N°d'ordre NNT : *2026ISAL0030*

THESE de DOCTORAT DE L'INSA LYON,
membre de l'Université de Lyon

Ecole Doctorale N° EDA 034
Matériaux de Lyon

Spécialité/ discipline de doctorat : Matériaux

Soutenue publiquement le 13/05/2026, par :
Antoine Kieffer

Caractérisation et modélisation de la microstructure d'aciers faiblement alliés issus de fabrication additive par soudage à l'arc submergé

Devant le jury composé de :

GOURGUES-LORENZON	Anne-Françoise	Professeure, Mines ParisTech	Présidente du Jury
ALLAIN	Sébastien	Professeur, Université de Lorraine	Rapporteur
VAN LANDEGHEM	Hugo	Chargé de recherche, INP Grenoble	Rapporteur
MARQUIS	Emmanuelle	Professeure, University of Michigan	Examinatrice
PEREZ	Michel	Professeur, INSA de Lyon	Directeur de thèse
BOULNAT	Xavier	Maitre de conférences, INSA de Lyon	Co-directeur de thèse
VILLARET	Flore	Docteure, EDF R&D	Encadrante industrielle
BROSSE	Alexandre	Docteur, Framatome	Invité
CHAVIGNON	Corentin	Ingénieur, Framatome	Invité

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Département FEDORA – INSA Lyon - Ecoles Doctorales

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
ED 206 CHIMIE	**CHIMIE DE LYON** https://edchimie.universite-lyon.fr Sec. : Renée EL MELHEM Bâtiment Blaise Pascal, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.43.80.46 secretariat@edchimie-lyon.fr	**M. Bruno ANDRIOLETTI** Université Claude Bernard Lyon 1 Bâtiment F308, BP 2077 43 Boulevard du 11 novembre 1918 69616 Villeurbanne directeur@edchimie-lyon.fr
ED 341 E2M2	**ÉVOLUTION, ÉCOSYSTÈME, MICROBIOLOGIE, MODÉLISATION** https://e2m2.universite-lyon.fr Sec. : Bénédicte LANZA Bâtiment Atrium, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.44.83.62 secretariat.e2m2@univ-lyon1.fr	**M. Marc LEMAIRE** Université Claude Bernard Lyon 1 Laboratoire MAP – Bâtiment LWOFF 10 rue Dubois 69622 Villeurbanne CEDEX e2m2.codir@listes.univ-lyon1.fr
ED 205 EDISS	**INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTÉ** https://ediss.universite-lyon.fr Sec. : Bénédicte LANZA Bâtiment Atrium, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.44.83.62 secretariat.ediss@univ-lyon1.fr	**M. Jérôme LAMARTINE** LBTI - UMR5305 CNRS – Université Claude Bernard Lyon 1 Equipe Intégrité Fonctionnelle du Tissu Cutané IBCP - 7 passage du Vercors 69367 Lyon Cedex 07 Tél : 04.72.72.26.66 jerome.lamartine@univ-lyon1.fr
ED 34 EDML	**MATÉRIAUX DE LYON** https://ed34.universite-lyon.fr Sec. : Yann DE ORDENANA Tél : 04.72.18.62.51 yann.de-ordenana@ec-lyon.fr	**M. Stéphane BENAYOUN** Ecole Centrale de Lyon Laboratoire LTDS – 36 avenue Guy de Collongue 69134 Ecully CEDEX Tél : 04.72.18.64.37 stephane.benayoun@ec-lyon.fr
ED 160 EEA	**ÉLECTRONIQUE, ÉLECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE** https://edeea.universite-lyon.fr Sec. : Philomène TRECOURT Bâtiment Charlotte Perriand, INSA Lyon Tél : 04.72.43.71.70 secretariat.edeea@insa-lyon.fr	**M. Philippe DELACHARTRE** INSA LYON Laboratoire CREATIS Bâtiment Blaise Pascal, 7 avenue Jean Capelle 69621 Villeurbanne CEDEX Tél : 04.72.43.88.63 philippe.delachartre@insa-lyon.fr
ED 512 INFOMATHS	**INFORMATIQUE ET MATHÉMATIQUES** http://edinfomaths.universite-lyon.fr Sec. : Renée EL MELHEM Bâtiment Blaise Pascal, UCB Lyon 1 Tél : 04.72.43.80.46 infomaths@univ-lyon1.fr	**M. Dragos IFTIMIE** Université Claude Bernard Lyon 1 Bâtiment Braconnier, Bureau 232 21 Avenue Claude Bernard 69622 Villeurbanne Cedex Tél : 04.72.44.79.58 direction.infomaths@listes.univ-lyon1.fr
ED 162 MEGA	**MÉCANIQUE, ÉNERGÉTIQUE, GÉNIE CIVIL, ACOUSTIQUE** https://edmega.universite-lyon.fr Sec. : Philomène TRECOURT Bâtiment Charlotte Perriand, INSA Lyon Tél : 04.72.43.71.70 mega@insa-lyon.fr	**M. Etienne PARIZET** INSA Lyon Laboratoire LVA Bâtiment St. Exupéry, 25 bis avenue Jean Capelle 69621 Villeurbanne CEDEX etienne.parizet@insa-lyon.fr
ED 483 ScSo	**ScSo**[1] https://edsciencessociales.universite-lyon.fr Sec. : Mélina FAVETON Tél : 04.78.69.77.79 melina.faveton@univ-lyon2.fr	**M. Bruno MILLY** Université Lyon 2 Campus Berges du Rhône 18, quai Claude Bernard Bureau BEL 204 69365 LYON CEDEX 07 bruno.milly@univ-lyon2.fr

1 ScSo : Architecture, Ergonomie, Géographie-Aménagement-Urbanisme, Histoire-Histoire de l'art, Mondes anciens, Science politique, Sociologie- Anthropologie

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

"In order to write poetry that isn't political, one must listen to the birds. And in order to hear the birds, the warplanes must be silent"

Marwan Makhoul, Poëte Palestinien

American Healthcare (0 53) - The Junkyard 2

Penelope Scott

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Remerciements

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit ne sont en aucun cas le fruit de 3 ans de travail uniquement personnel. Ils sont plutôt le reflet de tout un tissu humain sans lequel la qualité des expériences menées, des phénomènes physiques modélisés ou encore plus simplement de l'écriture de ce manuscrit, aurait été bien moindre. J'aimerais donc les remercier de la manière des plus sincère possible ici.

Pour commencer, je souhaite remercier Hugo Van Landeghem et Sébastien Allain d'avoir accepté d'être les rapporteurs de cette thèse. Vos visions ainsi que les discussions tenues sur mes travaux ont été aussi agréables qu'intéressantes. Je remercie également Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, d'avoir accepté de présider ce jury de thèse et Emmanuelle Marquis, d'avoir accepté d'en être examinatrice. Je vous remercie également pour vos regards pertinents et les questions portés sur les détails lors de la soutenance, qui feront mûrir, j'en suis sûr, des projets de recherche futurs.

Dans la suite logique, je voudrais remercier chaleureusement les personnes m'ayant encadré durant ces trois années de thèse. Merci ainsi à Michel Perez et Xavier Boulnat. Tout au long de cette thèse, votre rigueur scientifique couplée à votre bienveillance m'ont indéniablement fait grandir en tant que chercheur. Avec un peu plus de temps, je suis sûr que vous auriez réussi à me convaincre de me lancer dans une carrière académique. Merci ensuite à l'équipe de Framatome, Alexandre Brosse et Corentin Chavignon. Vous avez tous les deux su répondre présent aux nombreuses réunions de suivi, et votre expertise sur le soudage, aussi bien numérique qu'expérimentale, m'ont été d'une grande aide pour naviguer sur le long fleuve que sont 3 ans de thèse. Enfin, je tiens à remercier particulièrement Flore Villaret. Merci pour ton encadrement quotidien à EDF, les discussions techniques, qu'elles soient en lien direct avec le sujet de thèse ou plus globales sur les enjeux de notre thématique de recherches pour EDF. Ta pertinence industrielle m'a vraiment permis d'évoluer rapidement dans l'environnement complexe du nucléaire et de ses exigences associées. Je souhaite à tout doctorant ou doctorante d'avoir un encadrement aussi complémentaire et bienveillant que celui que j'ai pu avoir.

J'évoquais au début de ces remerciements des personnes, sans qui la qualité des travaux expérimentaux n'aurait pas été aussi élevée que celle présentée aujourd'hui. Il est ainsi tout à fait normal de les citer. Je tiens donc à remercier particulièrement Anne-Laure Vetele pour ses conseils précieux lors des attaques chimiques ainsi que sur le micro-duromètre. Merci également à Adrien Le Drou pour le temps passé en début de thèse à m'aider sur le fonctionnement des machines de découpe, ainsi que les conseils précieux sur l'analyse des faciès de rupture. Merci à Nicolas Brynaert pour la formation sur le MIRA à l'EBSD. Je sais à quel point avoir des techniciens disponibles pour les MEB est un luxe en thèse, et je sais également à quel point j'ai

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

pu en profiter. Enfin, merci à Valentin Jacquier pour la formation sur le mouton Charpy et pour avoir réalisé mes essais de traction. Les résultats obtenus à l'issue de ces essais ont grandement permis d'alimenter les discussions de ma thèse.

Cette thèse a également fait l'objet de travaux modélisatoires, durant lesquels j'ai pu bénéficier de l'appui de certaines personnes, sans qui le modèle Predic'Aci ne serait qu'un nom sans résultat. Ainsi, merci encore une fois à Michel pour les longues discussions autour d'un carnet, dont la couleur, je crois, était verte. Tu m'as fait apprécier les longues équations thermodynamiques et la modélisation des transformations de phases en général. Merci également à Imed Eddine Benrabah. Tu as pris un temps non négligeable pour m'expliquer les spécifités de ton modèle de croissance, et tu m'as permis de mettre en évidence des erreurs cachées dans mon code. Cela a, certes, résulté en un bon lot de panique, mais l'aboutissement final est un modèle qui fonctionne et qui semble représenter la physique d'une manière satisfaisante. Merci pour ça.

Je souhaite également remercier toutes les personnes ayant gravité autour de mes travaux de thèse, aussi bien expérimentaux que modélisatoires. Merci ainsi à Antoine F. et Frédéric D. pour les analyses MET. Merci à Romain B., Dominique L., et Julien T. pour les discussions autour de la microscopie électronique. Merci à Gilles E. et Edwina G. pour les appuis sur les analyses chimiques. Merci à toute l'équipe T27 de EDF R&D pour leurs discussions, leurs questionnements scientifiques. On se revoit de toute façon pour la suite.

Maintenant que la partie travail a été balayée, il est temps de remercier la partie humaine de cette thèse. Je tiens à commencer par mon laboratoire académique MateIS, dans lequel j'ai eu l'occasion et la chance de faire de nombreux allers-retours durant ma thèse CIFRE. Merci ainsi à toute l'équipe MetAL pour votre accueil. Je retiendrai notamment les parties de Baby-foot et les grilles de mots fléchés. Merci à mes collègues de bureau, Matthieu B., Maëlle M., Jordan L. et Sarah Y.. Vous avez rendu chacun de mes déplacements à MateIS plus humain. Merci à tous les autres doctorants et permanents pour votre bonne humeur et votre accueil.

Pour continuer, étant donné que cette thèse s'est en grande partie déroulée sur le site de EDF R&D des Renardières, je souhaite une nouvelle fois remercier toutes les personnes que j'y ai côtoyé durant ces trois années, qui les ont rendus plus humains et appréciables. Une attention particulière revient à l'équipe des doctorants de MMC, et encore plus à ceux de T27. Les repas partagés les midis, agrémentés d'un nombre somme toute agréable de cookies, gâteaux, crumbles et autres délicatesses faits maisons ont largement participé à laisser un goût sucré à cette thèse. Je voudrais également remercier Apolline et Lucie. Vous avez été des co-doctorantes remarquables. Vous avez rendu chaque pause plus douce, chaque discussion moins pesante et chaque silence moins bruyant. J'espère seulement avoir été un co-doctorant à votre hauteur.

Maintenant que les personnes de la sphère professionnelle ont été remerciées, il reste la sphère personnelle. Cette sphère, plus intime, est toute aussi importante à la réussite de ces travaux. En effet, elle a directement contribué à mon équilibre personnel durant la thèse, mais également avant et je l'espère encore pour longtemps.

Merci alors à mon cercle proche. Vous êtes cette bulle de calme si nécessaire à mon esprit. Bien que les occasions de se voir se raréfient, vie d'adulte oblige, je veux que vous sachiez que vous avez fortement contribué à mon évolution personnelle, que ce soit en thèse comme avant. Merci ainsi à vous, Louise, Théo, Tina et Elisa.

Si l'on parle d'amis proche, je vais devoir une nouvelle fois te remercier Lucie. Tu as, certes,

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

été une co-doctorante, qui plus est co-bureau, tu es également devenue une amie. Je ne saurais me venter de tous les gâteaux additionnels dont j'ai bénéficié en venant prendre le thé chez toi, ou même en cachette au bureau.

Merci également à ce petit groupe de grimpeurs à Fontainebleau. Vous avez rendu les séances de grimpe plus agréables et m'avez permis de m'obstiner sur autre chose que la ferrite aciculaire dont je vais parler dans les 175 prochaines pages.

Enfin, je tenais à remercier mes parents, qui m'ont toujours soutenu. Je ne peux que vous attribuer une grande partie de mes mérites. Merci de m'avoir éduqué de cette manière et de m'avoir transmis vos valeurs qui font la personne que je suis aujourd'hui.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Table des matières

Liste des écoles doctorales **ii**

Remerciements **v**

Table des matières **ix**

Introduction **1**

1 Fabrication additive SAW-WAAM **5**
1.1 Soudage des aciers faiblement alliés : de l'état de l'art à la fabrication additive . 6
1.1.1 Description d'une opération de soudage à l'arc 6
1.1.2 Métallurgie du soudage des aciers faiblement alliés 17
1.1.3 Etat de l'art de la fabrication additive des aciers faiblement alliés 30
1.2 Etude de faisabilité de la fabrication additive SAW-WAAM pour les pièces de grandes dimensions : une analyse multi-échelles 31
1.2.1 Matériaux et méthodes 31
1.2.2 Analyse multi-échelle des dépôts SAW-WAAM 33
1.2.3 Propriétés mécaniques 48
1.3 Etude de la robustesse du procédé SAW-WAAM : vers une compréhension de l'influence des paramètres du procédé sur les propriétés mécaniques 54
1.3.1 Matériaux et méthodes 54
1.3.2 Influence des paramètres de fabrication sur les propriétés en résilience . . 55
1.4 Conclusion du chapitre 63

2 Influence de la vitesse de refroidissement sur la microstructure des aciers faiblement alliés C-Mn-Ni-Mo **67**
2.1 Introduction 68
2.2 Matériaux, méthodes et objectifs expérimentaux 70
2.2.1 Matériaux et objectifs 70
2.2.2 Dilatométrie 75
2.2.3 Préparations métallographiques 80
2.3 Analyse dilatométrique des matériaux LE-16 et LE-46 80
2.3.1 Influence du cycle thermique sur les inclusions 80
2.3.2 Taille de grain austénitique 81
2.3.3 Décomposition de l'austénite et microstructures résultantes 83
2.3.4 Diagramme de transformation en refroidissement continu (TRC) 87

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

2.4 Analyse dilatométrique du métal désoxydé . . . 89
2.4.1 Analyse inclusionnaire . . . 89
2.4.2 Taille de grain austénitique . . . 89
2.4.3 Décomposition de l'austénite et microstructures résultantes . . . 91
2.5 Comparaison des alliages industriels et désoxydé : quelle différence entre la bainite et la ferrite aciculaire ? . . . 93
2.5.1 Température de début de transformation . . . 94
2.5.2 Cinétique de transformation . . . 95
2.5.3 Dureté des microstructures brutes de transformation . . . 96
2.6 Conclusion du chapitre . . . 99

3 Modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire 101
3.1 Introduction . . . 102
3.2 Etat de l'art de la modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite . . . 102
3.2.1 Modèles Champs de phases . . . 102
3.2.2 Modèles empiriques et semi-empiriques . . . 102
3.2.3 Modèles à champ moyen à base physique . . . 106
3.3 Equations constitutives et hypothèses générales du modèle Predic'Aci . . . 112
3.3.1 Equilibre thermodynamique . . . 112
3.3.2 Température de début de transformation . . . 113
3.3.3 Taux de germination . . . 113
3.3.4 Taux de croissance . . . 114
3.3.5 Calcul de la fraction de ferrite formée . . . 117
3.4 Détermination des valeurs thermodynamiques et physiques . . . 117
3.4.1 Calcul du nombre de sites de germination initial . . . 117
3.4.2 Calcul du nombre de sites de germination parasympathiques . . . 119
3.4.3 Calcul de la variation d'enthalpie libre du système global . . . 121
3.4.4 Calcul du para-équilibre à l'interface γ/α . . . 123
3.5 Résultats du modèle de transformation de phases . . . 126
3.5.1 Etude de sensibilité des paramètres d'ajustement K_1 et G_S . . . 126
3.5.2 Calibration des paramètres d'ajustement du modèle . . . 128
3.5.3 Validation du modèle sur des vitesses de refroidissement non-constantes . 130
3.6 Limites du modèle développé . . . 132
3.6.1 Hypothèse du para-équilibre à l'interface γ/α . . . 132
3.6.2 Hypothèse de l'équiprobabilité des sites de germination . . . 135
3.7 Conclusion du chapitre . . . 138

Conclusion générale 141

Perspectives 145

Bibliographie 151

Annexes 161

A Méthodes expérimentales 163
A.1 Protocole de préparation des échantillons pour observation métallurgique . . . 163

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

A.2 Procédure de caractérisation de la population inclusionnaire 164

B Complément des analyses microstructurales et mécaniques du Chapitre 1 167
B.1 Dureté des blocs SAW-WAAM LE-16 et LE-46 167
B.2 Photographie des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome 168
B.3 Métallographie optique de la microstructure ferritique des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome 169
B.4 Macrographies après attaque des sections transverses des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome 170
B.5 Analyse MEB-SE de la microstructure sous l'entaille des éprouvettes de résilience pour le bloc FRA-26 171

C Analyse dilatométrique et métallurgique des alliages ternaires Fe-0.1C-1.7Mn et Fe-0.1C-1Ni 173
C.1 Elaboration des alliages ternaires 173
C.2 Cycle thermique de dilatométrie 174
C.3 Alliage Fe-0.1C-1.7Mn 175
C.4 Alliage Fe-0.1C-1Ni 177

D Complément des analyses dilatométriques pour le chapitre 2 179
D.1 Décomposition de l'austénite en fonction de la température pour le matériau LE-46 179

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Introduction

Dans un monde où la stabilité politique est de plus en plus remise en question, la souveraineté énergétique est un atout majeur dans la conservation de son indépendance, ainsi que pour résister aux pressions économiques infligées par certains dirigeants, dont le courant de pensée suggère qu'un monde de force est supérieur à un monde de lois.

La question de la souveraineté énergétique s'est posée pour la France dès les années 1970 avec le plan Messmer. Ce plan avait pour objectif de répondre au choc pétrolier en dotant le pays d'un parc de production d'électricité stable, disponible et pilotable. C'est donc de ce dernier que découle la majorité du parc nucléaire français actuel, sur lequel repose entre 65 et 70 % de la quantité d'électricité produite dans le pays en 2025 [1]. Cependant, les centrales du parc nucléaire étaient, à l'origine, conçues pour une durée de vie de 40 ans. Ainsi, bien qu'une prolongation de la durée de vie à 60 ans voire plus soit en discussion pour certains réacteurs, une fermeture progressive des centrales est à prévoir dans la deuxième moitié du XXIeme siècle. De nouvelles centrales doivent donc être construites afin de maintenir la part de production d'électricité nucléaire dans le mix énergétique du pays afin d'en conserver la souveraineté et la pilotabilité. Dans le même temps, des réacteurs de quatrième génération sont également à l'étude afin de fermer le cycle du combustible nucléaire et donc de tirer un meilleur parti de l'uranium naturel extrait. Cette fermeture du cycle permettrait de garantir un approvisionnement énergétique se comptant en centaines d'années [2].

La construction de nouvelles centrales, qu'elles soient de 3eme ou 4eme génération (pour la fermeture du cycle combustible), induit la fabrication de nouveaux gros composants tels que les cuves, les générateurs de vapeur des réacteurs à eau pressurisée, ou encore les grands et petits bouchons tournants des réacteurs à neutrons rapides refroidis au sodium. Ces nouvelles fabrications sont ainsi l'occasion de réfléchir sur leur méthode de fabrication, dont les objectifs premiers sont autant la qualité vis-à-vis des standards de sûreté que le "bon au premier coup". Le bon au premier coup étant surtout important pour la tenue des délais et coûts de production du plan d'envergure de relance du nucléaire, et ainsi tenir l'objectif des 1,5 EPR par an. Le procédé historique de fabrication des gros composants nucléaires est le forgeage de lingots. Bien que cette technique de fabrication, maîtrisée par le chaudiériste Framatome, permette d'obtenir une microstructure très fine et théoriquement homogène grâce au fort taux de corroyage suivi d'un traitement thermique, il comporte néanmoins deux inconvénients notables. La première limitation se situe au niveau de l'étape de solidification du lingot. En effet, la taille considérable de ce dernier entraîne des vitesses de solidification très lentes. Ces vitesses lentes favorisent ainsi l'enrichissement du liquide résiduel en soluté, et donc la ségrégation des éléments chimiques le long du lingot. Les pièces de grandes dimensions étant, pour la plupart, fabriquées en acier faiblement allié de type 16 ou 18MND5, un des éléments qui aura tendance à ségréger est le carbone. Cependant, la composition en carbone dans les aciers faiblement alliés est connue pour

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

avoir un fort impact sur les propriétés mécaniques, notamment à la rupture, de la pièce finale. La ségrégation de cet élément pendant la solidification peut donc avoir des conséquences sur les propriétés mécaniques locales des pièces. Une deuxième limitation du procédé de fabrication par forgeage est la nécessité de traitement thermique final de qualité (austénitisation + trempe + revenu). Bien que ce traitement soit trivial pour des pièces de faible masse et épaisseur, l'enjeu en est tout autre pour des pièces de plusieurs dizaines de tonnes et de quelques 600 mm d'épaisseur. En effet, les masses et épaisseurs des composants structurels des réacteurs nucléaires vont induire des gradients de vitesses de refroidissement à travers l'épaisseur de la pièce lors de la trempe, qui peuvent eux-même induire des gradients de microstructures. Les propriétés mécaniques finales des composants étant en grande partie gouvernées par ces microstructures, il est donc préférable de limiter au plus possible ces gradients afin de limiter au plus possible les besoins de sur-dimensionnement en raison des hétérogénéités de propriétés.

Une alternative au procédé de forgeage pour la fabrication des gros composants de l'îlot nucléaire des centrales serait l'utilisation de la fabrication additive. Cette technologie, dont le développement s'est accéléré dans le début des années 2010, permet la fabrication de pièces par un empilement successif de couches de matière. Cette propriété intrinsèque devrait donc permettre une composition chimique homogène à l'échelle de la pièce, et donc répondre à la première limitation du procédé de forgeage qui est la ségrégation.

Les procédés de fabrication additive sont multiples, et tous ne sont pas forcément adaptés pour la fabrication de pièces de plusieurs tonnes. En effet, il est difficilement envisageable de réaliser des pièces de dimensions métriques à l'aide des procédés de fusion laser sur lit de poudre. Ainsi, la technologie étudiée et envisagée pour la fabrication des gros composants préalablement cités est la technologie de fabrication additive par fusion de fil (WAAM pour Wire and Arc Additive Manufacturing en anglais). Cette technologie utilise les procédés de soudage à l'arc électrique pour faire fondre un fil métallique et déposer la matière sous forme de cordons de soudure, qui seront empilés pour former la pièce finale. Les procédés WAAM étant dérivés des procédés de soudage, les microstructures obtenues dans les pièces sont elles aussi similaires [3]. De ce fait, il est fortement probable que les propriétés mécaniques requises par les conditions de fonctionnement soient obtenues directement après le dépôt de la matière, comme il est actuellement le cas dans les joints soudés grâce à la microstructure majoritairement ferritique aciculaire. Cette microstructure, conférant de très bonnes propriétés à la rupture notamment, permettrait donc de s'affranchir de l'étape finale de traitement thermique de qualité de type austénitisation+trempe+revenu actuellement effectuée pour les gros forgés [1]. Ainsi, la fabrication de pièces de très fortes épaisseurs devrait pouvoir être effectuée sans gradient de microstructures, et donc de propriétés à l'aide de la fabrication additive. Il est cependant important de garder à l'esprit que le dépôt de couches métalliques successives va entraîner, lors de la fabrication, de nombreux cycles thermiques, potentiellement complexes. Il n'est donc pas évident d'assurer que la microstructure sera homogène sans traitement thermique de qualité.

Les technologies additives permettent, certes, de répondre aux deux grandes limitations du procédé de fabrication par coulée-forgeage, elles possèdent une faiblesse majeure : la productivité. En effet, les pièces discutées ici pèsent plusieurs dizaines de tonnes, pour des composants finaux en pesant, eux, plusieurs centaines après assemblage final. Il est donc nécessaire d'avoir des procédés de fabrication productifs. Cependant, selon la littérature disponible sur les procédés de

1. Il est cependant probable qu'un traitement thermique de détensionnement soit nécessaire, à l'instar de ce qui est réalisé sur les joints soudés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

fabrication additive WAAM, qui sont les plus productifs, le taux de dépôt [2] maximal disponible serait autour de 7 à 10 kg/h. Ainsi, si l'on prend l'exemple d'une plaque à tubes de générateur de vapeur des centrales nucléaires actuelles, le temps nécessaire pour déposer les 37 tonnes avant usinage final à l'aide de la fabrication additive serait compris entre 221 et 155 jours. Cette durée, ne comprenant que le temps d'arc allumé et qui doit donc encore être majorée, est bien trop longue pour être industriellement compétitive avec le procédé de coulée-forgeage.

L'objectif des travaux de thèse présentés dans ce manuscrit est de caractériser et modéliser les microstructures obtenues à l'aide d'un procédé de fabrication additive dont le taux de dépôt, et donc la productivité, permettrait d'ère compétitif avec les temps de production du procédé de coulée-forgeage. Pour ce faire, le procédé de soudage à l'arc sous flux va être utilisé dans une configuration permettant d'atteindre des taux de dépôt allant jusqu'à 46 kg/h. Une telle productivité permettrait alors le dépôt des 37 tonnes d'une plaque à tubes avant perçage en un peu moins de 30 jours. Ainsi, le manuscrit présenté ici va être articulé en trois parties.

- La première partie a pour vocation d'évaluer l'effet de la fabrication additive à très fort taux de dépôt sur la métallurgie des pièces fabriquées en acier faiblement allié. Les propriétés mécaniques à l'état brut de fabrication seront également investiguées. En effet, il est nécessaire de rappeler que la modification du procédé de fabrication ne doit pas se faire au détriment de la sûreté, et donc des propriétés mécaniques pour commencer. Ainsi, l'augmentation de la productivité du procédé de fabrication doit permettre d'obtenir des propriétés au moins équivalentes aux pièces existantes. Les résultats obtenus permettront également d'alimenter un modèle de prédiction des transformations de phases.

- Le second chapitre du manuscrit sera dédié à l'influence de la vitesse de refroidissement sur les microstructures obtenues lors de la décomposition de l'austénite. Cette étude a pour objectif d'apporter une compréhension plus fine des phénomènes et microstructures qui auront pu être observés dans la première partie. Pour ce faire, des essais de dilatométrie vont être effectués sur les matériaux déposés par fabrication additive étudiés dans le premier chapitre. Additionnellement, un alliage désoxydé chimiquement similaire à ceux déposés par fabrication additive sera également étudié par dilatométrie dans le but d'évaluer l'influence des inclusions d'oxyde sur la morphologie des microstructures ferritiques et leur cinétique de formation.

- Le troisième et dernier chapitre de ces travaux de thèse portera sur la modélisation de la décomposition de l'austénite au refroidissement. L'objectif derrière le développement d'un modèle de transformation de phases est double. D'une part, ce modèle va servir à la compréhension et la description de la décomposition de l'austénite en ferrite en fonction d'une vitesse de refroidissement donnée. Ainsi, il pourra servir d'outil pour la sélection d'une nuance d'acier faiblement allié donnant la microstructure ferritique voulue. Autrement dit, cet outil pourra aider au développement d'alliages optimisés pour la fabrication additive à fort taux de dépôt. D'autre part, il est également possible de faire l'exercice de pensée inverse : le modèle développé pourra également aider à prédire les cinétiques de décomposition de l'austénite pour un alliage donné, devenant alors une brique métallurgique utile pour les codes de simulation numérique du soudage pour la maîtrise des fabrications.

Une conclusion générale regroupera les grands résultats obtenus dans ces travaux de thèse, et

2. Quantité de matière déposée par unité de temps

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

sera suivant d'une partie proposant des perspectives de travaux en lien avec les enseignements tirés de cette thèse, les expériences n'ayant pas pu êtres réalisées faute de temps, ou celles devant être réalisées pour compléter les connaissances scientifiques développées.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Chapitre 1

Fabrication additive SAW-WAAM

Sommaire

1.1 Soudage des aciers faiblement alliés : de l'état de l'art à la fabrication additive 6

1.1.1 Description d'une opération de soudage à l'arc 6

1.1.2 Métallurgie du soudage des aciers faiblement alliés 17

1.1.3 Etat de l'art de la fabrication additive des aciers faiblement alliés 30

1.2 Etude de faisabilité de la fabrication additive SAW-WAAM pour les pièces de grandes dimensions : une analyse multi-échelles 31

1.2.1 Matériaux et méthodes 31

1.2.2 Analyse multi-échelle des dépôts SAW-WAAM 33

1.2.3 Propriétés mécaniques 48

1.3 Etude de la robustesse du procédé SAW-WAAM : vers une compréhension de l'influence des paramètres du procédé sur les propriétés mécaniques 54

1.3.1 Matériaux et méthodes 54

1.3.2 Influence des paramètres de fabrication sur les propriétés en résilience . . . 55

1.4 Conclusion du chapitre 63

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

1.1 Soudage des aciers faiblement alliés : de l'état de l'art à la fabrication additive

Bien que la thèse porte sur une application de fabrication additive, il est important de comprendre que le procédé employé pour déposer du métal est, avant tout, un procédé de soudage à l'arc. Ainsi, nous présenterons d'abord une opération de soudage afin de comprendre, ensuite, les opérations de fabrication additive par fusion de fil par arc électrique.

Cette première partie bibliographique décrit les procédés de soudage à l'arc tout en se focalisant sur les spécificités du soudage à l'arc submergé, procédé étudié dans la thèse. Les microstructures obtenues dans les soudures en acier faiblement allié seront également discutées. Ceci afin de comprendre leurs mécanismes de formation, et ainsi comprendre les microstructures obtenues dans les dépôts réalisés par fabrication additive.

1.1.1 Description d'une opération de soudage à l'arc

1.1.1.1 Définitions

Une opération de soudage est, par définition, une action visant à assembler un ou plusieurs matériaux de manière permanente et irréversible tout en assurant une continuité de la matière. Cette définition différencie le soudage des opérations de brasage, où l'assemblage est réversible, ou des assemblages mécaniques comme le rivetage puisque, dans ce cas, aucune continuité métallurgique n'est observée. Le soudage peut entraîner la fusion des matériaux de base, mais n'est pas nécessaire dans certains procédés, et peut également nécessiter ou non l'emploi de métal d'apport. Dans ce manuscrit et au regard du sujet traité, seul le soudage par fusion avec emploi de métal d'apport sera présenté, plus particulièrement, le soudage par arc électrique.

Le soudage à l'arc électrique est une famille de procédés où la réalisation du joint soudé est assurée par la fusion des bords de la pièce à assembler, avec, ou non, celle d'un métal d'apport. Ce dernier, dans la plupart des cas, va servir à combler le manque de matière afin d'obtenir un joint dense et de même épaisseur que celle des métaux de base. La chaleur nécessaire à la fusion des matériaux est apportée par l'arc électrique, qui sera lui même déplacé de proche en proche le long du joint afin d'obtenir la continuité métallurgique sur tout l'assemblage. La figure 1.1 présente le schéma d'un joint soudé ainsi que de ses différentes zones.

La figure 1.1 montre qu'un joint soudé, également appelé soudure, est composé de trois zones distinctes, à savoir : la zone fondue, la zone de liaison et enfin la zone affectée thermiquement (ZAT). Par convention, le métal de base ne fait pas partie du joint soudé. Ces trois zones sont fortement différentes entre elles, et nécessitent donc d'être décrites individuellement.

La zone fondue est, comme son nom l'indique, la zone qui a été fondue lors de l'opération de soudage. Ainsi, elle est délimitée par l'isotherme de température de liquidus du matériau de base. La composition chimique de la zone fondue résulte du mélange entre le fil d'apport et le ou les métaux de base. On parle généralement du taux de dilution pour décrire le pourcentage de métal de base ayant été mélangé au métal d'apport. Au regard de la macrostructure de la zone fondue, elle est le plus souvent colonnaire (également appelée basaltique) en raison du fort gradient thermique qui résulte de l'opération de soudage et donc de la solidification dirigée qu'il encourt [5].

La zone de liaison est la fine zone de démarcation entre la zone fondue et la zone affectée

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

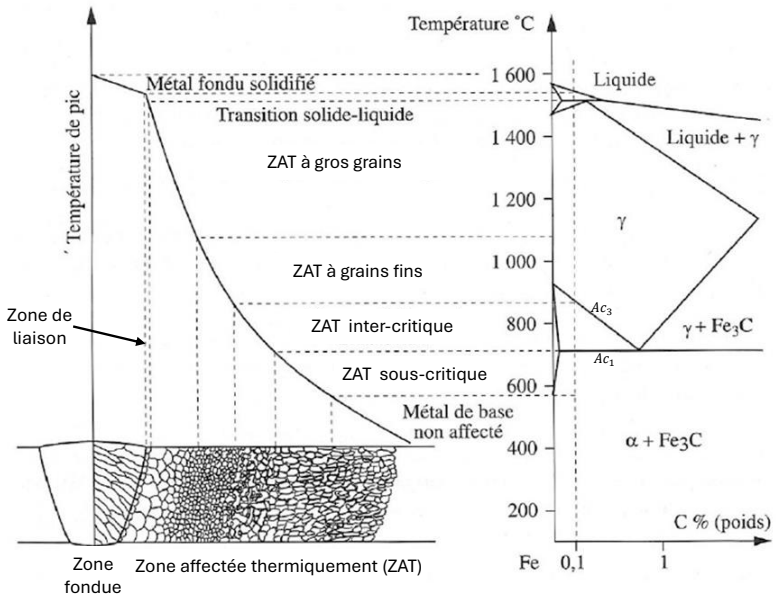


FIGURE 1.1 – Représentation schématique d'un joint soudé et de ses différentes zones. ZAT : Zone Affectée Thermiquement. *adapté de [4].*

thermiquement. Elle est donc celle qui délimite l'isotherme de fusion. Il est parfois possible de rencontrer dans cette zone des vestiges de liquation au niveau des joints de grains.

La ZAT est, comme son nom l'indique, une zone qui a observé un changement métallurgique bien que n'étant pas passée par la fusion. Dans le cas des aciers faiblement alliés, il est possible de discriminer plusieurs types de ZAT.

- ZAT à gros grains : La ZAT à gros grains est la zone la plus proche du métal fondu. Ici, la température a largement dépassé celle d'austénitisation (Ac_3), à tel point que les grains austénitiques ont largement grossi. C'est dans cette zone que l'on retrouve les duretés les plus élevées pour les aciers faiblement alliés. En effet, la littérature met en relation la taille des grains austénitiques avec la fraction de microstructures de trempe [6].
- ZAT à grains fins : La ZAT à grains fins est la zone qui a également dépassé la température Ac_3, mais de manière bien moins marquée que dans la ZAT à gros grains. Ainsi, les grains austénitiques parents sont plus petits et les microstructures retrouvées sont généralement plus douces (dureté moins élevée).
- ZAT intercritique : La ZAT intercritique est la zone de la soudure où la température maximale perçue par le matériau est comprise entre la température de début de transformation austénitique Ac_1 et celle de fin de transformation Ac_3. La microstructure d'une telle zone est fortement hétérogène, avec notamment des anciens grains ferritiques non-transformés qui auront grossi avec la température, mais également de plus petits grains de ferrite formés au refroidissement depuis l'austénite transformée lors de la chauffe. Des phases fragiles comme les îlots Martensite-Austénite (M-A) peuvent également être observés dans ce type de zone pour les aciers faiblement alliés.
- ZAT sous-critique : La ZAT sous-critique est la zone de la soudure n'ayant pas dépassé la température Ac_1 mais où l'augmentation de ladite température a néanmoins suffi pour

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

observer des changements métallurgiques. Ces derniers sont généralement dus au mûrissement ainsi qu'à la coalescence de précipités comme des carbures. Un grossissement des grains ferritiques peut également être observé ainsi qu'une restauration des dislocations voire une recristallisation de certains grains.

Au delà de la ZAT sous-critique, l'élévation de température n'est pas suffisante pour entraîner une quelconque modification microstructurale du matériau. Ce dernier est donc considéré comme identique à celui de base, et ne fait donc plus partie du joint soudé.

La dénomination des différentes zones explicitées ci-dessus est, à la base, définie pour les assemblages soudés, et donc les métaux de base tesl que des forgés, moulés ou laminés. Cependant, l'objectif de cette thèse a pour objectif d'étudier des pièces fabriquées à l'aide de technologies additives. Autrement dit, il ne s'agit plus de soudage ni de métal de base, mais uniquement de métal déposé. Il est important de comprendre que les phénomènes observés dans la ZAT des métaux de base dans le soudage sont également observables dans les ZAT du métal déposé. En effet, on va observer une réaffectation thermique et donc des réausténitisations successives, que ce soit lors du soudage multipasse ou lors de fabrication additive. Ainsi, la dénomination des ZAT reste valable.

Dans le restant de ce manuscrit, nous utiliserons donc les termes ZAT à gros grains, ZAT à grains fins, intercritique et sous-critique afin de définir les zones d'un cordon N qui ont été réaffectées thermiquement par le dépôt d'un cordon N+1. La zone qui n'a pas subi de réaffectation thermique suffisante pour observer une modification de sa structure, sera appelée Zone fondue (ZF). Elle sera facilement reconnaissable par ses longs grains basaltiques.

1.1.1.2 Le soudage à l'arc sous flux

A. Procédé, avantages et inconvénients

Le procédé de soudage étudié dans le cadre de cette thèse est le procédé de soudage à l'arc sous flux en poudre (Submerged Arc Welding, SAW). Le fil électrode utilisé ici est un fil massif [1]. Ce procédé, dont une représentation schématique est donnée dans la figure 1.2, se caractérise d'une part par son électrode fusible, et d'autre part par sa protection du bain de fusion par un flux en poudre. L'utilisation d'un fil fusible permet des taux de fusion (quantité de métal fondu par unité de temps) importants du métal d'apport, tandis que l'emploi d'une protection solide du bain de fusion permet d'augmenter la taille de ce dernier. Ainsi, le procédé de soudage à l'arc sous flux permet d'utiliser des intensités de soudage élevées, et donc d'augmenter la productivité (= taux de dépôt) de l'opération de soudage.

L'inconvénient principal du procédé de soudage à l'arc sous flux est la nature de la protection du bain de fusion. En effet, le flux étant solide, il est fortement soumis à la gravité. Ceci limite donc son utilisation à la position à plat majoritairement, ou en corniche ponctuellement. Dans le cas de la fabrication additive, cela peut également devenir problématique si la géométrie des pièces à fabriquer est complexe, ou bien avec des porte-à-faux où le flux en poudre risquerait de se déverser et donc ne protégerait plus le bain de fusion.

1. Le terme fil massif est employé dans le domaine du soudage pour définir un fil métallique plein, par opposition au fil fourré où l'on retrouve une enveloppe métallique comprenant du flux (oxydes) ou des particules métalliques à l'intérieur de cette dernière.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

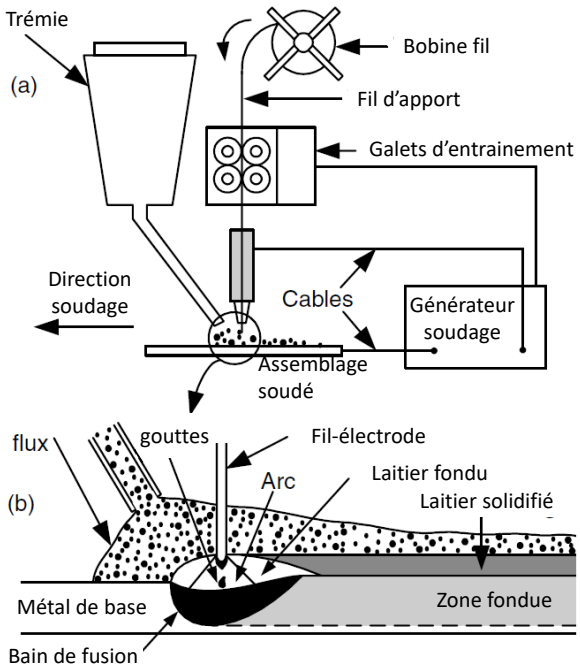


FIGURE 1.2 – Représentation schématique du procédé de soudage à l'arc sous flux avec fil massif. (traduit de [5])

B. Effet chimique du flux de protection - Genèse des inclusions d'oxydes

Le flux en poudre utilisé dans le procédé SAW a pour objectif de protéger le bain de fusion de l'atmosphère lors du soudage. Le flux joue également un rôle important dans le contrôle de la composition chimique de la zone fondue, ainsi que de sa propreté vis-à-vis du soufre et de l'oxygène. Plusieurs travaux ont en effet montré que le taux d'oxygène présent dans les joints soudés avait une forte influence sur leurs propriétés mécaniques, notamment en résilience [5, 7]. Cette chute de résilience peut être due à des soufflures, lorsque la quantité d'oxygène gazeux dans le cordon de soudure est trop importante [5], mais également à des inclusions d'oxydes de grandes tailles agissant comme des sites d'initiation de rupture [8]. L'influence de l'oxygène sur les propriétés en résilience dans les joints soudés est illustrée dans la figure 1.3, tirée des travaux de NORTH et al. [7]. Cette dernière montre une diminution de l'énergie de rupture en fonction de la quantité d'oxygène dans les joints soudés qui semble linéaire.

La teneur en oxygène dans le joint soudé étant étroitement liée aux réactions chimiques prenant place dans le bain de fusion, cette partie a pour but de les définir afin de comprendre la formation des inclusions d'oxydes et comment maîtriser leur composition, leur nombre ainsi que leur taille. D'après la littérature [5], deux types de réactions chimiques prennent place dans le bain de fusion : les réactions thermochimiques et celles électrochimiques.

Réactions thermo-chimiques Les flux de protection du bain de fusion étant majoritairement composés d'oxydes, leur incorporation dans le bain de fusion va entraîner des réactions thermochimiques en fonction de la stabilité des différents oxydes incorporés et des éléments d'alliage métalliques présents dans le bain de fusion [9]. Les différents types d'oxydes les plus

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

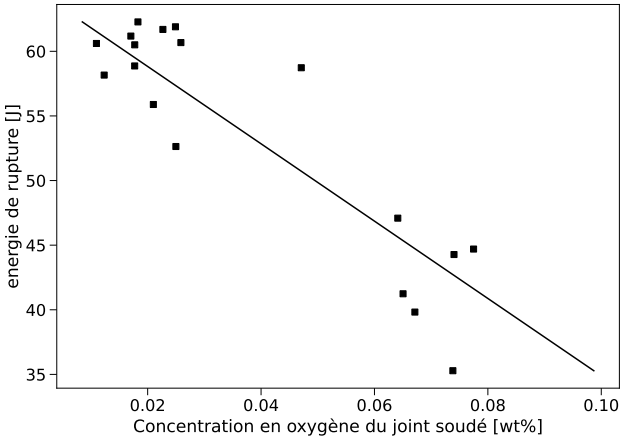


FIGURE 1.3 – Relation entre l'énergie à la rupture à 20 °C d'éprouvettes sub-standard et de la concentration en oxygène dans les joints soudés. (retracé de [7]). *Les éprouvettes sub-standard ont une géométrie cylindrique avec un diamètre de* 2,07 mm*, la quantité d'oxygène a été déterminée par fusion avec une précision de* ±0,002 %

communément retrouvés dans les flux de protection sont décrits ci-après, classés par ordre de stabilité décroissante : CaO, K_2O, Na_2O et TiO_2, Al_2O_3, MgO et enfin SiO_2 et MnO [5]. Ainsi, lors de l'opération de soudage, les premiers oxydes à se décomposer et réagir dans le bain de fusion seront MnO et SiO_2.

Afin de catégoriser les différents flux de soudage en fonction des différents oxydes les composant, TULIANI, BONISZEWSKI et EATON [10] ont proposé une relation permettant de définir le caractère basique ou acide de la protection solide. Cette relation, prenant en compte le pourcentage massique de chaque oxyde, est présentée ci-dessous.

$$B = \frac{\mathrm{CaO} + \mathrm{MgO} + \mathrm{CaF_2} + \mathrm{NaO} + \mathrm{K_2O} + 1/2[\mathrm{MnO} + \mathrm{FeO}]}{\mathrm{SiO_2} + 1/2[\mathrm{Al_2O_3} + \mathrm{TiO_2} + \mathrm{ZrO_2}]} \tag{1.1}$$

A l'aide de l'équation 1.1, le flux de soudage est défini comme basique lorsque B est supérieur à 1.2, neutre lorsqu'il est compris entre 1 et 1.2, et acide lorsque B est inférieur à 1. Les flux basiques ont la particularité d'aider à la désulfuration du bain de fusion grâce à la présence d'oxydes de Ca, Mn, Mg et Na [5, 11]. Ainsi, la littérature donne les flux basiques comme les plus performants pour obtenir des résiliences élevées dans les joints soudés.

Réactions électrochimiques L'opération de soudage pour le procédé SAW étant assurée par un arc électrique, un fort champ magnétique est observé au niveau du bain de fusion et peut donc induire des réactions électrochimiques. Deux types de réactions sont à prendre en compte : la réaction anodique et la réaction cathodique. Elles sont définies comme suit [5] :

Réaction anodique :

$$M(metal) + nO^{2-}(laitier) \rightarrow MO_n(laitier) + 2ne^- \tag{1.2}$$

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

$$O^{2-}(laitier) \rightarrow O(metal) + 2e^{-} \tag{1.3}$$

Réaction cathodique :

$$M^{2+}(laitier) + 2e^{-} \rightarrow M(metal) \tag{1.4}$$

$$Si^{4+}(laitier) + 4e^{-} \rightarrow Si(metal) \tag{1.5}$$

$$O(metal) + 2e^{-} \rightarrow O^{2-}(laitier) \tag{1.6}$$

Les différentes réactions cathodiques réduisent les ions métalliques présents dans le laitier en métal stable, tout en réduisant l'oxygène atomique présent dans le bain de fusion. Ceci permet un raffinage du métal liquide. Cependant, on peut remarquer que la réaction anodique va introduire de l'oxygène dans le métal liquide. Ainsi, la quantité d'oxygène introduite dans le bain de fusion par les réactions électrochimiques va fortement dépendre de la polarité de soudage, puisque c'est cette dernière qui va définir où se déroulent les différentes réactions. En effet, comme le montre la figure 1.4, une réaction électrochimique anodique au niveau du fil de soudage (electrode Tip), autrement dit une polarité positive (la réaction cathodique aura donc lieu dans le bain de fusion), va avoir pour effet d'augmenter significativement la concentration en oxygène à cet endroit. De plus, on peut voir que la goutte de métal transférée comporte une concentration en oxygène encore plus élevée que celle à l'extrémité du fil. Ceci est dû à la captation d'oxygène dissocié lors de son passage dans le plasma de soudage [5].

