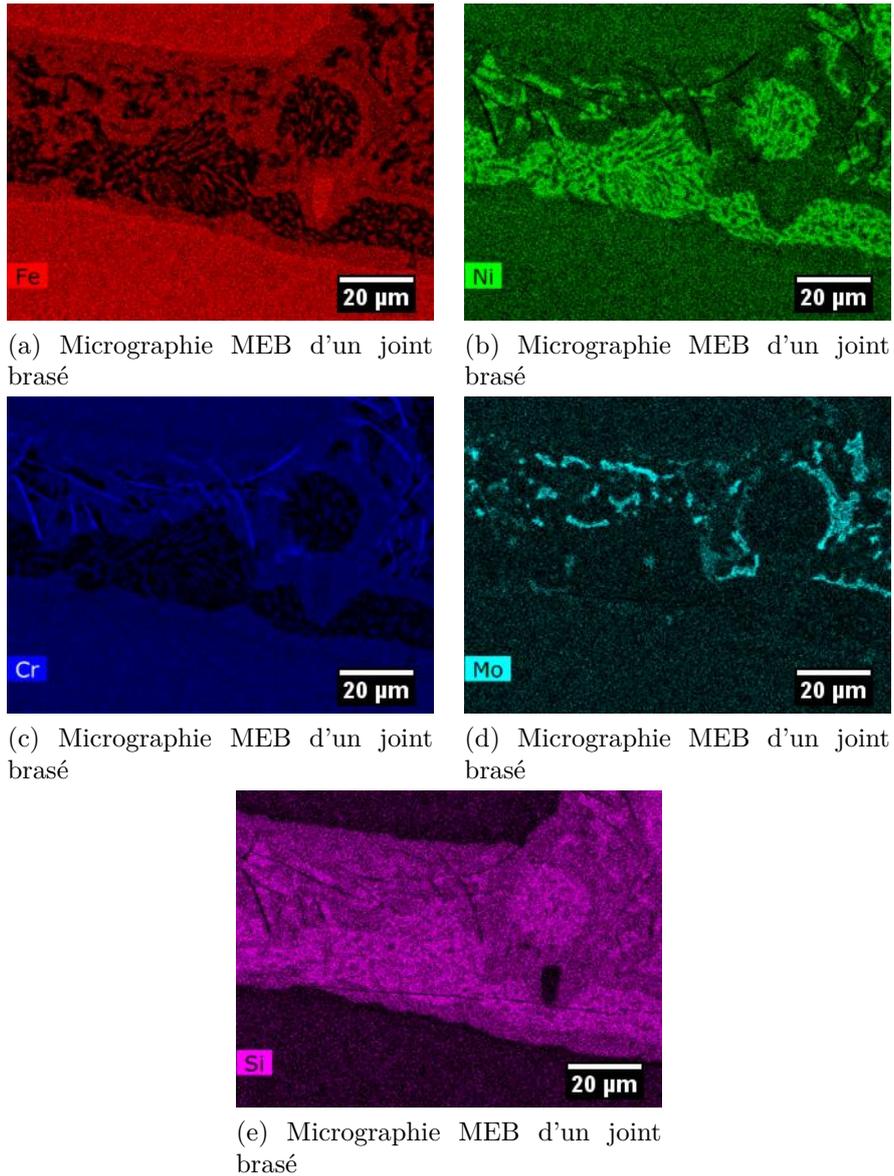


FIGURE 2.11 – Cartographie EDX des phases fragilisantes.

Les précipités les plus clairs sur la Figure 2.10, ayant une morphologie de symboles chinois et dont le contraste de la répartition chimique indique un enrichissement en Mo (Figure 2.11d), n'ont pas été identifiés directement à partir des bases de données EBSD. Néanmoins, la comparaison entre les clichés de diffraction expérimentaux de ces précipités avec les clichés simulés du zirconium hexagonal (paramètres de maille : $a_0=0,32310$ nm, $c_0=0,51480$ nm) ont permis d'obtenir la meilleure solution, avec un total de 12 bandes indexées, ainsi qu'un faible écart angulaire entre les bandes expérimentales et simulées. Le rapport $\frac{c_0}{a_0}$ qui pilote le motif de diffraction dans

le système hexagonal, vaut 1,5933 pour le zirconium précédemment indexé. Ce rapport $\frac{c_0}{a_0}$ est très proche de celui des phases de Laves (Cr, Ni, Fe)₂(Nb, Mo, Ti) (groupe d'espace $P6_3/mmc$; structure hexagonale de type MgZn₂) identifiées par Grushko, lors du brasage de l'Inconel 718 avec une brasure BNi-5, dont le rapport $\frac{c_0}{a_0}$ vaut 1,6284. De plus, la morphologie des précipités observés sur la Figure 2.10, est semblable aux phases de Laves également identifiées par Silva et al. (2013). Ainsi, les précipités répartis au sein des siliciures semblent être des phases de Laves (Ni, Fe, Cr)₂Mo.

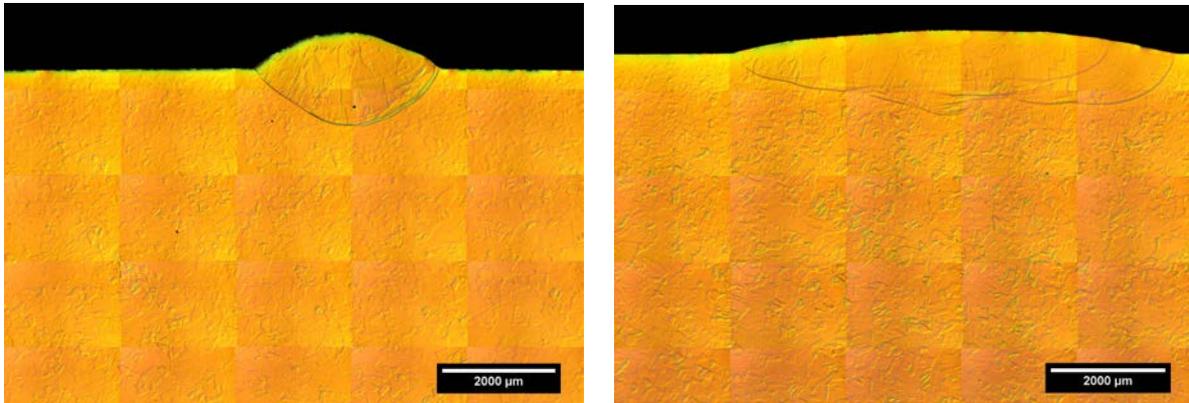
TABLEAU 2.1 – Propriétés cristallographiques des phases identifiées.

Phases	solution solide γ -Ni	Ni ₃₁ Si ₁₂	Cr ₃ Ni ₅ Si ₂	Cr ₂ B
Systèmes cristallins	cubique	hexagonale	cubique	orthorhombique
Groupes d'espace	$Fm-3m$	$P321$	P_213	$Fddd$
Paramètres de maille (nm)	a ₀ =0,3570	a ₀ =0,6671	a ₀ =0,612	a ₀ =0,4275
	-	-	-	-
	-	c ₀ =1,2288	-	c ₀ =1,4795

2.4 Considérations métallurgiques des assemblages brasés 316L/BNi-5 après soudage

Les micrographies optiques dans le plan de coupe (12) des assemblages après soudage, apportent des informations sur la géométrie des cordons de soudure en fonction de différents paramètres d'exécution des passes (Figure 2.12). Dans le cas précédent, les cordons de soudure S1 (Figure 2.12a) et S6 (Figure 2.12b) ont été comparés. Le premier, réalisé à 90 A et 14 V implique une pénétration de 1,5 mm et une largeur de 3 mm, tandis que le second, réalisé à 14 V et 120 A, possède une pénétration similaire mais une morphologie plus étalée avec une largeur de 8 mm. Les coefficients de dilution associés valent respectivement 62% et 75%. Dans ces conditions de soudage, les fortes dilution et pénétration impliquées lors des premières passes, permettent de remettre en solution dans la ZF, les phases fragilisantes présentes en surface du mur de barres. Cependant, il n'est pas exclu que ces phases puissent exister dans les joints brasés, sur plusieurs millimètres au-delà de la surface. Ce cas extrême peut être rencontré lorsque qu'une importante

quantité de brasure initiale est déposée, empêchant ainsi une solidification isotherme complète pour le cycle de brasage donné.



(a) Micrographie optique du cordon de soudure S1 dans le plan de coupe (12). Paramètres de soudage : 14 V, 90 A

(b) Micrographie optique du cordon de soudure S6 dans le plan de coupe (12). Paramètres de soudage : 14 V, 120 A

FIGURE 2.12 – Micrographies optiques des cordons de soudure S1 et S6 dans le plan de coupe (12).

La micrographie MEB de la soudure S2 dans le plan de coupe (13) (Figure 2.13) indique la présence de siliciures intergranulaires continues au sein des joints brasés, s’accompagnant également d’une fissure continue sur toute la longueur de l’échantillon. Les observations dans ce plan mettent en évidence ces phases présentes en surface du mur de barres et leur interaction avec la ZF. Par ailleurs, un zoom de la cavité présente à l’interface du joint brasé/ ZF montre que les températures atteintes dans la ZF permettent la fusion des siliciures à proximité (Figure 2.14a). Ces phases subissent ensuite une solidification dendritique caractéristique des faibles gradients thermiques et des fortes vitesses de solidification. Le corps des dendrites est constitué d’une solution solide de γ -Ni, et d’espaces interdendritiques riches en Si ayant ségrégué pendant la solidification rapide. D’une part, cette micrographie dénote le caractère à bas point de fusion de ces siliciures par rapport à la matrice de γ -Ni qui constitue les joints brasés. D’autres part, elle permet de mettre en évidence un faciès de rupture caractéristique de la fissuration à chaud par liquation. Ce faciès présente une surface lisse vallonnée avec une absence de rupture mécanique. La présence de liquide résiduel riche en Si qui tapisse le faciès est visible Figure 2.14b. Cette morphologie de faciès

a également été observée après avoir effectué des essais de traction à chaud sur le superalliage de nickel 152 (Ni-28Cr-8Fe-4Mn-1,2Nb) à 1150°C et a été attribuée par Rapetti (2018) à de la rupture par liquation.

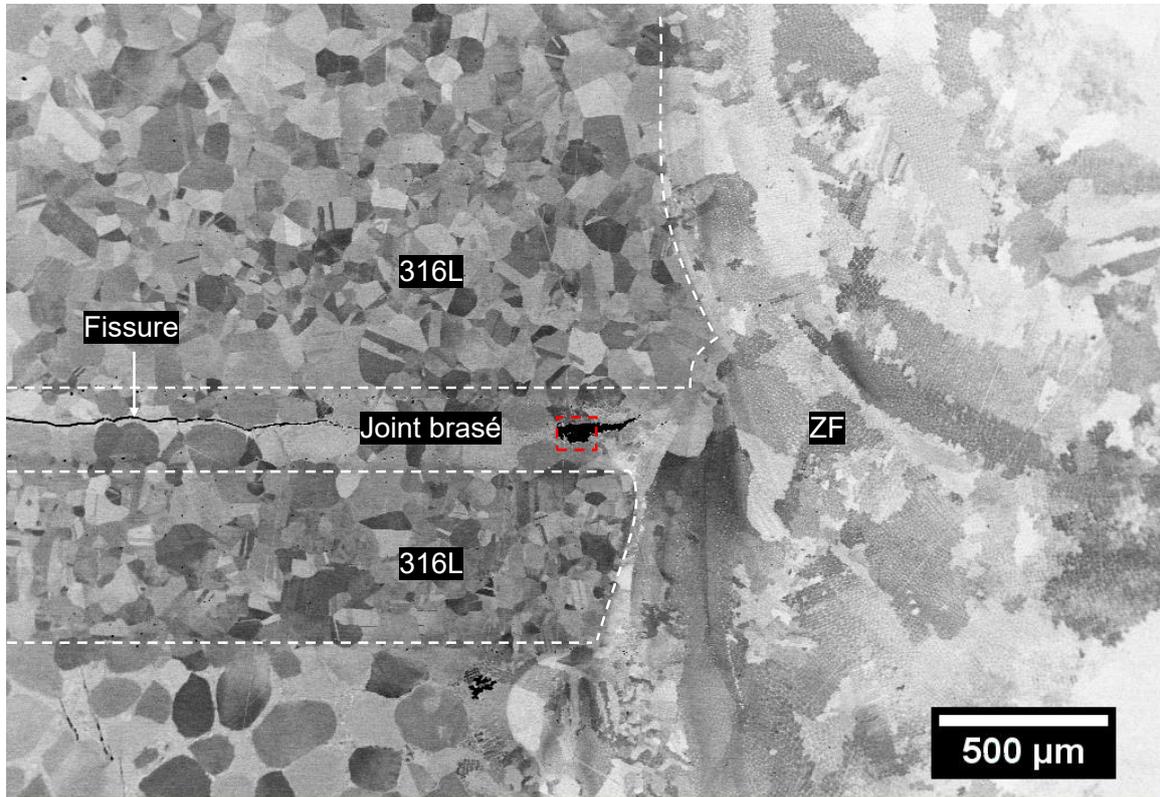
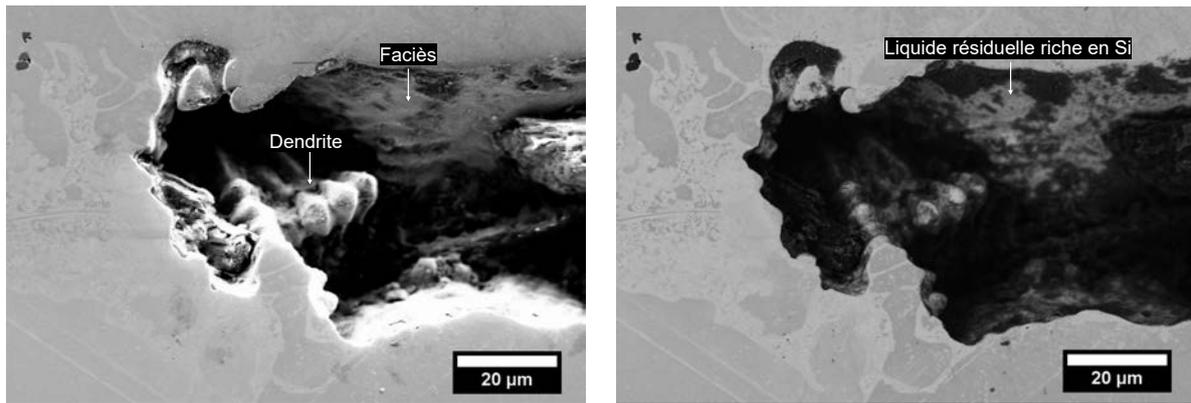


FIGURE 2.13 – Micrographie MEB à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S2 dans le plan de coupe (13).



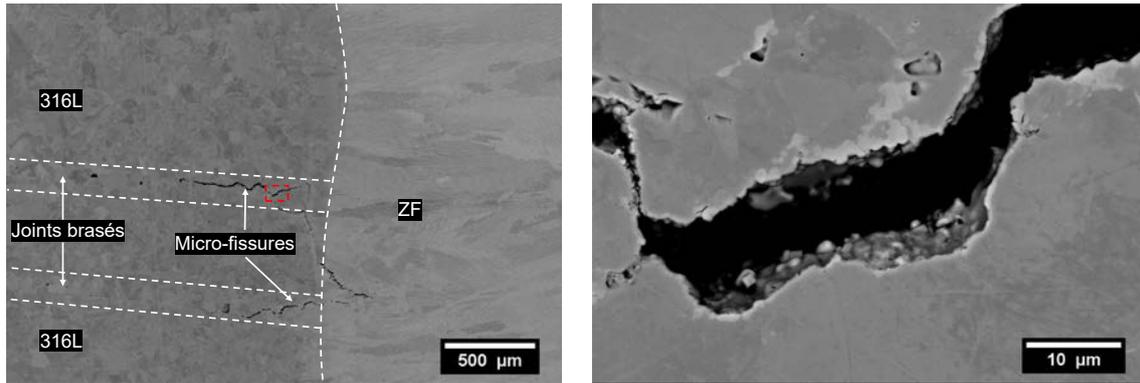
(a) Zoom de la micrographie MEB en électrons secondaires (SE) à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S2 dans le plan de coupe (**13**) (Figure 2.13)

(b) Zoom de la micrographie MEB en électrons rétrodiffusés (BSE) à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S2 dans le plan de coupe (**13**) (Figure 2.13)

FIGURE 2.14 – Micrographies MEB d'une dendrite générée à la suite de la fusion et de la re-solidification des siliciures lors des opérations de soudage à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S2 dans le plan de coupe (**13**).

Les micrographies MEB de la soudure S14 dans le plan de coupe (**23**) (Figure 2.15a), révèlent l'existence de micro-fissures intergranulaires, localisées uniquement dans les joints brasés, à proximité de la ZF. Ces micro-fissures de longueur supérieures à 500 µm se propagent dans les joints brasés et débouchent partiellement dans la ZF. Aucune corrélation entre la présence de fissures et les paramètres de soudage, ou encore du nombre de passes n'a été déterminée à l'issue des observations des différentes soudures de la maquette N1 (Tableau D.1). De même que, l'apparition de fissures semble être indépendante de la hauteur de l'assemblage et de la tôle considérée. Cependant, aucune fissure n'a été observée dans les soudures de la maquette N2, à la fois sur la surface arasée et non arasée (Tableau D.2). De façon générale, il est important de noter que, la matière dans la ZAT se déforme à la suite des hautes températures atteintes localement et sous l'action du retrait du cordon de soudure subséquent. Ces déformations importantes impliquent une flexion des joints brasés, par rapport au plan horizontal (**12**) (Figures 2.15a et 2.21).

Un zoom sur la micro-fissure du joint brasé supérieur (Figure 2.15a) indique la présence de traces de liquide résiduel sous forme de gouttes dans le fond de la cavité, ainsi que sur les bords de la fissure, visibles grâce au contraste chimique (Figure 2.15b). Cette observation est également



(a) Micrographie MEB à l'interface joint brasés/ZF de la soudure S14 dans le plan de coupe (23). Le cadre rouge en pointillé indique la surface zoomée (Figure 2.15b)

(b) Zoom de la micrographie MEB à l'interface joint brasés/ZF de la soudure S14 dans le plan de coupe (23) (Figure 2.15a)

FIGURE 2.15 – Micrographies MEB des micro-fissures générées à la suite des opérations de soudage à l'interface joints brasés/ZF de la soudure S14 dans le plan de coupe (23).

appuyée par une cartographie EDX, pour laquelle, des traces de Mo, Si et Nb sont présentes en plus forte concentration en bord de fissure (Figure 2.16). La présence de Nb, initialement présent dans l'Inconel 625 uniquement, est utile, car il joue le rôle de traceur. Ainsi, la théorie de transport diffusionnel aux joints de grains de cet élément, lors de solidification de l'Inconel 625, est envisageable.

Cette hypothèse peut être accréditée par une autre micrographie MEB du cordon de soudure S1 dans le plan de coupe (23) (Figure 2.17a), sur laquelle, une fissure intergranulaire d'environ 500 µm ne débouchant pas dans la ZF, peut être observée. Contrairement à la micrographie Figure 2.15a, aucune trace de liquide n'est visible. La cartographie EDX (Figure 2.18) indique une forte présence de Si au sein de la fissure, mais aucune différence de concentration vis-à-vis du Mo (Carte EDX du Nb indisponible). De plus, un zoom sur la micro-fissure (Figure 2.17a) indique que la décohésion intergranulaire semble être accentuée par une forte déformation plastique, visible à travers le gradient d'orientation à l'extrémité du grain (Figure 2.17b).

Des études analogues sur la fragilisation aux joints de grains due à la présence de S et P ont montré qu'un total de 30 ppm massique de ces éléments était suffisant pour favoriser la décohésion

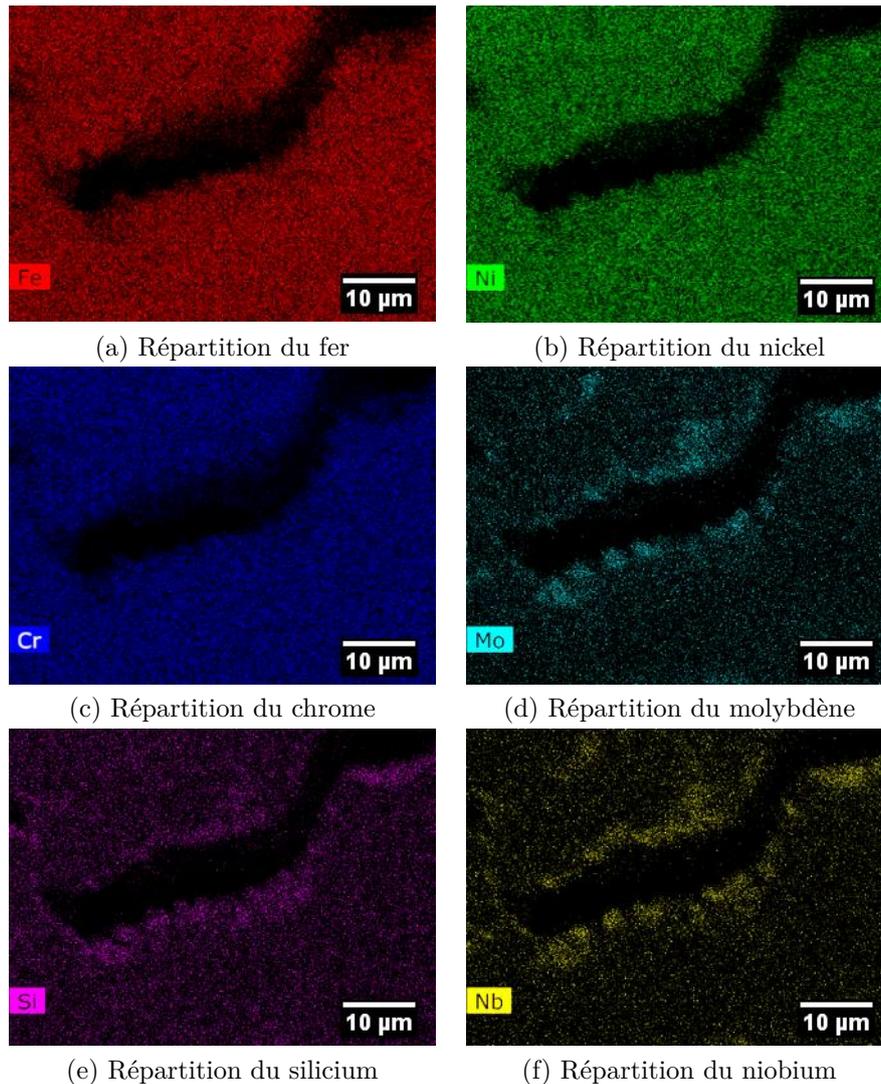
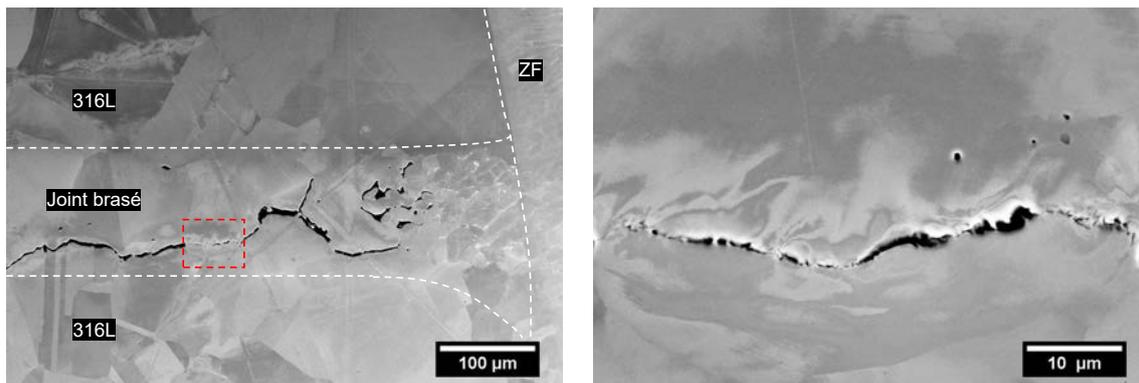


FIGURE 2.16 – Cartographie EDX de la micrographie Figure 2.15b.

intergranulaire et l'augmentation du nombre de fissures pour des essais mécaniques standardisés (Nishimoto et al., 2006a; Rapetti, 2018). Par conséquent, la micro-fissuration au sein des joints brasés semble fortement influencée par la présence de Si aux joints de grains, fragilisant ces derniers, bien qu'aucune valeur quantitative viable n'ait pu être obtenue dans cette étude quant à sa concentration. Les déformations d'origine thermomécanique induites dans la ZAT, due aux opérations de soudage, favorisent la décohésion intergranulaire et la formation de micro-fissures pouvant propager partiellement dans la ZF. Le cas échéant, les éléments de Nb et Mo, ayant une forte tendance à ségréger dans le liquide, peuvent par diffusion aux joints de grains, être transportés de la ZF jusque dans les micro-fissures. Cependant ces observations ponctuelles ne



(a) Micrographie MEB à l'interface joint brasés/ZF de la soudure S1 dans le plan de coupe (23). Le cadre rouge en pointillé indique la surface zoomée (Figure 2.17b)

(b) Zoom de la micrographie MEB à l'interface joint brasés/ZF de la soudure S1 dans le plan de coupe (23) (Figure 2.17a)

FIGURE 2.17 – Micrographies MEB d'une micro-fissure générée à la suite des opérations de soudage à l'interface d'un joint brasés/ZF de la soudure S1 dans le plan de coupe (23).

permettent pas de statuer sur le mécanisme exact de fissuration. Celui-ci peut être qualifié de liquation par ségrégation ou encore, de fragilisation aux températures intermédiaires, qui est un phénomène caractéristique de la perte de ductilité à chaud.

Néanmoins, les nombreuses observations montrent qu'en l'absence de micro-fissure, les joints brasés et l'acier 316L ne subissent qu'une déformation plastique lors des opérations de soudage (Figure 2.19). La rupture totale des joints brasés, impliquant une fissuration débouchant d'une part, à la surface du mur de barres et d'autre part, au niveau des ondes, est favorisée par la présence de siliciures intergranulaires et continus à travers les joints brasés, comme observés Figure 1.9d. La présence de faibles quantités de ces phases fragilisantes à la surface du mur de barres, ne semble pas constituer une menace au regard de l'intégrité d'un assemblage brasé et soudé, bien qu'il faudrait le vérifier. En effet, le chargement thermomécanique lors du fonctionnement des échangeurs peut provoquer des cycles de fatigue qui pourraient conduire à la propagation de ces fissures et à la rupture (Dib, 2007; Picard, 2008).

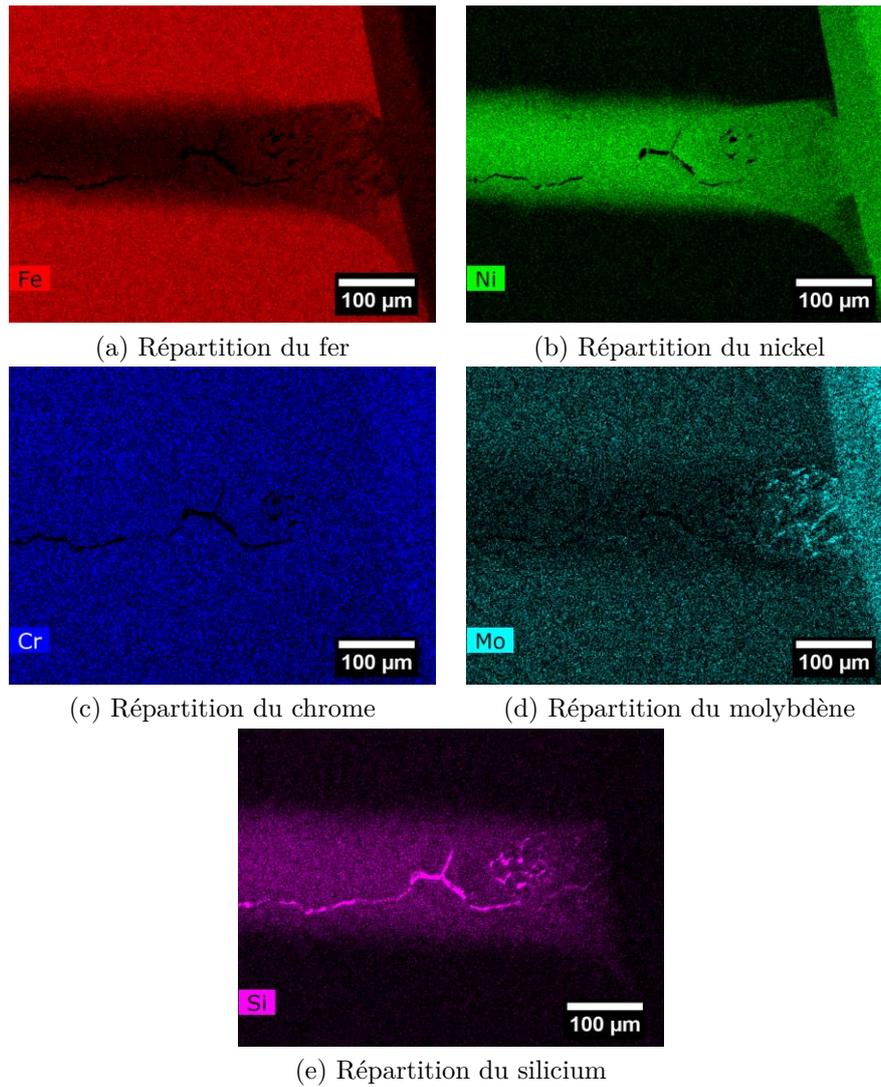


FIGURE 2.18 – Cartographie EDX de la micrographie Figure 2.17a.

Les déformations plastiques observées à l'interface de la ZF et du MB peuvent potentiellement jouer un rôle dans les mécanismes de fissuration intergranulaire. C'est pourquoi, la section suivante décrit les résultats de l'analyse de la déformation plastique à proximité de l'interface de la ZF/MB pour différentes soudures.

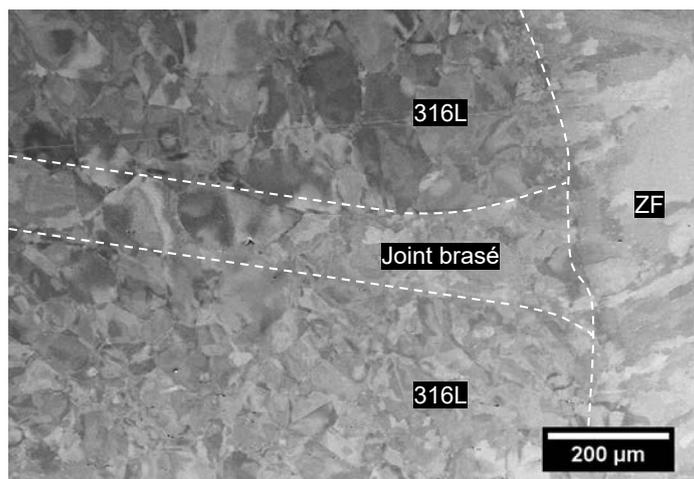


FIGURE 2.19 – Micrographie MEB à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S7 dans le plan de coupe (23).

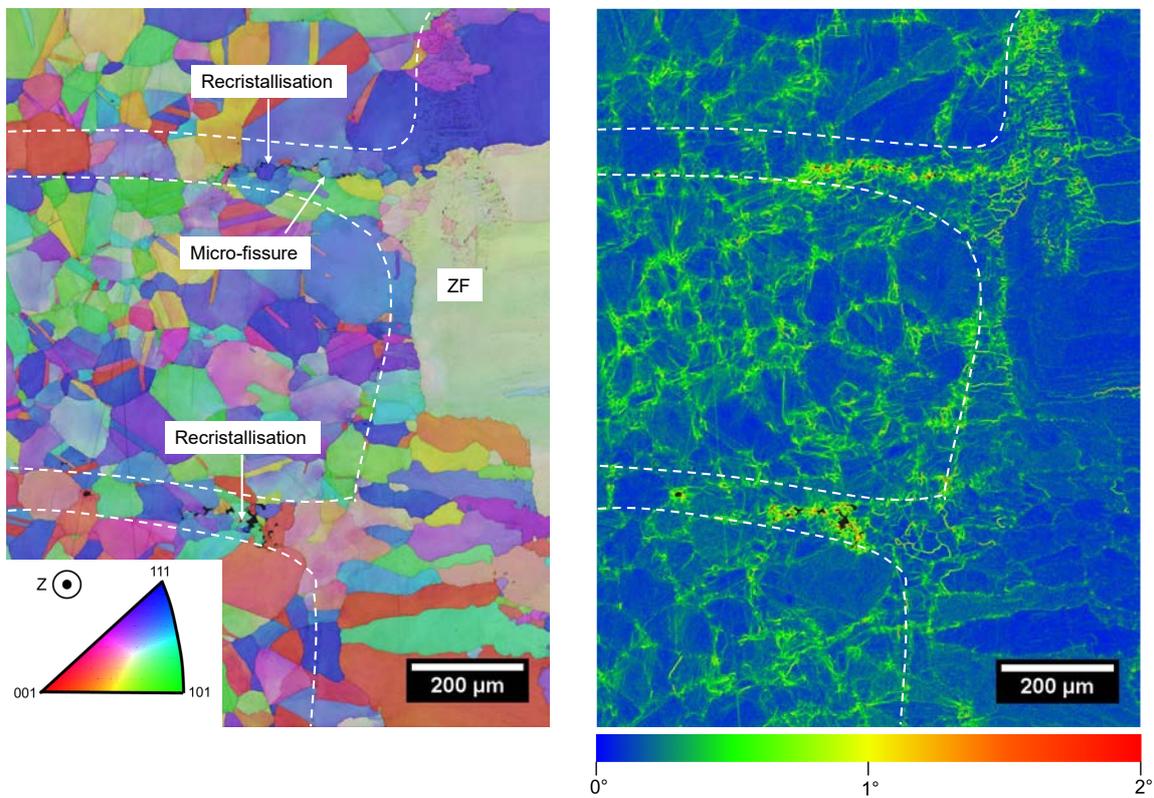
2.4.1 Quantification de la désorientation intragranulaire

Dans le cadre de cette étude, la caractérisation de la magnitude et de la distribution spatiale de la déformation plastique d'un assemblage brasé après soudage s'est avérée essentielle. En effet, à partir de ces données, il est possible d'adapter l'énergie de soudage afin de limiter cette déformation, ainsi, diminuer le risque de formation de micro-fissures pouvant potentiellement se propager (Annexe B.1).

La carte EBSD (Figure 2.20a) permet de visualiser l'orientation des grains à l'aide de la représentation de l'IPF (*Inverse Pole Figure*)³ tracée le long de l'axe vertical Z. D'une part, une croissance épitaxiale des grains de la ZF, partageant la même orientation que les grains du métal de base est observable. D'autre part, les grains de la ZF possède une morphologie colonnaire, caractéristique du soudage TIG. Les gradients de couleur à l'intérieur des grains témoignent de la désorientation intragranulaire induite par les déformations plastiques. Les déformations plastiques et les hautes températures atteintes permettent la restauration et la recristallisation dynamique dans les zones micro-fissurées au sein des joints brasés, dans lesquelles, de nouveaux grains mesurant de 1 μm à 30 μm sont visibles. La Figure 2.20b est une carte de la désorientation

3. L'IPF affiche pour chaque cristaux, la direction des pôles (normale à un plan cristallographique) qui est colinéaire avec une direction spécifique du repère de l'échantillon (ici l'axe Z).

intragranulaire KAM (*Kernel Average Misorientation*), indiquant la répartition des gradients de déformations locaux induits par les dislocations géométriquement nécessaires (Annexe B.1). Ces derniers sont forts dans les joints brasés et l'acier 316L et notamment à proximité des fissures, rappelant le mécanisme de perte de ductilité à chaud. Par ailleurs, d'après les définitions instaurées dans le chapitre 1, les régions fissurées dans les joints brasés peuvent être qualifiées de ZAT, étant donné que celles-ci ne semblent pas avoir atteint la température du solidus, mais dans lesquelles, la microstructure est altérée par l'histoire de la température.



(a) Carte EBSD en mode IPF selon la direction Z à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S7 dans le plan de coupe (23)

(b) Carte EBSD de désorientation intragranulaire KAM (Kernel 5×5) à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S7 dans le plan de coupe (23)

FIGURE 2.20 – Cartes EBSD à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S7 dans le plan de coupe (23).

L'évolution de la magnitude de la déformation plastique dans l'épaisseur du mur de barres, en fonction du nombre de passes, de la position de la tôle, ainsi que de l'énergie de soudage a été étudiée. Dans ce but, des cartes EBSD ont été effectuées sur des zones contenant une tôle et deux joints brasés adjacents, à des distances respectivement égales à 0 μm (interface ZF/MB), 2000 μm et 4000 μm , comme indiqué Figure 2.21 et pour lesquelles le GOS (*Grain Orientation Spread*) est calculé (Annexe B.1). Les observations ont été effectuées dans le plan **(23)**, après que les découpes aient été réalisées au milieu de chaque soudure énoncée ci-dessous. Dans cette analyse, les soudures S1, S5, S6 et S7 (Tableau D.1) ont été étudiées pour la 8^{ème} tôle, en accord avec la nomenclature Figure 2.2a. La soudure S15 (Tableau D.2) est également étudiée pour les 2^{ème}, 7^{ème} et 11^{ème} tôles, ainsi que la soudure S17 pour la 7^{ème} tôle. Les résultats sont présentés sur les Figures 2.23 et 2.24, pour lesquelles, chaque soudure est indexée par la position de la tôle (lettre t , suivi de la position de la tôle), le nombre de passes et l'énergie de soudage moyenne.

Un état standard a été fixé afin d'étudier les différentes configurations comparativement. L'état standard est défini par des mesures de GOS avant les opérations de soudage. Celles-ci sont représentées par les marqueurs noirs sur les Figures 2.23 et 2.24, qui affichent l'évolution du GOS dans l'épaisseur du mur de barres. Dans les trois zones mesurées, le GOS oscille entre 0,2° et 0,3°, indiquant une faible magnitude de déformation plastique. Par ailleurs, il est possible de représenter la distribution spatiale du $\text{GOS}(i)$ ⁴ en projetant leur valeur sur la carte EBSD, comme indiqué Figure 2.22.

D'après la Figure 2.23, le GOS décroît en se déplaçant vers l'intérieur du mur de barres et tend à converger vers la valeur standard (marqueurs noirs). Le GOS est plus élevé pour la soudure S7 et les 12 passes effectuées, que pour l'unique passe de la soudure S1, valant à l'interface, 2° et 0,8° respectivement. Pour les configurations intermédiaires, la soudure S5 présente des résultats proches de la soudure S6. La première est constituée de cinq passes, contre une unique passe pour la seconde, mais exécutée avec une énergie de soudage moyenne environ trois fois plus élevée

4. Le $\text{GOS}(i)$ correspond à la valeur du GOS de chaque grain i dans la zone d'intérêt (Annexe B.1)

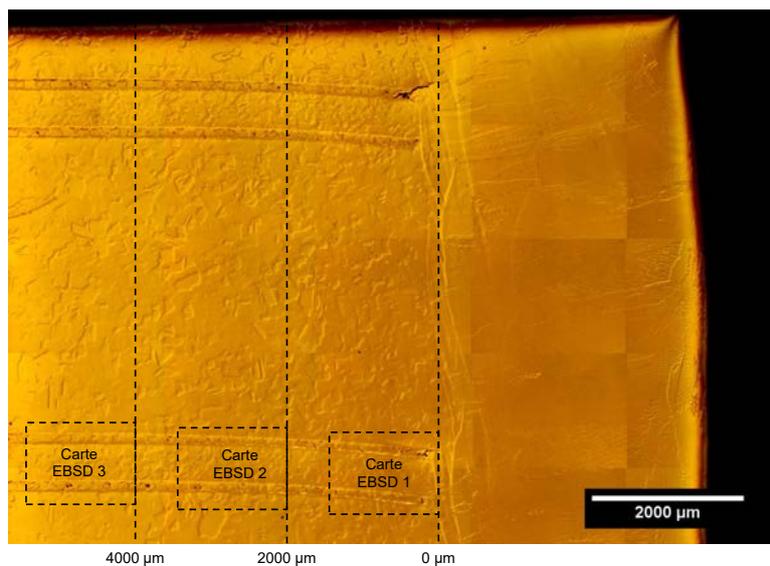


FIGURE 2.21 – Zones des cartes EBSD réalisées pour les mesures du GOS dans le plan de coupe (23).

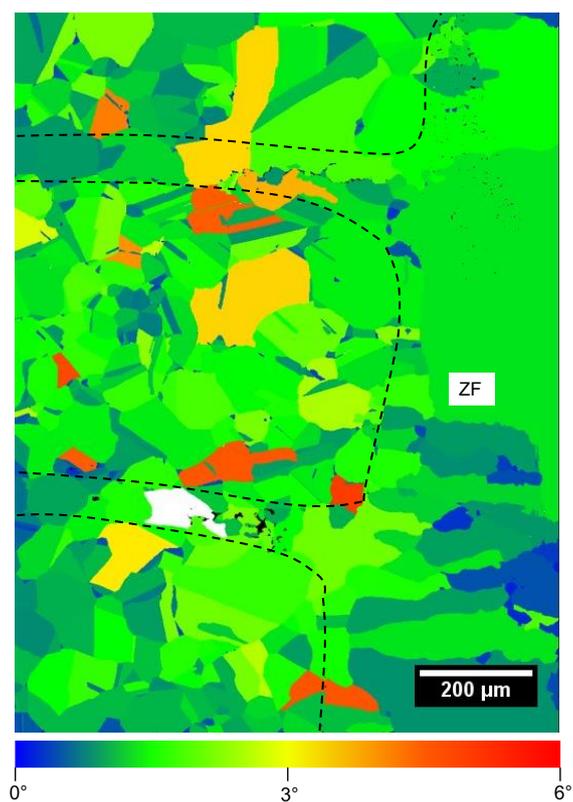


FIGURE 2.22 – Carte EBSD indiquant la distribution spatiale du $GOS(i)$ à l'interface joint brasé/ZF de la soudure S7 dans le plan de coupe (23).

(1416 J/mm). Ce résultat démontre que l'énergie de soudage semble avoir un impact important quant à la magnitude de déformation plastique générée au sein du mur de barres. Ainsi, pour les premières passes d'assise lors du soudage des têtes sur les échangeurs de chaleur, une faible énergie de soudage devrait être utilisée préférentiellement afin de limiter les déformations plastiques.

D'après la Figure 2.24, le GOS mesuré à l'interface ZF/MB de la 2^{ème}, 7^{ème} et 11^{ème} tôle pour la soudure S15 vaut respectivement 1,78°, 1,92 et 1,82°. Les valeurs pour chacune des tôles baissent à travers le mur de barres, mais restent très proches. Ainsi, la magnitude de déformation plastique induite par le soudage semble être la même sur toute la hauteur de la maquette. Après l'exécution de 20 passes, comme c'est le cas pour la soudure S17, le GOS à l'interface ZF/MB semble converger vers une valeur limite, oscillant autour de 2°. Par ailleurs, la soudure S7, où, 12 passes ont été exécutées (Figure 2.23), possède un GOS à l'interface ZF/MB de 2°. Cette valeur est sensiblement plus élevée que pour les soudures S15, où, 16 passes ont été exécutées. Cela peut s'expliquer par la restauration de l'écroissage, qui contrebalance la déformation plastique locale. En effet, après un certain nombre de passes, les hautes températures atteintes localement, permettent le réarrangement des dislocations. Par conséquent, la désorientation intragranulaire diminue, abaissant ainsi la valeur du GOS (Annexe B.1). Cet écart peut également s'expliquer par la résolution de la méthode, quant à sa capacité à estimer la magnitude de la déformation plastique locale.

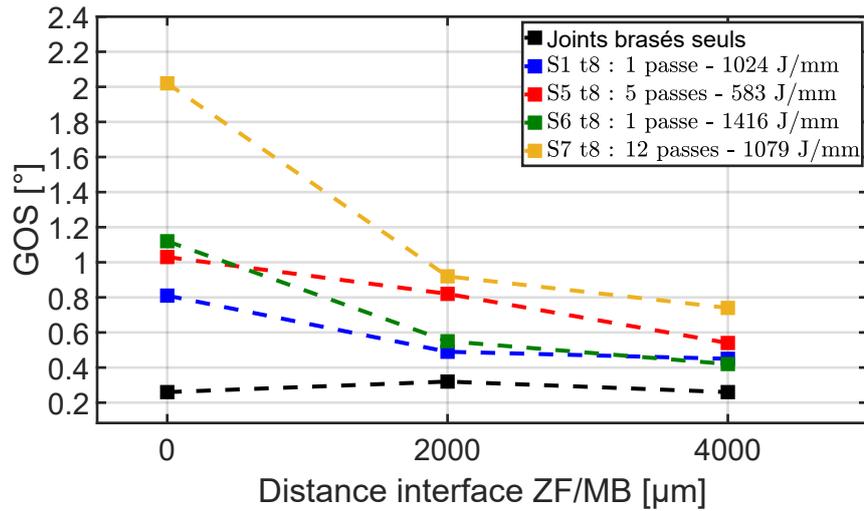


FIGURE 2.23 – Étude du GOS sur la maquette N1.

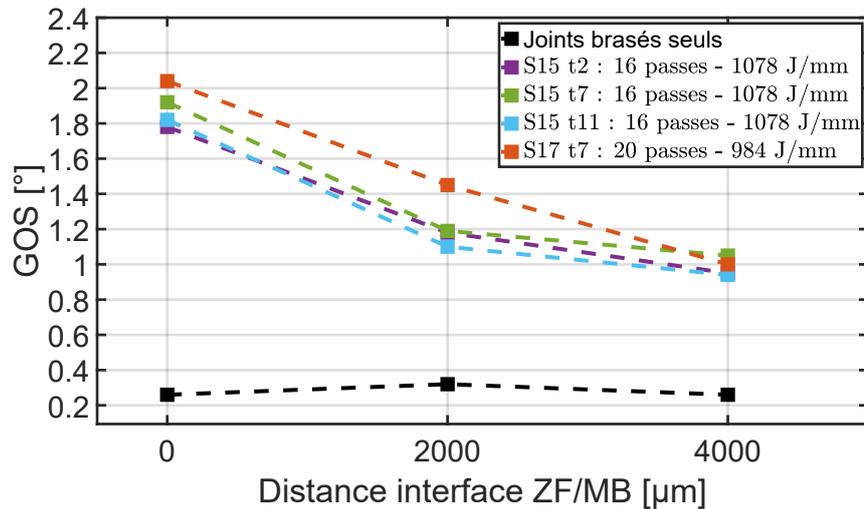


FIGURE 2.24 – Étude du GOS sur la maquette N2.

Ainsi, les analyses du GOS permettent de mettre en évidence que la génération de contraintes durant les opérations de soudage, conduit à une déformation plastique près du cordon de soudure. Celle-ci est élevée à l'interface du métal de base et de la zone fondue, mais décroît rapidement en s'éloignant vers l'intérieur du mur de barres.

2.5 Caractérisations mécaniques micro et macroscopique des assemblages brasés

Afin d'évaluer la résistance mécanique de l'acier 316L et des joints brasés à température ambiante, des essais de nanoindentation (Annexe C.1) et de traction ont été réalisés sur des assemblages brasés.

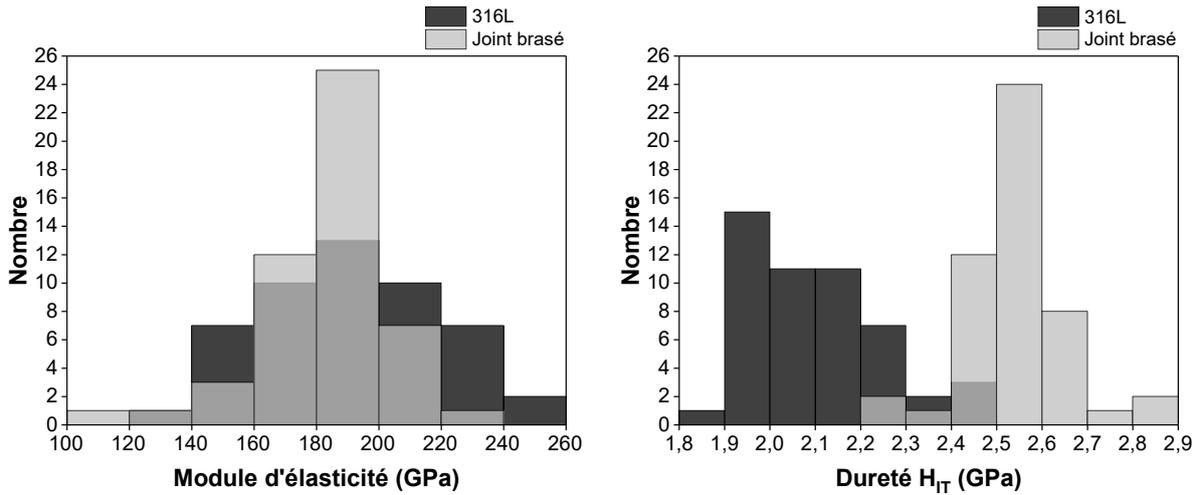
2.5.1 Essais de nanoindentation

D'après la Figure 2.25, les répartitions du module d'élasticité et de dureté pour l'acier 316L ainsi que pour les joints brasés, décrivent une distribution gaussienne. D'une part, cela met en évidence l'orientation aléatoire des grains des deux matériaux après le procédé de brasage. D'autre part, cette distribution démontre l'anisotropie élastique et plastique des grains. Concernant l'anisotropie élastique de l'acier 316L, les valeurs du module d'élasticité s'étendent de 120 GPa à 260 GPa, dont le rapport de la valeur la plus élevée sur la plus faible vaut $\approx 2,2$. La littérature suggère qu'il existe un rapport théorique $E_{111}/E_{001} = 3$ pour ce matériau CFC, où E_{111} et E_{001} dénotent respectivement les modules d'élasticité d'un cristal dont les plans $\{111\}$ et $\{001\}$ sont perpendiculaires à la direction de chargement de l'indenteur (Stinville et al., 2011). Cet écart peut-être justifié par une étude statistique sur 50 grains, qui ne permet pas de capturer toutes les orientations possibles. Les valeurs de module d'élasticité des grains constituant les joints brasés sont légèrement plus faibles que pour l'acier 316L, impliquant une différence de 8 GPa en moyenne entre les deux distributions (Tableau 2.2). Cette différence est due à la variation locale de composition chimique qui modifie le potentiel interatomique de la maille cristalline.

Cependant les joints brasés possèdent une dureté significativement plus élevée que l'acier 316L, impliquant ainsi une plus grande résistance à la déformation plastique, due à la composition riche en nickel des joints brasés. Les valeurs de dureté H_{IT} moyennes valent 2,1 GPa et 2,5 GPa pour l'acier 316L et les joints brasés, respectivement (Tableau 2.2).

TABLEAU 2.2 – Propriétés mécaniques mesurées avec le nanoindenteur NHT₂.