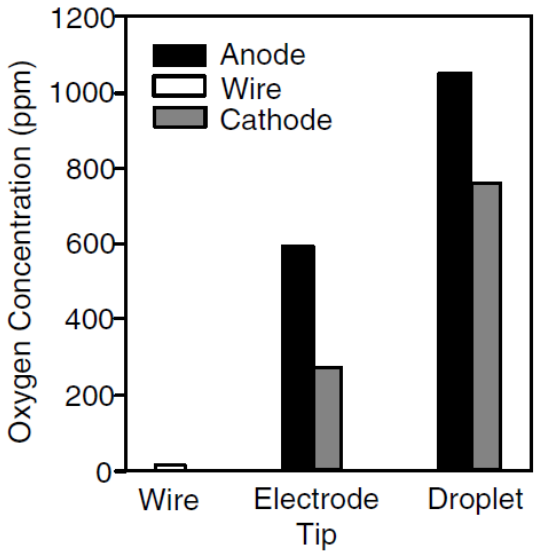


FIGURE 1.4 – concentration en oxygène à l'extrémité du fil d'apport ainsi que dans la goutte transférée en fonction de la polarité de soudage. (Tiré de [12])

Les deux types de réactions, thermo- et électrochimiques présentées dans ces deux paragraphes montrent que de l'oxygène va inévitablement être incorporé dans le bain de fusion. La quantité introduite dépend du type de flux utilisé, ainsi que de la polarité utilisée lors du soudage. La figure 1.5 présente des valeurs de concentrations en oxygène typiques pour les différents types de flux : basique, neutre et acide. La barre d'erreur présentée sur le graphique pour chaque type de flux tient compte de la dispersion observée, notamment en fonction des polarités de soudage.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

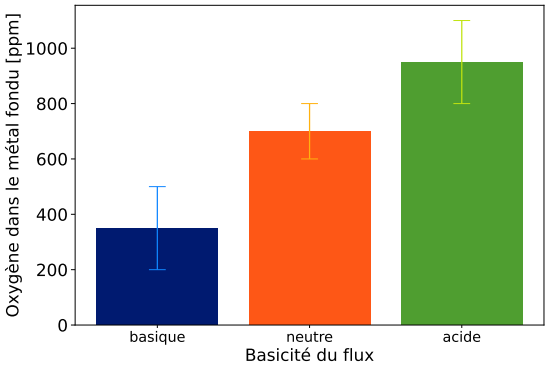


FIGURE 1.5 – Concentration en oxygène (en ppm) typique des joints soudés en acier faiblement allié en fonction de la basicité du flux employé pour le procédé de soudage à l'arc sous flux. *retracé de [13]*

L'oxygène n'étant pas soluble dans l'acier, celui présent dans le métal fondu va précipiter pour former des inclusions d'oxydes. Bien qu'une grande partie de ces inclusions d'oxydes soient évacuées dans le laitier lorsqu'elles sont formées dans la zone chaude du bain de fusion (cf fig 1.6), celles se formant dans la zone froide ne pourront pas être évacuées en raison d'un brassage bien moins important du bain de fusion, ainsi que l'apparition de la zone pâteuse, emprisonnant le liquide, et donc les inclusions [5, 14]. Le tableau 1.1 présente les températures de fusion des différentes inclusions communément retrouvées dans les joints soudés en acier faiblement allié. Ce tableau permet de prédire un ordre de précipitation théorique des inclusions d'oxydes et de sulfures. Ainsi, la spinelle $MgAl_2O_4$ ainsi que l'alumine seraient les premières à apparaître dans le bain de fusion tandis que la silice et le sulfure de manganèse seraient les dernières à se former. Cette séquence théorique permet d'expliquer les observations expérimentales des inclusions d'oxydes dans les joints soudés, où l'on retrouve des inclusions de type "coeur-coquille" où un coeur d'alumine est enrobé d'une coquille de TiO_2 ou de MnS [15, 16]. L'apparition de coquilles sur les inclusions d'alumine déjà formées est justifiée par le phénomène de germination hétérogène de l'oxyde ou du sulfure. En effet, la germination sur un substrat plutôt que de manière homogène dans le liquide réduit significativement la barrière énergétique à outrepasser pour la germination.

TABLE 1.1 – Température de fusion des différents oxydes et sulfures communément rencontrés dans les cordons de soudure

Inclusion	Al_2O_3	TiO_2	$MgAl_2O_4$	SiO_2	MnO	MnS
T_f [°C]	2040 [17]	1855 [18]	2420 [19]	1730 [20]	1650 [21]	1650 [22]

Les inclusions d'oxydes ou de sulfures étant formées, elles peuvent maintenant croître. Trois mécanismes sont possibles pour expliquer leur croissance dans le métal liquide [23] :

- Croissance par collision
- Croissance par diffusion
- Croissance par mûrissement d'Ostwald

Pour ce qui est de la croissance par collision, KLUKEN et GRONG [14] ont mis en évidence

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

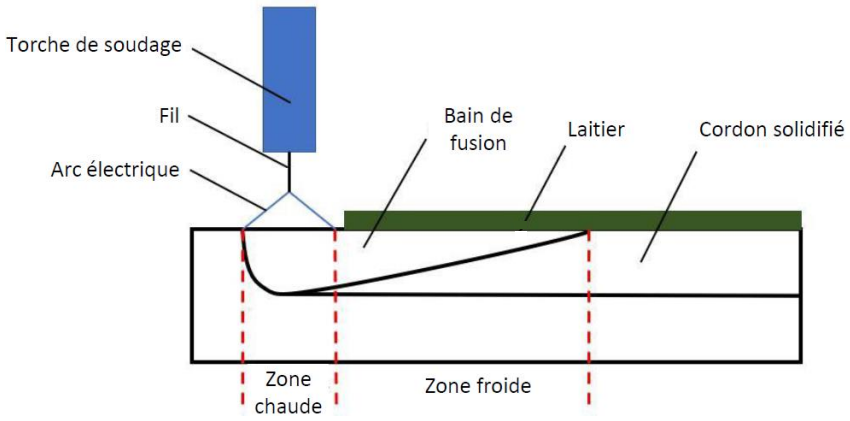


FIGURE 1.6 – Représentation schématique des zones chaudes et froides du bain de fusion dans le procédé de soudage à l'arc sous flux

un manque d'agitation dans la zone froide du bain de fusion, rendant ainsi la probabilité de collision trop faible pour permettre ce type de mécanisme [24]. La croissance par diffusion a également été proposée comme insignifiante dans la zone froide par KLUKEN et GRONG [14] au regard du nombre d'inclusions présentes dans cette région. En effet, ils proposent de considérer la réaction comme quasiment complète dans la zone chaude d'après les mesures du nombre de germes réalisées par TURKDOGAN [23]. Autrement dit, tout le réactif limitant nécessaire à la formation des inclusions a déjà été consommé. Ainsi, le dernier mécanisme restant pour expliquer la croissance des inclusions est la coalescence par mûrissement d'Ostwald. Cela signifie que l'évolution du diamètre moyen des inclusions peut être calculé en fonction du temps pour un maintien isotherme à l'aide de l'équation de Wagner [25], présentée ci-dessous.

$$\bar{d^3} = \bar{d_0}^3 + \frac{64\sigma DCV_n^2}{9RT}t \tag{1.7}$$

avec :

- d_0 et d respectivement le diamètre moyen initial et le diamètre moyen calculé
- C la concentration en oxygène dans le bain de fusion
- D le coefficient de diffusion de l'oxygène dans le liquide à la température T
- V_n le volume molaire de l'oxyde
- σ l'énergie d'interface entre l'oxyde et le liquide
- R la constante des gaz parfaits et est égale à 8,314 $\mathrm{J\,mol^{-1}\,K^{-1}}$
- t et T respectivement le temps de résidence et la température

KLUKEN et GRONG [14] ont utilisé l'équation de Rosenthal définie pour le soudage des plaques épaisses afin de mettre en relation le temps de résidence t avec l'énergie de soudage ainsi que de prendre en compte la température non-constante de l'opération de soudage. Ils ont ainsi obtenu l'équation suivante :

$$t(s) \approx 2.13\eta E \tag{1.8}$$

Où η est l'efficacité thermique du procédé de soudage dont la valeur peut être retrouvée dans la norme NF EN 1011-1 (il est considéré que $\eta = 1$ pour le soudage sous flux). E est l'énergie de soudage dont la formule est également retrouvée dans la norme citée précédemment (E =

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

UI / V_s). Grace aux équations 1.7 et 1.8, Kluken et Grong [14] ont pu mettre en évidence une relation entre le diamètre mesuré des inclusions dans les joints soudés et l'apport de chaleur utilisé lors de l'opération de soudage. Cette relation est présentée dans la figure 1.7.

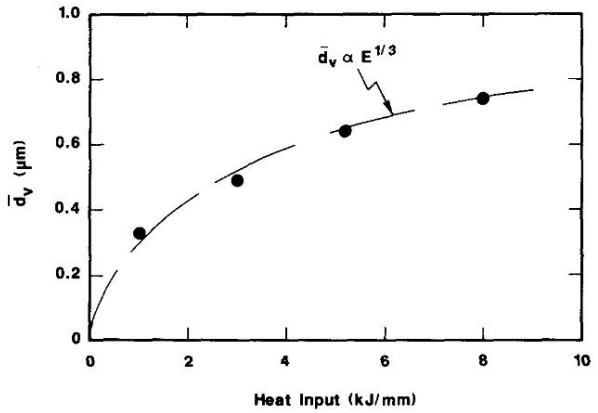


Figure 1.7 – Effet de l'apport de chaleur sur le diamètre moyen des inclusions dans les joints soudés par soudage à l'arc sous flux. (*Tiré de [14]*).

1.1.1.3 La fabrication additive WAAM : un dérivé du soudage multipasses

A. Description du procédé WAAM

La technologie de fabrication additive WAAM, pour Wire and Arc Additive Manufacturing (Fabrication additive par soudage à l'arc en français), se définit par l'usage des procédés de soudage à l'arc-fil pour réaliser des pièces par empilement successif de cordons de soudure [26]. Cette technologie permet ainsi de combiner les avantages de la fabrication additive, à savoir la grande liberté de géométrie de fabrication, avec la productivité du soudage à l'arc.

Dans le cadre de la thèse présentée dans ce manuscrit, les pièces visées pour la mise en oeuvre de la technologie sont des pièces de plusieurs dizaines, voire centaines de tonnes. Ainsi, il est important de comprendre que pour que la fabrication additive soit un procédé industriellement envisageable, le taux de dépôt (quantité de métal déposé par unité de temps) doit être suffisamment élevé pour que les temps de fabrication soient concurrentiels vis-à-vis des procédés classiques de forgeage. Cette considération est à mettre en parallèle d'une obtention de propriétés mécaniques suffisantes vis-à-vis des contraintes de dimensionnement et de fonctionnement. Cependant, cette deuxième question ne sera pas discutée dans cette partie mais plus tard dans ce chapitre. La littérature disponible sur les procédés de soudage utilisables par la technologie WAAM montre que les deux procédés les plus employés sont le TIG et le MIG/MAG. Pour ce qui est de leur taux de dépôt, différentes fourchettes de taux de dépôt en fonction du procédé utilisé ainsi que leurs variantes sont proposées dans la littérature. Ces fourchettes sont récapitulées dans le tableau 1.2 et mises en miroir du temps requis pour le dépôt d'une pièce de 37 t, masse caractéristique d'une plaque tubulaire de générateur de vapeur de réacteur à eau pressurisée.

La lecture des temps nécessaires à la réalisation d'une pièce de 37 tonnes à l'aide des procédés classiques utilisés pour la technologie WAAM met en évidence que les taux de dépôt actuels ne sont pas assez élevés pour envisager l'emploi de cette technologie pour la fabrication de pièces de plusieurs tonnes. C'est pourquoi dans le cadre de cette thèse, le procédé de soudage à l'arc sous

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

TABLE 1.2 – Fourchette des taux de dépôt atteignables en fonction du procédé de soudage utilisé dans la technologie SAW-WAAM en configuration standard (monofil conventionnel) et temps équivalent en jours d'arc allumé pour la fabrication d'une pièce de 37 t

Procédé de soudage	Taux de dépôt [kg/h]	Temps nécessaire pour fabriquer une pièce de 37 t [jours]
TIG	0.1 - 1	15417 - 1542
MIG/MAG	1 - 7	1542 - 221
SAW	8 - 11	193 - 140

flux va être utilisé. Cependant, comme il est possible de voir sur la troisième ligne du tableau, les temps de fabrications pour le procédé SAW classique restent conséquents puisque de l'ordre de 150 jours. Des technologies d'amélioration du taux de dépôt sont donc nécessaires pour la fabrication de pièces de plusieurs dizaines de tonnes.

B. Augmentation du taux de dépôt du procédé SAW

Le procédé de soudage à l'arc sous flux est certes le procédé octroyant la fourchette haute de taux de dépôt atteignables dans sa configuration classique, mais celui-ci n'est pas encore suffisant pour l'application recherchée. Ainsi, les constructeurs de solutions de soudage ont développé différentes technologies complémentaires afin d'augmenter davantage le taux de dépôt. Deux de ces technologies ont été utilisées dans le cadre de cette thèse et vont être décrites ci-dessous.

Technologie Long Stick-Out (LSO) Dans les procédés de soudage avec un métal d'apport sous forme d'un fil métallique, le taux de dépôt, en kg/h, peut être exprimé en fonction du diamètre de ce dernier et de sa vitesse d'apport. Cette relation est décrite dans l'équation ci-dessous :

$$TD = \frac{\rho \pi d^2}{4} \times W_{fs} \times 3600 \tag{1.9}$$

Avec :
- TD le taux de dépôt en kg.h^{-1}
- ρ la masse volumique du matériau en kg.m^{-3}
- d le diamètre du fil d'apport en m
- W_{fs} la vitesse d'apport du fil en m.s^{-1}

L'équation 1.9 montre ainsi que deux leviers existent pour augmenter le taux de dépôt : augmenter le diamètre du fil ou sa vitesse d'apport. Cependant, dans le cas des procédés de soudage à l'arc à électrode fusible, comme c'est le cas pour le soudage à l'arc sous flux, la vitesse d'apport du fil est asservie par l'intensité de soudage. En effet, comme la quantité de fil à fondre augmente avec la vitesse d'apport de ce dernier, il est nécessaire d'augmenter la quantité d'énergie transmise au fil pour en fondre davantage afin de garder un arc stable. Ainsi, une augmentation du taux de dépôt par l'augmentation de la vitesse d'apport de fil entraînerait invariablement une augmentation de l'intensité de soudage, et donc de l'apport de chaleur transmis à la pièce en vertu de l'équation suivante :

$$E = \eta \frac{UI}{V_s} \tag{1.10}$$

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Où E est l'apport de chaleur avec η le coefficient d'efficacité thermique du procédé de soudage, U et I respectivement la tension et l'intensité de soudage, et enfin V_s la vitesse de soudage (déplacement de la source de chaleur).

Afin de pallier cette augmentation d'apport de chaleur, qui peut être néfaste pour la qualité du joint soudé, le fournisseur de solution Lincoln Electric a mis au point une technologie permettant d'augmenter le taux de fusion du fil d'apport sans pour autant augmenter l'intensité de soudage. Autrement dit, pour une même intensité de soudage, une vitesse d'apport de fil plus élevée est obtenue. Cette solution vise à préchauffer le fil d'apport à l'aide de l'effet Joule, et se nomme LSO, pour Long Stick-Out [27]. Le préchauffage du fil vient ici réduire la quantité de chaleur nécessaire à l'arc électrique pour fondre le métal, ce qui va donc nécessiter un apport de chaleur moindre.

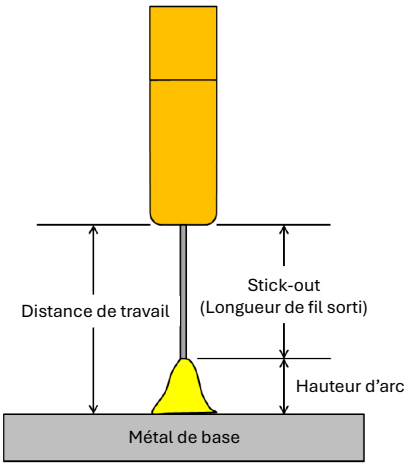


FIGURE 1.8 – Représentation schématique du stick out. [27]

Le principe de l'effet Joule repose sur la dissipation thermique engrangée par la résistance électrique d'un corps résistif parcouru par un courant électrique. La quantité de chaleur dégagée est quantifiable par l'équation suivante :

$$Q_J = \frac{\rho L}{S} \int i^2 dt \tag{1.11}$$

Où ρ est ici la résistivité électrique du matériau, L et S respectivement la longueur et section du corps résistif et i la densité de courant en fonction du temps. En mettant en parallèle l'équation 1.11 avec le schéma présenté dans la figure 1.8, on remarque qu'augmenter le Stick-Out (longueur de fil sorti entre le tube contact et l'arc électrique) va avoir pour effet d'augmenter la longueur de fil parcourue par le courant électrique, et donc d'augmenter l'effet Joule. C'est sur cette base physique que repose la technologie LSO, permettant d'obtenir une augmentation du taux de dépôt de près de 6 kg/h pour atteindre un taux de dépôt maximal final de 17 kg/h d'après la documentation commerciale [27].

Technologie Tandem Une deuxième technologie disponible pour augmenter le taux de dépôt est la multiplication des têtes de soudage. En effet, mettre deux têtes de soudage revient théoriquement à multiplier par deux le taux de dépôt. Dans cette idée, Lincoln Electric a développé

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

la technologie Tandem, permettant de mettre en série deux têtes de soudage, chacune reliée à un générateur de soudage différent. Ces têtes peuvent également être couplées à la technologie LSO pour un gain exacerbé de productivité comme présenté dans la figure 1.9. Ainsi, dans les faits, la technologie Tandem LSO permet de multiplier par un peu plus de deux la productivité et donne une fourchette de taux de dépôt allant de 16 à 46 kg/h. Cette fourchette permet alors la fabrication d'une pièce de 37 t dans un temps allant de 97 à 34 jours d'arc allumé, ce qui est beaucoup plus raisonnable et envisageable industriellement.

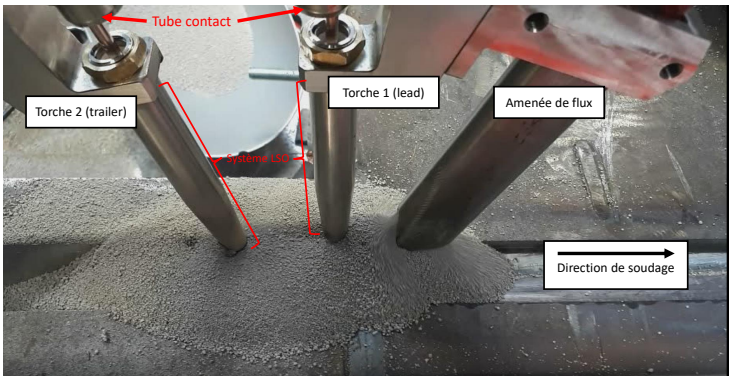


FIGURE 1.9 – Photographie du procédé de soudage à l'arc submergé en configuration tandem-LSO. (Repris de Lincoln Electric)

1.1.2 Métallurgie du soudage des aciers faiblement alliés

La microstructure des aciers faiblement alliés déposés par soudage est fortement différente de celle obtenue par les procédés de fabrication classiques comme le forgeage [6, 28, 29]. Plusieurs différences peuvent expliquer les écarts de microstructures. La première différence significative entre des dépôts soudés et un matériau forgé réside dans la macrostructure en amont de la transformation ferritique. En effet, pour les joints soudés, des zones brutes de solidification avec de longs grains primaires basaltiques sont juxtaposées à des zones affectées thermiquement recristallisées, et donc équiaxes. Pour ce qui est des forgés, une microstructure primaire austénitique bien plus homogène, fine et totalement équiaxe est observée. Cette macrostructure est obtenue par l'action de forgeage, entraînant une recristallisation dynamique, effaçant ainsi la structure de solidification. Une seconde différence à noter également entre un acier faiblement allié déposé par soudage ou forgé est la différence de composition chimique. En effet, les métaux déposés comportent en règle générale moins de carbone mais plus de silicium et de manganèse que ceux forgés. L'augmentation de la composition en silicium a pour but d'augmenter la fluidité du métal fondu lors de l'opération de soudage [30], tandis que le manganèse a pour objectif de réduire la susceptibilité à la fissuration à chaud en favorisant la formation de MnS plutôt que de FeS [5]. Ceci a pour effet de limiter l'intervalle de solidification de l'alliage, puisque la température de fusion des MnS, à savoir 1650 °C [22], est plus élevée que celle des FeS, qui est, elle, de 1195 °C [31]. Additionnellement, les cycles thermiques observés par les deux procédés de mise en forme sont fortement différents, puisque le soudage offre des vitesses de trempe, mais également des températures maximales significativement plus élevées que lors d'une opération de forgeage.

L'objectif de cette partie est d'une part de définir les différentes microstructures que l'on peut

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

retrouver dans un joint soudé en acier faiblement allié, et d'autre part de définir les paramètres pouvant favoriser ou limiter l'apparition des différents micro-constituants.

1.1.2.1 Les différentes microstructures des joints soudés

La microstructure des aciers faiblement alliés déposés par soudage est, pour la plupart du temps, complexe avec plusieurs micro-constituants ferritiques cohabitant dans une même région [5, 6]. Il est notamment possible d'observer dans un même grain austénitique parent, aussi bien de la ferrite primaire, de la bainite ou de la ferrite aciculaire [6, 28]. De la martensite peut également être observée en association avec ces premières formes de ferrite [6]. Ces différents micro-constituants se forment à différentes températures, comme le montre le diagramme de Transformation en Refroidissement Continu (TRC) présenté dans la figure 1.10. Les températures de formation étant différentes, les mécanismes et sites de germination associés seront également différents. Ces différences de sites de germination et mécanismes de croissance vont entraîner des différences de propriétés mécaniques des différentes morphologies ferritiques. Ainsi, il est important de contrôler la fraction de chaque micro-constituant afin d'obtenir les propriétés mécaniques requises par les conditions de fonctionnement des composants ciblés par le procédé.

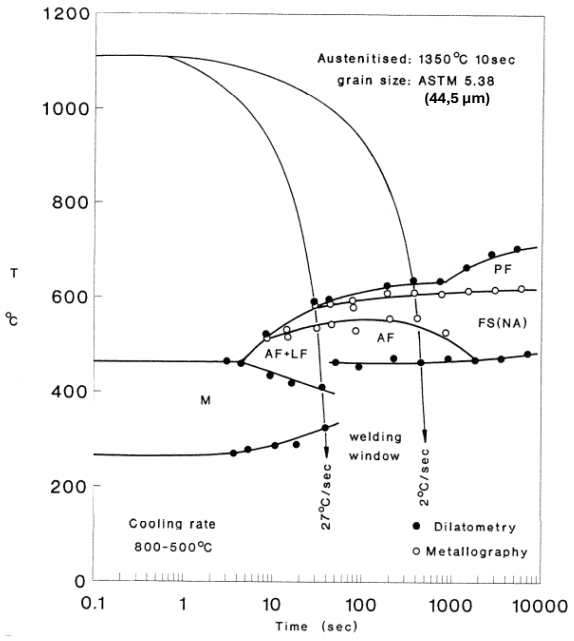


FIGURE 1.10 – Diagramme TRC-s d'un acier faiblement allié 1 NiMo. *PF : Ferrite primaire, FS : Ferrite secondaire, AF : Ferrite aciculaire : LF : Bainite, M : Martensite.* (Tiré de [6])

A. Ferrite de joint de grain

La ferrite de joint de grain est communément identifiée comme la ferrite ayant germé aux joints de grains austénitiques. Cette famille peut cependant être décomposée en deux types de ferrite : la ferrite primaire et la ferrite secondaire, définie selon leur ordre d'apparition lors du refroidissement.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Ferrite primaire La ferrite primaire, également appelée ferrite allotriomorphe, ou ferrite proeutectoïde, est le premier micro-constituant à apparaître lors de la décomposition de l'austénite en ferrite [6]. Ses sites de germination sont les anciens joints de grains austénitiques. Une représentation schématique est donnée dans la figure 1.11. Sa plage de température de début de transformation est généralement située entre 750 et 700 °C [6], mais varie en fonction de la vitesse de refroidissement et de la composition chimique du matériau.

La croissance de la ferrite allotriomorphe est, d'après la littérature, limitée par le rejet et la diffusion du carbone dans l'austénite [32]. Autrement dit, la croissance de ce type de ferrite s'arrêtera à partir du moment où la concentration en carbone à l'interface ferrite/austénite sera trop élevée pour former de la ferrite. Des études de Watson [33] montrant des films de carbures aux joints de grains de cette microstructure ferritique supportent cette théorie. Cette même étude montre également que la ferrite primaire contient une faible densité de dislocations, à savoir entre 10^9 et 10^{11} m^{-2}.

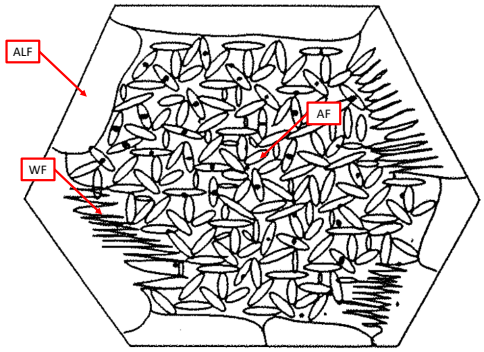


Figure 1.11 – Représentation schématique des microstructures présentes dans les joints soudés. *ALF : Ferrite allotriomorphe ; WF : Ferrite de Widmanstätten ; AF : Ferrite aciculaire.* (tiré de [6]).

Ferrite secondaire ou de Widmanstätten Ce constituant, comme son nom l'indique, est la deuxième morphologie ferritique à apparaître lors de la décomposition de l'austénite au refroidissement. Elle est également appelée ferrite de Widmanstätten dans la littérature [32, 34]. La formation de ce micro-constituant est observée, soit dans la continuité de la ferrite primaire préalablement formée, soit directement au niveau des anciens joints de grains austénitiques, lorsque les conditions le permettent. Une représentation schématique de la ferrite secondaire est présentée dans la figure 1.11. La plage de température de début de transformation pour la ferrite de Widmanstätten est comprise entre 750 et 650 °C d'après Choi et Hill [35]. Cependant, des travaux de Kenny, Kerr et Graville [36] suggèrent une apparition à plus basse température, à savoir entre 650 et 550 °C. Ces derniers résultats ont également été approchés par les études de Farrar et Harrison [37]. Il est cependant important de noter que la formation de la ferrite secondaire est due à la déstabilisation du front de transformation, comme par exemple la rencontre avec des carbures, ou encore un enrichissement en carbone de l'austénite. Ainsi, la température d'apparition de cette morphologie est fortement influencée par la composition chimique du métal déposé, ainsi que par le cycle thermique imposé.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

La ferrite secondaire est reconnaissable de la ferrite primaire par son aspect en lattes parallèles entre elles, séparées par de faibles angles de désorientation [35], qui croissent de manière orthogonale aux anciens joints de grains austénitiques. Entre ces lattes, des îlots de martensite-austénite (M-A), ou des carbures sont généralement observés [6]. La morphologie en lattes parallèles, conjuguée aux composés durs et fragiles [38] dans les espaces inter-lattes, facilite la propagation des fissures dans le matériau [3]. Ainsi, il est communément admis que la ferrite de Widmanstätten est préjudiciable pour les propriétés en résilience du matériau.

B. Ferrite aciculaire

La ferrite aciculaire est le constituant se formant, selon les études, en troisième position [6] ou simultanément [39] avec la ferrite secondaire. Sa plage de température de début de transformation est située entre 650 et 500 °C. Cette microstructure est typique des zones fondues en raison de son mécanisme de germination : la ferrite aciculaire germe à l'intérieur des grains austénitiques, sur les inclusions d'oxydes résultantes de l'incorporation d'oxygène dans le bain de fusion lors de l'opération de soudage [5, 6]. Comme expliqué dans la section sur les réactions chimiques lors du soudage à l'arc submergé, de fines inclusions d'oxydes sont formées lors de la solidification. Leur fraction volumique est significativement plus élevée que dans les matériaux forgés, rendant ainsi l'observation de la ferrite aciculaire nettement plus fréquente dans les joints soudés que dans les pièces issues de forge.

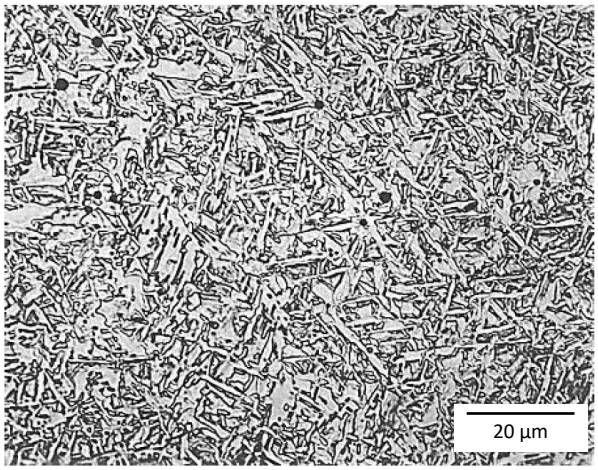


Figure 1.12 – Micrographie optique de ferrite aciculaire. (tiré de [6])

La ferrite aciculaire est reconnaissable par sa morphologie fortement enchevêtrée, parfois appelée panier-tressé (*basket-weave* en anglais) par certains auteurs [3]. Cette morphologie est due au mécanisme de germination. En effet, les inclusions d'oxydes étant homogènement réparties dans le grain austénitique, les grains germent de manière aléatoire sur ces particules et viennent s'épingler en s'entrecroisant. Une illustration de cette microstructure est présentée dans le schéma de la figure 1.11, et plus en détail dans la micrographie de la figure 1.12. Les différents grains ont une forme lenticulaire d'après la revue de littérature de Zhang [6], ce qui leur donne cet aspect d'aiguilles lors des coupes métallographiques. Pour ce qui est de leur taille, cette dernière est relativement faible, allant de 0.1 à 3 µm de large [33, 40], tandis que leur facteur de forme, traduisant le rapport entre la longueur et la largeur du grain, varie en 2 :1 et 5 :1 [39, 40]. Ces

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

deux paramètres dépendent des vitesses de refroidissement observées ainsi que de la composition chimique du métal.

Les caractérisations avancées réalisées sur la ferrite aciculaire, notamment par microscopie électronique, montrent que les grains sont séparés par des angles de forte désorientation. De plus, une relation d'orientation entre les grains ferritiques et le grain d'austénite parent à la transformation est observable. En effet, les travaux de Gourgues A.-F., Flower et Lindley [41] proposent une relation de Nishiyama-Wasserman (N-W) entre la phase fille et la phase mère. Cependant, une étude plus récente de Zhao et al. [42] propose une relation plus proche de Kurdjumov-Sachs (K-S). L'étude de Gourgues A.-F., Flower et Lindley [41] montre également que la ferrite aciculaire présente une très faible densité de joints de grains à faible désorientation, comme présenté dans la figure 1.13.

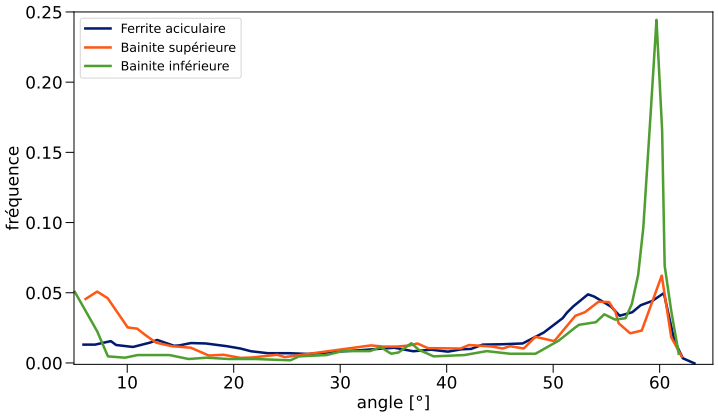


Figure 1.13 – Fonction de désorientation entre les grains pour différentes morphologies ferritiques présentant des relations d'orientation avec l'austénite. retracé de [41]

La ferrite aciculaire est souvent comparée à la bainite dans la littérature, et est parfois appelée bainite intragranulaire, notamment dans les premiers articles la citant [6, 28]. Ceci est dû au fait que la bainite, comme la ferrite aciculaire présente le même mécanisme displacif de croissance. Selon certaines études, ce mécanisme sera défini comme adiffusionnel [28], selon d'autres comme diffusionnel [43]. Un chapitre spécifique sera dédié aux mécanismes de transformation.

La densité de dislocations présentes dans la ferrite aciculaire est relativement élevée, à savoir entre 10^{12} et 10^{14} m^{-2}. Ceci est dû à la déformation plastique engendrée dans la matrice austénitique lors de la formation des aiguilles de ferrite aciculaire [28]. Cette densité de dislocations plus élevée par rapport à la ferrite primaire permettrait, selon Bhadeshia [28], d'expliquer les différences de propriétés mécaniques observées entre les deux microstructures comme présentées dans la figure 1.14.a [44]. Additionnellement, la forte désorientation observée entre les différents grains de ferrite aciculaire, combinée à la finesse de ces derniers, procure aux métaux déposés de très bonnes propriétés en résilience. En effet, comme le montre le graphique présenté dans la figure 1.14.b [37], on observe qu'une augmentation de la fraction de ferrite aciculaire diminue significativement la température de transition fragile-ductile.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

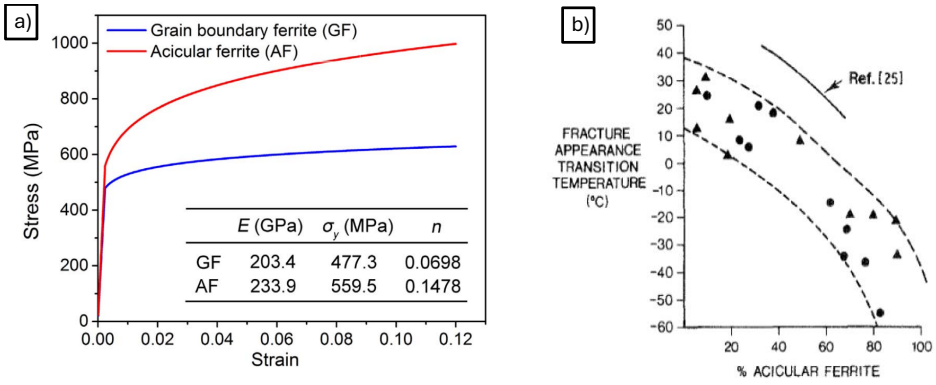


FIGURE 1.14 – Propriétés mécaniques de la ferrite aciculaire. a) comparaison du comportement mécanique de la ferrite aciculaire et de la ferrite primaire par nano-indentation (tiré de [44]) (essai piloté en déformation). b) Évolution de la température de transition fragile ductile pour les essais de résilience en fonction de la fraction de ferrite aciculaire, la phase complémentaire est la ferrite primaire et/ou secondaire. (tiré de [37]).

C. Ferrite bainitique

La ferrite bainitique est une famille de micro-constituants se formant dans les aciers faiblement alliés présentant une trempabilité moyenne à élevée, ou dans le cas de vitesses de refroidissement intermédiaires. Cette microstructure se forme, d'après la littérature, sur une plage de températures similaires à celle de la ferrite aciculaire, bien que les températures de début de transformation expérimentalement observées de la bainite soient légèrement inférieures : de 580 à 400 °C [6, 28, 42]. Plusieurs morphologies de ferrite bainitique peuvent être observées en fonction de la température de transformation de cette dernière. Les deux morphologies les plus citées dans la littérature sont les bainites supérieures et inférieures [28]. Cependant, d'autres morphologies sont régulièrement référencées, comme la bainite granulaire, identifiée dans les aciers de cuve 16MND5 refroidis de manière continue à des vitesses lentes à modérées [28, 29, 45]. Ces trois morphologies bainitiques, présentées dans la figure 1.15, sont définies par différents critères, aussi bien morhpologiques que cristallographiques ou thermodynamiques. Les paragraphes suivants ont ainsi pour objectifs de discriminer les microstructures en fonction de ces critères.

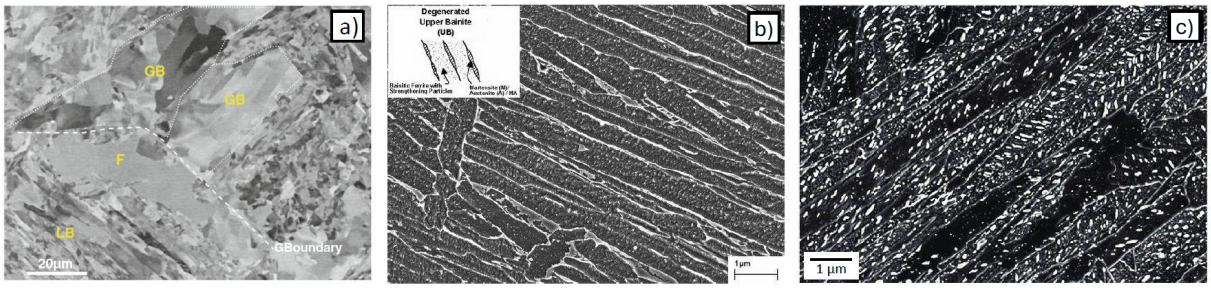


FIGURE 1.15 – Micrographies présentant les différentes morphologies bainitiques. a) Bainite granulaire, b) Bainite supérieure, c) Bainite inférieure. (Tirées respectivement de [46], [47] et [48]).

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Bainite granulaire La bainite granulaire est un type de bainite se caractérisant par une morphologie granulaire comme son nom l'indique (cf fig. 1.15.a). En règle générale, elle ne présente pas de carbure à l'état trempé, mais plutôt des îlots martensite-austénite (M-A) [28, 29, 46] en raison des faibles vitesses de refroidissement à laquelle on l'observe. Cette faible vitesse de refroidissement permet un enrichissement en carbone de l'austénite jusqu'à sa stabilisation. La différenciation entre la bainite granulaire et la ferrite équiaxe se fait, lors d'observations micrographiques après attaque Nital, par ses joints de grains tortueux et moins bien définis que ceux de la ferrite [46]. Des points ou agrégats noirs ou orangés sont également visibles à l'intérieur de ces grains, traduisant la présence des îlots M-A (à l'état trempé). Lorsque la bainite granulaire est observée au microscope électronique à balayage (MEB) par rétrodiffusion des électrons (BSE), elle peut cette fois-ci être différenciée par des variations de nuances de gris à l'intérieur des grains. Cette variation de nuances de gris est due aux désorientations internes formées lors de la transformation, qui ne sont pas visibles à l'attaque Nital car elles restent cependant très faibles. C'est d'ailleurs ce qui explique cette morphologie granulaire [46]. Les observations MEB-BSE permettent également de mettre en évidence la présence des îlots M-A. Cette morphologie bainitique n'est retrouvée que lors de transformations en refroidissement continu [28].

Bainite supérieure La bainite supérieure est caractérisée par une morphologie en lattes, comme présentée dans la figure 1.15.b et peut être discriminée, d'après la littérature, de deux manières. Dans un premier temps, la bainite supérieure peut être identifiée à l'aide de la position des carbures ou îlots M-A formées lors de la transformation. En effet, ce type de bainite se formant dans le haut de la plage des températures de transformation, la mobilité du carbone dans la ferrite est assez grande pour observer une partition de ce dernier dans l'austénite. Ainsi, des îlots M-A ou des carbures vont pouvoir être observés entre les lattes de bainite supérieure lors d'une observation au MEB [28]. Dans le cas des aciers ayant une très faible teneur en carbone, l'observation de carbures n'est pas toujours possible. Ainsi, Gourgues A.-F., Flower et Lindley [41] proposent un deuxième critère d'identification. Ce dernier se base sur l'analyse de la fonction de distribution des angles de désorientation entre les grains ferritiques. Comme il est présenté sur la figure 1.13, la bainite supérieure présente trois pics caractéristiques : Deux pics aux fortes désorientations, respectivement 54 et 60°, ainsi qu'un pic aux faibles angles de désorientation vers 5°. Les deux pics à 54 et 60° permettant d'identifier aussi bien la ferrite aciculaire que la bainite supérieure, c'est bien le pic aux faibles angles de désorientation qui est l'indicateur de la bainite supérieure. La présence de ce pic est due à la croissance en lattes parallèles, créant ainsi des angles de faibles désorientations entre ces dernières [28, 41, 42].

Bainite inférieure La bainite inférieure est, comme pour la bainite supérieure, caractérisée par une croissance en lattes parallèles, mais se forme dans le bas de la plage des températures de transformation. La formation à plus basse température que la bainite supérieure implique une mobilité plus faible du carbone. Ainsi, il est possible de discriminer la bainite inférieure de la bainite supérieure par la position des carbures. En effet, dans la morphologie inférieure, le carbone n'a pas le temps de diffuser jusque dans l'austénite, et va donc être piégé dans la latte de bainite formée. De ce fait, la précipitation des carbures va avoir lieu à l'intérieur de ces lattes. Cette précipitation intragranulaire est d'ailleurs parfaitement présentée dans la figure 1.15.c. De la même manière que la bainite supérieure, si la composition en carbone est trop faible, ou que la composition en silicium est trop élevée pour observer l'apparition de carbures [45], la bainite

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

inférieure peut être discriminée à l'aide de sa fonction de distribution des désorientations aux joints de grains. En effet, comme présenté dans la figure 1.13, la bainite inférieure présente deux à trois pics distinctifs. Le premier, aux petits angles de désorientation, est encore une fois dû à la croissance en lattes et la créations de faibles désorientations pour deux lattes parallèles. Les deux autres pics se situent à 54 et 60°, mais dans des proportions différentes des morphologies supérieures. En effet, on remarque que sur la figure 1.13, le pic à 54° a quasiment disparu pour ne laisser place qu'à un pic de forte densité à 60°. Dans les faits, un critère a été proposé par Diawara [49] visant à analyser le rapport entre les pics à 60 et 54°. Ainsi, lorsque le rapport des densités des pics $F(60°)/F(54°)$ est supérieur à 3, on estimera que la microstructure observée est de type bainitique inférieure, autrement, on la définira comme de la bainite supérieure.

D. Martensite

La martensite est le dernier composant pouvant être formé lors du refroidissement des aciers faiblement alliés. Ce constituant apparaît lorsque la vitesse de refroidissement dépasse une certaine vitesse critique, où la diffusion des atomes n'est plus possible [49]. Une fois cette valeur critique atteinte, l'austénite ne sera pas non-plus transformée par diffusion mais par cisaillement et sans influence de la température sur la vitesse de transformation. C'est ce qui est appelé une transformation displacive-adiffusionnelle [28].

En raison de son mécanisme adiffusionnel, la martensite forme une solution solide de carbone en insertion sursaturée par cisaillement du réseau cristallin. Cette transformation implique alors une tétragonalité de la maille élémentaire [2]. Cette modification de la maille cristallographique, combinée à la sursaturation en carbone, entraîne la création de fortes contraintes résiduelles ainsi qu'une densité élevée de dislocations [49], à savoir entre 10^{13} et 10^{15} m^{-2} [50]. Par conséquent, la martensite est une microstructure présentant une dureté très élevée dont la valeur est majoritairement gouvernée par la teneur en carbone de l'acier [51]. Un inconvénient d'avoir de la martensite avec une dureté élevée dans un matériau est notamment un risque de perte de propriétés en résilience.

Le risque d'apparition de martensite dans les joints soudés, notamment en zone affectée thermiquement, est exacerbé par la taille des grains austénitiques parents à la transformation. En effet, leur taille élevée réduit le nombre de sites de germination, favorisant ainsi les microstructures de trempe et donc la microstructure martensitique. Additionnellement, la taille des lattes martensitiques est fortement corrélée à celle des anciens grains austénitiques [52]. Autrement dit, la martensite observée dans les joints soudés aura des lattes de grande taille, réduisant d'autant plus la ductilité ainsi que la résilience du matériau [53].

D'un point de vue métallographique, la martensite se caractérise par de fines aiguilles parallèles les unes aux autres et s'arrêtant au niveau des anciens joints de grains austénitiques. La figure 1.16 montre un exemple de micrographie d'un joint soudé TIG présentant une microstructure martensitique. Il est cependant important de noter que dans les métaux déposés par soudage à l'arc sous flux en acier faiblement allié, la teneur en inclusions d'oxydes très élevée décale fortement la vitesse de refroidissement critique de formation de la martensite [6]. Ainsi, il est peu probable d'observer ce constituant de manière majoritaire dans les matériaux étudiés dans le cadre de cette thèse.

2. Une maille tétragonale implique un rapport c/a différent de 1, à l'inverse de la maille ferritique cubique où c=a

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

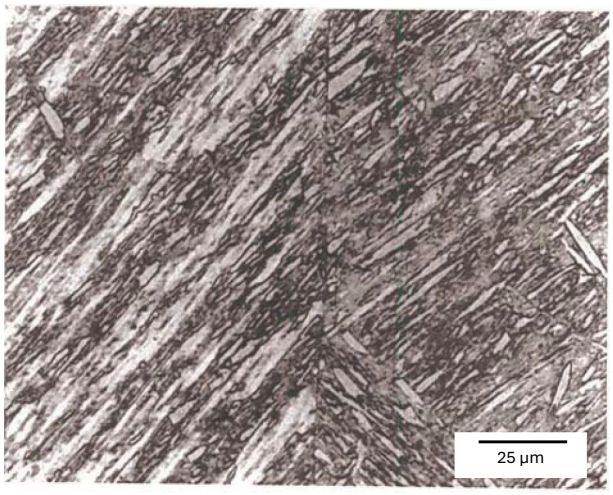


FIGURE 1.16 – Micrographie d'une microstructure martensitique dans un joint soudé TIG. (Tiré de [6])

1.1.2.2 Paramètres influant sur la microstructure d'un joint soudé

Maintenant que les différents micro-constituants pouvant être rencontrés dans les aciers faiblement alliés déposés par soudage ont été définis, il est de rigueur de s'intéresser à la manière dont les paramètres de soudage, la composition chimique et d'autres critères peuvent influencer la fraction des différentes morphologies ferritiques. Ainsi, au cours de cette partie, différents paramètres, allant de la composition chimique du fil d'apport à la taille des grains austénitiques en amont de la transformation, vont être passés en revue afin de mettre en évidence leur influence sur la transformation au refroidissement des aciers faiblement alliés.

A. Composition chimique du fil d'apport

Les éléments d'alliage peuvent être classés en deux catégories en amont de la transformation de l'austénite en ferrite : ceux en solution solide, dont la teneur en pourcentage massique sera de l'ordre de quelques dixièmes de pourcent jusqu'à 5 %, et ceux retrouvés dans les inclusions d'oxydes, dont leur teneur se comptera la plupart du temps en parties par million (ppm). On négligera ici les éléments présents dans les carbures en faisant l'hypothèse qu'en soudage, les vitesses de refroidissement sont trop rapides pour voir les carbures se former avant la transformation ferritique.

Eléments en solution solide Les éléments en solution solide vont avoir pour effet direct d'augmenter la trempabilité de la matrice austénitique en introduisant des contraintes dans le réseau cristallin, et donc en limitant la mobilité atomique [54]. Cet effet a notamment été mis en évidence dans les travaux de ZHANG [6] réalisés sur des nuances où les concentrations en éléments d'alliage en solution solide étaient modifiées entre différents joints soudés.

De manière plus spécifique, les travaux présentés par ZHANG [6] montrent un effet des éléments d'alliage sur la fraction des constituants ferritiques dans les joints soudés étudiés. Effectivement, l'ajout indépendant de Mn, Ni ou Mo a eu pour effet de limiter l'apparition des constituants se formant à haute température, tels que la ferrite allotriomorphe, en faveur d'une

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

fraction plus élevée de ferrite aciculaire. L'effet de l'ajout d'éléments d'alliage sur la fraction de ferrite de Widmanstätten n'a, lui, été que minime. Il a également été remarqué qu'un ajout couplé d'éléments substitutionnels, en l'occurrence Mn et Ni ici, augmentait la fraction volumique de ferrite aciculaire, mais entraînait également l'apparition de martensite et d'austénite résiduelle. L'ajout couplé de Mo s'est montré d'autant plus néfaste en raison de sa propension plus élevée à former des carbures, augmentant d'autant plus la trempabilité de la matrice austénitique par épinglage de l'interface austénite/ferrite [6, 54, 55]. A l'aide des différents résultats expérimentaux obtenus dans ses travaux, Zhang [6] a élaboré des diagrammes aidant à choisir la composition en éléments d'alliage pour obtenir un pourcentage voulu de ferrite aciculaire dans le joint soudé. Deux de ces diagrammes sont présentés dans la figure 1.17. Le premier diagramme obtenu (fig 1.17.a) présente les enveloppes de fraction volumique de ferrite aciculaire en fonction de la concentration massique en nickel (abscisse) et manganèse (ordonnée) dans le métal d'apport. Ce diagramme permet ainsi de définir que pour obtenir un optimum de 70 % de ferrite aciculaire (optimum défini par Zhang [6] dans ses travaux), il faut que le métal d'apport ne contienne pas plus de 3 % en masse de nickel et entre 1,5 et 2 % en masse de manganèse environ.

Le second diagramme, présenté dans la figure 1.17.b, montre la ligne de début de transformation de la martensite en fonction de la composition en nickel et manganèse. Il est notamment possible d'observer que cette ligne de formation de la martensite traverse le domaine des 70 % de fraction de ferrite aciculaire, décrit comme optimal par Zhang [6]. La martensite à l'état brut de transformation étant une microstructure fragile, l'apparition de cette dernière va être délétère pour les propriétés mécaniques du joint soudé. Ainsi, il est facile de comprendre que la fraction d'un seul micro-constituant comme la ferrite aciculaire n'est pas la seule condition pour garantir de bonnes propriétés mécaniques. Il faut que l'ensemble des fractions volumiques et micro-constituants soit satisfaisant. L'obtention d'un joint soudé performant repose donc sur des compromis de fraction de micro-constituants, et donc de composition chimique. D'où l'intérêt de connaître l'influence des éléments d'alliage sur la cinétique de formation des microstructures.

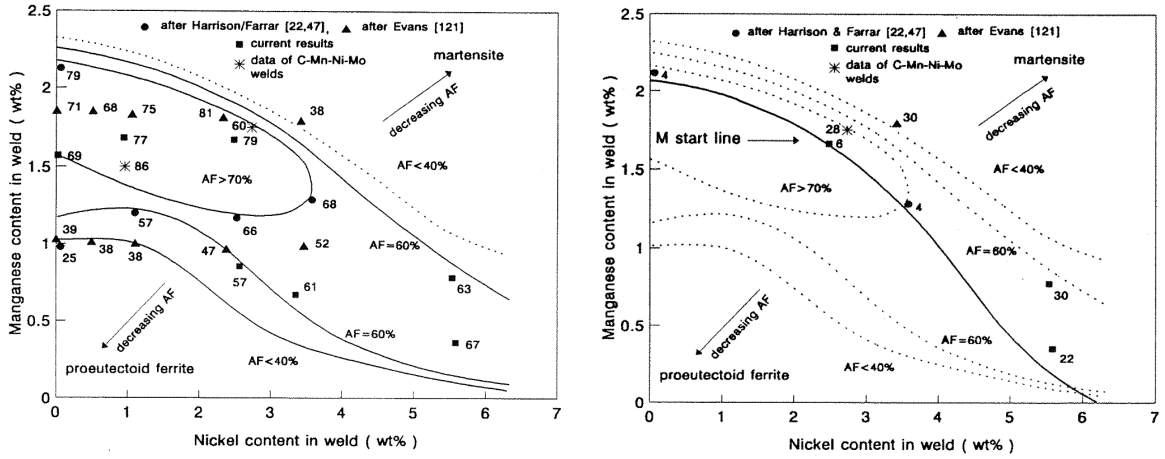


Figure 1.17 – Influence de la composition en manganèse et en nickel sur la fraction volumique de ferrite aciculaire et martensite formée dans le métal fondu avec une concentration en carbone de 0,05 % massique. (gauche) ferrite aciculaire (droite) martensite. (tiré de [6])

L'influence du chrome sur la décomposition de l'austénite au refroidissement a été étudiée

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

par Evans [56]. Les résultats obtenus montrent que, bien qu'un ajout de chrome augmente sensiblement la fraction de ferrite aciculaire formée, une chute de résilience est observée en raison de sa tendance carburigène. Les carbures formés par ajout de chrome sont délétères en raison de leur taille micrométrique et de leur localisation aux joints de grains ferritiques, ce qui les rend propices à amorcer des fissures [56].

Eléments d'alliage dans les inclusions Les éléments d'alliage aidant à former les inclusions sont le plus souvent minoritaires dans la composition globale de l'alliage. Cependant, ils peuvent avoir une influence très forte sur la fraction volumique de ferrite aciculaire formée [6]. Des études portées par Evans [57] ont montré que même une très faible modification de la teneur en titane pouvait fortement modifier les fractions de phases obtenues dans les joints soudés. Ainsi, comme présenté dans la figure 1.18, en passant de 0 à 30 ppm de titane dans le métal d'apport, la fraction de ferrite aciculaire passe de 10 à 70 %. Maintenant, on peut également voir qu'une augmentation au delà des 30 ppm de titane n'a pas pour effet de continuer à augmenter la fraction de ferrite aciculaire, mais plutôt de la diminuer, jusqu'à une concentration de 100 ppm où une augmentation est de nouveau observable.

En ce qui concerne l'effet de l'aluminium, la littérature fait état de plusieurs effets, aussi bien bénéfiques que délétères en fonction de la composition globale du matériau Zhang [6]. Un nombre important d'études montre un effet similaire à celui du titane, en orientant la microstructure finale vers la ferrite aciculaire. Cette orientation est due à la forte affinité de l'aluminium avec l'oxygène, favorisant ainsi la formation d'inclusions d'alumine allant servir à la germination de cette microstructure [7, 58]. En effet, les travaux de North et al. [7] montrent qu'une addition d'aluminum jusqu'à une teneur de 0,02 wt% dans le métal fondu augmente la proportion de ferrite aciculaire. Cependant, Terashima et Hart [59] montrent qu'une augmentation de la teneur en aluminium de 0,007 à 0,060 wt% entraîne une diminution continue de la fraction de ferrite aciculaire formée.

B. Vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement lors de la décomposition de l'austénite en ferrite est connue pour avoir un effet significatif sur le résultat de la transformation. En effet, de nombreuses études mettent en évidence une influence inverse de la vitesse de refroidissement sur les températures de début de transformation pour la ferrite ainsi que la bainite [5, 6, 28]. Autrement dit, augmenter les vitesses de refroidissement va tendre à diminuer les températures d'apparition des différents constituants ferritiques. Ce phénomène peut être expliqué par la thermocinétique : la température diminuant très rapidement, les intervalles de temps passés à chaque température, et donc la distance de diffusion des éléments d'alliage, s'en voient fortement réduits puisque la diffusion est un mécanisme thermiquement activé. Ainsi, l'augmentation des vitesses de refroidissement va avoir pour effet d'augmenter la quantité d'austénite métastable d'une part, et d'autre part de pénaliser la décomposition de cette dernière en favorisant les transformations diffusives à une échelle locale comme la bainite ou la ferrite aciculaire. Pour les vitesses de refroidissement les plus élevées, où la diffusion des éléments est totalement inhibée, les transformations adiffusionnelles seront alors les plus favorisées.

Un point important à noter et à comprendre ici est que la vitesse de refroidissement vue par le métal déposé est directement reliée à l'apport de chaleur de l'opération de soudage. En effet, comme le montre le graphique présenté dans la figure 1.19 pour différentes épaisseurs, une

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

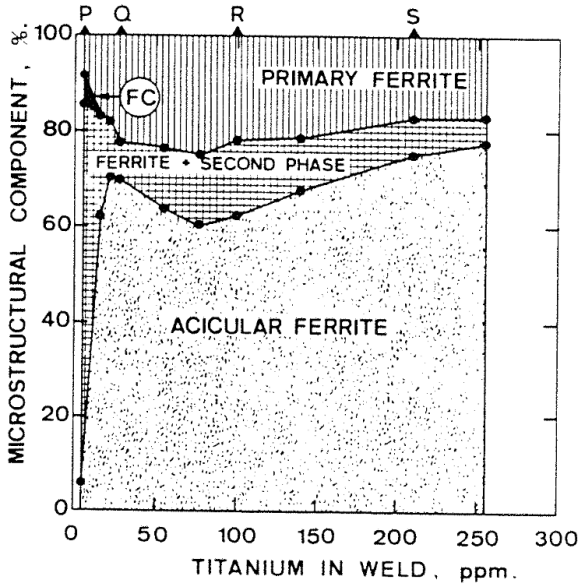


FIGURE 1.18 – Effet du titane sur la microstructure des aciers faiblement alliés déposés par soudage (tiré de [57]).

augmentation de l'apport de chaleur nominal a pour effet d'augmenter le temps passé entre 800 et 500 °C, ou autrement dit, de diminuer la vitesse de refroidissement.

C. Population inclusionnaire

Il a été vu dans les sections précédentes que les métaux déposés par le procédé de soudage à l'arc submergé présentent une fraction volumique non-négligeable d'inclusions d'oxydes et de sulfures sub-microniques comparativement aux produits forgés. Ces inclusions sont connues de la littérature pour influencer la transformation ferritique, notamment avec l'apparition de la ferrite aciculaire [6, 60]. ITO, NAKANISHI et KOMIZO [60] ont montré qu'augmenter la fraction volumique d'inclusions dans un acier faiblement allié avait pour effet de faire passer la microstructure préalablement majoritairement bainitique à majoritairement ferritique aciculaire. Cette observation a également été confirmée par HARRISON et FARRAR [61] qui ont, eux, retiré les inclusions d'oxydes d'un métal déposé en le refondant sous vide. L'alliage dépourvu d'inclusion présentait alors une microstructure totalement bainitique alors que le métal déposé présentait, lui, une microstructure ferritique aciculaire. Ainsi, pour obtenir une microstructure majoritairement composée de ferrite aciculaire, une fraction volumique d'inclusions suffisante serait nécessaire.

Le mécanisme précis de germination, ou permettant de favoriser la germination de la ferrite aciculaire sur les inclusions plutôt que sur les joints de grains fait l'objet de plusieurs théories dans la littérature, listées ci-dessous :

- Substrat inerte
- Cohérence cristallographique
- Déstabilisation de l'austénite à l'interface inclusion/matrice
- Dilatation différentielle
- Champs de dislocations à l'interface inclusion/matrice

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

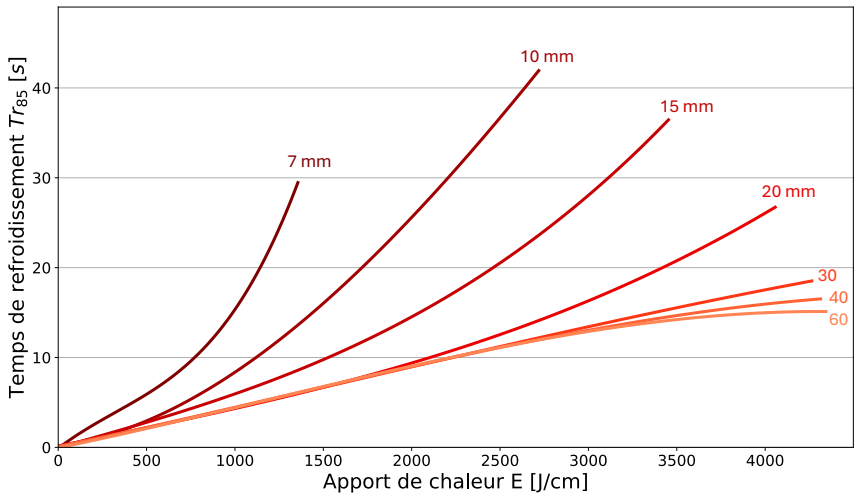


FIGURE 1.19 – Abaque des temps passés entre 800 et 500 °C en fonction de l'apport de chaleur pour des dépôts cordons simples pour différentes épaisseurs de substrat. (Graphique transmis par l'Institut de Soudure)

Dans le cadre de cette thèse, il a été considéré que l'action des inclusions pour la germination de la ferrite aciculaire ne reposait que sur la théorie du substrat inerte. Ce choix a été fait par soucis de simplification du problème physique posé, ce qui convient à une première approche globale.

La théorie du substrat inerte pour la germination d'une phase fille depuis une phase mère est basée sur la théorie classique de la germination, visant à dire qu'une germination hétérogène (*ie.* sur un substrat inerte) est énergétiquement plus favorable qu'une germination homogène [6, 62, 63]. De multiples études supportent cette théorie en mettant en relation le diamètre des inclusions avec la fraction de ferrite aciculaire formée au refroidissement. Ces études montrent qu'un diamètre trop faible d'inclusion ne permet pas l'apparition de cette microstructure, sinon en quantité moindre [59, 62, 64]. Le diamètre minimum des inclusions nécessaire à l'apparition de la ferrite aciculaire varie cependant selon les études. En effet, LIU et OLSON [62] proposent un diamètre moyen minimum de 0,2 µm tandis que TERASHIMA et HART [59] et ST-LAURENT et L'ESPÉRANCE [65] proposent respectivement des diamètres minimaux de 0,56 et 0,45 µm.

Les travaux de LI et al. [58] montrent que le diamètre moyen minimum des inclusions est en réalité fortement dépendant de la composition chimique de l'acier faiblement allié étudié ainsi que celle de l'inclusion, expliquant les différentes valeurs obtenues dans la littérature. Cette dépendance à la composition chimique de l'alliage suggère donc que la germination hétérogène sur substrat inerte ne serait pas le seul mécanisme favorisant l'apparition de la ferrite aciculaire.

D. Taille des anciens grains austénitiques

La taille des grains austénitiques en amont de la transformation (PAGS, pour Prior Austenite Grain Size) va jouer un rôle important sur la cinétique de cette dernière. Dans un premier temps, la modification de la PAGS va avoir pour effet de directement modifier le nombre de sites de germination préférentiels pour la formation de la ferrite primaire. En effet, il a été

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

défini précédemment que la ferrite allotriomorphe se formait au niveau des anciens joints de grains austénitiques. Ainsi, une augmentation de la PAGS va avoir pour effet direct de réduire la fraction volumique de joints de grains, et donc le nombre de sites de germination. Cette diminution va ainsi retarder aussi bien en temps qu'en température la transformation ferritique, et donc d'augmenter la quantité d'austénite métastable à une température T donnée. Ainsi, de la même manière que pour l'augmentation des vitesses de refroidissement, une augmentation de la taille des grains austénitiques en amont de la transformation va avoir pour effet de favoriser les microstructures de trempe comme la ferrite aciculaire et la bainite, voire la martensite.

La taille des grains austénitiques en amont de la transformation peut également avoir une influence dans les métaux déposés en modifiant le rapport entre le nombre de sites de germination apportés par les joints de grains et ceux apportés par les inclusions. En effet, comme schématisé dans la figure 1.20, une augmentation de la PAGS va favoriser l'apparition de la ferrite aciculaire. Inversement, la bainite sera favorisée lorsque la taille des grains austénitiques diminuera [6, 28].

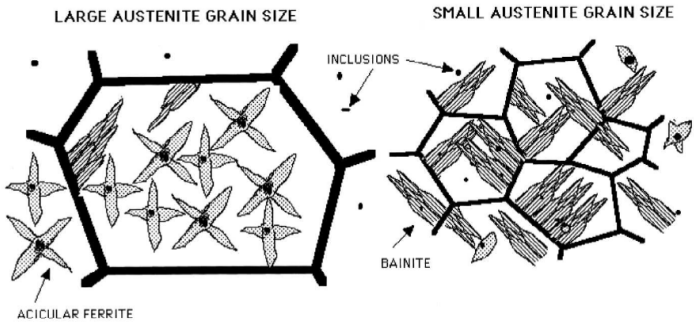


Figure 1.20 – Représentation schématique de l'influence de la taille des grains austénitiques sur les sites et cinétiques de germination de la microstructure ferritique au refroidissement. (Tiré de [28])

1.1.3 Etat de l'art de la fabrication additive des aciers faiblement alliés

Maintenant que la métallurgie du soudage des aciers faiblement alliés a été décrite ainsi que les paramètres influants sur la fraction des différents micro-constituants et leur morphologie, il est désormais important de les comparer aux microstructures issues de fabrications additives.

De nombreux articles sont disponibles dans la littérature étudiant la relation entre le procédé WAAM et la microstructure des aciers faiblement alliés. Cependant, peu d'entre eux sont consacrés au procédé de soudage à l'arc sous-flux. En effet, les articles les plus récents sur cette technologie sont ceux de Li et al. [66, 67], mais traitent un mur mono-cordon. Bien que le procédé de soudage soit équivalent à celui de l'étude, la massivité de la pièce fabriquée est trop faible par rapport à ce qui va être etudié dans le cadre de cette thèse. En effet, des études ont montré que la microstructure de murs mono-cordon fabriqués par fabrication additive était totalement différente de celle observée dans des murs massifs [68].

Des travaux sur des pièces massives fabriquées par fabrication additive par soudage à l'arc sous flux sont certes disponibles, mais sont plus anciens, comme en témoignent les travaux de Moraes, Krausser et Echeverria [69] et de Yongyuth et al. [70]. Les analyses macrostructurales présentées dans ces études montrent une microstructure typique de soudage multi-

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

passe, à savoir une alternance entre des zones brutes de fusion et des zones affectées thermiquement. Les analyses microstructurales mettent également en évidence que les micro-constituants observés sont bien les mêmes que ceux observés dans les joints soudés, à savoir de la ferrite aciculaire majoritaire avec quelques plages de ferrite primaire et secondaire. Cependant, la configuration étudiée dans ces travaux est une configuration simple (mono-tête sans préchauffage du fil d'apport). Ceci implique donc des taux de dépôts compris entre 5 et 10 kg/h, largement inférieurs aux 46 kg/h visés dans cette thèse. De la même manière, de nombreuses études réalisées sur la fabrication additive d'aciers faiblement alliés, à l'aide de procédé MAG (Metal Active Gas) cette fois-ci, font état d'une microstructure mixte composée de ferrite aciculaire et de ferrite primaire [3, 68]. Cependant, encore une fois, les taux de dépôt et énergies de soudage obtenus à l'aide de ces procédés sont bien inférieurs à ceux visés dans les travaux de ce projet de thèse.

Ainsi, la littérature montre qu'avec les procédés de fabrication additive présentant des taux de dépôt moyens, on retrouve des microstructures très similaires à celles retrouvées dans les joints soudés conventionnels en acier faiblement allié. Cependant, ces études sont toutes réalisées avec des taux de dépôt largement inférieurs à celui visé pour la fabrication de gros composants pour l'industrie nucléaire. Des études métallurgiques et mécaniques complémentaires, à des taux de dépôt plus élevés sont donc nécessaires afin d'évaluer l'intégrité des pièces fabriquées par fabrication additive à l'aide du procédé de soudage à l'arc submergé à forte productivité.

1.2 Etude de faisabilité de la fabrication additive SAW-WAAM pour les pièces de grandes dimensions : une analyse multi-échelles

La partie 1.1 a permis de définir l'état de l'art du soudage des aciers faiblement alliés à l'aide du procédé de soudage à l'arc submergé. Elle a notamment permis de définir, dans un premier temps, les caractéristiques du procédé de soudage ainsi que les différentes solutions pour en augmenter sa productivité. Dans un second temps, les micro-constituants les plus couramment retrouvés dans les aciers faiblement alliés ont été définis ainsi que l'influence des différents paramètres, aussi bien matériaux que procédés, sur leur fraction volumique.

La littérature disponible sur la fabrication additive d'aciers faiblement alliés par soudage à l'arc sous flux a révélé des lacunes quant à la réalisation de pièces massives à très fort taux de dépôt. Cependant, les travaux disponibles sur cette technologie ou sur d'autres procédés de soudage mettent en évidence qu'à des taux de dépôt inférieurs à 10 kg/h, les généralités de la métallurgie du soudage sont conservées.

L'objectif de cette partie est d'évaluer l'état métallurgique des pièces réalisées par fabrication additive WAAM par soudage à l'arc sous-flux à très fort taux de dépôt vis-à-vis de l'état de l'art de la métallurgie du soudage. Cette évaluation métallurgique sera complétée par des essais mécaniques afin d'obtenir des premières réponses quant à l'éligibilité de ce procédé pour la fabrication de pièces de plusieurs tonnes pour l'industrie nucléaire.

1.2.1 Matériaux et méthodes

1.2.1.1 Matériaux

Deux dépôts SAW-WAAM ont été réalisés par Lincoln Electric afin d'étudier la faisabilité de cette technologie pour la fabrication de pièces de grandes dimensions pour l'industrie nucléaire.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Le fil d'apport utilisé est de désignation normalisée S3 Ni1Mo selon l'ISO 14171-A : 2016, tandis que le flux est de désignation S A FB 55 AC H5 selon l'ISO 14174 : 2019. La composition des matériaux d'apport est donnée dans les tableaux 1.3 et 1.4 respectivement pour le fil et le flux.

Table 1.3 – Composition chimique du fil d'apport utilisé par Lincoln Electric en pourcentage massique

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cu
Pourcentage massique	0.13	0.18	1.70	<0.01	<0.01	1.05	0.5	0.03

Table 1.4 – Composition chimique en pourcentage massique du flux utilisé pour la fabrication des blocs SAW-WAAM par Lincoln Electric.

Constituant	SiO_2 - TiO_2	CaO - MgO	Al_2O_3 - MnO	CaF_2
Pourcentage massique	$\approx 15\%$	$\approx 40\%$	$\approx 20\%$	$\approx 25\%$

1.2.1.2 Fabrication des blocs

Dans le cadre de l'étude de faisabilité de la fabrication additive SAW-WAAM, les deux blocs ont été fabriqués à des taux de dépôts respectifs de 16 et 46 kg/h. Afin d'obtenir les taux de dépôt souhaités, les blocs ont été fabriqués avec la technologie Long Stick-out (LSO), en monofil pour le taux de dépôt de 16 kg/h et en tandem pour le taux de dépôt à 46 kg/h. Les paramètres principaux de fabrication sont disponibles dans le tableau 1.5.

Table 1.5 – Paramètres procédés pour la fabrication des blocs SAW-WAAM fournis par Lincoln Electric. La désignation *lead* et *trailer* correspond à chacun des deux fils d'apport dans le procédé Tandem d'après la désignation proposée dans la figure 1.9.

Paramètres primaires		
Référence dans le manuscrit	LE-16	LE-46
Référence interne EDF	D1852-1	D1852-2
Taux de dépôt [kg/h]	16	46
Procédé de soudage	SAW-LSO	SAW-Tandem-LSO
Générateur	Lincoln PW1000SD	Lincoln PW1000SD
Apport de chaleur [kJ/cm]	20	16 (lead) 15 (trailer)
Vitesse d'avance [cm/min]	70	120
Paramètres secondaires		
Température interpasse max [$°C$]	150	300
Nombre de fils	1	2
Stick-out [mm]	155	155

Les dimensions des pièces obtenues après fabrication sont respectivement pour la longueur, largeur, et hauteur 450×100×100 et 550×150×110 mm^3 pour les blocs réalisés à 16 et 46 kg/h.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

1.2.2 Analyse multi-échelle des dépôts SAW-WAAM

1.2.2.1 Composition chimique des dépôts

Le tableau 1.6 présente les résultats des analyses chimiques réalisées sur les deux blocs approvisionnés. Dans un premier temps, la différence majeure entre les deux blocs réside dans la teneur en carbone, en cuivre, ainsi que dans les éléments résiduels qui sont le soufre et le phosphore. En effet, la pièce LE-46, déposée à 46 kg/h contient approximativement 10 % de carbone en moins par rapport à son homologue déposé à 16 kg/h. Pour ce qui est du P et du S, cette différence est presque de 25 %. Enfin la plus grande différence observée est pour le cuivre où cette dernière atteint 75 % entre le dépôt LE-16 et LE-46.

La différence de composition chimique entre les blocs LE-16 et LE-46 peut être expliquée par la modification de la technologie de dépôt. En effet, l'augmentation du taux de dépôt de 16 à 46 kg/h ayant nécessité le passage d'un LSO monofil à un LSO tandem, la taille du bain de fusion est augmentée également [5, 71]. Cette modification de la taille du bain de fusion modifie la taille des zones chaude et froide présentées dans la figure 1.6. Ainsi, il est fortement probable que le temps disponible à la diffusion ainsi que la flottaison des différentes inclusions soit supérieur dans la pièce fabriquée avec un taux de dépôt supérieur, ce qui a pour conséquence d'améliorer la désoxygénation et la désulfuration du dépôt. Additionnellement, la modification de l'intensité de soudage, nécessaire à l'augmentation du taux de dépôt, peut également avoir un impact sur la cinétique des réactions électro- et thermochimiques prenant place dans le bain de fusion [5], modifiant ainsi la vitesse de désulfuration. Il n'est cependant pas exclu que la différence de composition entre les dépôts soit également due à une différence de numéro de coulée pour le fil d'apport, ou un numéro de lot différent pour le flux de soudage, puisque plusieurs bobines de fils et sacs de flux ont dû être utilisées pour la fabrication des blocs [3].

Table 1.6 – Composition chimique en pourcentage massique des blocs SAW-WAAM, analysée par fluorescence-X et par fusion et combustion de copeaux.

élément $_{wt}$%	C	Mn	Si	Ni	Mo	Al	Ti	Cu	S	P	O	N
LE-16	0.1156	1.63	0.25	0.80	0.49	0.008	<0.004	0.06	0.0058	0.009	0.017	0.009
LE-46	0.1001	1.65	0.28	0.82	0.49	0.009	<0.005	0.11	0.0046	0.007	0.015	0.009

Dans un second temps, si l'on compare la composition chimique des blocs avec la composition chimique du fil d'apport correspondant, présentée dans le tableau 1.3, une différence notable peut être observée, notamment pour le carbone, le manganèse et le silicium. Ces différences sont expliquées par le fait que la composition finale des dépôts n'est pas régie par le fil d'apport uniquement, mais bien par le couple fil/flux en raison des diverses réactions chimiques ayant lieu entre ces deux produits d'apport. En effet, comme cela a pu être expliqué dans la partie 1.1, les réactions électro- et thermo-chimiques vont introduire de l'oxygène dans le bain de fusion. Ainsi, les éléments désoxydants, comme le manganèse, vont réagir avec l'oxygène. Il en va de même pour le carbone qui formera du CO et CO_2, ce qui diminuera la teneur globale du métal déposé. L'augmentation de Si, elle, est due à la réaction cathodique au niveau du bain de fusion (voir éq. 1.5) qui va incorporer du silicium métallique dans ce dernier.

3. Cela reste une interrogation car il n'a pas été possible d'obtenir les informations auprès de Lincoln Electric

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

1.2.2.2 Analyses macrographiques

La macrostructure générale des blocs LE-16 et LE-46 a été révélée par attaque au $FeCl_3$ et est présentée dans la figure 1.21. Les coupes transversales présentées ici montrent une absence de défaut de compacité comme des pores, des manques de fusion, des inclusions de laitier ou encore des fissures. Cette absence de défaut volumique est un résultat encourageant pour l'application de la technologie à la fabrication de pièces massives. Dans le même temps, la figure 1.21 montre clairement l'impact du taux de dépôt sur le nombre de cordons de soudure nécessaires pour réaliser une section transverse d'environ $100 \times 100\,\mathrm{mm}^2$. En effet, pour le dépôt LE-16, réalisé avec un taux de dépôt de 16 kg/h, 20 couches de 11 cordons de soudure ont été nécessaires pour compléter la pièce, tandis que 21 couches de seulement 6 à 7 cordons ont été nécessaires pour la pièce LE-46, fabriquée avec un taux de dépôt de 46 kg/h. L'augmentation du taux de dépôt étudiée ici réduit de près de 40 % le nombre de cordons de soudure nécessaires à la réalisation des pièces.

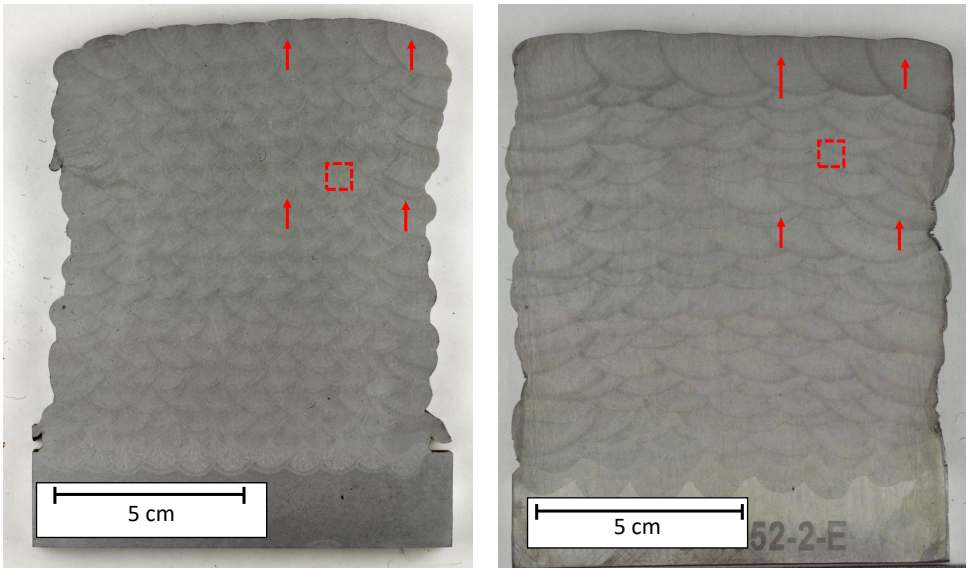


FIGURE 1.21 – Macrographie des blocs SAW-WAAM fabriqués par Lincoln Electric à un taux de dépôt de : (gauche) 16 kg/h ; (droite) 46 kg/h. *Les carrés rouges sont les zones ayant été caractérisées par microscopie optique. Les lignes rouges représentent les filiations de duretés présentées dans la figure 1.23*

La taille des zones affectées thermiquement (ZAT) a été mesurée de manière aléatoire sur des micrographies attaquées au Nital 2 %. Les dimensions des cordons ont, quant à elles, été mesurées sur la dernière couche de chaque dépôt afin de limiter l'effet de la refusion partielle sur les mesures. La hauteur des cordons a été mesurée du point le plus haut du cordon jusqu'à sa racine, tandis que la largeur ℓ a été estimée depuis la demi-largeur en raison de la juxtaposition des cordons. La figure 1.22 donne une représentation schématique des mesures effectuées.

Le tableau 1.7 présente les résultats des mesures effectuées. Ces derniers montrent une influence significative du taux de dépôt sur la géométrie du cordon de soudure ainsi que sur la taille de sa ZAT. Dans les faits, la ZAT de la pièce fabriquée avec un taux de dépôt de 16 kg/h présente une épaisseur deux fois plus fine que celle de son homologue à fort taux de dépôt. Ce

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

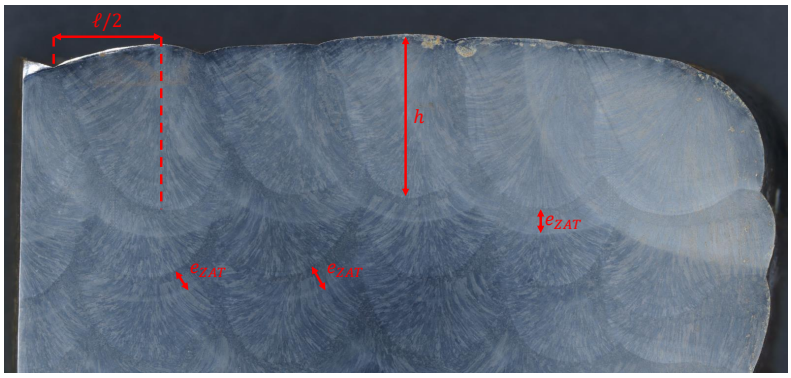


FIGURE 1.22 – Représentation schématique des mesures des différentes dimensions caractéristiques des cordons dans les dépôts SAW-WAAM. *ℓ : largeur ; h : hauteur de cordon ; e_{ZAT} : épaisseur de ZAT*

TABLE 1.7 – Epaisseur moyenne des ZAT, hauteur moyenne et facteur de forme des cordons de soudure des dépôts SAW-WAAM fabriqués par Lincoln Electric. La pièce LE-46, fabriquée avec le plus fort taux de dépôt, présente des cordons plus larges ainsi qu'une ZAT plus épaisse.

Dépôt Lincoln Electric	LE-16	LE-46
épaisseur de ZAT (mm)	1.8 ± 0.3	3.6 ± 0.7
hauteur h (mm)	10.5 ± 0.6	10.3 ± 1.0
ratio ℓ/h	0.6 ± 0.1	1.1 ± 0.1

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

résultat est surtout dû à l'apport de chaleur plus élevé dans la pièce LE-46 nécessaire à la fusion des deux fils d'apport, élargissant la distribution thermique comme décrit par Rosenthal [71]. Pour ce qui est du rapport largeur (ℓ) sur hauteur (h) des cordons de soudure, les résultats montrent que les cordons du dépôt LE-46 ont un rapport de 1.1 tandis que les cordons du dépôt LE-16, eux, ont un rapport de 0.5. Étant donné que les deux pièces présentent une hauteur de cordon similaire, cela semble indiquer que la modification du taux de dépôt, accompagnée de l'apport de chaleur, joue un rôle crucial sur la largeur du bain de fusion. Cependant, il est important de noter que l'interprétation réalisée ici peut être biaisée étant donné que la vitesse de soudage a été modifiée entre LE-16 et LE-46. La littérature faisant état d'une forte influence de ce paramètre sur la dimension des cordons [72], des essais supplémentaires sont nécessaires pour isoler l'effet du taux de dépôt de celui de la vitesse de soudage.

Des filiations de microdureté ont été réalisées sur les deux dépôts à différents endroits afin d'évaluer une éventuelle dépendance de la dureté en fonction de la localisation dans le dépôt. Les zones où ont été réalisées les filiations sont matérialisées par les lignes rouges de la figure 1.21. Les valeurs mesurées sur ces lignes sont présentées dans la figure 1.23.

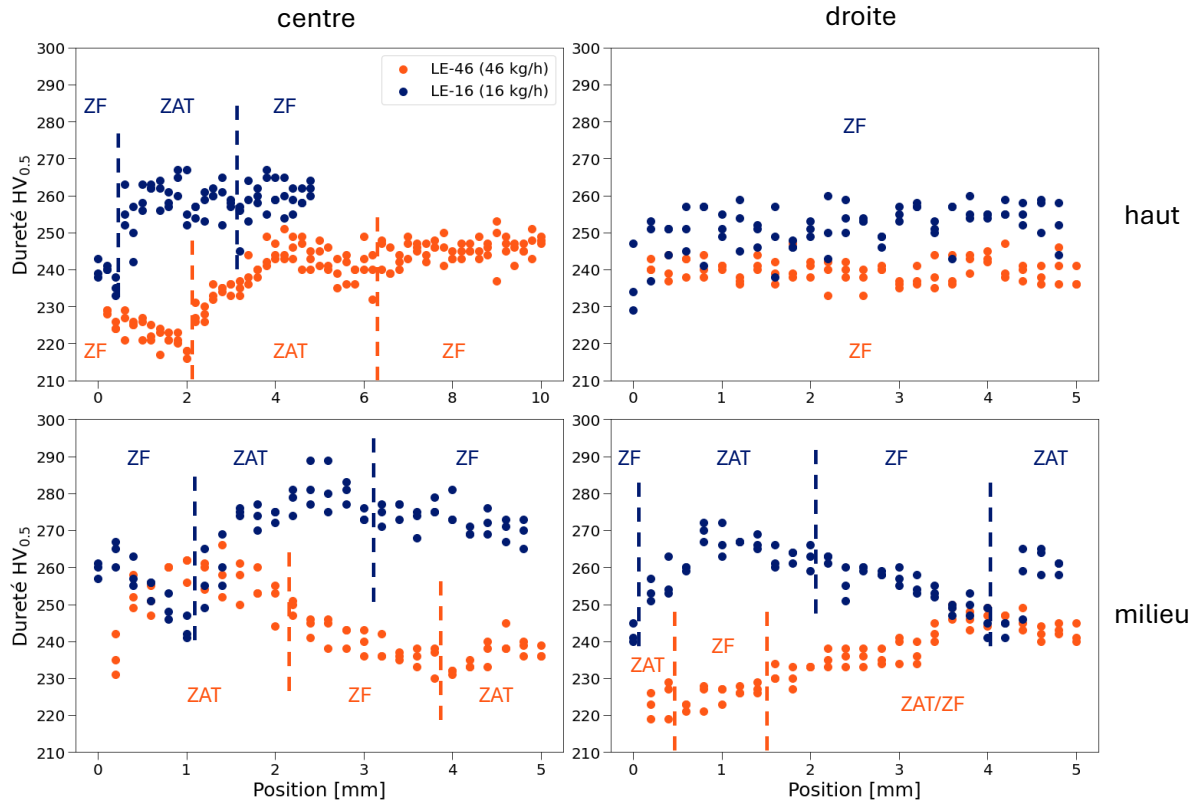


Figure 1.23 – Profil de microdureté des lignes rouges présentées dans la figure 1.21. Les résultats montrent une dureté plus élevée pour la pièce LE-16, réalisée avec un taux de dépôt plus faible. Les deux dépôts observent une baisse de dureté dans la ZAT sous-critique. (ZAT : Zone Affectée Thermiquement ; ZF : Zone Fondue)

Les résultats présentés dans la figure 1.23 montrent, dans un premier temps, un effet significatif du taux de dépôt sur la dureté de la pièce fabriquée. En effet, une chute d'environ 20 HV

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

entre le dépôt fabriqué à 16 kg/h et celui à 46 kg/h est observée, avec des duretés moyennes respectives de 260 HV et 240 HV.

Dans un second temps, une chute soudaine de la dureté d'approximativement 20 HV est observable en limite de ZAT pour les deux dépôts. Les analyses microstructurales aux microscopes optique et électronique n'ont pas révélé de différence notable entre les zones. Ainsi, il est probable que cette chute soit due à une restauration des dislocations dans la ZAT sous-critique [4]. Cette théorie est également supportée par le fait que la zone de fusion du dernier cordon présente une dureté supérieure à celle des zones fondues du milieu du dépôt. Ainsi, il est fortement probable qu'un phénomène de revenu ait lieu, adoucissant ainsi le matériau comme le montrent les travaux de Li et al. [73].

L'analyse des résultats des filiations de dureté obtenus à différentes localisations des dépôts a mis en évidence une dépendance de la dureté envers la position dans la pièce. En effet, une diminution de 10 à 20 HV a pu être observée lorsque l'on se déplace du milieu du dépôt vers les bords, à iso-hauteur. Cette observation est d'autant plus exacerbée à mi-hauteur de dépôt, comparativement à la dernière couche. Ces résultats peuvent être expliqués à l'aide des travaux de Cunningham et al. [74], montrant que la dissipation thermique dans les dépôts massifs réalisés par fabrication additive dépend fortement de la position du cordon de soudure. Dans les faits, le dépôt d'un cordon à proximité d'un bord va induire une dissipation réduite de la chaleur par conduction dans la pièce, comparativement à un cordon déposé en milieu de pièce. Cette différence de flux thermique va ainsi modifier les vitesses de refroidissement, modifiant par la suite les propriétés mécaniques. Une figure complémentaire est disponible dans l'annexe B.1 permettant de comparer directement, pour chaque dépôt, l'influence de la position sur la dureté.

1.2.2.3 Analyses microstructurales

La microstructure des dépôts est présentée dans la figure 1.24. Dans un premier temps, les figures 1.24.a et 1.24.b présentent la morphologie des structures de solidification, différente pour les deux dépôts. En effet, pour la première pièce, les grains apparaissent comme étant incurvés et le plan de coupe semble intercepter un nombre important de grains basaltiques, tandis que pour la seconde pièce, les grains sont très longilignes et orientés vers le haut du bain de fusion. Le plan de coupe semble également intercepter beaucoup moins de grains. Ces différences de morphologie peuvent être expliquées par la différence de morphologie des cordons de soudure eux-mêmes, comme il a été montré dans le tableau 1.7. En effet, Liu et DuPont [75] ont mis en évidence dans leurs travaux une relation entre la géométrie du bain de fusion et la direction de croissance des grains solidifiés durant l'opération de soudage. Le résultat principal de l'étude est que plus le rapport largeur sur hauteur (ℓ/h) est grand, plus les grains auront tendance à s'orienter le long de la direction d'empilement des cordons. Une diminution de ce facteur de forme résulte inversement en une augmentation de la proportion de grains orientés le long de la direction transverse. Ainsi, au regard des mesures présentées dans le tableau 1.7, il est logique d'observer des grains longilignes et orientés selon la direction de fabrication dans la pièce LE-46. Additionnellement, les travaux réalisés par Liu et DuPont [75] permettent d'expliquer la différence de nombre de grains interceptés par le plan de coupe. Cette différence est expliquée par la modification de la longueur du bain de fusion entraînée par la modification de la vitesse de soudage. Bien que cette valeur ne soit pas directement mesurable après la solidification, il

4. Cette théorie pourrait être vérifiée à l'aide de mesures DRX ou par analyses EBSD-KAM. Les mesures n'ont cependant pas été réalisées dans le cadre de cette thèse

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

est connu que la longueur du bain de fusion est intimement corrélée à la vitesse de soudage [5]. Pour cette raison, et sachant que les deux dépôts présentent la même hauteur de cordon, la pièce LE-16 devrait avoir un bain de fusion moins long que son homologue à fort taux de dépôt LE-46. Ainsi, la pièce LE-16 devrait présenter un ratio hauteur sur longueur plus élevé. Ce facteur de forme plus élevé va ainsi favoriser l'apparition de grains orientés le long de la direction de soudage, causant ainsi une interception de la ligne de coupe avec un nombre plus important de grains dans le cas de cette pièce.

La microstructure ferritique est majoritairement composée de ferrite aciculaire avec quelques grains plus grossiers localisés aux anciens joints de grains austénitiques. Ces observations sont valables de manière invariante vis-à-vis du taux de dépôt, ou bien que l'on se positionne dans la zone fondue ou la ZAT (cf fig 1.24). Les zones grossières au niveau des anciens joints de grains austénitiques ont été identifiées comme étant de la bainite inférieure de joints de grains, comme défini par Bhadeshia [28], en raison des résultats des analyses EBSD effectuées et présentées plus tard dans cette partie. La comparaison de cette bainite aux joints de grains entre les deux dépôts semble montrer de manière qualitative des grains légèrement plus grossiers dans le cas du dépôt LE-46. A l'inverse, quelques plages de bainite en lattes peuvent être observées dans la ZAT du dépôt LE-16. La taille de grain ferritique a été mesurée à l'aide des analyses EBSD et les résultats montrent un diamètre équivalent légèrement plus fin pour la pièce fabriquée à un plus faible taux de dépôt, avec des valeurs respectives de 4,1 et 6,5 µm pour les dépôts LE-16 et LE-46. Cette légère augmentation de la taille de grain est très probablement liée à l'augmentation de l'apport de chaleur nécessaire pour obtenir le taux de dépôt de 46 kg/h dans la pièce LE-46.

Un dernier point à tirer des analyses microstructurales est l'observation de méso-ségrégations dans la zone fondue du dépôt réalisé à 46 kg/h, comme indiqué par les flèches jaunes dans la figure 1.24.d. Ces lignes, orientées le long de la direction de fabrication et quasi-uniformément espacées, ont été analysées plus en détail au microscope électronique à balayage. Ces analyses ont révélé de fins précipités prenant la forme de plaquettes distribuées dans ces méso-ségrégations, comme il est possible d'observer sur la figure 1.25. Des agrégats de précipités similaires ont été observés par Cazottes et al. [29] sur du 16MND5 revenu et ont été identifiés par les auteurs comme étant de la cémentite formée après la décomposition d'anciens îlots M-A. Ainsi, en raison de la grande proximité des deux alliages de par leur composition chimique, il est fortement probable que ces agrégats de cémentite, dans le cas du dépôt LE-46, aient été formés lors du réchauffage dû au dépôt des cordons de soudure suivant. Cette théorie est d'autant plus plausible qu'aucune précipitation de la sorte n'a pu être observée dans la dernière couche du dépôt LE-46. Seuls quelques îlots M-A étaient observables mais ne formaient aucun réseau spécifique. Concernant l'origine des méso-ségrégations en elles-mêmes, il est probable qu'une ségrégation inter-dendritique du manganèse et/ou du carbone ait lieu en toute fin de solidification [76, 77], augmentant ainsi la stabilité de l'austénite au refroidissement et favorisant ainsi la création d'îlots M-A lors de la première transformation. Ces régions métastables seront ensuite décomposées lors du réchauffage par les passes suivantes comme expliqué plus haut. Cependant, les cartographies EDS réalisées pour essayer de mettre en évidence cette ségrégation inter-dendritique n'ont pas révélé de différence de concentration significative.

Afin de corroborer les identifications microstructurales réalisées par microscopie optique, des analyses par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) ont été réalisées sur les zones fondues des dépôts. Les résultats des cartographies sont présentés dans la figure 1.26.

Dans un premier temps, les figures 1.26.a et 1.26.b présentent les cartographies en figure de

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

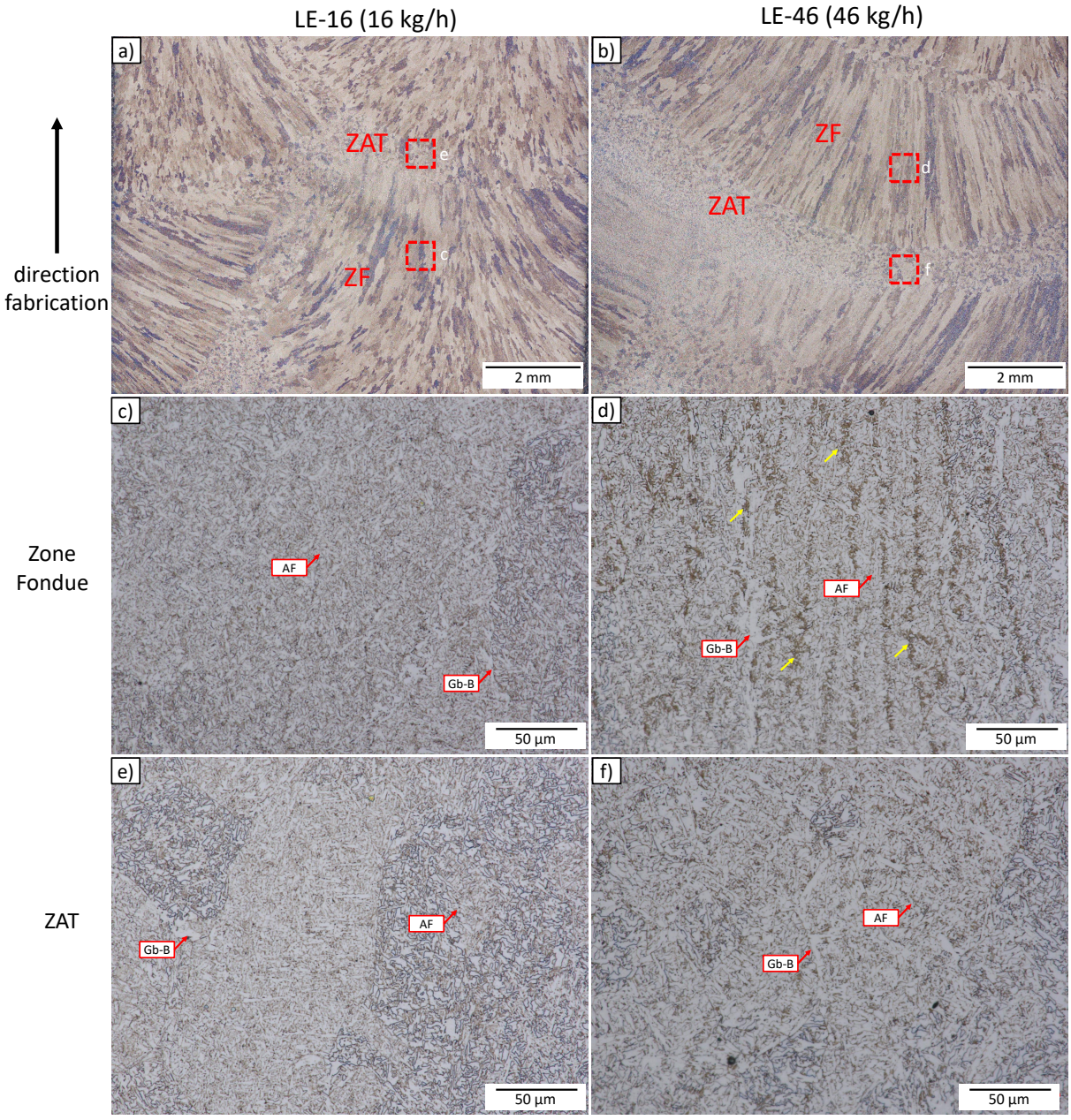


FIGURE 1.24 – Analyse microstructurale des dépôts SAW-WAAM LE-16 et LE-46 réalisés par Lincoln Electric après attaque Nital 2 %. a-b) Micrographie optique des zones entourées par les carrés rouges dans la figure 1.21. c-d) Micrographie optique des zones fondues. e-f) Micrographie optique des zones affectées thermiquement. (AF : ferrite aciculaire ; Gb-B : Bainite de joint de grain [28]. Les flèches jaunes indiquent des lignes sombres uniquement observées dans la pièce LE-46, fabriquée avec un fort taux de dépôt. (détails dans la figure 1.25).