Matériaux	316L	joints brasés	unité
Moyenne du module d'élasticité	191	183	GPa
Écart-type du module d'élasticité	29,5	22,1	GPa
Moyenne de dureté H_{IT}	2,1	2,5	GPa
Écart-type de dureté H_{IT}	0,15	0,11	GPa



(a) Distribution du module d'élasticité des joints brasés et de l'acier 316L (b) Distribution de la dureté des joints brasés et de l'acier 316L

FIGURE 2.25 – Distribution des propriétés mécaniques locales obtenue par nanoindentation avec l'équipement NHT₂.

Afin de mettre plus en évidence les variations locales de propriétés mécaniques au sein d'un joint brasé monophasé γ , une matrice d'indentation 31×11 a été réalisée avec le nanoindenteur UNHT (Figure 2.26). Le gradient de dureté H_{IT} demeure peu marqué au sein d'un grain du joint brasé, dans lequel, les valeurs de dureté varient entre 3,9 GPa et 3,5 GPa. Néanmoins, le gradient augmente à l'interface entre les grains constituant le joint brasé et l'acier 316L respectivement, en passant de 3,5 GPa à 2,9 GPa. Il est important de noter que le gradient de dureté entre l'acier 316L et un joint brasé dépend fortement de l'orientation des grains comme indiqué Figure 2.25b.

Une autre matrice d'indentation 21×16 sur une surface couvrant à la fois un grain d'un joint brasé, ainsi que les phases fragilisantes, a été réalisée avec le nanoindenteur UNHT. Les résultats

indiquent que la dureté H_{IT} des siliciures $Ni_{31}Si_{12}$ et $Cr_3Ni_5Si_2$ atteignent ≈ 17 GPa (Figure 2.27). Plus localement, les valeurs de dureté H_{IT} des précipités riches en Ni, Cr, Si, Mo, ainsi que les phases Cr_2B atteignent 22 GPa. Bien que la dureté H_{IT} des siliciures soit approximativement trois fois plus élevée que la matrice ductile constituant les joints brasés, dont les valeurs sont comprises entre 4,8 GPa et 7 GPa, cette grandeur, définie comme étant la résistance à la déformation plastique, ne permet pas de statuer sur la résistance à la fracture des matériaux. En effet, cette définition est insuffisante car elle ne prend pas en compte quantitativement la déformation plastique au sens strict du terme ($\frac{\Delta L}{L_0}$), ni la capacité d'écroutissage d'un matériau, contrairement à un essai de traction uniaxial (Annexe C.3). Par conséquent, il devient complexe d'établir une corrélation directe entre la dureté et la résistance à la fracture, sans différencier le comportement ductile et fragile des matériaux testés (Ding et al., 2004), qui plus est, demeure un concept subjectif et encore sujet à de nombreux débats (Lawn et Marshall, 1979).

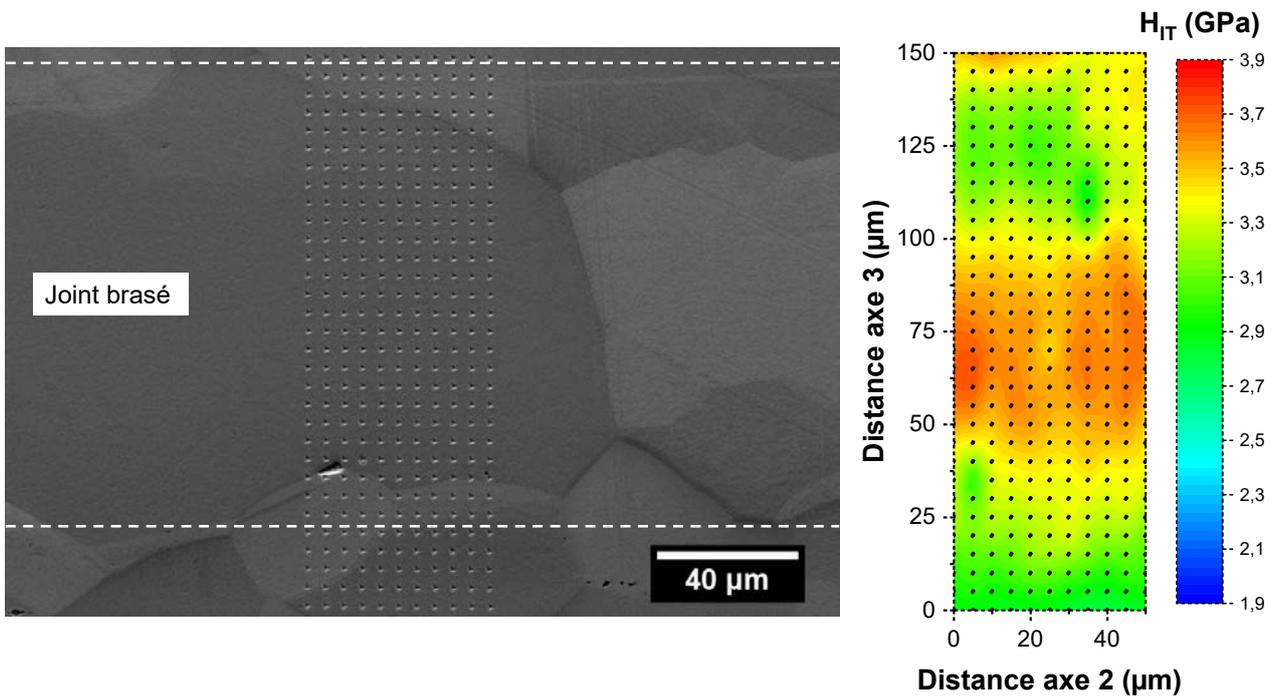


FIGURE 2.26 – Matrice de dureté H_{IT} 31×11 réalisée sur un joint brasé monphasé γ avec le nanoindenteur UNHT.

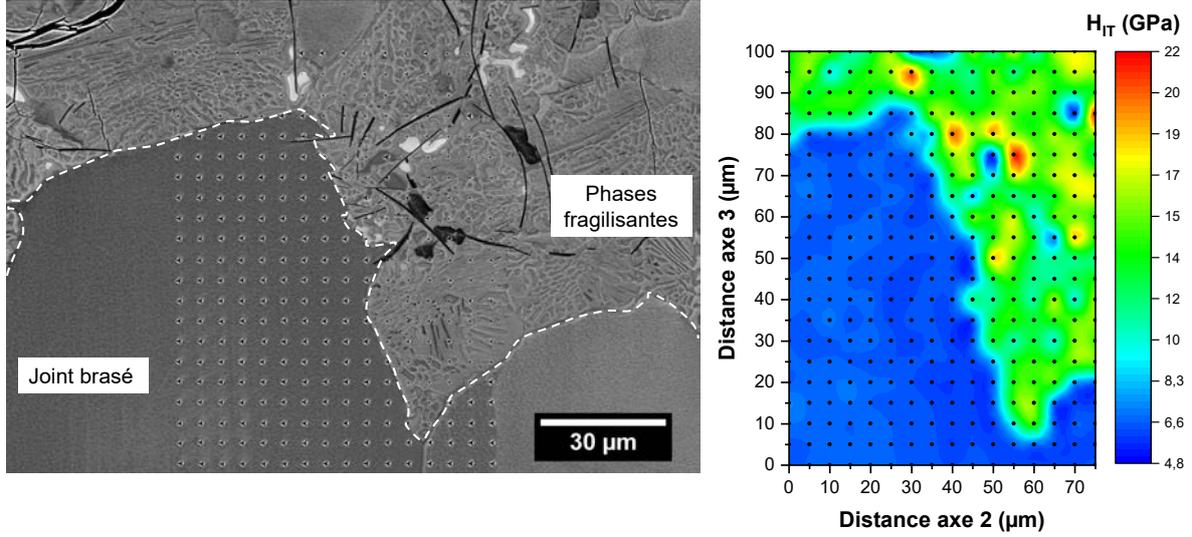


FIGURE 2.27 – Matrice de dureté H_{IT} 21×16 réalisée sur un joint brasé monophasé γ et les phases fragilisantes avec le nanoindenteur UNHT.

Selon Yang et al. (2012), la relation entre l'état de contrainte dans un assemblage brasé et l'épaisseur des joints brasés, au cours d'un essai de traction, n'est pas clairement comprise. Parallèlement, d'autres auteurs ayant étudié le comportement mécanique en traction d'assemblages soudés, ont considéré un rapport permettant de prédire si la rupture intervenait dans le métal de base (MB) ou dans la zone fondue (ZF) (Kim et al., 2009; Hertelé et al., 2013; Ye et al., 2013). Ce rapport s'exprime comme suit :

$$r_{R_m} = \left(\frac{R_m^{ZF} - R_m^{MB}}{R_m^{MB}} \right) \quad (2.3)$$

où, R_m^{ZF} et R_m^{MB} dénotent, la résistance maximale à la traction de la zone fondue et du métal de base respectivement. Si le ratio $r_{R_m} < 0$, la déformation plastique se concentre principalement dans la ZF et la rupture s'amorcera dans cette région. A l'inverse, si $r_{R_m} > 0$, la déformation plastique se concentre principalement dans le MB. Ce simple critère empirique peut être transposé pour les assemblages brasés, pour lequel, la ZF est remplacée par un joint brasé (JB). De plus, contrairement aux études énoncées précédemment, la résistance maximale à la traction est substituée par la dureté H_{IT} du joint brasé et de l'acier 316L. A partir de ces modifications,

l'équation (2.3) peut être remplacée par la relation suivante :

$$r_{H_{IT}} = \left(\frac{H_{IT}^{JB} - H_{IT}^{MB}}{H_{IT}^{MB}} \right) \quad (2.4)$$

L'équation précédente est vraie sous certaines hypothèses, à savoir : l'acier 316L et les joints brasés sont constitués d'une structure austénitique écrouissable, pour lesquels, la composition chimique et la taille des grains est proche. Ainsi la résistance maximale à la traction R_m peut être raisonnablement substituée à la dureté H_{IT} en accord avec l'équation (C.8). Les joints brasés sont exempts de phases fragilisantes ou de porosités, pouvant provoquer une rupture prématurée initiée au sein des joints brasés. La ségrégation du silicium aux joints de grains induite pas le brasage n'influence pas la résistance intergranulaire à la température ambiante (effet interfacial) (Saxton et al., 1971).

D'après les valeurs moyennes des distributions de dureté H_{IT} disponibles dans le Tableau 2.2, le rapport $r_{H_{IT}}=0,20$, indiquant ainsi que les joints brasés possèdent une résistance à la rupture potentiellement supérieure à l'acier 316L. Cependant, ce critère ne permet pas de mesurer la valeur minimale du rapport $r_{H_{IT}}$, pour lequel, la probabilité de rupture dans les joints brasés et l'acier 316L est égale. De plus, comme il est indiqué Annexe C.3, la valeur de dureté dépend de la méthode de mesure. Ainsi, la valeur du rapport $r_{H_{IT}}$ peut varier sensiblement en fonction de cette dernière. C'est pourquoi, pour vérifier ce critère, des essais de traction sur les éprouvettes en acier 316L avec joints brasés issues du mur de barres ont été effectués. De plus, des essais de traction sur des éprouvettes en acier 316L ont également été réalisés à titre comparatif.

2.5.2 Essais de traction

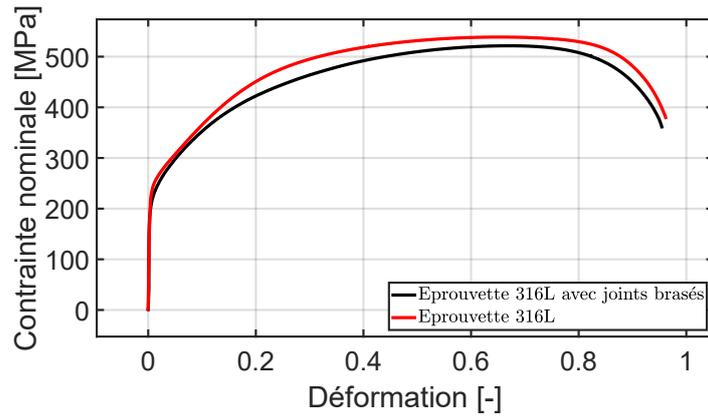
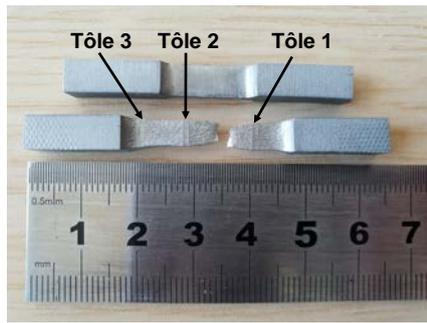
D'après les résultats des essais de traction (Figure 2.28a), la courbe de l'éprouvette en acier 316L avec joints brasés (courbe noire)⁵ possède une limite d'élasticité d'environ 190 MPa, ainsi qu'un écrouissage non linéaire sur l'ensemble du domaine plastique. Sur les trois éprouvettes testées, la rupture ductile se produit dans l'acier 316L, en ayant atteint la résistance maximale à la traction de 520 MPa (Figure 2.28b) et un allongement à la rupture de 0,95. Ces résultats sont en accord avec les valeurs obtenues pour un assemblage brasé 316/BNi-5 (Figure 1.8). La Figure 2.28c montre une double striction de part et d'autre de la tôle brasée, qui résulte d'une plus forte déformation dans l'acier 316L, due à des valeurs plus faibles de dureté H_{IT} que les joints brasés. La contrainte tri-axiale apparaît majoritairement dans l'acier 316L des barres, menant à une réduction de section dans cette région jusqu'à la striction, précédant la rupture. L'analyse du faciès de rupture Figure 2.28d indique une zone déformée plastiquement, avec la présence de cupules caractéristiques de la rupture ductile transgranulaire. Ainsi, il est remarquable que les joints brasés monophasés montrent une résistance mécanique et une résistance à la rupture élevée, ce qui est prometteur pour la réalisation d'échangeur en acier 316L.

Par ailleurs, le résultat de l'essai de traction sur une éprouvette en acier 316L (courbe rouge) (Figure 2.28b) faisant office de courbe de comparaison, indique une limite d'élasticité supérieure par rapport à la courbe de l'acier 316L avec joints brasés (courbe noire), soit 220 MPa. Bien que la forme de l'écrouissage soit similaire, la résistance maximale à la traction est également supérieure et atteint 540 MPa. Cette observation est contradictoire avec la théorie présentée dans cette section, qui prévoit qu'un assemblage 316L/BNi-5 a une résistance mécanique plus élevée que l'acier 316L seul. La résistance mécanique sur un essai de traction apparaît d'autant plus élevée que la fraction volumique de joints brasés dans le volume utile de l'éprouvette est importante. Dans le cas présent, la fraction volumique de joints brasés dans le volume utile de l'éprouvette est de $\approx 5\%$. Cet écart observé entre les deux courbes est principalement dû à la direction de prélèvement

5. Par soucis de visibilité, une seule courbe est représentée.

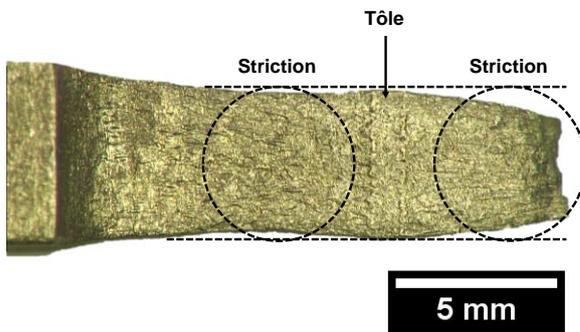
des éprouvettes dans le mur de barres. Les éprouvettes en acier 316L avec joints brasés ont été prélevées dans le plan (**13**) du mur de barres (Figure 2.5b), tandis que les éprouvettes en acier 316L ont été prélevées dans le plan (**12**) (Figure 2.5b), parallèle au plan de laminage des barres (Figure 2.5a). Ainsi un effet de texture résiduelle dû au laminage peut potentiellement exister et induire une faible variation de l'érouissage et ce, malgré le recuit induit par l'étape de brasage.

Enfin, l'écart observé entre les deux courbes peut également être dû à une transformation martensitique α' induite par déformation plastique, plus importante dans l'éprouvette en acier 316L. En effet, bien que l'acier 316L soit considéré comme stable par rapport à la transformation martensitique α' à température ambiante, celle-ci peut exister en faible proportion pour de grandes déformations (Manjanna et al., 2008; Novelli, 2017). Les joints brasés avec BNi-5 étant plus riches en nickel (élément gammagène) que l'acier 316L (Figure 2.8b), la transformation martensitique est très peu probable (Serri, 2006). Ceci est également une hypothèse pouvant expliquer la valeur de résistance à la traction plus élevée pour l'éprouvette en 316L (courbe rouge) par rapport à l'éprouvette en acier 316L avec joints brasés (courbe noire) (Figure 2.28b). Cependant, dans le cadre de cette étude, aucune mesure de texture n'a été effectuée. De même que, la proportion de martensite α' après les essais de traction, n'a pas été estimée. Néanmoins, les éprouvettes après essais ont montré des propriétés magnétiques lorsque celles-ci étaient mises en contact avec des aimants.

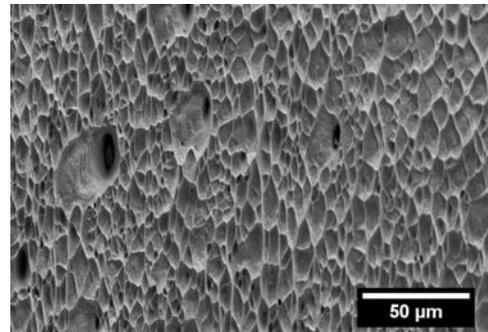


(a) Eprouvettes en acier 316L avec joints brasés avant et après essai de traction

(b) Courbes de traction uniaxiale d'une éprouvette en acier 316L avec joints brasés et d'une éprouvette acier 316L



(c) Zoom sur les zones de striction d'une éprouvette en acier 316L avec joints brasés après essai de traction



(d) Faciès de rupture d'une éprouvette en acier 316L avec joints brasés après essai de traction

FIGURE 2.28 – Résultats des essais de traction réalisés sur des éprouvettes en acier 316L avec joints brasés et acier 316L issues du mur de barres de la maquette N1.

2.6 Discussion vers des améliorations futures

La résolution de la technique d'analyse chimique par EDX ne permet pas la quantification de l'élément Si aux joints de grains, considéré comme étant l'élément responsable de la décohésion intergranulaire et de la micro-fissuration induite au sein des joints brasés pendant les opérations de soudage. Cependant, il est envisageable de quantifier le Si aux joints de grains par des instruments de microanalyse chimique quantitative, à l'aide d'un détecteur WDX ou idéalement une sonde atomique ou encore à l'aide d'un microscope électronique à transmission (MET) couplé à un détecteur EDX/WDX. Les valeurs obtenues permettraient de corrélérer la tendance à la fissuration en fonction de la concentration en Si aux joints de grains à travers des modèles numériques. Par

exemple, avec une approche énergétique qui consisterait à déterminer l'influence de la ségrégation sur le travail de décohésion du métal. Il serait également envisageable d'utiliser une approche atomistique, dont le but serait d'évaluer l'influence de la ségrégation de Si sur la répartition des densités électroniques dans le joint de grain et d'en déduire son énergie de cohésion (Saindrenan et al., 2002).

Dans cette étude, aucune statistique sur le nombre et la longueur cumulés de fissures en fonction du mode opératoire de soudage n'a été menée. En effet, il est difficile d'établir une corrélation entre ces variables en considérant le nombre important de paramètres non maîtrisés, tels que, la concentration en Si aux joints de grains, la fraction volumique de siliciures présents en surface du mur de barres avant les opérations de soudage. Il est d'ailleurs important de noter qu'aucune fissure n'a été observée à l'interface ZF/MB des soudures de la maquette N2, et ce, pour la face arasée et non arasée.

De plus, toutes les observations ont été réalisées dans un plan de coupe 2D, ne permettant pas de statuer sur la longueur des fissures dans la troisième dimension. Par ailleurs, la microtomographie X 3D ne possède pas une résolution spatiale suffisante pour détecter précisément les micro-fissures sur des alliages bases fer et nickel, sur une durée de mesure raisonnable (≈ 10 heures de mesure sur un volume analysé inférieur à 1 cm^3). Une solution plus viable consisterait à mesurer la sensibilité de fissuration à chaud via des essais de traction à chaud sur des éprouvettes standardisées en acier 316L brasées avec BNi-5. Les résultats seraient comparés à des essais sur des éprouvettes de référence en acier 316L. La sensibilité à la fissuration à chaud serait alors déterminée au travers des valeurs de résistance maximale à la traction et d'allongement à la rupture, ainsi que par des observations de faciès, en analogie avec les travaux réalisés par Rappetti (2018). Il serait également envisageable de s'inspirer des travaux de Bouffier (2006) et Gao (2017) dans lesquels des essais robustes de fissuration à chaud en zone fondue ont été mis en place.

L'étude du GOS à l'interface a permis d'identifier l'influence de l'énergie de soudage et du nombre de passes sur la déformation plastique du mur de barres. Cependant, il convient de se demander quelle est la résolution de cette méthode et quel est le degré de confiance qu'il peut lui être accordé. De plus, cet indice scalaire ne contient pas les informations nécessaires pour être corrélé directement à une, voire plusieurs composantes du tenseur des déformations. Ainsi, il serait envisageable de calibrer les valeurs du GOS sur des valeurs de déformations obtenues à travers des essais de traction uniaxiaux et pour différents traitements thermiques. Cela permettrait également d'évaluer la restauration de l'érouissage sur la valeur du GOS.

Enfin, bien que la surface du mur de barres puisse être arasée par fraisage, l'utilisation de barres sans congé pourrait être une solution recommandable afin de limiter la formation des phases fragilisantes.

2.7 Résumé

Les essais expérimentaux menés dans ce chapitre ont permis la caractérisation métallurgique du mur de barres d'une maquette d'un échangeur de chaleur en acier 316L, brasée avec BNi-5 et soudée avec de l'Inconel 625, dans des conditions industrielles. Les observations au microscope optique ont permis de visualiser les phases fragilisantes composées principalement de siliciures $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ et $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$. Celles-ci se forment au refroidissement pendant le cycle de brasage, dans les congés des barres et dans lesquels, des micro-fissures se propagent jusqu'à atteindre la matrice ductile de γ -Ni qui constitue les joints brasés.

Les observations au MEB ont permis de mettre en évidence les phénomènes de micro-fissuration à chaud dans la ZAT, à l'interface ZF/MB, provoqués par la présence des siliciures et/ou également de Si ayant ségrégré dans les joints de grains à la suite du procédé de brasage. Les micro-fissures se propagent sur $\approx 500 \mu\text{m}$ dans les joints brasés et peuvent également déboucher partiellement dans la ZF. Dans le cas où les joints brasés sont constitués d'un liseré de phases fragilisantes

intergranulaires et continues suite à un cycle de brasage inadapté, les contraintes de traction générées par le retrait du cordon de soudure provoque la propagation de fissures amenant à la rupture totale des joints brasés.

En l'absence de micro-fissure et de phases fragilisantes intergranulaires continues, les joints brasés et l'acier 316L environnant se déforment plastiquement suite aux opérations de soudage. La déformation plastique engendrée peut être corrélée à la valeur du GOS, qui est un indice scalaire permettant de mesurer la magnitude et la distribution spatiale de la déformation plastique. Les différentes mesures du GOS ont permis d'étudier la sensibilité de l'énergie de soudage et du nombre de passes sur la magnitude de déformation plastique dans l'épaisseur du mur de barres. Cette déformation est d'autant plus forte que l'énergie de soudage et le nombre de passes sont importants. Ainsi, une énergie de soudage inférieure à 1100 J/mm semble adéquate pour limiter la déformation plastique.

Des essais de nanoindentation ont également été réalisés sur l'acier 316L et les joints brasés à température ambiante, afin d'obtenir des propriétés mécaniques locales, telles que le module d'élasticité et la dureté. A partir de ces valeurs, un critère de rupture simple a été utilisé pour prédire la zone de rupture lors d'essais de traction réalisés sur des éprouvettes brasées à température ambiante. Pour les trois essais de traction réalisés, la rupture ductile apparaît dans l'acier 316L, après avoir atteint une résistance à la traction de 520 MPa, ainsi qu'un allongement à la rupture de 0,90. Ces résultats montrent que les joints brasés possèdent une plus grande résistance à la déformation plastique que l'acier 316L, lorsque ces derniers sont constitués d'une unique phase de γ -Ni.

Dans ces bonnes conditions de brasage, la faible différence de propriétés mécaniques entre le métal de base et les joints brasés, ainsi que leur faible épaisseur, permettra de faire des simulations dans le chapitre 4, en s'affranchissant de ces derniers et en considérant que la microstructure des assemblages brasés est homogène.

Chapitre 3

Modélisation phénoménologique de la restauration de l'écrouissage et application à la simulation numérique du soudage

3.1 Introduction

Comme présenté dans le chapitre 1, plusieurs approches thermomécaniques ont été proposées pour modéliser le soudage multipasse avec dépôt de métal d'apport, qui est une tâche particulièrement difficile. La question qui a motivé ces recherches est la suivante : *Comment la modélisation et la simulation numérique du soudage avec dépôt de métal d'apport peuvent-elles être effectuées de manière simple, efficace et précise ?*

Dans ce but, une nouvelle loi de comportement établie dans un cadre thermodynamique est proposée dans ce chapitre, afin de reproduire le phénomène de restauration se produisant durant le soudage multipasse. Celle-ci prend en compte la restauration de l'écrouissage dépendante du temps dans une formulation thermo-élasto-plastique, sous l'hypothèse des petites déformations. Dans ce but, une nouvelle variable de restauration (variable interne), associée à une fonction d'écrouissage isotrope, est introduite dans les équations constitutives. Cette variable de restauration annule progressivement les effets de la variable d'écrouissage selon une loi d'évolution dépendante de la température. L'intérêt de cette dernière est le nombre réduit de paramètres, qui peuvent être aisément identifiés à partir d'essais thermomécaniques uniaxiaux. Ce travail s'inscrit dans une démarche cherchant à proposer un outil simple pouvant être utilisé par des ingénieurs soudeurs, pas

nécessairement spécialistes en modélisation, mais ayant besoin d'un outil pouvant leur donner des indications sur les contraintes résiduelles générées en fonction de leur mode opératoire de soudage.

Ce chapitre est structuré comme suit : la deuxième section introduit les équations constitutives et le cadre thermodynamique du modèle proposé. La troisième section porte sur la procédure expérimentale et la stratégie d'identification des paramètres du modèle pour un premier matériau. La quatrième section présente des exemples de simulations numériques, pour lesquelles, le matériau est soumis à différents trajets thermomécaniques. Un exemple tri-dimensionnel EF (*Éléments Finis*) est également présenté pour illustrer les capacités du modèle dans un contexte dédié aux applications de soudage. La cinquième section est consacrée à l'identification des paramètres d'un deuxième matériau. La sixième section discute des perspectives relatives à l'amélioration du modèle, avant de conclure dans la dernière section.

Dans ce qui suit, les notations suivantes ont été adoptées : les symboles en gras et blackboard dénotent respectivement, les tenseurs du deuxième et quatrième ordre, tandis que les autres symboles sont des quantités scalaires. Le produit contracté double et le produit dyadique sont donnés par :

$$\mathbf{A} : \mathbf{B} = A_{ij}B_{ij}, \quad (\mathbb{A} : \mathbf{B})_{ij} = A_{ijkl}B_{kl}, \quad (\mathbf{A} \otimes \mathbf{B})_{ijkl} = A_{ij}B_{kl}.$$

De plus, tous les tenseurs du deuxième ordre sont symétriques ($A_{ij} = A_{ji}$) et tous les tenseurs du quatrième ordre ont au moins une symétrie mineure ($A_{ijkl} = A_{jikl} = A_{ijlk}$). Par conséquent, ils peuvent être réduits à des matrices 6×1 et 6×6 selon la notation de Voigt. \mathbf{I} représente le tenseur identité du second ordre. Les opérateurs $\text{hyd}(\boldsymbol{\sigma})$ et $\text{Dev}(\boldsymbol{\sigma})$ désignent respectivement, la pression hydrostatique et la partie déviatorique du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$, tandis que $\text{eq}(\boldsymbol{\sigma})$ est la contrainte équivalente de Von Mises :

$$\text{hyd}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{1}{3}\text{tr}(\boldsymbol{\sigma})\mathbf{I},$$

$$\mathbf{Dev}(\boldsymbol{\sigma}) = \boldsymbol{\sigma} - \text{hyd}(\boldsymbol{\sigma})\mathbf{I},$$

$$\text{eq}(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{Dev}(\boldsymbol{\sigma}) : \mathbf{Dev}(\boldsymbol{\sigma}))}.$$

Par ailleurs, ce chapitre ayant fait l'objet d'un article scientifique, les axes et légendes des figures ont volontairement été conservés en anglais.

3.2 Équations constitutives et cadre thermodynamique

3.2.1 Lois d'état

Le présent modèle est basé sur les équations constitutives thermo-élasto-plastique (Lemaitre et Chaboche, 1990) incluant un écrouissage isotrope indépendant de la température et de la dilatation thermique. Les variables observables du modèle sont la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}$ et la température absolue T , tandis que les variables internes relatives à la plasticité sont la déformation plastique $\boldsymbol{\varepsilon}_p$ et la variable d'écrouissage p , qui est également référée à la déformation plastique équivalente. Afin de représenter le mécanisme de restauration de l'écrouissage, une variable interne additionnelle β est utilisée, se référant dans les prochains paragraphes à la *variable de restauration* ou *variable d'adoucissement*. Cette dernière est introduite dans le potentiel d'énergie libre de Helmholtz comme suit :

$$\rho\psi(\boldsymbol{\varepsilon}, T, \boldsymbol{\varepsilon}_p, p, \beta) = \frac{1}{2}(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_p - \boldsymbol{\varepsilon}_{th}(T)) : \mathbb{C} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_p - \boldsymbol{\varepsilon}_{th}(T)) + \int_0^{p-\beta} R(\xi) d\xi + \rho\psi_0(T). \quad (3.1)$$

Dans l'expression ci-dessus, ρ est la masse volumique, considérée comme constante dans l'hypothèse des petites déformations. \mathbb{C} est le tenseur de rigidité d'ordre quatre, classiquement formulé pour des matériaux isotropes massifs et qui est défini par le module d'Young E et le coefficient de

Poisson ν . ε_{th} représente la dilatation thermique, usuellement exprimée pour un matériau isotrope par :

$$\varepsilon_{th}(T) = \alpha \mathbf{I}(T - T_0), \quad (3.2)$$

où α et T_0 décrivent respectivement, le coefficient de dilatation thermique et la température de référence. Dans l'équation (3.1), R représente la fonction d'érouissage sous sa forme intégrée, définie dans le présent modèle par une loi linéaire-exponentielle (Lemaitre et Chaboche, 1990) :

$$R(\xi) = Q_1(1 - \exp(-b\xi)) + Q_2\xi, \quad (3.3)$$

où Q_1 , Q_2 et b sont des paramètres matériau, tandis que ξ est l'argument de la fonction. Il est important de relever que d'autres formes peuvent être utilisées pour $R(\xi)$, tant que cette fonction est monotone croissante et définie nulle à $\xi = 0$. Le dernier terme de l'équation (3.1), $\rho\psi_0(T)$, décrit l'énergie calorifique, qui est une fonction dépendante de la température donnée dans l'Annexe A.1.

En suivant la procédure de dérivation thermodynamique classique, l'expression usuelle de la contrainte est obtenue :

$$\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbb{C} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_p - \boldsymbol{\varepsilon}_{th}(T)), \quad -\boldsymbol{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_p}, \quad (3.4)$$

et les forces thermodynamiques :

$$\rho \frac{\partial \psi}{\partial p} = R(p - \beta), \quad \rho \frac{\partial \psi}{\partial \beta} = -R(p - \beta). \quad (3.5)$$

D'après l'équation (3.5), il peut être observé que, contrairement aux modèles en plasticité classique, la fonction d'érouissage dépend maintenant, de la différence entre la variable d'érouissage et de restauration, respectivement, p et β . D'un point de vue métallurgique, la variable d'érouis-

sage p représente les effets des dislocations générées (Aifantis, 1987; Voyiadjis et Abed, 2005), tandis que la variable de restauration β représente le réarrangement et l'annihilation des dislocations. Ainsi, β joue le rôle d'une variable antagoniste envers la variable interne p . Additionnellement, l'entropie est définie par :

$$s = -\frac{\partial\psi}{\partial T}, \quad (3.6)$$

dont l'expression analytique est donnée dans l'Annexe A.1.

3.2.2 Lois d'évolution

Le second principe de la thermodynamique implique que la dissipation mécanique doit obligatoirement être positive ou nulle, selon l'inégalité de Clausius-Duhem donnée par :

$$\begin{aligned} \dot{\Phi} &= \dot{W}_\varepsilon - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) \geq 0 \\ &= \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \rho \left(\frac{\partial\psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} + \frac{\partial\psi}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial\psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_p} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p + \frac{\partial\psi}{\partial p} \dot{p} + \frac{\partial\psi}{\partial \beta} \dot{\beta} + s\dot{T} \right) \geq 0 \\ &= \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p - R\dot{p} + R\dot{\beta} \geq 0. \end{aligned} \quad (3.7)$$

où $\dot{\Phi}$ et \dot{W}_ε décrivent, respectivement, la vitesse de l'énergie dissipée et la vitesse de l'énergie de déformation. Par conséquent, l'évolution des variables internes doivent être écrites en accord avec l'inégalité ci-dessus, afin de garantir l'admissibilité thermodynamique de la loi de comportement.

Évolution des variables relatives à la plasticité

Habituellement en plasticité associée, les évolutions de la variable d'écrouissage p et la déformation plastique $\boldsymbol{\varepsilon}_p$ sont gouvernées par la loi de normalité de la fonction de charge f , qui active également le multiplicateur plastique λ à travers les conditions de Kuhn-Tucker :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, R) = \text{eq}(\boldsymbol{\sigma}) - R - R_0 \leq 0, \quad \begin{cases} f < 0, & \dot{\lambda} = 0 \\ f = 0, & \dot{\lambda} > 0 \end{cases}, \quad (3.8)$$

où R_0 est la limite d'élasticité initiale. Ainsi, les équations d'évolution relatives à la plasticité sont :

$$\dot{p} = -\frac{\partial f}{\partial R} \dot{\lambda} = \dot{\lambda}, \quad \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p = \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \dot{\lambda} = \boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}) \dot{p}, \quad (3.9)$$

où $\boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma})$ décrivent l'écoulement de la déformation plastique, donné par :

$$\boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}) = \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{3 \text{Dev}(\boldsymbol{\sigma})}{2 \text{eq}(\boldsymbol{\sigma})}. \quad (3.10)$$

Il est rappelé que la convexité de f au regard des variables associées $\boldsymbol{\sigma}$ et R assure que la dissipation relative à la plasticité est toujours positive ou nulle, c'est-à-dire $\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_p - R\dot{p} \geq 0$.

Évolution de la variable de restauration de l'écrouissage

Il est important de garder à l'esprit qu'établir une caractérisation quantitative du phénomène de restauration reste très complexe, et c'est pourquoi, il n'existe pas de consensus concernant son évolution (Friedel, 1964; Humphreys, 2017). Cependant, Petkovic et al. (1979) et Farzadi (2015) ont mis en évidence que la cinétique de restauration de l'écrouissage est principalement gouvernée par la température et la densité de dislocations, qui sont deux facteurs agissant comme des forces motrices du mécanisme de restauration. Basée sur des tendances expérimentales observées dans les références mentionnées ci-dessus, une loi d'évolution spécifique permettant de décrire la cinétique de la variable de restauration β est proposée dans ce travail. Conformément à cette loi, la vitesse de restauration est définie comme étant le produit de deux sous-fonctions g et h , représentant respectivement, l'effet de la température et de la densité de dislocations sur la cinétique de restauration. Cela donne :

$$\dot{\beta} = g(T) \times h(p - \beta). \quad (3.11)$$

La première sous-fonction, exprimée par g , dépend uniquement de la température. Cette fonc-

tion est choisie sous la forme d'une loi puissance de la partie positive¹ de la différence entre la température courante et d'activation, T_a :

$$g(T) = A_T \langle T - T_a \rangle_+^{A_L}, \quad (3.12)$$

où A_T et A_L sont des paramètres matériau et T_a représente la température seuil à partir de laquelle le mécanisme de restauration de l'érouissage devient actif². La deuxième sous-fonction, exprimée par h , dépend de la différence entre la variable d'érouissage et de restauration (p et β), dont la valeur est implicitement corrélée à la densité de dislocations courante. Cette fonction est choisie sous la forme exponentielle suivante :

$$h(p - \beta) = 1 - \exp\left(-\frac{p - \beta}{A_r}\right). \quad (3.13)$$

Avec cette forme, h tend vers 1 quand la valeur de β est très faible devant la valeur actuelle de p . Dans ce cas, la vitesse de restauration est principalement influencée par la température à travers la sous-fonction g . Cependant, h diminue progressivement jusqu'à 0 quand β s'approche de la valeur actuelle de p . Dans ce cas, la vitesse de restauration diminue et tend vers zéro, empêchant β de dépasser p . Ainsi, le rôle de la sous-fonction h est de garantir qu'à la température T et pour l'état de déformation imposée, le matériau ne puisse pas restaurer plus que l'érouissage qui a été généré. Il est à noter que le paramètre A_r contrôle l'influence de l'érouissage subsistant à restaurer ($p - \beta$) sur la vitesse de restauration. Si A_r est faible, alors, à température fixée, la restauration de l'érouissage commencera à diminuer juste avant la restauration complète. A l'inverse, si A_r est élevé, alors la vitesse de restauration diminuera doucement bien avant la restauration complète. Ces deux types d'évolution ont été rapportés dans diverses études expérimentales de la

1. La partie positive d'une quantité scalaire a s'exprime par $\langle a \rangle_+$, telle que $\langle a \rangle_+ = a$ si $a \geq 0$ et $\langle a \rangle_+ = 0$ si $a < 0$.

2. Il est important de noter que, des observations expérimentales ont démontré qu'une lente évolution de la restauration existait également à basse température (Orowan, 1940; Messerschmidt et al., 2010; Pham et al., 2015). Dans le présent modèle, la température d'activation T_a peut être interprétée comme le seuil à partir duquel le mécanisme de restauration devient significativement actif sur l'échelle de temps considérée.

restauration sous chargements uniaxiaux (Petkovic et al., 1979; Vandermeer et Rath, 1990; Farzadi, 2015). La cinétique de restauration dans l'équation (3.11) est par ailleurs illustrée Figure 3.1.

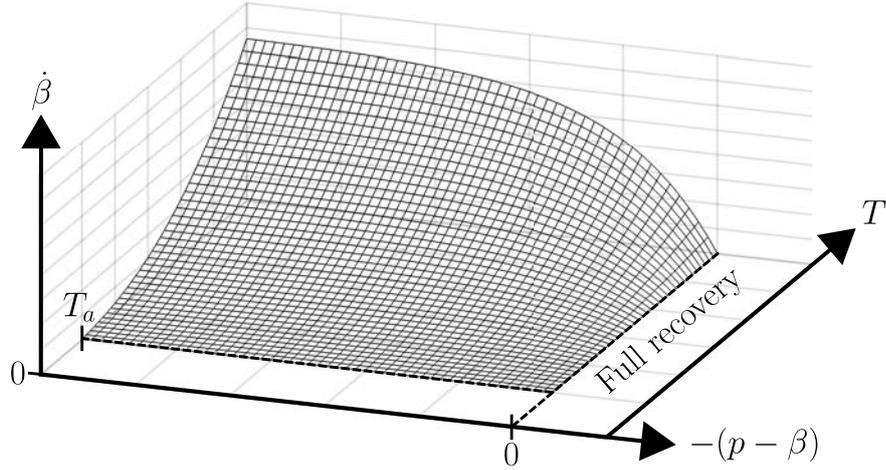


FIGURE 3.1 – Représentation schématique de la cinétique de restauration : vitesse de restauration ($\dot{\beta}$) vs. différence entre la variable d'écroissance et de restauration ($p - \beta$) vs. température (T).

Il est important de souligner que, puisque R et $\dot{\beta}$ sont nécessairement positifs, la dissipation relative à la restauration de l'écroissance est toujours positive ou nulle, i.e. $R\dot{\beta} \geq 0$. Par conséquent, la relation constitutive proposée est thermodynamiquement admissible, selon l'équation (3.7).

3.2.3 Équation de la chaleur

Afin de justifier le calcul thermomécanique découplé, l'équation de la chaleur (1.2) présentée section 1.4.2, nécessite d'être explicitée en développant le terme ω_ε . En effet, rigoureusement, l'équation de la chaleur est obtenue à partir du 1^{er} principe de la thermodynamique, dans laquelle l'expression du potentiel d'énergie libre de Helmholtz est substituée (Lemaitre et Chaboche, 1990; Chatzigeorgiou et al., 2018; Praud, 2018). Pour le modèle proposé, l'expression de cette équation s'écrit après un calcul approprié (Annexe A.1) :

$$\rho c_p \dot{T} = -\operatorname{div}_x(\mathbf{q}) + \omega + \underbrace{\dot{\Phi} - T\alpha \mathbf{I} : \dot{\boldsymbol{\sigma}}}_{\omega_\varepsilon}. \quad (3.14)$$

Le premier et le second terme de ω_ε décrivent respectivement la dissipation, déjà donnée dans l'équation (3.7), et la source de couplage thermomécanique.

D'après l'équation (3.14), il est évident que le processus de déformation du matériau influence l'équation de la chaleur à travers la chaleur interne produite par le travail mécanique ω_ε . De plus, rigoureusement, les inconnues en déplacement et en température doivent être déterminées comme des champs fortement couplés. Celles-ci sont généralement obtenues à travers une analyse thermomécanique fortement couplée, pour laquelle, les équations d'équilibre (problème mécanique) et l'équation de la chaleur (problème thermique) sont résolues simultanément, en intégrant tous les termes de couplage. Cependant, les hautes températures impliquées en soudage sont significativement plus importantes que celles générées par le travail mécanique. Dans ces conditions, la chaleur générée par le travail mécanique, ω_ε , peut raisonnablement être négligée dans l'équation de la chaleur (3.14), c'est-à-dire $\omega_\varepsilon \approx 0$. En prenant en compte cette hypothèse, l'équation de la chaleur devient insensible à l'état mécanique du matériau. Ainsi, le problème entier peut être traité en considérant une analyse thermomécanique découplée pour laquelle le problème thermique est résolu avant le problème mécanique. Le champ de température obtenu à partir de l'analyse thermique est utilisé comme donnée d'entrée pour l'analyse mécanique subséquente. Les simulations présentées dans ce travail sont effectuées dans ce contexte.

3.2.4 Implémentation numérique

La loi de comportement proposée est implémentée dans un solveur FE *ABAQUS/Standard* à l'aide d'une *User Material subroutine* (UMAT). L'algorithme d'intégration numérique est basé sur la forme *convex cutting plane* de l'algorithme *return mapping* (Simo et Ortiz, 1985; Ortiz et Simo, 1986; Simo et Hughes, 1998; Praud et al., 2017a,b) détaillé dans l'Annexe A.2.

Comme expliqué dans la section précédente, des analyses thermomécaniques découplées sont considérées dans ce travail. Ainsi, le champ de température est dans un premier temps calculé à partir de l'analyse thermique, puis utilisé comme donnée d'entrée pour l'analyse mécanique, dans laquelle, la UMAT est utilisée.

3.3 Identification expérimentale pour l'acier 316L

3.3.1 Procédure expérimentale et essais

Dans cette section, l'application de la loi de comportement précédemment formulée est proposée pour étudier la restauration de l'écroissage de l'acier inoxydable austénitique 316L. Pour ce faire, un programme expérimental impliquant des essais uniaxiaux de compression et des traitements thermiques est conduit pour mettre en évidence le phénomène de restauration de l'écroissage apparaissant près des cordons pendant le soudage. Il est admis que de hautes températures avec de hautes cinétiques de chauffage sont atteintes près des cordons de soudure, tandis que loin de ces derniers, les températures et les cinétiques de chauffage sont plus faibles (Murugan et al., 1998). C'est pourquoi, les traitements thermiques doivent être choisis minutieusement, afin de simuler les plages de température et de cinétiques vues par la pièce soudée, proche des cordons.

Les essais de compression ont été réalisés sur quatre éprouvettes cylindriques nommées S1, S2, S3 et S4, issues d'un barreau tréfilé à chaud. Les éprouvettes possèdent un diamètre de 10 mm et une longueur de 24 mm. En amont des essais, toutes les éprouvettes ont subi un traitement de

relaxation à 950°C pendant 40 min à 1 bar à l'air libre, afin d'éliminer les contraintes résiduelles précédemment introduites par le procédé de mise en forme et de préparation des éprouvettes. Les essais de compression ont été réalisés à température ambiante, $T_{room} = 293,5$ K, à l'aide d'une machine hydraulique ZWICK 100 kN, mesurant la contrainte uniaxiale (σ_{11}) avec une cellule de charge (Figure 3.3a). Un extensomètre MultiXtens a été utilisé pour la mesure de déformation axiale (ε_{11}), en considérant une longueur de jauge de 15 mm. Une vitesse de déformation nominale initiale de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ a été imposée par la traverse mobile pour toutes les éprouvettes. Enfin, les configurations de chargements thermomécaniques suivantes ont été réalisées :

— Trajet du chargement thermomécanique pour l'éprouvette S1 :

Premièrement, l'éprouvette S1 a été soumise à une déformation en compression de 0,035 (étape 1 : charge), avant d'être déchargée à contrainte nulle (étape 2 : décharge). L'éprouvette a ensuite été chauffée à une température maximale T_{max} (étape 3 : chauffage) et refroidie jusqu'à la température ambiante T_{room} , tout en étant libre de contrainte (étape 4 : refroidissement). Enfin, l'éprouvette a été soumise à une autre déformation en compression de 0,035³ (étape 5 : charge), avant d'être une fois de plus déchargée à contrainte nulle (étape 6 : décharge). Le trajet du chargement thermomécanique est indiqué Figure 3.2a. Pendant cet essai, le traitement thermique (étape 3 et 4) a été effectué sous vide à 4×10^{-5} mbar sur un dilatomètre NETZCH possédant un système de chauffage radiatif. La température a été enregistrée à l'aide d'un thermocouple type S, en contact avec l'échantillon. Les étapes de chauffage et de refroidissement ont été contrôlées durant l'essai.

— Trajet du chargement thermomécanique pour les éprouvettes S2, S3, et S4 :

Premièrement, les éprouvettes S2, S3 et S4 ont été soumises à une déformation en compression de 0,035 (étape 1), avant d'être déchargées à contrainte nulle (étape 2). Les éprouvettes ont ensuite été chauffées à une température maximale T_{max} à déformation maintenue constante (étape 3), déchargées à contrainte nulle et à température maintenue

3. Une valeur de déformation de 3,5 % a été considérée dans ce travail car différentes études ont montré que les déformations induites durant le soudage correspondaient à des valeurs inférieures à 5 % (Muránsky et al., 2012a; Depradeux et Coquard, 2018)

constante (étape 4), puis refroidies jusqu'à température ambiante T_{room} , tout en étant libre de contrainte (étape 5). Enfin, les éprouvettes ont été soumises à une autre déformation en compression de 0,035 (étape 6), avant d'être une fois de plus déchargées à contrainte nulle (étape 7). Le trajet du chargement thermomécanique est indiqué Figure 3.2b. Pendant ces essais, les traitements thermiques (étapes 3, 4 et 5) ont été effectués sur une machine GLEEBLE possédant un système de chauffage par effet Joule (Figure 3.3b), à la pression atmosphérique, et avec utilisation d'argon comme gaz protecteur. La température a été enregistrée avec un thermocouple type K, directement soudé sur les éprouvettes. Pendant chaque traitement thermique (étapes 3, 4 et 5), il est important de mentionner que la contrainte n'était techniquement pas mesurable pendant l'étape de chauffage (étape 3), qui se déroule à déformation fixe. Ensuite, pendant les étapes suivantes de décharge et de refroidissement (étapes 4 et 5), pendant lesquelles, les éprouvettes sont libres de contrainte, la déformation n'était également pas mesurable techniquement. Néanmoins, la déformation au début du second chargement (étape 6) a été évaluée en mesurant les éprouvettes avant et après traitement thermique. Pendant ces essais, le chauffage (étape 3) a été contrôlé en température, tandis que le refroidissement (étape 5) a été effectué librement jusqu'à T_{room} .

Pour chaque échantillon, les détails des traitements thermiques en terme de température maximale, cinétiques de chauffage/refroidissement sont résumés dans le Tableau 3.1.

TABLEAU 3.1 – Détails des traitements thermiques pour les éprouvettes S1, S2, S3 et S4.

Éprouvette	S1	S2	S3	S4
T_{max} (K)	673	973	1273	1423
Vitesse de chauffage ($K.s^{-1}$)	0,7	70	333,3	383,3
Temps maintenu à T_{max} (s)	10	1	1	5
Vitesse de refroidissement ($K.s^{-1}$)	0,3	libre	libre	libre

Il convient de souligner que, pour le premier trajet thermomécanique (pour l'éprouvette S1),

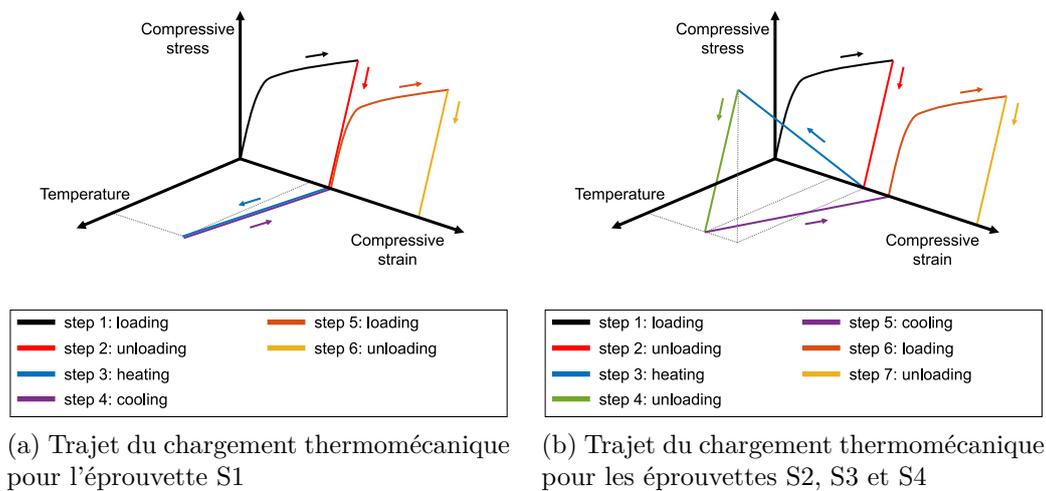


FIGURE 3.2 – Trajets des chargements thermomécaniques expérimentaux.