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

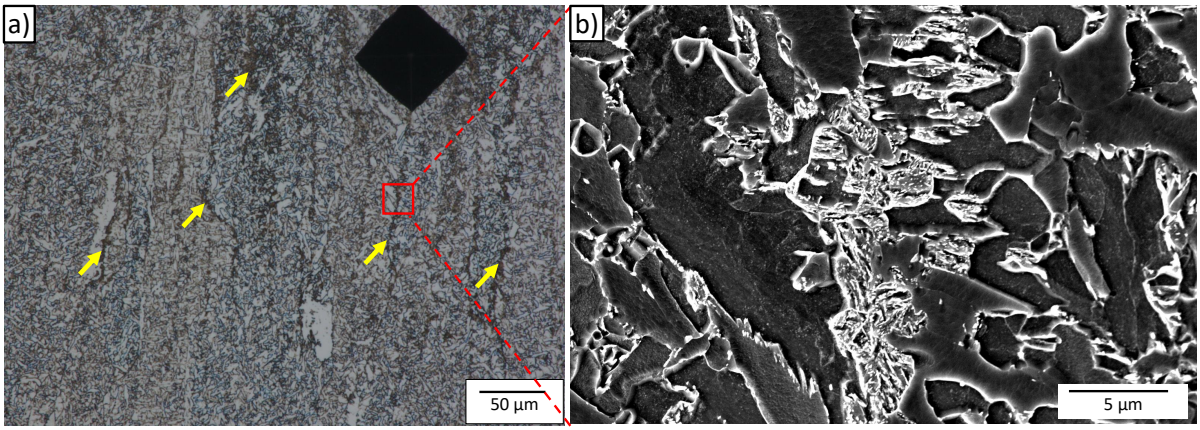


FIGURE 1.25 – Analyse multi-échelle des méso-ségrégations observées dans la pièce LE-46, fabriquée avec un taux de dépôt de 46 kg/h. a) microscopie optique. b) MEB-SE de la zone encadrée par le carré rouge. Les méso-ségrégations observées en microscopie optique sont des amas de carbures, probablement issus d'îlots M-A décomposés au réchauffage.

pôle inverse (IPF), respectivement pour les dépôts LE-16 et LE-46. Ces cartographies mettent en évidence que les grains austénitiques parents à la transformation donnent majoritairement lieu à trois orientations ferritiques préférentielles, comme cela avait déjà pu être mis en évidence dans la littérature [41]. De plus, les cartographies IPF révèlent, pour les deux dépôts, une microstructure fortement entrecroisée. Cette morphologie se traduit directement sur les cartographies des joints de grains présentées sur les figures 1.26.c et 1.26.d, ou sur les fonctions de distribution des désorientations granulaires présentées dans la figure 1.27. En effet, la majorité des joints de grains ont un angle de désorientation supérieur à 15° (présentés en rouge dans les figures 1.26.c et 1.26.d), tandis qu'une très faible proportion de joints de grains à faible désorientation est observée (angles inférieurs à 15°, représentés en bleu sur les figures 1.26.c et 1.26.d). Les cartographies IPF montrent également, pour les deux dépôts, des blocs de bainite de joints de grains sur les anciens joints de grains austénitiques. Ces derniers peuvent être discriminés de la ferrite primaire grâce aux cartographies KAM (Kernel Average Misorientation) présentées dans les figures 1.26.e et 1.26.f. Ces cartographies mettent en évidence les désorientations internes des grains ferritiques, et sont donc directement liées à la densité de dislocations géométriquement nécessaire présente dans ces derniers. Ainsi, il est possible d'observer une désorientation interne équivalente entre les grains de ferrite aciculaire et les grains de bainite de joints de grains. Si ces derniers avaient été de la ferrite primaire, une densité nettement plus faible de dislocations aurait dû être observable, et donc une désorientation interne nettement plus faible aurait dû être observée.

Dans un second temps, la fonction de désorientation des joints de grains obtenue des analyses EBSD et présentée dans la figure 1.27, permet premièrement de discriminer la microstructure majoritaire de la zone fondue. En effet, comme mis en évidence dans la revue de littérature, la distribution des angles de désorientation permet de discriminer les microstructures de trempe. Ici, les deux dépôts présentent des pics significatifs à 60 et 54°, avec un rapport inférieur à 3. Additionellement, un pic de plus faible intensité est observable entre 15 et 20°, mais est très faible entre 5 et 15°. Ainsi, par comparaison avec une fonction de distribution d'un acier 16MND5 forgé analysé dans les mêmes conditions, dont la microstructure est bainitique, et en

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

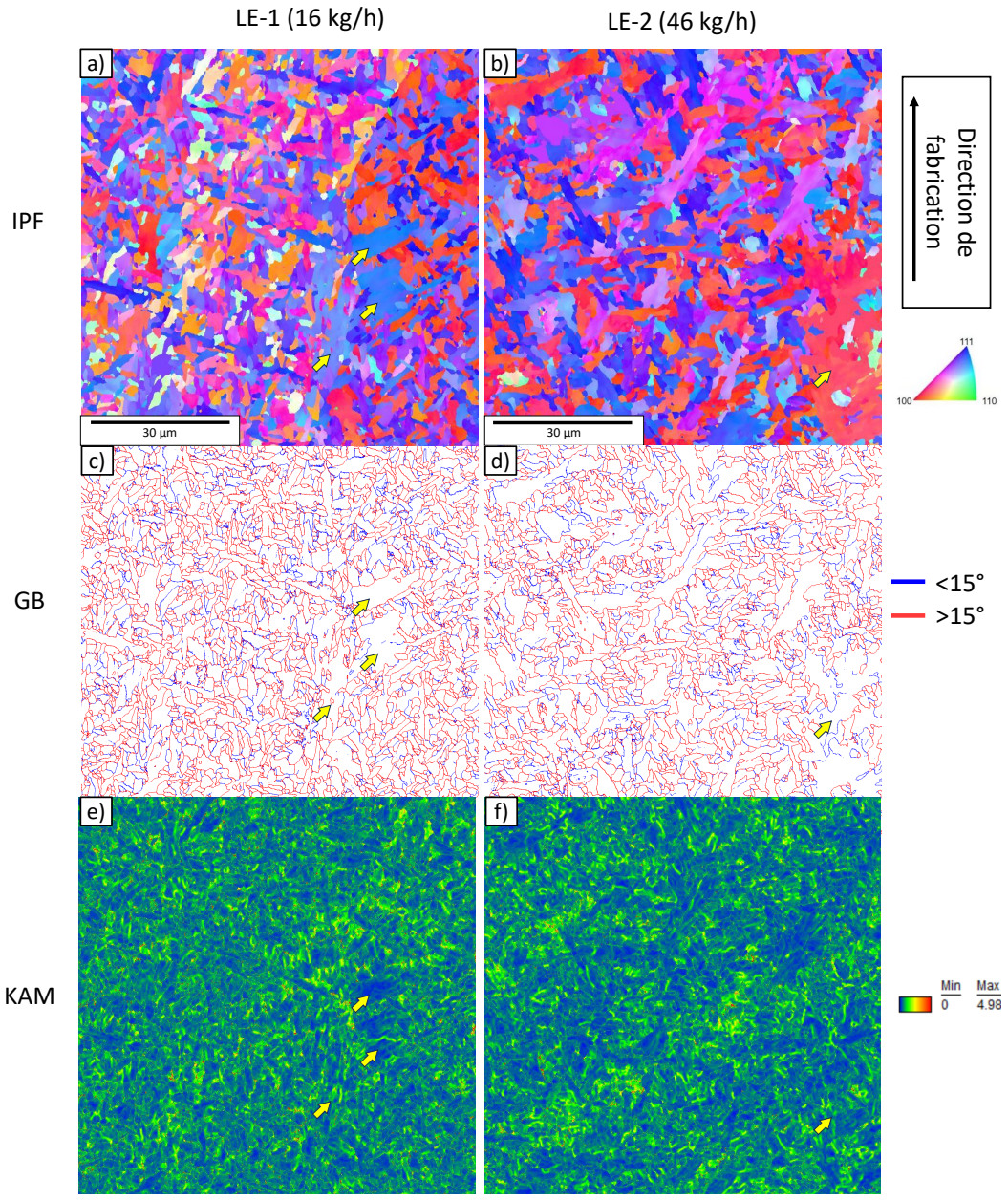


FIGURE 1.26 – Cartographies EBSD des zones de fusion des dépôts SAW-WAAM LE-16 et LE-46. a-b) figures de pôles inverses (IPF). c-d) Joints de grains (GB) : les lignes bleues décrivent les joints de grains faiblement désorientés (<15°) tandis que les lignes rouges décrivent les joints de grains fortement désorientés (≥15°). e-f) Kernel Average Misorientation (KAM). Les flèches jaunes présentent des plages de bainite inférieur de joint de grain [28] aux anciens joints de grains austénitiques.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

connaissance de la morphologie fortement entrecroisée de la microstructure des dépôts SAW-WAAM, il est possible d'affirmer avec certitude que la microstructure majoritaire de la zone fondue est la ferrite aciculaire.

Finalement, une différence de rapport entre les pics à 60 et 54° est observable, avec le dépôt LE-16 présentant un rapport d'environ 1.3 contre un rapport de 1 pour la pièce LE-46. La littérature existante indique qu'en plus d'aider à la différenciation des types de bainite [49], ce rapport permet également d'évaluer la finesse de la microstructure [41, 49]. Ainsi, le rapport plus élevé du bloc LE-16 indique une ferrite aciculaire plus fine, par rapport à la pièce LE-46, ce qui rejoint la taille de grains plus fine, mesurée dans le bloc réalisé au plus faible taux de dépôt.

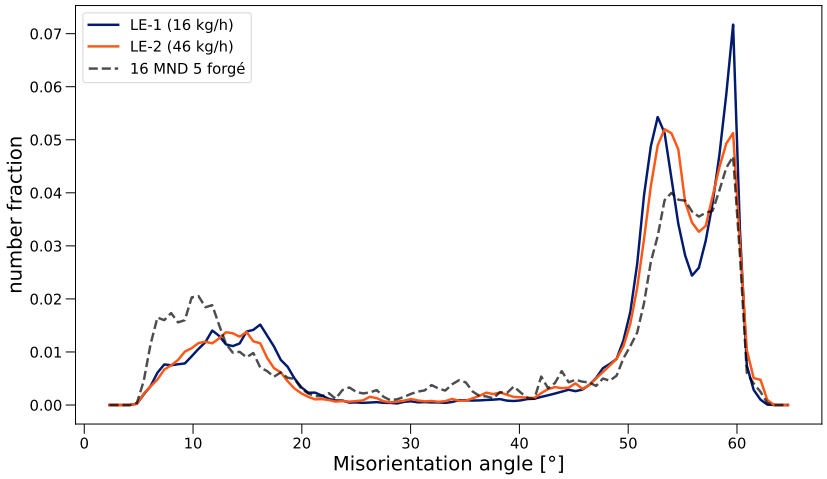


FIGURE 1.27 – Fonction de désorientation des joints de grains ferritiques pour les pièces LE-16 et LE-46. La pièce fabriquée au plus fort taux de dépôt présente un rapport entre les pics à 60 et 54° plus faible que son homologue à faible taux de dépôt. Une fonction de désorientation d'un acier totalement bainitique est donnée à titre comparatif.

1.2.2.4 Analyses inclusionnaires

Il a été établi dans le paragraphe précédent que la microstructure majoritaire présente dans le dépôt est la ferrite aciculaire. Il a également été vu dans la revue de littérature que cette morphologie ferritique se développait sur les inclusions d'oxydes intragranulaires introduites lors de l'opération de soudage. A ce titre, il est de rigueur d'analyser et caractériser la population inclusionnaire des dépôts.

La figure 1.28 présente une micrographie réalisée au MEB après attaque Nital 2 % de la surface de l'échantillon. Cette micrographie montre des grains de ferrite aciculaire, dont le site de germination commun est une inclusion d'oxyde, apparaissant comme un point sombre. Cette observation confirme ainsi le rôle des inclusions sur la germination de la ferrite aciculaire.

Afin de définir de manière rigoureuse la composition chimique des inclusions présentes dans les dépôts, des analyses au microscope électronique en transmission (MET) par spectroscopie d'énergie (EDS) ont été réalisées. Le choix de cette méthode est fait de sorte à obtenir une résolution spatiale satisfaisante, inatteignable au MEB à cause de la taille moyenne des inclusions avoisinant celle de la poire d'interaction du faisceau. Les analyses chimiques ont été conduites

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

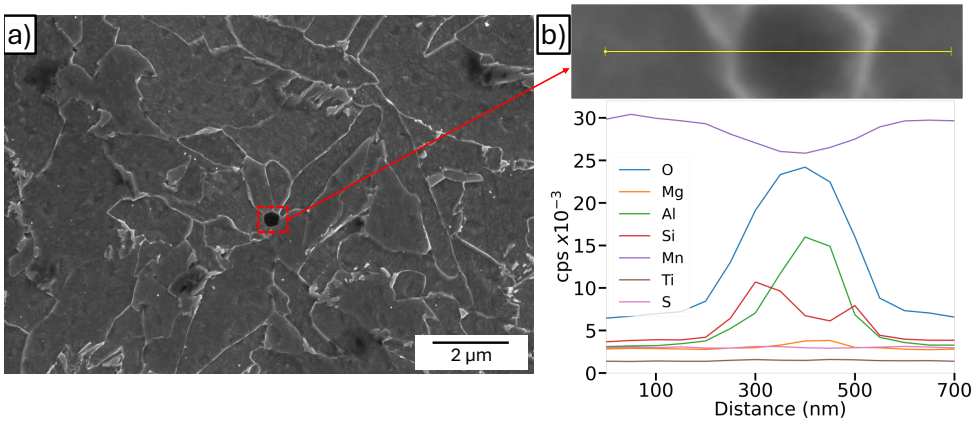


FIGURE 1.28 – Micrographie MEB-SE après attaque Nital 2 % de grains de ferrite aciculaire ayant germé sur une inclusion d'oxyde. L'inclusion semble être composée d'un coeur riche en Aluminium et d'une coquille riche en Silicium.

sur des lames minces électropolies prélevées du bloc LE-46 fabriqué à 46 kg/h. La méthode de préparation complète est consultable dans l'annexe A.1. Les résultats des analyses EDS-MET sont présentés dans la figure 1.29 donnant une mosaïque de cartographies en élément représentative de la population inclusionnaire. La représentativité a été avérée par l'observation de plus d'une dizaine d'inclusions, qui présentaient toutes les mêmes types d'oxydes et de sulfures. Cette mosaïque montre ainsi un conglomérat complexe d'inclusions d'oxydes riches en Al-Mn-Mg-Ti et Si-Mn. Une coquille d'oxyde riche en titane est également observable ainsi que des satellites de sulfures riches en cuivre. Les analyses par diffraction ont révélé que l'oxyde riche en Al-Mn-Mg-Ti était de type spinelle, tandis que l'analyse quantitative EDS suggère une composition de ce dernier comme tel : $Al_2Mg_{0.1}Ti_{0.1}Mn_{0.8}O_4$. Pour ce qui est de l'oxyde riche en Si-Mn, les analyses EDS-MET ont mis en évidence que de l'aluminium était également présent dans ce composant, tandis que les analyses par diffraction ont révélé une structure amorphe. La présence de ce type d'oxydes est en accord avec la littérature existante traitant des oxydes trouvés dans les joints soudés en acier faiblement allié [14, 15], mais également pour les matériaux conventionnels destinés au forgeage [78]. La différence majeure observée dans les blocs présentés ici est la présence de sulfures de cuivre, comparativement à la littérature qui fait plutôt état de sulfures de manganèse dans les joints soudés en acier faiblement allié [6, 79]. Cependant, quelques études font état de sulfures de cuivre Cu_xS dans la littérature [64, 80, 81].

A la suite de la composition chimique, la population inclusionnaire a été caractérisée en diamètre et fraction volumique au MEB. Pour ce faire, 81 champs de $50\times50\,\mu m^2$ ont été acquis avec une taille de pixel de 0,024 µm pour ensuite être traités à l'aide du logiciel imageJ. La procédure complète est disponible dans l'annexe A.2. Les résultats de ces analyses sont quant à eux présentés dans la figure 1.30. Les résultats obtenus montrent une diminution de la fraction volumique avec l'augmentation du taux de dépôt, passant ainsi de 1.01×10^{-3} à 0.74×10^{-3}. Cette différence de fraction volumique est facilement observable par la différence en nombre d'inclusions sur les distributions présentées dans la figure 1.30. Afin d'expliquer cette différence, une hypothèse pouvant être faite, et supportée par KLUKEN et GRONG [14], est que la consommation de l'oxygène et du soufre est totale lors de la formation des inclusions. Ainsi, si ces éléments sont bien les réactifs limitants des réactions de formation des inclusions, un bilan de masse devrait

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

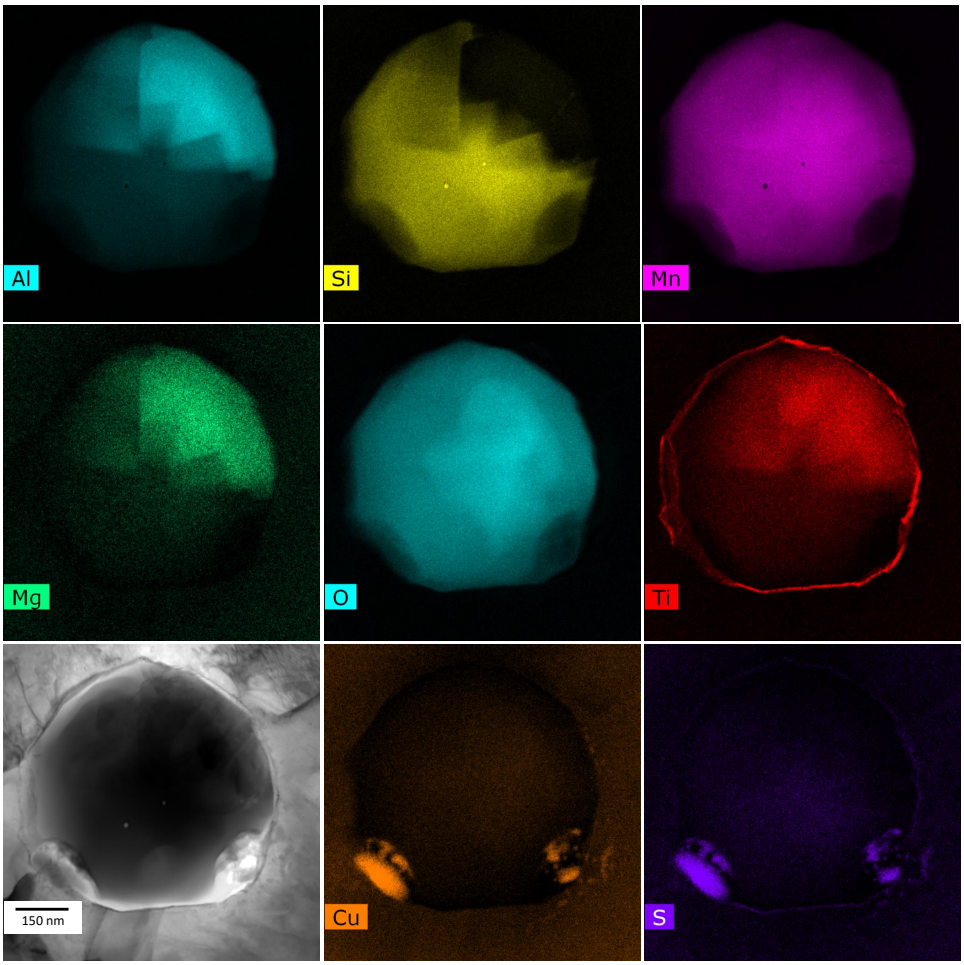


FIGURE 1.29 – Cartographies EDS-MET d'une inclusion représentative de la population inclusionnaire prélevée dans le bloc LE-46. L'inclusion présente un agrégat d'oxydes riches en Al-Mg-Mn-Ti et Si-Mn, des sulfures de cuivres ainsi qu'une coquille d'oxyde riche en titane.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

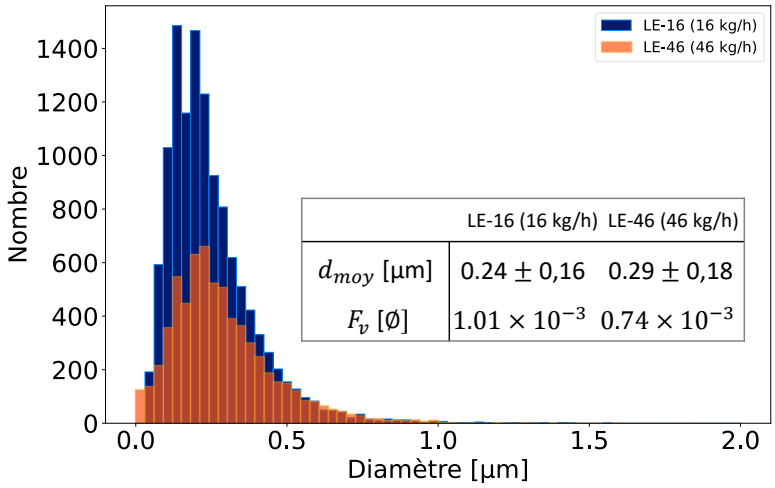


FIGURE 1.30 – Distribution en nombre des tailles d'inclusions observées dans les dépôts LE-16 et LE-46. Le tableau inséré dans la figure présente le diamètre moyen avec son écart-type ainsi que la fraction volumique d'inclusion. La pièce réalisée avec un faible taux de dépôt présente une fraction volumique plus élevée bien que les diamètres moyens observés soient similaires.

permettre de prédire la fraction finale formée. Afin de définir un bilan de masse, il est nécessaire de définir en premier lieu les différentes réactions ayant lieu. Ainsi, en s'appuyant sur les oxydes mis en évidence dans la figure 1.29, il est possible de construire le système d'équations suivant pour l'oxygène.

$$[O] \rightarrow \begin{cases} \chi_1[O] : & 3\mathrm{Mn} + 2\mathrm{Al} + 3\mathrm{Si} + 12\mathrm{O} \rightarrow 3\mathrm{MnO} - \mathrm{Al_2O_3} - 3\mathrm{SiO_2} \\ \chi_2[O] : & \mathrm{Ti} + 2\mathrm{O} \rightarrow \mathrm{TiO_2} \\ \chi_3[O] : & 2\mathrm{Al} + 0.1\mathrm{Mg} + 0.1\mathrm{Ti} + 0.8\mathrm{Mn} + 4\mathrm{O} \rightarrow \mathrm{Al_2Mg_{0.1}Ti_{0.1}Mn_{0.8}O_4} \end{cases} \tag{1.12}$$

Avec χ la fraction massique d'oxygène disponible pour la réaction. Ces coefficients de partition ont été définis expérimentalement à l'aide des observations EDS-MET effectuées sur les différentes inclusions analysées et sont présentés dans le tableau 1.8.

Le système d'équations de formation pour les oxydes étant établi, il est maintenant possible de faire un bilan de masse en supposant une consommation totale de l'oxygène. Autrement dit, le nombre de moles d'oxydes est égale à la somme du nombre de moles d'oxygène divisé par le coefficient stoechiométrique de ce dernier dans chaque réaction, pondéré par la fraction χ. On retrouve le même schéma pour les sulfures, ce qui nous permet d'écrire l'équation suivante pour le nombre de moles global d'inclusions :

$$n_{\mathrm{inc}} = n_0^{\mathrm{O}} \sum_i \frac{\chi_i}{\nu_i} + n_0^{\mathrm{S}} \sum_j \frac{\chi_j}{\nu_j} \tag{1.13}$$

avec i et j respectivement les indexes pour les oxydes et les sulfures, n le nombre de moles, ν le coefficient stoechiométrique de l'oxygène ou du soufre dans l'inclusion i ou j, et χ le coefficient de partition.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

La fraction volumique d'inclusions peut être définie comme la somme des fractions volumiques d'oxydes et de sulfures. Ainsi, il est également possible d'écrire l'équation suivante :

$$F_{\mathrm{v}} = \sum_i F_i + \sum_j F_j \tag{1.14}$$

Avec F_i et F_j les fractions volumiques respectives des oxydes et sulfures.

Afin de faire le lien entre l'équation 1.14 et l'équation 1.13, il est nécessaire de développer les expression des fractions volumiques comme tel :

$$F_{\mathrm{v}} = \sum_i \frac{V_i}{V_{tot}} + \sum_j \frac{V_j}{V_{tot}} \tag{1.15}$$

$$F_{\mathrm{v}} = \sum_i \frac{m_i/\rho_i}{m_{\mathrm{Fe}}/\rho_{Fe}} + \sum_j \frac{m_j/\rho_j}{m_{\mathrm{Fe}}/\rho_{Fe}} \tag{1.16}$$

En modifiant un peu l'équation 1.16, pour exprimer la masse d'inclusions i ou j en fonction de son nombre de moles, on obtient alors :

$$F_{\mathrm{v}} = \frac{\rho_{\mathrm{Fe}}}{m_{\mathrm{Fe}}} \sum_i \frac{M_i n_i}{\rho_i} + \frac{\rho_{\mathrm{Fe}}}{m_{\mathrm{Fe}}} \sum_j \frac{M_j n_j}{\rho_j} \tag{1.17}$$

Avec ρ et M la masse volumique et la masse molaire du constituant, dont les valeurs peuvent être retrouvées dans le tableau 1.8, et m_{Fe} la masse du fer. Il est important de noter ici que la densité de l'inclusion $Al_2Mg_{0.1}Ti_{0.1}Mn_{0.8}O_4$ a été considérée comme égale à celle de Al_2MgO_4 car seule cette valeur a été trouvée dans la littérature.

Table 1.8 – Masse molaire, masse volumique, coefficient stoechiométrique et de partition des différentes inclusions observées dans les dépôts SAW-WAAM Lincoln Electric

Inclusion	Masse molaire M [g/mol]	Masse volumique ρ [kg/m^3] [78]	Coefficient stoechiométrique ν	Coefficient de partition χ
$3MnO\text{-}Al_2O_3\text{-}3SiO_2$	495.02	4.2	12	0.45
TiO_2	60.08	4,2	2	0.1
$Al_2Mg_{0.1}Ti_{0.1}Mn_{0.8}O_4$	169.12	3.6	4	0.45
Cu_2S	159.16	5.7	1	1

En remplaçant dans l'équation 1.17 la quantité d'oxydes n_i et de sulfures n_j par leur expression de l'équation 1.13, on obtient alors [5] :

$$F_{\mathrm{v}} = 10^{-2} \left(\frac{\rho_{\mathrm{Fe}}}{M_{\mathrm{O}}} [\mathrm{O}_{wt\%}] \sum_i \frac{M_i \chi_i}{\nu_i \rho_i} + \frac{\rho_{\mathrm{Fe}}}{M_{\mathrm{S}}} [\mathrm{S}_{wt\%}] \sum_j \frac{M_j \chi_j}{\nu_j \rho_j} \right) \tag{1.18}$$

Bien que l'équation ci-dessus soit correcte, il est important de vérifier que l'oxygène ainsi que le soufre ne soient pas présents en solution solide dans le matériau. Si tel était le cas, il faudra alors ajuster le nombre de moles initial disponible pour la réaction de formation des inclusions.

5. Les nombres de moles n_0^O et n_0^S de l'équation 1.13 ont été réécrits pour mettre en évidence le pourcentage massique présent dans le matériau

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Ceci pour avoir un bilan de masse le plus juste possible. La formation des inclusions se passant globalement dans le métal liquide(cf : partie 1.1.1.2), il faut regarder la fraction d'oxygène et de soufre dans la phase solide en fin de solidification, autrement dit au plus proche du solidus. Une simulation d'ortho-équilibre a été réalisée sur le logiciel ThermoCalc [82] pour le système Fe- 0.11C-0.26Si-1.65Mn-0.8Ni-0.5Mo avec des concentrations en oxygène et soufre respectives de 170 et 56 ppm afin de représenter le matériau LE-16. Les résultats obtenus de ces simulations donnent une limite de solubilité du soufre dans l'austénite à 1480 °C de 40 ppm, ainsi que de 0,3 ppm pour l'oxygène. La limite de solubilité du soufre dans l'austénite étant du même ordre de grandeur que la composition massique dans le matériau, elle doit donc être prise en compte dans le calcul. Pour ce qui est de l'oxygène cependant, la limite de solubilité est très faible devant la composition massique globale. Elle a donc été négligée dans ces travaux. Néanmoins, la prise en compte des limites de solubilité en fin de solidification modifie l'équation 1.18 de la manière suivante :

$$F_{\mathrm{v}} = 10^{-2}\rho_{\mathrm{Fe}}\left(\frac{[\mathrm{O}-\mathrm{O}^{\gamma}_{T_s}]_{wt\%}}{M_{\mathrm{O}}}\sum_i \frac{M_i\chi_i}{\nu_i\rho_i} + \frac{[\mathrm{S}-\mathrm{S}^{\gamma}_{T_s}]_{wt\%}}{M_{\mathrm{S}}}\sum_j \frac{M_j\chi_j}{\nu_j\rho_j}\right) \tag{1.19}$$

Avec $O^{\gamma}_{T_s}$ et $S^{\gamma}_{T_s}$ les limites de solubilité de l'oxygène et du soufre dans l'austénite à la température de solidus T_s.

L'équation 1.19, combinée aux mesures chimiques dans les dépôts données dans le tableau 1.6, permet de comprendre les différences en fractions volumiques d'inclusions entre les blocs LE-16 et LE-46. En effet, bien qu'ils contiennent sensiblement le même pourcentage massique d'oxygène, le bloc LE-46, fabriqué à 46 kg/h présente 25 % de moins de soufre que son homologue à faible taux de dépôt, d'où la fraction volumique en inclusions inférieure d'environ 25 %.

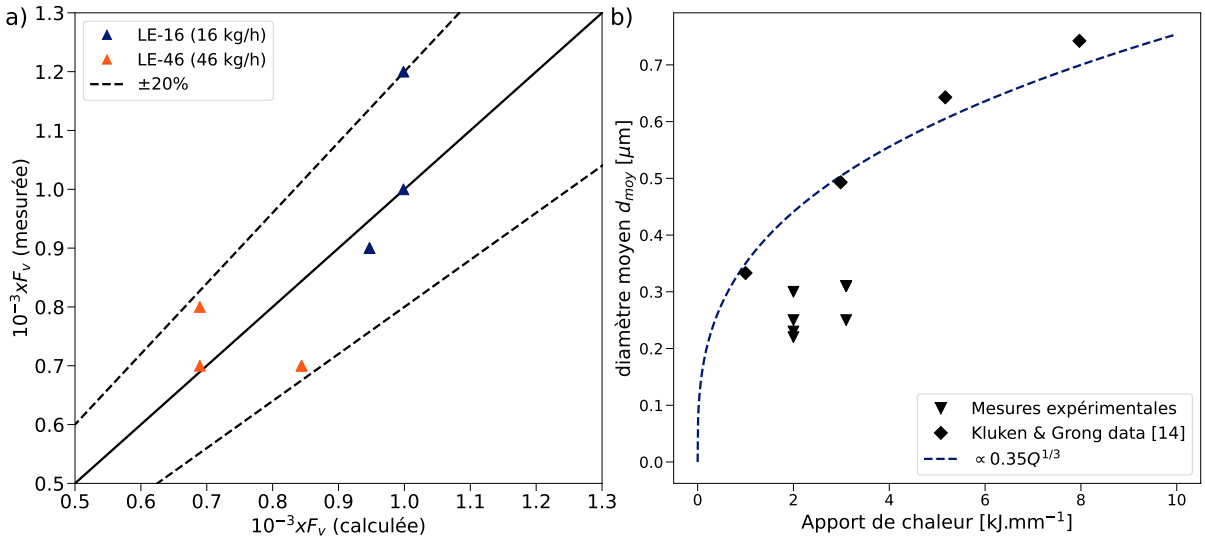


FIGURE 1.31 – Corrélation entre les mesures expérimentales réalisées sur les blocs LE-16 et LE-46 avec a) les calculs réalisés avec l'équation 1.19 pour la fraction volumique, b) la littérature [14] pour le diamètre moyen des inclusions

La figure 1.31.a présente une comparaison graphique entre la fraction volumique calculée à l'aide de l'équation 1.19 et celle mesurée expérimentalement. Les différents oxydes pris en considération dans la formule sont $Al_2Mg_{0.1}Ti_{0.1}$-$Mn_{0.8}O_4$, 3MnO-Al_2O_3-3SiO_2 et TiO_2 en accord

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

avec les observations MET présentées dans la figure 1.29. Pour ce qui est des sulfures, uniquement Cu_2S a été considéré. Les coefficients de partition ont été définis de manière qualitative à l'aide des observations MET et sont disponibles dans le tableau 1.8. Les résultats présentés dans la figure montrent une très bonne corrélation entre le bilan de masse et les mesures expérimentales. Une corrélation similaire avait été obtenue par Kluken et Grong [14] avec une équation similaire, mais ne permettant le calcul que d'un seul type d'oxyde et de sulfure.

Un deuxième résultat obtenu de la caractérisation de la population inclusionnaire est le diamètre moyen des inclusions. Il est possible d'observer sur la figure 1.30 que la modification du taux de dépôt, et donc de l'apport de chaleur, n'a pas d'influence significative sur le diamètre moyen des inclusions. Ce résultat est contradictoire avec la littérature existante, qui avait mis en évidence une évolution du diamètre moyen en fonction de l'apport de chaleur comme il avait été détaillé dans l'équation 1.8 et la figure 1.7 [14]. L'évolution et les mesures expérimentales observées par Kluken et Grong [14] sont présentées dans la figure 1.31.b, à titre comparatif des résultats obtenus dans cette étude. Il est ainsi possible de voir, d'une part que le diamètre moyen des inclusions présentes dans les blocs SAW-WAAM LE-16 et LE-46 est inférieur d'une dizaines de microns à celui des inclusions analysées dans les joints soudés de l'étude de Kluken et Grong [14]. D'autre part, la relation définie par ces derniers ne s'applique pas, ou du moins pas en l'état, aux mesures de cette étude.

La différence de diamètre moyen d'inclusion entre les travaux de Kluken et Grong [14] et ce manuscrit peut être expliquée par la différence de composition chimique dans les métaux déposés. En effet, la formule initiale de la coalescence, présentée dans l'équation 1.7 [25], est une fonction certes inverse de la température, mais surtout directement proportionnelle à la concentration en oxygène et de son coefficient de diffusion. Ainsi, les joints soudés de l'étude de Kluken et Grong [14] contenant entre 220 et 300 ppm contre seulement 150 à 170 ppm pour les dépôts de l'étude, on comprend facilement que les diamètres moyens des inclusions des travaux de Kluken et Grong [14] seront plus élevés. Cette différence pourrait également être due à la différence de configuration de procédé de soudage entre les deux études. En effet, dans l'étude originelle de Kluken et Grong [14], le procédé de soudage à l'arc sous flux est utilisé dans sa configuration classique, à savoir sans préchauffage de fil et avec une unique tête. Dans le cas de l'étude présentée dans ces travaux de thèse, le procédé SAW est en configuration LSO et LSO-tandem. Les études numériques réalisées par Framatome sur la simulation du procédé SAW-LSO tandem font état que le coefficient de rendement thermique η, communément pris comme égal à 1 pour le procédé SAW, serait ici plutôt égal à 0.77. Cette diminution du rendement thermique devrait donc modifier le coefficient de proportionnalité de l'équation 1.8. Il ne permet cependant pas d'expliquer la totalité des écarts. Des études complémentaires seraient alors nécessaires pour définir une loi d'évolution du diamètre moyen des inclusions en fonction de l'apport de chaleur pour les dépôts SAW-WAAM ici présentés.

1.2.3 Propriétés mécaniques

Les analyses microstructurales effectuées sur les blocs SAW-WAAM ont révélé une très bonne intégrité matière ainsi qu'une microstructure majoritairement composée de ferrite aciculaire bien que quelques blocs de bainite de joints de grains [28] aient été observés également. La ferrite aciculaire étant une morphologie ferritique connue dans la littérature pour conférer d'excellentes propriétés mécaniques, des essais de traction et de résilience par flexion par choc ont été effectués sur les blocs LE-16 et LE-46 à l'état brut de fabrication pour évaluer leurs performances.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

1.2.3.1 Plan de prélèvement des éprouvettes et moyens d'essais

Les éprouvettes de traction et de résilience ont été prélevées à mi-hauteur dans les blocs LE-16 et LE-46, et de manière à permettre la caractérisation des propriétés mécaniques dans les trois directions remarquables, à savoir la direction de soudage, la direction de fabrication et la direction transverse. La figure 1.32 présente le plan de prélèvement utilisé pour l'usinage des éprouvettes.

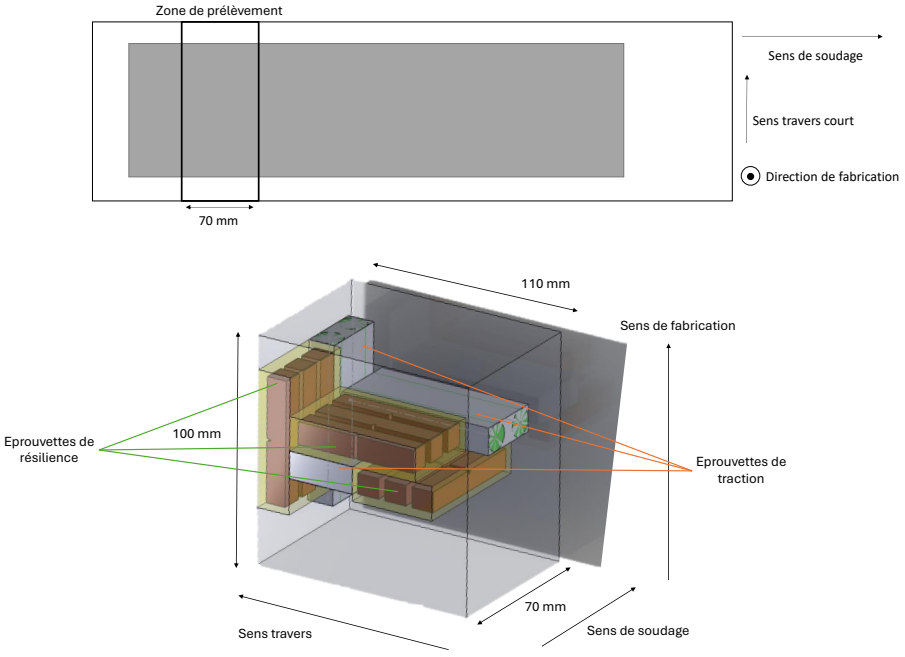


FIGURE 1.32 – Plan de prélèvement des éprouvettes de résilience et de traction pour les essais mécaniques effectués sur les blocs SAW-WAAM LE-16 et LE-46

Les essais de traction ont été réalisés à température ambiante selon la norme ISO 6892-1 :2016 sur des éprouvettes de géométrie cylindrique d'un diamètre 6 mm de section utile. La machine de traction utilisée est une ADAMEL 20/MH du laboratoire EDF R&D des Renardières, la vitesse de déformation de 0.0002 s^{-1} et les résultats ont été post-traités à l'aide du logiciel Testwork 4 v4 12F.

Les essais de résilience ont été réalisés à une température de $-20\,°C$ selon la norme ISO 148-1 :2016 sur des éprouvettes de géométrie KV standard, d'une section de rupture de $80\,mm^2$. Le moyen expérimental utilisé est le mouton Charpy RKP450 du laboratoire EDF R&D des Renardières. La taille du couteau est de 2 mm et l'énergie potentielle du mouton est de 450 J.

1.2.3.2 Essais de traction

Les résultats des essais de traction effectués à température ambiante sur les blocs LE-16 et LE-46 à l'état brut de réception sont présentés dans la figure 1.33.a pour les trois directions de sollicitation. En premier lieu, lorsque l'on compare les valeurs obtenues pour les deux blocs avec les minimum requis par le code de fabrication RCC-M, on observe que les limites élastiques des dépôts sont nettement supérieures. Pour ce qui est de l'allongement à la rupture, on peut

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

voir que certaines éprouvettes du bloc LE-16 sont en dessous de l'exigence de 20 %. Toutes les éprouvettes testées du dépôt LE-46 ont, elles, présenté un allongement à la rupture supérieur à 20 %. Au regard des valeurs de résistances élastiques et mécaniques, un traitement thermique de détensionnement devrait permettre de récupérer un allongement à la rupture satisfaisant.

Les comparaisons des limites élastiques et résistances mécaniques obtenues dans les deux dépôts avec les valeurs disponibles dans la littérature pour ce type de matériau sont également très positives. En effet, Marchado [83] présente dans ses travaux une limite d'élasticité moyenne de 615 MPa, ce qui est proche des valeurs moyennes obtenues pour les dépôts LE-16 et LE-46 qui sont respectivement de 681 et 600 MPa. La résistance mécanique moyenne obtenue par Marchado [83] est également très proche puisque de 719 MPa contre 760 et 700 MPa pour le bloc LE-16 et LE-46 respectivement. la proximité des différents résultats signifie que l'augmentation significative du taux de dépôt effectuée dans ces travaux de thèse n'a pas été délétère vis-à-vis des propriétés en traction à température ambiante. Une explication permettant de comprendre l'absence d'influence néfaste de l'augmentation du taux de dépôt est que l'utilisation de la technologie Long Stick-Out permet d'augmenter le taux de fusion tout en maintenant un apport de chaleur stable. Ainsi, les apports de chaleurs vus par les dépôts LE-16 et LE-46 sont similaires à ceux observés par les matériaux de l'étude de Marchado [83], bien que le taux de dépôt soit, lui, bien plus important.

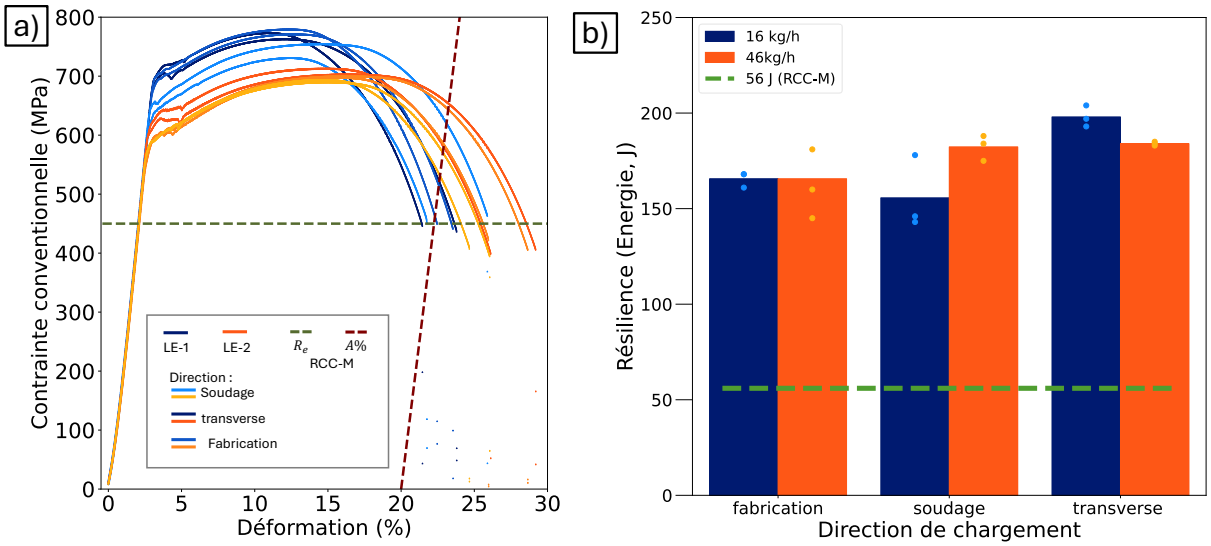


Figure 1.33 – Résultats des essais mécaniques réalisés sur les blocs SAW-WAAM fabriqués par Lincoln Electric à l'état brut de fabrication. a) traction à température ambiante. b) Flexion par choc à −20 °C dans les trois directions : fabrication, soudage, transverse.

En second lieu, lorsque l'on compare les métaux déposés SAW-WAAM entre eux, on remarque que la limite d'élasticité, comme la résistance mécanique du bloc LE-16 fabriqué à 16 kg/h sont supérieures à celles de son homologue à fort taux de dépôt LE-46. Ces résultats sont en accord avec les mesures de dureté et de taille de grains présentées précédemment. L'observation inverse peut être faite pour l'allongement à la rupture, où celui du dépôt LE-46 est sensiblement supérieur à celui du dépôt LE-16.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

En dernier lieu, une baisse de limite élastique et de dureté peut être observée pour les éprouvettes ayant été tirées dans le sens de fabrication. Bien que ces résultats semblent indiquer une anisotropie du matériau, il est important de prendre en compte la localisation du prélèvement des éprouvettes. En effet, comme on peut l'observer sur la figure 1.32, les éprouvettes tirées dans le sens de fabrication ont été prélevées à proximité de la surface latérale du dépôt par soucis de place. Ainsi, en prenant en compte la chute de dureté observée en surface latérale de dépôt ayant été mise en évidence dans la section précédente en raison de l'accumulation thermique, il est probable que ces différences ne soient qu'une résultante de ce phénomène également.

1.2.3.3 Essais de flexion par choc

Les résultats des essais de flexion par choc à $-20\,°C$ sur les blocs LE-16 et LE-46 à l'état brut de fabrication sont présentés dans la figure 1.33.b pour les trois directions de sollicitation. Dans un premier temps, les résultats ne montrent pas d'influence significative sur l'énergie de rupture entre les deux dépôts, bien que les faciès de rupture soient, eux, quelques peu différents. En effet, comme présenté dans la figure 1.34, la fibrosité observable sur le faciès de l'éprouvette représentative du bloc fabriqué à $16\,kg/h$ est totale, comparativement à son homologue à fort taux de dépôt, présentant, lui, une fraction de cristallinité en milieu d'éprouvette. Cette fraction cristalline traduit une propagation instable (ie : fragile) de la fissure durant la rupture. Cependant, bien que le dépôt fabriqué à un plus fort taux de dépôt présente de la cristallinité, il présente également une expansion latérale plus importante de $5\,\%$ par rapport à son homologue à faible taux de dépôt.

Dans un second temps, en plus de la faible influence du taux de dépôt sur l'énergie de rupture, les résultats montrent des valeurs d'énergie absorbée fortement similaires en fonction de la direction de chargement. Ces résultats suggèrent ainsi une bonne isotropie du matériau, bien que des points bas aient pu être observés pour la direction de fabrication dans la pièce LE-46 et selon la direction de soudage pour le dépôt LE-16. Des analyses approfondies des éprouvettes ayant causé ces points bas ont révélé la présence d'inclusions non-métalliques à proximité de la zone d'initiation du clivage, comme le montrent les flèches jaunes sur les figures 1.35.a et 1.35.b. Ces corps non-métalliques ont été identifiés comme des inclusions de laitier après analyses EDS en raison de leur forte teneur en Calcium, Sodium et Magnésium. Il est également possible d'observer de la rupture inter-granulaire dans le cas de l'échantillon du bloc LE-46 présenté dans la figure 1.35.b. Cette observation semble indiquer que les bains de fusion plus volumineux obtenus dans cette pièce, combinés à la faible tortuosité des anciens grains basaltiques peut être délétère pour les propriétés en résilience en créant des chemins de propagation préférentiels des fissures. Cette sensibilité accrue au niveau des joints de grains peut également être expliquée par la présence des méso-ségrégations formant des carbures en proximité de ces zones comme il a été décrit précédemment dans la figure 1.25.

Finalement, lorsque l'on compare les résultats obtenus avec le requis de $56\,J$ à la température de $-20\,°C$ décrit dans le code RCC-M, on observe que les valeurs sont largement supérieures. De la même manière, la comparaison des résultats avec la littérature montre que les pièces fabriquées par SAW-WAAM à fort taux de dépôt présentent des énergies de rupture similaires à ce qui peut être rencontré dans les joints soudés multipasses [84]. Cela montre une nouvelle fois que l'augmentation des taux de dépôt n'a pas entraîné de réduction drastique des propriétés mécaniques des pièces réalisées.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

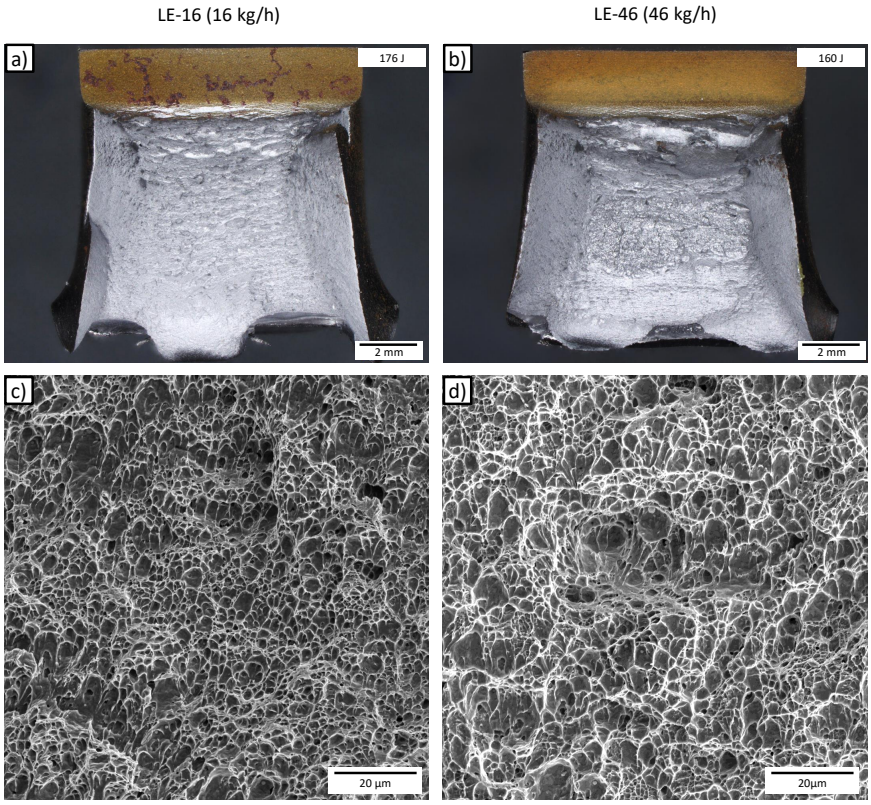


FIGURE 1.34 – Analyse du faciès de rupture des éprouvettes de résilience −20 °C des dépôts LE-16 (gauche) et LE-46 (droite) à l'état brut de réception. a-b) macrographie des faciès de rupture d'éprouvettes présentant une énergie de rupture respective de 176 et 160 J. c-d) Micrographie MEB-SE de la zone ductile des éprouvettes. L'éprouvette du bloc LE-16 rompue à une énergie supérieure présente des cupules qualitativement plus petites que son homologue à fort taux de dépôt.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

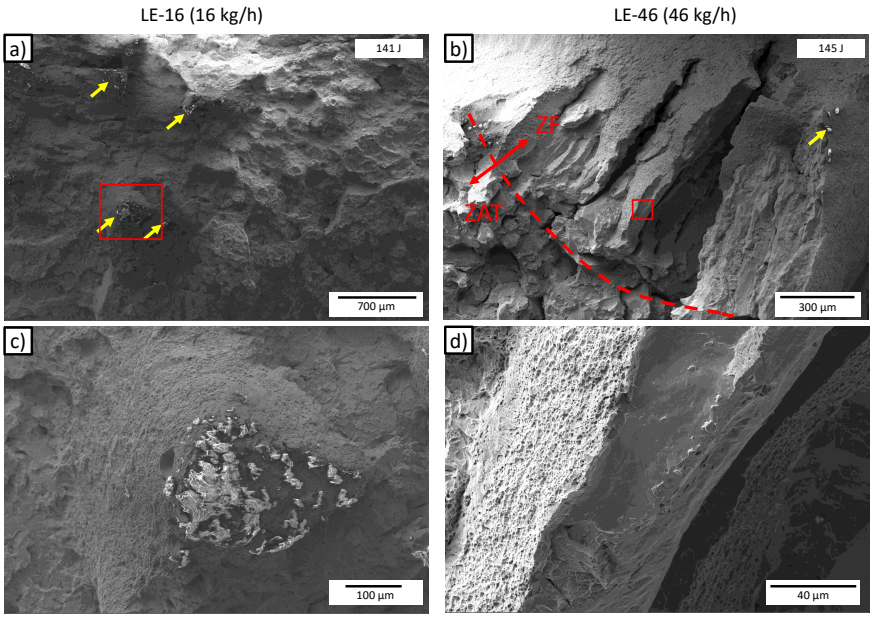


FIGURE 1.35 – Analyse des faciès de rupture des éprouvettes de résilience pour le bloc LE-16 (gauche) et LE-46 (droite) ayant présenté des points bas. a-b) faciès de rupture présentant des inclusions non-métalliques (flèches jaunes) à proximité de zones clivées. c-d) images MEB-SE à plus fort grossissement des zones encadrées dans les micrographies a et b. ZF : Zone Fondue ; ZAT : Zone Affectée Thermiquement.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

1.3 Etude de la robustesse du procédé SAW-WAAM : vers une compréhension de l'influence des paramètres du procédé sur les propriétés mécaniques

Les études métallurgiques et mécaniques réalisées sur les blocs fabriqués par Lincoln Electric ont permis de montrer que le procédé de fabrication additive métallique SAW-WAAM est capable de produire des pièces présentant de très bonnes propriétés mécaniques malgré les très forts taux de dépôt. Quelques différences microstructurales et mécaniques ont pu être révélées entre les deux blocs, mais il est cependant difficile de conclure de manière rigoureuse puisque ces derniers ne sont pas exactement fabriqués avec le même procédé expérimental. L'un est fabriqué à l'aide du procédé SAW-LSO tandis que le deuxième est déposé par SAW-LSO tandem. Ainsi, afin de pouvoir rigoureusement comparer l'effet du taux de dépôt, mais également de l'apport de chaleur, trois blocs supplémentaires ont été fabriqués par Framatome et vont être étudiés dans cette partie. Pour ce faire, des courbes de transition ductile-fragile ont été réalisées sur chaque bloc fabriqué, afin d'évaluer l'éventuel décalage des températures de transition en fonction de la modification du taux de dépôt ou de l'apport de chaleur. Des analyses métallurgiques complémentaires ont également été effectuées afin de comprendre les éventuels décalages.

1.3.1 Matériaux et méthodes

1.3.1.1 Matériaux

Le fil d'apport employé pour la fabrication des pièces étudiées dans cette section est de même désignation normalisée que celui employé par Lincoln Electric, soit S 3 Ni1Mo selon l'ISO 14171-A :2016. Le flux, quant à lui, est de désignation normalisée S A FB 53 H5 selon l'ISO 14174 :2019. Les tableaux 1.9 et 1.10 donnent respectivement la composition nominale du fil d'apport et du flux.

Table 1.9 – Composition chimique du fil d'apport S 3 Ni1Mo utilisé par Framatome en pourcentage massique

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cu
Pourcentage massique	0.09	0.25	1.44	<0.005	0.007	0.89	0.54	0.059

Table 1.10 – Composition chimique en pourcentage massique du flux S A FB 53 H5 utilisé par FRAMATOME pour la fabrication des blocs SAW-WAAM.

Composant	SiO_2 - TiO_2	CaO - MgO	Al_2O_3 - MnO	CaF_2
Pourcentage massique	10 %	35 %	20 %	30 %

1.3.1.2 Fabrication des blocs

Afin d'étudier l'influence des paramètres du procédé de fabrication SAW-WAAM sur les propriétés mécaniques des pièces, FRAMATOME a réalisé trois dépôts, nommés respectivement FRA-46, FRA-46H et FRA-26. La technologie de dépôt utilisée pour les trois blocs est le procédé de soudage à l'arc submergé en configuration Tandem-LSO. Les paramètres principaux de fabrication sont présentés dans le tableau 1.11

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

TABLE 1.11 – Paramètres procédés pour la fabrication des blocs SAW-WAAM fournis par Framatome. Les paramètres de fabrication du bloc LE-46 sont donnés comme rappel.

Paramètres primaires				
Numéro pièce	FRA-46	FRA-46H	FRA-26	LE-46
Référence interne EDF	D2010-4545	D2010-4546	D2010-4547	D1852-2
Taux de dépôt [kg/h]	46	46	26	46
Procédé de soudage	SAW-Tandem-LSO	SAW-Tandem-LSO	SAW-Tandem-LSO	SAW-Tandem-LSO
Générateur	Lincoln PW1000SD	Lincoln PW1000SD	Lincoln PW1000SD	Lincoln PW1000SD
Apport de chaleur [kJ/cm]	16.7 (lead) 15 (trailer)	24.30 (lead) 22.50 (trailer)	16.65 (lead) 14.31 (trailer)	16 (lead) 15 (trailer)
Vitesse d'avance [cm/min]	120	80	80	120
Paramètres secondaires				
Préchauffage [$°C$]	150	150	150	-
Température interpasse max [$°C$]	300	300	300	300
Nombre de fils	2	2	2	2
Stick-out [mm]	155	155	155	155

Les dimensions obtenues après fabrication des blocs FRA-46, FRA-46H et FRA-26 sont respectivement de 550×90×39, 550×145×40 et 550×95×38 mm^3. Une photographie des blocs est disponible dans l'annexe B.2.

1.3.1.3 Prélèvement des éprouvettes de résilience

Le prélèvement des éprouvettes de résilience pour les courbes de transition ductile-fragile est schématisé dans la figure 1.36. Le positionnement en hauteur des éprouvettes a été fait de manière à s'affranchir de la dernière couche de dépôt. L'objectif ici est d'obtenir un matériau ayant *a minima* subi une réaffectation thermique comme ce sera le cas lors de la fabrication de pièces réelles. Le prélèvement selon la direction transverse a été choisi afin de permettre l'usinage de 18 éprouvettes dans la demi-longueur des blocs. L'autre demi-longueur pourra ainsi permettre de réaliser de nouvelles courbes de transitions ductile-fragile à des états métallurgiques différents (vieillissement thermique, détensionnement etc). Ces états ne sont cependant pas traités dans le cadre de cette thèse.

Le positionnement de l'entaille dans le sens de soudage a été choisi par similitude avec les essais de résilience dans les joints soudés, où l'entaille est également dans le sens de soudage. Ce choix est arbitraire mais constant dans les trois blocs.

1.3.2 Influence des paramètres de fabrication sur les propriétés en résilience

1.3.2.1 Courbes de transition fragile-ductile

Les essais de résilience nécessaires à la réalisation des courbes de transition ductile-fragile ont été effectués sur le mouton Charpy RKP450 du laboratoire EDF R&D des Renardières. Les éprouvettes utilisées sont de géométrie KV standard selon la norme ISO 148-1 :2016.

La figure 1.37 présente les courbes résultats pour les trois blocs fabriqués par Framatome. Le lissage des points expérimentaux a été effectué à l'aide de l'équation 1.20, selon la méthode décrite par l'ASTM E225-19 [85].

$$E = A + B \tanh \frac{T - T_0}{C} \tag{1.20}$$

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

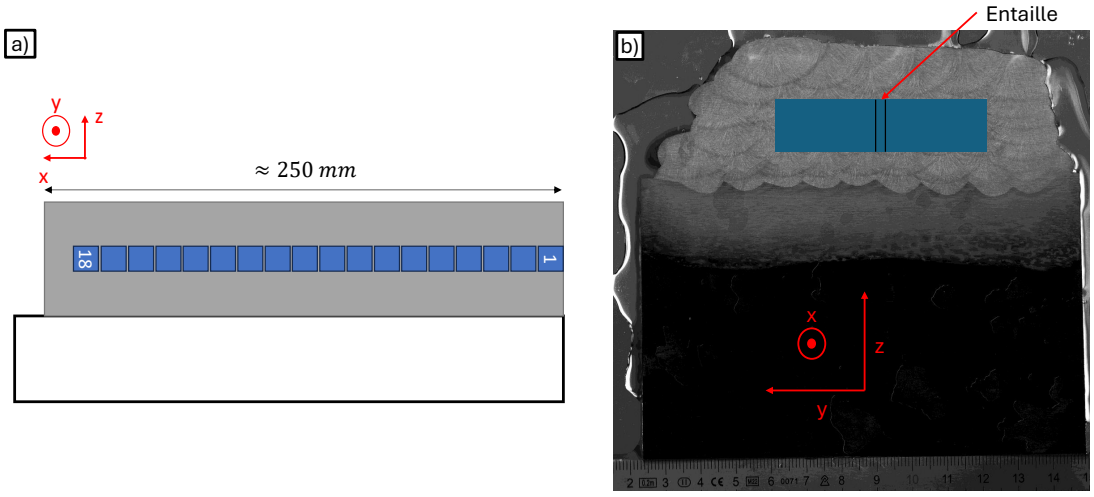


FIGURE 1.36 – Représentation schématique du prélèvement des éprouvettes de résilience dans la demi-longueur d'un bloc SAW-WAAM réalisé par Framatome pour les courbes de transition ductile-fragile.

La figure 1.37 présente également, à titre comparatif, la courbe de transition ductile-fragile d'un acier laminé 18MND5, dont les valeurs sont extraites de la thèse de ANDRIEU [86], ainsi que la courbe enveloppe pour la justification des calottes du couvercle et du fond de cuve de Flamanville 3 dont les valeurs sont extraites du rapport public de l'IRSN [87]. Les températures de transition ductile pour les trois dépôts ainsi que l'acier 18MND5 laminé sont disponibles dans le tableau 1.12.

TABLE 1.12 – Température de transition ductile-fragile pour un critère de 56 J (T_{56}) pour les blocs SAW-WAAM réalisés par Framatome et pour l'acier 18MND5 issu d'un lingot méplat puis laminé [86].

Matériau	FRA-46	FRA-46H	FRA-26	18MND5 laminé [86]
T_{56} [°C]	-74.8	-52.4	-62.0	-23

La comparaison directe des températures de transition ductile-fragile T56 des blocs FRA avec celle de l'acier 18MND5 obtenu par lingot méplat puis laminé montre des propriétés en résilience supérieures des blocs SAW-WAAM. Cette performance supérieure est également observable sur la figure 1.37, où la température de transition est plus faible. Un plateau ductile plus élevé pour les métaux déposés SAW-WAM est également observé, avec une valeur de 200 J contre 140 J pour l'acier 18MND5 [86]. La comparaison avec l'enveloppe des courbes de transition ductile-fragile des couronnes de recette du couvercle de l'EPR de Flamanville 3 [87] montre à l'inverse un palier ductile légèrement plus faible d'une vingtaine de joules pour les pièces fabriqués par fabrication additive mais des températures de transition similaires. Ces résultats montrent ainsi que les pièces fabriquées par fabrication additive à l'état brut de réception sont *a minima* aussi performantes que les pièces forgées ayant subi un traitement thermique de qualité de type trempe-revenu.

Lorsque l'on compare les résultats des essais de résilience des blocs Framatome entre eux, il est possible d'observer des différences. On va notamment observer une augmentation de la

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

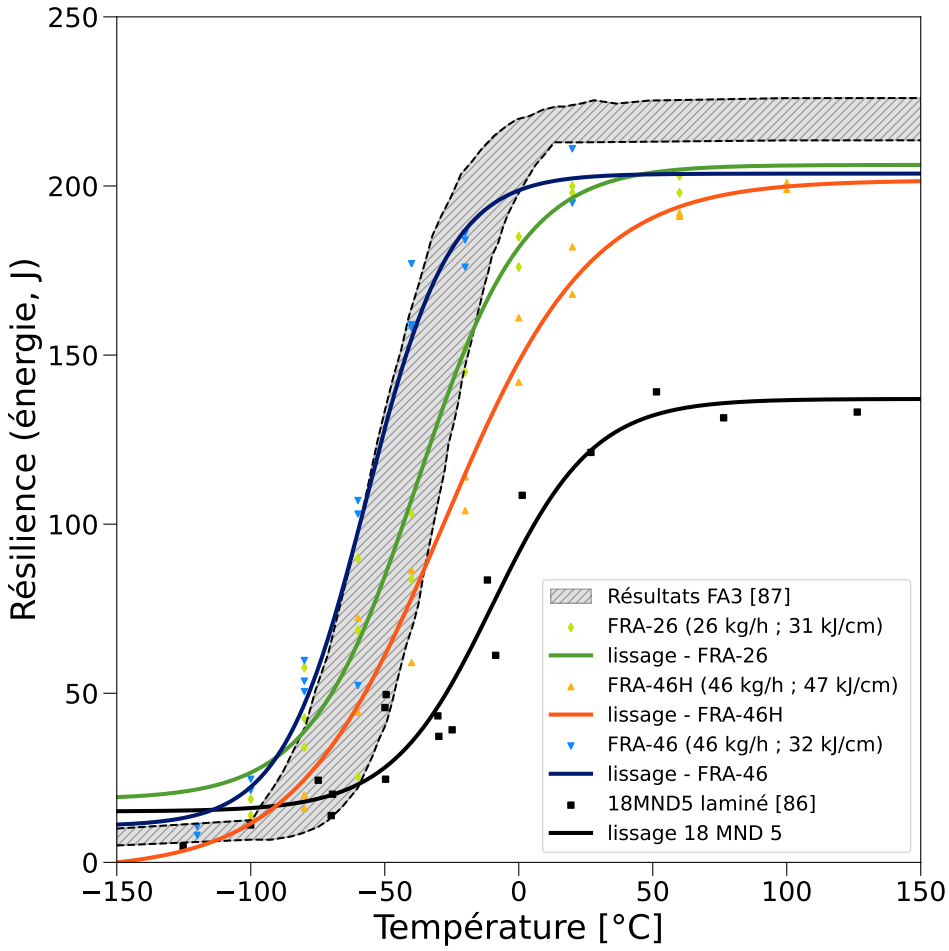


FIGURE 1.37 – Courbe de transition ductile-fragile pour les blocs SAW-WAAM fabriqués par Framatome. A titre comparatif, la courbe de transition ductile-fragile de l'acier laminé 18MND5 (bainitique) tiré de [86] a été ajoutée ainsi que l'enveloppe des courbes des couronnes de recette non-ségrégée du dossier de justification du couvercle de cuve de l'EPR de Flamanville 3 [87].

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

température de la transition fragile ductile pour les blocs FRA-46H et FRA-26 par rapport au bloc FRA-46, ainsi qu'un abattement de la pente de la courbe lissée. Il est cependant important de noter que les trois dépôts présentent le même plateau ductile à 200 J. Afin de déterminer les causes sous-jacentes à ces modifications de propriétés mécaniques, des analyses métallurgiques plus poussées ont été réalisées et sont présentées dans la sous-partie suivante.

1.3.2.2 Analyse métallurgique des blocs SAW-WAAM fabriqués par Framatome

Les analyses métallographiques par microscopie optique combinée à l'EBSD ont permis de mettre en évidence une microstructure majoritairement ferritique aciculaire avec quelques plages de bainite inférieure de joint de grain, à l'instar de ce que a pu être observé dans les blocs fabriqués par Lincoln Electric. Les métallographies optiques des blocs Framatome sont disponibles dans l'annexe B.3. Connaissant maintenant de manière qualitative la fraction de ferrite aciculaire dans les maquettes Framatome, et en replaçant cette fraction sur la figure 1.14.b comme présenté sur la figure 1.38, on remarque que les températures de transition ductile-fragile obtenues expérimentalement sont du même ordre de grandeur que la projection attendue dans la figure.

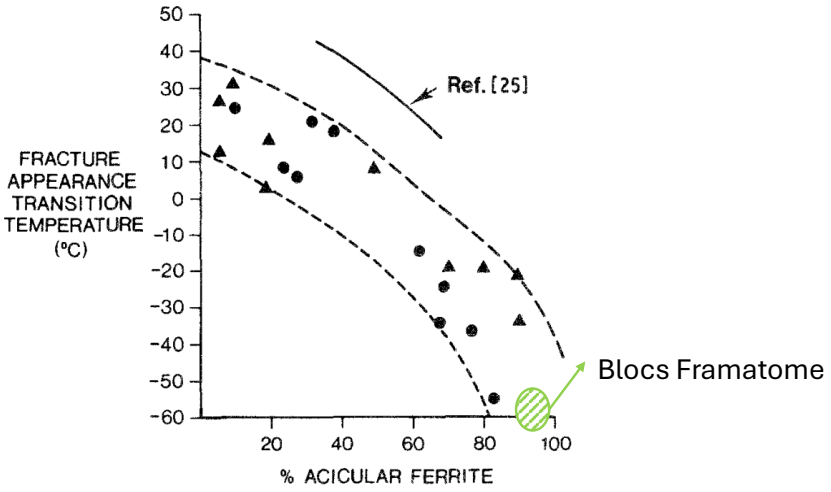


FIGURE 1.38 – Evolution de la température de transition fragile ductile en fonction de la fraction volumique de ferrite aciculaire. Superposition schématique des valeurs obtenues pour les blocs fabriqués par Framatome (FRA-46 ; FRA-46H ; FRA-26). *Figure tirée de [37]*

L'analyse métallographique de la microstructure ferritique ne permettant pas de mettre en évidence des différences significatives entre les trois blocs, il a été choisi de s'intéresser à la zone de prélèvement des éprouvettes de résilience dans chacune des trois maquettes. Pour ce faire, la macrostructure en dos d'éprouvette a été révélée afin de pouvoir situer l'entaille vis-à-vis de cette dernière. La figure 1.39 présente la macro-structure des demi-éprouvettes KV après attaque Nital 5 %. La position de l'entaille est matérialisée par la ligne rouge en pointillés.

Les macrographies présentées dans la figure 1.39 montrent que l'entaille ne se situe pas au même endroit vis-à-vis des macro-zones pour les trois dépôts. En effet, pour les blocs FRA-46 et

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

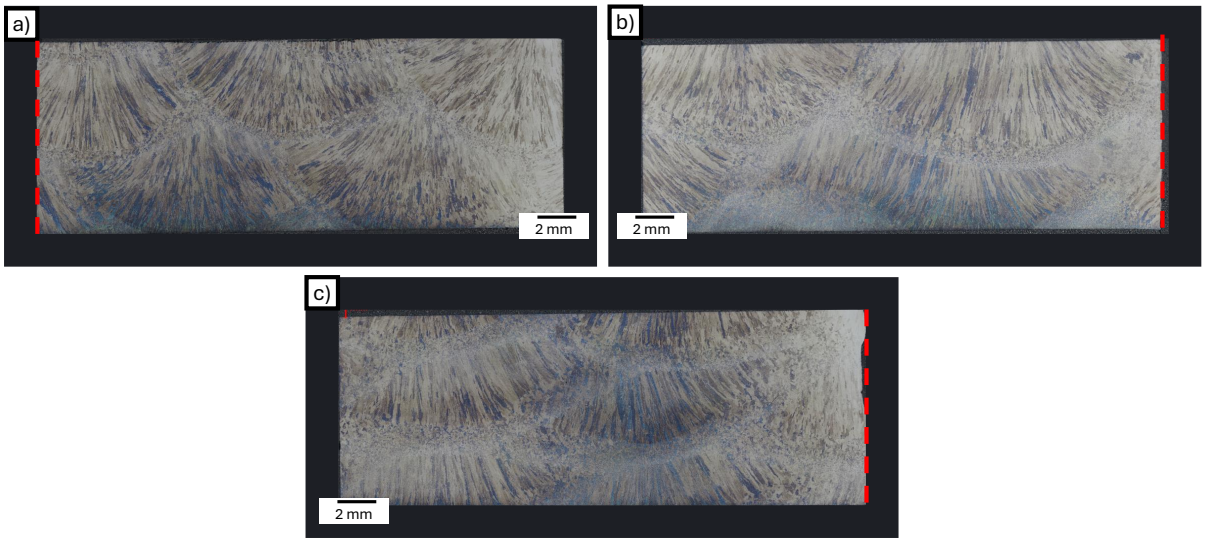


FIGURE 1.39 – Macrographie après attaque Nital 5 % des faces arrières des demi-éprouvettes KV prélevées dans les blocs a) FRA-46, b) FRA-46H et c) FRA-26. *Les lignes pointillées rouges représentent la position de l'entaille sur la demi KV*

FRA-26, on peut voir que l'entaille traverse des cordons de soudures de manière nette, induisant ainsi une alternance de zones brutes de fusion (basaltiques) et de zones affectées thermiquement (recristallisées). A l'inverse, l'entaille des éprouvettes KV pour le bloc FRA-46H est positionnée entre 2 cordons de soudure. Ceci induit donc une part beaucoup plus importante, voire totale ici, de zone affectée thermiquement. Cette observation est d'autant plus frappante lorsque l'on regarde la macrostructure en dessous du faciès de rupture comme présenté dans la figure 1.40, où l'on peut facilement observer les grains basaltiques dans la macrostructure en dessous de l'entaille pour les blocs FRA-46 et FRA-26. Ces zones basaltiques représentent respectivement 75 et 55 % de la structure totale pour chaque bloc. A l'inverse, la macrographie de la structure sous l'entaille pour le bloc FRA-46H ne présente que des zones affectées thermiquement, reconnaissables à l'absence de zone basaltique.

Des analyses EBSD ont été réalisées au niveau de la microstructure en dessous de l'entaille des éprouvettes de résilience pour chaque bloc, afin d'investiguer l'influence de la zone de prélèvement sur la microstructure ainsi que la taille des grains ferritiques.

La figure 1.41 présente les résultats de ces analyses. Sur la figure 1.41.a, les fonctions de désorientation aux joints de grains ferritiques sont présentées. L'analyse de ces fonctions de distribution ne montre pas de différence significative, aussi bien aux faibles qu'aux forts angles de désorientation. Cela signifie que malgré la différence de zone de prélèvement et de paramètres de fabrication, la microstructure en dessous de l'entaille des éprouvettes KV est invariablement de la ferrite aciculaire, comme en témoigne l'absence de pic aux faibles angles de désorientation. Les tailles de grains ferritiques présentées dans la figure 1.41.b montrent également que la différence de macrostructure au niveau de l'entaille des éprouvettes KV n'a pas d'influence notable, puisque les trois blocs ont tous un diamètre équivalent moyen des grains ferritiques compris entre 6,0 et 6,9 µm. L'analyse des facteurs de forme des grains n'a également pas montré de différence significative entre les trois blocs. Ainsi, les grains de ferrite aciculaire dans les dépôts ont un facteur de forme moyen de 0.44, donnant ainsi une longueur caractéristique moyenne aux grains

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

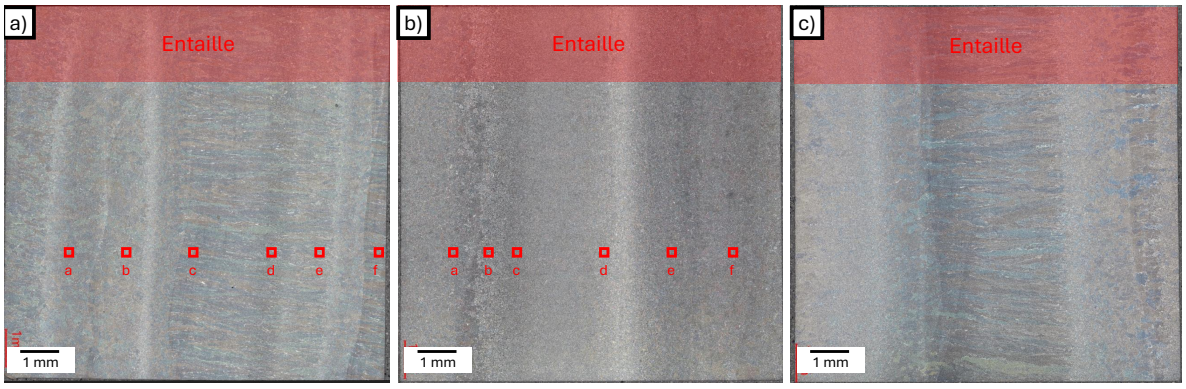


FIGURE 1.40 – Macrographie après attaque Nital 5 % de la structure sous les faciès de rupture dans les blocs a) FRA-46, b) FRA-46H et c) FRA-26. *Les éprouvettes présentées ici sont celles rompues à la température la plus basse pour chaque bloc, à savoir respectivement* −120, −100 *et* −100 °C . *Ceci afin de limiter la zone déformée plastiquement. Les carrés rouges lettrées correspondent à la localisation des micrographies présentées dans les figures 1.42 et 1.43*

de ferrite aciculaire comprise entre 8,2 et 9,5 µm pour une largeur caractéristique moyenne entre 3,6 et 4,2 µm.

Les analyses EBSD réalisées sur les trois blocs fabriqués par Framatome révèlent que la différence de performance obtenue lors des essais de transition ductile-fragile n'est pas liée à la microstructure ferritique ni à sa taille. Cependant, il est possible que des sous-structures ou secondes phases soient présentes dans le matériau comme cela a pu être mis en évidence dans les blocs SAW-WAAM fabriqués par Lincoln Electric (cf fig.1.25). Afin d'investiguer ces secondes phases dans les blocs fabriqués par Framatome, les sections transverses sous le faciès de rupture ont été observées au MEB-SE après attaque au Nital 5 %.

Les figures 1.42 et 1.43 présentent les analyses MEB-SE faites sur la microstructure sous le faciès de rupture des éprouvettes de résilience rompues des blocs FRA-46 et FRA-46H. La localisation des micrographies vis-à-vis des macro-zones sur la section transverse peut être retrouvée dans les figures 1.40.a et 1.40.b respectivement. Les micrographies afférentes au bloc FRA-26 sont disponibles dans l'annexe B.5 [6].

La figure 1.42 met en évidence que la distribution des carbures dans le matériau FRA-46 est fortement dépendante de la localisation dans le dépôt. Dans un premier temps, si l'on se situe dans la zone brute de solidification, de fins carbures sont alignés dans la direction de solidification comme il est possible d'observer dans la figure 1.42.c. La présence de ces alignements est d'autant plus marquée si l'on se positionne dans la ZAT sous-critique (fig. 1.42.d). Dans un second temps, si l'on se positionne dans la ZAT ayant été totalement réausténitisée, on peut soit retrouver un réseau de carbures suivant les anciens joints de grains austénitiques (fig. 1.42.a), soit avoir une dispersion fine et homogène de ces derniers (fig. 1.42.b).

La distribution des carbures dans le matériau FRA-46H est, à l'instar de la pièce FRA-46, dépendante de la localisation dans la section transverse. Cependant, il est possible de remarquer que les colonies de carbures dans le dépôt FRA-46H sont qualitativement plus grossières que

6. Il a été choisi de ne pas présenter les résultats du bloc FRA-26 en raison de sa zone de prélèvement similaire au bloc FRA-46.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

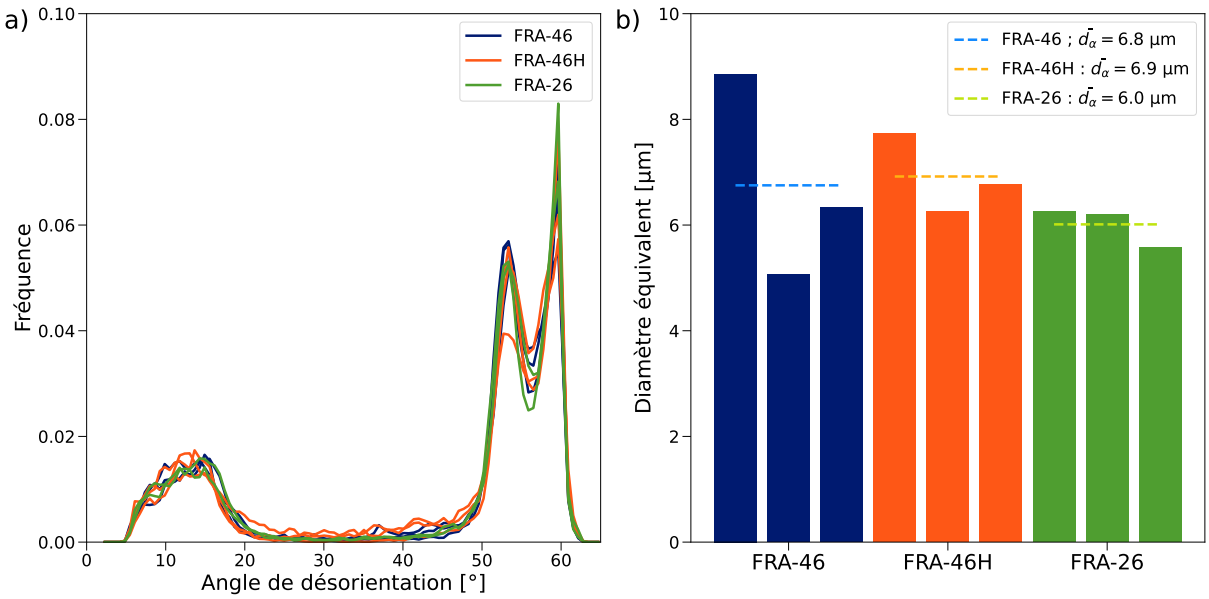


FIGURE 1.41 – Analyse EBSD des microstructures sous entaille des éprouvettes de résilience des trois blocs SAW-WAAM fabriqués par Framatome. a) fonction de désorientation des joints de grains ferritiques. b) Diamètre équivalent des grains ferritiques. Les trois blocs SAW-WAAM présentent la même microstructure, à savoir de la ferrite aciculaire, au regard des fonctions de désorientation des joints de grains. La taille des grains ferritiques, en diamètre équivalent, n'est pas affectée de manière significative par les paramètres de dépôt.

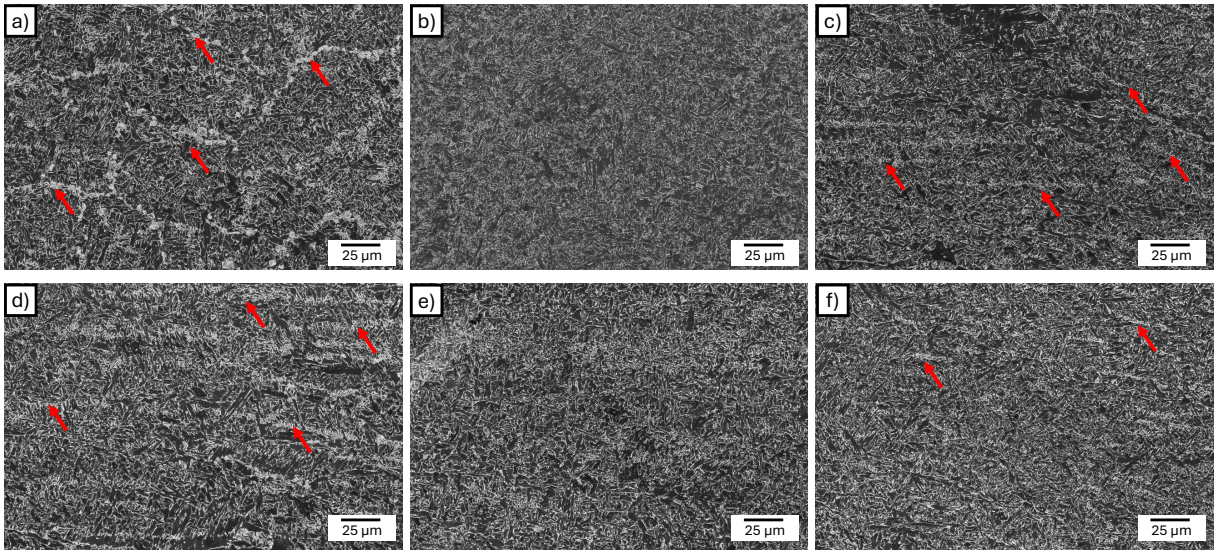


FIGURE 1.42 – Micrographies MEB-SE de la microstructure sous le faciès des éprouvettes KV rompues du bloc FRA-46. Les lettres de chaque micrographie correspondent à celles exposées dans la figure 1.40.a. Les micrographies montrent des réseaux de carbures, tantôt regroupés sur les anciens joints de grains austénitiques dans la zones affectées thermiquement inter-critiques (a), tantôt alignés dans le sens de la solidification (c et d).

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

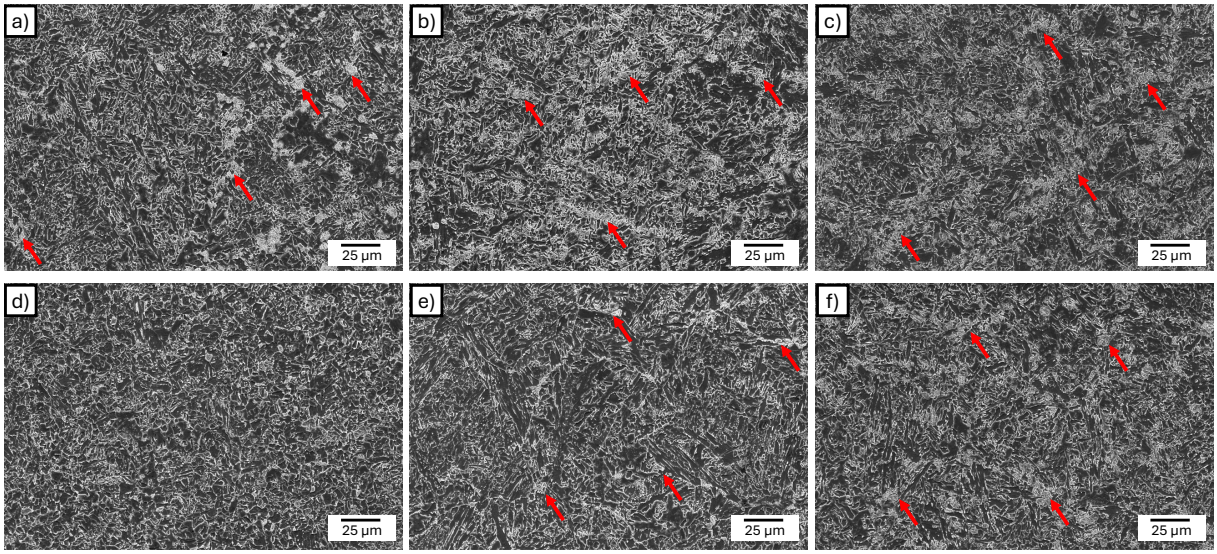


FIGURE 1.43 – Micrographies MEB-SE de la microstructure sous le faciès des éprouvettes KV rompues du bloc FRA-46H. Les lettres de chaque micrographie correspondent à celles exposées dans la figure 1.40.b. Les micrographies montrent des réseaux de carbures plus grossiers que ceux observés dans le blocs FRA-46 (fig.1.42). Ils se localisent le long des anciens joints de grains austénitiques pour former des réseaux inter-connectés.

celle du dépôt FRA-46. Cette différence de finesse dans la distribution de carbures peut être aussi bien due à l'effet de prélèvement que de la différence dans les paramètres de fabrication. D'une part, la différence dans la zone de prélèvement induit que les éprouvettes de résilience de la pièce FRA-46H sont positionnées entre deux cordons. Cette position induit une macrostructure majoritairement réaffectée thermiquement, cette dernière pouvant également être multiple (plusieurs réaffectations). C'est cette réaffectation multiple potentielle qui pourrait donc expliquer les colonies de carbures plus grossières dans cette pièce. D'autre part, l'apport de chaleur linéique plus élevé employé pour la fabrication du bloc FRA-46H peut également avoir un impact sur la distribution. En effet, cet apport de chaleur plus élevé est censé diminuer la vitesse de refroidissement, et donc entraîner des structures plus grossières. Des études supplémentaires sont cependant nécessaires pour discriminer l'influence de l'effet de prélèvement sur celui de la modification des paramètres de fabrication.

La figure 1.44 présente des micrographies MEB-SE à plus grand grandissement des carbures dans les maquettes FRA-46 et FRA-46H. La comparaison de la forme et la taille des carbures entre les deux dépôts montre qualitativement que la taille des carbures en eux-mêmes n'est affectée par la modification des paramètres de fabrication. Des mesures rigoureuses seraient cependant nécessaires pour définir les fractions volumiques et diamètres moyens de ces derniers dans les dépôts. De la même manière, la composition chimique des carbures nécessiterait des analyses plus poussées au MET, en raison de leur taille sub-micronique. Cependant, au regard des observations réalisées et de la littérature existante [29], il est encore une fois possible de les identifier comme de la cémentite, comme il a été fait pour ceux observés dans le bloc LE-46.

La différence dans la dispersion des carbures et réseaux de carbures entre les pièces FRA-46 et FRA-46H pourrait donc être une manière d'expliquer l'augmentation de la température de

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

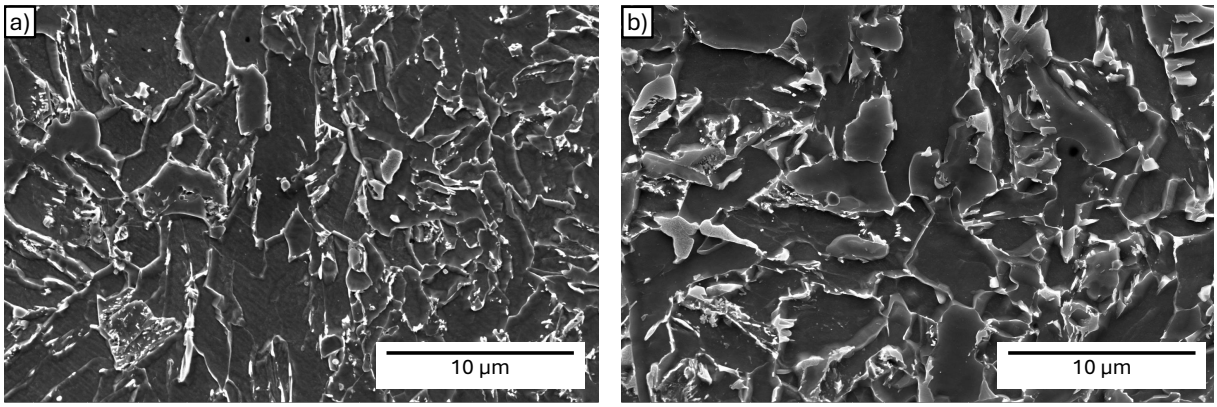


FIGURE 1.44 – Micrographies MEB-SE à fort grandissement des carbures observés dans les maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome. a) FRA-46, b) FRA-46H. La comparaison des deux micrographies montre des morphologies et tailles de carbures similaires entre les deux dépôts

transition ductile-fragile pour cette dernière par rapport à la première. En effet, les carbures étant identifiés comme des amorceurs du clivage dans les aciers faiblement alliés [88, 89], une présence plus nombreuse avec une distribution plus grossière en réseau devrait favoriser l'apparition du clivage. Si l'on attribue la modification de la distribution de ces secondes phases à la zone de prélèvement vis-à-vis de la répartition des cordons de soudure, cela peut également permettre d'expliquer l'augmentation, bien que plus faible, de la température de transition ductile-fragile dans le bloc FRA-26. En effet, le pourcentage de ZAT étant plus élevé dans cette dernière que dans la pièce FRA-46, à savoir 45 % contre 25 %, on peut s'attendre à une proportion plus élevée de réseaux de carbures comme présentés dans les figures 1.42.a ou 1.43.f.

1.4 Conclusion du chapitre

Après avoir rappelé le fonctionnement du procédé de soudage à l'arc sous flux (SAW), les microstructures pouvant résulter du soudage des aciers faiblement alliés par cette technique, et les similitudes observées avec les procédés de fabrication additive WAAM classiques, ce chapitre présente les résultats des caractérisations des maquettes obtenues par SAW-WAAM. Différents taux de dépôt et apports de chaleur ont été étudiés pour un acier faiblement allié représentatif de celui utilisé pour la fabrication de gros composants pour les centrales nucléaires à eau pressurisée.

Les analyses macro- et microstructurales réalisées sur les différentes maquettes SAW-WAAM ont permis de mettre en évidence plusieurs points :

- La macrostructure des blocs SAW-WAAM est typique de ce qui est communément observé lors des opérations de soudage multipasses : une alternance de zones basaltiques brutes de solidification et de zones affectées thermiquement peut être observée. L'augmentation de l'apport de chaleur a invariablement eu pour effet d'augmenter l'épaisseur des ZAT pour un taux de dépôt équivalent. A l'inverse, pour un apport de chaleur équivalent, ce sont les taux de dépôt les plus élevés qui présentaient les épaisseurs de ZAT les plus faibles. (voir annexe B.4). Les analyses macrostructurales n'ont pas révélé de défaut de compacité du type pore, manque de fusion ou fissure. cela montre que le procédé de fabrication additive

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

SAW-WAAM permet de fabriquer des pièces métalliques denses à des taux de dépôts compétitifs pour les gros composants de l'industrie nucléaire.

- Les analyses microstructurales réalisées sur les maquettes SAW-WAAM ont révélé une microstructure majoritairement composée de ferrite aciculaire, invariablement du fournisseur des pièces ou des paramètres de fabrication utilisés. Quelques plages de bainite inférieure de joint de grain (selon la dénomination définie par Bhadeshia [28]) ont pu être observées aux anciens joints de grains austénitiques dans les zones brutes de solidification. Les analyses EBSD effectuées sur les cinq maquettes ont mis en évidence que les grains de ferrite aciculaire présentent tous un facteur de forme de 0,44. Les dimensions des aiguilles, variant légèrement en fonction du taux de dépôt, sont comprises entre 4,5 et 7,5 µm pour la longueur, et 1,9 et 3,3 µm pour la largeur. Les analyses microstructurales ont également permis de mettre en évidence une précipitation de carbures, notamment marquée dans les ZAT sous- et inter-critiques. Lorsque ces derniers sont retrouvés dans une zones basaltiques, ils sont organisés en bandes dans le sens de la solidification mais pas forcément le long des anciens joints de grains austénitiques. A l'inverse, lorsqu'ils sont retrouvés dans des zones recristallisées, les carbures sont localisés aux anciens joints de grains austénitiques et forment ainsi un réseau. L'identification claire de leur cinétique de formation reste cependant compliquée en raison des multiples cycles thermiques et réaffectations pouvant avoir lieu lors de la fabrication des pièces.

- La caractérisation de la population inclusionnaire a révélé que les inclusions observées sont majoritairement composées d'agrégats de spinelle d'aluminium et magnésium et de silicates. Une coquille d'oxyde de titane et des satellites de sulfures de cuivre ont également été observés de manière récurrente sur les inclusions. Le diamètre moyen des inclusions dans les cinq maquettes est compris entre 240 et 360 nm en fonction du taux de dépôt et de l'apport de chaleur. La fraction volumique d'inclusion dans les dépôts est comprise entre $0{,}8\times10^{-4}$ et $1{,}2\times10^{-3}$. Cette dernière a d'ailleurs été mise en relation directe avec la teneur en oxygène et soufre dans les matériaux déposés par fabrication additive.

Les caractérisations mécaniques effectuées à l'état brut de fabrication sur les cinq maquettes ont permis de comparer les performances des pièces fabriquées par fabrication additive aux requis des codes de fabrication ainsi qu'aux performances des pièces en 16MND5 forgées depuis un lingot plein (méthode actuelle) et en 18MND5 laminé depuis un lingot méplat (méthode historique).

- Les essais mécaniques en traction réalisés à température ambiante sur les blocs fabriqués par Lincoln Electric se sont révélés fortement encourageants. D'une part, les limites élastiques et mécaniques obtenues se sont révélées fortement supérieures aux contraintes limites requises par le RCC-M pour le dimensionnement des gros composants. Les allongements à la rupture étaient, certes, plus proches des limites voire parfois en deçà pour le bloc fabriqué à un taux de dépôt de 16 kg/h, mais les résistances élastiques et mécaniques étant relativement élevées, un simple traitement thermique de détensionnement devrait permettre d'améliorer l'allongement à la rupture sans diminuer les performances des pièces. Une faible anisotropie a été observée durant les essais de traction. Cette dernière a plus été attribuée à un effet de prélèvement plutôt qu'un effet de direction de chargement.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

- Les courbes de transition ductile-fragile en résilience effectuées sur les blocs fabriqués par Framatome ont mis en évidence que les dépôts SAW-WAAM sont tout aussi performants vis-à-vis du matériau 16MND5 forgé actuel, et plus performants que le matériau 18MND5 laminé historique. Ces résultats montrent que les pièces fabriquées par fabrication additive SAW-WAAM pourraient être utilisées sans traitement thermique de qualité de type austénitisation-trempe-revenu comme il est actuellement requis sur les gros forgés.

- Une différence maximale de 20 °C a été observée pour les températures de transition ductile-fragile entre les trois blocs fabriqués par Framatome, avec comme température la plus élevée −55 °C. Les différences entre les trois maquettes ont été attribuées à une différence de zone de prélèvement, avec une détérioration de la température de transition ductile-fragile lorsque la proportion de ZAT augmente en dessous de l'entaille de l'éprouvette. La raison métallurgique serait une population de carbures plus importante combinée à une organisation en réseau le long des anciens joints de grains austénitiques.

Tous ces éléments permettent de définir le procédé de fabrication additive SAW-WAAM comme très prometteur pour la fabrication de gros composants nucléaires homogènes chimiquement et isotropes en propriétés mécaniques. De plus, les très bons résultats obtenus lors des essais de transition ductile-fragile ainsi que l'absence de ferrite primaire dans les matériaux laissent penser que le taux de dépôt pourrait encore être augmenté avant de détériorer de manière significative les performances des pièces fabriquées. Cependant, la réalisation de maquettes supplémentaires à des taux de dépôt plus élevés n'étant pas possible dans le cadre de cette thèse, des analyses dilatométriques ont été réalisées à la place. Ceci afin de déterminer les vitesses de refroidissement limites des différentes microstructures obtenues dans les métaux déposés par fabrication additive.