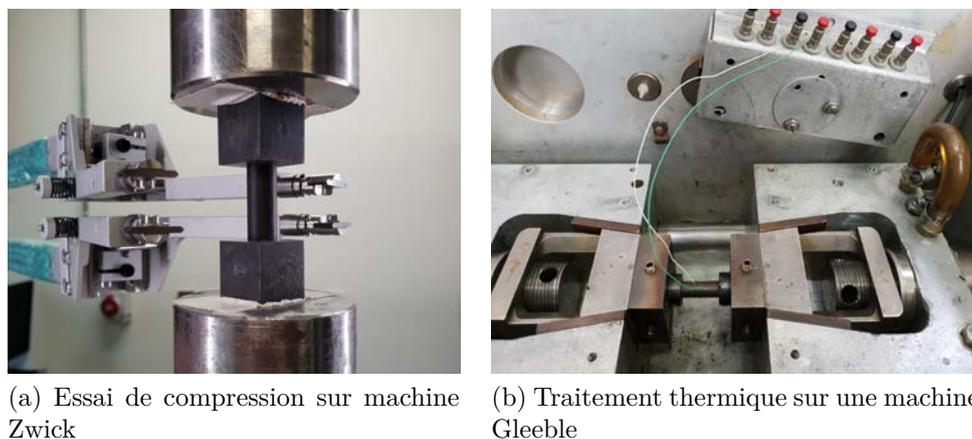


FIGURE 3.3 – Équipements utilisés pour les essais thermomécaniques expérimentaux.

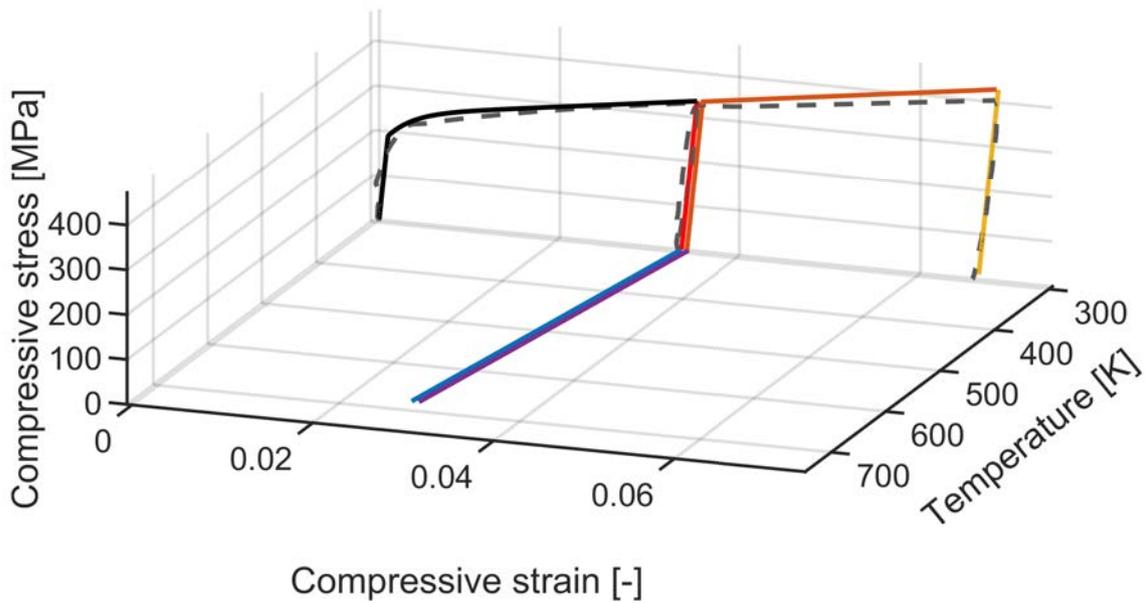
le traitement thermique a été réalisé dans des conditions de contrainte libre, laissant le matériau libre de se dilater et de se contracter. De plus, le matériau est exposé à de la restauration statique, étant donné que le phénomène de restauration d'écroissage se produit indépendamment de la plasticité. Une telle configuration est particulièrement pratique pour l'identification des paramètres du modèle. Cependant, l'équipement mis à notre disposition (dilatомètre NETZCH à système de chauffage radiatif) permet de réaliser des traitements thermiques dans des conditions de contrainte libre, uniquement pour des températures ($\approx 1000 \text{ }^\circ\text{C}$) et cinétiques de chauffage ($\approx 1 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) modérées. C'est pourquoi, seule l'éprouvette S1 a été testée dans cette configuration.

Afin de surmonter ce problème, un second trajet thermomécanique a été réalisé pour les éprouvettes S2, S3 et S4 avec un autre équipement (machine GLEEBLE à système de chauffage par effet Joule). Celui-ci permettant de réaliser des traitements thermiques sur une plage de température plus élevée, mais à déformation fixée pour l'étape de chauffage. Dans ces conditions, le matériau ne peut pas se dilater librement, et des contraintes de compression ont été générées dans l'éprouvette, ayant potentiellement conduit à la plastification pendant cette étape de chauffage. Par conséquent, le matériau peut également être exposé à de la restauration dynamique. Puisque les propriétés élasto-plastiques dans le présent modèle sont supposées être indépendantes de la température, ce qui n'est pas le cas dans la réalité, les conditions de restauration dynamique ne sont pas idéales pour l'identification des paramètres du modèle. Néanmoins, dans le contexte de cette première étude, ces essais seront tout de même utilisés pour l'identification des paramètres du modèle.

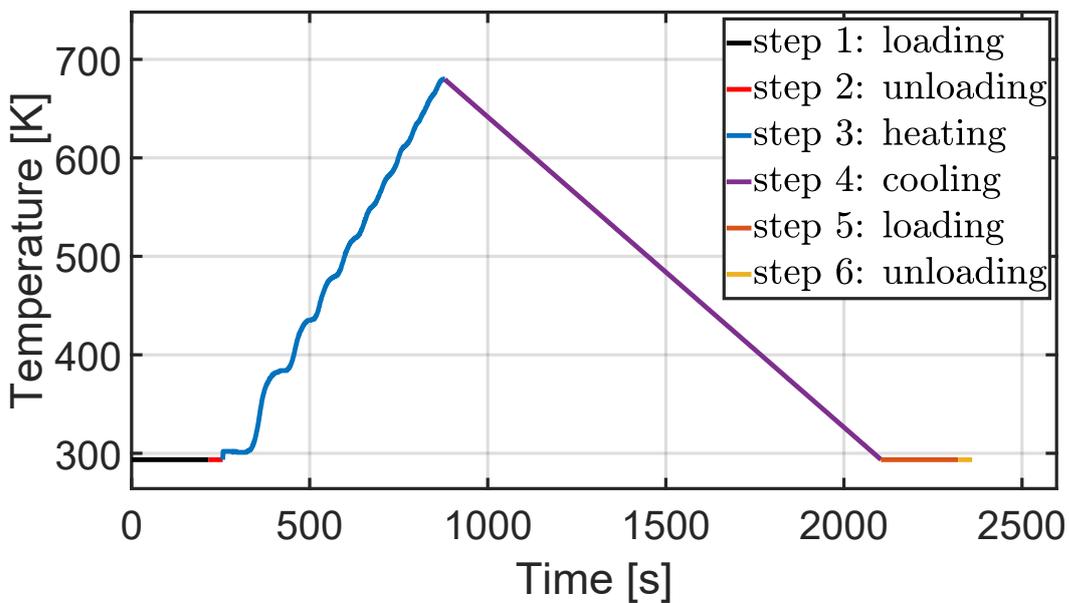
3.3.2 Identification des paramètres

Les paramètres du modèle constitutif proposé ont été identifiés à partir des essais introduits précédemment.

Pour l'éprouvette S1, la température maximale T_{max} apparaît comme n'étant pas suffisamment élevée pour activer le mécanisme de restauration. De plus, cet essai peut être utilisé pour identifier les paramètres de plasticité R_0 , Q_1 , Q_2 et b à travers des procédures standards (Lemaitre et Chaboche, 1990). Le coefficient de dilatation thermique α , est directement déterminé à partir des mesures du dilatomètre pendant le traitement thermique. Les paramètres obtenus sont listés dans la partie supérieure du Tableau 3.2. Les données expérimentales pour cet essai sont comparées à la réponse simulée Figure 3.4.



(a) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour l'éprouvette S1



(b) Température (T) vs. temps pour l'éprouvette S1

FIGURE 3.4 – Essai thermomécanique pour l'éprouvette S1. Sur la Figure 3.4a, les lignes pointillées indiquent la réponse expérimentale, tandis que les lignes en trait plein représentent la réponse simulée par le modèle, en utilisant la température mesurée expérimentalement sur la Figure 3.4b. Le code couleur des différentes étapes est le même que sur la Figure 3.2a, également rappelé Figure 3.4b.

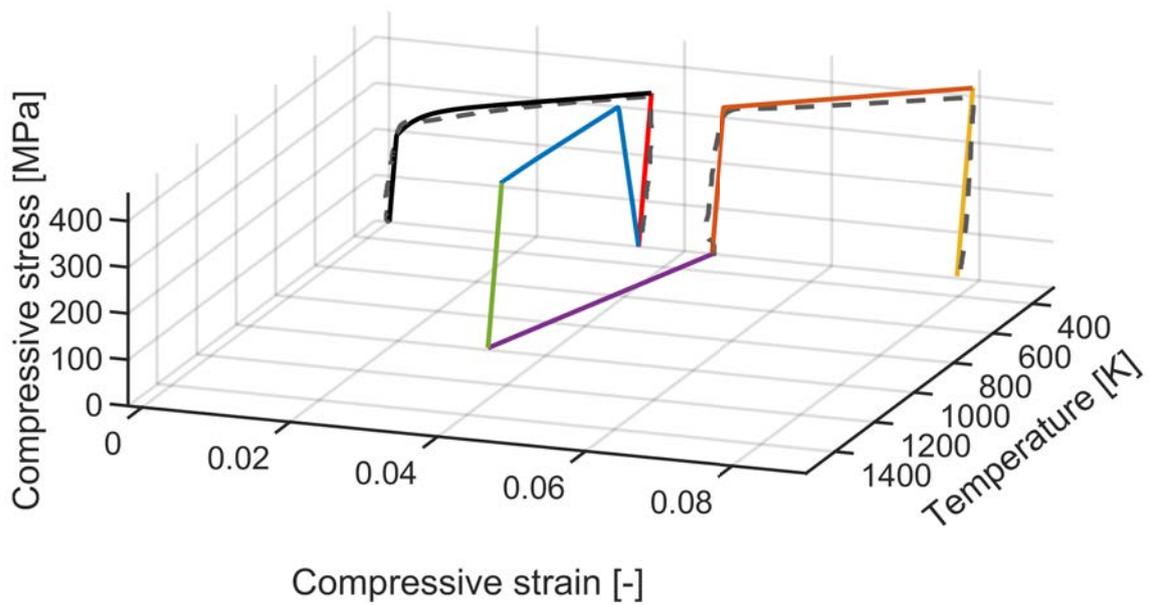
Les paramètres de restauration d'écouissage sont ensuite identifiés à partir des données expérimentales provenant des éprouvettes S2, S3 et S4. Les paramètres T_a , A_T , A_L , A_r ont été

identifiés en utilisant un algorithme d'ingénierie inverse, basé sur la technique de Levenberg-Marquardt (Levenberg, 1944; Marquardt, 1963; Meraghni et al., 2014). Cette méthode consiste à ajuster les paramètres inconnus du modèle en minimisant une fonction coût, généralement exprimée par la méthode des moindres carrés entre la réponse simulée et expérimentale. Il est rappelé que la réponse expérimentale n'est pas mesurée pendant le traitement thermique (étape 3, 4 et 5). Ainsi, l'identification a été effectuée uniquement sur les étapes de charge et de décharge (étape 1, 2, 6 et 7). Les paramètres obtenus sont listés dans la partie inférieure du Tableau 3.2. Les comparaisons entre les données expérimentales et les réponses simulées sont présentées Figure 3.5 pour les éprouvettes S2, S3 et S4.

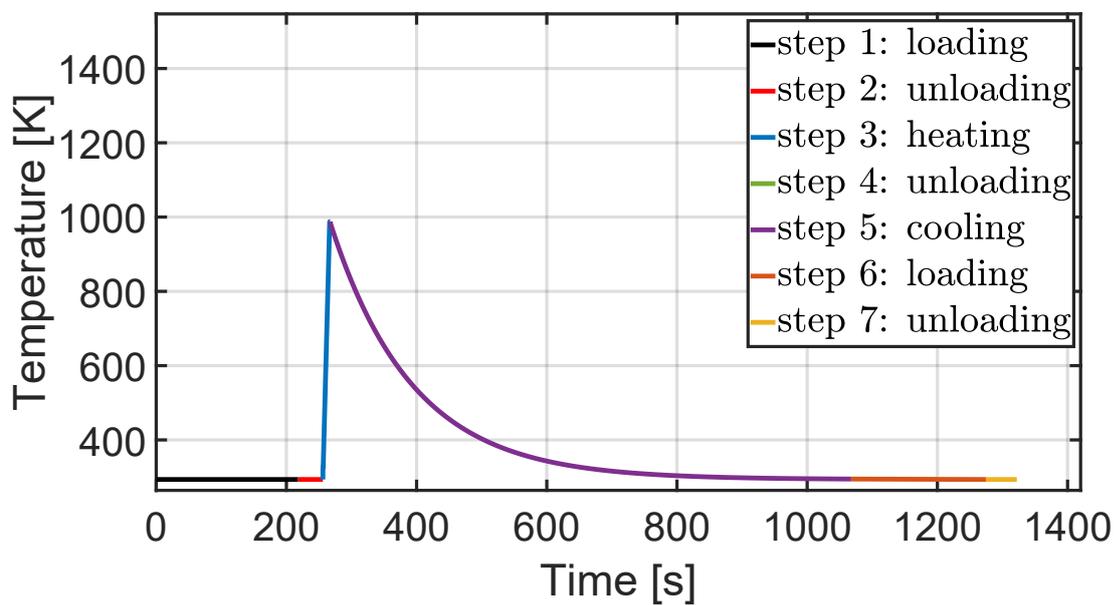
TABLEAU 3.2 – Paramètres matériau identifiés pour l'acier inoxydable austénitique 316L.

Caractéristique	Paramètre	valeur	unité
Élasticité (à $T = 293,5$ K)	E	193500	MPa
	ν (valeur standard)	0,3	-
Dilatation thermique (à $293,5 < T < 1373,5$ K)	α	$17,1 \times 10^{-6}$	K^{-1}
	T_0	293,5	K
Plasticité (à $T = 293,5$ K)	R_0	190	MPa
	Q_1	50	MPa
	b	400	-
	Q_2	2880	MPa
Restauration d'écroissage (à $T > 673,5$ K)	T_a	673,5	K
	A_T	5×10^{-7}	$K^{-A_L} . s^{-1}$
	A_L	2,5	-
	A_r	40	-

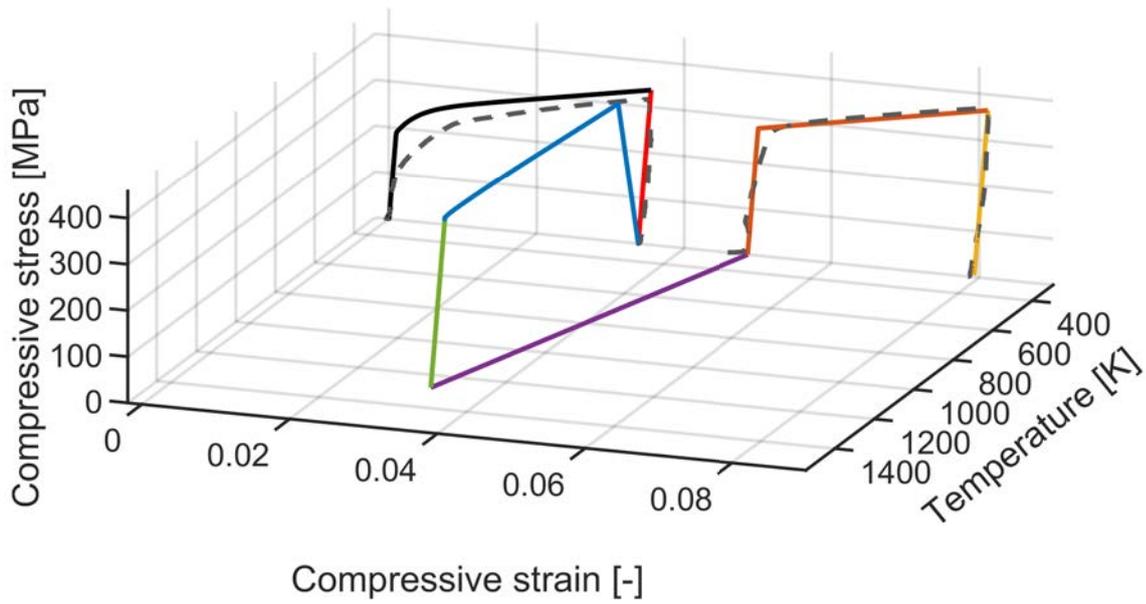
Pour l'éprouvette S1 (Figure 3.4), comme mentionné précédemment, la température maximale atteinte tout au long du traitement thermique n'était pas suffisamment élevée pour activer le mécanisme de restauration de l'écroissage. Ainsi, au début de la seconde étape de chargement, l'écroissage a atteint approximativement le même niveau que celui développé à la fin de la première étape de chargement.



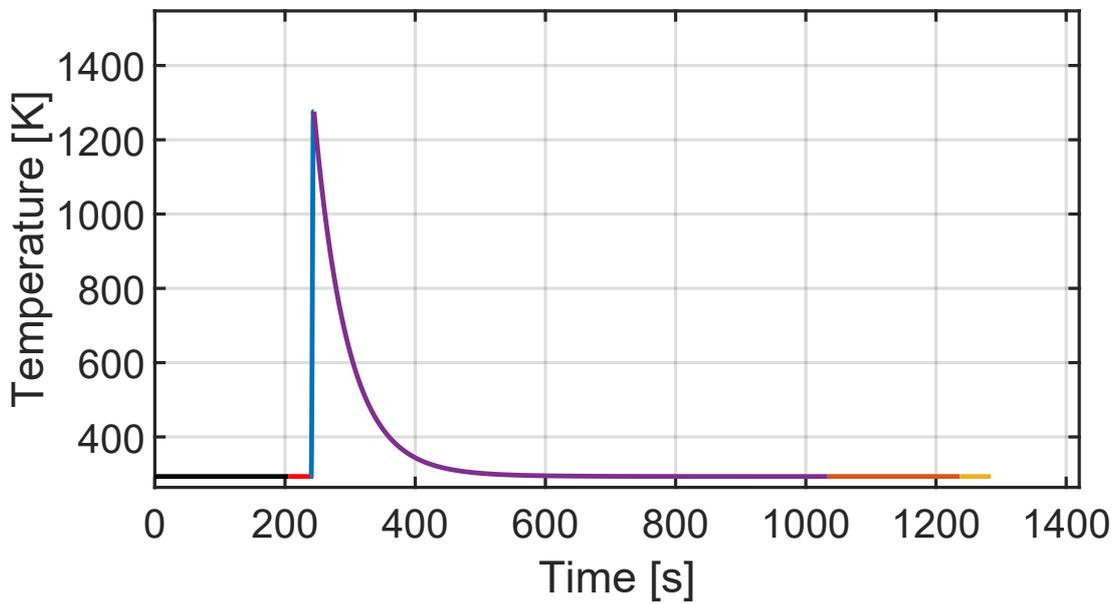
(a) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour l'éprouvette S2



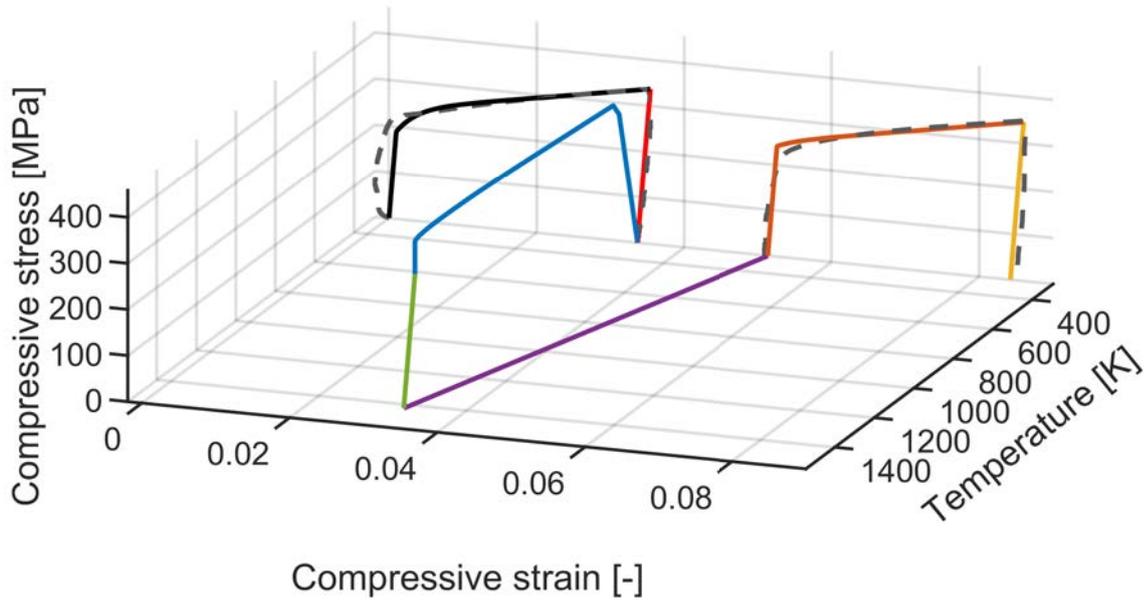
(b) Température (T) vs. temps pour l'éprouvette S2



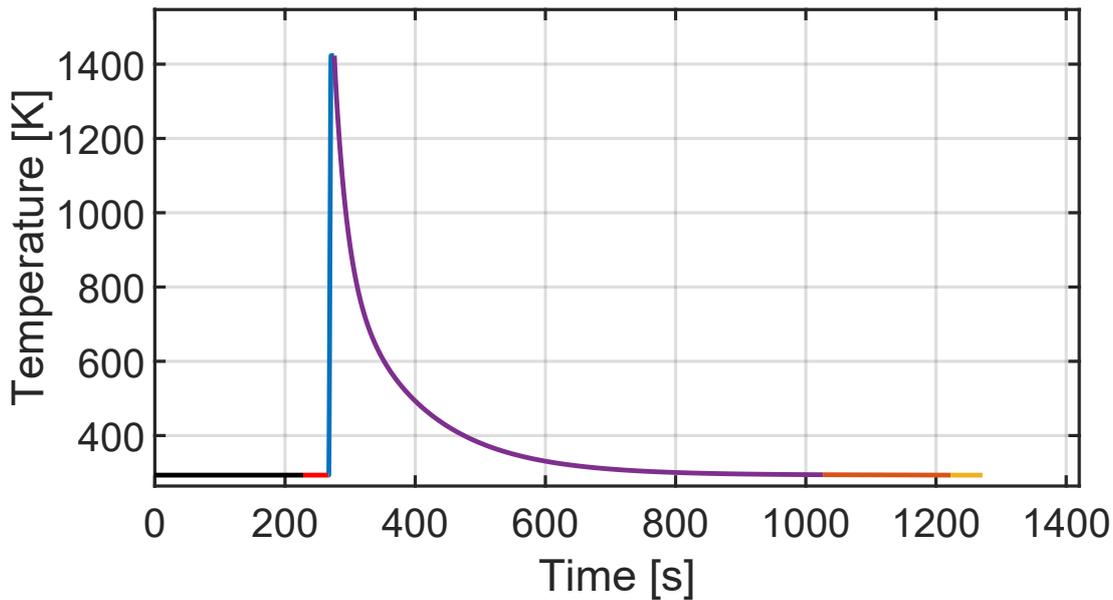
(c) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ϵ_{11}) vs. température (T) pour l'éprouvette S3



(d) Température (T) vs. temps pour l'éprouvette S3



(e) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour l'éprouvette S4



(f) Température (T) vs. temps pour l'éprouvette S4

FIGURE 3.5 – Essais thermomécaniques pour les éprouvettes S2, S3 et S4. Sur les Figures 3.5a, 3.5c et 3.5e, les lignes pointillées indiquent les réponses expérimentales, tandis que les lignes en trait plein représentent les réponses simulées par le modèle, en utilisant respectivement, les températures mesurées expérimentalement sur les Figures 3.5b, 3.5d et 3.5f. Le code couleur des différentes étapes est le même que sur la Figure 3.2b, également rappelé Figure 3.5b.

Pour les échantillons S2, S3 et S4 (Figure 3.5), les réponses expérimentales ont bien été capturées pendant les premières étapes de charge et de décharge (étapes 1 et 2). Cependant, il est important de souligner qu'un léger décalage est observé entre la réponse expérimentale et simulée pour l'éprouvette S3 (Figure 3.5c). De plus, expérimentalement, il existe une faible déformation en traction (compression négative) pendant l'étape du premier chargement (étape 1) pour l'éprouvette S4 (Figure 3.5e). Cette déviation proviendrait d'un parallélisme imparfait entre les deux faces de l'échantillon, introduisant ainsi de faibles perturbations de mesure de déformation au début de la compression. Pendant l'étape de chauffage (étape 3), qui se déroule à déformation fixe, une contrainte en compression se développe, le matériau étant incapable de se dilater librement. Le niveau de contrainte générée apparaît comme étant suffisamment important pour provoquer un écoulement plastique avec écrouissage. Pendant cette étape, la restauration de l'écrouissage peut également s'activer, étant donné que la température augmente et dépasse le seuil d'activation du mécanisme (T_a). Cela produit une faible diminution de contrainte à la fin de l'étape de chauffage (étape 3), qui peut être clairement observée sur l'éprouvette S4 (Figure 3.5e), alors que cette diminution est moins visible pour les éprouvettes S2 et S3 (Figures 3.5a et 3.5c). Par la suite, le matériau a été déchargé quasi-instantanément à contrainte nulle (étape 4) et laissé libre de contrainte pendant l'étape de refroidissement (étape 5), pendant laquelle, l'échantillon pouvait se contracter librement. Après retour à température ambiante, le second chargement a été réalisé (étape 6) avec une réponse en contrainte associée, reflétant une restauration partielle ou complète. La température atteinte pendant le traitement thermique de l'éprouvette S4 était suffisamment élevée pour permettre au matériau de restaurer une part importante de son écrouissage. Pour les éprouvettes S2 et S3, les températures intermédiaires produisent une restauration d'écrouissage partielle du matériau.

La bonne concordance générale entre les résultats simulés et expérimentaux démontre les capacités du modèle à capturer la réponse thermomécanique des matériaux métalliques sujets à de la restauration de l'écrouissage thermiquement activée.

3.4 Simulations numériques

3.4.1 Réponse thermomécanique d'un point matériel

Dans cette section, des exemples supplémentaires sont présentés afin de fournir une meilleure compréhension du modèle proposé, ainsi que d'illustrer ses capacités prédictives. Ces exemples ont été réalisés sur un unique point matériel sous chargement uniaxial, dont les propriétés matériau sont listés dans le Tableau 3.2.

Exemple 1 : Étude de la restauration statique

Dans ce premier exemple, le matériau est chargé jusqu'à un niveau de contrainte de 300 MPa en 100 s avant d'être déchargé en 100 s. Durant cette étape, la température est maintenue constante et égale à la température de référence ($T_0 = 293,5$ K). Le matériau est ensuite laissé libre de contrainte pendant une durée de 100 s, pendant laquelle, la température augmente jusqu'à une valeur maximale T_{max} en 100 s avant de retourner à la température de référence T_0 en 100 s. Dans la dernière étape, le matériau est de nouveau chargé à 350 MPa à température constante. En considérant une température de fusion T_m de 1773 K pour l'acier 316L, trois valeurs de T_{max} ont été considérées : 573,5 K ($0,3 \times T_m$), 1073,5 K ($0,6 \times T_m$) et 1473,5 K ($0,8 \times T_m$). La première est inférieure à la température d'activation T_a , la seconde est légèrement supérieure à T_a , tandis que la troisième est largement supérieure à T_a . Ces trajets thermomécaniques sont illustrés Figure 3.6.

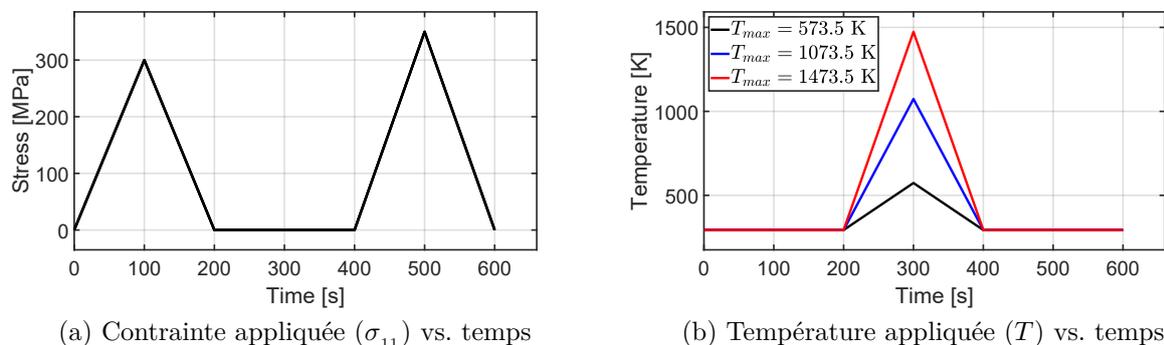
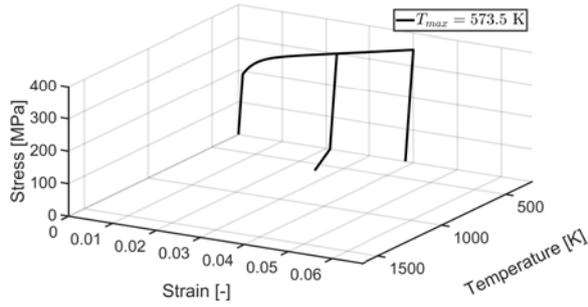
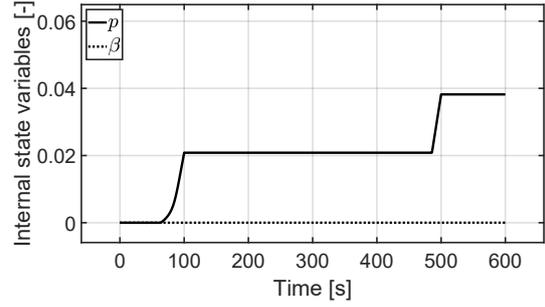


FIGURE 3.6 – Exemple 1 : Trajets des chargements thermomécaniques dans le cas de la restauration statique.

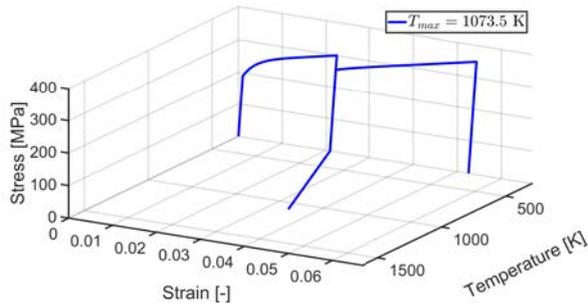
Cet exemple met en évidence l'effet de la restauration thermiquement activée de l'érouissage sur la réponse du matériau, dans le cas de la restauration statique, pour laquelle, la plasticité et la restauration d'érouissage sont activées séparément. Les résultats de ces simulations sont présentés Figure 3.7. La déformation plastique et l'érouissage sont générés pendant la première étape de chargement. Quand le matériau est ensuite chauffé dans des conditions de contrainte libre, la restauration d'érouissage n'a pas eu lieu si la température n'excède pas T_a (Figure 3.7b). Ainsi, à l'étape de rechargement, le matériau commence à plastifier à partir du niveau de contrainte précédemment atteint (Figure 3.7a). Cependant, si la température dépasse T_a , alors l'érouissage est progressivement restauré (Figures 3.7d et 3.7f). Dans ce cas, pendant l'étape de rechargement, le matériau commence à plastifier depuis un niveau de contrainte inférieur à celui atteint précédemment (Figures 3.7c et 3.7e). L'érouissage peut être partiellement ou totalement restauré, selon la température atteinte et la durée pendant laquelle le matériau est maintenu à cette température (Figures 3.7c, 3.7d, 3.7e et 3.7f).



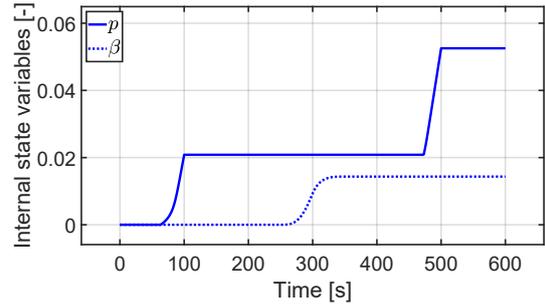
(a) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour $T_{max} = 573.5$ K



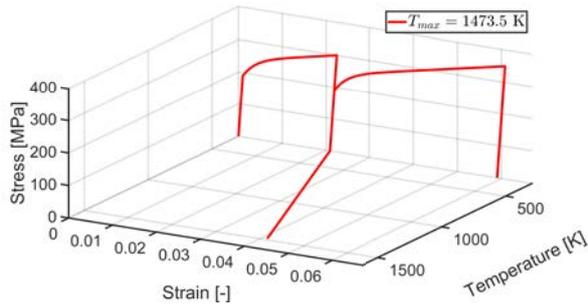
(b) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 573.5$ K



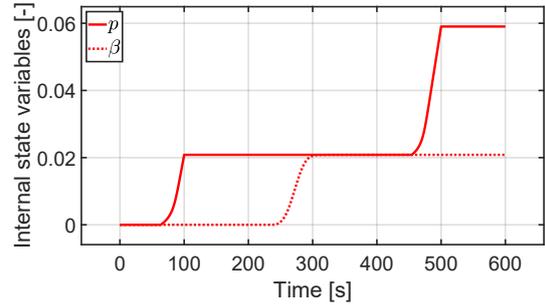
(c) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour $T_{max} = 1073.5$ K



(d) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 1073.5$ K



(e) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour $T_{max} = 1473.5$ K



(f) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 1473.5$ K

FIGURE 3.7 – Exemple 1 : Réponses simulées dans le cas de la restauration statique. Cet exemple illustre les cas de non-restauration, restauration partielle, et restauration totale de l'écroissage, selon les différentes températures atteintes.

Exemple 2 : Étude de la restauration dynamique sous chargement monotone

Dans ce second exemple, le matériau est dans un premier temps laissé libre de contrainte, tandis que la température augmente jusqu'à une certaine valeur T_{max} et maintenue pendant 5 s. Pendant cette étape, le matériau est libre de se dilater. Les mêmes valeurs de T_{max} introduites dans le premier exemple ont été considérées, à savoir : 573,5 K, 1073,5 K et 1473,5 K. Dans un

second temps, une déformation de 0,05 est appliquée avec une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, tandis que la température est maintenue constante. Un cas supplémentaire avec une vitesse de déformation plus importante : $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ est également considérée pour $T_{max} = 1073,5 \text{ K}$. Ces trajets thermomécaniques sont illustrés Figure 3.8.

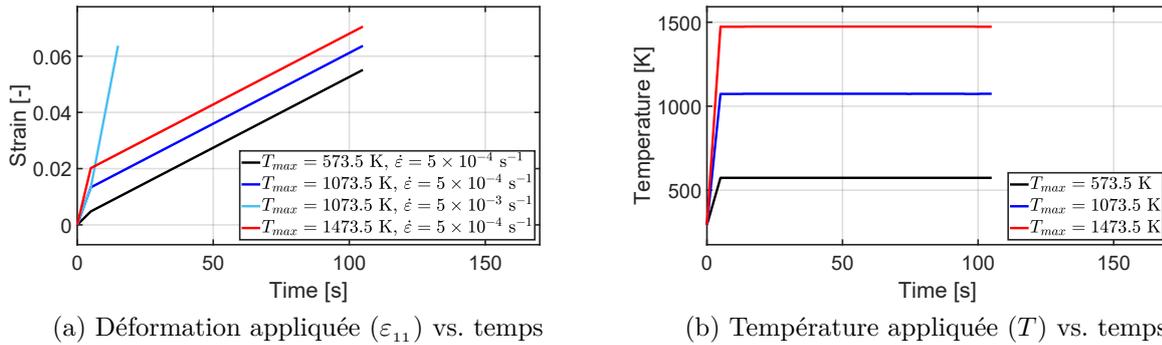


FIGURE 3.8 – Exemple 2 : Trajets des chargements thermomécaniques dans le cas de la restauration dynamique sous chargement monotone.

Cet exemple met en évidence l'effet de la restauration de l'érouissage thermiquement activée sur la réponse du matériau dans le cas de la restauration dynamique. Dans ce cas, la plasticité et la restauration d'érouissage sont activées simultanément sous chargement monotone. Les résultats de ces simulations sont présentés Figures 3.9 et 3.10.

Si la température du matériau n'excède pas T_a , la simulation indique que la restauration de l'érouissage est inactive (Figure 3.10a) et la réponse correspond à celle obtenue dans le cas d'un modèle plastique classique (courbe noire sur la Figure 3.9). Cependant, si la température dépasse T_a , alors l'érouissage commence à être restauré en même temps que celui-ci soit généré (Figures 3.10b, 3.10c et 3.10d). Si la température est suffisamment élevée, alors l'érouissage est restauré presque aussi vite que celui-ci est généré (Figure 3.10d), rendant la réponse quasiment similaire à celle d'un matériau parfaitement plastique (courbe rouge sur la Figure 3.9). À des températures plus faibles, l'érouissage est généré beaucoup plus rapidement qu'il n'est restauré (Figures 3.10b et 3.10c), conduisant à une réponse intermédiaire par rapport aux deux cas précédemment cités

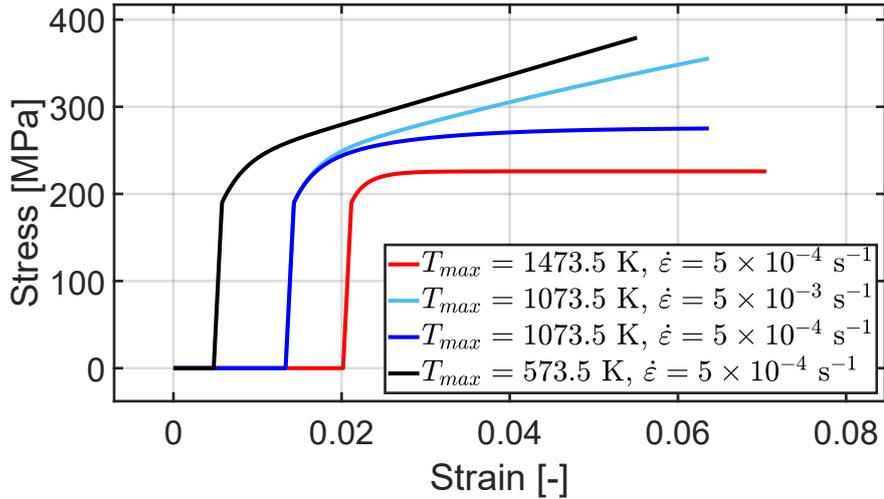
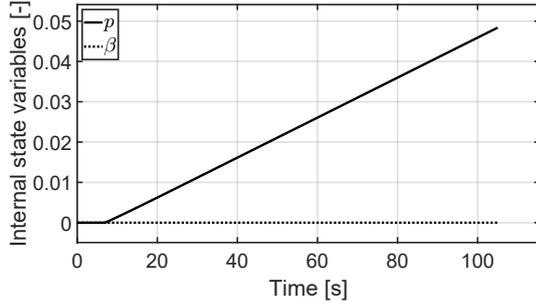
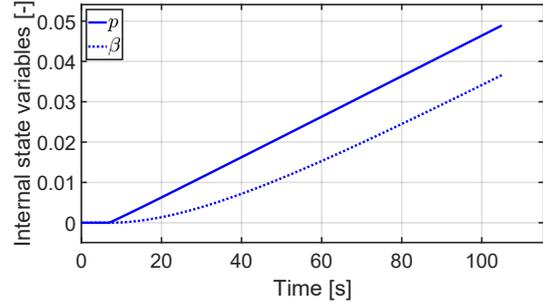


FIGURE 3.9 – Exemple 2 : Réponses simulées, contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}), dans le cas de la restauration dynamique sous chargement monotone.

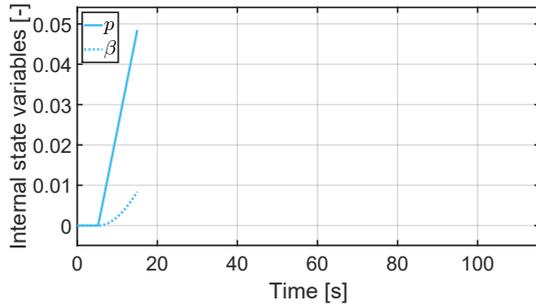
(courbes bleu foncé et bleu clair sur la Figure 3.9). Cette réponse intermédiaire apparaît comme étant dépendante du temps, étant donné sa sensibilité à la vitesse de déformation plastique appliquée (courbes bleu foncé et bleu clair sur la Figure 3.9). En effet, bien que la loi d'évolution relative à la plasticité soit indépendante du temps (section 3.2.2), celle relative à la restauration de l'écroutissage est dépendante du temps (section 3.2.2), impliquant la réponse globale dépendante du temps quand les deux mécanismes sont activés.



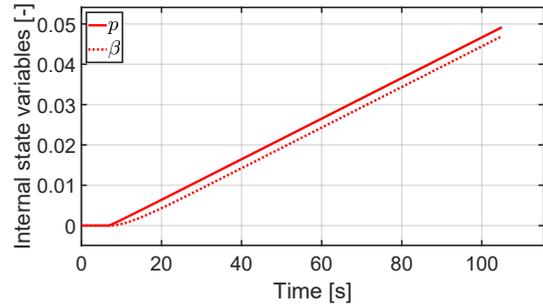
(a) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 573.5$ K et $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}$ s $^{-1}$



(b) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 1073.5$ K et $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}$ s $^{-1}$



(c) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 1073.5$ K et $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3}$ s $^{-1}$

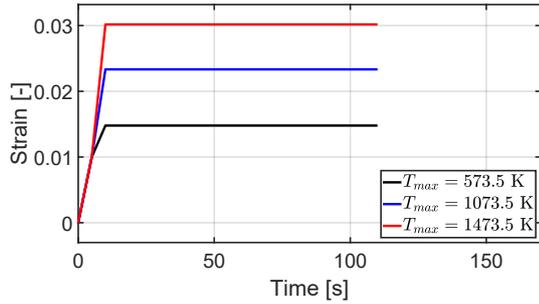


(d) Variables d'écroissage et de restauration (p et β) vs. temps pour $T_{max} = 1473.5$ K et $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4}$ s $^{-1}$

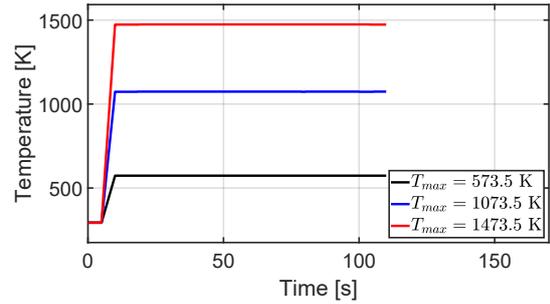
FIGURE 3.10 – Exemple 2 : Évolution des variables internes p (variable d'écroissage) et β (variable de restauration), dans le cas de la restauration dynamique sous chargement monotone.

Exemple 3 : Étude de la relaxation de contrainte induite par la restauration

Dans ce troisième exemple, une déformation de 0,01 est appliquée à la température de référence ($T_0 = 293,5$ K) en 5 s. A la seconde étape, la contrainte atteinte après le chargement précédent est maintenue constante, pendant que le matériau est chauffé à une certaine température T_{max} en 5 s, et en se dilatant librement. Puis, la déformation et la température sont toutes les deux maintenues constantes. Les mêmes valeurs de T_{max} introduites dans le premier exemple sont considérées, à savoir : 573,5 K, 1073,5 K et 1473,5 K. Ces trajets de chargement thermo-mécaniques sont illustrés Figure 3.11.



(a) Déformation appliquée (ε_{11}) vs. temps



(b) Température appliquée (T) vs. temps

FIGURE 3.11 – Exemple 3 : Trajets thermomécaniques appliqués dans le cas de la relaxation de contrainte induite par la restauration.

Cet exemple met en évidence la relaxation de contrainte induite par la restauration de l'écroutissage et sous déformation constante. Les résultats de ces simulations sont présentés Figure 3.12. Quand le matériau est chauffé au-dessus de la température d'activation T_a , la restauration de l'écroutissage devient active à déformation constante. Due à la diminution progressive de la limite d'élasticité, le matériau plastifie, impliquant une relaxation de la contrainte. Plus la température est élevée, plus la vitesse de restauration est grande, et par conséquent, la relaxation l'est également. (courbe bleue et courbe rouge Figure 3.12). Cependant, si la température ne dépasse pas T_a , la restauration demeure inactive et le matériau ne subit aucune relaxation (courbe noire Figure 3.12). Il est important de noter que, d'après la formulation du modèle, la contrainte ne peut pas décroître sous la limite d'élasticité R_0 pendant la relaxation.

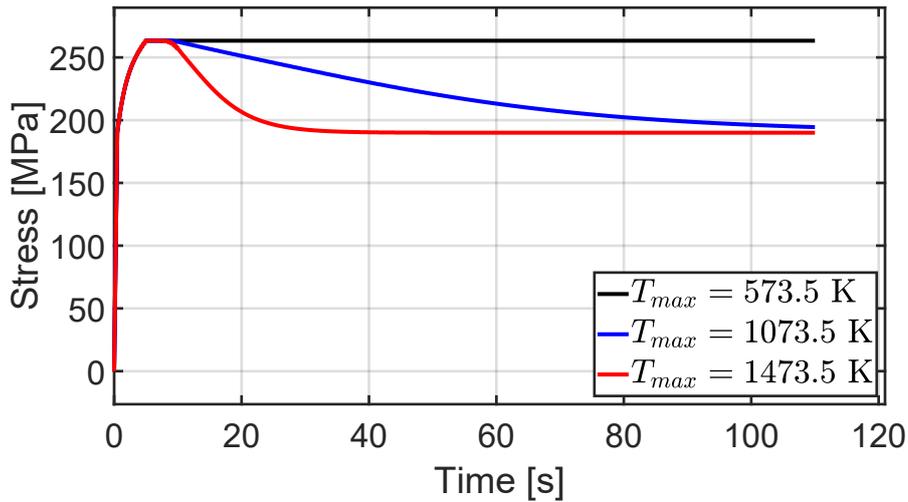
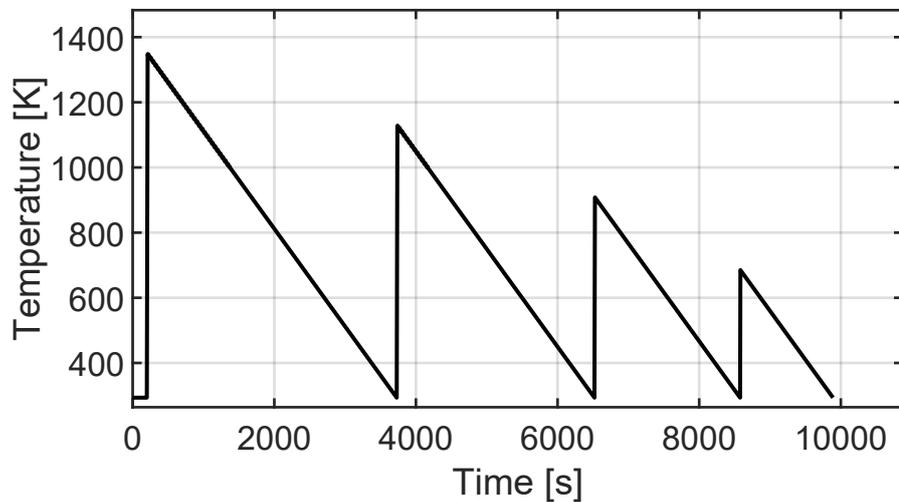


FIGURE 3.12 – Exemple 3 : Réponses simulées, contrainte (σ_{11}) vs. temps, dans le cas de la relaxation de contrainte induite pas la restauration.

Exemple 4 : Essai de Satoh

Les essais uniaxiaux présentés précédemment ont permis d'évaluer les capacités du modèle dans le cas de chargements thermomécaniques simples, pour lesquels, le comportement du matériau dans le cas de la restauration statique, dynamique et de relaxation a été isolé. En complément, un essai de Satoh peut être effectué afin d'évaluer le potentiel prédictif de la loi de comportement dans le cas d'un chargement thermomécanique uniaxial complexe. L'essai de Satoh (Satoh et Ohnishi, 1972) consiste à appliquer un chargement thermique homogène sur une éprouvette cylindrique dont les déplacements longitudinaux sont bloqués aux extrémités pendant toute la durée du chargement. Celui-ci imite le cycle de chauffage et de refroidissement d'un volume de matière proche de la zone de fusion lors du soudage multipasse (Mochizuki et al., 2002; Depradeux et Coquard, 2018). Les contraintes de réactions générées aux extrémités sont mesurées et tracées en fonction de la température, permettant ainsi de mettre en évidence des phénomènes de relaxation à haute température et de restauration visqueuse, ainsi que les transformations de phase potentielles. De plus, cet essai uniaxial apporte des éléments de compréhension sur la formation des contraintes résiduelles pendant le soudage.

Dans cette section, une analyse comparative entre l'expérience et la simulation d'un essai de Satoh est proposée. Le protocole provient d'une étude antérieure sur l'acier 316L réalisée par Vincent (2002). Le chargement thermique imposé par effet Joule sur la zone utile de l'éprouvette, implique quatre cycles de chauffage et de refroidissement forcés. La température maximale prescrite à chaque nouveau cycle diminue, afin de reproduire une source de chaleur s'éloignant lors du soudage multipasse. Le trajet du chargement thermique est illustré Figure 3.13. Pour chacun des cycles thermiques, le détail concernant la vitesse de chauffage/refroidissement et la température maximale atteinte sont présentés dans le Tableau 3.3.



(a) Température appliquée (T) vs. temps

FIGURE 3.13 – Exemple 4 : Trajet du chargement thermique appliqué dans le cas de l'essai de Satoh.

TABLEAU 3.3 – Détail des cycles thermiques pour l'essai de Satoh.

Cycles	1	2	3	4
T_{max} (K)	1348	1128	908	685
Vitesse de chauffage ($K.s^{-1}$)	90	90	90	90
Vitesse de refroidissement ($K.s^{-1}$)	0,3	0,3	0,3	0,3

Afin que la comparaison entre la réponse simulée de l'évolution de la contrainte en fonction de la température soit cohérente avec la réponse expérimentale issue de l'étude réalisée par Vincent

(2002), les paramètres plastiques et le module d'élasticité du modèle ont été modifiés. Ces derniers ont été identifiés à partir d'une courbe d'un essai de traction effectué à température ambiante sur l'acier 316L utilisé dans l'étude citée précédemment. Les paramètres modifiés pour la simulation sont indiqués dans le Tableau 3.4. Les autres paramètres du modèle (Tableau 3.2) utilisés jusqu'à présent restent inchangés.