Les résultats de ce premier chapitre ont permis le dépôt d'un brevet français à l'INPI (FR 25 00442), dont l'objet est la fabrication de pièces en acier faiblement allié à l'aide de la technologie SAW-WAAM.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Chapitre 2

Influence de la vitesse de refroidissement sur la microstructure des aciers faiblement alliés C-Mn-Ni-Mo

Sommaire

2.1 Introduction 68
2.2 Matériaux, méthodes et objectifs expérimentaux 70
2.2.1 Matériaux et objectifs 70
2.2.2 Dilatométrie 75
2.2.3 Préparations métallographiques 80
2.3 Analyse dilatométrique des matériaux LE-16 et LE-46 80
2.3.1 Influence du cycle thermique sur les inclusions 80
2.3.2 Taille de grain austénitique 81
2.3.3 Décomposition de l'austénite et microstructures résultantes 83
2.3.4 Diagramme de transformation en refroidissement continu (TRC) 87
2.4 Analyse dilatométrique du métal désoxydé 89
2.4.1 Analyse inclusionnaire 89
2.4.2 Taille de grain austénitique 89
2.4.3 Décomposition de l'austénite et microstructures résultantes 91
2.5 Comparaison des alliages industriels et désoxydé : quelle différence entre la bainite et la ferrite aciculaire ? 93
2.5.1 Température de début de transformation 94
2.5.2 Cinétique de transformation 95
2.5.3 Dureté des microstructures brutes de transformation 96
2.6 Conclusion du chapitre 99

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

2.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est d'étudier l'influence de la vitesse de refroidissement sur la décomposition de l'austénite en ferrite dans les aciers faiblement alliés C-Mn-Ni-Mo déposés par fabrication additive. Cette étude va permettre, d'une part, de mieux comprendre les microstructures caractérisées dans les blocs fabriqués par fabrication additive SAW-WAAM dans le chapitre 1. D'autre part, la compréhension de l'influence de la vitesse de refroidissement sur les microstructures et leur cinétique de formation sera une première brique dans le développement du modèle de prédiction des transformations de phases pour les aciers faiblement alliés qui sera décrit dans le chapitre 3.

Les résultats obtenus dans le chapitre 1 ont montré que les pièces fabriquées par fabrication additive SAW-WAAM ont une microstructure ferritique majoritairement composée de ferrite aciculaire. Cette dernière est reconnaissable par ses grains en forme d'aiguilles et dont les sites de germination sont les fines inclusions d'oxydes et de sulfures introduites par l'opération de soudage. Cette microstructure présente une morphologie granulaire fortement entrecroisée, avec des angles de fortes désorientations entre les différents grains. C'est cette morphologie qui lui confère les très bonnes propriétés mécaniques, notamment en résilience, qui ont été mesurées dans le chapitre 1. Une microstructure qui n'a pas été observée dans les pièces fabriquées par fabrication additive mais qui était attendue d'après la littérature est la ferrite primaire. L'absence de cette microstructure dans les dépôts signifie, d'après la littérature encore une fois, que les vitesses de refroidissement observées dans les pièces fabriquées sont trop élevée pour voir la ferrite primaire apparaître.

Afin d'obtenir les informations manquantes aux caractérisations effectuées dans le chapitre 1, des analyses par dilatométrie ont été effectuées. Cette technique a l'avantage de nécessiter moins de matière et de temps que la réalisation de maquettes déposées par fabrication additive SAW-WAM d'une part, mais également de permettre l'investigation de conditions de refroidissement bien plus nombreuses. Dans le même temps, l'utilisation d'un dilatomètre permet de maitriser finement le cycle thermique, et donc de corréler directement les effets de ce dernier aux microstructures obtenues, comparativement aux fabrications additive, où l'instrumentation des maquettes est plus complexe.

Dans l'objectif de répondre aux deux points présentés au début de cette section, une première partie de ce chapitre va présenter les essais de dilatométrie réalisés sur les alliages industriels déposés par fabrication additive SAW-WAAM dans le chapitre 1. Ces analyses permettront d'une part de définir la vitesse de refroidissement minimum pour l'obtention d'une microstructure totalement ferritique aciculaire. D'autre part, les résultats permettront également d'obtenir des informations sur les cinétiques de transformation de l'acier en fonction de la vitesse de refroidissement. Ces informations seront utiles pour le développement du modèle de transformation de phases allant être développé dans le chapitre 3.

Une seconde partie de ce chapitre sera dédiée à l'analyse d'un alliage industriel mais désoxydé. Autrement dit, les inclusions d'oxydes et de sulfures finement dispersées dans les alliages SAW-WAAM ont été retirées. L'idée derrière ces analyses est d'évaluer de manière quantitative l'effet des inclusions d'oxydes sur la formation de la ferrite aciculaire. Cela permettra également d'obtenir les courbes de transformation de l'austénite en fonction de la vitesse de refroidissement. Ces dernières pourront donc être comparées à celles des matériaux industriels SAW-WAAM d'une

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

part, et aider à alimenter le modèle développé dans le prochain chapitre d'autre part.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

2.2 Matériaux, méthodes et objectifs expérimentaux

2.2.1 Matériaux et objectifs

Les matériaux étudiés par dilatométrie dans ces travaux de thèse sont au nombre de 5. Tout d'abord, deux alliages industriels SAW-WAAM ont été analysés ainsi qu'un alliage industriel désoxydé comme présenté dans l'introduction de ce chapitre. Cependant, deux alliages ternaires ont également été investigués durant ces travaux. Leur analyse complète peut être retrouvée en annexe, mais une courte sous-partie leur sera dédiée ici pour expliquer brièvement les résultats et les choix faits en connaissance de ces derniers.

2.2.1.1 Alliages industriels SAW-WAAM

A. Elaboration

Les deux alliages industriels étudiés dans ce chapitre sont issus des dépôts LE-16 et LE-46 réalisés par fabrication additive SAW-WAM par Lincoln Electric à des taux de dépôt respectifs de 16 et 46 kg/h. La méthode d'élaboration précise pour ces deux matériaux peut donc être retrouvée dans la section 1.2.1.1 dédiée du chapitre 1.

Les échantillons de dilatométrie ont été prélevés par électro-érosion à coeur des blocs SAW-WAAM. Ils sont de géométrie cylindrique de diamètre 3 mm et de longueur 10 mm.

B. Objectifs des analyses

Les analyses de dilatométrie réalisées sur ces deux matériaux LE-16 et LE-46 ont pour objectif la définition de la vitesse de refroidissement la plus faible avant l'apparition de la ferrite primaire ainsi que l'alimentation du modèle de transformation de phases allant être développé dans le chapitre 3.

Afin de déterminer la vitesse critique d'apparition de la ferrite primaire, des analyses couplées de dilatométrie et de métallographie optique vont être réalisées. L'identification de la ferrite primaire sera faite sur critère morphologique : cette microstructure a un aspect polygonal avec des joints de grains nets après attaque Nital 5 %. Elle ressort généralement de couleur claire après attaque et observation au microscope optique.

Afin de préparer le développement du modèle de transformation de phases et permettre également la validation de ce dernier, les courbes de dilatométrie en fonction de la vitesse de refroidissement des alliages testés vont être analysées. L'objectif de ces analyses est d'obtenir, *in-fine*, des courbes traçant la fraction d'austénite transformée en fonction de la température pour les différentes vitesses de refroidissement. C'est en effet ce type de courbe que donnera le modèle en sortie, puisque ce dernier sera développé selon un périmètre de champ moyen.

2.2.1.2 Alliage désoxydé

A. Elaboration

Le principe de la désoxydation d'un alliage par refusion repose sur la différence de densité du métal liquide avec celle des inclusions contenues dans ce dernier. En effet, les inclusions présentant une densité plus faible que le métal fondu, vont venir flotter à la surface de ce

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

dernier [61], et donc se retrouver en tête de lingot après solidification. Il en résulte alors un métal avec un taux d'oxygène plus faible qu'auparavant.

Dans le cadre de cette étude, de la matière a été prélevée dans le matériau LE-16 pour en effectuer la désoxydation à l'aide d'un four à arc AME 1116 de la marque Bühler présent, au laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon. La chambre de fusion ainsi que la lingotière utilisées à cet effet sont présentées dans la figure 2.1. La fusion de l'alliage LE-16 dans ce four à arc a été réalisée sous une atmosphère inerte d'argon à une pression de 700 mbar après une purification de l'enceinte par trois mises au vide primaire puis remplissages d'argon successifs. L'alliage à désoxyder a d'abord subit une série de trois fusions-refusions, afin d'assurer une bonne désoxydation. Il a ensuite été placé dans le creuset central (voir fig. 2.1.b) afin de procéder à la succion. Cette aspiration est permise par une dépression au vide secondaire [1] entraînée à l'aide d'une pédale gouvernée par un diaphragme modulable pour en maîtriser le flux. La lingotière utilisée pour la succion a un diamètre de 3 mm, diamètre des échantillons de dilatométrie. Ceci afin de faciliter la préparation de ces derniers. La longueur utile de la lingotière étant de 150 mm, cela permet d'extraire une dizaine de plots de dilatométrie par coulée.

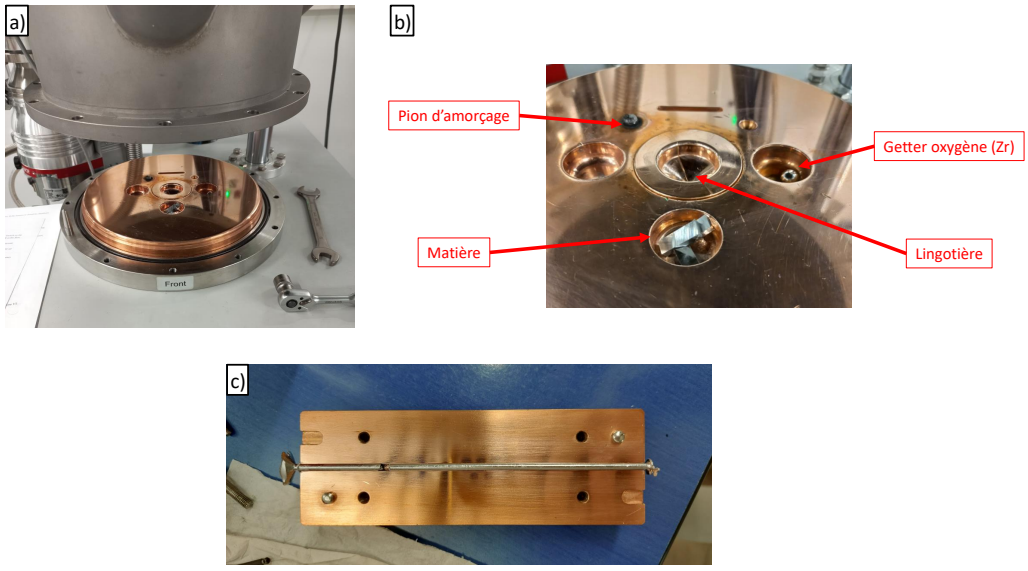


FIGURE 2.1 – a) Chambre de fusion du four à arc Bühler AME 1116 utilisé pour l'élaboration des alliages modèles ternaires et la désoxydation de l'alliage industriel. b) Photographie de la plaque de fusion. c) Photographie de la lingotière de diamètre 3 mm et de longueur 150 mm ouverte avec un lingot formé par aspiration.

Les paramètres d'intensité d'arc électrique et d'ouverture du diaphragme pour la bonne aspiration de la matière fondue dans la lingotière sont référencés dans le tableau 2.1.

La composition chimique du matériau obtenu après désoxydation est présentée dans le tableau 2.2 parallèlement à celle de la matière première utilisée. L'analyse chimique du métal désoxydé a été effectuée de la même manière que pour le matériau LE-16, à savoir par Fluorescence-X et par fusion et combustion pour l'oxygène, l'azote, le carbone ainsi que le

1. lors du dernier tirage au vide avant la mise en pression de 700 mbar d'argon, un tirage au vide secondaire est effectué afin de permettre cette dépression dans le système d'aspiration.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Table 2.1 – Paramètres de désoxydation au four à arc

Ouverture diaphragme	Intensité d'arc
3 tours	150 A

soufre. Les appareils utilisés pour les mesures sont également les mêmes, à savoir les analyseurs du laboratoire Expertise du centre de recherche EDF Lab les Renardières de EDF R&D.

Table 2.2 – Résultats moyens en pourcentage massique des caractérisations chimiques par fluorescence X, fusion et combustions. Les résultats montrent une réduction significative de la teneur en oxygène et azote pour l'alliage désoxydé sans modification notable de la composition chimique globale.

Specimen $\%_{wt}$	C	Mn	Si	Ni	Mo	Al	Ti	Cu	S	P	O	N
LE-16	0.1156	1.63	0.25	0.80	0.49	0.008	<0.004	0.06	0.0058	0.009	0.017	0.009
LE-16-desox	0.09	1.52	0.27	0.85	0.53	0.007	<0.005	0.06	0.006	0.009	0.003	0.004

Les analyses chimiques montrent une très grande efficacité de la refusion par arc électrique pour la désoxydation du matériau. En effet, la teneur en oxygène dans le métal désoxydé est 6 fois inférieure à celle du métal d'origine. On remarque également que la teneur en azote a été réduite de moitié. Bien que la refusion soit très efficace pour diminuer la composition en oxygène dans le matériau, elle n'a cependant pas eu d'influence sur la teneur en soufre qui, elle, est restée inchangée par rapport à la matière de départ. Enfin, il est également possible d'observer une perte de 20 % de carbone ainsi qu'une perte d'environ 10 % pour le manganèse dans l'alliage désoxydé par rapport à l'alliage LE-16 de départ.

Afin d'expliquer l'absence d'impact de la refusion au four à arc sur la teneur moyenne en soufre, il est utile de s'intéresser aux limites de solubilité de cet élément dans les différentes phases de l'acier faiblement allié. Pour ce faire, une simulation d'ortho-équilibre sur le logiciel Matcalc [90] en s'appuyant sur la base de données Fe-1.3 a été réalisée. Le système pris en compte pour la simulation est le système Fe-0.1C-1.6Mn-0.25Si-0.5Mo-0.06Cu-0.006S, conformément à la composition chimique de l'alliage LE-16. Les compositions en soufre dans les phases obtenues à l'aide de la simulation sont regroupées dans le tableau 2.3 pour des températures de 700 et 1600 °C. Les résultats de cette simulation montrent qu'à 700 °C, la composition en soufre dans l'austénite est largement inférieure à la composition nominale de l'alliage. Autrement dit, la composition nominale en soufre est supérieure à la limite de solubilité de l'austénite à cette température, ce qui justifie donc l'observation de Cu_2S dans les dépôts, mise en avant dans le chapitre 1, qui précipitent au refroidissement en raison de la sur-saturation de l'austénite. Cependant, lorsque l'on regarde maintenant la composition en soufre dans la phase liquide à 1600 °C, on remarque que cette dernière à l'équilibre est égale à la composition nominale. Autrement dit, la limite de solubilité de cet élément dans le liquide n'est pas atteinte pour la composition nominale du matériau. Cela signifie donc que le soufre ne peut pas être éliminé par une simple refusion au four à arc puisque cet élément est totalement en solution dans le liquide.

Les pertes en carbone et manganèse observées entre le métal déposé et le métal désoxydé peuvent être expliquées de deux manières. La première explication peut être une évaporation de ces deux éléments en raison des températures élevées atteintes par le bain de fusion sous l'arc électrique. La deuxième est que le carbone se combine avec l'oxygène présent dans le bain de fusion pour former du CO et du CO_2 gazeux.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

TABLE 2.3 – Composition en soufre de la phase d'intérêt du système après un calcul thermodynamique en ortho-équilibre à 700°C et 1600°C du système Fe-0.1C-1.6Mn-0.25Si-0.8Ni-0.5Mo-0.06Cu-0.006S. A 1600°C, le soufre est complètement soluble dans le liquide, tandis qu'il n'est que très peu soluble dans l'austénite à 700°C.

Température	700 °C	1600 °C
phase d'intérêt	austénite	liquide
Composition d'équilibre en S (wt%)	8.11×10^{-9}	0.006
Composition nominale en S (wt%)	0.006	0.006

B. Objectif des analyses

L'objectif majeur de l'élaboration et l'analyse d'un alliage industriel dépourvu d'inclusion d'oxydes est de pouvoir analyser l'influence de ces dernières sur la morphologie des microstructures ferritiques formées au refroidissement. Ainsi, à l'instar de ce qui a été fait pour les matériaux LE-16 et LE-46 analysés par dilatométrie, des analyses métallographiques vont être menées sur les plots traités par dilatométrie pour identifier les microstructures. Le micro-constituant attendu étant de la bainite d'après la littérature [61], la détermination des différentes typologies de cette microstructure a été faite selon les définitions données dans la partie 1.1.2.1 du chapitre 1. Autrement dit, trois types de bainites seront discriminés : la bainite granulaire, d'aspect granulaire et aux joints de grains tortueux et présentant des taches noires intragranulaires au microscope optique ; la bainite supérieure, présentant une morphologie en latte exempte de carbures intragranulaires (observé au MEB) ; la bainite inférieure, présentant des lattes avec des carbures intragranulaires précipités.

Un objectif connexe a l'analyse de l'alliage désoxydé est de tirer profit de la composition chimique très similaire entre ce matériau et les métaux industriels SAW-WAAM afin d'évaluer les différences de propriétés entre la bainite et la ferrite aciculaire. Bien que ces différences soient déjà documentées dans la littérature [6, 28], les analyses sont, la plupart du temps, faites sur des matériaux dont la composition chimique est significativement différente, notamment au niveau du taux de carbone. Ainsi, les comparaisons effectuées sur les températures de début de transformation ou sur la dureté des microstructures ne sont pas forcément des plus rigoureuses. Ces travaux ont pour but de répondre à ce manque.

Un dernier objectif de ces analyses et de permettre d'alimenter le modèle de prédiction des transformations de phases dans l'éventualité où ce dernier venait à devoir modéliser la formation de la bainite. Bien que cet objectif soit plus prospectif, il n'en reste pas moins d'intérêt.

2.2.1.3 Alliages ternaires modèles

L'objectif derrière l'élaboration et l'analyse d'alliages modèles ternaires de type Fe-C-X avec X un élément d'alliage majoritaire était, à l'origine, de simplifier la composition des alliages industriels SAW-WAAM afin d'isoler les contributions des éléments d'alliage dans la décomposition de l'austénite en bainite ou ferrite aciculaire. Les courbes d'évolution de la fraction d'austénite transformée en fonction de la température devaient servir à calibrer le modèle de transformation de phases qui sera présenté dans le chapitre 3. Leur simplicité devait permettre de limiter le nombre d'inconnues, ou d'approximations, afin d'avoir, au plus possible, un modèle de transformation à base physique.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Deux alliages ternaires ont été étudiés dans le cadre de cette thèse, à savoir les alliages Fe-0.1C-1.7Mn et Fe-0.1C-1Ni, respectivement pour isoler l'effet du manganèse et du nickel sur la transformation de l'austénite au refroidissement. Les résultats obtenus sur ces deux alliages se sont montrés peu probants vis-à-vis de l'objectif fixé, puisque comme présenté sur les diagrammes de Transformation en Refroidissement Continu (TRC) de la figure 2.2, une multitude de microstructures sont observées en fonction de la vitesse de refroidissement mais aucune n'est de la ferrite aciculaire. Cependant, c'est bien cette microstructure que l'on va chercher à modéliser dans le chapitre 3.

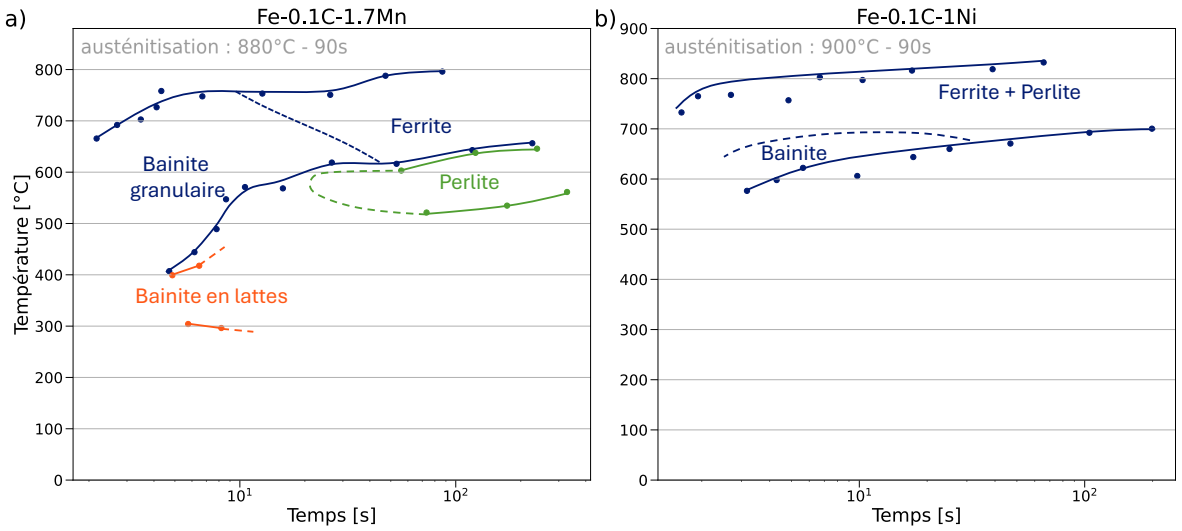


FIGURE 2.2 – Diagrammes en refroidissement continu des alliages ternaires pour une gamme de vitesses de refroidissement comprises entre 1 et 100 °C/s. a) Fe-0.1C-1.7Mn, b) Fe-0.1C-1Ni. Aucun des deux TRC ne montre, pour les refroidissement testés, la présence de la ferrite aciculaire recherchée. *Les lignes en pointillées correspondent à une microstructure observée lors des études métallographiques mais non-détectée par les essais de dilatométrie.*

Maintenant, la littérature fait état que la ferrite aciculaire est thermodynamiquement proche de la bainite en latte [28]. Ainsi, l'obtention de bainite en lattes dans les alliages ternaires serait déjà un début pour l'établissement d'un modèle physique. Cependant, comme le montrent encore une fois les TRC pour les deux alliages, seul l'alliage Fe-C-Mn présente de la bainite en lattes. Cependant, cette microstructure n'est observée sur les courbes de dilatométrie que pour les vitesses de refroidissement de 70 et 100 °C/s et dans des fractions inférieures à 25 %. L'apparition en fin de transformation de cette microstructure ne facilite donc pas l'analyse thermodynamique en raison de l'enrichissement de l'austénite résiduelle en carbone, qu'il sera nécessaire de quantifier si l'on veut utiliser ces courbes de dilatométrie pour la calibration du modèle de transformation de phases.

Au regard des résultats obtenus et de leur éloignement significatif avec les microstructures observés dans les pièces SAW-WAAM, il ne semble pas pertinent d'utiliser les alliages ternaires pour la calibration du modèle métallurgique de prédiction des transformations de phases. Il n'a pas, non plus, été jugé pertinent de réaliser un troisième alliage ternaire de type Fe-C-Mo. Les résultats détaillés des analyses effectuées sur les deux alliages ternaires sont disponibles dans l'annexe C.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

2.2.1.4 Récapitulatif des matériaux étudiés

Le tableau 2.4 récapitule la composition chimique des différents matériaux allant être étudiés dans ce chapitre. A noter que ce dernier ne présentera que les résultats des matériaux LE-16, LE-46 et LE-16-desox. Les résultats des alliages ternaires pouvant une nouvelle fois être retrouvés dans l'annexe C pour les raisons évoquées dans la section précédente.

TABLE 2.4 – Composition chimique en pourcentage massique des matériaux pour les analyses dilatométriques, analysée par fluorescence-X et par fusion et combustion de copeaux.

élément $\%_{wt}$	C	Mn	Si	Ni	Mo	Al	Ti	Cu	S	P	O	N
LE-16	0.1156	1.63	0.25	0.80	0.49	0.008	<0.004	0.06	0.0058	0.009	0.017	0.009
LE-46	0.1001	1.65	0.28	0.82	0.49	0.009	<0.005	0.11	0.0046	0.007	0.015	0.009
LE-16-desox	0.09	1.52	0.27	0.85	0.53	0.007	<0.005	0.06	0.006	0.009	0.003	0.004
Fe-0.1C-1.7Mn	0.1	1.7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-0.1C-1Ni	0.1	-	-	1.0	-	-	-	-	-	-	-	-

2.2.2 Dilatométrie

2.2.2.1 Présentation du moyen d'essai

Les essais de dilatométrie ont été réalisés sur le dilatomètre de trempe à tige de poussée horizontale de la marque Linseis du laboratoire d'expertise métallurgique du centre R&D d'EDF Lab Les Renardières.



FIGURE 2.3 – Montage expérimental pour les analyses par dilatométrie. a) Dilatomètre de trempe. b) Vue de l'enceinte de travail

La figure 2.3 présente une vue globale du dispositif ainsi qu'un gros plan sur l'enceinte de travail du dilatomètre. Comme il est possible d'observer sur la figure 2.3.b, l'énergie nécessaire à la chauffe de l'échantillon est apportée à l'aide d'une bobine creuse entourant le matériau testé. Cette bobine est, lors de l'essai, traversée par un courant électrique afin de chauffer par induction le plot de dilatométrie. Cette même bobine est également percée de petits orifices dans son diamètre interne. Ces ouvertures permettent, lors du refroidissement, d'injecter de l'hélium directement sur l'échantillon afin de le refroidir à la vitesse voulue. Pour garantir le bon suivi du cycle thermique imposé par l'utilisateur, un thermocouple de type K est soudé par décharge

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

de condensateur à l'échantillon éprouvé, puis raccordé au dilatomètre. L'asservissement de la température se fait ensuite à l'aide d'un régulateur PID (Proportionnel, Intégral, Dérivé). Il est à noter ici que l'emploi de thermocouples de type K a été motivé par leur capacité à soutenir des températures supérieures à 1300 °C pendant de courtes durées, limitant ainsi la nécessité d'utiliser des thermocouples plus onéreux. Enfin, chaque essai de dilatométrie a été réalisé sous une atmosphère d'hélium à pression atmosphérique après un tirage au vide de l'enceinte. L'inertage est effectué afin de limiter l'oxydation de surface, mais également pour limiter la décarburation de l'échantillon.

Les cycles thermiques effectués dans le cadre de cette étude se composent de deux étapes. La première consiste en un traitement d'austénitisation à 1000 °C pendant 60 s suivi d'une trempe à 100 °C/s. L'objectif de cette première étape est de faire fi de l'ancienne structure métallurgique de l'échantillon, qui pourrait varier en fonction de la méthode de fabrication et/ou de la zone de prélèvement, ceci afin de faciliter les analyses. La figure 2.4 présente le profil thermique de cette dernière en fonction du temps.

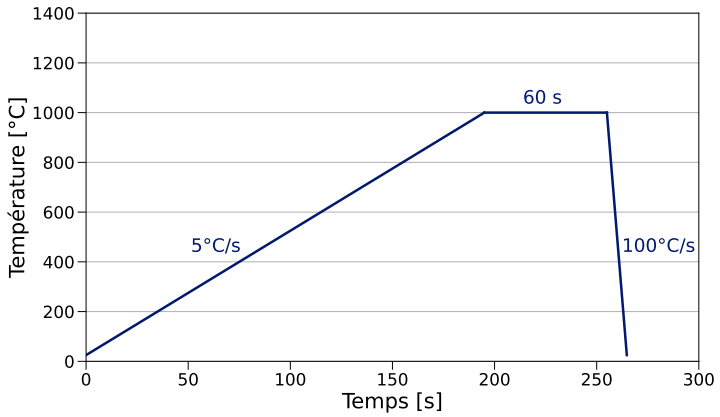


FIGURE 2.4 – Evolution de la température en fonction du temps pour la première étape des cycles thermiques pour les essais de dilatométrie.

En ce qui concerne la deuxième étape, il a été choisi d'approcher un cycle thermique de soudage avec celui de dilatométrie. Pour ce faire, l'approche proposée par ZHANG [6] a été adoptée afin d'obtenir des tailles de grains austénitiques représentatives de celles pouvant être obtenues dans des ZAT à gros grains. Ainsi, la température d'austénitisation a été établie à 1300 °C avec une vitesse de chauffe de 12 °C/s. Cette vitesse de chauffe, bien que très inférieure à celles observées en soudage, est choisie afin de le rendre facilement réalisable sur le dilatomètre. Deux temps de maintien à la température d'austénitisation ont été évalués dans ces travaux de thèse : 2 et 10 s. Ceci afin d'étudier leur influence sur les cinétiques de décomposition, et notamment la température de début de transformation. La figure 2.5 présente ces deux cycles thermiques pour une vitesse de refroidissement de 100 °C/s.

La plage de vitesses de refroidissement va de 1 et 100 °C/s. Additionnellement, des essais à des vitesses de refroidissement plus lentes, à savoir jusqu'à 0,1 °C/s, ont été réalisés afin de définir le domaine ferritique primaire dans le matériau LE-16.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

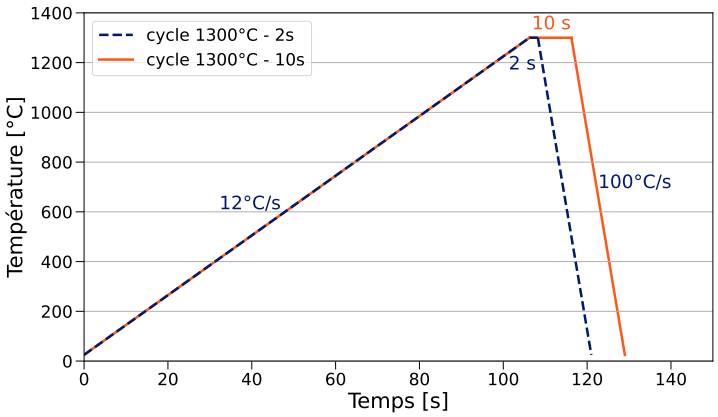


FIGURE 2.5 – Cycles thermiques pour les matériaux industriels LE-16, LE-46 et LE-16-desox. Ils comportent une chauffe jusqu'à 1300 °C à une vitesse de 12 °C/s, pour un temps de palier de 2 et 10 s respectivement.

2.2.2.2 Dépouillement des essais

Le principe de l'essai de dilatométrie est d'enregistrer la dilatation induite par les changements de température de l'échantillon. Cette déformation élastique étant proportionnelle au coefficient de dilatation thermique qui lui, est propre à chaque phase métallurgique, il est ainsi possible d'identifier les transformations de phases du matériau. Ces transformations sont d'autant plus facilement identifiables lorsqu'elles sont accompagnées par une modification de structure cristalline, entraînant ainsi un changement de volume, comme c'est le cas lors de la transformation de la ferrite en austénite ou inversement. En effet, comme exposé sur la figure 2.6, une contraction brusque du volume est observée lors du début de la transformation de la ferrite en austénite. Ceci est dû au fait que l'austénite possède une structure cristalline cubique face centrée, de compacité 0.74 tandis que la ferrite, elle, possède une structure cristalline cubique centrée de compacité 0.68. Ainsi, cette augmentation de densité de maille entraîne une contraction du volume de l'échantillon lors de la transformation. Il est également possible de voir sur la figure 2.6 que le phénomène inverse se produit bien au refroidissement, avec une dilatation soudaine de l'échantillon lors de la transformation de l'austénite en ferrite. C'est ce signal qui est utilisé pour détecter les débuts et fins de transformation.

La détermination des températures de début et fin de transformation peut se faire de deux manières différentes : via la méthode des tangentes ou celle des dérivées. Ces deux méthodes sont schématisées dans la figure 2.7.

La méthode des tangentes est la méthode la plus simple à mettre en oeuvre pour déterminer les températures de début et fin de transformation. Elle peut se faire de manière aussi bien manuelle qu'automatisée. Le principe de cette méthode est de tracer une tangente le long des droites de dilatation lorsque le matériau est monophasé, puis de mesurer l'écart à cette tangente dans la partie bi-phasée (zone de décrochage de la courbe). Par convention, on parle de début ou fin de transformation lorsque la courbe dilatométrique s'écarte de plus de 15 % de la tangente tracée. La limite de cette technique réside dans la difficulté à discriminer des transformations consécutives. Dans le cas des aciers faiblement alliés, les transformations étant le plus souvent consécutives, voir quasiment simultanées, cela rend le tracé d'une tangente intermédiaire difficile,

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

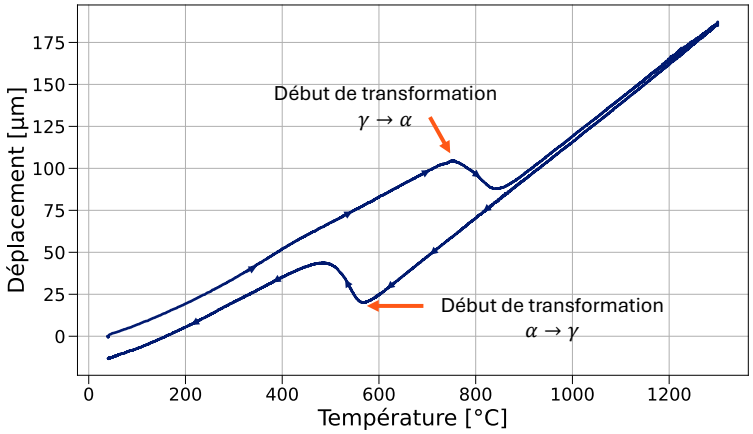


FIGURE 2.6 – Courbe dilatométrique typique d'un acier faiblement allié à transformation de phase. la longueur du plot de dilatométrie est de 10 mm

comme schématisé sur la figure 2.7.c. Cette configuration oblige alors une discrimination de la transformation par l'utilisateur, rendant le travail fastidieux lorsque le nombre d'essais est élevé. Cela introduit également une incertitude de mesure supplémentaire.

La méthode des dérivées est, elle, plus complexe à mettre en oeuvre que la méthode des tangentes de par son principe de base. Ce dernier repose sur la dérivation de la courbe de dilatométrie lors du refroidissement. Cette dernière étant affine dans les zones monophasées, et sigmoïdale dans les zones de transformation, la forme de la dérivée de la courbe sera donc un ou plusieurs pics encadrés par deux lignes de base (cf fig 2.7.a). Les températures de début et fin de transformation seront alors facilement seuillables par un critère de hauteur par rapport à la ligne de base, ou par rapport à la taille d'un pic. Dans le même temps, cette méthode a pour avantage de faciliter la détection des transformations consécutives. En effet, bien que la dérivation de deux transformations consécutives entraîne la formation de deux pics convolués comme présentés sur la figure 2.8, la détermination de la température de début de la deuxième transformation peut être définie comme le minimum local entre les deux pics.

Le dépouillement des courbes de dilatométrie dans le cadre de cette thèse a été réalisé de manière semi-automatique et en combinant les deux méthodes. Dans un premier temps, les tangentes sont ajustées manuellement pour définir de manière restreinte la zone de transformation. Cette première étape a pour objectif de limiter la plage sur laquelle la dérivation du signal est effectuée. Ceci afin de s'affranchir des potentielles perturbations extérieures pouvant être subies lors de l'essai, comme des vibrations par exemple. La deuxième étape consiste à dériver le signal. Ici, l'identification des différents pics est fait manuellement. Ceci pour limiter l'identification de pics parasites, comme cela peut être le cas en raison de la décarburation en surface de l'échantillon, entraînant l'apparition de ferrite primaire. Cette ferrite primaire, bien que réelle dans l'échantillon, n'est pas représentative de la transformation dans le volume du matériau étudié en raison de sa teneur en carbone plus faible.

La dernière étape du dépouillement des essais de dilatométrie est le calcul des fractions de phases. Il a été choisi dans ces travaux de thèse d'utiliser la règle des segments inverses, dont la méthode est schématisée dans la figure 2.9. L'obtention de la fraction de phase formée est

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

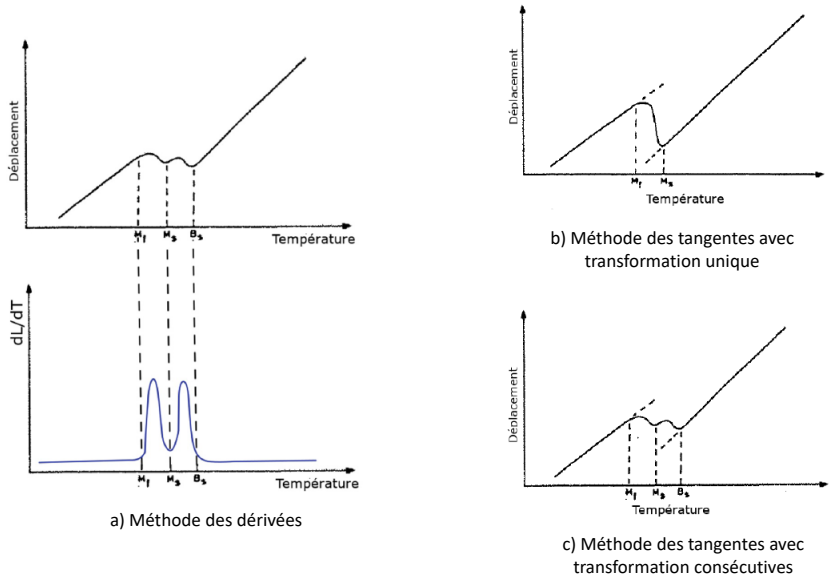


FIGURE 2.7 – Représentation schématique des différentes méthodes de traitement des courbes de dilatométrie. a) Méthode des dérivées, b) et c) Méthode des tangentes. *tiré de [6]*

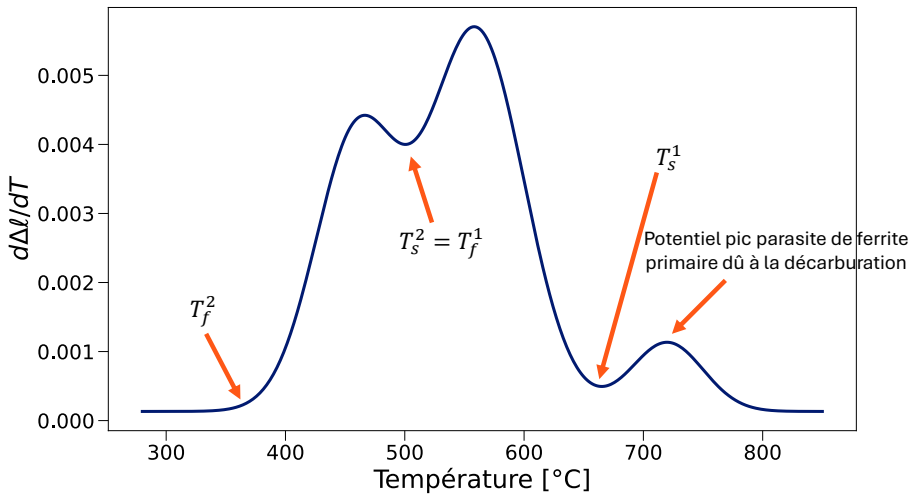


FIGURE 2.8 – Pics de transformation obtenus après différenciation de la courbe de dilatométrie. La courbe montre ici deux transformations se chevauchant. La discrimination des températures de début et fin de transformation a été faite de cette manière dans ces travaux de thèse. T_s *: Température de début de transformation ;* T_f *Température de fin de transformation.*

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

calculée à l'aide de l'équation suivante :

$$f(T) = \frac{y(T) - y_1(T)}{y_2(T) - y_1(T)} \tag{2.1}$$

Avec y la courbe de dilatométrie, y_1 l'équation de la tangente de début de transformation (austénite) et y_2 l'équation de la tangente de fin de transformation (ferrite), toutes trois fonctions de la température de transformation T. Par convention et par simplicité, une normalisation est faite et l'on définit y_2 comme étant égale à 1 et y_1 comme étant égale à 0. Les courbes de décomposition de l'austénite seront donc toutes bornées entre 0 et 1.

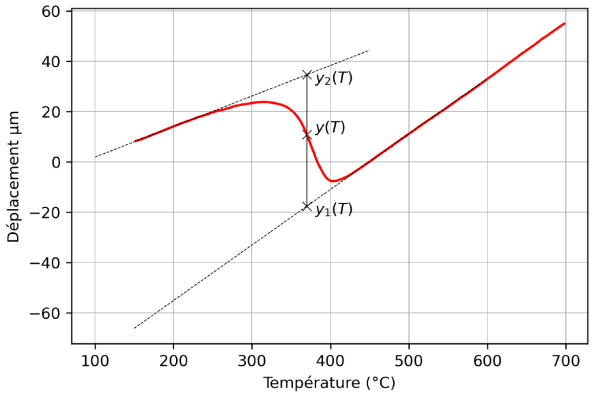


FIGURE 2.9 – Calcul de la fraction d'austénite transformée en fonction de la température à l'aide de la loi des segments inverses sur une courbe de dilatométrie.

2.2.3 Préparations métallographiques

La préparation des échantillons pour les observations métallographiques est décrite dans l'annexe A.1. Les techniques employées sont cependant très conventionnelles.

2.3 Analyse dilatométrique des matériaux LE-16 et LE-46

2.3.1 Influence du cycle thermique sur les inclusions

Un pré-requis à la réalisation d'essais de dilatométrie sur les métaux déposés par la technologie SAW-WAAM est l'absence d'effet du cycle thermique sur la population inclusionnaire. En effet, la microstructure d'intérêt ayant comme site de germination les inclusions finement dispersées dans le matériau, il est nécessaire de garder les mêmes caractéristiques de nombre et de taille entre les différents états étudiés afin de pouvoir comparer rigoureusement les résultats. Dans cet optique, des analyses préalables ont été effectuées afin d'évaluer l'influence des cycles d'austénitisation sur la population inclusionnaire, bien qu'aucune influence n'est attendue [91]. En effet, les inclusions étant formées en phase liquide et le bilan de masse effectué dans le chapitre 1 montrant que tout l'oxygène et tout le soufre sont consommés lors de la réaction, aucune croissance thermocinétique n'est censée être observée. Cependant, il reste la possibilité d'observer de la coalescence, d'où l'intérêt de cette étude préalable.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Afin de valider l'hypothèse que la population inclusionnaire n'est pas affectée par le cycle thermique de dilatométrie, les deux paliers d'austénitisation étudiés ont été testés, à savoir 2 et 10 s à 1300 °C. La vitesse de refroidissement la plus rapide, à savoir 100 °C/s, ainsi qu'une des plus lentes : 1 °C/s ont été testées afin d'encadrer la plage de vitesses de refroidissement.

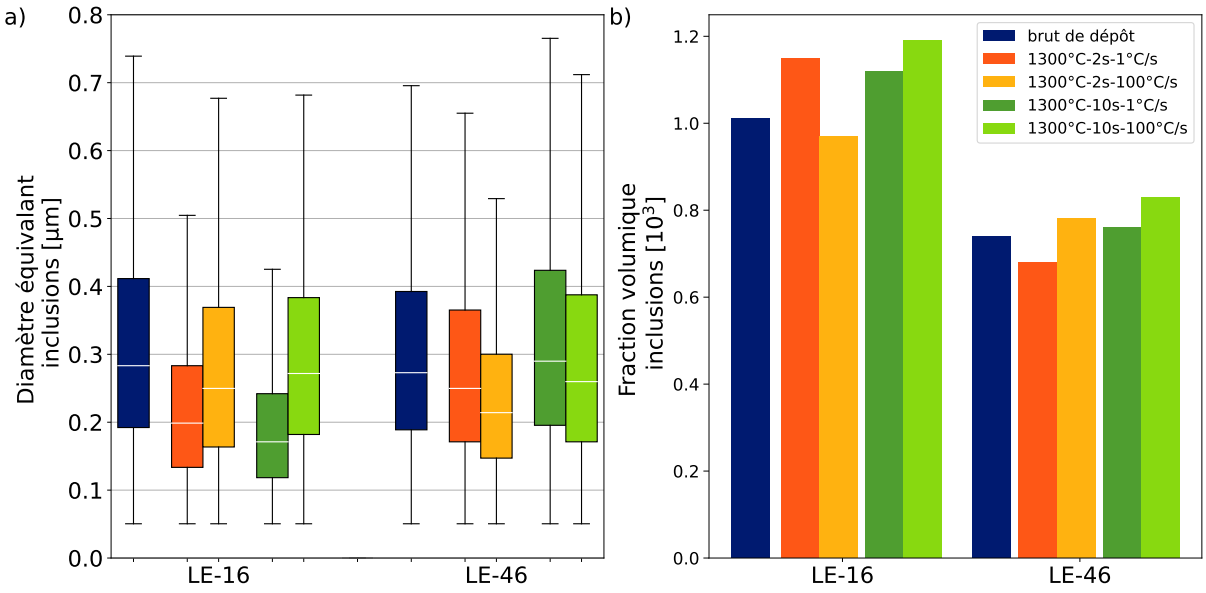


FIGURE 2.10 – Caractérisation de la population inclusionnaire pour différents états de traitement pour les métaux déposés SAW-WAAM LE-16 et LE-46. a) Diagrammes en boites des diamètres équivalents des inclusions. b) Diagramme en barres des fractions volumiques d'inclusions. Aucune influence du cycle thermique de dilatométrie n'est observée sur la population inclusionnaire

Les résultats du comptage inclusionnaire après les cycles thermiques sont présentés dans la figure 2.10. Les résultats montrent l'absence d'effet significatif du cycle thermique de dilatométrie sur la population quelle que soit la vitesse de refroidissement ou la durée du palier d'austénitisation. En effet, la distribution en taille comme la fraction volumique ne voient pas de modification significative. Il est donc ici acceptable de dire que l'essai de dilatométrie n'a pas d'influence sur la population inclusionnaire des matériaux industriels testés. Les résultats seront donc tous directement comparables entre eux et avec les matériaux bruts de fabrication additive SAW-WAAM.

2.3.2 Taille de grain austénitique

La revue de littérature présentée dans le chapitre 1 a montré que la germination de la ferrite aciculaire, microstructure d'intérêt, a lieu sur les inclusions d'oxydes. Cependant, il a également été mis en évidence que la ferrite aciculaire est en compétition constante avec la bainite qui germe, elle, aux anciens joints de grains austénitiques. Ainsi, la taille des anciens grains austénitiques aura une importance majeure sur les produits de décomposition. Il est donc important de déterminer leur valeur afin de comprendre, sinon encadrer, les résultats obtenus.

La figure 2.11 présente les figures de pôles inverses reconstruites de l'austénite respectivement pour les matériaux LE-16 et LE-46. La méthode de reconstruction est celle implémentée

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

dans la bibliothèque MTeX de Matlab et présentée dans les références [92, 93]. La première analyse pouvant être faite de cette figure est la forte différence de morphologie entre les grains austénitiques bruts de dépôt et ceux observés après les cycles thermiques de dilatométrie. Cette différence, attendue, est explicable par le fait que les échantillons observés bruts de dépôt ont été sélectionnés dans la zone fondue. La structure austénitique est donc directement héritée de la solidification dirigée, où les colonnes dendritiques germent au niveau de la ligne de fusion pour croître à travers le bain de fusion. Outre cette différence de morphologie, il est aisé d'observer que les grains colonnaires de la zone fondue sont largement plus gros que ceux présentés pour les deux cycles d'austénitisation. Leur taille est telle qu'un champ de $700 \times 700\,\mu m^2$ n'est pas suffisant pour la mesure de ces derniers. Cela signifie qu'il faudrait réaliser des cycles d'austénitisation beaucoup plus longs au dilatomètre afin d'obtenir des tailles de grains équivalentes à celles observées dans les zones fondues. Cependant, il a été choisi de ne pas augmenter davantage les temps de maintien à 1300 °C afin de garantir l'intégrité des thermocouples d'une part, mais surtout de limiter la décarburation d'autre part, qui rendrait les dépouillements des résultats trop complexes. Ce choix est également motivé par des microstructures ferritiques similaires entre la zone fondue et la ZAT dans les dépôts SAW-WAAM comme cela a pu être montré dans le chapitre 1.

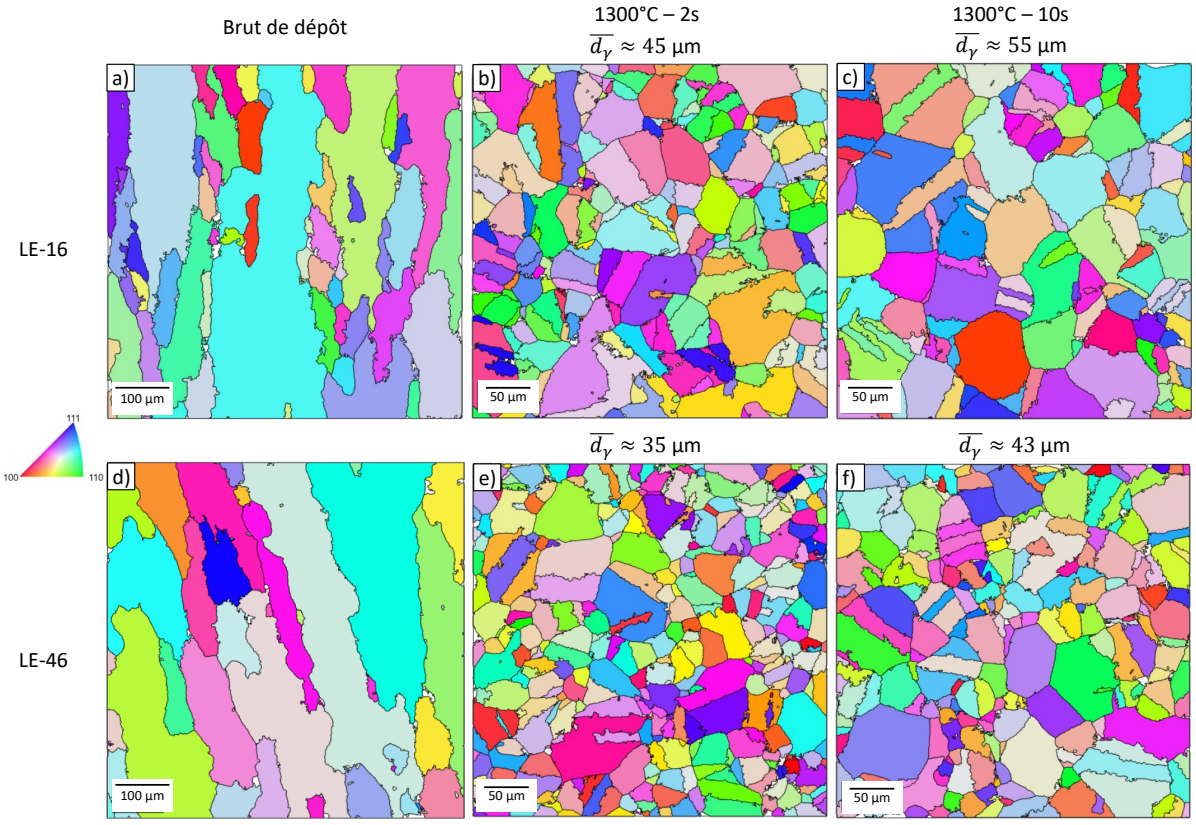


FIGURE 2.11 – Reconstruction de la structure austénitique à partir des désorientations aux joints de grains ferritiques obtenus par EBSD pour les matériaux LE-16 et LE-46 traités par dilatométrie. a-d) brut de fabrication, b-e) cycle de dilatométrie 1300 °C-2 s, c-f) cycle de dilatométrie 1300 °C-10 s

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Les reconstructions des structures austénitiques pour les cycles d'austénitisation réalisés par dilatométrie montrent une augmentation de la taille de grain avec l'augmentation du temps de maintien à la température palier de 1300 °C. Cette augmentation a été mesurée d'environ 20 % pour les deux matériaux. On remarque également que la taille de grain austénitique est plus élevée dans le cas du dépôt LE-16 pour un même cycle de dilatométrie que son homologue LE-46. La cause exacte de cette différence n'a pas été recherchée mais est certainement attribuable à la différence de composition chimique entre les deux dépôts.

2.3.3 Décomposition de l'austénite et microstructures résultantes

La figure 2.12 compare les courbes de décomposition de l'austénite pour le matériaux LE-16 et LE-46 pour le cycle d'austénitisation 1300 °C-2 s pour différentes vitesses de refroidissement. Les résultats présentés dans la figure ne montrent pas de différence significative entre les deux matériaux. Cela signifie qu'à cycle d'austénitisation et vitesse de refroidissement égaux, les différences de composition chimique (cf tab 2.4) et de population inclusionnaire (cf chap 1) ne sont pas assez importantes pour entraîner des différences dans la cinétique de décomposition de l'austénite. Au regard des résultats présentés dans la figure 2.12, l'étude des cinétiques de décomposition de l'austénite ne sera discutée que pour le matériau LE-16 dans ce chapitre. Les informations relatives au matériau LE-46 sont cependant disponibles dans l'annexe D.1.

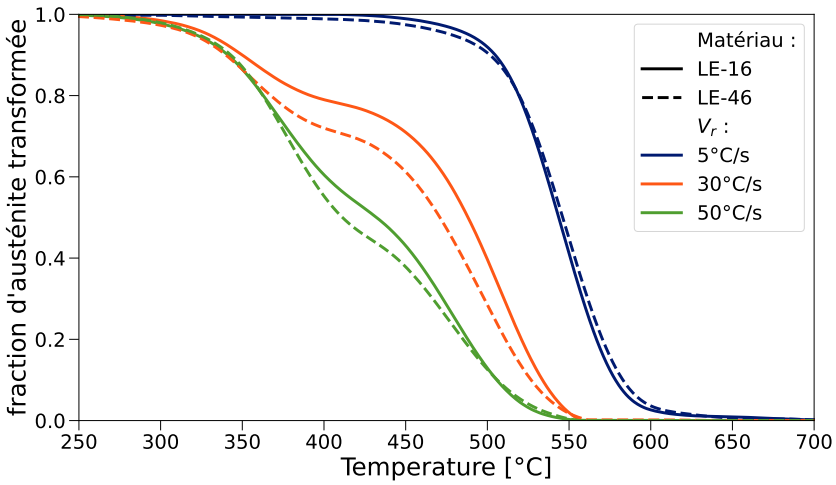


FIGURE 2.12 – Comparaison de la décomposition de l'austénite en ferrite en fonction de la température pour différentes vitesses de refroidissement pour les matériaux LE-16 et LE-46. Le cycle d'austénitisation présenté est le cycle 1300 °C-2 s. Les courbes ne montrent pas de différence significative entre les deux matériaux quelle que soit la vitesse de refroidissement présentée.

La figure 2.13 présente les cinétiques de décomposition de l'austénite en fonction de la température pour le matériau LE-16. La figure 2.13.a compare l'effet du temps de maintien de 2 et 10 s au palier d'austénitisation pour les vitesses de refroidissement de 10 et 70 °C/s. La figure 2.13.b décrit, quant à elle, les cinétiques de décomposition de l'austénite en fonction de la température pour les vitesses de refroidissement testées pour le cycle d'austénitisation 1300 °C-2 s.

Les cinétiques de décomposition de l'austénite en fonction du cycle d'austénitisation présentées dans la figure 2.13.a ne montrent pas de différence significative entre un palier de 2 et 10 s.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

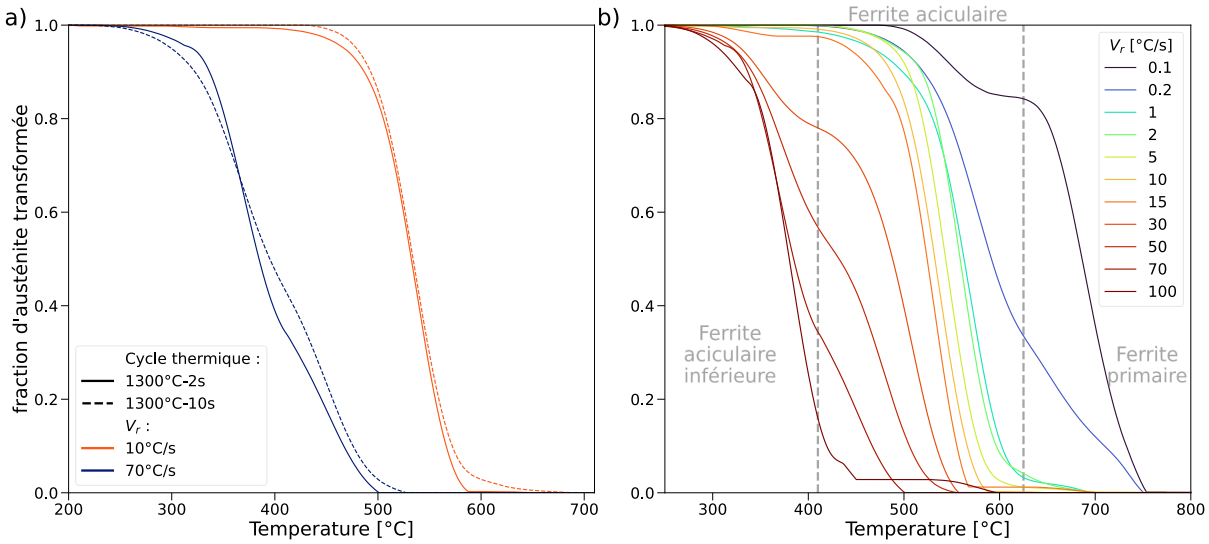


FIGURE 2.13 – Fraction d'austénite transformée en fonction de la température pour différentes vitesses de refroidissement pour le matériau LE-16. a) Étude de l'effet du temps de maintien de 2 à 10 s au palier d'austénitisation sur la cinétique de transformation de l'austénite pour des vitesses de refroidissement de 10 et 70 °C/s. b) Cinétiques de décomposition pour différentes vitesses de refroidissement pour un cycle d'austénitisation de 2 s à 1300 °C.

Cette observation est en premier lieu déconcertante puisque la revue de littérature effectuée dans le chapitre 1 fait état d'une diminution des températures de début de transformation avec l'augmentation des tailles des grains austénitiques qui, elles-mêmes, augmentent avec le temps d'austénitisation [6]. Cependant, la littérature fait également état qu'une modification d'une taille ASTM G unitaire entraîne une chute moyenne de 10 °C dans la température de début de transformation. Ainsi, bien qu'une taille de grains austénitiques différente ait pu être mesurée entre les deux cycles thermiques pour le matériau LE-16, lorsque l'on converti cette variation en taille de grain ASTM à l'aide de l'équation 2.2, on remarque que l'on passe d'une taille 6 pour le cycle thermique 1300 °C-2 s à une taille 5.4 pour le cycle 1300 °C-10 s. Ainsi, le décalage de température de début de transformation attendu entre les deux courbes est de moins de 10 °C. Maintenant, lorsque l'on prend en compte les incertitudes thermiques, dimensionnelles et opératoires des essais de dilatométrie, un décalage de 10 °C n'est pas rigoureusement mesurable. C'est donc ce qui explique l'absence de différence de cinétique de décomposition entre les deux cycles d'austénitisation.

$$G = \frac{\ln\left(254/\bar{d_\gamma}\ [\mu\text{m}]\right)^2}{\ln 2} + 1 \tag{2.2}$$

Concernant la figure 2.13.b , la première information pouvant être tirée des résultats présentés est que la vitesse de refroidissement a une influence significative sur la température de début de transformation de l'austénite en ferrite. En effet, une forte diminution de cette grandeur est observable avec l'augmentation des vitesses de refroidissement, passant ainsi de 750 °C environ pour une vitesse de refroidissement de 0,1 °C/s à 420 °C pour l'échantillon refroidi à 100 °C/s. La deuxième chose observable de ces résultats est la présence de trois faisceaux de courbes distincts

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

en fonction de la vitesse de refroidissement. Pour les très faibles vitesses de refroidissement, soit inférieures à 1 °C/s, des courbes dont les pentes sont variables et présentant un épaulement autour de 625 °C peuvent être observées. Pour les vitesses comprises entre 1 et 15 °C/s, les courbes sont ici très proches les unes des autres et présentent également une pente similaire entre elles. Enfin, pour les vitesses de refroidissement supérieures à 15 °C/s, la pente des courbes de décomposition de l'austénite est une nouvelle fois variable et ces dernières présentent de nouveau un épaulement, mais cette fois-ci situé aux alentours de 415 °C.

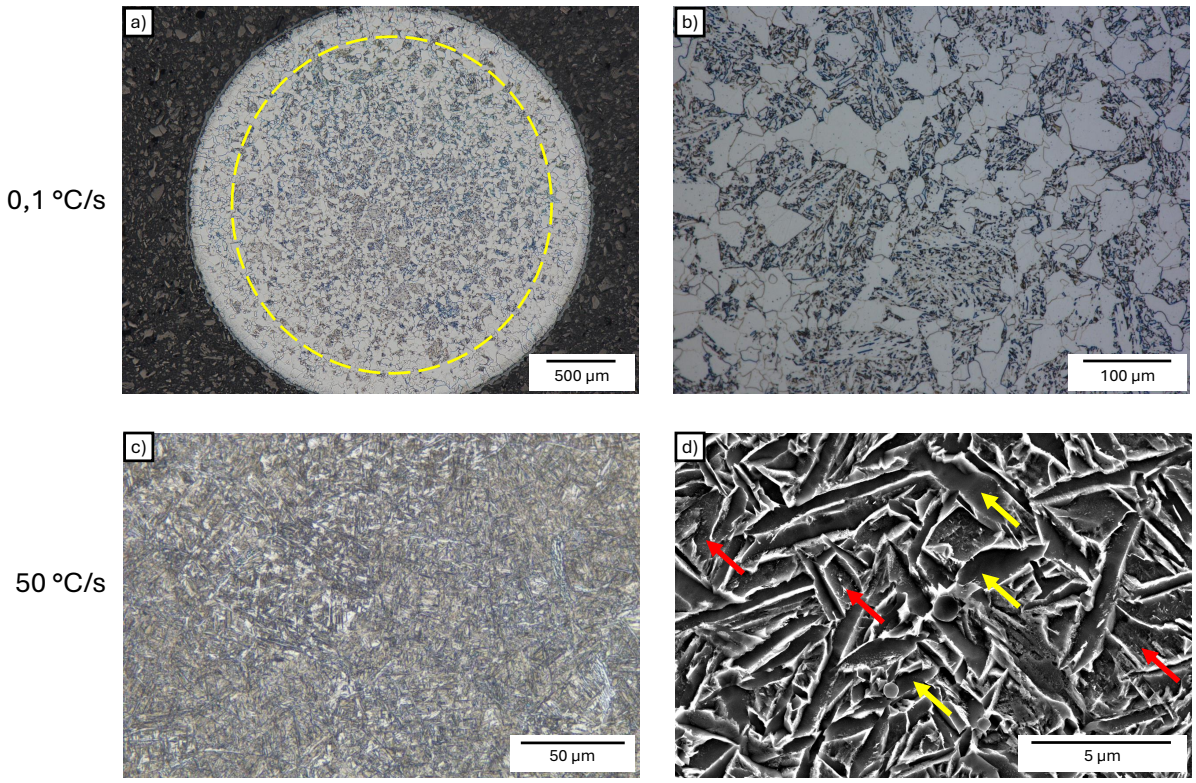


FIGURE 2.14 – Micrographie après attaque nital 5 % de la microstructure d'un plot de dilatométrie refroidi à 0,1 °C/s (a et b) et 50 °C/s (c et d) après une austénitisation de 2 s à 1300 °C. a) Vue globale de l'échantillon avec la couronne de décarburation visible (en dehors du cercle jaune), b) observation à plus fort grossissement à coeur montrant de la ferrite primaire (blanc) et de la ferrite aciculaire (plus sombre). c) Micrographie à coeur de l'échantillon. d) micrographie MEB-SE montrant de la ferrite aciculaire (flèches jaunes) et de la ferrite aciculaire inférieure présentant des carbures intragranulaires (flèches rouges)

Les analyses microstructurales présentées dans la figure 2.14.a et 2.14.b ont révélé que pour les vitesses de refroidissement inférieures à 1 °C/s, la première sigmoïde observée dans la cinétique de transformation correspond à la formation de la ferrite primaire. En effet, après attaque au Nital 5 % des échantillons de dilatométrie, il est possible d'observer des grains équiaxes et de couleur blanche au microscope optique, correspondant à la ferrite pro-eutectoïde (primaire). Ces grains cohabitent avec d'autres grains plus fins et de couleur plus sombre au microscope optique. Ce micro-constituant est celui formé après l'épaulement dans la cinétique de décomposition présentée dans la figure 2.13.b et a été identifié comme de la ferrite aciculaire. La fraction de

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

ferrite aciculaire formée est d'autant plus grande que la vitesse de refroidissement se rapproche de 1 °C/s.

La figure 2.14.c présente la microstructure d'un échantillon refroidi à 50 °C/s, soit dans le faisceau de courbe des plus fortes vitesses de refroidissement. La micrographie optique présente une microstructure très fine, limitant ainsi la possibilité de discrimination des microstructures formées avant et après l'épaulement. La micrographie MEB, présentée dans la figure 2.14.d, permet, elle, d'observer deux types de grains. Dans un premier temps, indiqués par les flèches jaunes, de la ferrite aciculaire typique ayant germé au niveau des inclusions d'oxydes est observable. Dans un second temps, indiqués par les flèches rouges, des grains, d'une morphologie similaire à la ferrite aciculaire mais présentant un aspect intragranulaire beaucoup plus irrégulier peuvent être observés. Une analyse à plus fort grandissement pour un échantillon refroidi à 100 °C/s est présentée dans la figure 2.15. Sur cette micrographie, des carbures intragranulaires sont facilement observables, de par leur formes et relations d'orientation avec la matrice ferritique. Ces derniers sont très probablement de la cémentite. L'apparition d'une telle microstructure est explicable par analogie avec les microstructures bainitiques. En effet, la littérature explique qu'à haute température ou pour des vitesses de refroidissement modérées dans le domaine bainitique, de la bainite supérieure est formée. A l'inverse, pour des faibles températures ou des vitesses de refroidissement élevées, c'est la bainite inférieure présentant des carbures intragranulaires qui est formée [28]. De plus, la littérature propose également que la bainite et la ferrite aciculaire sont deux microstructures thermocinétiquement similaires, où leur seule différence est leur site de germination [28]. Ainsi, si l'on suit cette logique, l'existence d'une bainite inférieure induit l'existence d'une ferrite aciculaire inférieure, et les observations réalisées sur les plots de dilatométrie pour des vitesses de refroidissement supérieures à 15 °C/s en sont la preuve.

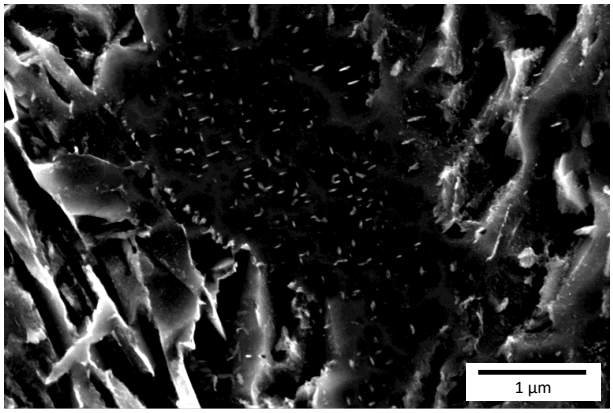


FIGURE 2.15 – Micrographie MEB-SE du matériau LE-16 traité par dilatométrie et refroidi à 100 °C/s après une austénitisation de 2 s à 1300 °C attaqué au Nital 5 %. La micrographie montre de fins carbures intragranulaires dans la matrice ferritique.

En ce qui concerne le faisceau de courbes ne présentant pas d'épaulement, pour des vitesses de refroidissement comprises entre 1 et 15 °C/s, il est possible d'en tirer plusieurs informations. Tout d'abord, si l'on s'attarde sur la microstructure résultante des échantillons, on remarque un affinement de cette dernière avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement, comme présenté dans la figure 2.16. La morphologie des grains passe d'un aspect relativement grossier

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

à une ferrite aciculaire très fine et reconnaissable vis-à-vis de ce que l'on retrouve dans la littérature [3, 42, 91]. Ensuite, si l'on s'intéresse maintenant à l'allure des courbes, il peut être noté que les pentes des courbes sont invariantes vis-à-vis de la vitesse de refroidissement. Cette invariance peut être expliquée à l'aide de considérations sur les vitesses de germination et de croissance de la microstructure. En effet, Bregeault [94] a mis en évidence dans le cadre de ses travaux de thèse que lorsque l'on rapporte la vitesse de croissance des lattes bainitiques à la taille de grains austénitiques, cela équivaut à une vitesse de croissance infinie. Autrement dit, la vitesse de croissance de la latte bainitique est très grande devant la distance que cette dernière doit parcourir. On peut donc considérer que la latte bainitique atteint sa taille maximale quasiment instantanément après sa germination. Cela revient ainsi à dire que le développement de la microstructure est uniquement contrôlé par le taux de germination. La proposition de vitesse de croissance infinie est vérifiée pour les vitesses de refroidissement allant de 5 à 15 °C/s puisque seul un décalage en température (et donc en temps de transformation) est observé dans les courbes de décomposition de l'austénite. Ceci est attribué au temps d'incubation plus long des germes ferritiques en raison de l'accélération des vitesses de refroidissement, et donc à la diminution du temps passé à chaque température.

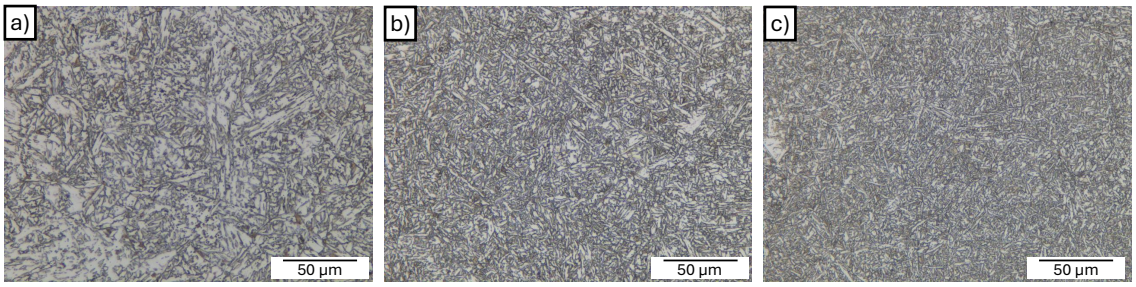


Figure 2.16 – Micrographie optique après attaque Nital 5 % des échantillons de dilatométrie austénitisés pendant 2 s à 1300 °C et refroidis à : a) 1 °C/s, taille de grain ferritique : d_γ = 11,0 µm, dureté : 230 HV ; b) 5 °C/s, taille de grain ferritique : d_α = 5,2 µm, dureté : 252 HV ; c) 15 °C/s, taille de grain ferritique : d_α = 4,1 µm, dureté : 297 HV.

2.3.4 Diagramme de transformation en refroidissement continu (TRC)

Le diagramme de Transformation en Refroidissement Continu (TRC) complet du matériau LE-16 est présenté dans la figure 2.17 pour une austénitisation de 2 s à 1300 °C. Le TRC présente les trois morphologies de ferrite observées dans cette partie, avec notamment la ferrite primaire pour les vitesses de refroidissement inférieures à 0,3 °C/s, la ferrite aciculaire pour les vitesses de refroidissement supérieures à 0,3 °C/s et inférieures à 15 °C/s, et enfin la ferrite aciculaire pour les vitesses de refroidissement supérieures ou égales à 30 °C/s. Les résultats expérimentaux de l'alliage LE-46 ont également été superposés afin de remontrer, une nouvelle fois, que malgré les petites différences de composition chimique et dans la population inclusionnaire entre LE-16 et LE-46, elles n'ont pas d'influence notable sur les cinétiques de transformation de l'austénite au refroidissement pour un même cycle d'austénitisation.

La figure 2.17 superpose également l'enveloppe des vitesses de refroidissement estimée pour une fabrication de pièces par fabrication additive SAW-WAAM à un taux de dépôt de 46 kg/h [2].

2. Les vitesses de refroidissement ont été estimées par simulation numérique du procédé de soudage par Fra-

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

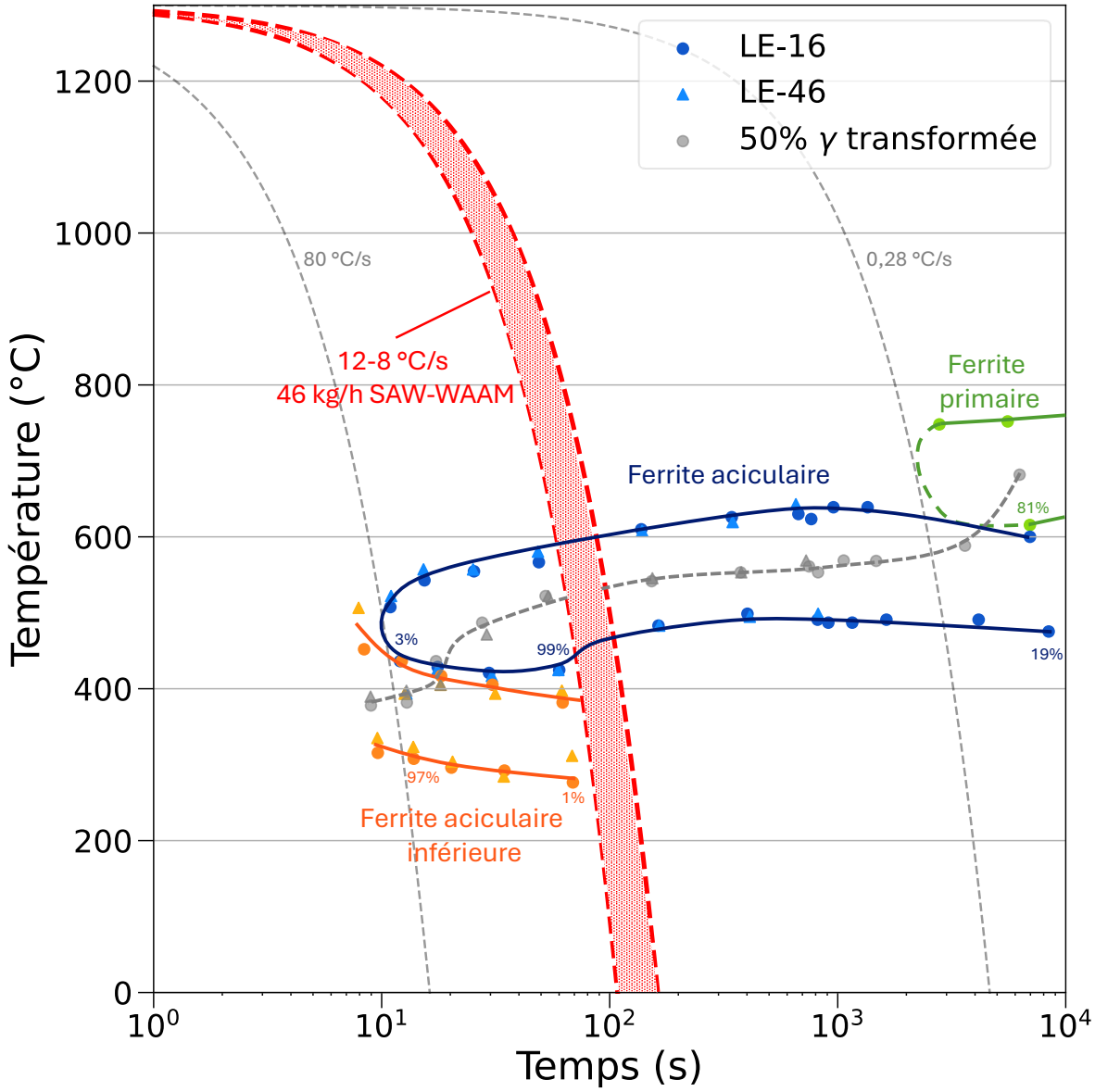


FIGURE 2.17 – Diagramme de transformation en refroidissement continu complet du matériau LE-16 pour un cycle d'austénitisation de 2 s à 1300 °C. Les points expérimentaux du matériau LE-46 ont également été superposés. Cette superposition montre que la faible différence de composition chimique ainsi que de population inclusionnaire n'influe pas sur le TRC. La taille de grain austénitique pour le matériau LE-16 est de : $\bar{d_\gamma} = 45\,\mu m$.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Cette enveloppe de vitesses de refroidissement a été estimée entre 12 et 8 °C/s. Ainsi, il est aisé de voir sur le graphique présenté que les conditions opératoires sont encore très loin de la vitesse de refroidissement critique pour la formation de la ferrite primaire. Cela suggère donc que le taux de dépôt pourrait être augmenté davantage sans risquer de détériorer significativement les propriétés en résilience du matériau, si l'on prend uniquement en compte la microstructure ferritique. Des essais complémentaires sont donc nécessaires pour trouver le taux de dépôt limite induisant une vitesse de refroidissement comprise entre 0,3 et 0,25 °C/s. Il est important de noter que la limitation du taux de dépôt par l'apparition de ferrite primaire est théorique. En effet, il a été vu dans le chapitre 1 que la formation de carbures en réseau dans la ZAT peut avoir un effet délétère pour les propriétés mécaniques, même à des taux de dépôt moindres.

2.4 Analyse dilatométrique du métal désoxydé

Afin de mettre en évidence l'influence des inclusions d'oxydes et de sulfures dans les métaux déposés sur la formation de la ferrite aciculaire, il a été choisi de réaliser un alliage chimiquement représentatif des matériaux déposés par la technologie SAW-WAAM, mais exempt d'inclusion. Pour ce faire, de la matière issue du bloc LE-16 a été refondue dans un four à arc. La méthode de refusion est disponible dans la section 2.2.1.2. Cette section a pour objectif de présenter les résultats de la désoxydation et le comportement métallurgique du matériau obtenu au regard des différents cycles thermiques définis dans la figure 2.5.

2.4.1 Analyse inclusionnaire

Afin de vérifier l'efficacité de la désoxydation de la matière LE-16 sur la population inclusionnaire, des quantifications ont été réalisées de la même manière que pour les blocs SAW-WAAM, et dont le protocole peut être retrouvé dans l'annexe A.2. Les résultats de ces analyses sont présentés dans la figure 2.18.

Les résultats présentés dans la figure 2.18.a montrent de manière explicite l'efficacité de la refusion au four à arc pour la suppression des inclusions d'oxydes. En effet, à l'instar de la division par 6 de la teneur en oxygène entre le métal déposé et celui désoxydé présentée dans le tableau 2.2, la fraction volumique d'inclusions s'en voit également divisée par 6. Il est également intéressant de voir sur la figure 2.18.b que la refusion n'entraîne pas de modification significative du diamètre moyen des inclusions. Cette information est importante puisqu'elle indique l'absence de grandes interfaces hétérogènes pouvant agir comme des sites de germination, et donc potentiellement fausser les essais de dilatométrie.

2.4.2 Taille de grain austénitique

La taille des grains austénitiques obtenus après le cycle thermique de dilatométrie a été mesurée de la même manière que pour les matériaux LE-16 et LE-46, à savoir par reconstruction à l'aide d'analyses EBSD et de la bibliothèque MTeX [92, 93] du logiciel Matlab. Cette analyse de la taille des grains en amont de la transformation est nécessaire afin de pouvoir comparer les différents essais et matériaux entre eux.

La figure 2.19 présente les cartographies de figures de pôles inverses reconstruites de l'austénite pour les deux cycles thermiques. L'allongement du palier austénitique à 1300 °C de 2 à

matome à l'aide des données recueillies sur la maquette FRA-46H étudiée dans le chapitre 1.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

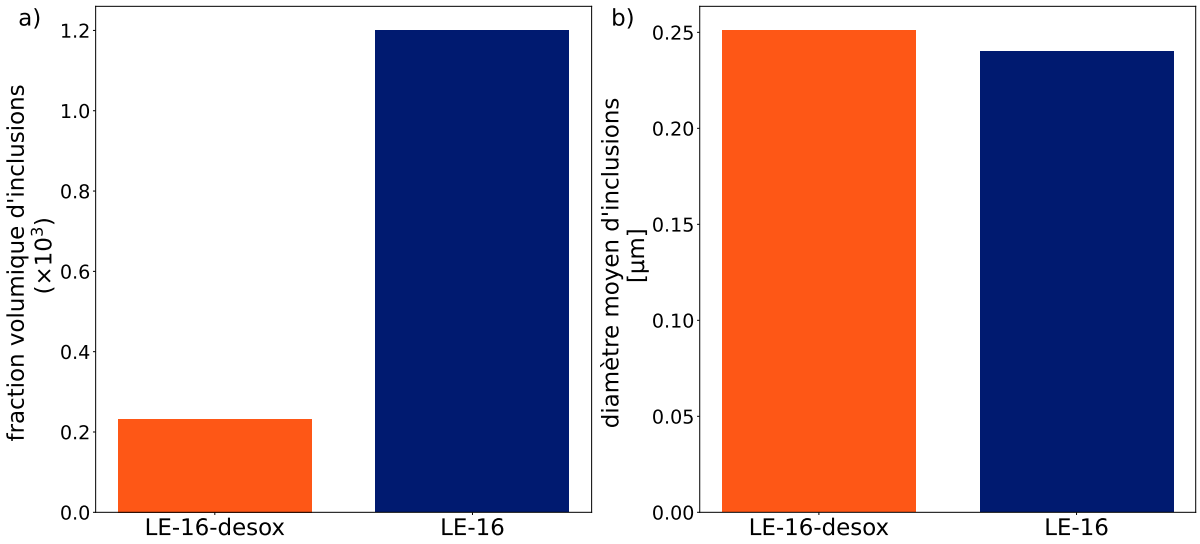


FIGURE 2.18 – Comparaison des résultats du comptage inclusionnaire réalisé sur l'alliage désoxydé avec les résultats de l'alliage LE-16. a) Fraction volumique d'inclusions. b) Diamètre moyen des inclusions

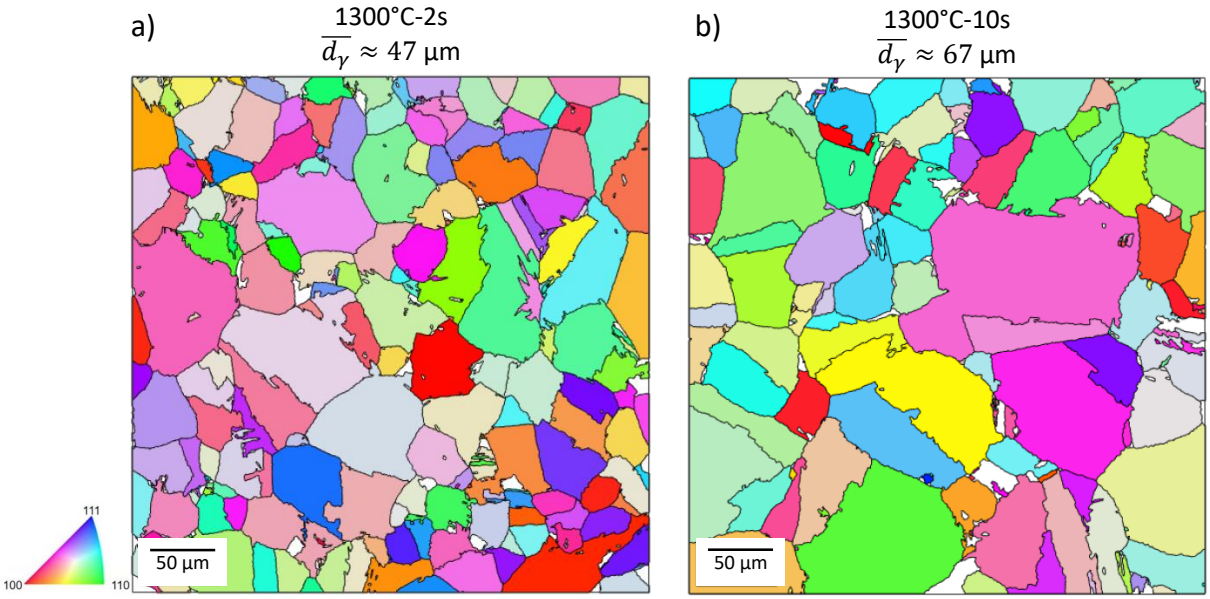


FIGURE 2.19 – Reconstruction de la structure austénitique parente à la transformation pour le matériau LE-16-desox pour les deux cycles d'austénitisation. a) cycle 1300 °C-2 s. b) 1300 °C-10 s. L'augmentation du temps d'austénitisation de 2 à 10 s induit une augmentation de la taille des grains austénitiques de 47 à 67 µm.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

10 s a pour effet d'augmenter la taille des grains de la structure austénitique d'environ 36 %, en passant respectivement de 47 à 67 µm. Lorsque l'on compare cette augmentation avec celle observée pour les métaux déposés SAW-WAAM, qui est de 20 %, on remarque qu'elle est plus importante.

Afin de comprendre l'origine de ces différences, les diamètres limites de Zener ainsi que la pression d'épinglage [95] pour les matériaux LE-16 et LE-16-desox ont été calculées. Le calcul des diamètres limites des grains austénitiques pour les deux matériaux donne des valeurs respectives de 158 et 833 µm pour LE-16 et LE-16-desox. Autrement dit, aucun des deux cycles thermiques n'est assez long pour atteindre ces rayons critiques. Le calcul de la pression d'épinglage a été réalisé avec la formule suivante :

$$P_p = \frac{3 f_v \sigma^\gamma}{2r} \tag{2.3}$$

Avec P_p la pression d'épinglage, f_v la fraction volumique d'inclusions de diamètre moyen r. σ^γ est l'énergie d'interface de l'austénite.

Lorsque l'on s'attarde sur l'équation 2.3, on remarque que cette dernière est fonction, certes du rayon moyen des inclusions, mais également de la fraction volumique de ces dernières. Ainsi, lorsque l'on reprend les résultats de la figure 2.18, il est possible de voir que les diamètres moyens des inclusions dans les deux matériaux sont équivalents. Il n'y aura donc pas d'action de ce côté-ci. Maintenant, pour ce qui est de la fraction volumique, cette dernière est six fois inférieure dans l'alliage désoxydé par rapport à celle du matériau LE-16. Ainsi, la pression d'épinglage pour le matériau LE-16 est six fois supérieure à celle dans le matériau LE-16-desox, expliquant donc cette croissance plus lente des grains austénitiques entre les deux cycles thermiques de dilatométrie. Il est cependant important de noter que les inclusions restantes dans le matériau n'ont pas été observées préférentiellement au niveau des joints de grains, mais plutôt de manière intragranulaire à l'instar des dépôts.

2.4.3 Décomposition de l'austénite et microstructures résultantes

Les microstructures obtenues après les différents essais de dilatométrie sont présentées dans la figure 2.20. Trois morphologies ont pu être observées en fonction de la vitesse de refroidissement : une microstructure bainitique granulaire pour les échantillons refroidis à 1 et 2 °C/s, un mix de bainite supérieure et inférieure entre 5 et 50 °C/s, et enfin une majorité de bainite inférieure pour les vitesses de refroidissement supérieures ou égales à 70 °C.

La comparaison des microstructures obtenues à celles observées dans le matériau LE-16 montre clairement l'effet des inclusions sur la morphologie finale de la microstructure obtenue. En effet, en l'absence d'inclusions (métal désoxydé), une microstructure bainitique en latte est obtenue, tandis qu'en leur présence, le matériau présente, lui, de la ferrite aciculaire fortement entrecroisée.

La figure 2.20.e montre une cohabitation entre la bainite supérieure et la bainite inférieure pour une vitesse de 15 °C/s. La cohabitation de microstructures supérieures et inférieures a également été relevée pour le métal déposé comme présenté dans la figure 2.14.d, pour des vitessement largement supérieures cependant. Additionnellement, l'apparition de la ferrite aciculaire inférieure est accompagnée par un épaulement dans la cinétique de décomposition de l'austénite (*cf* : fig. 2.13), ce qui n'est pas le cas pour le métal désoxydé comme présenté dans la figure 2.21.b. Cela signifierait donc que la transition de la bainite supérieure à la bainite inférieure est plus graduelle que dans le cas du passage de la ferrite aciculaire à la ferrite aciculaire

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

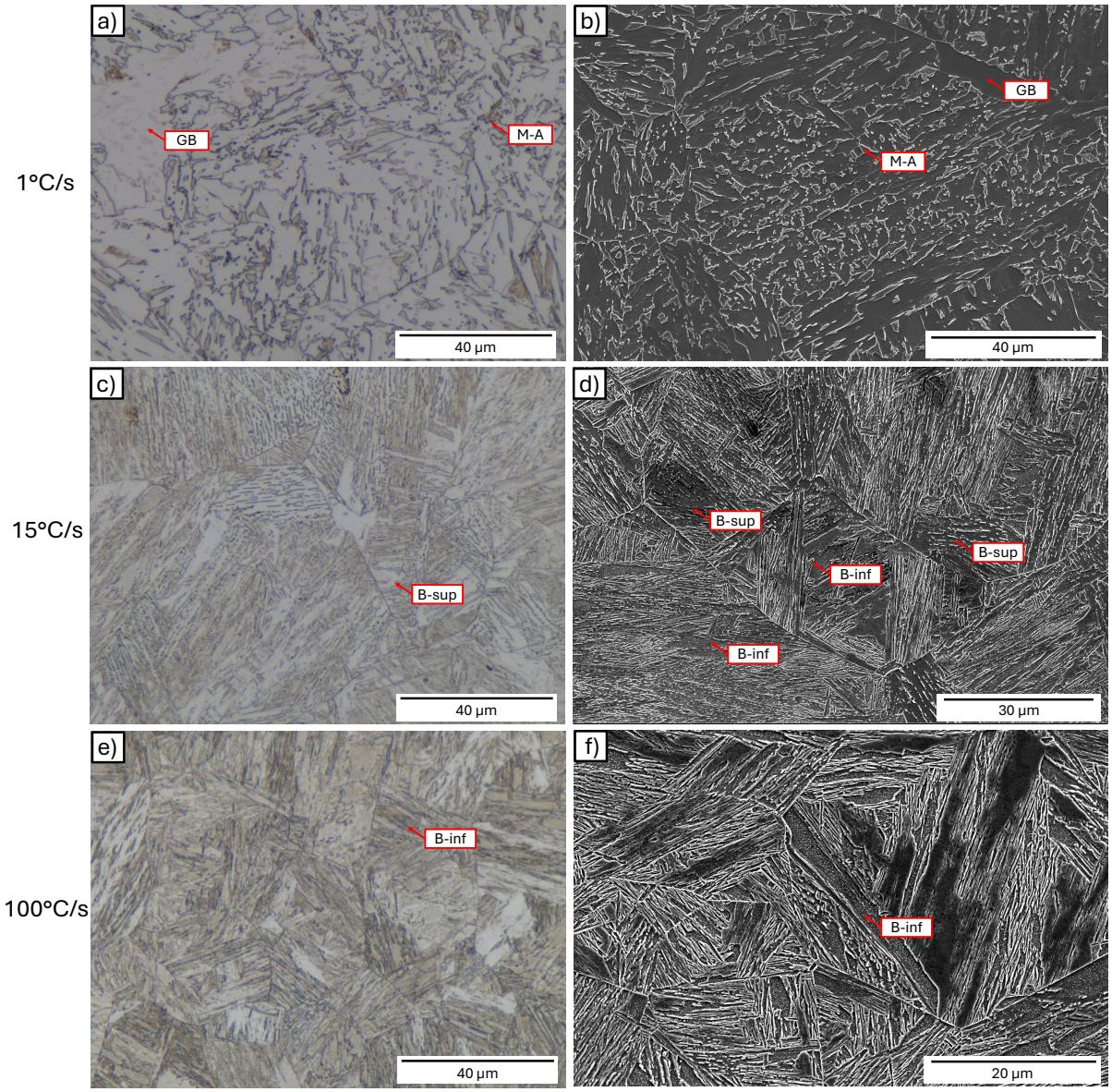


FIGURE 2.20 – Microstructures résultantes des essais de dilatométrie réalisés sur l'alliage désoxydé pour un cycle d'austénitisation de 2 s à 1300 °C, observées après attaque Nital 5 %. a,b,c) microscopie optique et d,e,f) microscopie électronique MEB-SE des microstructures obtenues pour des refroidissements à des vitesses respectives de 1, 15 et 100 °C/s. *GB : bainite granulaire ; M-A : îlots de martensite-austénite ; B-sup : bainite supérieure ; B-inf : bainite inférieure.*

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

inférieure. Cette transition plus graduelle pourrait potentiellement être reliée à une différence de cinétique d'enrichissement en carbone de l'austénite [6], ou a des effets morphologiques. Les causes restent cependant à déterminer de manière rigoureuse.

Lorsque l'on compare maintenant les cinétiques de décomposition de l'austénite en fonction du cycle d'austénitisation, comme présenté dans la figure 2.21.a, on remarque que, de la même manière que pour le métal déposé par fabrication additive traité par dilatométrie, la différence de taille de grain n'a pas été suffisante pour observer un décalage significatif des cinétiques. Cependant, il n'est une nouvelle fois pas possible de conclure puisque la modification de taille de grain ASTM, passant de 5.8 pour l'échantillon austénitisé pendant 2 s à 1300 °C à une taille G de 4.8 pour celui traité pendant 10 s aurait induit une modification d'environ 10 °C. Cette différence n'est, une nouvelle fois, pas mesurable lorsque l'on prend en compte les incertitudes cumulées du moyen de mesure.

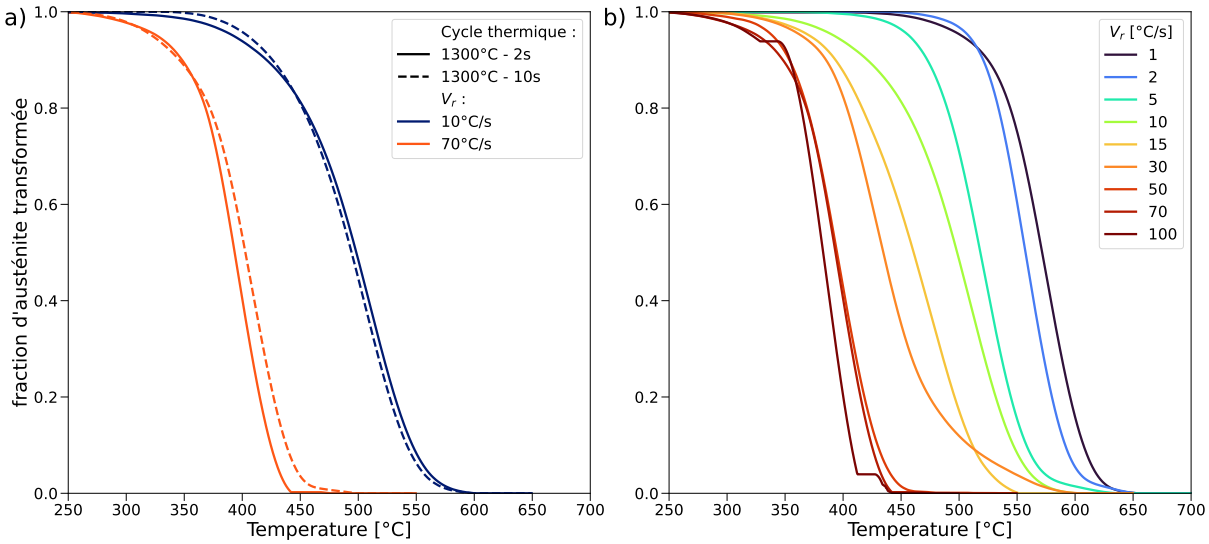


FIGURE 2.21 – Cinétiques de décomposition de l'austénite au refroidissement en fonction de la température pour le matériau désoxydé. a) Cinétiques de décomposition à 10 et 70 °C/s pour un cycle d'austénitisation de 2 et 10 s à 1300 °C. b) Cinétiques de décomposition de l'austénite pour différentes vitesses de refroidissement pour une austénitisation de 2 s à 1300 °C.

2.5 Comparaison des alliages industriels et désoxydé : quelle différence entre la bainite et la ferrite aciculaire ?

Les analyses dilatométriques des matériaux LE-16 et LE-16-desox ont mis en évidence la nécessité de la présence des inclusions d'oxydes pour l'observation de la ferrite aciculaire dans les aciers faiblement alliés, sans quoi de la bainite sera observée à la place. L'obtention de la microstructure bainitique dans ces travaux de thèse ayant été permise grâce à la refusion sous vide du métal déposé par fabrication additive, les deux matériaux comparés ont une composition chimique très proche, aussi bien sur les éléments d'alliage majoritaires (Mn, Ni, Mo), que sur la teneur en carbone. Cette proximité de composition chimique permet ainsi de comparer, à toute part égale, les deux microstructures sans ce biais, ce qui n'est généralement pas le cas

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

dans la littérature. Cette section va donc discuter les différences, aussi bien mécaniques que thermocinétiques entre la ferrite aciculaire et la bainite.

2.5.1 Température de début de transformation

La comparaison des températures de début de transformation effectuée dans cette section ont été réalisée entre le métal LE-16-desox et le matériau LE-46. Ce choix est motivé par la plus grande proximité de composition en carbone des deux matériaux, à savoir 0,09 wt% pour LE-16-desox et 0,10 wt% pour LE-46 (voir tab. 2.4).

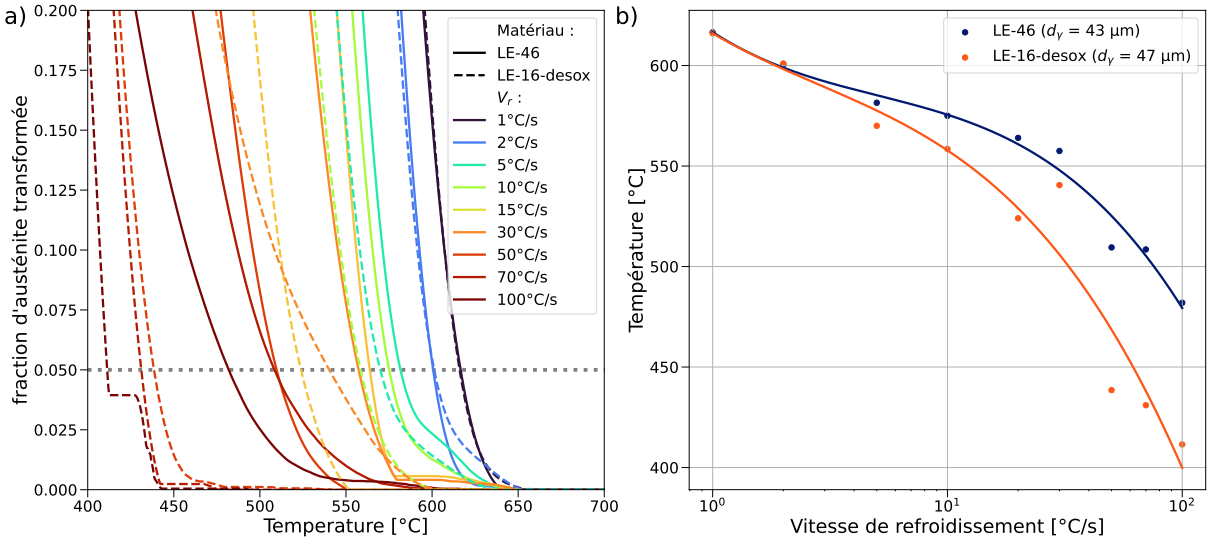


FIGURE 2.22 – Evolution de la température de début de transformation à 0.05 de fraction volumique en fonction de la vitesse de refroidissement pour le matériau LE-46 austénitisé à 1300 °C pendant 10 s, ainsi que le matériau LE-16-desox austénitisé à 1300 °C pendant 2 s. a) Visualisation des courbes de transformation. b) Approximation polynomiale de degré 3 de l'évolution de la température de début de transformation en fonction de la vitesse de refroidissement. Les températures de début de transformation pour la ferrite aciculaire (LE-46) et la bainite (LE-16-desox) tendent vers des valeurs similaires pour les faibles vitesses de refroidissement. Cela signifie donc que les deux microstructures sont thermocinétiquement similaires.