TABLEAU 3.4 – Paramètres matériau identifiés pour l'acier inoxydable austénitique 316L issu de l'étude réalisée par Vincent (2002).

Caractéristique	Paramètre	valeur	unité
Élasticité	E	192400	MPa
Plasticité	R_0	260	MPa
	Q_1	31	MPa
	b	820	-
	Q_2	2700	MPa

Les résultats numériques et expérimentaux de l'essai de Satoh sont présentés Figure 3.14. Expérimentalement (courbe grise en pontillée), lors du premier cycle de chauffage, l'éprouvette rentre en compression due à la dilatation thermique bloquée. Par conséquent, une contrainte élastique se développe, suivie par la plastification à environ 400 K. Le comportement tend vers un écoulement parfaitement plastique à mesure que la température augmente, accompagné par une diminution de la limite d'élasticité. A la fin de l'étape de chauffage ($T_{max} = 1348$ K), la contrainte est quasi nulle, témoignant des faibles propriétés mécaniques de l'acier 316L à haute température. Ainsi, au début de la phase de refroidissement, le passage de l'état de compression à la traction s'effectue à travers une faible décharge élastique. Durant la suite du refroidissement, la contrainte en traction augmente à mesure que la limite d'élasticité du matériau se rétablit. A la fin du cycle, la contrainte résiduelle en traction atteint 296 MPa, rendant compte de la plastification du matériau lors du refroidissement. Par ailleurs, après chaque cycle thermique, la contrainte résiduelle varie très peu, et atteint 312 MPa, à la fin du quatrième cycle.

Par ailleurs, la relaxation du matériau est observable avant la phase de refroidissement pour le premier et deuxième cycle, due à la restauration de l'écrouissage. De plus, le retour élastique pendant le refroidissement s'effectue avec une pente différente pour chaque cycle. Cette observation témoigne de la dépendance du module d'élasticité avec la température. La part de l'écrouissage isotrope est également visible lors des phases de chauffage. En effet, pour une température donnée, la contrainte de compression augmente légèrement après chaque cycle.

Numériquement (courbe noire en trait plein), le comportement du matériau qui tend à être parfaitement plastique à haute température est bien représenté. Cependant, la limite d'élasticité R_0 étant définie constante, la contrainte à haute température est surestimée. En effet, un écart d'environ 300 MPa à $T_{max} = 1348$ K est observable entre l'expérience et la simulation. La relaxation de l'écrouissage est également constatée au début de la phase de refroidissement du premier cycle, diminuant ainsi le seuil de la limite d'élasticité. Par conséquent, du fait de l'écrouissage isotrope, le matériau commence à plastifier en traction à une valeur de contrainte plus faible (259 MPa) que celle précédemment développée en compression (-325 MPa). Le quatrième cycle implique une restauration de l'écrouissage quasi-nulle, permettant ainsi le développement d'une contrainte résiduelle plus élevée que les cycles thermiques précédents, dont la valeur atteint 336 MPa.

En résumé, la faiblesse du modèle réside dans une surestimation de la contrainte et de la rigidité à haute température due à une limite et un module d'élasticité définis constants. Toutefois, le modèle permet d'obtenir de bons résultats en terme de contrainte résiduelle uniaxiale, dont les valeurs expérimentale et numérique valent respectivement 312 et 336 MPa. Ce comportement est en accord avec l'observation faite par Bergheau et al. (2004), qui ont démontré que la dépendance en température de la limite d'élasticité avait une faible influence sur les valeurs de contraintes résiduelles, mais une forte influence sur les valeurs de déformation. De plus, la plupart des auteurs ayant travaillé sur la simulation numérique du soudage s'accordent à dire que le niveau de contraintes résiduelles dépend principalement des propriétés mécaniques à basses températures

(Robin, 2012).

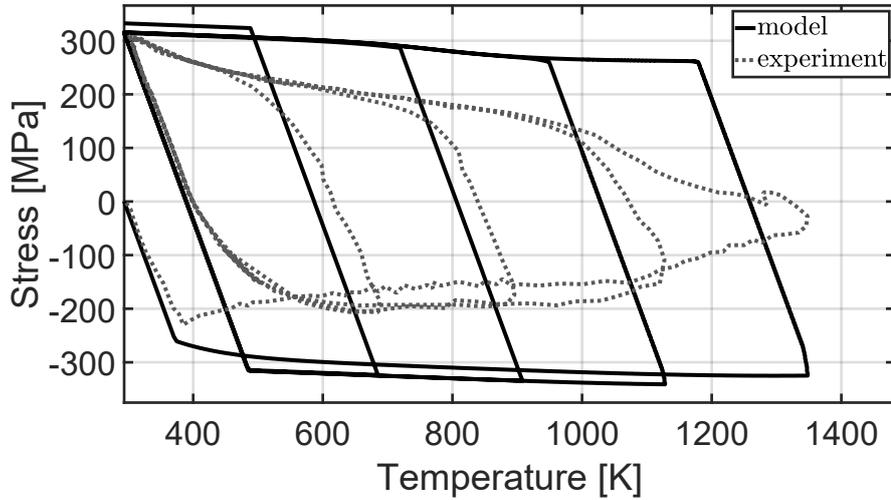


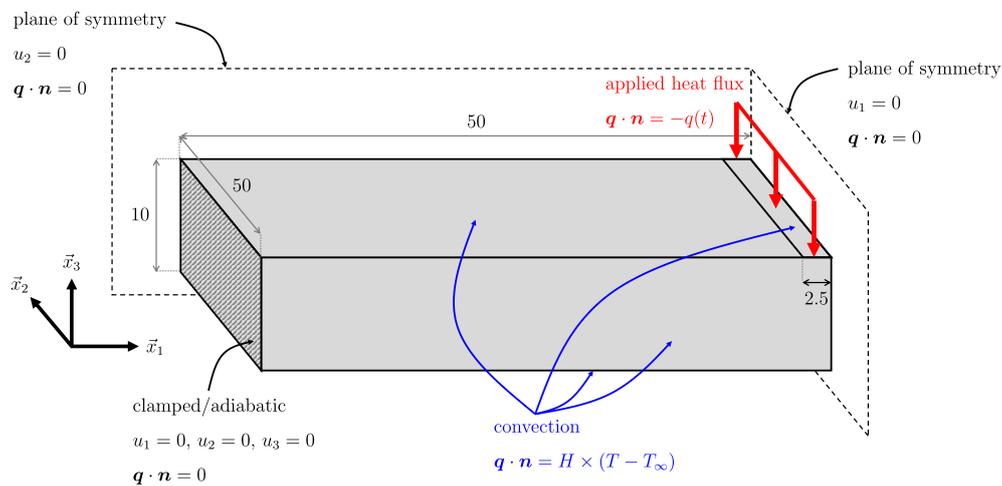
FIGURE 3.14 – Exemple 4 : Réponses expérimentale et simulée, contrainte (σ_{11}) vs. température (T), dans le cas de l’essai de Satoh.

3.4.2 Application EF tri-dimensionnelle

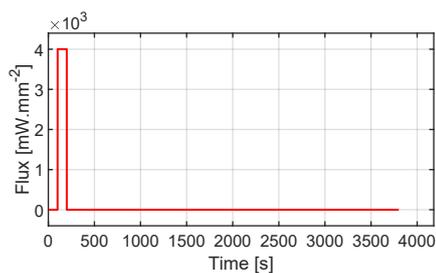
Les capacités du modèle proposé dans le contexte des applications de soudage ont été évaluées à travers un exemple d’une plaque encastrée et localement chauffée en son centre, afin de reproduire le chargement thermique induit par un cordon de soudure (Figure 3.15). Les dimensions de la plaque, ainsi que les conditions aux limites thermiques et mécaniques appliquées, sont indiquées Figure 3.15a. Due aux symétries du problème, un quart de la plaque est représenté, et les conditions aux limites appropriées sont appliquées sur les plans de symétrie. Des déplacements nuls sont imposés sur la face encastrée, sur laquelle, des conditions adiabatiques sont supposées. Toutes les autres faces de la plaque sont soumises à des conditions aux limites convectives, actives pendant toute l’analyse et en considérant un coefficient d’échange $H = 10 \times 10^{-3} \text{ mW} \cdot \text{mm}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ et une température externe constante $T_\infty = T_0 = 293,5 \text{ K}$, égale à la température initiale du système. La plaque est chauffée localement en son centre sur une petite surface de la face supérieure au moyen de l’application d’un flux q . Comme indiqué Figure 3.15b, ce flux thermique q est initialement nul avant de prendre la valeur $4 \times 10^3 \text{ mW} \cdot \text{mm}^{-2}$ pendant la période de chauffage, qui s’étend de $t = 100 \text{ s}$ à $t = 200 \text{ s}$. L’étape de refroidissement se produit successivement, pour laquelle q

devient nul jusqu'à la fin de l'analyse, à $t = 3800$ s. La plaque possède les mêmes propriétés matériau que celles identifiées dans la section 3.3, à savoir : l'acier inoxydable austénitique 316L, dont les paramètres et les propriétés thermiques sont listés respectivement dans les Tableaux 3.2 et 3.5.

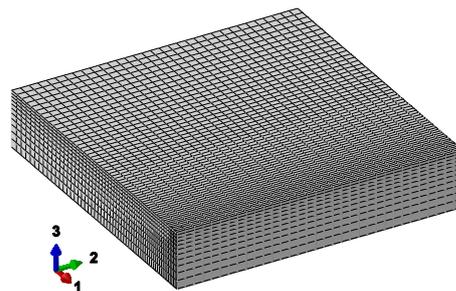
Le maillage EF contient 23664 nœuds et 20691 éléments solides hexaédriques DC3D8 pour l'analyse thermique, et C3D8 pour l'analyse mécanique (Figure 3.15c). Comme expliqué dans la section 3.2.3, il est supposé que le problème thermique n'est pas influencé par le problème mécanique. Par conséquent, le problème thermique est résolu en premier et le champ de température obtenu est utilisé comme donnée d'entrée du problème mécanique, qui est résolue en second. Il convient de noter que le même maillage a été utilisé pour les deux analyses.



(a) Dimensions (en mm) de la plaque et des conditions aux limites thermomécaniques



(b) Flux de chaleur appliqué (q) vs. temps



(c) Maillage EF de la plaque

FIGURE 3.15 – Application EF tri-dimensionnelle : plaque encastrée localement chauffée en son centre.

Les résultats de l'analyse thermique sont présentés Figure 3.16. Pendant l'étape de chauffage, la température augmente rapidement et diffuse à partir du centre de la partie supérieure de la

TABLEAU 3.5 – Propriétés thermiques pour l’acier inoxydable austénitique 316L (Depradeux, 2004).

Caractéristique	Paramètre	valeur	unité
Masse volumique	ρ	8×10^3	kg.m^{-3}
Capacité calorifique	c_p	577,3	$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Conductivité thermique	k	21,3	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$

plaque, où le flux thermique a été appliqué. Pendant l’étape de refroidissement, la plaque n’est plus chauffée, ainsi, la température retourne progressivement à la température extérieure T_∞ , compte tenu que la chaleur est évacuée par convection. Dans cet exemple, l’attention est portée sur trois points A, B et C (Figure 3.16a), pour lesquels le niveau de contrainte, la plasticité et la restauration sont analysés. Le Point A est localisé relativement loin de la zone de chauffage, le Point B se situe à proximité de la zone de chauffage, tandis que le Point C se situe dans la zone de chauffage. Les températures maximales atteintes aux points A, B et C valent respectivement 665,2 K, 991,0 K et 1731,5 K (Figure 3.16b).

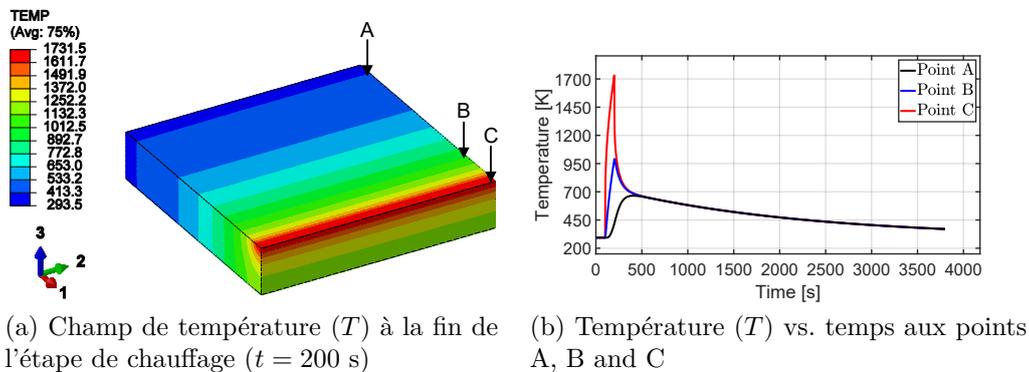


FIGURE 3.16 – Application EF tri-dimensionnelle : Champ de température calculé à partir de l’analyse thermique.

Les résultats de l’analyse mécanique sont présentés Figures 3.17 et 3.18. Les Figures 3.17a et 3.17b affichent respectivement la distribution spatiale de la contrainte de Von Mises $\text{eq}(\sigma)$ à travers la plaque à la fin de la période de chauffage ($t = 200$ s) et à la fin de l’analyse ($t = 3800$ s). Les Figures 3.18a, 3.18c et 3.18e indiquent, l’évolution de la contrainte de Von Mises $\text{eq}(\sigma)$, ainsi que la contrainte hydrostatique $\text{hyd}(\sigma)$ aux points A, B et C, afin de visualiser si des contraintes

de traction ($\text{hyd}(\boldsymbol{\sigma}) > 0$) ou de compression ($\text{hyd}(\boldsymbol{\sigma}) < 0$) sont impliquées. De plus, les Figures 3.18b, 3.18d et 3.18f indiquent l'évolution des variables d'écroissage et de restauration, respectivement aux points A, B et C.

Pendant l'étape de chauffage, la plaque entre globalement en compression axiale étant donné que sa dilatation est empêchée selon \vec{x}_1 (Figures 3.18a, 3.18c et 3.18e). Il peut également être remarqué que des concentrations de contraintes apparaissent autour des coins de la surface encastrée, dues au déplacement bloqué selon \vec{x}_2 (Figure 3.17a).

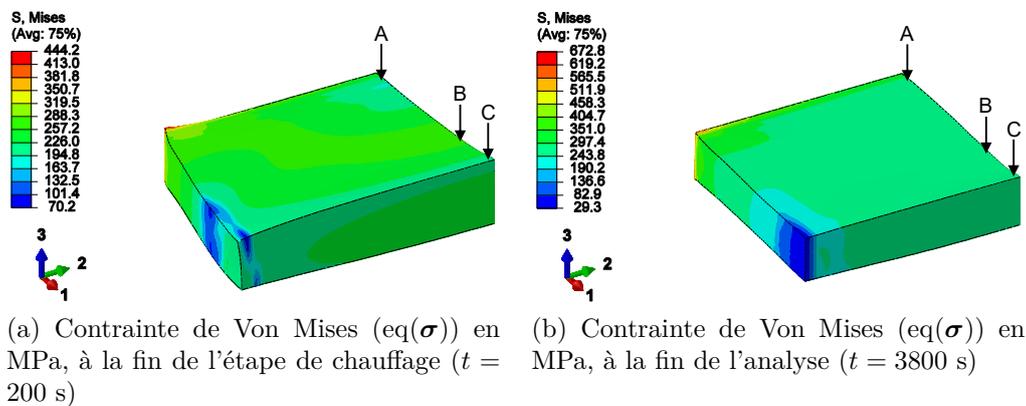
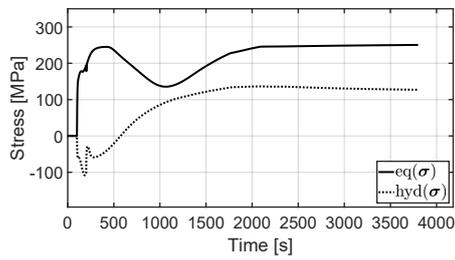


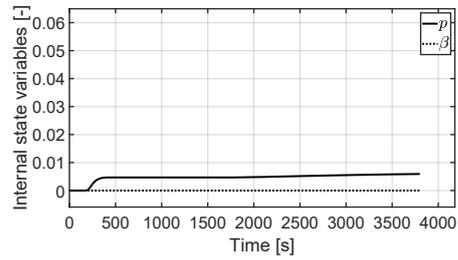
FIGURE 3.17 – Application EF tri-dimensionnelle : Champ de contrainte de Von Mises calculé à partir de l'analyse mécanique. Les résultats sont projetés sur une configuration déformée et amplifiée par un facteur $\times 15$.

Les contraintes en compression induites sont globalement suffisamment importantes pour que des déformations plastiques soient générées. Au point A, qui est loin de la zone chauffée, la température maximale (665,2 K) est trop faible pour activer le mécanisme de restauration de l'écroissage, où seules de faibles déformations plastiques y sont générées (Figure 3.18b). Au point B, situé à proximité de la zone chauffée, la température maximale atteinte est suffisamment élevée (991,0 K) pour activer le mécanisme de restauration de l'écroissage. En ce point, environ 50% de l'écroissage généré a été restauré (Figure 3.18d). Au point C, situé dans la zone de chauffage, la température maximale atteinte est largement supérieure (1731,5 K) à la température d'activation du mécanisme et proche de la température de fusion de l'alliage. Cela engendre une importante

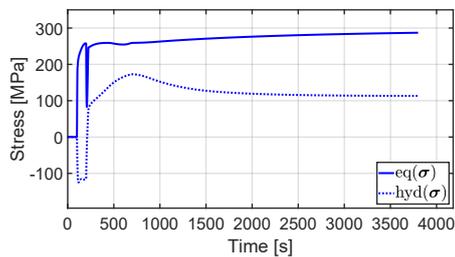
restauration d'écroutissage, permettant également des déformations plastiques plus importantes. En ce point, environ 80% de l'écroutissage généré a été restauré (Figure 3.18f).



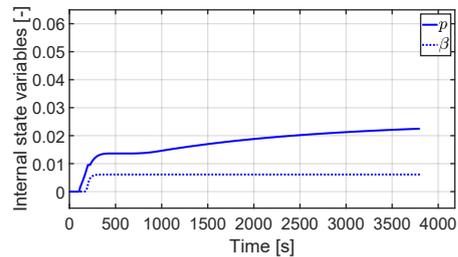
(a) Contraintes de Von Mises et hydrostatique ($eq(\sigma)$ and $hyd(\sigma)$) vs. time at point A



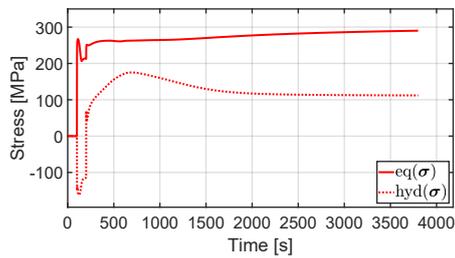
(b) Variables d'écroutissage et de restauration (p et β) vs. temps au point A



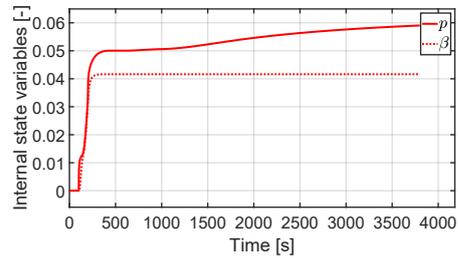
(c) Contraintes de Von Mises et hydrostatique ($eq(\sigma)$ and $hyd(\sigma)$) vs. temps au point B



(d) Variables d'écroutissage et de restauration (p et β) vs. temps au point B



(e) Contraintes de Von Mises et hydrostatique ($eq(\sigma)$ and $hyd(\sigma)$) vs. time at point C



(f) Variables d'écroutissage et de restauration (p et β) vs. temps au point C

FIGURE 3.18 – Application EF tri-dimensionnelle : Évolution des contraintes de Von Mises et hydrostatiques ($eq(\sigma)$ et $hyd(\sigma)$), et des variables internes p (variable d'écroutissage) et β (variable de restauration), aux points A, B et C.

Pendant l'étape de refroidissement, la plaque se rétracte (Figure 3.17b) due à une diminution progressive de la température qui tend vers T_∞ . Ainsi, la plaque entre globalement en tension axiale avec des niveaux de contrainte suffisamment élevés pour que des déformations plastiques soient à nouveau générées en traction. Cependant, la restauration de l'écroutissage arrête d'évoluer rapidement dès que la température descend en-dessous de la température seuil d'activation du

mécanisme (Figures 3.18b, 3.18d et 3.18f).

3.5 Extension du modèle à l’Inconel 625 : Identification expérimentale

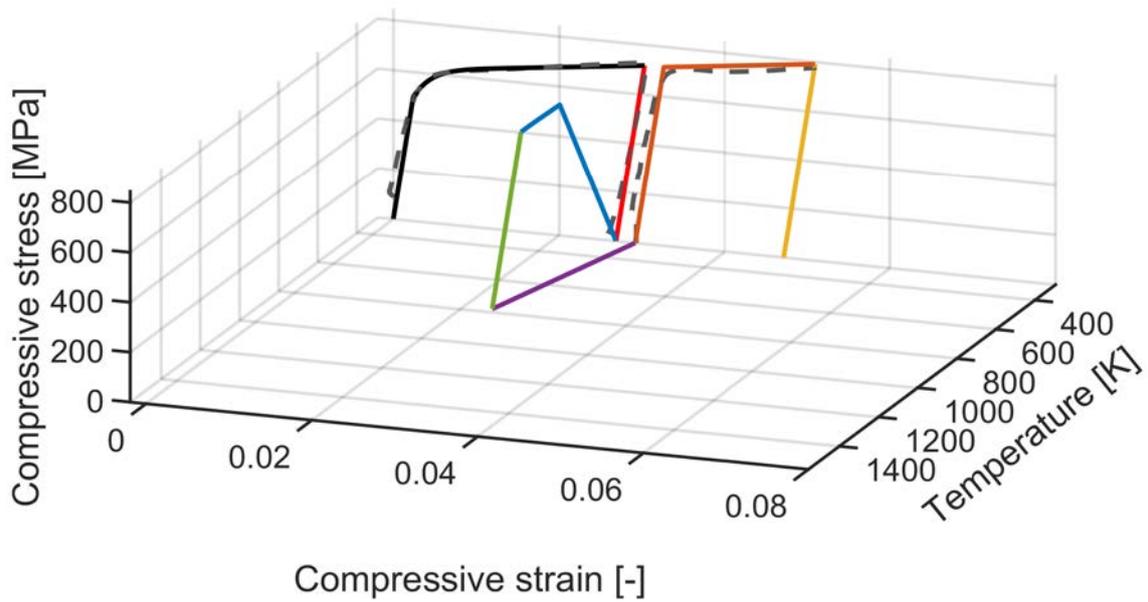
Afin d’exploiter le modèle dans le cas du soudage hétérogène avec apport de matière, celui-ci a également été adapté au superalliage de nickel Inconel 625. L’objectif consiste à réitérer le protocole expérimental mis en œuvre dans la section 3.3.1, afin d’identifier les paramètres de ce deuxième matériau. Les essais de compression ont été réalisés sur cinq éprouvettes cylindriques nommés S5, S6, S7, S8 et S9 issus d’un barreau en Inconel 625 tréfilé à chaud. Les éprouvettes possèdent un diamètre de 12 mm et une longueur de 23 mm. Le barreau a préalablement été recuit par le fabricant afin d’abaisser le niveau de contraintes résiduelles dues au procédé de mise en forme. Cependant aucune information concernant ce traitement thermique n’a été fournie. Les essais de compression et les traitements thermiques ont été réalisés respectivement sur la machine ZWICK 100 kN (Figure 3.3a) et GLEEBLE (Figure 3.3b) présentées dans la sous-section 3.3.1. Les chargements thermomécaniques suivants ont ensuite été réalisés :

— Trajet du chargement thermomécanique pour les éprouvettes S5, S6, S7, S8 et S9 :

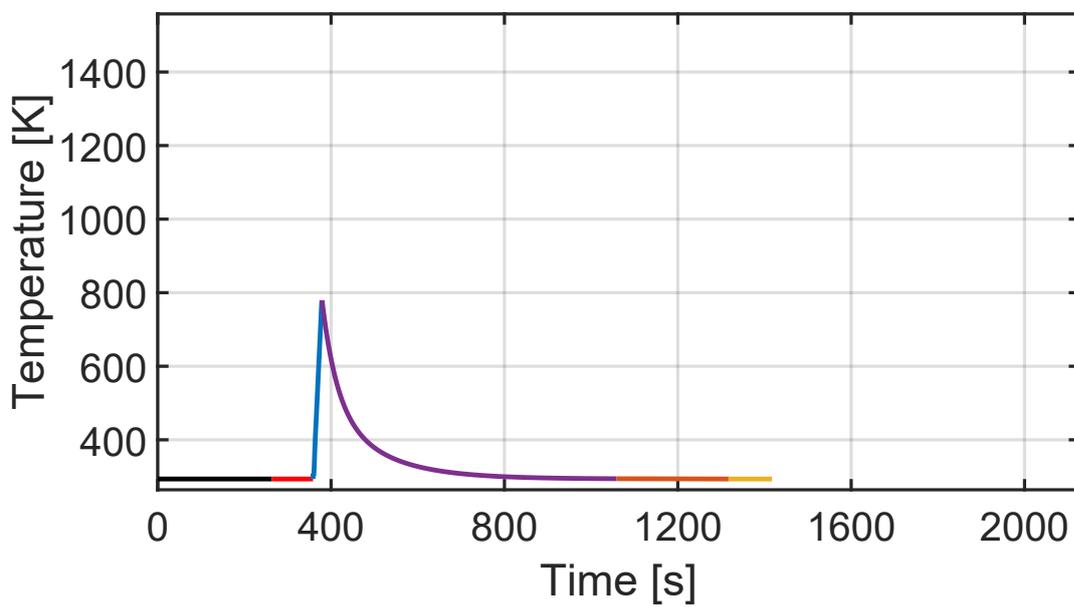
Premièrement, les éprouvettes S5, S6, S7, S8 et S9 ont été soumises à une déformation en compression de 0,030 (étape 1), avant d’être déchargées à contrainte nulle (étape 2). Les éprouvettes sont ensuite chauffées à une température maximale T_{max} à déformation maintenue constante (étape 3), déchargées à contrainte nulle et à température maintenue constante (étape 4), puis refroidies jusqu’à température ambiante T_{room} , tout en étant libre de contrainte (étape 5). Enfin, les éprouvettes sont soumises à une autre déformation en compression de 0,030 (étape 6), avant d’être une fois de plus déchargées à contrainte nulle (étape 7). Le trajet du chargement thermomécanique est rappelé Figure 3.2b. De la même façon que les essais réalisés sur les éprouvettes S2, S3 et S4, section 3.3.1, la déformation et la contrainte ne sont pas mesurables pendant les étapes du traitement thermique (étapes 3, 4 et 5) De même que durant ces essais, l’étape de chauffage (étape 3) est contrôlée,

tandis que l'étape de refroidissement (étape 5) s'effectue librement jusqu'à la température ambiante T_{room} .

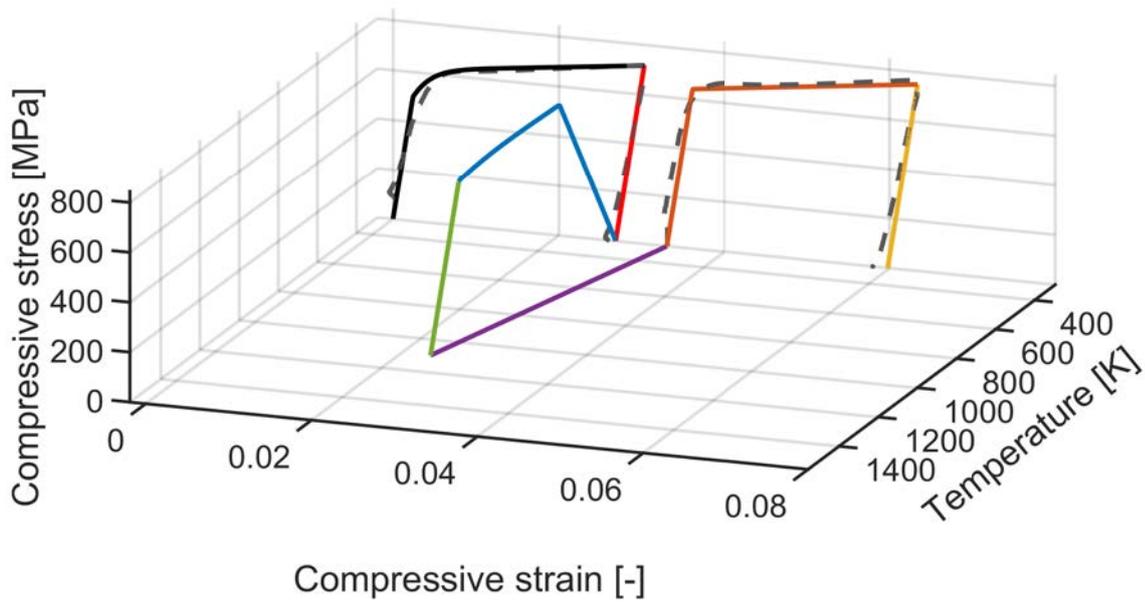
Pour chaque éprouvette, les détails de chaque traitement thermique en terme de température maximale et de cinétiques de chauffage/refroidissement sont résumés dans le Tableau 3.6. Les comparaisons entre les résultats des essais expérimentaux et numériques sont présentées Figure 3.19. Les paramètres du modèle ont également été identifiés à partir des essais expérimentaux précédents, basés sur les méthodes décrites dans la section 3.3.2. Les paramètres obtenus sont listés dans le Tableau 3.7. Afin de réaliser une analyse thermomécanique avec apport de matière, présentée dans le chapitre 4, les propriétés thermiques de l'Inconel 625 sont listées dans le Tableau 3.8.



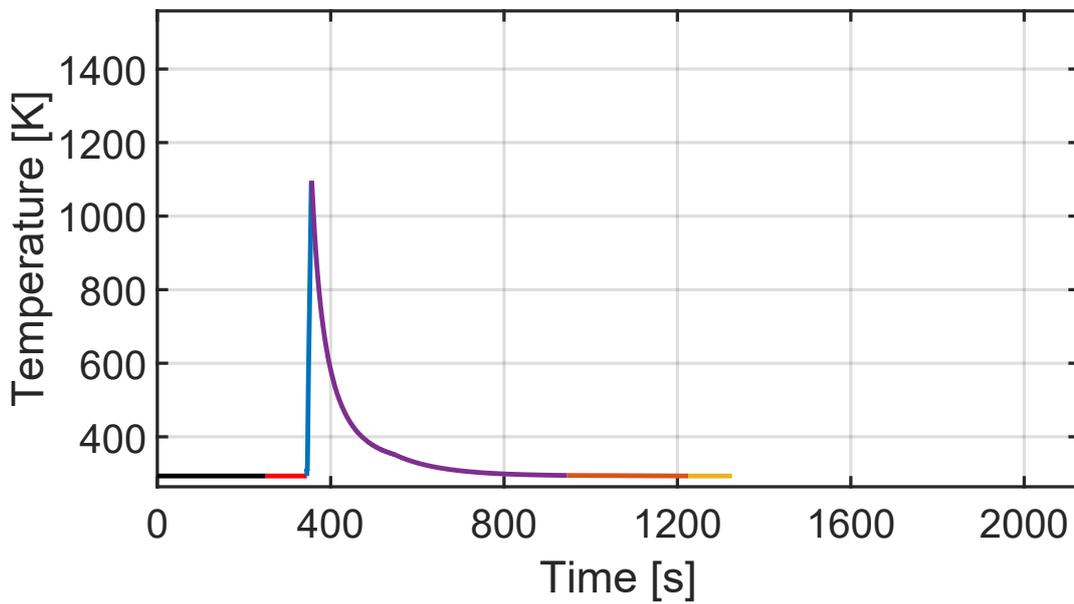
(a) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T)



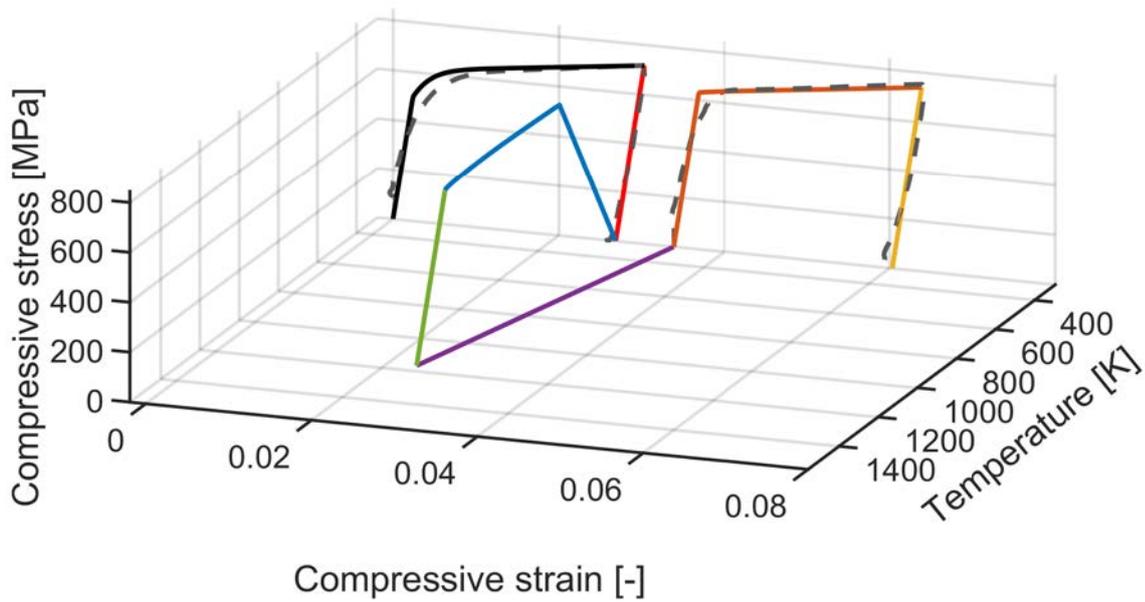
(b) Température (T) vs. temps



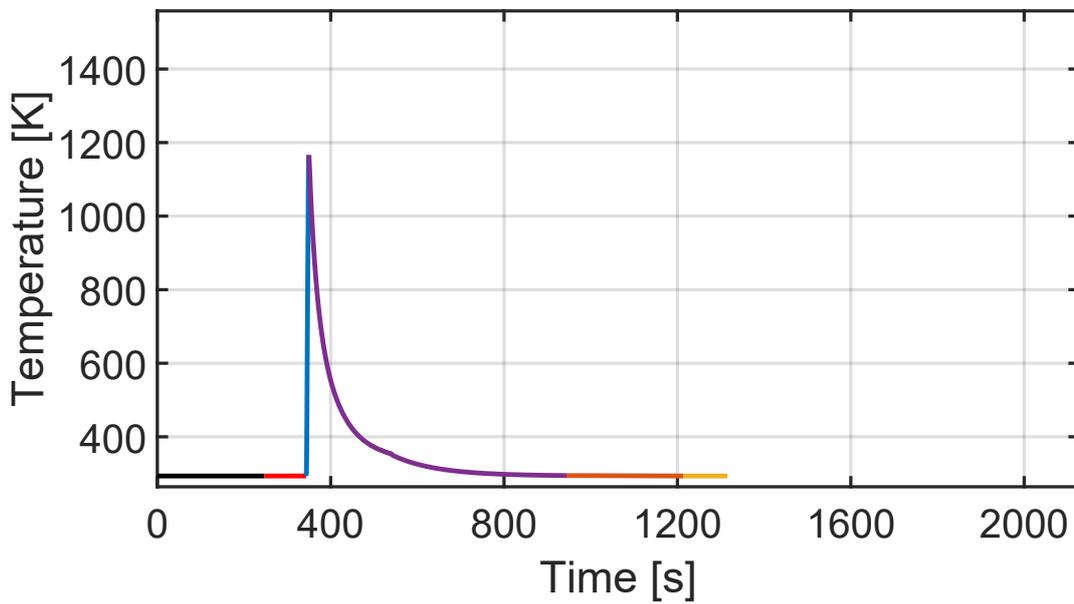
(c) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T) pour l'éprouvette S6



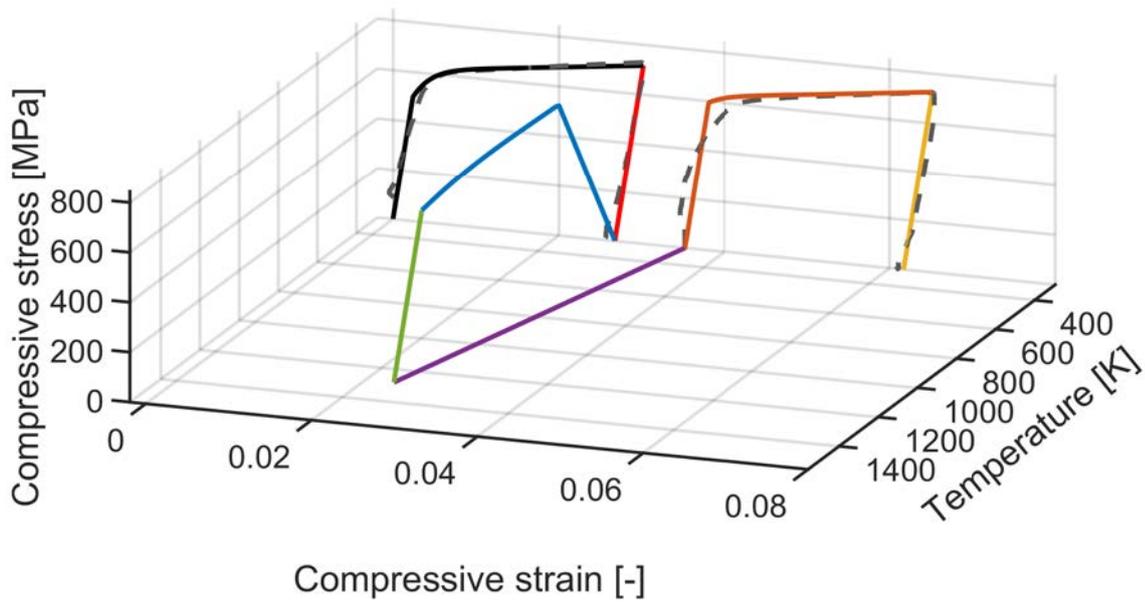
(d) Température (T) vs. temps pour l'éprouvette S6



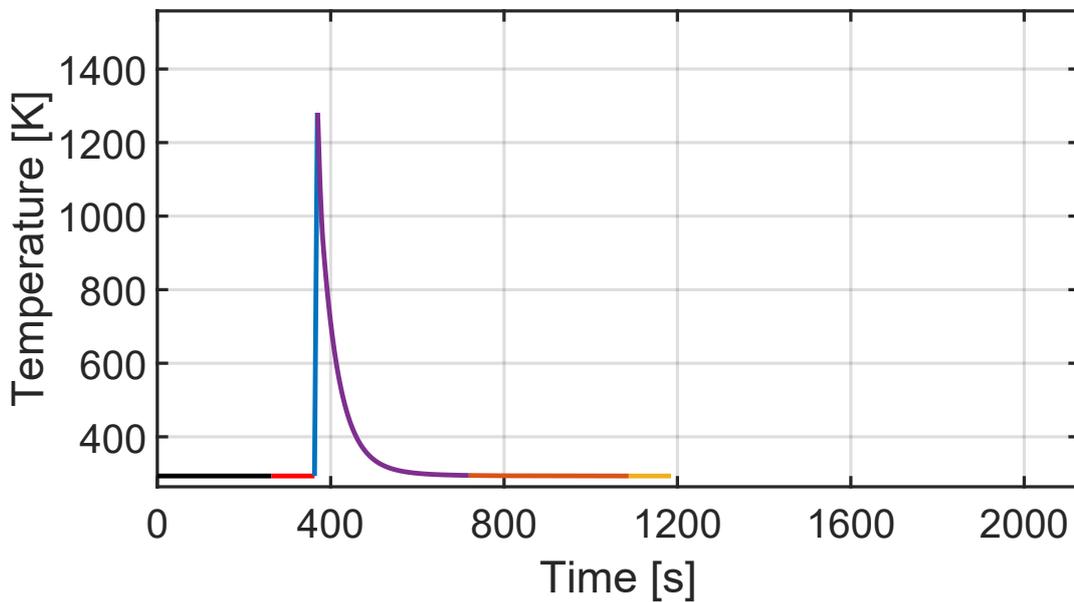
(e) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ϵ_{11}) vs. température (T) pour l'éprouvette S7



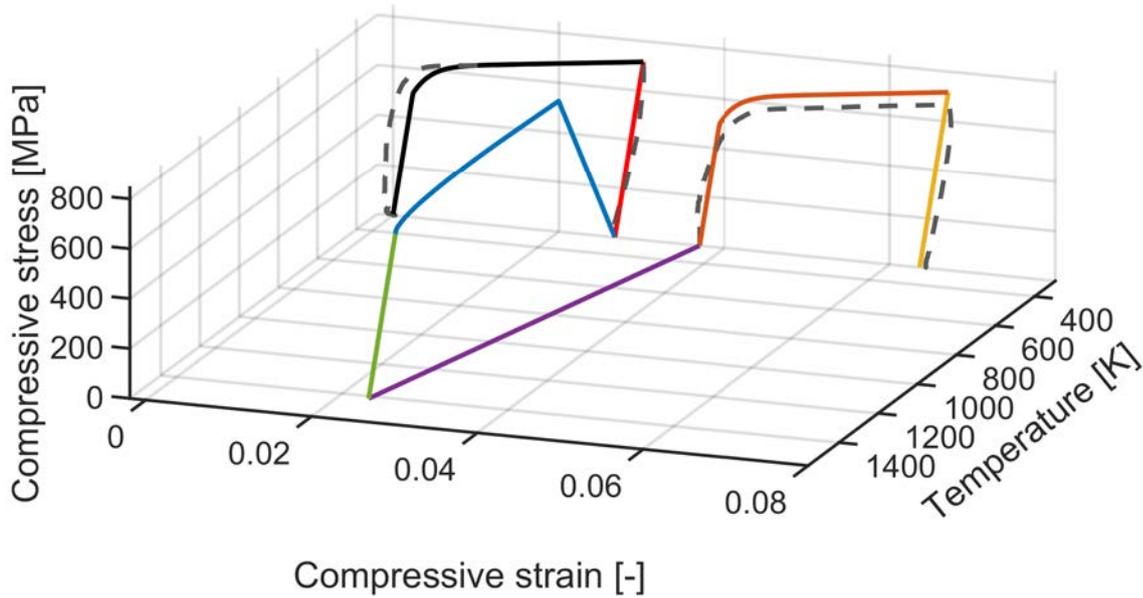
(f) Température (T) vs. temps



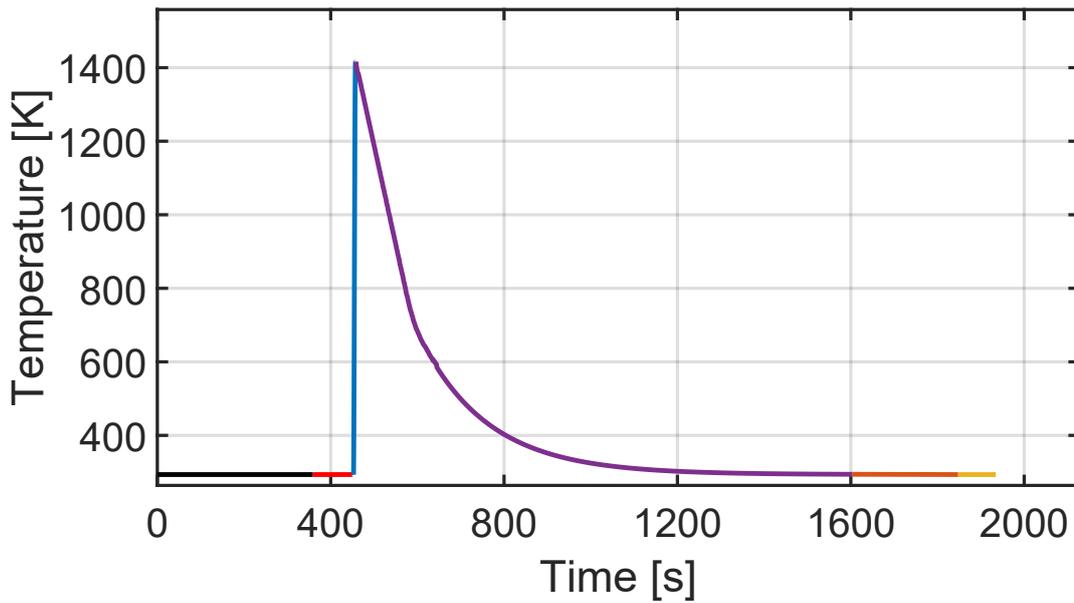
(g) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T)



(h) Température (T) vs. temps



(i) Contrainte (σ_{11}) vs. déformation (ε_{11}) vs. température (T)



(j) Température (T) vs. temps

FIGURE 3.19 – Essais thermomécaniques pour les éprouvettes S5, S6, S7, S8 et S9. Sur les Figures 3.19a, 3.19c, 3.19e, 3.19g et 3.19i, les lignes pointillées indiquent les réponses expérimentales, tandis que les lignes en trait plein représentent les réponses simulées par le modèle, en utilisant respectivement, les températures mesurées expérimentalement sur les Figures 3.19b, 3.19d, 3.19f, 3.19h et 3.19j. Le code couleur des différentes étapes est le même que sur la Figure 3.2b.

TABLEAU 3.6 – Détails des traitements thermiques pour les éprouvettes S5, S6, S7, S8 et S9.

Éprouvette	S5	S6	S7	S8	S9
T_{max} (K)	779	1096	1166	1281	1416
Vitesse de chauffage (K.s ⁻¹)	24	82,3	178,6	336	381
Temps maintenu à T_{max} (s)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
Vitesse de refroidissement (K.s ⁻¹)	libre	libre	libre	libre	libre

TABLEAU 3.7 – Paramètres matériau identifiés pour le superalliage de nickel Inconel 625.

Caractéristique	Paramètre	valeur	unité
Élasticité (à $T = 293,5$ K)	E	208000	MPa
	ν (valeur standard)	0,3	-
Dilatation thermique (à $293,5 < T < 1373,5$ K)	α	$12,0 \times 10^{-6}$	K ⁻¹
	T_0	293,5	K
Plasticité (à $T = 293,5$ K)	R_0	500	MPa
	Q_1	110	MPa
	b	600	-
	Q_2	4000	MPa
Restauration d'écrouissage (à $T > 673,5$ K)	T_a	623.5	K
	A_T	13×10^{-7}	K ^{-A_L} .s ⁻¹
	A_L	2,5	-
	A_r	40	-

TABLEAU 3.8 – Propriétés thermiques pour le superalliage de nickel Inconel 625 (SpecialMetal-Corporation, 2013).

Caractéristique	Paramètre	valeur	unité
Masse volumique	ρ	8440	kg.m ⁻³
Capacité calorifique	c_p	583	J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
Conductivité thermique	k	20	W.m ⁻¹ .K ⁻¹

3.6 Discussion vers des améliorations futures

D'après sa formulation, la partie élasto-plastique du modèle est indépendante de la température et du temps. Cependant, il a été démontré que la dépendance à la température et au temps provient en partie du mécanisme de restauration d'écrouissage. En réalité, les matériaux métalliques possèdent des propriétés mécaniques dépendantes de la température, et peuvent également présenter un comportement dépendant du temps (viscoplastique) à des températures modérées et inférieures au mécanisme d'activation de la restauration d'écrouissage T_A . Par exemple, avec le modèle proposé, la contrainte ne peut pas décroître sous la limite d'élasticité lors de la relaxation induite par la restauration de l'écrouissage. Or, expérimentalement, il est attendu que la contrainte tende vers zéro à haute température (Depradeux, 2004). Des études précédentes ont également démontrées que, durant le soudage, la valeur de la limite d'élasticité à haute température avait une faible influence sur les contraintes résiduelles mais avait un effet considérable sur la prédiction des distorsions (Bru et al., 1996; Leblond et al., 1997; Bergheau et al., 2004). Par ailleurs, des temps de recuit importants impliquent de la recristallisation et du grossissement de grains, pouvant également modifier les propriétés mécaniques comme la forme de la fonction d'écrouissage (Chen et al., 2014b; Gao, 2017). La prise compte des dépendances à la température et au temps s'avère donc être substantielle pour les simulations numériques du soudage. C'est pourquoi, ces effets seront intégrés dans un contexte d'améliorations futures. Par exemple, une limite d'élasticité et une fonction d'écrouissage dépendantes de la température pourraient être considérées.

Avec le modèle proposé, la déformation plastique est gouvernée par une loi d'écrouissage isotrope. Une telle description est généralement suffisante quand le matériau est exclusivement soumis à de la traction ou compression. Cependant, pendant le soudage, le matériau est alternativement soumis à de la traction et de la compression. Afin de traiter ce cas, il est également envisageable d'étendre le concept de restauration d'écrouissage à une loi d'écrouissage cinématique ou combinée isotrope-cinématique.

L'intégration dans le modèle de dépendances complexes en température et en temps, ainsi que d'une loi d'érouissage cinématique, nécessiterait l'utilisation de techniques de caractérisation plus avancées. Dans cet objectif, la réalisation d'essais cycliques en traction/compression à différentes températures et vitesses de déformation, permettrait d'identifier plus clairement la contribution de la restauration de l'érouissage sur la réponse dépendante de la température et du temps, du matériau.

Enfin, d'un point de vue expérimental, les essais mécaniques pour l'identification des paramètres de l'Inconel 625 devraient être réalisés sur des éprouvettes prélevées et usinées dans les cordons de soudure (Smith et al., 2012). En effet, la microstructure (taille de grains, texture) des échantillons utilisés dans cette étude peut différer de celle des cordons de soudure et présenter des propriétés mécaniques différentes (Billotte, 2017).

3.7 Résumé

Dans ce chapitre, une loi de comportement thermodynamiquement admissible a été développée pour décrire la restauration d'érouissage thermiquement activée pour les métaux exposés à haute température. Les équations constitutives proposées sont basées sur une formulation thermo-élasto-plastique, améliorée par une variable interne supplémentaire nommée *variable de restauration*. Cette dernière contrebalance les effets de l'érouissage à travers une loi d'évolution dépendante de la température.

Un programme expérimental impliquant des essais de compression uniaxiaux et des traitements thermiques a été réalisé sur un acier inoxydable austénitique 316L, puis sur le superalliage de nickel Inconel 625, pour identifier les paramètres du modèle permettant de simuler le soudage hétérogène. La bonne adéquation entre les résultats expérimentaux et simulés a démontré les capacités du modèle à capturer la réponse thermomécanique des matériaux métalliques soumis à de

la restauration d'érouissage. Des simulations supplémentaires ont été effectuées afin d'apporter une meilleure compréhension du modèle proposé et de mettre en évidence les cas spécifiques de restauration statique et dynamique.

La loi de comportement avec 8 paramètres⁴ proposée dans ce travail est destinée à être utilisée pour la simulation du soudage hétérogène chapitre 4 et ainsi assurer l'intégrité des structures mécaniques soudées à travers l'évaluation des contraintes résiduelles et des distorsions. Dans ce contexte, des améliorations futures ont été planifiées, comme la prise en compte de propriétés élasto-plastiques dépendantes de la température et/ou étendre le mécanisme de restauration à des lois d'érouissage cinématiques ou combinées, ou encore, considérer la viscoplasticité.

4. Ce nombre de paramètres prend en compte uniquement les paramètres plastiques qui décrivent l'érouissage isotrope, ainsi que les paramètres liés à la restauration de l'érouissage (Tableau 3.2).

Chapitre 4

Solutions industrielles

4.1 Introduction

Afin de vérifier la pertinence du modèle, des simulations numériques ont été réalisées. Celles-ci pourront en même temps apporter des éléments de réflexion sur l'évolution du champ de contraintes et de déformations lors du soudage TIG hétérogène multipasse. Les simulations numériques permettront également de statuer sur le protocole de soudage à adopter en vue de diminuer la probabilité de fissuration du mur de barres, lors du soudage des échangeurs de chaleur. Dans ce but, les simulations ont été effectuées en utilisant le modèle thermomécanique phénoménologique développé dans le chapitre 3.

Ce chapitre est structuré comme suit : la deuxième section est dédiée à l'étude de la robustesse du modèle. Une plaque en acier 316L soudée avec un métal d'apport Inconel 625 a été instrumentée avec des thermocouples (TC), sur laquelle des mesures expérimentales de déplacement et de contraintes résiduelles ont ensuite été effectuées. Ces mesures sont respectivement comparées à la réponse thermomécanique obtenue numériquement. La troisième section est consacrée à l'étude de prédiction des contraintes et déformations à travers des simulations numériques mettant en œuvre différentes configurations de soudage. Celles-ci ont été réalisées sur une structure 3D représentative d'un mur de barres d'un échangeur de chaleur en acier 316L, soudé avec de l'Inconel 625. La quatrième section discute des perspectives relatives à l'amélioration des simulations numériques, avant de conclure dans la dernière section, sur les apports de cette simulation numérique appliquée aux échangeurs de chaleur en acier inoxydable.

4.2 Mesures et validation du problème thermomécanique sur structure plaque 3D

4.2.1 Protocole expérimental

Afin de vérifier les variations de température durant une opération de soudage multipasse avec métal d'apport, un essai de soudage expérimental a été réalisé sur une plaque plane en acier 316L de dimension initiale de $255 \times 225 \times 10$ mm (Figure 4.1), dont les déplacements ont été bloqués sur une des faces latérales (Figure 4.2). La zone de dépôt des cordons a été nettoyée en amont par brossage mécanique afin d'éliminer les oxydes présents en surface. Pour rendre compte du soudage TIG hétérogène multipasse, quatre passes avec métal d'apport en Inconel 625 sous forme de baguette ont été exécutées manuellement, et dont le protocole est indiqué dans la Tableau 4.1. Les différentes passes ont été réalisées dans le même sens, selon la direction **2** (Figure 4.1), conformément à la description faite au chapitre 2. Dans cette étude, l'intensité, la tension et la vitesse de soudage sont constantes pendant l'exécution de chaque passe. Par ailleurs, la vitesse de soudage et la durée de refroidissement interpasse, pendant laquelle la plaque refroidie librement, sont détaillées Tableau 4.2.

La température a été mesurée en plusieurs points spécifiques, à l'aide de 7 thermocouples chemisés (TC) type K, possédant un diamètre de 1,5 mm, insérés dans la plaque et dont les positions sont indexées de TC1 à TC7 (Figure 4.1). Les mesures ont été enregistrées avec le système d'acquisition PicoTechnology TC-08 USB et le logiciel Picolog recorder software. Pour assurer le contact du point chaud des thermocouples avec la plaque, ces derniers ont été introduits dans des trous percés sur une profondeur de 5 mm et de 1,5 mm diamètre .

Les mesures de déplacement ont été réalisées après retour à la température ambiante de la plaque, à l'aide d'un scanner laser portable Handyscan 3D/ExascanTM. Les contraintes résiduelles ont été mesurées par diffraction des rayons X, basée sur la méthode $\cos(\alpha)$ (Lin et al., 2017;

Tanaka, 2019), avec un analyseur portable Pulstec/ μ -X360s (Figure 4.3). L'erreur de mesure a été estimée à ± 30 MPa. Étant donné la faible épaisseur de la plaque devant la longueur et la largeur de celle-ci, l'hypothèse des contraintes planes peut être supposée. C'est pourquoi, dans cette étude, aucune mesure de contraintes résiduelles dans l'épaisseur n'est réalisée.

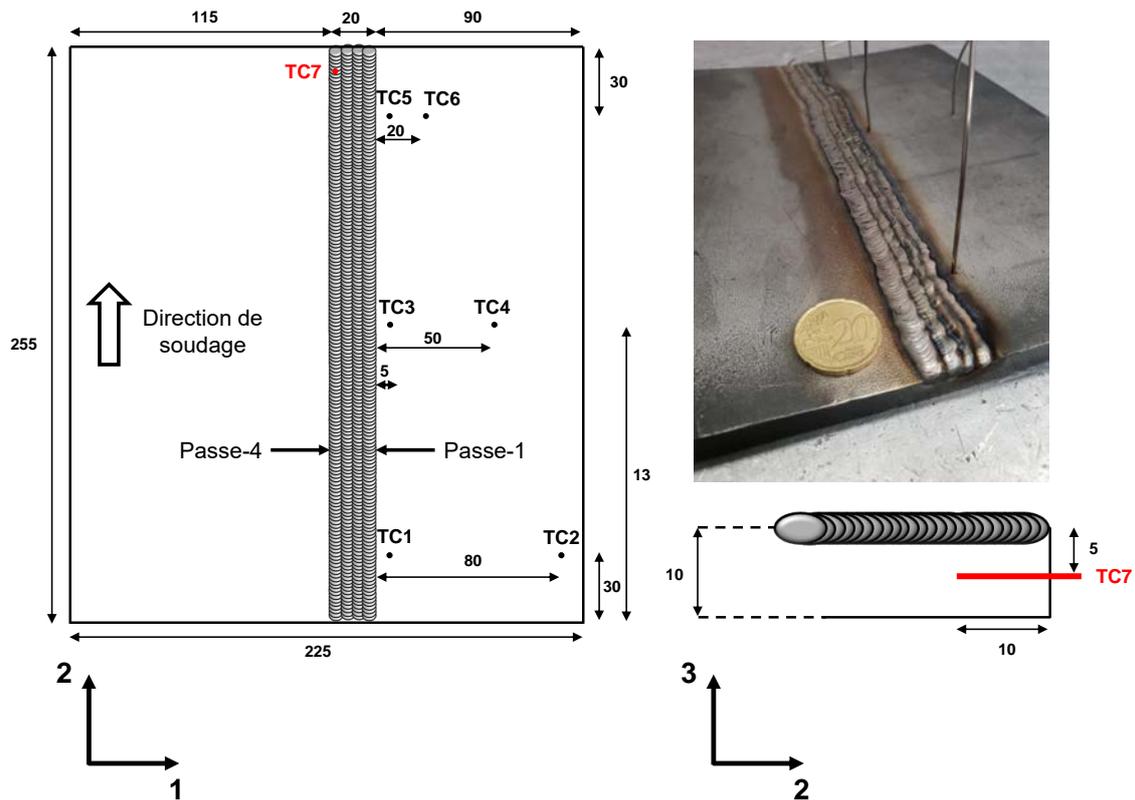


FIGURE 4.1 – Dimensions (en mm) et positions des thermocouples (TC) sur la plaque en acier 316L soudée avec l'Inconel 625. Les passes sont déposées côte-à-côte selon la direction **-1** (de la droite vers la gauche sur le schéma).

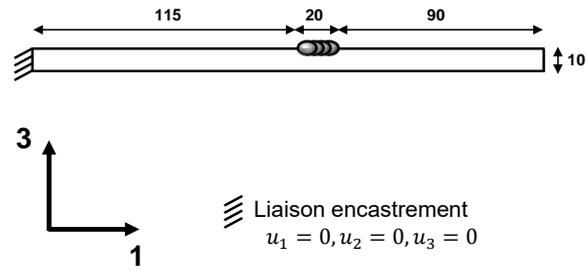


FIGURE 4.2 – Encastrement de la face latérale de la plaque en acier 316L soudée avec l’Inconel 625.

TABLEAU 4.1 – Protocole expérimental de soudage.

Paramètre	valeur	unité
Intensité	120	A
Tension	14	V
Débit argon	12	L.min ⁻¹
ϕ baguette	1,2	mm

TABLEAU 4.2 – Détail du protocole expérimental de soudage.

Multipasse	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4
Vitesse de soudage (mm.s ⁻¹)	1,82	1,78	2,02	2,04
Durée refroidissement interpasse (s)	336	13	11	∞



FIGURE 4.3 – Mesures expérimentales des contraintes résiduelles sur la plaque en acier 316L après soudage, avec l’analyseur portable Pulstec/ μ -X360s.

4.2.2 Modélisation du problème thermomécanique

Dans cette section une approche thermomécanique découplée avec une source de chaleur imposée en température prescrite comme décrite dans le chapitre 1, a été employée. L’apport de matière a été modélisé à travers la méthode des éléments inactifs, décrite dans la section 1.4.2, et l’extension Abaqus Welding Interface (AWI), permettant de gérer le dépôt des cordons de soudure depuis l’environnement ABAQUS/CAE (Shubert et al., 2010).

Le modèle EF a été généré avec un maillage de 23816 nœuds et 19533 éléments. Le même maillage a été utilisé à la fois pour la résolution du problème thermique et mécanique (Figure 4.4). Le premier utilise les éléments hexaédriques linéaires DC3D8, et les éléments hexaédriques linéaires C3D8 pour le second. La taille du maillage a été adaptée afin d’obtenir des temps de calcul raisonnables sans altérer la précision des résultats de l’analyse thermomécanique.

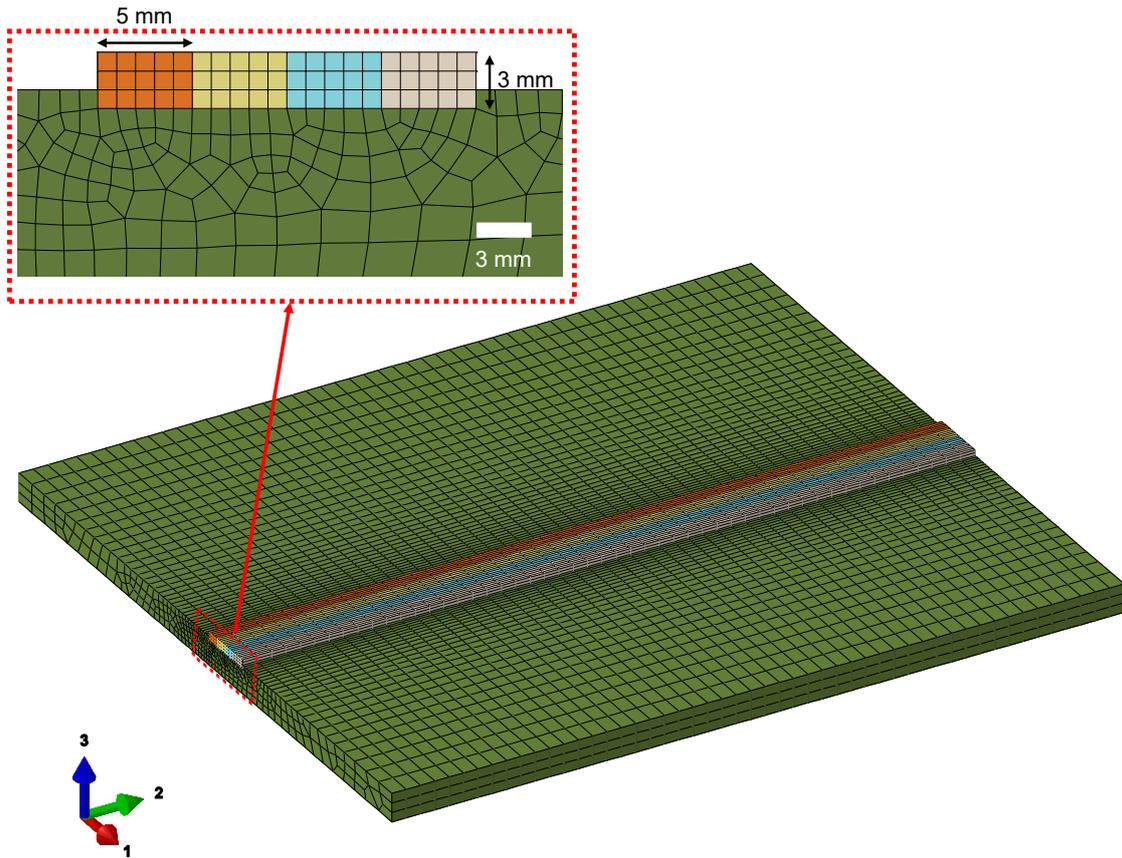


FIGURE 4.4 – Maillage du modèle EF pour l’analyse thermomécanique découplée. Le domaine en vert constitue la plaque en acier 316L. Le premier, deuxième, troisième et quatrième cordon en Inconel 625 sont délimités respectivement par le domaine beige, bleu, jaune, orange.

D’après la Figure 4.4, la géométrie réelle des cordons a été simplifiée en leur affectant une section de forme rectangulaire dS , égale pour chaque cordon (5×3 mm). Ces dimensions, ainsi que la profondeur de pénétration dans le métal de base ont été estimées à l’aide d’observations microscopiques de cordons réalisés dans des conditions de soudage similaires. Cette optimisation géométrique permet d’une part, de s’affranchir de la connaissance exacte de la forme de chaque cordon et du recouvrement. D’autre part, cela permet également de paver plus simplement l’espace dans le cas du soudage multipasse, par rapport à un pavage avec des sections elliptiques.

L’approche en température prescrite utilisée dans cette section est en accord avec la méthodologie décrite dans la section 1.4.2. La température prescrite T_p a été imposée à la température thermodynamique du liquidus de l’Inconel 625, soit 1623 K (Cieslak et al., 1988). Cette valeur

semble plus cohérente que l'utilisation d'une température arbitraire, comme c'est le cas dans les travaux menés par Seleš et al. (2018), bien qu'en toute rigueur, la dilution avec le métal de base et les cinétiques de solidification hors équilibre, ne permettent pas de déterminer avec certitude la température de liquidus du métal d'apport.

La longueur de chaque cordon élémentaire dl est fixée à une valeur constante de 15 mm, avec un volume résultant dV , valant 225 mm^3 , d'après l'équation (1.15). La longueur de la plaque étant de 255 mm, 17 cordons de soudure élémentaires sont activés pour chacune des quatre passes. En connaissant la longueur de la plaque, des cordons élémentaires, ainsi que la vitesse de soudage (Tableau 4.1), l'intervalle de temps Δt_{tot} peut être calculé d'après l'équation (1.16). Celui-ci est disponible pour chacune des passes dans la partie supérieure du Tableau 4.3.

Afin de déterminer le coefficient de montée en température f , une analyse préliminaire est nécessaire. Il convient de calculer le flux induit par la température prescrite à travers la surface. Premièrement, le calcul thermique est réalisé avec une valeur de f prise aléatoirement. Deuxièmement, la variable du flux de chaleur induit est sommée sur l'ensemble des nœuds constituant la surface de dépôt d'un cordon¹. Troisièmement, cette variable est tracée en fonction du temps. L'intégrale sous la courbe correspond à l'énergie totale du flux de chaleur induit par la température prescrite lors de l'exécution de la passe. Ainsi, en connaissant la longueur de la passe, l'énergie de soudage absorbée peut être déterminée. De même qu'en faisant l'hypothèse sur la valeur du coefficient de rendement de l'arc η , l'énergie de soudage émise par l'arc (équation (2.2)) peut également être déterminée. Enfin, Le coefficient f doit être recalé afin que l'énergie de soudage émise calculée, corresponde à la valeur expérimentale.

Par exemple, pour le cas de la passe 1, avec un coefficient f fixé à 0,03, l'énergie totale du flux de chaleur induit est calculée à partir de l'aire sous la courbe Figure 4.5 et vaut 173781 J. La longueur de la passe vaut 255 mm. Par conséquent, l'énergie de soudage absorbée à la surface

1. Variable RFL11 (W) dans ABAQUS : Heat flux reaction.

vaut 681 J.mm^{-1} . Ainsi, en considérant un coefficient de rendement de l'arc η de 0,75, l'énergie de soudage émise vaut 908 J.mm^{-1} . Expérimentalement, d'après les Tableaux 4.1 et 4.2, l'énergie de soudage émise valait 923 J.mm^{-1} . Hormis le fait que l'énergie de soudage calculée numériquement ne corresponde pas parfaitement à l'énergie de soudage expérimentale, il existe d'autres difficultés relatives à l'utilisation d'une température prescrite dans le cas du soudage. Celles-ci seront évoquées dans la section 4.2.3.

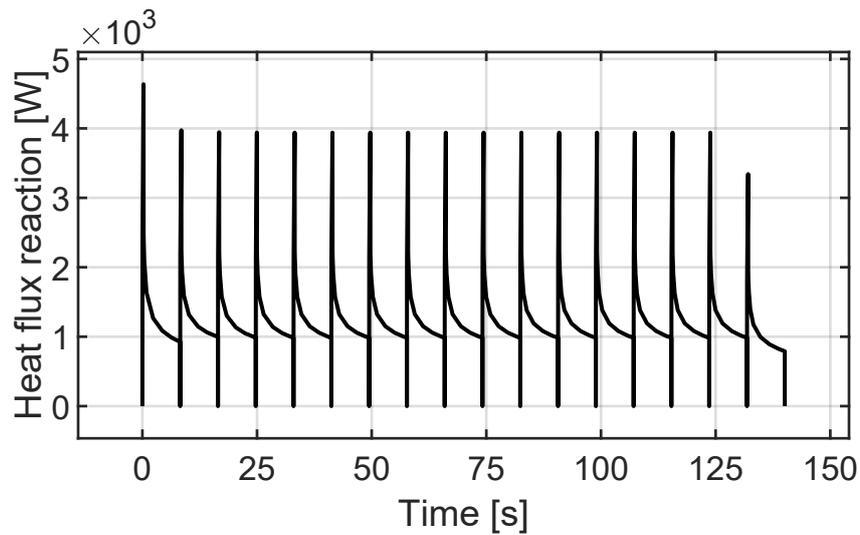


FIGURE 4.5 – Flux de chaleur induit (RFL11) vs. temps pour la passe 1.

Par ailleurs, en connaissant la valeur du coefficient f , les intervalles de temps $\Delta t_{pré}$ (équation (1.14)) et Δt_{hold} (équation (1.17)) peuvent ainsi être calculés. Les valeurs sont indiquées pour chacune des passes dans la partie inférieure du Tableau 4.3.

TABLEAU 4.3 – Protocole numérique de soudage appliqué pour la plaque en acier 316L.

Multipasse	passé 1	passé 2	passé 3	passé 4
Vitesse de soudage (mm.s^{-1})	1,82	1,78	2,02	2,04
Δt_{tot} par cordon élémentaire (s)	8,24	8,41	7,41	7,35
$\Delta t_{pré}$ par cordon élémentaire (s)	0,25	0,25	0,22	0,22
Δt_{hold} par cordon élémentaire (s)	7,99	8,16	7,19	7,13
Durée refroidissement interpasse (s)	336	13	11	∞

Dans cette étude, les paramètres thermo-physiques utilisés pour la résolution de l'équation de la chaleur ont été définis constants, à partir des données disponibles pour l'acier 316L (Depradeux, 2004) et l'Inconel 625 (SpecialMetalCorporation, 2013). La conductivité thermique k et la capacité calorifique c_p ont été moyennées pour les deux matériaux, sur une plage allant de la température ambiante à la température du liquidus, tandis que les valeurs de masses volumiques étaient prises à la température ambiante. Les valeurs des paramètres thermo-physiques sont indiquées respectivement pour l'acier 316L et l'Inconel 625 dans les Tableaux 3.5 et 3.8. Il est important de noter que la chaleur latente de fusion est négligée dans la résolution du problème thermique.

Pour rendre compte des échanges thermiques avec l'extérieur, les conditions aux limites suivantes ont été appliquées : le coefficient d'émissivité ϵ est de 0,65 sur l'ensemble de la surface du domaine. Le coefficient d'échange convectif H est pris égal à $5 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ sur la face supérieure, les faces latérales de la plaque et les surfaces extérieures des cordons de soudure. Étant donné que la face inférieure repose sur un établi en acier, celui-ci permet une évacuation rapide de la chaleur par conduction lors des opérations de soudage. En toute rigueur, la résolution du problème thermique nécessiterait de modéliser également le contact qui évolue entre la plaque et

l'établi. Cependant, par souci de simplification, pour tenir compte des pertes par conduction, le coefficient H est pris égale à $50 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ sur la face inférieure, jusqu'à la fin de la dernière passe. Pendant le refroidissement final, celui-ci est pris égal à $10 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$, dans l'hypothèse où la température de l'établi augmente pendant le soudage, abaissant ainsi le flux thermique par conduction entre celui-ci et la plaque. Ces valeurs de coefficients d'échange convectif sur la face inférieure ont été déterminées arbitrairement afin d'obtenir une solution numérique acceptable vis-à-vis des mesures expérimentales. Par ailleurs, les résultats numériques de El-Ahmar (2007) ont indiqué que les effets radiatifs et convectifs n'avaient pas d'incidence sur les distributions de température, mais uniquement sur la durée de refroidissement totale. L'essentiel étant de bien représenter le début de la courbe de refroidissement pour laquelle les effets de conduction sont importants, afin d'estimer correctement les contraintes résiduelles et distorsions.

L'analyse mécanique a été réalisée à l'aide des paramètres identifiés pour l'acier 316L et l'Inconel 625 respectivement indiqués dans les Tableaux 3.2 et 3.7. Il est important de rappeler que ces deux matériaux possèdent une structure austénitique sur toute la gamme de température atteinte pendant le soudage. Dans ce cas particulier, il n'a pas été nécessaire de modéliser une transformation de phase à l'état solide. Les résultats de la simulation sont comparés aux résultats expérimentaux à travers des mesures de déplacement et de contraintes résiduelles. Les profils étudiés sont présentés Figure 4.6 pour les mesures de déplacement, et Figure 4.7 pour les mesures de contraintes résiduelles.

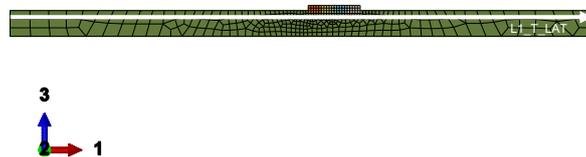


FIGURE 4.6 – Profils de mesure de déplacement L1_T_LAT sur la plaque en acier 316L soudée avec l'Inconel 625.

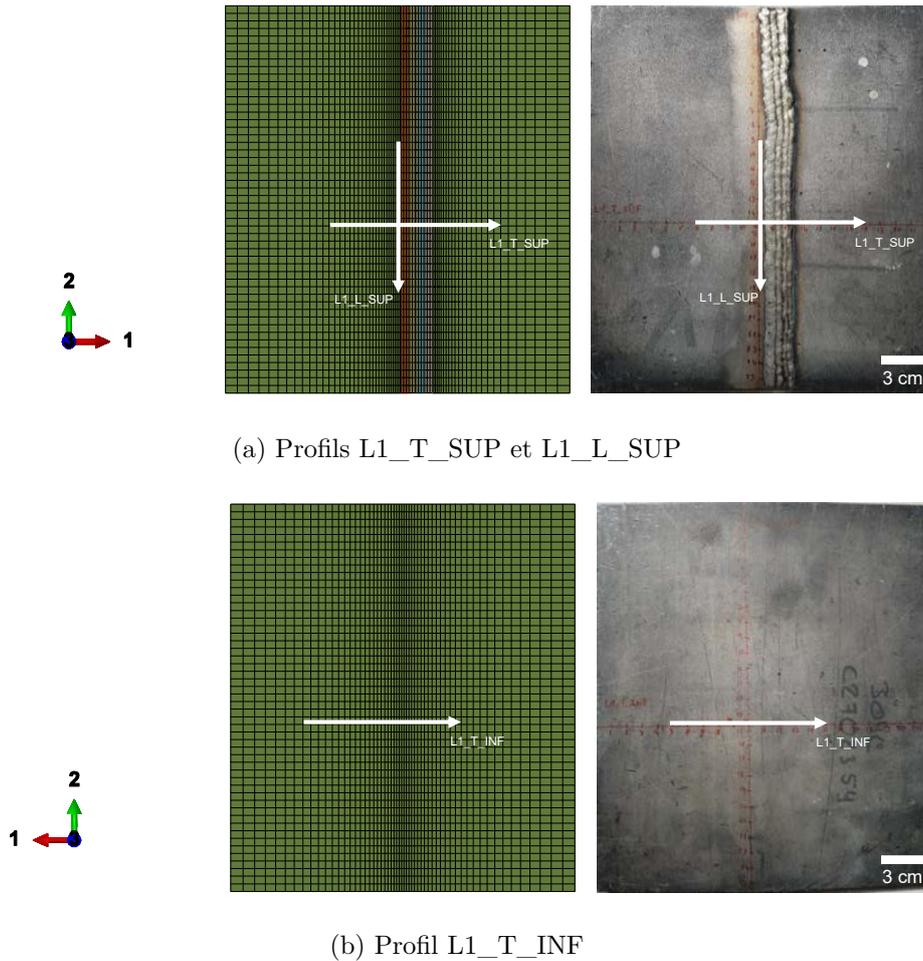


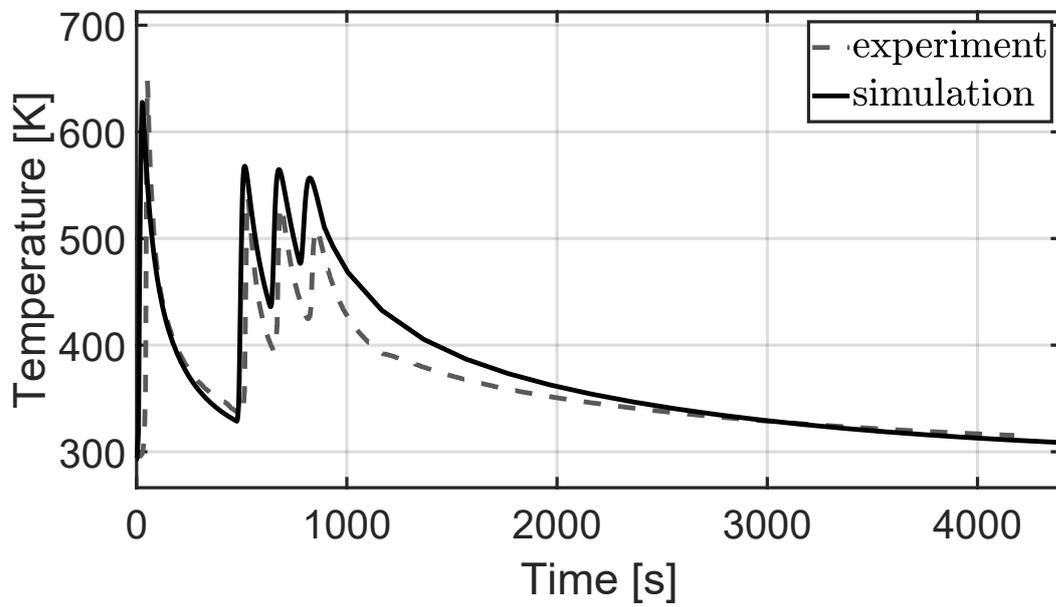
FIGURE 4.7 – Profils de mesure des contraintes résiduelles L1_T_SUP, L1_L_SUP et L1_T_INF, sur la plaque en acier 316L soudée avec l’Inconel 625.

4.2.3 Résultats du problème thermique

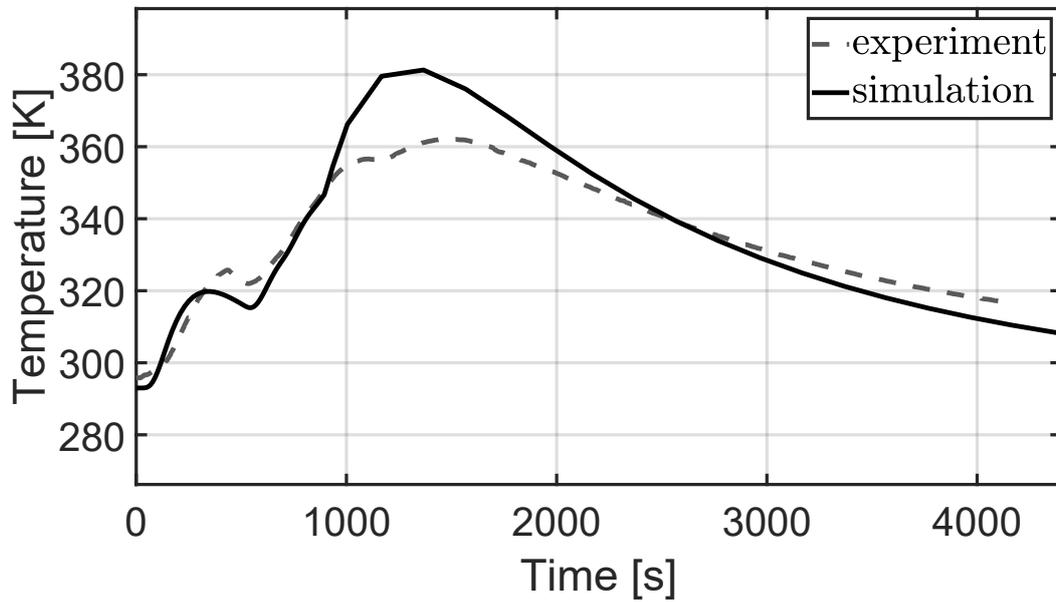
Afin de valider le modèle thermique avec une approche en température prescrite, dont la modélisation a été présentée dans le paragraphe précédent, il convient de comparer les résultats expérimentaux obtenus à l’aide des thermocouples, à la solution issue de la simulation numérique.

D’après la Figure 4.8, les résultats numériques prédisent correctement le champ de température au sein de la plaque. Cependant, de manière générale, les mesures expérimentales montrent une décroissance exponentielle plus importante que les valeurs numériques au début du refroidissement final. Cette observation est d’autant plus vraie que les thermocouples sont proches de la

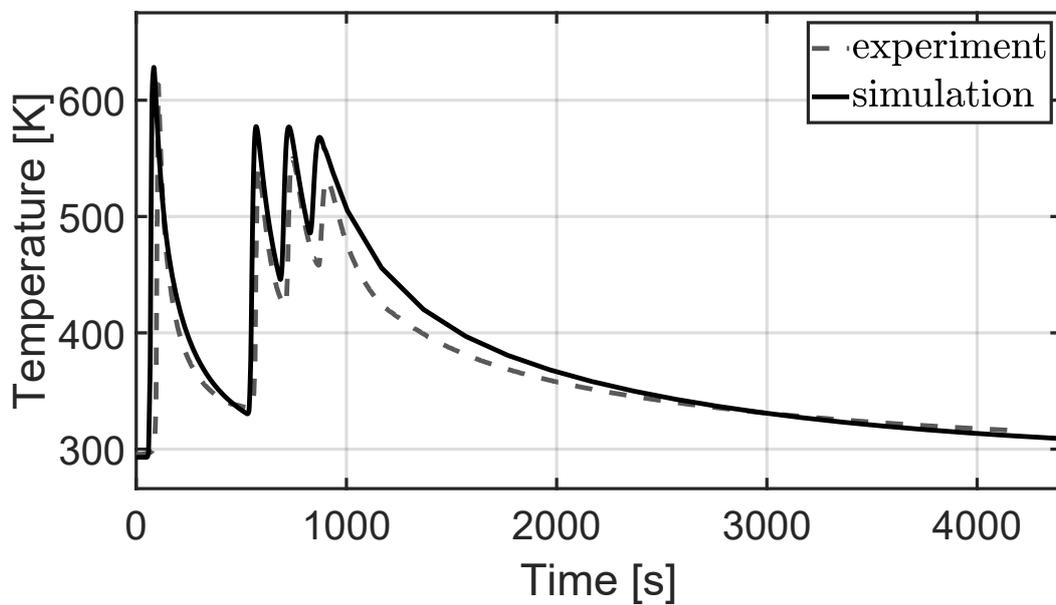
source de chaleur, comme c'est le cas pour les thermocouples TC1, TC3, TC5 et TC7, respectivement, Figure 4.8a, 4.8c, 4.8e et 4.8g.



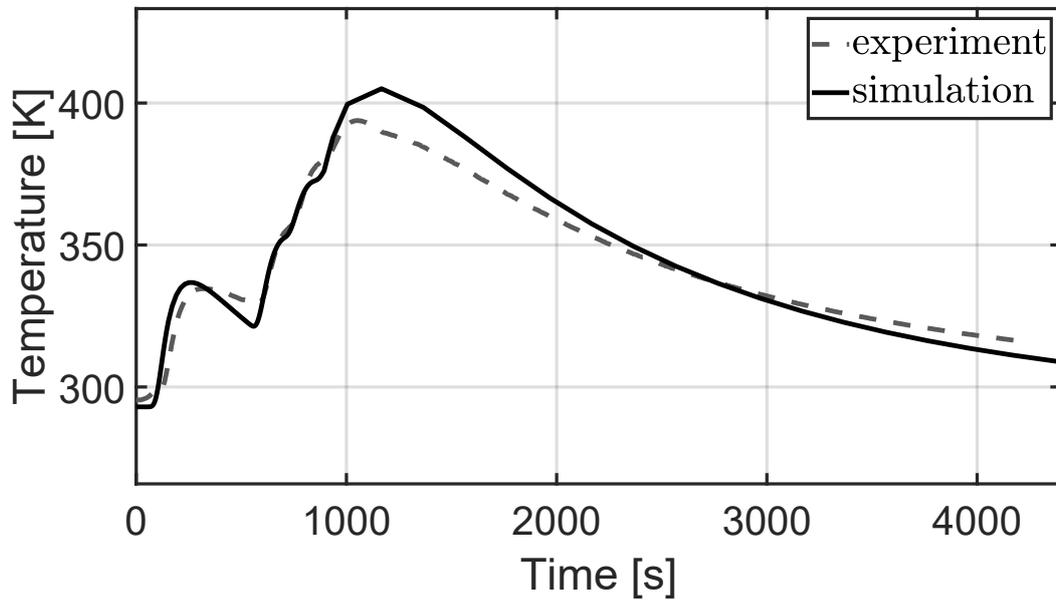
(a) Température (T) vs. temps pour le TC1



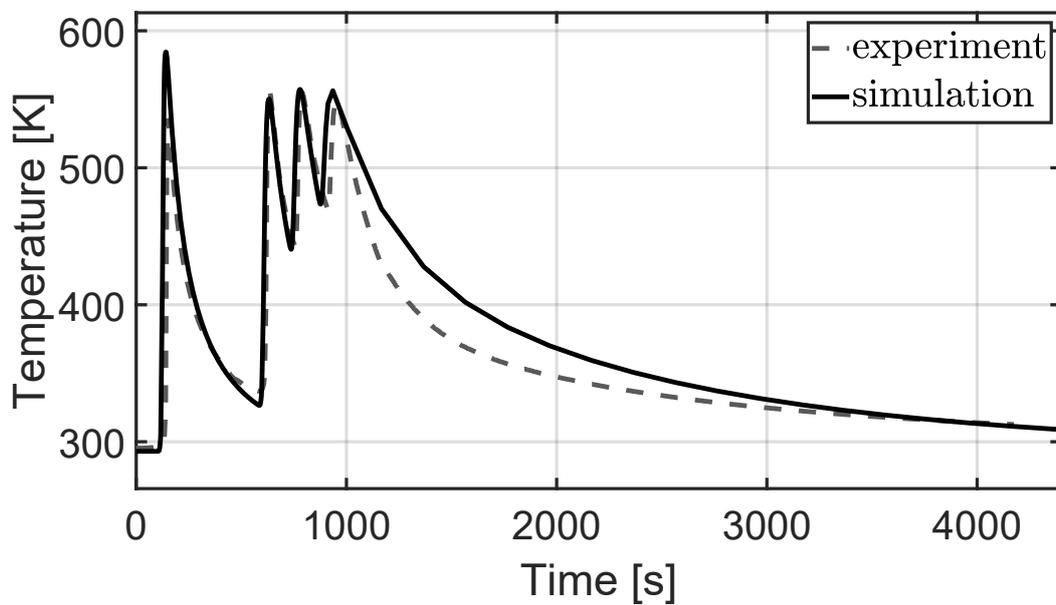
(b) Température (T) vs. temps pour le TC2



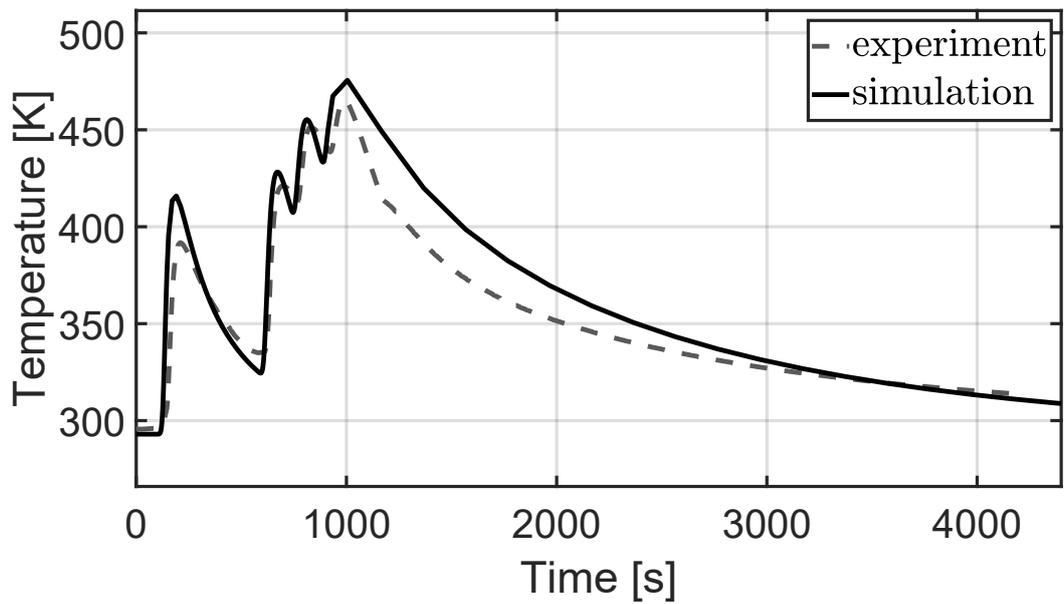
(c) Température (T) vs. temps pour le TC3



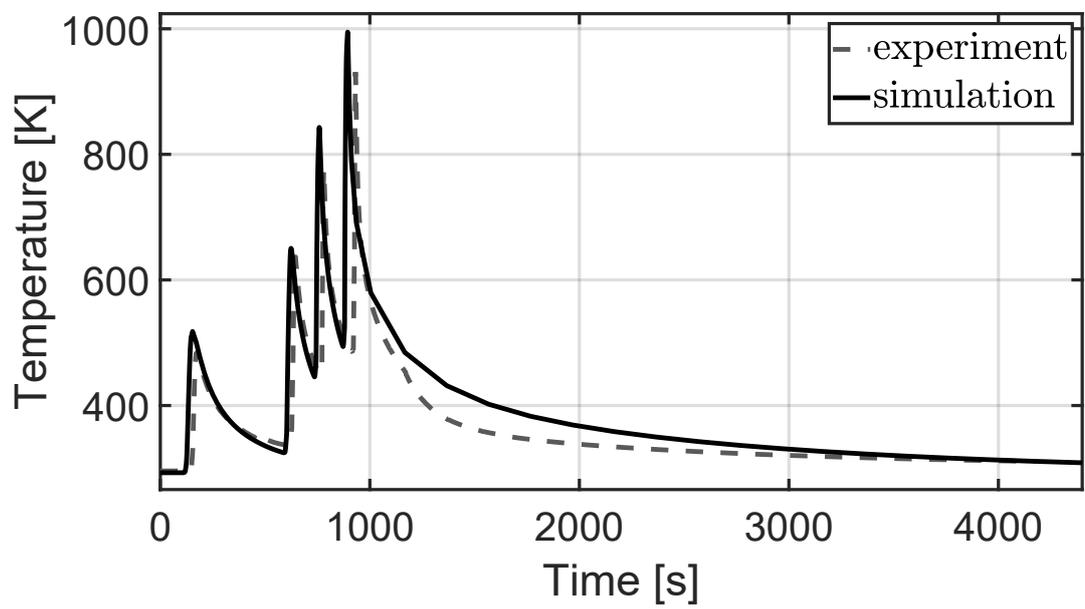
(d) Température (T) vs. temps pour le TC4



(e) Température (T) vs. temps pour le TC5



(f) Température (T) vs. temps pour le TC6



(g) Température (T) vs. temps pour le TC7

FIGURE 4.8 – Évolution de la température (T) en fonction du temps. Les lignes en pointillés représentent les résultats expérimentaux, et les lignes pleines représentent les résultats de la simulation numérique.

La cause de ces écarts est en partie due aux échanges de chaleur par conduction entre la face inférieure de la plaque et l'établi, représentés à l'aide d'un coefficient d'échange convectif. Cette astuce numérique ne permet pas de rendre compte des échanges de chaleur réels lors du refroidissement de la plaque. Afin d'être plus représentatif des échanges de chaleur réels, tout en résolvant le problème thermique sur la plaque seule, il conviendrait de réaliser les essais de soudage expérimentaux en fixant la plaque par ses faces latérales uniquement, afin de limiter les échanges avec l'extérieur par conduction.

De la même façon, il est rappelé que les échanges convectifs dans le bain fondu ne sont pas pris en compte dans la modélisation. Or, d'après Saadlaoui et al. (2018), le champ de température locale est fortement dépendant de la convection dans le liquide et de la forme du cordon résultant. La simplification géométrique apportée en représentant les cordons de soudure par des parallélépipèdes à section rectangulaire, ne semble pas affecter la solution du champ thermique. Cela est dû au positionnement des thermocouples qui sont insérés suffisamment loin des cordons. En effet, il peut être considéré que, loin de la surface d'application du chargement thermique en température prescrite, le champ de température dépend uniquement des valeurs du champ scalaire appliqué, ainsi que de la diffusivité du matériau, et non de la surface précise sur laquelle la température prescrite est appliquée. De plus, la température du bain fondu est assurément supérieure à la température prescrite à laquelle les cordons sont déposés dans cette étude. Par conséquent, la solution numérique proche des cordons révélerait des valeurs plus faibles qu'en réalité (Darmadi, 2011).

Une autre source d'erreur numérique intrinsèque à l'approche en température prescrite, concerne la répartition du flux de chaleur lors du passage de la torche. En toute rigueur, le procédé de soudage TIG génère un flux, dont découle un champ de température. D'après les études énoncées au chapitre 1, celui-ci peut être approximé par une forme gaussienne. Or dans une approche en température prescrite, le champ de température est fonction de la température appliquée à la surface. Ainsi, la distribution et l'intensité du flux de chaleur deviennent une conséquence, et non la cause.

Une autre répercussion directe de l'approche en température prescrite, concerne la cohérence énergétique entre l'énergie de soudage émise expérimentalement et celle calculée à posteriori numériquement. En effet, les paramètres numériques tels que la température prescrite T_p et le coefficient f sont maintenus constants pendant la simulation. À mesure que le nombre de passes augmente, la température de la plaque augmente également. Ainsi, le flux qui est proportionnel à la différence entre la température de la plaque et la température prescrite diminue. Cela a pour conséquence de faire diminuer l'énergie absorbée à la surface. En effet, pour la passe 1, l'énergie de soudage absorbée issue du calcul numérique vaut 681 J.mm^{-1} , tandis que pour la passe 4, celle-ci vaut 544 J.mm^{-1} . Expérimentalement, pour la passe 1, l'énergie absorbée vaut 692 J.mm^{-1} , tandis que pour la passe 4, celle-ci vaut 618 J.mm^{-1} . Il en découle un écart relatif de 1,6 % et 12 % respectivement pour la passe 1 et la passe 4. Dans cette étude, cette conséquence a peu d'influence sur la cohérence énergétique et le champ de température, à cause du faible nombre de passes. Cependant l'écart entre l'énergie réellement absorbée à la surface de la plaque et l'énergie absorbée calculée numériquement pourrait diverger dans le cas d'un très grand nombre de passes. Cet effet est d'autant plus vrai que la géométrie de la structure soudée et ses propriétés thermo-physiques ne permettent pas d'évacuer la chaleur. Bien que dans ce travail, la géométrie de la source est moins représentative de la réalité par rapport à une approche en flux surfacique ou volumique, les résultats sont relativement satisfaisants.

Aussi, il ne faut surtout pas oublier que des erreurs de mesures expérimentales relatives au positionnement des thermocouples, ainsi qu'aux problèmes de contact, peuvent influencer sur l'écart de valeurs entre les résultats expérimentaux et numériques. Dans une moindre mesure, les chaleurs latentes de fusion et de solidification non prises en compte dans les calculs, ainsi que le choix des paramètres thermo-physiques ont également une influence sur la solution thermique.

4.2.4 Résultats du problème mécanique

Afin de valider la capacité prédictive du modèle, des mesures de déplacement et de contraintes résiduelles ont été effectuées après refroidissement total de la plaque, puis ont été comparées à la solution numérique. D'après la Figure 4.9, la plaque est principalement affectée par un effet de pliage selon l'axe **2**. Ce phénomène est dû au retrait transversal de soudage, donnant lieu à une rotation autour de l'axe de soudure. Cependant, la plaque semble trop épaisse pour que le retrait longitudinal provoque un effet de cintrage selon l'axe **1**.

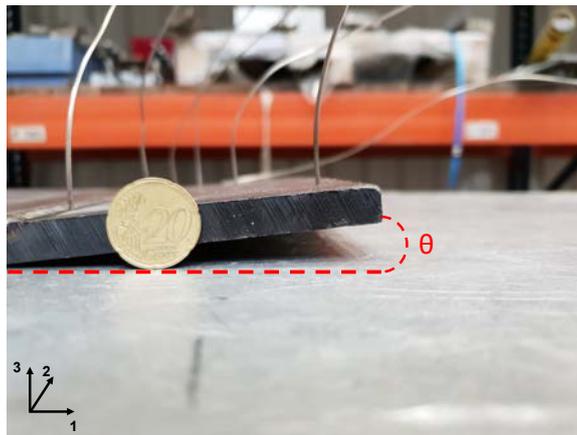


FIGURE 4.9 – Déformée de la plaque en acier 316L après les opérations de soudage.

Suite aux observations relatives à la déformée de la plaque, la composante U_3 du vecteur déplacement peut être étudiée sur le profil L1_T_LAT. L'étude de ce déplacement a l'avantage d'être directement fonction de l'effet de pliage selon l'axe **2**, et facilement mesurable expérimentalement. La Figure 4.10 montre que les résultats numériques du déplacement sont sous-estimés par rapport aux résultats expérimentaux. Cet écart de 7,6 mm en bout de plaque est principalement dû à une limite d'élasticité définie constante dans le modèle, à la fois pour l'acier 316L et l'Inconel 625. En effet, les déformations plastiques entraînant cette rotation autour de l'axe de soudure, sont principalement localisées à proximité des cordons (ZAT) (Figure 4.11), où le champ de température est le plus élevé. Or, le modèle ne prend pas en compte la diminution de la limite d'élasticité lorsque la température augmente. Par conséquent, le comportement des matériaux apparaît trop rigide à haute température, expliquant ainsi la faible déformation plastique et donc une plus faible rotation. Cette observation confirme ce qui a été souligné lors de l'analyse de la

réponse simulée de l'essai de Satoh, dans la section 3.4.1. Néanmoins, l'écart observé entre les résultats expérimentaux et numériques concernant les déplacements devrait être moins marqué pour une structure massive possédant une raideur plus élevée (Depradeux, 2004).

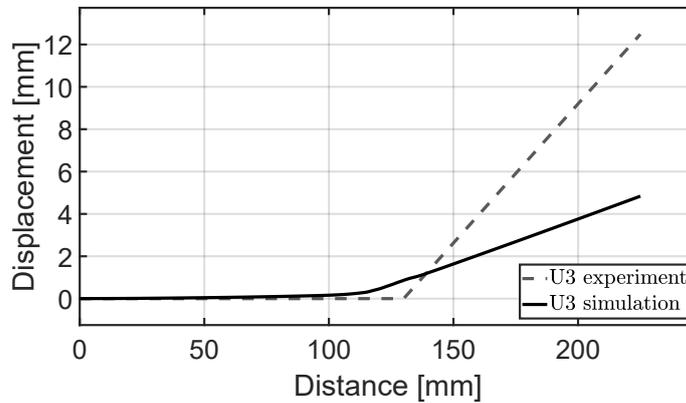


FIGURE 4.10 – Déplacement ($U3$) vs. distance (L1_T_LAT). Comparaison entre les mesures expérimentales et la simulation numérique sur la face visible Figure 4.9.

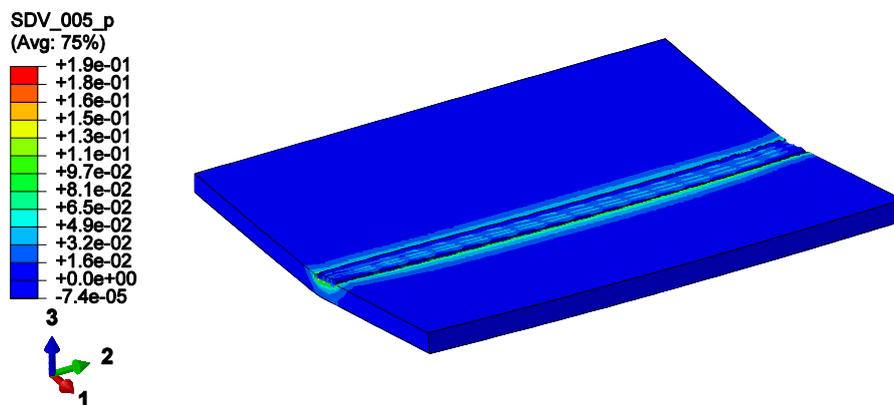
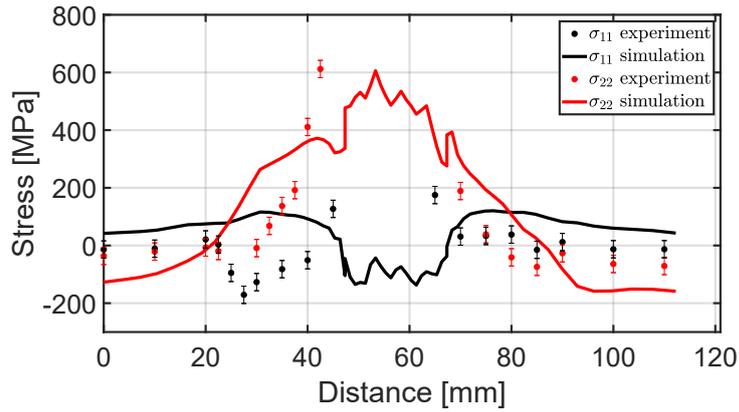


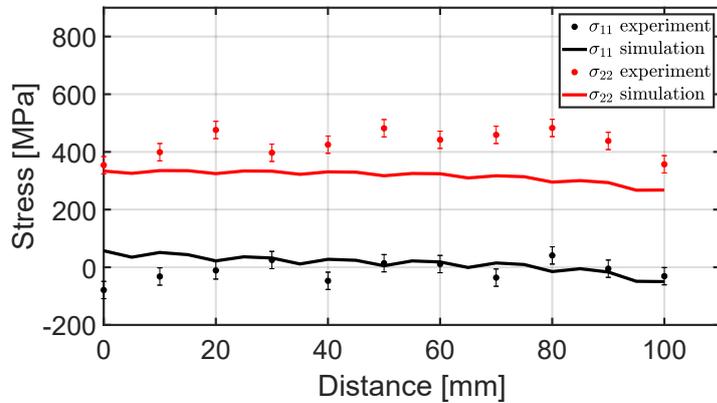
FIGURE 4.11 – Déformation plastique équivalente (p) à la fin du refroidissement finale de la plaque. La déformée est amplifiée par un facteur $\times 5$.

Les résultats numériques et les mesures expérimentales de contraintes résiduelles des composantes σ_{11} et σ_{22} , sont respectivement indiquées Figures 4.12a, 4.12b et 4.12c. Il est important de noter que les contraintes résiduelles n'ont pas pu être mesurées dans les cordons de soudure (profil L1_T_SUP). Cela peut être attribué à plusieurs effets, à savoir, la taille de grains trop élevée, la rugosité et la présence d'oxyde en surface. Pendant les mesures, peu de grains semblaient orientés

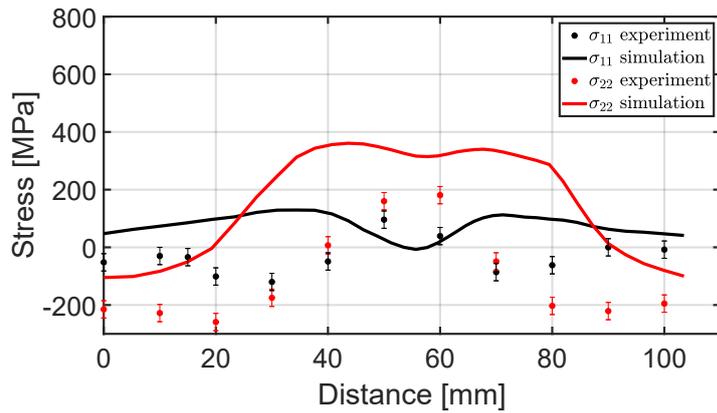
de façon à satisfaire la condition de Bragg, conduisant ainsi à une statistique insuffisante pour les mesures de contraintes résiduelles.



(a) Contraintes résiduelles (σ_{11} et σ_{22}) vs. distance (L1_T_SUP). Comparaison entre les mesures expérimentales et la simulation numérique.



(b) Contraintes résiduelles (σ_{11} et σ_{22}) vs. distance (L1_L_SUP). Comparaison entre les mesures expérimentales et la simulation numérique.

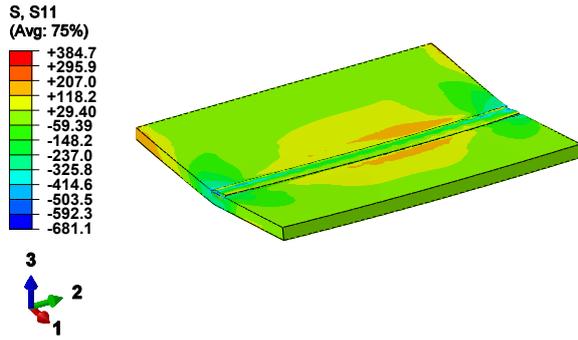


(c) Contraintes résiduelles (σ_{11} et σ_{22}) vs. distance (L1_T_INF). Comparaison entre les mesures expérimentales et la simulation numérique.

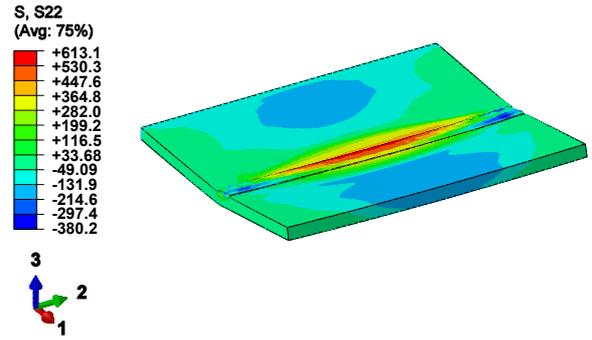
FIGURE 4.12 – Contraintes résiduelles (σ_{11} et σ_{22}) en fonction des profils L1_T_SUP, L1_L_SUP et L1_T_INF. Comparaison entre les mesures expérimentales et la simulation numérique.

Globalement, les tendances pour les deux composantes de contraintes étudiées sont bien représentées, mais des écarts locaux sont cependant apparents sur chaque profil. De plus, des singularités apparaissent pour la solution numérique des profils L1_T_SUP et L1_L_SUP, sur lesquels, les valeurs de contraintes oscillent à proximité des cordons de soudure. D'une part, ces irrégularités de la solution numérique sont dues à la méthode d'activation des cordons par morceaux, qui provoque une discontinuité dans la matière. D'autre part, le maillage et les propriétés mécaniques tels que le module, la limite d'élasticité considérés indépendants de la température ont également une influence sur la forme de la solution. Néanmoins, loin des cordons, comme c'est le cas pour le profil L1_T_INF, ces oscillations de contraintes ne sont pas observables (Figure 4.12c).

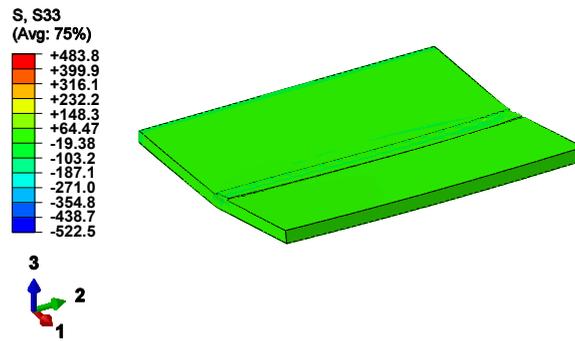
Les contraintes résiduelles selon σ_{11} sont plus faibles que selon σ_{22} , et ce, pour les trois profils. Le retrait transversal ayant occasionné une distorsion angulaire autour de l'axe **2** a limité le niveau des contraintes résiduelles sur la composante σ_{11} . A l'inverse, le retrait longitudinal a provoqué une distorsion angulaire négligeable autour de l'axe **1**, mais conduit à de fortes contraintes résiduelles sur la composante σ_{22} . Ce constat est mis en évidence sur l'ensemble de la plaque à travers la visualisation des champs de contraintes résiduelles σ_{11} et σ_{22} , illustrés Figures 4.13a et 4.13b, respectivement. Dans une moindre mesure, le champ de contrainte résiduelle σ_{33} est homogène et négligeable dans l'ensemble de la plaque (Figure 4.13c). Ainsi, l'hypothèse des contraintes planes admise dans la section 4.2.1 est vérifiée numériquement.



(a) Contrainte finale de la plaque (σ_{11}) en MPa à la fin du refroidissement



(b) Contrainte finale de la plaque (σ_{22}) en MPa à la fin du refroidissement



(c) Contrainte finale de la plaque (σ_{33}) en MPa à la fin du refroidissement

FIGURE 4.13 – Champ de contraintes résiduelles de la plaque (σ_{11} , σ_{22} , σ_{33}) en MPa, calculé à partir de l’analyse mécanique. Les résultats sont projetés sur une configuration déformée et amplifiée par un facteur $\times 5$.

Les contraintes résiduelles les plus importantes se situent à proximité du cordon dans la direction longitudinale σ_{22} , où, des contraintes de traction atteignent 600 MPa (Figure 4.12a). De plus, la différence de propriétés mécaniques à l’interface entre l’acier 316L et l’Inconel 625, implique un saut de contrainte (Leggatt, 2008). Par ailleurs, un écart d’environ 300 MPa est visible à 30 mm de distance pour la composante σ_{11} , sur le même profil. En effet les solutions numérique et expérimentale indiquent respectivement un état de traction et de compression. Cette divergence peut s’expliquer par le brossage mécanique effectué pour nettoyer la plaque avant les opérations de soudage modifiant ainsi l’état de contrainte locale sur la composante σ_{11} . Néanmoins, il serait également attendu que le brossage mécanique perturbe également l’état de contrainte suivant la composante σ_{22} , ce qui ne semble pas être le cas. Cet écart peut être simplement dû à la non connaissance de l’état de contrainte initial de la plaque et de l’histoire de son chargement ther-

momécanique avant les opérations de soudage.

Sur le profil L1_L_SUP, les réponses simulée et expérimentale sont relativement similaires. Pour les deux composantes étudiées, les contraintes résiduelles semblent constantes sur toute la distance considérée (Figure 4.12b). La composante σ_{11} indique un état de contrainte quasi-nul, tandis que la composante σ_{22} indique un état de traction atteignant expérimentalement 500 MPa.

Sur le profil L1_T_INF, le passage de la compression à la traction de l'extérieur vers le centre de la plaque est bien représenté pour la composante σ_{22} . Cependant, la réponse simulée est surestimée. Celle-ci est également observable pour la composante σ_{11} . Ces surestimations sont probablement une conséquence de la loi de comportement utilisée dans cette étude, qui impose aux matériaux un comportement trop rigide à haute température, comme mentionné dans la section 3.4.1.

4.3 Simulation numérique du soudage sur un mur de barres

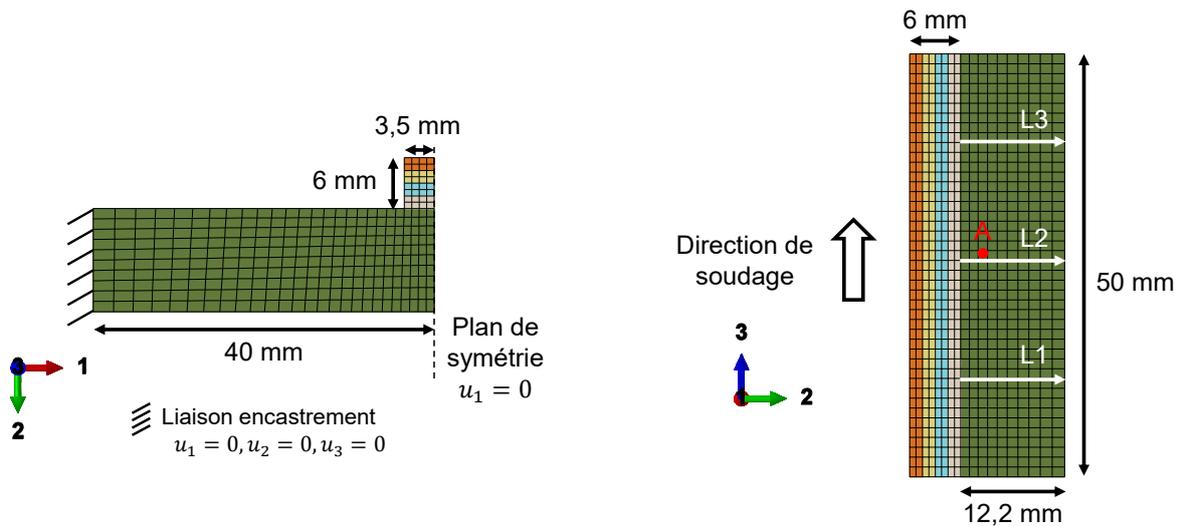
4.3.1 Modélisation du problème thermomécanique

Dans la description des échangeurs de chaleur de type PFHE, la partie externe correspond à un empilement brasé de barres et de tôles sur lesquelles les têtes d'extraction des fluides vont être soudées. Ce sont ces opérations de soudage qui vont induire les distorsions les plus importantes dans les échangeurs.

Dans cette section, des simulations numériques du soudage TIG sur un mur de barres d'un échangeur en acier 316L ont été réalisées, et sur lequel, quatre passes superposées ont été exécutées avec l'Inconel 625. Les différentes passes ont été réalisées dans le même sens, selon la direction **3**. Cette configuration est rencontrée lors du soudage des échangeurs en acier inoxydable. L'objectif étant d'évaluer l'influence de la vitesse d'avance, ainsi que la durée d'interpasse sur les contraintes et déformations.

Le domaine d'étude a été réduit à une partie du mur de barres afin d'obtenir des durées de calcul acceptables dans un contexte industriel. Les ondes et les tôles qui nécessiteraient un maillage très fin, ne sont pas représentées. Ainsi, le mur de barres est représenté par un volume 3D homogène, en faisant l'hypothèse que les barres et les tôles constituent un unique domaine. Cette simplification est raisonnable vis-à-vis de l'étude, qui vise à déterminer l'état de contrainte et de déformation dans le mur de barres.

Les dimensions du mur de barres et des cordons de soudure, les conditions aux limites mécaniques appliquées, ainsi que les profils et point de mesures des déformations et contraintes sont indiqués Figure 4.14. Due à la symétrie du problème, la moitié du mur de barres est représentée, et des conditions aux limites mécanique et thermique appropriées sont appliquées sur le plan de symétrie. Toutes les autres faces de la plaque, ainsi que les surfaces extérieures des cordons du soudure sont soumises à des conditions aux limites convectives et radiatives, actives pendant toute l'analyse, en considérant un coefficient d'échange $H = 50 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$, un coefficient d'émissivité $\epsilon = 0,65$ et une température externe constante $T_\infty = T_0 = 293,5 \text{ K}$, égale à la température initiale du système. De même, des déplacements nuls sont imposés sur la face encastrée afin de représenter le mur de barres contraint par le reste de l'échangeur.



(a) Dimensions du mur de barres et des conditions aux limites mécaniques

(b) Dimensions du mur de barres et des profils L1, L2, L3 et point de mesure A

FIGURE 4.14 – Modèle EF du mur de barres en acier 316L soudé avec l'Inconel 625. Les 4 cordons de soudure sont représentés respectivement par les parallélépipèdes rectangles beige, bleu, jaune et orange.

Le maillage EF contient 14828 nœuds et 12556 éléments solides hexaédriques DC3D8 pour l'analyse thermique et C3D8 pour l'analyse mécanique. Comme pour les simulations numériques réalisées dans la section 4.2.2, le même maillage est utilisé pour l'analyse thermomécanique découplée. De même, l'apport de matière et la source de chaleur sont exprimés à travers une approche en température prescrite, en accord avec la méthodologie décrite dans la section 1.4.2. Ainsi, la longueur de cordon élémentaire dl et le coefficient de montée en température f valent respectivement 4 mm et 0,03. Les propriétés mécaniques pour l'acier 316L et l'Inconel 625 sont indiquées respectivement dans les Tableaux 3.2 et 3.7.

Pour répondre à l'objectif, trois configurations de soudage dénommées C1, C2 et C3 ont été réalisées, et sont résumées dans le Tableau 4.4. Ces conditions de soudage correspondent à des configurations que le soudeur pourrait choisir. Pour les trois configurations, après l'exécution de la quatrième passe, le mur de barres refroidit librement pendant 60 min. Il est important de noter que l'utilisation en température prescrite ne permet pas de considérer correctement la puissance et l'énergie de soudage générées par la torche TIG, en accord avec les explications section 4.2.3.

Toutefois, dans ce modèle EF, la géométrie des cordons a été adaptée en accord avec des observations expérimentales, afin de correspondre à celle de passes exécutées à 14 V, 120 A et une vitesse d'avance approximative de $1,8 \text{ mm.s}^{-1}$.

TABLEAU 4.4 – Détail du protocole de soudage du mur de barres.

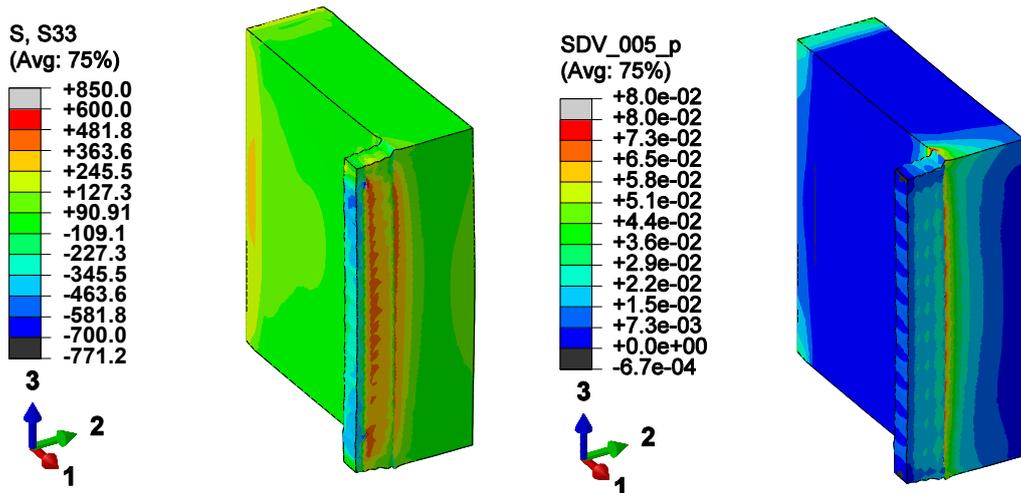
Configurations	C1	C2	C3
Vitesse de soudage (mm.s^{-1})	1,8	0,9	1,8
Durée refroidissement interpasse (s)	-	-	300

Pour les trois configurations de soudage énoncées, des analyses sur la composante σ_{33} du tenseur des contraintes seront effectuées en fonction du temps et de la distance à travers le mur de barres. De plus, ces résultats permettent d'analyser la variable de déformation plastique effective en fonction de la distance à travers le mur de barres. Cette variable est définie comme étant la différence de la déformation plastique équivalente et de la variable de restauration de l'écroutissage, soit $p_{eff} = p - \beta$, et peut être corrélée à la valeur du GOS (Annexe B.1).

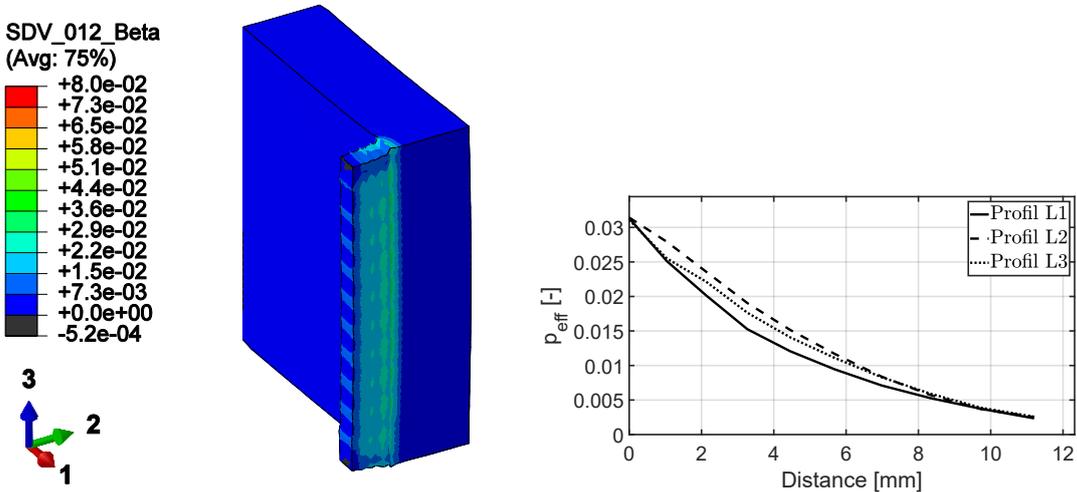
4.3.2 Résultats de l'analyse thermomécanique

Les résultats de l'analyse thermomécanique pour la configuration de soudage C1 sont indiqués à la fin du refroidissement sur la Figure 4.15. La Figure 4.15a montre que des contraintes résiduelles de traction σ_{33} s'accumulent principalement dans les cordons de soudure, ainsi qu'à la surface du mur de barres et dont les valeurs vont jusqu'à atteindre 600 MPa. Des contraintes résiduelles σ_{33} existent dans le reste du mur de barres, mais demeurent homogènes et relativement faibles. De plus, les déformations plastiques effectives (Figure 4.15b), sont fortes à l'interface entre les cordons de soudure et le mur de barres, mais décroissent rapidement à travers celui-ci. Des résultats similaires ont déjà été observés par Ramard (2018), dans une étude de soudage MAG (Metal Active Gas) d'une plaque et d'un raidisseur avec un acier faiblement allié à haute limite d'élasticité. De même, la Figure 4.15c montre que la restauration de l'écroutissage indiquée par la

variable β , se développe majoritairement à cette même interface et également dans les cordons de soudure. Cette observation révèle que la restauration de l'érouissage se développant lors des premières passes de soudage, ne pénètre pas dans le mur de barres, mais existe de manière superficielle ≈ 2 mm sous la surface. Par ailleurs, la Figure 4.15d décrit l'évolution de la déformation plastique effective p_{eff} , pour les différents profils L1, L2 et L3 après refroidissement final. Au même titre que les résultats expérimentaux obtenus pour les valeurs du GOS de la soudure S15 (Figure 2.24), les valeurs de p_{eff} diminuent rapidement et tendent vers zéro loin des cordons de soudure. De plus, elles ne dépendent que faiblement de la position selon l'axe **3**, bien que les valeurs de p_{eff} apparaissent légèrement supérieures sur le profil L2.



(a) Contrainte finale du mur de barres (σ_{33}) en MPa à la fin du refroidissement (b) Déformation plastique effective finale du mur de barres (p_{eff}) à la fin du refroidissement



(c) Variable de restauration de l'écrouissage finale du mur de barres (β) à la fin du refroidissement (d) Déformation plastique effective (p_{eff}) vs. distance sur les profils L1, L2, L3, pour la configuration de soudage C1

FIGURE 4.15 – Champ de contrainte (σ_{33}), de déformation résiduelle (p_{eff}), de restauration de l'écrouissage (β) et évolution de la déformation plastique effective (p_{eff}), pour la configuration de soudage C1. Les résultats sont projetés sur une configuration déformée et amplifiée par un facteur $\times 5$.

D'après les résultats de la section 4.2, les valeurs de contraintes sont plus élevées dans la direction longitudinale de soudage. C'est pourquoi, dans cette section, l'évolution de la contrainte longitudinale σ_{33} en fonction du temps, au point A, est étudiée pour chaque configuration de soudage C1, C2, C3 et dont les résultats sont disponibles Figure 4.16.

De manière générale, l'évolution de la contrainte σ_{33} est pilotée par l'histoire de la température. La contrainte atteint une valeur maximale en compression lors du pic de température, puis passe rapidement en traction lors du refroidissement. Ces contraintes cycliques ne sont pas symétriques par rapport à l'axe de contrainte nulle. En effet, la valeur maximale de la contrainte en traction apparaît toujours plus élevée que la contrainte maximale atteinte en compression. Ce comportement est potentiellement dû à la restauration de l'érouissage qui limite le développement de la contrainte en compression lors du pic de température. Lors du refroidissement final, une contrainte en traction se développe et tend vers la valeur de contrainte résiduelle.

D'après les observations Figure 4.16, les contraintes se développant pendant le soudage dépendent fortement de la différence entre la température maximale atteinte et la température ambiante. Dans la ZAT, comme c'est le cas pour le point A, la température maximale atteinte est donc limitée par la température de fusion de l'acier 316L mis en œuvre pendant le soudage, limitant ainsi la contrainte en traction maximale pouvant se développer.

En effet, le pic de contrainte en traction lors de la première passe atteint 524 MPa, avec une température maximale de 1134 K pour la configuration C1 (Figure 4.16a). Pour la configuration C2 (Figure 4.16b), dont les passes sont exécutées avec une vitesse d'avance deux fois plus faible, le pic de contrainte atteint 505 MPa, avec une température maximale de 1185 K. Dans cette dernière configuration, la restauration de l'érouissage est plus importante et implique une faible diminution du pic de contrainte σ_{33} , par rapport à la configuration C1. Ainsi, une diminution de la vitesse de soudage² a peu d'influence sur la température et la contrainte maximale atteintes dans la ZAT, mais a plutôt un impact sur la distribution spatiale des champs de température et de contrainte en périphérie des cordons. Il est important de noter que l'étendue de la contrainte dépend également de la géométrie du cordon et par conséquent, de l'énergie de soudage. Cependant,

2. Une diminution de la vitesse de soudage implique une augmentation de l'énergie de soudage d'après l'équation (2.2)

cette dernière est considérée invariante pour les trois configurations testées. En se rapportant aux travaux présentés dans la section 1.4.1, ainsi qu'à la Figure 2.12, cette simplification est fautive en toute rigueur.

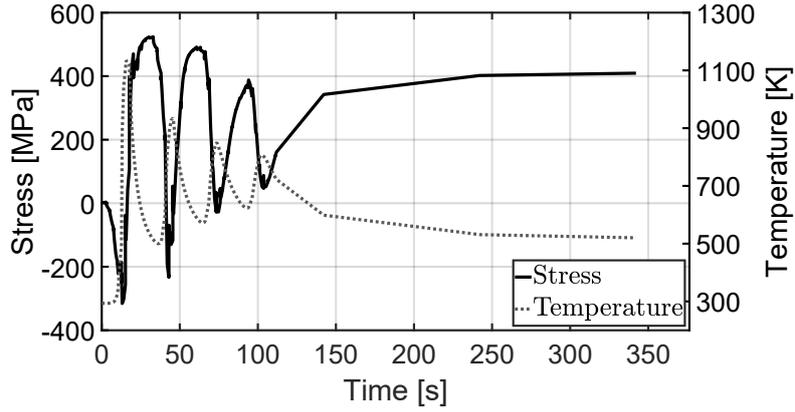
Cependant, d'après les Figures 4.16a et 4.16b, la vitesse de soudage a une influence sur la vitesse de refroidissement, et donc sur la vitesse à laquelle les contraintes se développent. Une vitesse de soudage élevée implique une vitesse de refroidissement élevée, et donc, une vitesse de développement des contraintes élevée.

De plus, les résultats de la simulation montrent que la durée de refroidissement d'interpasse a une influence sur l'amplitude de la contrainte. Pour les configurations C1 (Figure 4.16a) et C2 (Figure 4.16b), dont les différentes passes sont exécutées sans interruption, l'amplitude de la contrainte est maximale lors de l'exécution de la première passe, puis décroît à mesure que le nombre de passes augmente. Cependant pour la configuration C3, dont les passes sont exécutées avec une durée de refroidissement d'interpasse de 300 s, la température baisse quasiment jusqu'à la température ambiante après les deux premières passes (Figure 4.16c). Ainsi, les pics de contrainte σ_{33} en traction, ainsi qu'en compression, se développent et atteignent des valeurs maximales respectives de 534 MPa et -315 MPa, au cours des deux premières passes. Par conséquent, d'après les résultats précédents, une durée d'interpasse favoriserait la probabilité de fissuration des joints brasés, due à un développement important de la contrainte en traction sur plusieurs cycles.

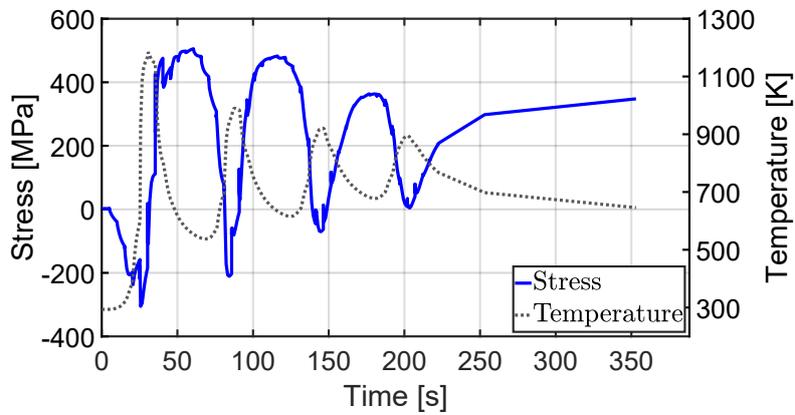
Néanmoins, expérimentalement, une durée d'interpasse³ est généralement employée lors du soudage TIG pour l'acier 316L (Folkhard, 1988). En effet, à haute température, les propriétés mécaniques telles que le module et la limite d'élasticité chutent (Depradeux, 2004; El-Ahmar, 2007; Muránsky et al., 2012a). Ainsi, sous l'effet du retrait à haute température, des déformations importantes peuvent apparaître si une durée de refroidissement d'interpasse n'est pas respectée. Cependant, dans cette étude, les propriétés mécaniques de l'acier 316L ont été définies indépen-

3. La notion de température maximale d'interpasse est plus fréquemment utilisée

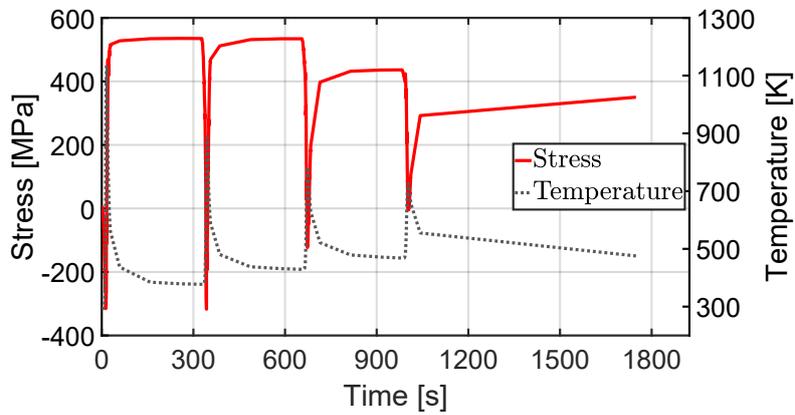
dantes de la température. Par conséquent, les contraintes obtenues numériquement pendant le soudage sont potentiellement surestimées.



(a) Contrainte (σ_{33}) et température (T) vs. temps, pour la configuration C1



(b) Contrainte (σ_{33}) et température (T) vs. temps, pour la configuration C2



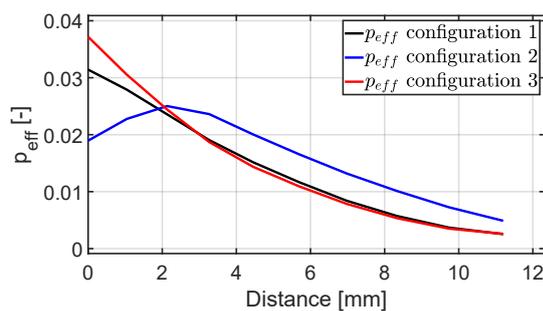
(c) Contrainte (σ_{33}) et température (T) vs. temps, pour la configuration C3

FIGURE 4.16 – Réponses simulées, contrainte (σ_{33}) et température (T) vs. temps, pour les différentes configurations de soudage au point A.

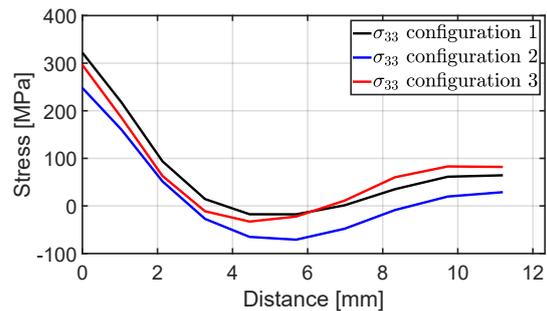
En terme de déformations et de contraintes résiduelles, l'évolution de la déformation plastique effective p_{eff} , ainsi que la contrainte longitudinale σ_{33} après refroidissement final, sont étudiées pour chaque configuration de soudage C1, C2, C3 sur le profil L2. Les résultats sont présentés Figure 4.17.

D'après la Figure 4.17a, la vitesse d'avance influence la déformation plastique effective résiduelle. En effet, pour la configuration C2 ($v=0,9 \text{ mm.s}^{-1}$), la variable p_{eff} à l'interface valant 0,019, apparaît plus faible que pour la configuration C1 et C3 ($v=1,8 \text{ mm.s}^{-1}$), valant respectivement 0,031 et 0,037. De plus, dans la configuration C2, p_{eff} atteint un extremum à une distance de 2 mm de l'interface, tandis que pour les configurations C1 et C3, l'évolution suit une décroissance monotone à travers le mur de barres.

D'après la Figure 4.17b, les contraintes résiduelles évoluent de façon similaire à travers le mur de barres. A l'interface, la variable σ_{33} varie entre 248 MPa et 322 MPa, pour la configuration C2 et C1 respectivement. Cette augmentation de 30 % sur la contrainte longitudinale σ_{33} peut avoir un réel impact vis-à-vis de la probabilité de fissuration. Cela revient également à se demander dans quelle mesure les paramètres de soudage influencent les phénomènes de fissuration à chaud dans la ZAT.



(a) Déformation plastique effective (p_{eff}) vs. distance sur le profil L2, pour les configurations de soudage C1, C2, C3



(b) Contrainte (σ_{33}) vs. distance sur le profil L2, pour les configurations de soudage C1, C2, C3

FIGURE 4.17 – Évolution de la déformation plastique effective (p_{eff}) et de la contrainte (σ_{33}) en fonction de la distance à travers le mur de barres pour les configurations de soudage C1, C2 et C3.

Les analyses thermiques et mécaniques présentées dans ce chapitre ont été réalisées sur un Cluster équipé de processeurs Intel Xeon® cadencés à 2,93 GHz. Chacune des analyses est effectuée sur 16 processeurs. Les durées de calcul CPU des analyses thermomécaniques pour la structure plaque (section 4.2) sont indiqués sur la deuxième ligne du Tableau 4.5. Les temps de calcul CPU des analyses thermomécaniques pour le mur de barres et la configuration de soudage C1 (section 4.3) sont indiqués sur la troisième ligne du Tableau 4.5.

TABLEAU 4.5 – Durées de calcul CPU pour l’analyse thermomécanique de la plaque en acier 316L

Analyse	Thermique	Mécanique
Durée CPU plaque (h)	8	24
Durée CPU mur de barres (h)	6	20

Il est important de noter, que les durées de calcul dépendent fortement de la non-linéarité du problème. De plus, afin d’assurer la convergence des calculs, des incréments de temps de l’ordre de 10^{-20} ont été imposés au moment du dépôt des cordons de soudure pour les analyses mécaniques. La non-convergence des calculs semble être due à la façon dont est géré l’apport de matière par ABAQUS au travers l’instruction MODEL CHANGE. Cette insertion de matière brutale implique de fortes distorsions, perturbant l’équilibre des forces aux nœuds communs du métal de base et du cordon inséré.

4.4 Discussion vers des améliorations futures

La formulation de la source de chaleur en température prescrite ne permet pas de piloter directement le flux généré par l’arc à travers la tension et l’intensité. L’utilisation de la double ellipsoïde de Goldak semble plus appropriée pour estimer le champ de température à proximité des cordons de soudure.

La sous-estimation du déplacement (U_3) de la simulation sur la plaque en acier 316L soudée avec l’Inconel 625, montre le comportement trop rigide de ces matériaux à haute température,

déjà mis en évidence pour l'essai de Satoh section 3.4.1. Ainsi la prise en compte de l'évolution du module et de la limite d'élasticité à haute température permettrait d'obtenir des résultats plus réalistes en déplacement et également en contrainte. De même que, l'évolution cyclique des contraintes lors du soudage, impliquant des passages alternés en compression au chauffage et en traction au refroidissement, a également été mis en évidence. Par conséquent, l'utilisation d'un écrouissage cinématique ou mixte (isotrope/cinématique) serait plus appropriée, comme mentionné au chapitre précédent. Cependant il convient de garder à l'esprit que l'identification d'une variable cinématique impliquerait des essais cycliques de traction/compression à différentes températures. Cela ajoute une complexité supplémentaire avec de nouveaux essais à réaliser, ainsi qu'un travail d'identification, mais qui ne garantissent pas nécessairement la robustesse du modèle (Morch et al., 2018).

La simulation numérique permet également de tester d'autres configurations de soudage. Par exemple, l'utilisation d'un métal d'apport différent dont les propriétés mécaniques seraient plus proche de l'acier 316L permettrait potentiellement de réduire les contraintes pendant le soudage (Leggatt, 2008). Cependant, ce métal d'apport doit également posséder une bonne soudabilité, ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion, ne pas favoriser la formation de phases fragilisantes lors du refroidissement et posséder une température de fusion plus faible ou équivalente à l'acier 316L, afin de garantir l'emploi d'une énergie de soudage faible. Par ailleurs, la mise en place de traitements thermiques locaux après soudage, permettrait de favoriser la restauration de l'écrouissage et la réduction des contraintes résiduelles. Il est également envisageable d'introduire un critère d'endommagement ou de rupture en lien avec le mécanisme de fissuration à chaud des joints brasés (Bouffier, 2006; Danis et al., 2010a,b; Gao, 2017).

Enfin, il faudrait idéalement se rapprocher plus des configurations géométriques réelles des échangeurs, c'est-à-dire, introduire les ondes, tenir compte des joints brasés, ainsi que des dépendances des propriétés avec les paramètres microstructuraux, notamment la taille de grain, les textures cristallographiques des barres, tôles et des ondes.

4.5 Résumé

Dans ce chapitre, deux études de cas ont été réalisées : un essai expérimental d'une plaque en acier 316L soudée au TIG multipasse, avec de l'Inconel 625 a été comparé avec une simulation thermomécanique. Cette démarche a permis d'étudier la fiabilité de la source de chaleur en température prescrite d'une part, ainsi que la loi de comportement développée dans le chapitre 3 d'autre part. De plus, des simulations numériques ont été réalisées à travers différentes configurations de soudage, afin d'évaluer le champ de contraintes et de déformations lors du soudage du mur de barres d'un échangeur en acier 316L.

Concernant les résultats de la plaque en acier 316L, le champ de température obtenu via l'utilisation d'une source de chaleur en température prescrite est en adéquation avec les résultats expérimentaux. Cependant, ces résultats sont à relativiser car les thermocouples sont positionnés loin des cordons de soudure. La loi de comportement décrivant la restauration de l'écrouissage a également permis d'obtenir une bonne tendance en terme de contraintes résiduelles, bien que la simulation sous-estime les déplacements par rapport aux résultats expérimentaux.

Des simulations supplémentaires ont été effectuées sur une structure 3D représentative d'un mur de barres d'un échangeur en acier 316L. Ces dernières ont permis de mettre en évidence l'évolution et le niveau de la contrainte longitudinale au cours du soudage. Les réponses simulées indiquent que la contrainte longitudinale peut atteindre ≈ 600 MPa dans les cordons de soudure, ainsi que dans la ZAT et que celle-ci se développe pendant le refroidissement. Dans le cas du soudage TIG multipasse, la contrainte longitudinale atteint un maximum dès la première passe et décroît à mesure d'ajout de passes superposées. Ainsi, la simulation numérique rejoint les observations expérimentales, qui indiquent qu'en cas de rupture des joints brasés, celle-ci est observée au cours des premières passes pendant la solidification des cordons.

Conclusion générale

Synthèse des travaux

Ce travail de doctorat s'intégrait dans le cadre d'un projet collaboratif (EPHAISTOS) avec Fives Cryo, ayant pour objectif le développement à l'échelle industrielle d'une technologie d'échangeurs de chaleur en acier inoxydable 316L compacts de type PFHE. Le présent travail réalisé au sein du LEM3, visait à étudier l'interaction métallurgique entre les tôles et les barres en acier inoxydable austénitique 316L, brasées avec une poudre base nickel BNi-5, puis soudée en multipasse au TIG avec le superalliage de nickel Inconel 625, ainsi que d'évaluer le comportement thermomécanique lors de ces opérations de soudage. Afin de répondre à cette problématique, des approches expérimentale et numérique ont été employées.

L'étude bibliographique a permis d'introduire des notions élémentaires sur la métallurgie du brasage diffusion et du soudage TIG, qui constituent les opérations d'assemblage par fusion des échangeurs de chaleur. Les mécanismes de fissuration à chaud tels que la liquation et la perte de ductilité à chaud, pouvant potentiellement apparaître dans les joints brasés lors des opérations de soudage, ont été exposés. Bien qu'ils concernent principalement les alliages entièrement austénitiques, les différentes études ont montré qu'il n'existe pas de consensus quant à ces mécanismes de fissuration. Un état de l'art sur la simulation numérique du soudage a également été présenté. Celui-ci a permis de justifier l'utilisation d'une analyse thermomécanique découplée avec une source de chaleur équivalente pour la prédiction des champs de température, de contraintes et de déformations lors du soudage TIG multipasse. Cet état de l'art a aussi permis d'introduire une loi de comportement pour tenter de prédire le champ de contraintes et de déformations, mais en limitant le nombre de paramètres et d'essais expérimentaux pour leur identification. Une atten-

tion particulière a notamment été donnée à la prise en compte de la restauration de l'écrouissage à haute température.

Les interactions métallurgiques entre les joints brasés et les cordons de soudure à l'interface du mur de barres de deux maquettes d'échangeur de chaleur brasées et soudées dans des conditions industrielles, ont été étudiées. Ces deux prototypes étaient de plus petites dimensions que les échangeurs actuellement en développement, mais représentaient fidèlement les configurations d'assemblage par brasage et soudage d'empilement de plaques, d'ondes fines et de barres. Lorsque le cycle de brasage est correctement réalisé⁴, les joints brasés sont constitués d'une matrice ductile de γ -Ni monophasée riche en Fe, Cr, Si en solution solide. Cependant, des phases fragilisantes identifiées comme étant les siliciures $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ et $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$ peuvent subsister dans les congés des barres et dans lesquelles des micro-fissures se propagent sur $\approx 500 \mu\text{m}$, jusqu'à atteindre la matrice ductile de γ -Ni des joints brasés.

Lors des opérations de soudage mono ou multipasse avec l'Inconel 625 en tant que métal d'apport, des micro-fissures intergranulaires pouvant atteindre une longueur supérieure à $500 \mu\text{m}$, peuvent apparaître au sein des joints brasés situés dans la ZAT. D'après la caractérisation chimique EDX réalisée au MEB et les différentes observations microscopiques, l'origine et les mécanismes de ces micro-fissures peuvent être proposés : lors de l'opération de brasage, du silicium utilisé comme fondant, ségrège aux joints de grains dans les joints brasés. Lors de l'opération de soudage, la présence intergranulaire de silicium ségrégué et les hautes températures atteintes en ZAT impliquent la formation d'un film liquide à bas point de fusion, facilitant la décohésion intergranulaire lorsque les efforts de traction liés au retrait des cordons de soudure (ZF) se développent au refroidissement. Ainsi, le mécanisme de micro-fissuration au sein des joints brasés peut-être attribué à un mécanisme dit de liquation. Néanmoins, l'absence de film liquide et la présence de micro-fissures laissent supposer que la fissuration peut également être due à de la fragilisation intergranulaire par le silicium, caractéristique du mécanisme dit de perte de ductilité

4. Les cycles de brasage mis en œuvre dans cette étude sont confidentiels.

à chaud. Cependant ce dernier mécanisme est difficile à mettre en évidence sur des observations de micro-fissures réalisées à postériori. De plus, dans cette étude aucune information sur la quantité de silicium requise pour la fissuration, ni l'instant pendant lequel se phénomène apparait n'ont été identifiés. D'après la littérature, l'apparition de ces micro-fissures est favorisée par l'augmentation du champ de déformation local se développant en dessous de la température de solidus de l'alliage, pendant le refroidissement. C'est pourquoi, des analyses EBSD ont été réalisées de l'interface du mur de barres et des cordons de soudure et jusqu'à 4 mm derrière cette interface, afin d'étudier la distribution spatiale et la magnitude de la désorientation intragranulaire. Celle-ci s'exprime à travers le GOS, qui est une simple variable scalaire exprimée en degré et pouvant être corrélée à la déformation plastique. Les valeurs du GOS obtenues pour différents protocoles de soudage TIG multipasse ont montré que la magnitude de déformation plastique était forte à l'interface du mur de barres et des cordons de soudure, mais diminuait de moitié à 4 mm derrière cette interface. Il a également été montré que la magnitude de déformation plastique augmentait avec le nombre de passes, mais que celle-ci tendait à converger après 12 passes réalisées à des énergies de soudage linéique inférieure à 1100 J/mm. Par conséquent, afin de limiter la déformation plastique et le phénomène de micro-fissuration subséquent, il a été conseillé d'utiliser de faibles énergies linéique de soudage.

Les propriétés mécaniques des joints brasés et de l'acier 316L ont été évaluées. Des essais de nanoindentation ont été menés à température ambiante afin de déterminer le module d'élasticité et la dureté H_{IT} de l'acier 316L et des joints brasés à l'échelle du grain. Les résultats ont montré que les modules d'élasticité pour ces deux matériaux étaient proches et valaient en moyenne 191 GPa et 183 GPa respectivement. Cependant les valeurs de dureté H_{IT} moyennes ont été évaluées à 2,1 GPa et 2,5 GPa, respectivement. D'après ces valeurs et en posant certaines hypothèses, un critère simple basé sur le ratio de dureté $r_{H_{IT}}$, a permis de prédire que la rupture ductile apparaissait préférentiellement dans l'acier 316L lors d'un essai de traction sur des éprouvettes issues d'un assemblage brasé exempt de phases fragilisantes. Les résultats de ces essais de traction sont en accord avec le critère précédent. Le comportement mécanique est caractérisé par un écrouissage

important, la rupture ductile est apparue dans l'acier 316L, après avoir atteint une résistance à la traction de 520 MPa, ainsi qu'un allongement à la rupture de 0,90 pour les trois essais réalisés. Ces résultats démontrent que les joints brasés monophasés γ -Ni possèdent à la température ambiante une résistance mécanique équivalente à l'acier 316L, garantissant ainsi l'intégrité de la matrice brasée.

Dans le but d'estimer les déformations et contraintes induites par les opérations de soudage sur les échangeurs, une loi de comportement thermodynamiquement admissible a été développée pour décrire la restauration de l'érouissage thermiquement activée pour les métaux soumis à de hautes températures. Le principal intérêt était de rendre compte de ce phénomène métallurgique complexe à travers une loi de comportement la plus simple possible, ainsi que la mise en place d'essais expérimentaux pour l'identification des paramètres. Les équations sont basées sur une formulation thermo-élasto-plastique, améliorée par une variable interne de restauration qui contrebalance les effets de l'érouissage à travers une loi d'évolution dépendante de la température. Un programme expérimental a été mené pour mettre en évidence le phénomène de restauration de l'érouissage sur l'acier 316L et l'Inconel 625, ainsi que pour identifier les paramètres du modèle pour ces deux matériaux. Des simulations numériques ont été réalisées afin de mettre en évidence le potentiel du modèle et ses limites dans le cas de divers sollicitations thermomécaniques. Bien que des améliorations pourraient être apportées, l'objectif final était d'intégrer cette loi de comportement dans le cadre de la simulation numérique du soudage multipasse, afin de prédire les déformations et contraintes avec suffisamment de précision dans un contexte industriel.

Un essai expérimental d'une plaque en acier 316L soudée au TIG multipasse avec de l'Inconel 625 a été réalisé. Cet essai a été reproduit au travers une simulation numérique, dans laquelle une source de chaleur équivalente en température prescrite et la loi de comportement développée au chapitre précédent ont été utilisées. Les mesures expérimentales de température à l'aide de thermocouples (\varnothing 1,5 mm), ont permis de calibrer la source de chaleur afin de représenter au mieux le champ thermique obtenu au cours du soudage. De même que des mesures de déplacement et de

contraintes résiduelles ont été effectuées afin de qualifier la robustesse de la loi de comportement thermo-élasto-plastique avec prise en compte de la restauration de l'écrouissage. A ce stade, le modèle permet de reproduire correctement le champ de contrainte, mais apparaît trop rigide à haute température, impliquant une moins bonne représentation du champ de déformation et des déplacements. La pertinence du modèle a également été testée en réalisant des simulations numériques de soudage TIG multipasse sur un mur de barres d'un échangeur de chaleur en acier 316L en faisant varier différents paramètres de soudage. Ces simulations ont permis de suivre l'évolution du champ de contrainte longitudinale au cours du soudage. Les réponses simulées ont indiqué que cette composante de la contrainte pouvait atteindre une valeur maximale d'environ 600 MPa dans les cordons de soudure et dans la ZAT au cours du refroidissement et ce, dès la première passe. Ainsi, ces résultats sont en accord avec les observations expérimentales qui indiquent qu'en cas de présence de siliciures $\text{Ni}_{31}\text{Si}_{12}$ et $\text{Cr}_3\text{Ni}_5\text{Si}_2$ intergranulaires et continues au sein des joints brasés, la rupture du mur de barres intervient dès les premières passes de soudage, au cours du refroidissement. En l'absence de ces phases fragilisantes, le mur de barres ne subit qu'une déformation plastique et potentiellement des micro-fissures à chaud en ZAT.

Perspectives

Ce travail a été une première étude entre Fives Cryo et le LEM3 portant sur la modélisation du soudage multipasse avec métal d'apport. Plusieurs voies d'amélioration sont envisageables à la fois sur le plan expérimental et numérique. Premièrement, il serait judicieux de quantifier la concentration de silicium ségrégué aux joints de grains à la suite des opérations de brasage, à l'aide d'un instrument de microanalyse chimique quantitatif et de la comparer à la concentration présente dans les micro-fissures en ZAT.

Deuxièmement, il semble important de réaliser des essais de traction à chaud sur des éprouvettes en acier 316L brasées avec BNi-5 dans la gamme de température de fonctionnement des échangeurs. Aussi, afin de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu lors des opérations de soudage et pour reproduire les efforts de traction qui se développent pendant le retrait des cor-

dons de soudure, des essais de traction à températures élevées sur les éprouvettes pourraient être réalisés. Cela permettrait d'une part de savoir quand et sous quelles conditions de soudage les micro-fissures dans les joints brasés apparaissent. D'autre part cela permettrait de déterminer la température à laquelle la rupture pourrait préférentiellement apparaître dans les joints brasés, plutôt que dans l'acier 316L.

Troisièmement, afin de tester la robustesse de la loi de comportement développée dans ce travail, il est envisageable de réaliser des essais de traction à chaud à des vitesses de déformation différentes pour étudier le comportement visqueux lorsque la restauration de l'érouissage du modèle est activée. Aussi, pour améliorer la loi de comportement, les paramètres tels que le module ainsi que la limite d'élasticité pourraient être exprimés en fonction de la température. Cette amélioration ne nécessite pas forcément d'identifier de nouveaux paramètres par des essais expérimentaux, mais simplement de reprendre des données disponibles dans la littérature ainsi que de modifier la loi de comportement en s'assurant de sa consistance thermodynamique. Par ailleurs, pour être plus représentatif du comportement thermomécanique des cordons de soudure, des essais thermomécaniques sur des éprouvettes en Inconel 625 dont la microstructure (taille des grains, texture de solidification) serait proche de celle observable dans la ZF, devraient être réalisés. Dans une moindre mesure des essais de Satoh pourraient être effectués sur la machine Gleeble disponible au LEM3, afin de mieux comprendre les effets des différents paramètres de la loi de comportement sur les résultats de simulation.

Quatrièmement, il a été indiqué dans le chapitre 4, que les mesures expérimentales du GOS à travers le mur de barres après les opérations de soudage, évoluaient avec une tendance similaire aux valeurs numériques de la variable de déformation plastique effective p_{eff} . Cependant, aucune corrélation n'a réellement été mise en évidence. Rigoureusement, il serait dans un premier temps nécessaire de corrélérer par une fonction phénoménologique les valeurs du GOS, avec celles de la déformation obtenue à travers des essais uniaxiaux sur des éprouvettes. Dans un second temps, des traitements thermiques seraient effectués sur ces éprouvettes afin de favoriser la restauration

de l'écrouissage. Le GOS serait à nouveau mesuré, puis, comparé aux valeurs numériques de p_{eff} .

Cinquièmement, les simulations ont été réalisées en reproduisant les conditions de soudage utilisées par les soudeurs de Fives Cryo. Des simulations pourraient être faites dans un spectre plus étendu du Domaine Opérationnel de Soudage (DOS), afin d'anticiper les réponses thermo-mécaniques dans diverses situations de soudage.

Enfin, il faudrait également tenir compte de la configuration réelle des échangeurs dans les simulations numériques, en considérant notamment l'effet des ondes sur la diffusion de la chaleur par conduction et sur les échanges convectifs. Les joints brasés pourraient également être introduits, ce qui nécessiterait une détermination plus fine et plus complète de leurs propriétés mécaniques. Pour calculer la réponse de ce milieu hétérogène et capter les fluctuations microscopiques sans raffiner le maillage, il conviendrait d'utiliser des méthodes multi-échelles et d'homogénéisation.

Annexe A

Cadre thermodynamique

A.1 L'équation de la chaleur

Selon le 1^{er} principe de la thermodynamique, la variation de l'énergie interne par unité de masse e , dans un volume de matière, est égale à la somme de la puissance produite par ce matériau (source de chaleur ω) et sa déformation (puissance de déformation volumique $\dot{W}_\varepsilon = \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$) moins la puissance quittant le matériau à travers le flux de chaleur \mathbf{q} . Cela donne :

$$\rho \dot{e} = \omega + \dot{W}_\varepsilon - \text{div}_x(\mathbf{q}). \quad (\text{A.1})$$

L'énergie libre de Helmholtz ψ est fonction de l'énergie interne e et l'entropie s par :

$$\psi = e - Ts, \quad (\text{A.2})$$

où, dans une formulation en vitesse :

$$\dot{\psi} = \dot{e} - (s\dot{T} + \dot{s}T). \quad (\text{A.3})$$

Ainsi, en injectant (A.3) dans (A.1), l'équation généralisée de la chaleur est obtenue :

$$\rho T \dot{s} = \omega + \underbrace{\dot{W}_\varepsilon - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T})}_{\dot{\Phi}} - \text{div}_x(\mathbf{q}). \quad (\text{A.4})$$

Dans le modèle proposé, la forme commune du terme de l'énergie calorifique dans l'énergie libre de Helmholtz est adoptée :

$$\psi_0(T) = c_p \left((T - T_0) - T \ln \left(\frac{T}{T_0} \right) \right) - s_0 (T - T_0) + e_0, \quad (\text{A.5})$$

où, s_0 et e_0 sont respectivement, les valeurs de l'entropie et de l'énergie interne à $T = T_0$, tandis que c_p , dénote la capacité calorifique spécifique à pression constante. En introduisant la définition ci-dessus dans l'équation (3.1), cela donne pour l'entropie :

$$s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} = \frac{1}{\rho} \alpha \mathbf{I} : \boldsymbol{\sigma} + c_p \ln \left(\frac{T}{T_0} \right) + s_0, \quad (\text{A.6})$$

où, dans une formulation en vitesse :

$$\dot{s} = \frac{\partial s}{\partial \boldsymbol{\sigma}} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{\partial s}{\partial T} \dot{T} = \frac{1}{\rho} \alpha \mathbf{I} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{c_p}{T} \dot{T}. \quad (\text{A.7})$$

Ainsi, en injectant (A.7) dans (A.4), cela donne la forme spécifique de l'équation de la chaleur pour le modèle proposé, donnée équation (3.14).

A.2 Implémentation numérique : algorithme implicite d'Euler

Un solveur EF comme *ABAQUS/Standard*, emploie un schéma d'intégration implicite d'Euler. Ainsi, la valeur d'une quantité donnée x est calculée à partir de l'incrément de temps précédent n jusqu'à l'incrément de temps courant $n + 1$, tel que $x^{(n+1)} = x^{(n)} + \Delta x^{(n+1)}$. Cette relation est usuellement résolue à travers un schéma itératif. Par conséquent, la valeur courante de x est corrigée pour chaque itération k par : $x^{(n+1)(k+1)} = x^{(n+1)(k)} + \delta x^{(n+1)(k)}$ ou $\Delta x^{(n+1)(k+1)} = \Delta x^{(n+1)(k)} + \delta x^{(n+1)(k)}$ jusqu'à ce que $x^{(n+1)}$ converge.

Quand l'analyse est complète à l'incrément de temps n , le solveur EF fourni pour chaque point d'intégration, toutes les variables d'état à l'incrément de temps n , de même que l'incrément de déformation totale $\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^{(n+1)}$ et l'incrément de température $\Delta T^{(n+1)}$. A partir de ces données le rôle de la subroutine UMAT est de calculer : i) la contrainte et les variables d'état à l'incrément de temps $n + 1$, et ii) les opérateurs tangents $\mathbb{C}_{\boldsymbol{\sigma}\boldsymbol{\varepsilon}}^{tg} = \frac{d\boldsymbol{\sigma}}{d\boldsymbol{\varepsilon}}$ et $\mathbb{C}_{\boldsymbol{\sigma}T}^{tg} = \frac{d\boldsymbol{\sigma}}{dT}$ qui sont nécessaires pour atteindre une convergence rapide pour le calcul EF suivant.

A.2.1 Les résidus

Les équations gouvernant l'évolution des variables d'état, sont écrites sous une forme de fonctions résidus qui doivent satisfaire la condition de nullité. Pour celle relative à l'équation de la variable de restauration (3.11), cela donne :

$$\phi_\beta(T, \beta, \dot{\beta}, p) = \dot{\beta} - g(T) \times h(p - \beta). \quad (\text{A.8})$$

Pour la plasticité, la fonction résidu est simplement égale à la fonction de charge (3.8), qui prend des valeurs négatives quand le matériau ne s'écoule pas plastiquement, et doit rester nulle quand il s'écoule plastiquement :

$$\phi_p(\boldsymbol{\sigma}, p, \beta) = f(\boldsymbol{\sigma}, p, \beta) = \text{eq}(\boldsymbol{\sigma}) - R(p - \beta) - R_0. \quad (\text{A.9})$$

A.2.2 Linéarisation des équations constitutives

L'implémentation implicite du modèle proposé requiert de linéariser les résidus ci-dessus, ainsi que la contrainte. Il est rappelé que la méthode *convex cutting plane* (Simo et Ortiz, 1985; Ortiz et Simo, 1986; Simo et Hughes, 1998) permet de simplifier la linéarisation de l'équation d'écoulement (3.9), dans laquelle le gradient de l'écoulement de déformation plastique par rapport à la contrainte, est ignoré. Cela donne :

$$\delta \boldsymbol{\varepsilon}_p = \boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}) \delta p, \quad (\text{A.10})$$

Par conséquent, la forme linéarisée pour les résidus et la contrainte donne :

$$\begin{aligned} \delta \phi_\beta &= \frac{\partial \phi_\beta}{\partial T} \delta T + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial \beta} \delta \beta + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial \dot{\beta}} \delta \dot{\beta} + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial p} \delta p \\ &= \frac{\partial \phi_\beta}{\partial T} \delta T + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial \beta} \delta \beta + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial \dot{\beta}} \frac{1}{\Delta t} \delta \beta + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial p} \delta p \\ &= \frac{\partial \phi_\beta}{\partial T} \delta T + \left(\frac{\partial \phi_\beta}{\partial \beta} + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial \dot{\beta}} \frac{1}{\Delta t} \right) \delta \beta + \frac{\partial \phi_\beta}{\partial p} \delta p \\ &= A_{\beta T} \delta T + A_{\beta \beta} \delta \beta + A_{\beta p} \delta p, \end{aligned} \quad (\text{A.11})$$

$$\delta\phi_p = \frac{\partial\phi_p}{\partial\boldsymbol{\sigma}} : \delta\boldsymbol{\sigma} + \frac{\partial\phi_p}{\partial p}\delta p + \frac{\partial\phi_p}{\partial\beta}\delta\beta \quad (\text{A.12})$$

$$\begin{aligned} &= \mathbf{A}_{p\boldsymbol{\sigma}} : \delta\boldsymbol{\sigma} + A_{pp}\delta p + A_{p\beta}\delta\beta, \\ \delta\boldsymbol{\sigma} &= \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}} : \delta\boldsymbol{\varepsilon} + \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial T}\delta T + \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}_p} : \delta\boldsymbol{\varepsilon}_p \\ &= \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}} : \delta\boldsymbol{\varepsilon} + \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial T}\delta T + \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}_p} : \boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma})\delta p \\ &= \mathbb{B}_{\boldsymbol{\sigma}\boldsymbol{\varepsilon}} : \delta\boldsymbol{\varepsilon} + \mathbf{B}_{\boldsymbol{\sigma}T}\delta T + \mathbf{B}_{\boldsymbol{\sigma}p}\delta p, \end{aligned} \quad (\text{A.13})$$

où,

$$A_{\beta T} = \frac{\partial\phi_\beta}{\partial T} = -\frac{\partial g}{\partial T} \times h(p - \beta), \quad (\text{A.14a})$$

$$A_{\beta\beta} = \frac{\partial\phi_\beta}{\partial\beta} + \frac{\partial\phi_\beta}{\partial\beta} \frac{1}{\Delta t} = -g(T) \times \frac{\partial h}{\partial\beta} + \frac{1}{\Delta t}, \quad (\text{A.14b})$$

$$A_{\beta p} = \frac{\partial\phi_\beta}{\partial p} = -g(T) \times \frac{\partial h}{\partial p}, \quad (\text{A.14c})$$

$$\mathbf{A}_{p\boldsymbol{\sigma}} = \frac{\partial\phi_p}{\partial\boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}), \quad (\text{A.15a})$$

$$A_{pp} = \frac{\partial\phi_p}{\partial p} = -\frac{\partial R}{\partial p}, \quad (\text{A.15b})$$

$$A_{p\beta} = \frac{\partial\phi_p}{\partial\beta} = -\frac{\partial R}{\partial\beta}, \quad (\text{A.15c})$$

$$\mathbb{B}_{\boldsymbol{\sigma}\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}} = \mathbb{C}, \quad (\text{A.16a})$$

$$\mathbf{B}_{\boldsymbol{\sigma}T} = \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial T} = -\mathbb{C} : \boldsymbol{\alpha}\mathbf{I}, \quad (\text{A.16b})$$

$$\mathbf{B}_{\boldsymbol{\sigma}p} = \frac{\partial\boldsymbol{\sigma}}{\partial\boldsymbol{\varepsilon}_p} : \boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}) = -\mathbb{C} : \boldsymbol{\Lambda}(\boldsymbol{\sigma}). \quad (\text{A.16c})$$

A.2.3 Calcul de la contrainte

Prédiction élastique avec correction de la restauration de l'écrouissage

Pendant la première étape, il est supposé que le matériau se situe dans le domaine d'élasticité, dans le but d'estimer s'il s'écoule plastiquement ou non. Ainsi, les variables internes associées à la plasticité $\boldsymbol{\varepsilon}_p$ et p sont maintenues constantes, pendant que la variable de restauration β peut évoluer. Puisque que l'évolution de β n'influence pas le comportement élastique du matériau, une première correction de β peut être effectuée avant la prédiction élastique. Pour initier la procédure

de correction de β , sa valeur est maintenue constante dans un premier temps, ce qui donne un résidu non nul ϕ_β . Par conséquent, β est itérativement mise à jour (boucle k) jusqu'à ce que ϕ_β soit suffisamment proche de 0. Cela donne :

$$\beta^{(n+1)(k+1)} = \beta^{(n+1)(k)} + \delta\beta^{(n+1)(k)}. \quad (\text{A.17})$$

Dans cette procédure de mise à jour, $\delta\beta$ est obtenue à partir de la condition de nullité du résidu ϕ_β (Toutes les quantités sont prises à $(n+1)(k)$) :

$$\phi_\beta + \delta\phi_\beta = 0, \quad (\text{A.18})$$

où, $\delta\phi_\beta$ est exprimé à partir de la linéarisation de ϕ_β , donné dans (A.11), en considérant que $\delta T = 0$ et $\delta p = 0$:

$$\delta\phi_\beta = A_{\beta\beta}\delta\beta. \quad (\text{A.19})$$

Par conséquent, en injectant (A.19) dans (A.18) l'expression pour $\delta\beta$ est obtenue :

$$\delta\beta = \frac{-\phi_\beta}{A_{\beta\beta}}, \quad (\text{A.20})$$

où le terme $A_{\beta\beta}$ est indiqué dans (A.14b). Une fois la convergence atteinte, la contrainte est prédit élastiquement avec l'équation (3.4). Puis, le résidu ϕ_p est calculé avec l'équation (A.9) afin d'évaluer si le matériau s'écoule plastiquement ou non :

- si $\phi_p < 0$, alors la plasticité n'est pas activée et la contrainte n'a pas besoin d'être corrigée.
- se $\phi_p > 0$, alors la plasticité est activée et la contrainte doit être corrigée. C'est l'objectif de la seconde étape, indiquée par *Correction de la plasticité et de la restauration de l'écroutissage*.

Correction de la plasticité et de la restauration de l'écroutissage

Pendant cette seconde étape, les variables internes associées à la plasticité ϵ_p et p , ainsi que la variable de restauration β peuvent évoluer simultanément. Par conséquent, toutes les variables internes sont mises à jour itérativement (boucle k) jusqu'à ce que ϕ_β et ϕ_p soient suffisamment

proches de 0. Cela donne :

$$\beta^{(n+1)(k+1)} = \beta^{(n+1)(k)} + \delta\beta^{(n+1)(k)}, \quad (\text{A.21a})$$

$$p^{(n+1)(k+1)} = p^{(n+1)(k)} + \delta p^{(n+1)(k)}, \quad (\text{A.21b})$$

$$\boldsymbol{\varepsilon}_p^{(n+1)(k+1)} = \boldsymbol{\varepsilon}_p^{(n+1)(k)} + \delta\boldsymbol{\varepsilon}_p^{(n+1)(k)}. \quad (\text{A.21c})$$

Dans cette procédure de mise à jour, $\delta\beta$, δp et $\delta\boldsymbol{\varepsilon}_p$ sont obtenus à partir de la condition de nullité des résidus ϕ_β et ϕ_p (toutes les quantités sont prises à $^{(n+1)(k)}$) :

$$\begin{cases} \phi_\beta + \delta\phi_\beta = 0 \\ \phi_p + \delta\phi_p = 0 \end{cases}, \quad (\text{A.22})$$

où, $\delta\phi_\beta$ et $\delta\phi_p$ sont exprimés à partir de ϕ_β , ϕ_p et $\boldsymbol{\sigma}$, donnés par (A.11), (A.12) et (A.13), en considérant $\delta\boldsymbol{\varepsilon} = \mathbf{0}$ et $\delta T = 0$:

$$\begin{cases} \delta\phi_\beta = A_{\beta\beta}\delta\beta + A_{\beta p}\delta p \\ \delta\phi_p = \mathbf{A}_{p\boldsymbol{\sigma}} : \delta\boldsymbol{\sigma} + A_{pp}\delta p + A_{p\beta}\delta\beta \end{cases}, \quad (\text{A.23})$$

et

$$\delta\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{B}_{\boldsymbol{\sigma}p}\delta p. \quad (\text{A.24})$$

Par conséquent, en injectant (A.23) et (A.24) dans (A.22) l'expression suivante est obtenue pour $\delta\beta$ et δp :

$$\begin{Bmatrix} \delta\beta \\ \delta p \end{Bmatrix} = \begin{pmatrix} L_{\beta\beta} & L_{\beta p} \\ L_{p\beta} & L_{pp} \end{pmatrix} \times \begin{Bmatrix} -\phi_\beta \\ -\phi_p \end{Bmatrix}, \quad (\text{A.25})$$

avec

$$\begin{pmatrix} L_{\beta\beta} & L_{\beta p} \\ L_{p\beta} & L_{pp} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} K_{\beta\beta} & K_{\beta p} \\ K_{p\beta} & K_{pp} \end{pmatrix}^{-1}, \quad (\text{A.26})$$

et

$$K_{\beta\beta} = A_{\beta\beta}, \quad K_{\beta p} = A_{\beta p}, \quad K_{p\beta} = A_{p\beta}, \quad K_{pp} = \mathbf{A}_{p\boldsymbol{\sigma}} : \mathbf{B}_{\boldsymbol{\sigma}p} + A_{pp}. \quad (\text{A.27})$$

Par conséquent, en accord avec la méthode *convex cutting plane* (Simo et Ortiz, 1985; Ortiz et Simo, 1986; Simo et Hughes, 1998), $\delta\varepsilon_p$ est directement connecté à δp à travers la linéarisation de l'équation d'écoulement (A.10)¹

A.2.4 Opérateurs tangents

Comme mentionné précédemment, l'implémentation proposée est basée sur la forme *convex cutting plane* de l'algorithme *return mapping* (Simo et Ortiz, 1985; Ortiz et Simo, 1986; Simo et Hughes, 1998), qui utilise des opérateurs tangents continus. En accord avec le cas présent, les formulations des opérateurs tangents $\mathbb{C}_{\sigma\varepsilon}^{tg} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ et $\mathbb{C}_{\sigma T}^{tg} = \frac{d\sigma}{dT}$ sont obtenues au travers de l'identification d'une relation linéaire entre $d\sigma$, $d\varepsilon$ et dT telles que :

$$d\sigma = \mathbb{C}_{\sigma\varepsilon}^{tg} : d\varepsilon + \mathbb{C}_{\sigma T}^{tg} dT. \quad (\text{A.28})$$

Ainsi, la relation contrainte, déformation et température est écrite sous une forme différentielle. A partir de l'équation (A.13), cela donne :

$$d\sigma = \mathbb{B}_{\sigma\varepsilon} : d\varepsilon + \mathbb{B}_{\sigma T} dT + \mathbb{B}_{\sigma p} dp. \quad (\text{A.29})$$

Si la plasticité n'est pas activée (le calcul de la contrainte s'arrête à la *prédiction élastique avec correction de la restauration de l'écrouissage*), alors $dp = 0$ et les opérateurs tangents peuvent être directement identifiés à partir de l'équation (A.29) par $\mathbb{C}_{\sigma\varepsilon}^{tg} = \mathbb{B}_{\sigma\varepsilon}$ et $\mathbb{C}_{\sigma T}^{tg} = \mathbb{B}_{\sigma T}$. Cependant, si la plasticité est activée, (le calcul de la contrainte se déroule jusqu'à la *correction de la plasticité et de la restauration de l'écrouissage*), pour laquelle il devient nécessaire de considérer les conditions de nullité des résidus ϕ_β et ϕ_p simultanément, dans leur forme différentielle. A partir des équations (A.11) et (A.12), cela donne :

1. il est important de noter que, selon la méthode *convex cutting plane* (Simo et Ortiz, 1985; Ortiz et Simo, 1986; Simo et Hughes, 1998), la linéarisation de l'équation d'écoulement (A.10) est explicitement intégrée dans la procédure de correction. Néanmoins, le temps d'intégration demeure implicite. Malgré cette simplification, la méthode *convex cutting plane* possède une bonne précision en comparaison à d'autres schémas et qui implique également un coût de calcul faible (Qidwai et Lagoudas, 2000).

$$\begin{cases} d\phi_\beta = A_{\beta T}dT + A_{\beta\beta}d\beta + A_{\beta p}dp = 0 \\ d\phi_p = \mathbf{A}_{p\sigma} : d\boldsymbol{\sigma} + A_{pp}dp + A_{p\beta}d\beta = 0 \end{cases}. \quad (\text{A.30})$$

En injectant (A.29) dans (A.30), il est obtenu :

$$\begin{Bmatrix} d\beta \\ dp \end{Bmatrix} = \begin{pmatrix} \mathbf{X}_{\beta\varepsilon} & X_{\beta T} \\ \mathbf{X}_{p\varepsilon} & X_{pT} \end{pmatrix} \times \begin{Bmatrix} d\varepsilon \\ dT \end{Bmatrix}, \quad (\text{A.31})$$

avec

$$\begin{pmatrix} \mathbf{X}_{\beta\varepsilon} & X_{\beta T} \\ \mathbf{X}_{p\varepsilon} & X_{pT} \end{pmatrix} = - \begin{pmatrix} L_{\beta\beta} & L_{\beta p} \\ L_{p\beta} & L_{pp} \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} \mathbf{K}_{\beta\varepsilon} & K_{\beta T} \\ \mathbf{K}_{p\varepsilon} & K_{pT} \end{pmatrix}, \quad (\text{A.32})$$

où, les termes $L_{\beta\beta}$, $L_{\beta p}$, $L_{p\beta}$ et L_{pp} sont donnés dans (A.26), et :

$$\mathbf{K}_{\beta\varepsilon} = \mathbf{0}, \quad K_{\beta T} = A_{\beta T}, \quad \mathbf{K}_{p\varepsilon} = \mathbf{A}_{p\sigma} : \mathbb{B}_{\sigma\varepsilon}, \quad K_{pT} = \mathbf{A}_{p\sigma} : \mathbf{B}_{\sigma T}. \quad (\text{A.33})$$

Enfin, en substituant dp dans (A.29) avec (A.31) l'identification des expressions suivantes pour les opérateurs tangents est obtenue :

$$\mathbb{C}_{\sigma\varepsilon}^{tg} = \mathbb{B}_{\sigma\varepsilon} + \mathbf{B}_{\sigma p} \otimes \mathbf{X}_{p\varepsilon} \quad \text{and} \quad \mathbf{C}_{\sigma T}^{tg} = \mathbf{B}_{\sigma T} + \mathbf{B}_{\sigma p} X_{pT}. \quad (\text{A.34})$$

Annexe B

État de l'art des méthodes connexes EBSD

B.1 Métriques de désorientation intragranulaire

Lors de la déformation des polycristaux, la compatibilité des déformations entre les grains adjacents impliquent une courbure de la maille cristalline, accommodée par l'accumulation des dislocations géométriquement nécessaires (GND), terme issue de l'anglicisme *Geometrically Necessary Dislocations* (Nye, 1953; Ashby, 1970; Gao et Huang, 2003). La désorientation intragranulaire résultante peut être liée à la déformation plastique à travers des métriques extraits des données EBSD, tels que le KAM (*Kernel Average Misorientation*) et le GOS (*Grain Orientation Spread*) (Pantleon, 2008; Konijnenberg et al., 2015). Wright et al. (2011) ont détaillé les méthodes utilisées pour corréler la déformation plastique à ces métriques de désorientation intragranulaire, à partir des clichés de diffraction. Ces derniers sont basés sur les valeurs de désorientation angulaire ω_{ij} , entre les orientations d'un couple de pixels (i,j) Allain-Bonasso et al. (2012).

Pour un pixel j , le KAM est défini par :

$$\text{KAM}(j) = \left(\frac{1}{K} \right) \sum_k \omega_{jk} \quad (\text{B.1})$$

où K est le nombre de pixels autour du pixel j , et ω_{jk} l'angle de désorientation entre un couple de pixels (j,k) . Le KAM correspond à la désorientation moyenne autour d'un pixel donné et en considérant un nombre de premiers voisins autour de ce pixel, également dénommé *kernel* (premiers voisin : kernel 3×3 ; seconds voisins : kernel 5×5 ect.)

Pour un grain i , le GOS de ce grain est défini par :

$$\text{GOS}(i) = \left(\frac{1}{J(i)} \right) \sum_j \omega_{ij} \quad (\text{B.2})$$

Où $J(i)$ est le nombre de pixels d'un grain i et ω_{ij} la désorientation angulaire entre l'orientation d'un pixel j et l'orientation moyenne du grain i . Ainsi, pour une surface totale analysée S contenant i grains de surface $s(i)$, le GOS associé est défini par :

$$\text{GOS} = \left(\frac{1}{S} \right) \sum_i \text{GOS}(i) \times s(i) \quad (\text{B.3})$$

Le $\text{GOS}(i)$ correspond à la déviation angulaire moyenne entre chaque pixel du grain i , et l'orientation moyenne du grain (Kunze et al., 1993; Cho et al., 2005; Kamaya et al., 2006), analogue à un écart-type. Ce métrique de désorientation intragranulaire permet d'assigner à chaque grain une valeur scalaire, corrélée avec la magnitude de déformation plastique. Ainsi, quand la désorientation intragranulaire induite par la présence de GND augmente, la valeur du $\text{GOS}(i)$ augmente également. L'intégration sur une surface contenant plusieurs grains permet de déterminer le GOS moyen sur cette surface. Il est important de noter qu'il est préférable de pondérer le GOS par la surface plutôt qu'en nombre de grains pour que les petits grains ou pixels isolés ne biaisent pas la statistique. Il est également nécessaire de considérer les macles comme des grains à part entière. En effet, la prise en compte des macles comme partie intégrante des grains, augmenterait artificiellement la désorientation intragranulaire.

Cependant, la valeur quantitative extraite de ce métrique scalaire ne possède pas de signification physique propre (Brewer et al., 2006). En effet, il n'existe pas de relation directe avec la densité de dislocations ou encore avec une composante du tenseur des déformations. Ainsi, une valeur de GOS deux fois plus élevée ne correspond pas à une déformation deux fois plus importante, bien que Shen et Efsing (2018) aient déterminé une relation linéaire entre le GOS et la composante de déformation d'un essai de traction uniaxial. Néanmoins, le GOS peut être utilisé comme une base raisonnable permettant de caractériser la magnitude et la distribution spatiale

de la déformation plastique de manière comparative entre deux états. Cette variable scalaire peut donc être corrélée à une magnitude de déformation plastique, car elle évolue conjointement avec la densité de dislocations. Par conséquent, le GOS est sensible à la restauration de l'écrouissage et à la recristallisation. En effet, le premier phénomène implique des mécanismes de réarrangement et d'annihilation des dislocations, tandis que le deuxième implique la formation de nouveaux grains dans un état non écrouis (Jorge-Badiola et al., 2007; Ayad et al., 2011; Hadadzadeh et al., 2018).

Par ailleurs le KAM et le GOS sont sensibles à divers paramètres à la fois intrinsèques à l'échantillon, tels que la taille des grains, mais aussi extrinsèques, tels que la taille du pas de mesure lors de l'acquisition EBSD, les fonctions de post-traitement pour le nettoyage des cartes et dans une moindre mesure, de la préparation de l'échantillon (Wright et al., 2011). Par conséquent, il convient de garder les mêmes routines de préparation et d'analyse (tension d'accélération et distance de travail constantes) pour obtenir des résultats comparables.

Annexe C

Fondements théoriques de la caractérisation mécanique par nanoindentation

C.1 Nanoindentation quasi-statique

Le modèle permettant de déterminer le module d'élasticité E_s d'un matériau est basé sur les travaux de Pharr et al. (1992) :

$$E_s = \frac{1 - \nu_s^2}{\frac{1}{E_{eff}} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \quad (\text{C.1})$$

où, ν_s est le coefficient de Poisson du matériau indenté, en faisant l'hypothèse que celui-ci vaut raisonnablement 0,3 pour la plupart des matériaux métalliques. Les paramètres E_i et ν_i dénotent le module d'élasticité et le coefficient de Poisson de l'indenteur en diamant, valant respectivement 1141 GPa et 0,07. Le paramètre E_{eff} correspond au module d'élasticité effectif et s'exprime par la relation suivante :

$$E_{eff} = \frac{\sqrt{\pi}S}{2\beta A_c} \quad (\text{C.2})$$

où β est une constante géométrique égale à 1 pour un indenteur sphérique et 1,034 pour un indenteur Berkovich (Oliver et Pharr, 2004). La variable S est la rigidité élastique, correspondant à la pente de la courbe de décharge (Figure C.1a) et est définie par la relation suivante, en considérant que la valeur de S est calculée à 40% et 98% de F_{max} :

$$S = \frac{dF}{dh} \quad (\text{C.3})$$

La variable A_c correspond à l'aire de contact projetée, calibrée à partir d'un échantillon standard en silice fondue, dont le module d'élasticité (72 GPa) et le coefficient de Poisson sont connus (0,17). Celle-ci s'exprime par la relation :

$$A_c(h_c) = C_0 h_c^2 + C_1 h_c + C_2 h_c^{\frac{1}{2}} + C_3 h_c^{\frac{1}{4}} + C_4 h_c^{\frac{1}{8}} + \dots \quad (\text{C.4})$$

où, h_c dénote la profondeur de contact (Figure C.1b) et s'exprime à travers la relation :

$$h_c = h_m - \varepsilon \frac{F_m}{S} \quad (\text{C.5})$$

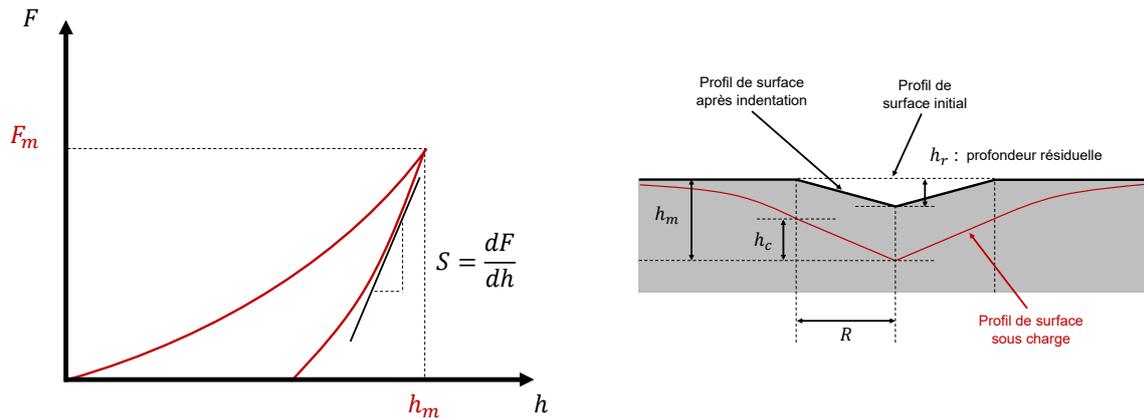
où, h_m correspond à la profondeur atteinte à la force maximale F_m , et ε une constante qui vaut 0,75 pour un indenteur sphérique et Berkovich (Woïrgard et al., 1998). Pour un indenteur sphérique l'aire de contact projetée peut également s'exprimer comme une fonction géométrique de l'indenteur :

$$A_c = \pi(2Rh_c - h_c^2) \quad (\text{C.6})$$

où, R dénote le rayon de l'indenteur supposé parfaitement sphérique.

Ainsi, la dureté H_{IT} est calculée simplement par :

$$H_{IT} = \frac{F_m}{A_c} \quad (\text{C.7})$$



(a) Courbe de nanoindentation : force vs. profondeur

(b) Schéma des différentes profondeurs pendant le chargement d'un indenteur Berkovich

FIGURE C.1 – Principe de mesure du module d'élasticité et de dureté avec la méthode de Oliver et Pharr (2004).

C.2 Précisions sur le calcul du module d'élasticité par nanoindentation

Les essais de nanoindentation nécessitent une analyse minutieuse lors de l'interprétation des résultats. Plusieurs auteurs ont résumé la méthodologie et les corrections qui doivent être appliquées pour atteindre des mesures fiables du module d'élasticité lors du post-traitement des données (Oliver et Pharr, 2004; Fischer-Cripps, 2006; Menk, 2012). En effet, le module d'élasticité est une propriété intrinsèque d'un matériau, c'est-à-dire, que sa valeur est indépendante de la méthode de mesure utilisée. Un des points déterminant dans la précision de mesure par nanoindentation concerne l'estimation de l'aire de contact A_c . D'après les équations (C.1) et (C.2), il est important de noter qu'une variation de A_c , calculée à partir de l'équation (C.4) ou l'équation (C.6), implique une variation du module d'élasticité E_s . La mesure de l'aire de contact depuis la courbe d'indentation n'est pas triviale et dépend fortement du comportement de la surface du matériau sous l'indenteur. La méthode de Oliver et Pharr est établie sur l'hypothèse que la surface sous l'indenteur s'affaisse (*sink-in*) (Figure C.1b), alors que celle-ci peut également former un bourrelet (*pile-up*), suivant la réponse de la déformation plastique du matériau (Taljat et Pharr, 2004; Kogut et Komvopoulos, 2004). Ainsi, la méthodologie qui consiste à déterminer l'aire de contact A_c à partir de la hauteur de contact h_c (équation (C.5)) ne prend pas en compte

l'apparition du bourrelet, qui est la conséquence de l'écoulement plastique sous l'indenteur. Si un bourrelet apparait, l'aire de contact sera sous-estimée et mènera à une surestimation du module d'élasticité. La taille du bourrelet est fonction du rapport $\frac{h_m}{R}$, pour lequel, un faible rapport $\frac{h_m}{R}$ tend à promouvoir l'affaissement sous l'indenteur, minimisant la formation de bourrelet et donc l'erreur sur l'estimation de l'aire de contact (Taljat et Pharr, 2004). Plus la pénétration est importante, plus l'effet du bourrelet est accentué (Maneiro et Rodríguez, 2005). Ainsi, un indenteur Berkovich implique une forte pénétration et des déformations plastiques importantes menant à la formation de bourrelets. A l'inverse, un indenteur sphérique avec un grand rayon, implique une faible pénétration, limitant la formation de bourrelets, et favorisant une réponse élastique dans une moindre mesure (Romero et al., 2003; Paietta et al., 2011). Par ailleurs, plusieurs auteurs ont développé des méthodologies pour la prise en compte des bourrelets, en utilisant des relations géométriques pendant le post-traitement des données (Ahn et Kwon, 2001; Kese et al., 2005).

C.3 Précision sur le calcul de la dureté par nanoindentation

Contrairement au module d'élasticité, la dureté n'est pas une propriété intrinsèque d'un matériau et dépend fortement de la méthode de mesure (Walley, 2012). Dans le cas de la nanoindentation, la dureté d'un matériau est définie comme la résistance à la déformation plastique (déformation permanente) quand une force compressive est appliquée à la surface de celui-ci (Broitman, 2017). Il est donc important de noter qu'il n'existe pas de dureté absolue, mais cette grandeur représente plutôt une quantité scalaire sur une échelle arbitraire. Cela implique que la dureté est pertinente lorsqu'elle est utilisée de manière comparative entre différents matériaux. Par ailleurs, toute comparaison entre différentes méthodes de mesure de dureté n'est significative qu'après vérification expérimentale (Meyers et Chawla, 2009).

Pendant l'essai d'indentation d'un matériau élasto-plastique avec un indenteur sphérique à large rayon, la part de déformation élastique est importante. Cela signifie que la zone plastique sous l'indenteur n'est pas complètement développée, mais apparaît comme étant la somme d'une

déformation élastique et plastique, également appelée *dureté apparente* (Fischer-Cripps, 2011). C'est pourquoi, les mesures de dureté par nanoindentation nécessitent idéalement l'utilisation d'un indenteur pointu (Berkovich, conique ou *cube corner*), capable de promouvoir une déformation plastique importante et une déformation élastique négligeable.

L'accessibilité et la facilité expérimentale des essais de dureté ont amené certains auteurs à établir une relation entre la dureté et la résistance maximale à la traction (Tabor, 1948; Pathak et Kalidindi, 2015). La plus utilisée des relations empiriques entre ces deux variables est définie par :

$$H_v = k \times R_m \quad (\text{C.8})$$

où, H_v correspond à la dureté Vickers, et k un coefficient pouvant varier de 2,3 à 3,7 pour les matériaux métalliques, en fonction de la composition chimique et de la microstructure des matériaux indentés. Bien que l'essai de dureté et l'essai de traction uniaxial mesurent une résistance à la déformation plastique, il n'existe pas de relation directe entre les deux, car les mécanismes de déformation plastique ne sont pas les mêmes. Néanmoins, selon Zhang et al. (2011), la relation précédente peut être utilisée pour les matériaux cristallins à gros grains et pouvant se déformer plastiquement par cisaillement.

Annexe D

Détails des procédures de soudage

D.1 Maquettes N1 et N2

Les Tableaux D.1 et D.2 détaillent respectivement les paramètres de soudage de la maquette N1 et N2, où, I , U , v_m^{moy} et E_l^{moy} , dénotent respectivement, l'intensité, la tension, la vitesse de soudage moyenne et l'énergie linéique de soudage moyenne. Les soudures S1 à S7 ont été réalisées sur la face arasée à la disqueuse, tandis que les soudures S8 à S14 ont été réalisées sur la face non arasée de la maquette N1. De même que les soudures S15 et S17 ont été réalisées sur la face arasée par fraisage, tandis que la soudure S16 a été réalisée sur la face non arasée de la maquette N2.

TABLEAU D.1 – Détail de la procédure de soudage de la maquette N1.

Soudure	passes	balayage	I (A)	U (V)	v_m^{moy} (mm.min ⁻¹)	E_l^{moy} (J.mm ⁻¹)
S1	1	sans	90	14	74	1024
S2	2	sans	90	14	86	880
S3	3	sans	90	14	109	696
S4	4	sans	90	14	122	625
S5	5	sans	90	14	130	583
S6	1	avec	120	14	71	1416
S7	12	avec	120	14	95	1079
S8	1	sans	90	14	113	670
S9	2	sans	90	14	149	508
S10	3	sans	90	14	151	502
S11	4	sans	90	14	154	492
S12	5	sans	90	14	161	470
S13	1	avec	120	14	72	1050
S14	12	avec	120	14	119	857

TABLEAU D.2 – Détail de la procédure de soudage de la maquette N2.

Soudure	passes	balayage	I (A)	U (V)	v_m^{moy} (mm.min ⁻¹)	E_l^{moy} (J.mm ⁻¹)
S15	16	sans	75	12,5	53	1078
S16	16	sans	75	12,5	55	1031
S17	20	sans	75	12,5	58	984

Bibliographie

- AFNOR, 2005. Essais destructifs des soudures sur matériaux métalliques - Essais de fissuration à chaud des assemblages soudés - Procédés de soudage à l'arc - Partie 1 : généralités. Norme AFNOR NF EN ISO 17641-1. AFNOR.
- Ahn, J.H., Kwon, D., 2001. Derivation of plastic stress–strain relationship from ball indentations : Examination of strain definition and pileup effect. *Journal of Materials Research* 16, 3170–3178.
- Aifantis, E.C., 1987. The physics of plastic deformation. *International Journal of Plasticity* 3, 211–247.
- Allain-Bonasso, N., Wagner, F., Berbenni, S., Field, D.P., 2012. A study of the heterogeneity of plastic deformation in IF steel by EBSD. *Materials Science and Engineering : A* 548, 56–63.
- Arhami, F., Mirsalehi, S.E., Sadeghian, A., Johar, M.H., 2019. The joint properties of a high-chromium Ni-based superalloy made by diffusion brazing : Microstructural evolution, corrosion resistance and mechanical behavior. *Journal of Manufacturing Processes* 37, 203–211.
- Ashby, M.F., 1970. The deformation of plastically non-homogeneous materials. *The Philosophical Magazine : A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics* 21, 399–424.
- AWS (Ed.), 1991. *Brazing handbook*. 4th ed ed., American Welding Society, Miami, Fla.
- Ayad, A., Allain-Bonasso, N., Rouag, N., Wagner, F., 2011. Grain Orientation Spread Values in if Steels after Plastic Deformation and Recrystallization. *Materials Science Forum* 702-703, 269–272.

- Ben Hamouda, H., 2012. Modélisation et simulation de la structure de solidification dans les superalliages base-nickel : application AM1. Ph.D. thesis. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. Paris.
- Bergheau, J.M., Fortunier, R., 2004. Simulation numérique des transferts thermiques par éléments finis. Hermès Science Publications, Paris.
- Bergheau, J.M., Vincent, Y., Leblond, J.B., Jullien, J.F., 2004. Viscoplastic behaviour of steels during welding. *Science and Technology of Welding and Joining* 9, 323–330.
- Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.L., 2001. Mécanique non linéaire des matériaux. Hermès, Paris.
- Billotte, T., 2017. Caractérisation et modélisation des structures de solidification en soudage TIG d'alliages austénitiques. Ph.D. thesis. Université de Lorraine. Nancy.
- Blaizot, J., Chaise, T., Nélias, D., Perez, M., Cazottes, S., Chaudet, P., 2016. Constitutive model for nickel alloy 690 (Inconel 690) at various strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity* 80, 139–153.
- Böllinghaus, T., Herold, H. (Eds.), 2005. Hot cracking phenomena in welds. Springer, Berlin ; New York.
- Blondeau, R., 2001. Procédés et applications industrielles du soudage. Hermès Science Publications, Paris.
- Bordreuil, C., Niel, A., 2014. Modelling of hot cracking in welding with a cellular automaton combined with an intergranular fluid flow model. *Computational Materials Science* 82, 442–450.
- Bouffier, L., 2006. Modélisation de la fissuration à chaud lors du soudage de l'alliage base nickel IN600. Ph.D. thesis. Université de Grenoble.

- Brewer, L., Othon, M., Young, L., Angeliu, T., 2006. Misorientation Mapping for Visualization of Plastic Deformation via Electron Back-Scattered Diffraction. *Microscopy and Microanalysis* 12, 85–91.
- Brochard, M., 2009. Modèle couplé cathode-plasma-pièce en vue de la simulation du procédé de soudage à l'arc TIG. Ph.D. thesis. Université d'Aix-Marseille. Aix-Marseille.
- Broitman, E., 2017. Indentation Hardness Measurements at Macro-, Micro-, and Nanoscale : A Critical Overview. *Tribology Letters* 65.
- Bru, D., Devaux, J., Bergheau, J.M., Pont, D., 1996. Influence of material properties at high temperatures on the modelling of welding residual stress and deformation state, in : *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. Institute of Materials. volume 3, pp. 456–463.
- Busby, J.T., Hash, M.C., Was, G.S., 2005. The relationship between hardness and yield stress in irradiated austenitic and ferritic steels. *Journal of Nuclear Materials* 336, 267–278.
- Carmet, A., Debiez, S., Devaux, J., Pont, D., Leblond, J.B., 1989. Experimental and Numerical Study of Residual Stresses and Strains in an Electron-Beam-Welded Joint, in : *International Conference on Residual Stresses*. Springer, Dordrecht, pp. 491–496.
- Cazes, R., 1980. Soudage à l'arc Soudage à l'électrode réfractaire (TIG) .
- Ceccone, G., Nicholas, M., Peteves, S., Kodentsov, A., Kivilahti, J., van Loo, F., 1995. The brazing of Si₃N₄ with Ni-Cr-Si alloys. *Journal of the European Ceramic Society* 15, 563–572.
- Chaboche, J., 2008. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity* 24, 1642–1693.
- Chaboche, J.L., Nouailhas, D., 1989. A Unified Constitutive Model for Cyclic Viscoplasticity and Its Applications to Various Stainless Steels. *Journal of Engineering Materials and Technology* 111, 424.

- Chatzigeorgiou, G., Charalambakis, N., Chemisky, Y., Meraghni, F., 2018. Thermomechanical Behavior of Dissipative Composite Materials. Elsevier.
- Chen, J.Q., Lu, H., Cui, W., Chen, J.M., Huang, Y.F., 2014a. Effect of grain boundary behaviour on ductility dip cracking mechanism. *Materials Science and Technology* 30, 1189–1196.
- Chen, J.Q., Lu, H., Yu, C., Chen, J.M., Zhang, M.L., 2013. Ductility dip cracking mechanism of Ni–Cr–Fe alloy based on grain boundary energy. *Science and Technology of Welding and Joining* 18, 346–353.
- Chen, K.C., Chen, T.C., Shiue, R.K., Tsay, L.W., 2018. Liquation Cracking in the Heat-Affected Zone of IN738 Superalloy Weld. *Metals* 8, 387.
- Chen, S., 2014. Three dimensional Cellular Automaton - Finite Element (CAFE) modeling for the grain structures development in Gas Tungsten / Metal Arc Welding processes. Ph.D. thesis. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. Paris.
- Chen, X.M., Lin, Y., Wen, D.X., Zhang, J.L., He, M., 2014b. Dynamic recrystallization behavior of a typical nickel-based superalloy during hot deformation. *Materials & Design* 57, 568–577.
- Chen, Y., Zhang, K., Huang, J., Hosseini, S.R.E., Li, Z., 2016. Characterization of heat affected zone liquation cracking in laser additive manufacturing of Inconel 718. *Materials & Design* 90, 586–594.
- Cheng, C.M., Chou, C.P., Lee, I.K., Lin, H.Y., 2005. Hot cracking of welds on heat treatable aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining* 10, 344–352.
- Cheon, J., Na, S.J., 2017. Prediction of welding residual stress with real-time phase transformation by CFD thermal analysis. *International Journal of Mechanical Sciences* 131-132, 37–51.
- Chetra Mang, Hindili, S., 2017. Modèle de comportement élastoplastique adapté à la simulation numérique du soudage, Giens, Var, France.

- Cho, J.H., Rollett, A.D., Oh, K.H., 2005. Determination of a mean orientation in electron backscatter diffraction measurements. *Metallurgical and Materials Transactions A* 36, 3427–3438.
- Choo, R.T.C., Szekely, J., David, S.A., 1992a. On the calculation of the free surface temperature of gas-tungsten-arc weld pools from first principles : Part 2. modeling the weld pool and comparison with experiments. *Metallurgical and Materials Transactions B* 23, 371–384.
- Choo, R.T.C., Szekely, J., Westhoff, R.C., 1992b. On the calculation of the free surface temperature of gas-tungsten-arc weld pools from first principles : Part 1. modeling the welding arc. *Metallurgical and Materials Transactions B* 23, 357–369.
- Cieslak, M.J., Headley, T.J., Romig, A.D., Kollie, T., 1988. A melting and solidification study of alloy 625. *Metallurgical Transactions A* 19, 2319–2331.
- Clain, F.M., Teixeira, P.R.d.F., Araújo, D.B.d., 2017. Two Heat Source Models to Simulate Welding Processes with Magnetic Deflection. *Soldagem & Inspeção* 22, 99–113.
- Collins, M., Lippold, J., 2003. An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials-Part I. *Welding Journal Research* , 288s–295s.
- Collins, M., Ramirez, A., Lippold, J., 2003. An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Weld Metals-Part II. *Welding Journal Research* 82, 348s–354s.
- Collins, M., Ramirez, A., Lippold, J.C., 2004. An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Weld Metals-Part III. *Welding Journal Research Supplement* 83, 39s–49s.
- Connétable, D., Thomas, O., 2011. First-principles study of nickel-silicides ordered phases. *Journal of Alloys and Compounds* 509, 2639–2644.
- Cook, G.O., Sorensen, C.D., 2011. Overview of transient liquid phase and partial transient liquid phase bonding. *Journal of Materials Science* 46, 5305–5323.

- del Coz Díaz, J., Menéndez Rodríguez, P., García Nieto, P., Castro-Fresno, D., 2010. Comparative analysis of TIG welding distortions between austenitic and duplex stainless steels by FEM. *Applied Thermal Engineering* 30, 2448–2459.
- Dai, H., 2012. Modelling Residual Stress and Phase Transformations in Steel Welds, in : *Neutron Diffraction*. InTech.
- Danis, Y., Arvieu, C., Lacoste, E., Larrouy, T., Quenisset, J.M., 2010a. An investigation on thermal, metallurgical and mechanical states in weld cracking of Inconel 738LC superalloy. *Materials & Design* 31, 402–416.
- Danis, Y., Lacoste, E., Arvieu, C., 2010b. Numerical modeling of inconel 738LC deposition welding : Prediction of residual stress induced cracking. *Journal of Materials Processing Technology* 210, 2053–2061.
- Darmadi, D.B., 2011. Validating the Accuracy of Heat Source Model via Temperature Histories and Temperature Field in Bead-on-plate Welding. *International Journal of Engineering & Technology IJET-IJENS* 11, 9–17.
- Depradeux, L., 2004. Simulation numérique du soudage - acier 316L - Validation sur cas tests de complexité croissante. Ph.D. thesis. Ecole doctorale des sciences de l'ingénieur de Lyon. Lyon.
- Depradeux, L., Coquard, R., 2018. Influence of viscoplasticity, hardening, and annealing effects during the welding of a three-pass slot weld (NET-TG4 round robin). *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 164, 39–54.
- Dib, J., 2007. Contribution à l'élaboration d'un logiciel métier par éléments finis pour l'analyse thermomécanique globale d'échangeurs de chaleur à plaques et ondes. Ph.D. thesis. Institut National Polytechnique de Lorraine.
- Ding, Z., Zhou, S., Zhao, Y., 2004. Hardness and fracture toughness of brittle materials : A density functional theory study. *Physical Review B* 70.

- Doghri, A., 2019. Vers une maîtrise de la réparation par le procédé CLAD de pièces aéronautiques en Inconel 738 LC : compréhension des mécanismes de fissuration et modélisations associées. Ph.D. thesis. Université de Lorraine.
- Dokme, F., Kulekci, M., Esme, U., 2018. Microstructural and Mechanical Characterization of Dissimilar Metal Welding of Inconel 625 and AISI 316L. *Metals* 8, 797.
- DuPont, J.N., 1996. Solidification of an alloy 625 weld overlay. *Metallurgical and Materials Transactions A* 27, 3612–3620.
- DuPont, J.N., 2011. Dilution in Fusion Welding. *ASM International Welding Fundamentals and Processes* 6A.
- DuPont, J.N., Lippold, J.C., Kiser, S.D., 2009. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons, Hoboken, N.J.
- Durocher, A., Ayrault, D., Chagnot, C., Lipa, M., Saikaly, W., 2007. CuCrZr alloy hot cracking during electron beam welding. *Journal of Nuclear Materials* 367-370, 1208–1212.
- Dutta, P., Joshi, Y., Franche, C., 1994. Determination of gas tungsten arc welding efficiencies. *Experimental Thermal and Fluid Science* 9, 80–89.
- Eagar, T., Tsai, N., 1983. Temperature Fields Produced by Traveling Distributed Heat Sources. *Welding Journal*. *Welding Journal* 62, 346–355.
- Easterling, K., 1984. Solidification microstructure of fusion welds. *Materials Science and Engineering* 65, 191–198.
- El-Ahmar, W., 2007. Robustesse de la Simulation Numérique du Soudage TIG de Structures 3D en Acier 316L. Ph.D. thesis. Ecole doctorale des sciences de l'ingénieur de Lyon. Lyon.
- Estrin, Y., Mecking, H., 1984. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Metallurgica* 32, 57–70.

- Fang, H.Y., Wang, T., Hu, J.F., Yang, J.G., 2011. Node dynamic relaxation method : principle and application. *Frontiers of Materials Science* 5, 179–195.
- Farrar, J., 2005. Hot Cracking Tests — The Route to International Standardization, in : Herold, H., Böllinghaus, T. (Eds.), *Hot Cracking Phenomena in Welds*, pp. 291–304.
- Farzadi, A., 2015. Modeling of isothermal recovery and recrystallization kinetics by means of hardness measurements : Modell zur isothermen Erholung und Rekristallisationskinetiken anhand von Härtemessungen. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 46, 1218–1225.
- Ferrari, V., Wolf, W., Zepon, G., Coury, F., Kaufman, M., Bolfarini, C., Kiminami, C., Botta, W., 2019. Effect of boron addition on the solidification sequence and microstructure of AlCoCrFeNi alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 775, 1235–1243.
- Fink, C., Zinke, M., 2013. Welding of nickel-based alloy 617 using modified dip arc processes. *Welding in the World* .
- Fink, C., Zinke, M., Keil, D., 2012. Evaluation of Hot Cracking Susceptibility of Nickel- Based Alloys by The Pvr Test. *Welding in the World* 56, 37–43.
- Fischer-Cripps, A., 2006. Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data. *Surface and Coatings Technology* 200, 4153–4165.
- Fischer-Cripps, A.C., 2011. *Nanoindentation*. Mechanical engineering series. 3rd ed ed., Springer, New York.
- Flint, T., Francis, J., Smith, M., Balakrishnan, J., 2017. Extension of the double-ellipsoidal heat source model to narrow-groove and keyhole weld configurations. *Journal of Materials Processing Technology* 246, 123–135.
- Floreen, S., Fuchs, G., Yang, W., 1991. *The Metallurgy of Alloy 625*. The Minerals, Metals & Materials Society.
- Folkhard, E., 1988. *Welding metallurgy of stainless steels*.

- Friedel, J., 1964. Dislocations. Pergamon, Oxford.
- Fu, G., Gu, J., Lourenco, M.I., Duan, M., Estefen, S.F., 2015. Parameter determination of double-ellipsoidal heat source model and its application in the multi-pass welding process. *Ships and Offshore Structures* 10, 204–217.
- Gale, W.F., Wallach, E.R., 1991. Microstructural development in transient liquid-phase bonding. *Metallurgical Transactions A* 22, 2451–2457.
- Gandin, C.A., Rappaz, M., 1994. A coupled finite element-cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes. *Acta Metallurgica et Materialia* 42, 2233–2246.
- Ganesh, P., Kaul, R., Paul, C., Tiwari, P., Rai, S., Prasad, R., Kukreja, L., 2010. Fatigue and fracture toughness characteristics of laser rapid manufactured Inconel 625 structures. *Materials Science and Engineering : A* 527, 7490–7497.
- Gao, H., Huang, Y., 2003. Geometrically necessary dislocation and size-dependent plasticity. *Scripta Materialia* 48, 113–118.
- Gao, Y., 2017. Vers un essai robuste et fiable pour la caractérisation de la fissuration à chaud en soudage d'aciers inoxydables austénitiques. Ph.D. thesis. Université de Bretagne Sud.
- Ghasemi, A., Pouranvari, M., 2019. Intermetallic phase formation during brazing of a nickel alloy using a Ni–Cr–Si–Fe–B quinary filler alloy. *Science and Technology of Welding and Joining* 24, 342–351.
- Ghosh, A., Yadav, A., Kumar, A., 2017. Modelling and experimental validation of moving tilted volumetric heat source in gas metal arc welding process. *Journal of Materials Processing Technology* 239, 52–65.
- Giedt, W., Tallerico, L., Fuerschbach, P., 1989. GTA Welding Efficiency : Calorimetric and Temperature Field Measurements. *Welding Journal Research Supplement* , 28–30.

- Glicksman, M.E., 2011. Principles of Solidification. Springer New York.
- Gogebakan, M., Kursun, C., Gunduz, K.O., Tarakci, M., Gencer, Y., 2015. Microstructural and mechanical properties of binary Ni-Si eutectic alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 643, S219–S225.
- Goldak, J., Chakravarti, A., Bibby, M., 1984. A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transactions B* 15, 299–305.
- Goldak, J.A., Akhlaghi, M., 2005. Computational Welding Mechanics. Springer Science, Business Media, Inc., Boston, MA.
- Gu, Y., Li, Y.D., Yong, Y., Xu, F.L., Su, L.F., 2019. Determination of parameters of double-ellipsoidal heat source model based on optimization method. *Welding in the World* 63, 365–376.
- Guernaoui, S., Zollinger, J., Combeau, H., 2018. Compréhension de la formation des microstructures pendant une opération de brasage d'acier inoxydable.
- Guo, Q., Li, D., Guo, S., Peng, H., Hu, J., 2011. The effect of deformation temperature on the microstructure evolution of Inconel 625 superalloy. *Journal of Nuclear Materials* 414, 440–450.
- Gupta, K., 2006. The Cr-Ni-Si (Chromium-Nickel-Silicon) System. *Journal of Phase Equilibria & Diffusion* 27, 523–528.
- Hadadzadeh, A., Mokdad, F., Wells, M., Chen, D., 2018. A new grain orientation spread approach to analyze the dynamic recrystallization behavior of a cast-homogenized Mg-Zn-Zr alloy using electron backscattered diffraction. *Materials Science and Engineering : A* 709, 285–289.
- Hemsworth, B., 1970. High temperature cracking of nickel chromium austenitic steels. Ph.D. thesis. Sheffield Hallam University. Sheffield.
- Hertelé, S., De Waele, W., Denys, R., Verstraete, M., Van Minnebruggen, K., Horn, A., 2013. Weld Strength Mismatch in Strain Based Flaw Assessment : Which Definition to Use? *Journal of Pressure Vessel Technology* 135.

- Hongyuan, F., Qingguo, M., Wenli, X., Shude, J., 2005. New general double ellipsoid heat source model. *Science and Technology of Welding and Joining* 10, 361–368.
- Humphreys, F.J., 2017. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Third ed., Elsevier, Amsterdam, Netherlands.
- Inoue, T., 2011. Mechanics and Characteristics of Transformation Plasticity and Metallo-thermo-mechanical Process Simulation. *Procedia Engineering* 10, 3793–3798.
- Institut de soudure (Ed.), 1986. *Termes et définitions utilisés en soudage et techniques connexes*. Publications de la soudure autogène, Institut de soudure : Conseil international de la langue française, Paris.
- Jalilian, F., Jahazi, M., Drew, R.A.L., 2013. Microstructure Evolution During Transient Liquid Phase Bonding of Alloy 617. *Metallography, Microstructure, and Analysis* 2, 170–182.
- Janovec, J., Lejcek, P., Pokluda, J., Jenko, M., 2006. Effects of grain size and grain boundary segregation on fracture behaviour of a polycrystalline Fe-2.65Si-0.028P alloy. *Kovove materialy* 44, 81–87.
- Jones, B.K., Emery, A.F., 1993. An analytical and experimental study of the effects of welding parameters in fusion welds. *Welding Journal* 72, 51s–59s.
- Joosten, M.M., Gallegillo, M.S., 2012. A Study of the Effect of Hardening Model in the Prediction of Welding Residual Stress, in : *Volume 6 : Materials and Fabrication, Parts A and B*, ASME, Toronto, Ontario, Canada.
- Jorge-Badiola, D., Iza-Mendia, A., Gutiérrez, I., 2007. Evaluation of intragranular misorientation parameters measured by EBSD in a hot worked austenitic stainless steel. *Journal of Microscopy* 228, 373–383.
- Kai, W., TingDong, X., YanQing, W., JinHui, D., 2009. Intermediate-temperature embrittlement induced by non-equilibrium grain-boundary segregation of sulfur in Ni–Cr–Fe alloy. *Philosophical Magazine Letters* 89, 725–733.

- Kamaya, M., Wilkinson, A.J., Titchmarsh, J.M., 2006. Quantification of plastic strain of stainless steel and nickel alloy by electron backscatter diffraction. *Acta Materialia* 54, 539–548.
- Kanouff, M., Greif, R., 1992. The unsteady development of a GTA weld pool. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 35, 967–979.
- Keavey, M., Mark, A., Dai, H., Withers, P.J., 2010. Annealing Models in Welding Simulation : Conservative and Non-Conservative Residual Stress Distributions, in : *ASME 2010 Pressure Vessels and Piping Conference : Volume 6, Parts A and B*, ASME, Bellevue, Washington, USA. pp. 1377–1384.
- Kerrouault, N., 2000. Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique. Ph.D. thesis. Ecole centrale de Paris.
- Kese, K., Li, Z., Bergman, B., 2005. Method to account for true contact area in soda-lime glass during nanoindentation with the Berkovich tip. *Materials Science and Engineering : A* 404, 1–8.
- Kien Nguyen, Nasouri, R., Bennett, C., 2017. Sensitivity of Predicted Temperature in a Fillet Weld T-Joint to Parameters Used in Welding Simulation with Prescribed Temperature Approach. *Proc., Science in the Age of Experience* , 232–247.
- Kim, J.W., Lee, K., Kim, J.S., Byun, T.S., 2009. Local mechanical properties of Alloy 82/182 dissimilar weld joint between SA508 Gr.1a and F316 SS at RT and 320°C. *Journal of Nuclear Materials* 384, 212–221.
- Knorovsky, G.A., Cieslak, M.J., Headley, T.J., Romig, A.D., Hammett, W.F., 1989. INCONEL 718 : A solidification diagram. *Metallurgical Transactions A* 20, 2149–2158.
- Ko, S.H., Yoo, C.D., Farson, D.F., Choi, S.K., 2000. Mathematical modeling of the dynamic behavior of gas tungsten arc weld pools. *Metallurgical and Materials Transactions B* 31, 1465–1473.

- Kocks, U., Mecking, H., 2003. Physics and phenomenology of strain hardening : the FCC case. *Progress in Materials Science* 48, 171–273.
- Kocurek, R., Adamiec, J., 2016. Mechanism of Hot Cracking Welds of Nickel Alloy Inconel 625. *Solid State Phenomena* 246, 25–28.
- Kogut, L., Komvopoulos, K., 2004. Analysis of the spherical indentation cycle for elastic–perfectly plastic solids. *Journal of Materials Research* 19, 3641–3653.
- Konijnenberg, P., Zaefferer, S., Raabe, D., 2015. Assessment of geometrically necessary dislocation levels derived by 3D EBSD. *Acta Materialia* 99, 402–414.
- Kourdani, A., Derakhshandeh-Haghighi, R., 2018. Evaluating the Properties of Dissimilar Metal Welding Between Inconel 625 and 316L Stainless Steel by Applying Different Welding Methods and Consumables. *Metallurgical and Materials Transactions A* 49, 1231–1243.
- Kunze, K., Wright, S.I., Adams, B.L., Dingley, D., 1993. Advances in automatic EBSP single orientation measurements. *Textures and Microstructures* 20, 41–54.
- Lacombe, P., Baroux, B., Béranger, G., 1991. *Les aciers inoxydables*. Ed. de physique, Les Ulis.
- Lai, C., Zhang, J., Zhang, F., Zhang, Y., Wang, H., Yang, W., Liu, F., 2017. Growth velocities and growth orientations in an undercooled melt of Ni₃₁Si₁₂ intermetallic compound. *Journal of Alloys and Compounds* 712, 241–249.
- Lancaster, J., 1986. *The Physics of Welding*.
- Langdon, T.G., 2006. Grain boundary sliding revisited : Developments in sliding over four decades. *Journal of Materials Science* 41, 597–609.
- Lawn, B.R., Marshall, D.B., 1979. Hardness, Toughness, and Brittleness : An Indentation Analysis. *Journal of the American Ceramic Society* 62, 347–350.
- Leblond, J., Devaux, J., 1984. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica* 32, 137–146.

- Leblond, J., Devaux, J., Devaux, J., 1989. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I : Case of ideal-plastic phases. *International Journal of Plasticity* 5, 551–572.
- Leblond, J.B., El Sayed, H.A., Bergheau, J.M., 2013. On the incorporation of surface tension in finite-element calculations. *Comptes Rendus Mécanique* 341, 770–775.
- Leblond, J.B., Pont, D., Bergheau, J.M., 1997. Metallurgical and mechanical consequences of phase transformations in numerical simulations of welding processes, in : *Modeling in Welding, Hot Powder Forming and Casting*, pp. 61–89.
- Lee, D.J., Kim, Y.S., Shin, Y.T., Jeon, E.C., Lee, S.H., Lee, H.J., Lee, S.K., Lee, J.H., Lee, H.W., 2010. Contribution of precipitate on migrated grain boundaries to ductility-dip cracking in Alloy 625 weld joints. *Metals and Materials International* 16, 813–817.
- Lee, M., Cho, K., Kim, Y., Kang, N., 2015. Effect of martensite on cold cracking in 600-MPa grade flux-cored arc weld metals using the Y-groove test. *Welding in the World* 59, 647–654.
- Leggatt, R., 2008. Residual stresses in welded structures. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 85, 144–151.
- Lemaitre, J., Chaboche, J.L., 1990. *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, Cambridge.
- Leone, E.A., Rabinkin, A., Sarna, B., 2006. Microstructure of Thin-Gauge Austenitic and Ferritic Stainless Steel Joints Brazed using Metglas® Amorphous Foil. *Welding in the World* 50, 3–15.
- Levenberg, K., 1944. A method for the solution of certain non-linear problems in least squares. *Quarterly of Applied Mathematics* 2, 164–168.
- Li, G., Huang, J., Wu, Y., 2015. An investigation on microstructure and properties of dissimilar welded Inconel 625 and SUS 304 using high-power CO₂ laser. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 76, 1203–1214.

- Li, J., Shrestha, S.L., Long, Y., Zhijun, L., Xintai, Z., 2016. The formation of eutectic phases and hot cracks in one Ni–Mo–Cr superalloy. *Materials & Design* 93, 324–333.
- Li, Y., Wang, J., Han, E.H., Wu, W., Hänninen, H., 2019. Multi-scale study of ductility-dip cracking in nickel-based alloy dissimilar metal weld. *Journal of Materials Science & Technology* 35, 545–559.
- Lienert, T., Siewert, T., Babu, S., Acoff, V., 2011. *ASM handbook : welding fundamentals and processes-Fundamentals of Weld Solidification*. volume 6A. ASM International, Materials Park, OH.
- Lim, L., 1987. Cavity nucleation at high temperatures involving pile-ups of grain boundary dislocations. *Acta Metallurgica* 35, 1663–1673.
- Lim, L., 1989. Cavity nucleation at high temperatures involving pile-ups of grain boundary dislocations—effect of solutes and impurities. *Acta Metallurgica* 37, 969–977.
- Lin, J., Ma, N., Lei, Y., Murakawa, H., 2017. Measurement of residual stress in arc welded lap joints by cos alpha X-ray diffraction method. *Journal of Materials Processing Technology* 243, 387–394.
- Lin, T.s., Li, H.x., He, P., Yang, X., Huang, Y.d., Li, L., Han, L., 2012. Effect of bonding parameters on microstructures and properties during TLP bonding of Ni-based super alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 22, 2112–2117.
- Lin, Y., Dong, W.Y., Zhou, M., Wen, D.X., Chen, D.D., 2018. A unified constitutive model based on dislocation density for an Al-Zn-Mg-Cu alloy at time-variant hot deformation conditions. *Materials Science and Engineering : A* 718, 165–172.
- Lindgren, L.E., 2001a. Finite element modeling and simulation of welding. Part 1 : increased complexity. *Journal of Thermal Stresses* 24, 141–192.
- Lindgren, L.E., 2001b. Finite element modeling and simulation of welding. Part 2 : improved material modeling. *Journal of Thermal Stresses* 24, 195–231.

- Lindgren, L.E., 2007. Computational welding mechanics : thermomechanical and microstructural simulations. Woodhead Publ., Cambridge.
- Lindgren, L.E., Domkin, K., Hansson, S., 2008. Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L. *Mechanics of Materials* 40, 907–919.
- Lindgren, L.E., Hao, Q., Wedberg, D., 2017. Improved and simplified dislocation density based plasticity model for AISI 316 L. *Mechanics of Materials* 108, 68–76.
- Lindgren, L.E., Hedblom, E., 2001. Modelling of addition of filler material in large deformation analysis of multipass welding. *Communications in Numerical Methods in Engineering* 17, 647–657.
- Lindgren, L.E., Runnemalm, H., Näsström, M.O., 1999. Simulation of multipass welding of a thick plate. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 44, 1301–1316.
- Lippold, J.C., 2015. *Welding metallurgy and weldability*. John Wiley & Sons Inc.
- Lippold, J.C., Baeslack III, W., Varol, I., 1992. Heat-Affected Zone Liquation Cracking in Austenitic and Duplex Stainless Steels. *Welding Journal Research Supplement* , 1s–14s.
- Liu, F., Hovanski, Y., Miles, M., Sorensen, C., Nelson, T., 2018. A review of friction stir welding of steels : Tool, material flow, microstructure, and properties. *Journal of Materials Science & Technology* 34, 39–57.
- Lu, S., Dong, W., Li, D., Li, Y., 2009. Numerical study and comparisons of gas tungsten arc properties between argon and nitrogen. *Computational Materials Science* 45, 327–335.
- Lugscheider, E., Partz, K.D., 1983. High Temperature Brazing of Stainless Steel with Nickel-Base Filler Metals BNi-2, BNi-5 and BNi-7. *Welding Journal Research Supplement* , 160s–164s.
- Ma, S., Xing, J., Liu, G., Yi, D., Fu, H., Zhang, J., Li, Y., 2010. Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe–3.5B alloy. *Materials Science and Engineering : A* 527, 6800–6808.

- MacDonald, W.D., Eagar, T.W., 1992. Transient Liquid Phase Bonding. *Annual Review of Materials Science* 22, 23–46.
- Magalhães, E.d.S., Lima e Silva, A.L.F.d., Lima e Silva, S.M.M.d., 2018. A thermal efficiency analysis of a Gas Tungsten Arch Welding process using a temperature moving sensor. *International Journal of Thermal Sciences* 129, 47–55.
- Maitland, T., Sitzman, S., 2006. Backscattering Detector and EBSD in Nanomaterials Characterization, in : Zhou, W., Wang, Z.L. (Eds.), *Scanning Microscopy for Nanotechnology*. Springer New York, New York, NY, pp. 41–75.
- Maneiro, M.G., Rodríguez, J., 2005. Pile-up effect on nanoindentation tests with spherical–conical tips. *Scripta Materialia* 52, 593–598.
- Manjanna, J., Kobayashi, S., Kamada, Y., Takahashi, S., Kikuchi, H., 2008. Martensitic transformation in SUS 316LN austenitic stainless steel at RT. *Journal of Materials Science* 43, 2659–2665.
- Marquardt, D.W., 1963. An Algorithm for Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters. *Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics* 11, 431–441.
- McKelliget, J., Szekely, J., 1986. Heat transfer and fluid flow in the welding arc. *Metallurgical Transactions A* 17, 1139–1148.
- Mecking, H., Kocks, U., 1981. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta Metallurgica* 29, 1865–1875.
- Melton, G., Schuler, C., Houghton, M., 2019. Laser diode based vision system for viewing arc welding, Venice, Italy.
- Menk, J., 2012. Uncertainties and Errors in Nanoindentation, in : Nemecek, J. (Ed.), *Nanoindentation in Materials Science*. InTech.

- Meraghni, F., Chemisky, Y., Piotrowski, B., Echchorfi, R., Bourgeois, N., Patoor, E., 2014. Parameter identification of a thermodynamic model for superelastic shape memory alloys using analytical calculation of the sensitivity matrix. *European Journal of Mechanics - A/Solids* 45, 226–237.
- Messerschmidt, U., Hull, R., Jagadish, C., Osgood, R., Parisi, J., Wang, Z., Warlimont, H., 2010. *Dislocation Dynamics During Plastic Deformation*. volume 129. Springer, Berlin, Heidelberg.
- Messler, R.W., 1999. *Principles of Welding : Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy*. 1 ed., Wiley.
- Messler, R.W., 2004. *Joining of Materials and Structures : From Pragmatic Process to Enabling Technology*. Elsevier, Burlington.
- Meyers, M.A., Chawla, K.K., 2009. *Mechanical behavior of materials*. 2nd ed ed., Cambridge University Press, Cambridge ; New York.
- Mi, G., Xiong, L., Wang, C., Hu, X., Wei, Y., 2016. A thermal-metallurgical-mechanical model for laser welding Q235 steel. *Journal of Materials Processing Technology* 238, 39–48.
- Michaleris, P., 2014. Modeling metal deposition in heat transfer analyses of additive manufacturing processes. *Finite Elements in Analysis and Design* 86, 51–60.
- Mithilesh, P., Varun, D., Reddy, A.R.G., Ramkumar, K.D., Arivazhagan, N., Narayanan, S., 2014. Investigations on Dissimilar Weldments of Inconel 625 and AISI 304. *Procedia Engineering* 75, 66–70.
- Mo, W., Hu, X., Lu, S., Li, D., Li, Y., 2015. Effects of Boron on the Microstructure, Ductility-dip-cracking, and Tensile Properties for NiCrFe-7 Weld Metal. *Journal of Materials Science & Technology* 31, 1258–1267.
- Mochizuki, M., Matsushima, S., Toyoda, M., Zhang, Z., Gundersen, O., Thaulow, C., 2002. Generation Behavior of Thermal and Residual Stresses Due to Phase Transformation During Welding Heat Cycles, ASME, Vancouver, BC, Canada. pp. 123–129.

- Morch, H., Duchêne, L., Habraken, A.M., 2018. Identification method of an advanced constitutive law for nickel-based alloy Haynes 230 used in solar receivers. *Journal of Physics : Conference Series* 1063, 012149.
- Mosallae, M., Ekrami, A., Ohsasa, K., Matsuura, K., 2008. Microstructural Evolution in the Transient-Liquid-Phase Bonding Area of IN-738LC/BNi-3/IN-738LC. *Metallurgical and Materials Transactions A* 39, 2389–2402.
- Mouelle, L., 2016. Optimisation des paramètres de brasage d'échangeurs thermiques en acier inoxydable. Technical Report. Fives Cryo, EEIGM, LEM3.
- Mukherjee, M., Pal, T.K., 2017. Evaluation of microstructural and mechanical properties of Fe-16Cr-1Ni-9Mn-0.12N austenitic stainless steel welded joints. *Materials Characterization* 131, 406–424.
- Mullins, J., Gunnars, J., 2009. Influence of Hardening Model on Weld Residual Stress Distribution. Technical Report 2009 :16. Inspecta Technology AB. Stockholm, Sweden.
- Muránsky, O., Hamelin, C., Patel, V., Luzin, V., Braham, C., 2015. The influence of constitutive material models on accumulated plastic strain in finite element weld analyses. *International Journal of Solids and Structures* 69-70, 518–530.
- Muránsky, O., Hamelin, C., Smith, M., Bendeich, P., Edwards, L., 2012a. The effect of plasticity theory on predicted residual stress fields in numerical weld analyses. *Computational Materials Science* 54, 125–134.
- Muránsky, O., Smith, M., Bendeich, P., Holden, T., Luzin, V., Martins, R., Edwards, L., 2012b. Comprehensive numerical analysis of a three-pass bead-in-slot weld and its critical validation using neutron and synchrotron diffraction residual stress measurements. *International Journal of Solids and Structures* 49, 1045–1062.
- Murphy, A.B., Tanaka, M., Yamamoto, K., Tashiro, S., Sato, T., Lowke, J.J., 2009. Modelling of

- thermal plasmas for arc welding : the role of the shielding gas properties and of metal vapour. *Journal of Physics D : Applied Physics* 42, 194006.
- Murugan, S., Kumar, P., Raj, B., Bose, M., 1998. Temperature distribution during multipass welding of plates. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 75, 891–905.
- Naffakh, H., Shamanian, M., Ashrafizadeh, F., 2010. Microstructural evolutions in dissimilar welds between AISI 310 austenitic stainless steel and Inconel 657. *Journal of Materials Science* 45, 2564–2573.
- Nash, P., Nash, A., 1987. The Ni-Si (Nickel-Silicon) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams* 8, 6–14.
- Nes, E., 1997. Modelling of work hardening and stress saturation in FCC metals. *Progress in Materials Science* 41, 129–193.
- Nguyen, M.C., 2015. Modélisation et simulation multiphysique du bain de fusion en soudage à l'arc TIG. Ph.D. thesis. Université d'Aix-Marseille. Aix-Marseille.
- Niel, A., Deschaux-Beaume, F., Bordreuil, C., Fras, G., 2010. Influence de la microstructure lors d'essais de fissuration à chaud d'alliage d'aluminium 6061 en soudage TIG, Nantes, France.
- Nishimoto, K., Saida, K., Okauchi, H., 2006a. Microcracking in multipass weld metal of alloy 690 Part 1 – Microcracking susceptibility in reheated weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining* 11, 455–461.
- Nishimoto, K., Saida, K., Okauchi, H., Ohta, K., 2006b. Microcracking in multipass weld metal of alloy 690 Part 2 – Microcracking mechanism in reheated weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining* 11, 462–470.
- Nissley, N., Lippold, J.C., 2009. Ductility-Dip Cracking Susceptibility of Nickel-Based Weld Metals : Part 2 - Microstructural Characterization. *Welding Journal Research Supplement* 88, 131s–140s.

- Novelli, M., 2017. Étude des microstructures de déformation induites par grenailage ultrasonique en conditions cryogéniques d'aciers inoxydables austénitiques : effet sur les propriétés en fatigue. Ph.D. thesis. Université de Lorraine.
- Nye, J., 1953. Some geometrical relations in dislocated crystals. *Acta Metallurgica* 1.
- Ohji, T., Karlsson, L., Lindgren, L.E., Jonsson, M., Ohkubo, A., Nishiguchi, K., 1992. Mathematical Modelling of Molten Pool in Arc Welding, in : *Mechanical Effects of Welding*. Springer Berlin Heidelberg, pp. 207–214.
- Ojo, O., Chaturvedi, M., 2007. Liquefaction Microfissuring in the Weld Heat-Affected Zone of an Overaged Precipitation-Hardened Nickel-Base Superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38, 356–369.
- Ojo, O., Richards, N., Chaturvedi, M., 2004a. Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy. *Scripta Materialia* 50, 641–646.
- Ojo, O., Richards, N., Chaturvedi, M., 2004b. Liquid film migration of constitutionally liquated gamma prime in weld heat affected zone (HAZ) of Inconel 738LC superalloy. *Scripta Materialia* 51, 141–146.
- Ojo, O.A., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., 2006. Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* 37, 421–433.
- de Oliveira, M., Couto, A., Almeida, G., Reis, D., de Lima, N., Baldan, R., 2019. Mechanical Behavior of Inconel 625 at Elevated Temperatures. *Metals* 9, 301.
- Oliver, W., Pharr, G., 2004. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation : Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of Materials Research* 19, 3–20.

- Orowan, E., 1940. Problems of plastic gliding. *Proceedings of the Physical Society* 52, 8–22.
- Ortiz, M., Simo, J.C., 1986. An analysis of a new class of integration algorithms for elastoplastic constitutive relations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 23, 353–366.
- Paietta, R.C., Campbell, S.E., Ferguson, V.L., 2011. Influences of spherical tip radius, contact depth, and contact area on nanoindentation properties of bone. *Journal of Biomechanics* 44, 285–290.
- Paillard, P., 2017. TIG : soudage à l'arc sous protection gazeuse avec électrode non fusible .
- Pantleon, W., 2008. Resolving the geometrically necessary dislocation content by conventional electron backscattering diffraction. *Scripta Materialia* 58, 994–997.
- Pathak, S., Kalidindi, S.R., 2015. Spherical nanoindentation stress–strain curves. *Materials Science and Engineering : R : Reports* 91, 1–36.
- Pavelic, V., Tanbakuchi, R., Uyehara, O., Myers, P., 1969. Experimental and computed temperature histories in gas tungsten arc welding of thin plates. *Welding Journal Research Supplement* 48, 295–305.
- Pelleg, J., 2017. Creep in Ceramics, in : *Creep in Ceramics*. Springer International Publishing, Cham. volume 241, pp. 41–61.
- Pepe, J., Savage, W., 1967. Effects of Constitutional liquation in 18-Ni Maraging Steel Weldments. *Welding Journal* 46, 411s–422s.
- Pepe, J., Savage, W., 1970. The Weld Heat-Affected Zone of the 18Ni Maraging Steels. *Welding Journal Research Supplement* 49, 545s–553s.
- Petkovic, R., Luton, M., Jonas, J., 1979. Recovery and recrystallization of polycrystalline copper after hot working. *Acta Metallurgica* 27, 1633–1648.

- Pham, M.S., Iadicola, M., Creuziger, A., Hu, L., Rollett, A.D., 2015. Thermally-activated constitutive model including dislocation interactions, aging and recovery for strain path dependence of solid solution strengthened alloys : Application to AA5754-O. *International Journal of Plasticity* 75, 226–243.
- Pharr, G., Oliver, W., Brotzen, F., 1992. On the generality of the relationship among contact stiffness, contact area, and elastic modulus during indentation. *Journal of Materials Research* 7, 613–617.
- Picard, F., 2008. Modélisation et Simulation Thermo-hydrauliques en Trois Dimensions des Echangeurs Multifluides à Plaques Brasées. Ph.D. thesis. École Nationale Supérieure des Ingénieurs en Arts Chimiques et Technologiques de Toulouse.
- Praud, F., 2018. Multi-scale modelling of thermoplastic-based woven composites, cyclic and time-dependent behaviour. Ph.D. thesis. Arts et Métiers ParisTech.
- Praud, F., Chatzigeorgiou, G., Bikard, J., Meraghni, F., 2017a. Phenomenological multi-mechanisms constitutive modelling for thermoplastic polymers, implicit implementation and experimental validation. *Mechanics of Materials* 114, 9–29.
- Praud, F., Chatzigeorgiou, G., Chemisky, Y., Meraghni, F., 2017b. Hybrid micromechanical-phenomenological modelling of anisotropic damage and anelasticity induced by micro-cracks in unidirectional composites. *Composite Structures* 182, 223–236.
- Qian, D., Xue, J., Zhang, A., Li, Y., Tamura, N., Song, Z., Chen, K., 2017. Statistical study of ductility-dip cracking induced plastic deformation in polycrystalline laser 3D printed Ni-based superalloy. *Scientific Reports* 7.
- Qidwai, M.A., Lagoudas, D.C., 2000. Numerical implementation of a shape memory alloy thermomechanical constitutive model using return mapping algorithms. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 47, 1123–1168.

- Rabinkin, A., Wenski, E., Ribaud, A., 1998. Brazing Stainless Steel Using a New MBF-Series of Ni-Cr-B-Si Amorphous Brazing Foils. *Welding Journal Research Supplement* , 66s–75s.
- Radhakrishna, C., Prasad Rao, K., 1997. The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds. *Journal of Materials Science* 32, 1977–1984.
- Radhakrishnan, V., 2000. Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals. *Science and Technology of Welding and Joining* 5, 40–44.
- Ramard, C., 2018. Etude numérique et expérimentale du soudage multipasse application à un acier de construction navale. Ph.D. thesis. Université de Bretagne Sud.
- Ramirez, A., Lippold, J., 2004. High temperature behavior of Ni-base weld metal. *Materials Science and Engineering : A* 380, 245–258.
- Ramirez, A.J., Sowards, J.W., Lippold, J.C., 2006. Improving the ductility-dip cracking resistance of Ni-base alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 179, 212–218.
- Rapetti, A., 2018. Fissuration à chaud par chute de ductilité dans les métaux d'apport pour le soudage d'alliages à base de nickel. Ph.D. thesis. Université de Nantes.
- Rappaz, M., Gandin, C.A., 1993. Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes. *Acta Metallurgica et Materialia* 41, 345–360.
- Razakanaivo, A., Waeckel, F., 1999. A viscoplastic model for numerical simulation of welding and post-weld heat treatment. *Le Journal de Physique IV* 09, Pr9-371–Pr9-381.
- Reid, C., Peteves, S., Nicholas, M., 1994. Si dilution mechanisms in BNi 5/metal joints. *Journal of materials science Letter* 13, 1497–1499.
- Robin, V., 2012. De la modélisation numérique des procédés et du soudage en particulier au comportement mécanique des assemblages. Ph.D. thesis. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.

- Robinson, J., Scott, M., 1980. Liquation Cracking during the Welding of Austenitic Stainless Steels and Nickel Alloys. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences* 295, 105–117.
- Romero, J., Lousa, A., Esteve, J., Martinez, E., 2003. Nanoindentation stress/strain curves as a method for thin-film complete mechanical characterization : application to nanometric CrN/Cr multilayer coatings. *Applied Physics A : Materials Science & Processing* 77, 419–427.
- Roy, C., Pavanan, V.V., Vishnu, G., Hari, P., Arivarasu, M., Manikandan, M., Ramkumar, D., Arivazhagan, N., 2014. Characterization of Metallurgical and Mechanical Properties of Commercially Pure Copper and AISI 304 Dissimilar Weldments. *Procedia Materials Science* 5, 2503–2512.
- Ruiz-Vargas, J., Siredey-Schwaller, N., Bocher, P., Hazotte, A., 2013. First melting stages during isothermal brazing, of Ni/BNi-2 couples. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 2074–2080.
- Ruschak, K.J., 1980. A method for incorporating free boundaries with surface tension in finite element fluid-flow simulators. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 15, 639–648.
- Saadlaoui, Y., Feulvarch, r., Delache, A., Leblond, J.B., Bergheau, J.M., 2018. A new strategy for the numerical modeling of a weld pool. *Comptes Rendus Mécanique* 346, 999–1017.
- Saida, K., Nomoto, Y., Okauchi, H., Ogiwara, H., Nishimoto, K., 2012. Influences of phosphorus and sulphur on ductility dip cracking susceptibility in multipass weld metal of alloy 690. *Science and Technology of Welding and Joining* 17, 1–8.
- Saindrenan, G., Le Gall, R., Christien, F., 2002. *Endommagement interfacial des métaux : Ségrégation interfaciale et conséquences*. Ellipses, Paris.
- Satoh, K., Ohnishi, T., 1972. Transient thermal stresses of Weld Heat-Affected Zone by Both-Ends Fixed Bar Analogy. *Transactions of Japan Welding Society* 3, 125–134.

- Savage, W., Nippes, E., Szekeres, E., 1976. Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel. *American Welding Journal Supplement* , 276s–284s.
- Saxton, H.J., West, A.J., Barrett, C.R., 1971. Deformation and failure of brazed joints—macroscopic considerations. *Metallurgical Transactions* 2, 999–1007.
- Seah, M., 1980. Adsorption-induced interface decohesion. *Acta Metallurgica* 28, 955–962.
- Seleš, K., Perić, M., Tonković, Z., 2018. Numerical simulation of a welding process using a prescribed temperature approach. *Journal of Constructional Steel Research* 145, 49–57.
- Serri, J., 2006. Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme. Ph.D. thesis. Université Paul Verlaine de Metz.
- Shen, R.R., Efsing, P., 2018. Overcoming the drawbacks of plastic strain estimation based on KAM. *Ultramicroscopy* 184, 156–163.
- Shubert, M., Pandheeradi, M., Arnold, F., Habura, C., 2010. An Abaqus Extension for Welding Simulations.
- Silva, C.C., Miranda, H.C.d., Motta, M.F., Farias, J.P., Afonso, C.R.M., Ramirez, A.J., 2013. New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. *Journal of Materials Research and Technology* 2, 228–237.
- Simo, J., Ortiz, M., 1985. A unified approach to finite deformation elastoplastic analysis based on the use of hyperelastic constitutive equations. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 49, 221–245.
- Simo, J.C., Hughes, T.J.R., 1998. *Computational inelasticity*. Springer, New York.
- Smith, M., Bouchard, P., Turski, M., Edwards, L., Dennis, R., 2012. Accurate prediction of residual stress in stainless steel welds. *Computational Materials Science* 54, 312–328.

- Smith, M.C., Nadri, B., Smith, A.C., Carr, D.G., Bendeich, P.J., Edwards, L.E., 2009. Optimisation of Mixed Hardening Material Constitutive Models for Weld Residual Stress Simulation Using the NeT Task Group 1 Single Bead on Plate Benchmark Problem, ASME. pp. 303–318.
- SpecialMetalCorporation, 2013. Inconel alloy 625.
- Stenbacka, N., 2013. On arc efficiency in gas tungsten arc welding. *Soldagem & Inspeção* 18, 380–390.
- Stinville, J., Tromas, C., Villechaise, P., Templier, C., 2011. Anisotropy changes in hardness and indentation modulus induced by plasma nitriding of 316L polycrystalline stainless steel. *Scripta Materialia* 64, 37–40.
- Åström, H., Loberg, B., Bengtsson, B., Easterling, K.E., 1976. Hot cracking and micro-segregation in 18–10 stainless steel welds. *Metal Science* 10, 225–234.
- Stüwe, H., Padilha, A., Siciliano, F., 2002. Competition between recovery and recrystallization. *Materials Science and Engineering : A* 333, 361–367.
- Sudha, C., Shankar, P., Rao, R.S., Thirumurugesan, R., Vijayalakshmi, M., Raj, B., 2008. Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni–Cr–Si–B alloy on AISI 304L stainless steel. *Surface and Coatings Technology* 202, 2103–2112.
- Suwas, S., Ray, R.K., 2014. *Crystallographic texture of materials*. Springer, London.
- Tabor, D., 1948. A Simple Theory of Static and Dynamic Hardness. *Proceedings of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences* 192, 247–274.
- Taylor, D.H., Srinivasan, K.N., Channiwala, S.A., Panwala, M.S.M., 2009. Simulation of Temperature Field of TIG Welding Using FDM, in : *Volume 6 : Materials and Fabrication, Parts A and B*, ASME, Prague, Czech Republic. pp. 515–521.
- Taljat, B., Pharr, G., 2004. Development of pile-up during spherical indentation of elastic–plastic solids. *International Journal of Solids and Structures* 41, 3891–3904.

- Tanaka, K., 2019. The $\cos(\alpha)$ method for X-ray residual stress measurement using two-dimensional detector. *Mechanical Engineering Reviews* 6, 18–00378–18–00378.
- Tanaka, M., 2004. An introduction to physical phenomena in arc welding processes. *Welding International* 18, 845–851.
- Tanaka, M., Terasaki, H., Ushio, M., Lowke, J.J., 2002. A unified numerical modeling of stationary tungsten-inert-gas welding process. *Metallurgical and Materials Transactions A* 33, 2043–2052.
- Tashiro, S., Tanaka, M., Nakata, K., Iwao, T., Koshiishi, F., Suzuki, K., Yamazaki, K., 2007. Plasma properties of helium gas tungsten arc with metal vapour. *Science and Technology of Welding and Joining* 12, 202–207.
- Teixeira, P.R.d.F., do Rio Grande, U.F., de Araújo, D.B., Universidade Federal do Rio Grande, da Cunha, L.A.B., Universidade Federal do Rio Grande, 2014. Study of the gaussian distribution heat source model applied to numerical thermal simulations of TIG welding processes. *Ciência & Engenharia* 23, 115–122.
- Thompson, R.G., Mayo, D.E., Radhakrishnan, B., 1991. The relationship between carbon content, microstructure, and intergranular liquation cracking in cast nickel alloy 718. *Metallurgical Transactions A* 22, 557–567.
- Torres, E.A., Peternella, F.G., Caram, R., Ramírez, A.J., 2010. In Situ Scanning Electron Microscopy High Temperature Deformation Experiments to Study Ductility Dip Cracking of Ni–Cr–Fe Alloys, in : Kannengiesser, T., Babu, S.S., Komizo, Y.i., Ramirez, A.J. (Eds.), *In-situ Studies with Photons, Neutrons and Electrons Scattering*, pp. 27–39.
- Traidia, A., Roger, F., 2011. Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 54, 2163–2179.
- Tran Van, G., 2018. Détermination d'un critère de fissuration à chaud par liquation en fonction de la teneur en bore et de sa localisation pour l'acier inoxydable austénitique 316L. Ph.D. thesis. Université de Bretagne Sud.

- Tuah-Poku, I., Dollar, M., Massalski, T., 1988. A study of the transient liquid phase bonding process applied to a Ag/Cu/Ag sandwich joint. *Metallurgical Transactions A* 19, 675–686.
- Turner, D., 2005. Evolution microstructurale des joints brasés sur l'inconel 718 avec les alliages BNi-2 et Palnico 36M. Ph.D. thesis. Ecole de technologie supérieure, université du Québec. Montréal.
- Vandermeer, R.A., Rath, B.B., 1990. Interface migration during recrystallization : The role of recovery and stored energy gradients. *Metallurgical Transactions A* 21, 1143–1149.
- Venkatesh, K.M., Arivarsu, M., Manikandan, M., Arivazhagan, N., 2018. Review on friction stir welding of steels. *Materials Today : Proceedings* 5, 13227–13235.
- Vincent, Y., 2002. Simulation numérique des conséquences métallurgiques et mécaniques induites par une opération de soudage : acier 16MND5. Ph.D. thesis. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. Lyon.
- Voyiadjis, G., Abed, F., 2005. Effect of dislocation density evolution on the thermomechanical response of metals with different crystal structures at low and high strain rates and temperatures. *Archives of Mechanics* 57, 299–343.
- Walley, S.M., 2012. Historical origins of indentation hardness testing. *Materials Science and Technology* 28, 1028–1044.
- Wei, X., Xu, M., Wang, Q., Zhang, M., Liu, W., Xu, J., Chen, J., Lu, H., Yu, C., 2016. Effect of local texture and precipitation on the ductility dip cracking of ERNiCrFe-7A Ni-based overlay. *Materials & Design* 110, 90–98.
- Woirgard, J., Dargenton, J.C., Tromas, C., Audurier, V., 1998. A new technology for nanohardness measurements : principle and applications. *Surface and Coatings Technology* 100-101, 103–109.
- Wright, S.I., Nowell, M.M., Field, D.P., 2011. A Review of Strain Analysis Using Electron Backscatter Diffraction. *Microscopy and Microanalysis* 17, 316–329.

- Xu, F., Lv, Y., Xu, B., Liu, Y., Shu, F., He, P., 2013a. Effect of deposition strategy on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by pulsed plasma arc deposition. *Materials & Design* 45, 446–455.
- Xu, J., Gilles, P., Duan, Y., Yu, C., 2012. Temperature and residual stress simulations of the NeT single-bead-on-plate specimen using SYSWELD. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 99-100, 51–60.
- Xu, M., Yang, W., Liang, J., Meng, Y., Zheng, L., 2014. Experimental study on the correlation between intermediate temperature embrittlement and equi-cohesive temperature. *Journal of Alloys and Compounds* 610, 288–293.
- Xu, T., Zheng, L., Wang, K., Misra, R.D.K., 2013b. Unified mechanism of intergranular embrittlement based on non-equilibrium grain boundary segregation. *International Materials Reviews* 58, 263–295.
- Yan, F., Liu, S., Hu, C., Wang, C., Hu, X., 2017. Liquefaction cracking behavior and control in the heat affected zone of GH909 alloy during Nd : YAG laser welding. *Journal of Materials Processing Technology* 244, 44–50.
- Yang, L., Zhang, Q., Zhang, Z., 2012. Effects of solder dimension on the interfacial shear strength and fracture behaviors of Cu/Sn–3Cu/Cu joints. *Scripta Materialia* 67, 637–640.
- Ye, D., Mi, F., Liu, J., Xu, Y., Chen, Y., Xiao, L., 2013. Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings. *Materials Science and Engineering : A* 564, 76–84.
- Ye, X., Hua, X., Wang, M., Lou, S., 2015. Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding. *Journal of Materials Processing Technology* 222, 381–390.
- Yoo, M.H., Trinkaus, H., 1983. Crack and cavity nucleation at interfaces during creep. *Metallurgical Transactions A* 14, 547–561.

- Young, G.A., Capobianco, T., Penik, M., Morris, B., McGEE, J., 2008. The Mechanism of Ductility Dip Cracking in Nickel-Chromium Alloys. *Welding Journal Research Supplement* 87, 31s–43s.
- Yu, X., Crooker, P., Wang, Y., Feng, Z., 2015. High-Temperature Deformation Constitutive Law for Dissimilar Weld Residual Stress Modeling : Effect of Thermal Load on Strain Hardening, in : Volume 6B : Materials and Fabrication, ASME, Boston, Massachusetts, USA.
- Yuan, K., Guo, W., Li, P., Zhang, Y., Li, X., Lin, X., 2019. Thermomechanical behavior of laser metal deposited Inconel 718 superalloy over a wide range of temperature and strain rate : Testing and constitutive modeling. *Mechanics of Materials* 135, 13–25.
- Yuan, L., Wang, H., 2009. Microstructure and hot corrosion behaviors of a gamma-toughened Cr₁₃Ni₅Si₂/Cr₃Ni₅Si₂ ternary metal silicide alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 479, 217–224.
- Yuan, X., Yun Kang, C., Kim, M.B., 2009. Microstructure and XRD analysis of brazing joint for duplex stainless steel using a Ni–Si–B filler metal. *Materials Characterization* 60, 923–931.
- Zhang, P., Li, S., Zhang, Z., 2011. General relationship between strength and hardness. *Materials Science and Engineering : A* 529, 62–73.
- Zheng, L., Schmitz, G., Meng, Y., Chellali, R., Schlesiger, R., 2012. Mechanism of Intermediate Temperature Embrittlement of Ni and Ni-based Superalloys. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* 37, 181–214.

Caractérisation et modélisation d'assemblages de tôles en acier inoxydable austénitique brasées et soudées pour des applications d'échangeurs de chaleur

Résumé—

L'objectif de cette étude repose sur un contexte industriel, dans lequel, des échangeurs de chaleur à haute pression, composés de plaques et d'ondes en acier inoxydable austénitique 316L, sont brasés avec un alliage Ni-Cr-Fe-Si (BNi-5), puis soumis à un procédé de soudage multipasse TIG (Tungsten Inert Gas), avec un métal d'apport en superalliage de nickel Inconel 625. Due à leur microstructure et composition chimique hétérogène, la rupture des joints brasés peut survenir pendant les opérations de soudage. Dans un premier temps, des études microstructurale et chimique sont réalisées à l'interface de liaison entre le métal de base, les joints brasés et les cordons de soudure, afin de comprendre les phénomènes liés à l'origine de la rupture. Les résultats montrent qu'un cycle de brasage favorisant la formation d'un joint brasé monophasé de γ -Ni, permet d'éviter la rupture des joints brasés pendant le soudage. Cependant, la présence de Si intergranulaire peut impliquer la formation de micro-fissures à chaud dans les joints brasés contenus dans la ZAT. L'étude du GOS (*Grain Orientation Spread*) au travers des mesures EBSD, a également permis de quantifier la magnitude de la déformation plastique dans la ZAT, induite par le procédé de soudage. Une énergie de soudage inférieure à 1100 J/mm limite la déformation plastique des assemblages brasés. Des essais de nanoindentation et de traction sont également réalisés à température ambiante afin de déterminer les propriétés mécaniques des assemblages brasés. Les résultats des essais de traction montrent que la rupture survient dans le 316L, lorsque les joints brasés sont monophasés γ -Ni. Dans un second temps, une loi de comportement originale thermodynamiquement consistante, dédiée aux applications de soudage, est présentée pour décrire le phénomène de restauration de l'écrouissage dans les métaux pendant un traitement thermique de recuit. Les équations constitutives sont basées sur une formulation thermo-élasto-plastique classique, et améliorées par l'ajout d'une nouvelle variable interne qui contrebalance l'effet de l'écrouissage à travers une loi d'évolution dépendante de la température. La loi de comportement est implémentée dans un solveur EF ABAQUS/Standard à l'aide d'une subroutine utilisateur (UMAT). L'identification des paramètres du modèle est obtenue à l'aide d'essais de compression et de traitements thermiques sur un acier inoxydable austénitique 316L. De plus, des mesures de contraintes résiduelles sont effectuées sur une plaque soudée et comparées aux valeurs calculées par simulation numérique, afin d'évaluer les capacités du modèle. Les valeurs obtenues numériquement sont en adéquation avec les valeurs expérimentales. Enfin, des simulations tridimensionnelles du soudage multipasse sont réalisées dans le but d'estimer les champs de contrainte et de déformation lors du soudage TIG d'un échangeur de chaleur. Les contraintes maximales se développant dans la ZAT pendant le soudage peuvent atteindre 600 MPa, dès le refroidissement de la première passe. Ainsi, les résultats numériques sont en accord avec les observations expérimentales, qui indiquent qu'en cas de rupture des joints brasés lors du soudage, celle-ci apparaît lors des premières passes, au cours du refroidissement.

Mots clés — *Brasage, Soudage TIG hétérogène, Acier inoxydable, Superalliage de nickel, Fissuration à chaud, Loi de comportement, Comportement thermomécanique*

Characterization and modelization of austenitic stainless steel brazed and welded plates for heat exchangers applications

Abstract—

The aim of the study relies on an industrial context, in which, high pressure Plate Fin Heat Exchangers (PFHE) made of austenitic stainless steel 316L, are brazed with Ni-Cr-Fe-Si (BNi-5) alloy, then followed by dissimilar multipass TIG (*Tungsten Inert Gas*) welding process with nickel-based superalloy Inconel 625, used as filler metal. Due to their heterogeneous microstructure and chemical composition, fractures of brazed joints may appear during the welding of brazed assembly. Firstly, microstructural and chemical characterizations are made at the bonding interface between base metal, brazed joints and weld beads, to understand the fracture phenomena. Results show that a brazing cycle promoting the formation of γ -Ni single phase brazed joints, allows avoiding the fracture of brazed joints during welding. However, intergranular Si may involve the formation of hot cracks in brazed joints located in HAZ. The study of GOS (*Grain Orientation Spread*) through EBSD measurements, allows quantifying the magnitude and spatial distribution of plastic deformation in the HAZ after welding. A welding energy under 1100 J/mm limits the plastic deformation of brazed assemblies. Nanoindentation and tensile tests are also carried out at room temperature to determine the mechanical properties of brazed assembly. The results of tensile tests show that fracture occurs in the 316L, when brazed joints are formed by a γ -Ni single phase. Secondly, an original thermodynamically consistent modeling approach, dedicated to welding applications, is presented to describe the phenomenon of hardening recovery in metals during annealing heat treatment. The constitutive equations are based on a classical thermo-elasto-plastic formulation which is enhanced by a new recovery variable counterbalancing the effect of the hardening through a temperature-dependent evolution law. The model is implemented into the FE solver ABAQUS/Standard with the help of a User Material subroutine (UMAT). The identification of the model parameters is achieved through experimental compressive tests and heat treatments on 316L austenitic stainless steel. In addition, to evaluate the capabilities of the model, residual stress measurements are carried out on a welded plate and compared to values computed by numerical simulation. The obtained values match the experimental measurements. Finally, three-dimensional simulations of multipass welding are realized to estimate the stress and deformation fields during TIG welding process of a heat exchanger. The maximum stress in HAZ may reach 600 MPa during the cooling of the first welding pass. Thus, the results of numerical simulation are in agreements with the experimental observations, indicating that in case of fracture of brazed joints during welding, the fracture occurs from the cooling of the first passes.

Keywords — *Brazing, Dissimilar TIG welding, Stainless steel, Nickel-based superalloy, Hot cracking, Constitutive modeling, Thermomechanical behavior*