Les températures de début de transformation pour la ferrite aciculaire et la bainite en fonction de la vitesse de refroidissement sont présentées dans la figure 2.22. Il a été choisi pour cette figure de comparer le matériau LE-46 austénitisé à 1300 °C pendant 10 s au matériau LE-16-desox austénitisé à 1300 °C pendant 2 s. Ce choix est motivé par la proximité de la taille des grains austénitiques en amont de la transformation (respectivement 43 et 45 µm). Bien que la modification du cycle d'austénitisation n'ait pas révélé de différence majeure sur les cinétiques de transformation dans les sections précédentes, la possibilité de comparer les températures de transformation pour des états de départ similaires a été privilégiée. La première observation pouvant être faite sur cette figure est qu'à faible vitesse de refroidissement (i.e 1 °C/s), les températures de début de transformation pour la ferrite aciculaire et la bainite tendent toutes les deux vers une même valeur, à savoir ici environ 615 °C. Cette égalité des températures de début de transformation pour les faibles vitesses de refroidissement supporte les théories évoquées

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

dans la littérature visant à assimiler la bainite et la ferrite aciculaire à un seul et même type de micro-constituant, dont la différence morphologique observée est uniquement attribuée aux sites de germination [6, 28]. Dans un second temps, une autre observation pouvant être faite sur cette figure est que la température de début de transformation apparente pour la ferrite aciculaire devient globalement plus élevée que celle de la bainite au fur et à mesure que la vitesse de refroidissement augmente (ie : $\geq 10\,°C/s$). Cette observation est, elle, en accord avec les mesures expérimentales présentées dans la littérature [6].

La différence significative de température de début de transformation entre la bainite et la ferrite aciculaire, malgré leur analogie thermocinétique, peut être attribuée aux méthodes de détection desdites températures. En effet, les différents travaux de la littérature sont basés sur des essais de dilatométrie pour déterminer les températures de début de transformation. Cela signifie que la valeur mesurée n'est pas la véritable température de transformation mais celle apparente, autrement dit, celle où assez de ferrite est présente pour être détectée par le dispositif de mesure. La différence entre ces deux grandeurs, comme expliquée par Bhadeshia [28], réside dans le temps d'incubation nécessaire entre l'apparition du germe de ferrite bainitique (ou de ferrite aciculaire), qui est la température de début de transformation vraie, et son développement suffisant à la détection par l'appareil de mesure, qui est la température de début de transformation apparente. Le métal déposé, de par la présence d'inclusions d'oxydes, contient un nombre supérieur de sites de germination (inclusions + joints de grains) pour une taille de grains austénitiques identique. Ainsi, le nombre potentiel de grains formés pour un pas de temps à une certaine température est implicitement plus élevé que pour un métal désoxydé, où seuls les joints de grains sont disponibles pour la germination. De ce fait, la dilatométrie se basant sur des variations de volume, le temps d'incubation nécessaire au développement suffisant d'une fraction ferritique pouvant être détectée par l'appareil sera plus faible dans le cas de la ferrite aciculaire, en raison du nombre de germes plus élevé, d'où la température de début de transformation apparente plus élevée pour les fortes vitesses de refroidissement [3].

2.5.2 Cinétique de transformation

La figure 2.23 présente l'évolution de la fraction d'austénite transformée en fonction de la température pour une vitesse de refroidissement de $10\,°C/s$ pour les matériaux LE-46 et LE-16-desox. De la même manière que ce qui a pu être expliqué précédemment, il est d'abord possible d'observer que le début de la transformation s'effectue à une température très proche pour les deux matériaux. Cependant, il est également possible de remarquer que la cinétique de décomposition entre les deux matériaux n'est pas la même. En effet, comme le montre la figure 2.23.b, le taux de transformation [4] maximal est, d'une part plus élevé pour le matériau LE-46 (ferrite aciculaire), mais également obtenu plus tôt que pour le matériau LE-16-desox (bainite). Cela signifie donc que bien que les deux microstructures soient thermocinétiquement similaires, leurs cinétiques, elles, diffèrent. Les raisons de ces différences peuvent venir de plusieurs facteurs comme la différence de nombre de sites de germination certes, mais également de leur différence morphologique. Cette deuxième hypothèse sera discutée dans le chapitre 3.

3. Une manipulation de transformation au refroidissement en microscopie confocale in-situ pourrait permettre de définir de manière plus rigoureuse la température de début de transformation

4. Dérivée de la courbe de fraction d'austénite transformée en fonction de la température

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

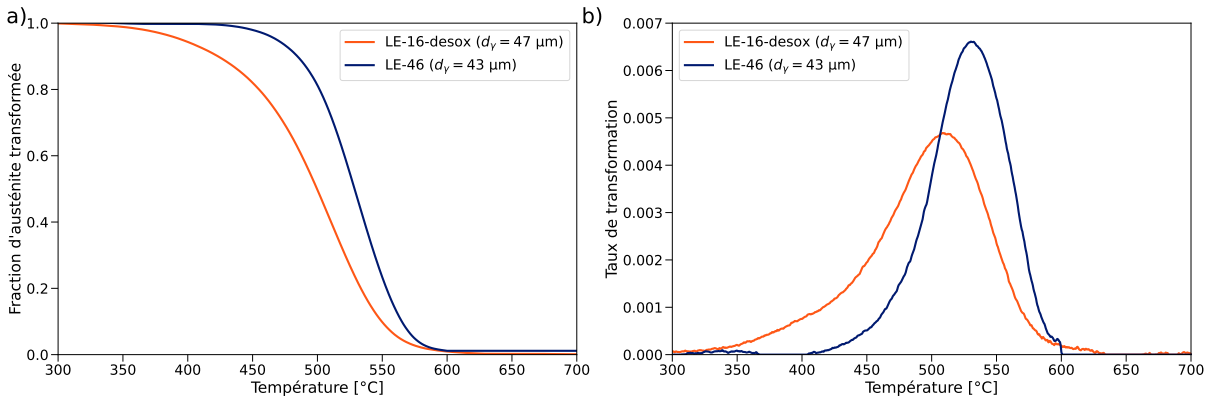


FIGURE 2.23 – Comparaison de la cinétique de décomposition de l'austénite en fonction de la température pour les matériaux LE-16-desox et LE-46 pour une taille de grains austénitiques équivalente à un vitesse de refroidissement de 10 °C/s. a) Fraction d'austénite transformée en fonction de la température, b) Taux de transformation en fonction de la température. La figure montre que le matériau LE-16-desox bainitique a une cinétique de décomposition de l'austénite plus lente que le matériau LE-46 qui présente, lui, une morphologie ferritique aciculaire.

2.5.3 Dureté des microstructures brutes de transformation

La dureté des microstructures ferritique aciculaire et bainitique ont été mesurées pour les vitesses de refroidissement allant de 1 à 100 °C/s. Les résultats présentés dans la figure 2.24 sont issus de neuf mesures effectuées sur chaque plot de dilatométrie. La barre encadrant chaque point décrit l'écart-type des mesures à chaque vitesse de refroidissement.

La première observation pouvant être tirée des résultats présentés est l'augmentation de la dureté avec la vitesse de refroidissement. Cette augmentation, attendue d'après la littérature, vient notamment par effet Hall-Petch. En effet, la taille de grain ferritique a tendance à diminuer avec l'augmentation des vitesses de refroidissement [28]. Cette augmentation de la dureté peut également être due à l'augmentation de la densité de dislocations dans la structure ferritique en raison des contraintes de transformation [6], ou encore à l'apparition de microstructures inférieures comme il a été observé dans les sections précédentes.

Une deuxième chose pouvant être tirée de la figure 2.24, plus intéressante cette fois-ci, est la forte différence de dureté entre les matériaux industriels LE-16 et LE-46 avec le matériau désoxydé. En effet, bien que la dureté des trois matériaux soit similaire pour les vitesses de refroidissement de 1 et 2 °C/s, la dureté du matériau LE-16-desox devient significativement supérieure à celle des matériaux SAW-WAAM pour les vitesses de refroidissement comprises en 5 et 50 °C/s, bien que la composition en carbone du matériau désoxydé soit inférieure de 10 à 20 % vis-à-vis des matériaux SAW-WAAM. Cette différence, pouvant aller jusqu'à plusieurs dizaines de Vickers, n'est pas due à une différence de taille de grain. En effet, comme il est possible d'observer sur les figures de pôles inverses présentées pour une vitesse de refroidissement de 15 °C/s dans les figures 2.25.a et 2.25.b, on remarque que l'échantillon présentant la taille de grains la plus faible est le matériau LE-16 avec un diamètre équivalent mesuré à 4,1 µm contre 10,9 µm pour le métal désoxydé. Si l'on prend en compte le facteur de forme pour remonter aux longueurs et largeurs caractéristiques des lattes de bainite et des aiguilles de ferrite aciculaire, on obtient des longueurs caractéristiques respectives de 4,5 et 13,3 µm avec des largeurs caractéristiques de

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

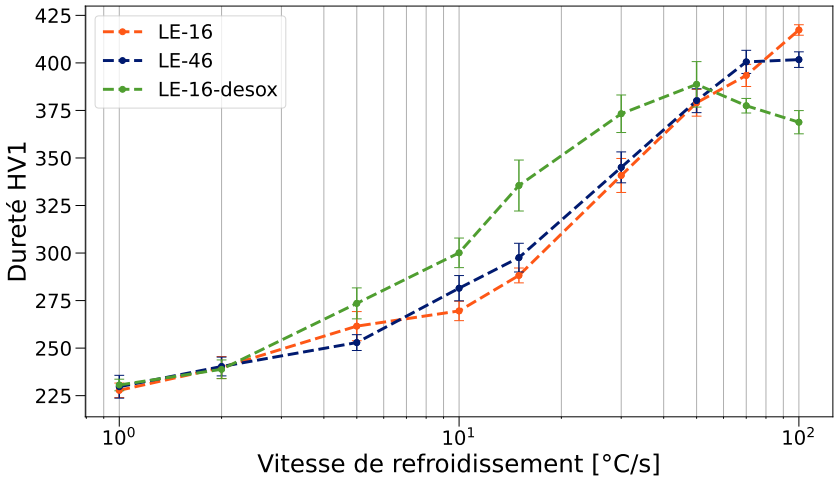


FIGURE 2.24 – Evolution de la dureté HV1 des alliages industriels LE-16, LE-46 et de l'alliage désoxydé LE-16-desox en fonction de la vitesse de refroidissement pour un cycle d'austénitisation de 2 s à 1300 °C. Les résultats montrent que pour les vitesses comprises entre 5 et 50 °C/s, la bainite (LE-16-desox) présente une dureté supérieure à la ferrite aciculaire (LE-16 ; LE-46). Cette tendance s'inverse à partir de 50 °C/s.

1,9 et 4,9 µm pour des facteurs de forme pour la ferrite aciculaire et la bainite de 0.43 et 0.37. Ainsi, la dureté plus élevée dans le matériau bainitique LE-16-desox ne peut pas être due à un effet Hall-Petch pour les vitesses de refroidissement comprises entre 5 et 50 °C/s.

Une autre explication proposée pour expliquer la dureté plus élevée de l'alliage désoxydé par rapport aux matériaux SAW-WAAM est que la différence de température de début de transformation observée entre les matériaux, combinée à la cinétique de formation plus lente de la bainite, comme présenté respectivement dans les figures 2.22 et 2.23, induit une différence de densité de dislocations dans les microstructures. Cette théorie a été évaluée à l'aide d'analyses EBSD, et plus précisément par mesure des "Kernel Average Misorientation" (KAM), représentant les désorientations intragranulaires. Un KAM plus élevé traduit ainsi une densité plus élevée de dislocations. Les résultats des mesures de KAM pour le matériau LE-16 et LE-16-desox refroidis à une vitesse de 15 °C/s sont présentés dans la figure 2.25.c. Ces derniers montrent ainsi que le KAM moyen dans l'alliage désoxydé est légèrement supérieur à celui de l'alliage LE-16, avec des valeurs respectives de 0,84° contre 0,70°. Cette différence de KAM moyen, traduisant une densité de dislocations plus élevée dans le matériau LE-16-desox, permettrait donc d'expliquer, au moins qualitativement ou en partie, la dureté plus élevée dans ce matériau pour les vitesses de refroidissement comprises entre 5 et 50 °C/s.

Une dernière explication pouvant être donnée à la différence de dureté entre les matériaux ferritiques aciculaires (LE-16 et LE-46) et bainitique (LE-16-desox) est la différence de typologie de microstructure. En effet, dans le cas des matériaux SAW-WAAM, dans la plage de vitesse de refroidissement comprise entre 5 et 50 °C/s, la microstructure ferritique est majoritairement composée de ferrite aciculaire comme le montre le diagramme TRC présenté dans la figure 2.17. La ferrite aciculaire inférieure ne commençant à être observée de manière significative qu'à partir de 30 °C/s et ne devenant majoritaire dans le matériau qu'à partir de 70 °C/s. A l'inverse, pour le matériau désoxydé, la bainite inférieure est observée bien plus tôt comme le montre la

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

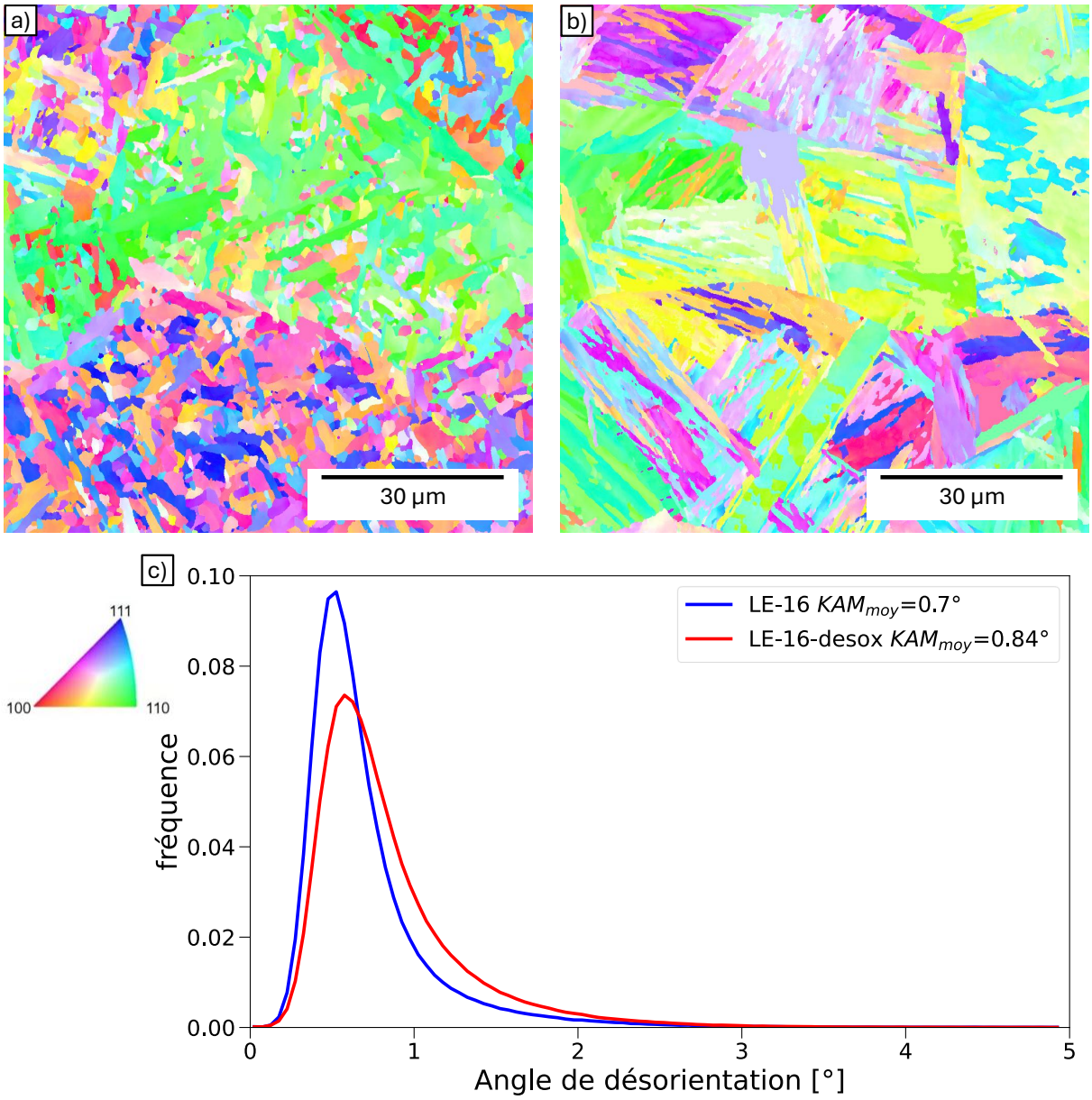


FIGURE 2.25 – Comparaison des microstructures pour les échantillons de dilatométrie LE-16 et LE-16-desox refroidis à une vitesse de 15 °C/s pour une austénitisation de 2 s à 1300 °C. a) figure de pôles inverses (IPF) du matériau LE-16, b) IPF du matériaux LE-16-desox. Les IPF montrent des grains plus allongés et plus longs pour le métal désoxydé. Les diamètres équivalents mesurés sont respectivement de 4,1 et 10,9 µm pour les alliages LE-16 et LE-16-desox. c) Distribution de "Kernel Average Misorientation" (KAM) dans les grains des deux matériaux. Le métal désoxydé présente un KAM moyen plus élevé que le métal déposé, indiquant un nombre de dislocations supérieur par rapport au matériaux SAW-WAAM.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

figure 2.20.e, où cette dernière est déjà présente de manière significative dans le matériau pour une vitesse de refroidissement de 15 °C/s. La part de microstructure inférieure, qu'elle soit bainitique ou ferritique aciculaire, peut avoir un impact notable sur la dureté du matériau. En effet, ces microstructures ayant de fins carbures précipités intragranulairement, ces derniers vont venir agir comme des obstacles aux mouvement des dislocations. La fraction plus élevée de bainite inférieure dans le matériau LE-16-desox comparativement à la ferrite aciculaire inférieure dans les matériaux LE-16 et LE-46 pour les vitesses de refroidissement comprises entre 5 et 50 °C/s pourrait donc expliquer les différences de dureté. Cette considération microstructurale permettrait également d'expliquer l'inversion de tendance pour les vitesses supérieures à 50 °C/s, où les matériaux SAW-WAAM deviennent ici plus durs que le matériau désoxydé. Cette inversion intervient au moment où la ferrite aciculaire inférieure devient majoritaire dans les matériaux SAW-WAAM, et vient ainsi rattraper la fraction de bainite inférieure contenue dans le métal désoxydé. La part de durcissement fournie par les carbures intragranulaires devient donc, qualitativement, similaire pour les deux types de matériaux. Cependant, comme il avait pu être montré dans la figure 2.25.a et 2.25.b, la taille des grains ferritiques aciculaires est significativement plus petite que celle des grains bainitiques. Ainsi, la dureté supérieure dans les matériaux LE-16 et LE-46 pour les vitesses comprises entre 70 et 100 °C/s est probablement due à un effet Hall-Petch.

La baisse de dureté de quelques dizaines de Vickers dans le métal désoxydé pour les vitesses supérieures à 50 °C/s n'est pas expliquée.

2.6 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a présenté les résultats des essais de dilatométrie ainsi que les caractérisations microstructurales réalisés sur les différents alliages étudiés dans cette thèse, pour différents cycles thermiques et vitesses de refroidissement.

Dans un premier temps, les analyses dilatométriques effectuées et décrites dans ce chapitre ont permis de compléter les analyses effectuées dans le chapitre 1. En effet :

- Les microstructures obtensibles dans les matériaux déposés par fabrication additive SAW-WAAM ont pu être définies. Ainsi, pour les vitesses de refroidissement inférieures à un peu moins de 0,3 °C/s, de la ferrite primaire accompagnée de ferrite aciculaire peut être observée. Pour les vitesses de refroidissement comprises entre 0,3 et 15 °C/s, la ferrite aciculaire est la microstructure majoritaire observée. Enfin, pour les vitesses de refroidissement supérieures à 15 °C/s, une cohabitation de la ferrite aciculaire et de la ferrite aciculaire inférieure, comprenant de fins carbures (cémentite) intragranulaires est obtenue.

- Les analyses sur le métal désoxydé ont permis une nouvelle fois de montrer la nécessité d'avoir une fraction volumique d'inclusions conséquente dans le matériau afin d'observer la formation de ferrite aciculaire, sans quoi de la bainite en latte est observée à la place.

Dans un second temps, les analyses dilatométriques de matériaux issus de fabrication additive SAW-WAAM et désoxydé ont permis de comparer les propriétés des microstructures ferritiques aciculaire et bainitiques, et ce, à composition chimique somme toute égale. Les différents points mis en évidence à l'aide de ces comparaisons sont les suivants :

- La température de début de transformation vraie pour la ferrite aciculaire ainsi que la bainite tend vers une même valeur, indiquant que ces deux microstructures sont ther-

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

mocinétiquement identiques. La différence de morphologie étant, elle, due aux sites de germination initiaux, qui sont respectivement les fines inclusions d'oxydes intragranulaires et les anciens joints de grains austénitiques.

- La cinétique de formation de la bainite est significativement plus lente que celle de la ferrite aciculaire à vitesse de refroidissement équivalente. Bien que les raisons ne soient pas totalement comprises, c'est ce taux de transformation inférieur qui a pour effet de rendre la température de début de transformation apparente (celle mesurée), plus basse que celle mesurée pour la ferrite aciculaire lorsque les vitesses de refroidissement dépassent 10 °C/s.

- L'analyse des duretés des microstructures bainitiques et ferritiques aciculaires a révélé des différences notables entre elles en fonction des vitesses de refroidissement. Ainsi, pour les vitesses de refroidissement comprises entre 5 et 50 °C/s, la dureté de l'alliage désoxydé, constitué de bainite, présente une dureté plus élevée que les matériaux SAW-WAAM composés de ferrite aciculaire. Cette différence de propriétés mécaniques entre les deux microstructure a été attribuée à une fraction volumique de microstructure inférieure plus élevée dans l'alliage désoxydé, ainsi qu'une désorientation interne plus élevée également. Un durcissement structural est donc fourni par les fins carbures intragranulaires dispersés dans la bainite inférieure ainsi que par la densité de dislocations légèrement supérieure dans l'alliage bainitique. Pour les vitesses de refroidissement supérieure à 50 °C/s, cependant, la dureté de la microstructure des matériaux SAW-WAAM devient supérieure à celle du matériau désoxydé. Cet inversement est dû à l'équilibrage des fractions de microstructures inférieures dans les deux types de matériaux d'une part, et à un effet Hall-Petch en raison des grains ferritiques aciculaires sensiblement plus fins que ceux de bainite en latte.

En complément des différentes analyses et comparaisons réalisées dans ce chapitre, les essais de dilatométrie ont également permis de recueillir les courbes d'évolution de la fraction d'austénite transformée en fonction de la température. Ces courbes vont ainsi servir pour le développement du modèle de prédiction des transformations de phases qui sera détaillé dans le chapitre 3.

Les résultats de ce chapitre, et notamment les avancées sur la compréhension des relations entre la bainite et la ferrite aciculaire ont permis de déposer un brevet français à l'INPI (FR 25 07393), dont l'objectif est d'améliorer la soudabilité métallurgique, et *de facto* opératoire, des aciers faiblements alliés.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Chapitre 3

Modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire

Sommaire

3.1 Introduction 102
3.2 Etat de l'art de la modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite 102
3.2.1 Modèles Champs de phases 102
3.2.2 Modèles empiriques et semi-empiriques 102
3.2.3 Modèles à champ moyen à base physique 106
3.3 Equations constitutives et hypothèses générales du modèle Predic'Aci 112
3.3.1 Equilibre thermodynamique 112
3.3.2 Température de début de transformation 113
3.3.3 Taux de germination 113
3.3.4 Taux de croissance 114
3.3.5 Calcul de la fraction de ferrite formée 117
3.4 Détermination des valeurs thermodynamiques et physiques 117
3.4.1 Calcul du nombre de sites de germination initial 117
3.4.2 Calcul du nombre de sites de germination parasympathiques 119
3.4.3 Calcul de la variation d'enthalpie libre du système global 121
3.4.4 Calcul du para-équilibre à l'interface γ/α 123
3.5 Résultats du modèle de transformation de phases 126
3.5.1 Etude de sensibilité des paramètres d'ajustement K_1 et G_S 126
3.5.2 Calibration des paramètres d'ajustement du modèle 128
3.5.3 Validation du modèle sur des vitesses de refroidissement non-constantes . . 130
3.6 Limites du modèle développé 132
3.6.1 Hypothèse du para-équilibre à l'interface γ/α 132
3.6.2 Hypothèse de l'équiprobabilité des sites de germination 135
3.7 Conclusion du chapitre 138

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

3.1 Introduction

L'objectif de ce chapitre est de décrire le modèle Predic'Aci développé dans le cadre de cette thèse pour la PREDICtion de la fraction de ferrite ACIculaire formée au refroidissement dans les métaux déposés par fabrication additive SAW-WAAM. Ce modèle à base physique à champ moyen a pour but de reproduire les cinétiques de décomposition de l'austénite obtenues par dilatométrie, afin d'être ensuite intégré aux modèles de simulation numérique du soudage pour la prédiction des propriétés mécaniques ainsi que des contraintes résiduelles des pièces fabriquées.

Les résultats expérimentaux des chapitres 1 et 2 ont mis en évidence que le développement de la ferrite aciculaire n'a lieu qu'en présence d'une population d'inclusions d'oxydes et de sulfures suffisantes. Ainsi, une attention particulière sera pretée aux taux de germination et à la manière de prendre en compte dans ce dernier les inclusions présentes dans le matériau. L'analyse comparative de deux matériaux de composition chimique similaire mais de microstructure tantôt ferritique aciculaire, tantôt bainitique a permis de montrer que ces deux micro-constituants sont thermocinétiquement similaires. Ainsi, le modèle présenté dans ce chapitre décrira les mécanismes de croissance de la ferrite aciculaire à l'aide des théories déjà développées pour la microstructure bainitique.

Afin de situer le modèle Predic'Aci par rapport aux autres modèles existants dans la littérature pour la prédiction des microstructures ferritiques au refroidissement, la première partie de ce chapitre sera consacrée à une revue de littérature. Cette section aura pour objectif de décrire les différents modèles d'une part, mais surtout d'en expliciter les spécifités et limites vis-à-vis de ce travail de thèse.

3.2 Etat de l'art de la modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite

3.2.1 Modèles Champs de phases

Les modèles à champs de phases permettent une description de l'évolution de la microstructure aussi bien en temps, qu'en espace. Ce type de modélisation est très pratique pour reproduire de manière précise un phénomène, mais est très coûteux en temps de simulation et ne permet donc pas d'être appliqué à de grands volumes. L'objectif de la thèse étant de développer un modèle rapide et à champ moyen, ce type de simulation ne sera pas développé ici. Il est cependant intéressant de noter que des travaux sur la compréhension du développement de la ferrite aciculaire sont portés par des modèles à champs de phases [96, 97].

3.2.2 Modèles empiriques et semi-empiriques

Les modèles empiriques et pseudo-empiriques sont des modèles basés sur un grand nombre de données expérimentales. Ils ont l'avantage d'être très robustes pour les alliages et cycles thermiques se trouvant dans la gamme d'étalonnage du modèle. Deux modèles remarquables peuvent notamment être cités : le modèle PREVERT [98, 99] et celui de Li [100].

3.2.2.1 Modèle PREVERT

Le modèle PREVERT, pour PREVision de la limite d'Elasticité, de la Résistance et de la courbe de Transition Charpy, est un modèle empirique permettant d'obtenir les propriétés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

mécaniques dans les aciers faiblement alliés à partir de la composition chimique du matériau et des paramètres opératoires (épaisseur du matériau, cycle thermique etc). Afin d'arriver aux propriétés mécaniques, la microstructure est prédite en fonction du cycle thermique vu par la pièce. C'est cette brique du modèle, dont l'incorporation dans PREVERT est donnée dans le schéma de la figure 3.1, qui est d'intérêt dans le cadre de cette thèse.

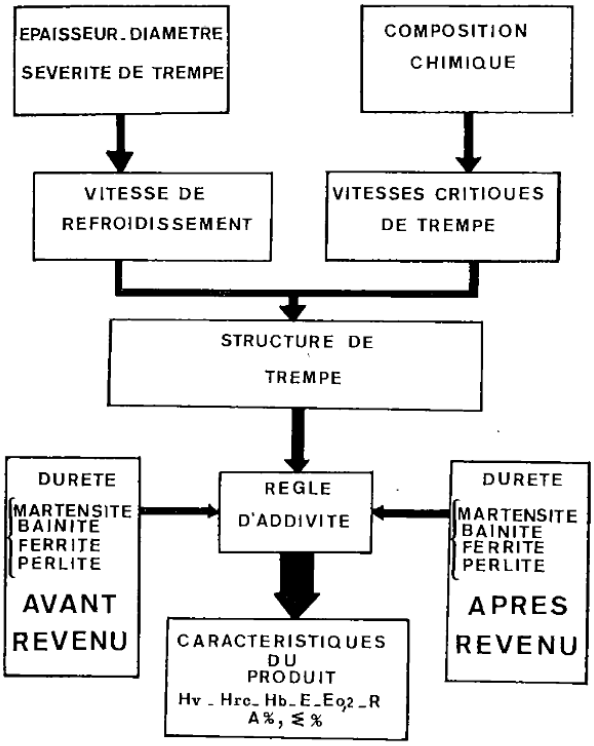


FIGURE 3.1 – Schéma de principe du modèle PREVERT pour la prédiction des caractéristiques mécaniques à partir de la composition chimique du matériau et des caractéristiques de traitement. *Tiré de [99]*

La prévision des structures de trempe est effectuée à l'aide de vitesses critiques de trempe, qui sont, elles, définies en fonction de la composition chimique du matériau comme décrit dans la figure 3.1. L'équation régissant la vitesse critique bainitique, décrivant la vitesse la plus lente donnant une microstructure totalement bainitique, est définie ci-dessous :

$$\log V_{bainite} = 10.17 - (3.80\mathrm{C}{+}1.07\mathrm{Mn} + 0.70\mathrm{Ni} + 0.57\mathrm{Cr} + 1.58\mathrm{Mo} + 0.0032\mathrm{P_A}) \tag{3.1}$$

Avec X le pourcentage massique d'un élément X (X = C, Mn, Ni, Cr, Mo), $\mathrm{P_A}$ le paramètre d'austénitisation en °C équivalent pour 1 h et enfin $V_{bainite}$ la vitesse de refroidissement à 700 °C en °C/h.

Les autres vitesses critiques de trempe sont également définies, et servent à déterminer ainsi les fractions de microstructures formées en faisant des interpolations avec la vitesse de refroidissement réelle décrite par les paramètres opératoires de la modélisation : diamètre et/ou épaisseur de la pièce, cycle thermique etc.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

3.2.2.2 Modèle de Li

Le modèle développé par Li et al. [100] est un modèle dont le résultat donne une courbe de décomposition de l'austénite en fonction de la température du même type que celles obtenues dans le chapitre 2. Les auteurs considèrent leur modèle comme semi-empirique car certaines valeurs sont définies de manière thermodynamique, comme notamment les températures de début de transformation à l'équilibre, qui sont définies à l'aide d'un diagramme de phases.

Les courbes de décomposition de l'austénite en fonction de la température sont obtenues à l'aide d'une fonction nommée τ. Cette fonction pour la détermination du temps pour atteindre une fraction de bainite formée est définie comme telle :

$$\tau_B = \frac{BC}{2^{0.29G}(B_S - T)^2 \exp\left(-27.500/RT\right)} S(X) \tag{3.2}$$

Avec τ_B est le temps pour obtenir une fraction X de bainite formée, G la taille de grain ASTM G des anciens grains austénitiques, T la température en Kelvin, BC une fonction dépendante de la concentration en pourcentage massique et définie comme tel :

$$BC = \exp\left(-10.23 + 10.18\mathrm{C} + 0.85\mathrm{Mn} + 0.55\mathrm{Ni} + 0.90Cr + 0.36\mathrm{Mo}\right) \tag{3.3}$$

B_s qui est définie comme la température de début de formation de la bainite et est calculée dans les travaux de Li et al. [100] à l'aide de la formule suivante :

$$B_s(^\circ C) = 637 - 58\mathrm{C} - 35\mathrm{Mn} - 15\mathrm{Ni} - 34\mathrm{Cr} - 41\mathrm{M}o. \tag{3.4}$$

La fonction $S(X)$ est une fonction de type sigmoïde permettant de reproduire la forme physique des courbes de décomposition de l'austénite, dont la forme mathématique est décrite dans l'équation ci-dessous.

$$S(X) = \int_0^X \frac{dX}{X^{0.4(1-X)}(1-X)^{0.4X}} \tag{3.5}$$

3.2.2.3 Limites des modèles empiriques décrits

Les modèles décrits ci-dessus ont, certes, montré dans leur gamme d'étalonnage une certaine robustesse vis-à-vis de leur application, il est néanmoins possible de mettre en évidence des limitations évidentes par rapport à l'objectif de ces travaux de thèse.

Dans un premier temps, une limitation évidente de ces deux modèles est qu'aucun d'entre eux ne prévoit la formation de la ferrite aciculaire. En effet, aussi bien PREVERT [98, 99] que le modèle de Li [100] ne prévoit que trois (voire quatre) microstructures, à savoir la ferrite (et la perlite), la bainite et la martensite. Il semble donc difficile de prédire les microstructures des métaux déposés par fabrication additive à l'aide de ces deux outils. Si l'on voulait utiliser ces deux modèles, il faudrait considérer la ferrite aciculaire comme de la bainite. Bien que ces deux micro-constituants soient thermocinétiquement similaires comme il a été possible de le montrer dans le chapitre 2, il a aussi été montré que les vitesses de formation de ces deux microstructures diffèrent largement. Il est donc difficile d'assurer que les résultats obtenus avec des résultats empiriques sur la bainite seraient robustes et fiables pour la ferrite aciculaire.

Un second argument visant à dire que l'utilisation de modèles empiriques dédiés à la bainite n'est pas une bonne solution pour la prédiction de la ferrite aciculaire est la comparaison des

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

températures de début de transformation entre le modèle de Li et al. [100] et celles mesurées expérimentalement dans le chapitre 2. En effet, comme il est présenté dans la figure 3.2, les températures de début de transformation prédites par le modèle ne sont pas en accord avec celles mesurées, aussi bien pour la ferrite aciculaire que pour la bainite. Ces différences, pouvant aller jusqu'à 50 °C, montrent ainsi que même pour une microstructure prise en compte dans la prédiction, une composition chimique en dehors des gammes d'étalonnage (composition en carbone trop basse), comme c'est le cas ici, peut rendre les formules empiriques caduques.

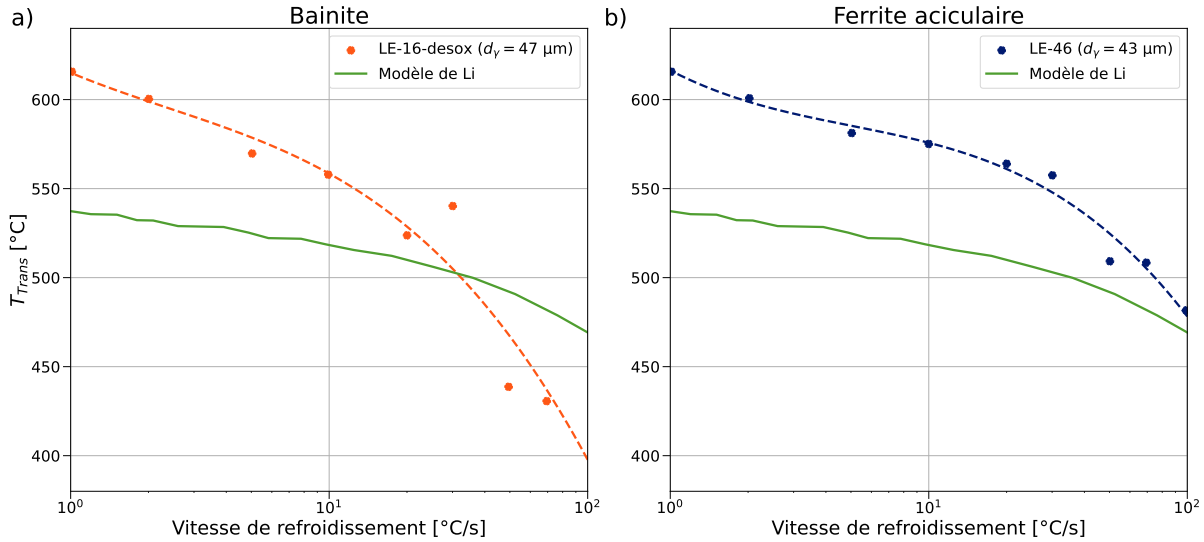


FIGURE 3.2 – Comparaison des températures de début de transformation pour les données expérimentales obtenues pour les a) matériaux LE-16-desox (bainite), b) et LE-46 (ferrite aciculaire) et les données numériques obtenues à l'aide du modèle de Li [100]. Les graphes montrent que le modèle de Li [100] n'est pas capable de prédire fidèlement les températures de début de transformation, invariablement de la microstructure. *Les valeurs obtenues pour le modèle de Li sont le fruit de l'implémentation de ce dernier à EDF.*

Dans un second temps, une autre limitation pouvant être identifiée pour ces deux modèles est leur méthode de validation. En effet, la validation des résultats est faite sur la dureté finale du produit. Cependant, cette grandeur étant liée au produit d'addition des différents micro-constituants, il est probable d'obtenir une dureté similaire par prédiction et par l'expérience quand bien même les fractions de micro-constituants seraient fortement différentes [1]. Ainsi, il est possible de se questionner sur la légitimité et la justesse d'un modèle obtenant un résultat final bon en passant par des étapes intermédiaires erronées.

Finalement, le dernier problème identifié pour les modèles empiriques est le nombre très élevé de paramètres ajustables. En effet, chaque élément d'alliage est typiquement associé à un coefficient d'ajustement [98, 100], de même pour le paramètre d'austénitisation ou la taille des grains austénitiques. Ces modèles contiennent donc *a minima* 7 paramètres ajustables pour le modèle PREVERT [98], et peuvent aller jusqu'à 14 dans le modèle de Li et al. [100]. Ce nombre important de paramètres rend ces modèles très difficiles à ajuster pour de nouvelles nuances ou différents cycles thermiques.

1. Cette observation a été mise en évidence dans une note interne de EDF R&D

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

3.2.3 Modèles à champ moyen à base physique

Les modèles à bases physiques dits à champ moyen sont des modèles permettant la prédiction temporelle de l'évolution d'une grandeur. Ici, les modèles vont donc prédire la fraction d'austénite transformée. La prédiction étant à base physique, il est nécessaire de bien connaître et décrire les phénomènes et mécanismes se passant lors de la transformation.

Il est admis dans la littérature que la transformation bainitique, et donc par extension celle de la ferrite aciculaire, est une transformation displacive. Autrement dit, l'avancée de l'interface s'opère sans réarrangement des éléments d'alliage de part et d'autre de cette dernière [28, 43, 94, 101, 102]. Cependant, un consensus reste à être établi entre le caractère diffusionnel ou adiffusionnel du carbone dans cette transformation displacive. En effet, deux courants de pensées s'opposent, où l'on va avoir d'un côté un mécanisme displacif-diffusionnel gouverné par la redistribution du carbone dans l'austénite [43, 94, 101, 102], de l'autre un mécanisme displacif-adiffusionnel où la croissance de la bainite se fait de manière sursaturée en carbone et de manière instantanée [28, 103].

Les deux sous-parties suivantes vont donc présenter deux modèles à champ moyen : celui de Bregeault [94] (2025) qui considère une transformation displacive-diffusionnelle et celui de Gaude-Fugarolas et Jacques [103] (2006), qui lui, considère un mécanisme adiffusionnel.

3.2.3.1 Modèle de transformation displacif-diffusionnel

Le modèle de décomposition de l'austénite en bainite développé dans les travaux de thèse de Bregeault [94] est basé sur la germination puis la croissance de la phase ferritique au niveau des anciens joints de grains austénitiques.

A. Calcul de la fraction d'austénite transformée

La fraction d'austénite transformée est calculée à l'aide du formalisme JMAK (pour John-Mehl-Avrami-Kolmogorov) étendu. L'équation générale du modèle est donc la suivante :

$$f(t) = 1 - \exp\left(-\int_{\tau=0}^{t} I(\tau) d\tau V(t,\tau)\right) \tag{3.6}$$

Où $I(\tau)$ est le taux de germination et $V(t,\tau)$ est le volume étendu des grains de bainite, défini par :

$$V_{JMAK}(t,\tau) = \frac{\pi}{4} h (v \times (t-\tau))^2 \tag{3.7}$$

où h est l'épaisseur de la latte de bainite et v la vitesse de croissance de cette dernière dans les deux autres directions. [2]

Un phénomène important à prendre en compte pour les transformations displacives est l'arrêt du développement de la microstructure lorsque celle-ci rencontre un joint de grain austénitique. Ceci se traduit dans la croissance bainitique par un bornage de la taille des lattes à la taille des anciens grains austénitiques de diamètre d. Ce phénomène a bien été pris en compte par Bregeault [94] à l'aide des deux équations suivantes.

$$V_{max}(\tau) = \frac{\pi}{4} h d^2 \tag{3.8}$$

2. Bregeault [94] considère les grains de bainite telle une latte comportant deux directions longues et une courte. La croissance de ces lattes est également considérée par l'autrice comme se déroulant selon les deux directions longues à la même vitesse.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

$$V(t,\tau) = \min\left(V_{JMAK}(t,\tau)\ ;\ V_{max}(\tau)\right) \tag{3.9}$$

B. Taux de germination

Le taux de germination tel que défini par Bregeault [94] dans son modèle, prend en compte l'énergie d'activation de la diffusion aux joints de grains austénitiques du carbone Q_D ainsi que l'enthalpie libre de germination du système ΔG^*. L'équation du taux de germination est donc :

$$I = \frac{K}{d_0}\exp\left(-\frac{Q_D}{RT}\right)\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \tag{3.10}$$

Où K est un paramètre d'ajustement prenant en compte le nombre de sites de germination activés, et d_0 est la taille de grain austénitique initiale en amont de la transformation. La valeur de Q_D est fixée par Bregeault [94] comme telle : $Q_D = 71$ kJ/mol.

L'étalonnage des paramètres d'ajustement K et de ceux inclus dans ΔG^* non décrits ici a été fait dans les travaux de Bregeault [94] par corrélation d'observations confocales *in situ* de transformations bainitiques.

C. Taux de croissance

Bregeault [94] propose dans son modèle de calculer le taux de croissance des lattes bainitiques à l'aide du modèle développé par Benrabah et al. [104], qui se base lui-même sur l'équation de Zenert-Hillert :

$$v = \frac{D_C^{eff}}{2r}\frac{x_C^\gamma - x_C^0}{x_C^0 - x_C^\alpha} \tag{3.11}$$

Avec v la vitesse de croissance de l'interface, r le rayon de courbure à la pointe de la latte de bainite, D_C^{eff} le coefficient de diffusion effectif du carbone dans l'austénite moyenné sur le profil de diffusion [105], et enfin x_C^0, x_C^γ et x_C^α les fractions molaires respectives dans la matrice austénitique, ainsi que de part et d'autre de l'interface de transformation dans les phases correspondantes. La définition des compositions molaires à l'interface x_C^γ et x_C^α est réalisée à l'aide d'un bilan d'énergie à l'interface selon l'équation suivante :

$$\Delta G_m^{chem} = \Delta G_m^{mec} + \Delta G_m^{GT} \tag{3.12}$$

La définition des valeurs des différentes forces motrices ne sera pas décrite ici car elles seront reprises dans la section 3.4.4. Cependant, il est important de comprendre que la force motrice chimique ΔG_m^{chem} est équilibrée par l'énergie de Gibbs-Thomson ΔG_m^{GT} et par une barrière énergétique mécanique à l'interface ΔG_m^{mec}.

Un point important de ce modèle est la considération thermodynamique prise en compte pour le calcul du bilan d'énergie à l'interface. Deux cas de figure sont possibles : le para-équilibre ou un calcul totalement hors équilibre. Bregeault [94] a fait le choix dans ses travaux de thèse de calculer la vitesse de l'interface hors-équilibre. Ainsi, la différence des potentiels chimiques du carbone dans l'austénite et la ferrite se calcule comme suit [3].

$$\mu_C^{\gamma,i} - \mu_C^{\alpha,i} = -\frac{\delta RT}{D_C^i x_C^i} v_{max}(x^{\gamma/\alpha} - x^{\alpha/\gamma}) \tag{3.13}$$

3. Les paramètres de l'équation sont expliqués dans la partie 3.6

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

D. Performances et limites du modèle développé

Les résultats obtenus par Bregeault [94] à l'aide du modèle développé dans ses travaux de thèse montrent une très bonne adéquation avec les valeurs expérimentales comme présenté dans la figure 3.3, bien qu'un décrochement soit observé pour la vitesse de refroidissement de 1000 °C/h. Ce décrochement a été attribué à une surestimation du taux de germination par le modèle par l'autrice.

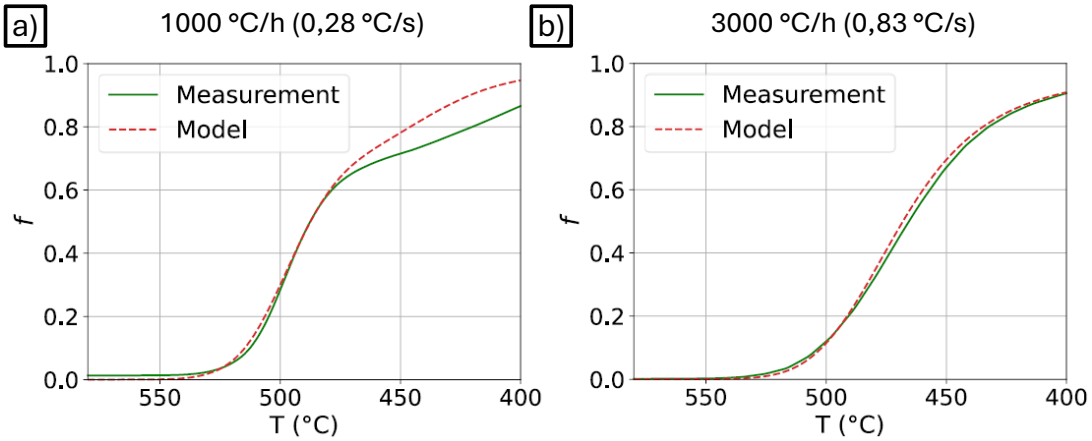


Figure 3.3 – Résultats du modèle développé par Bregeault [94] et comparaison avec les valeurs expérimentales obtenues par diffraction des rayons X à haute énergie pour deux vitesses de refroidissement. a) 1000 °C/h, b) 3000 °C/h. *Tiré de [94]*

Une des limitations les plus notables de ce modèle, hormis le fait qu'il soit focalisé sur la bainite et non la ferrite aciculaire, est que l'enrichissement de l'austénite en carbone n'est pas calculé mais traité comme une donnée d'entrée du modèle [94]. En effet, la concentration en carbone dans l'austénite en fonction de la fraction de bainite formée est issue des mesures par rayonnement synchrotron, et est entrée comme tel dans le modèle. Permettant ainsi d'avoir un enrichissement en carbone cohérent et donc d'avoir une prédiction très sure de l'énergie de Gibbs du système.

3.2.3.2 Modèles de transformation displacive-adiffusionnelle

Une deuxième théorie scientifique pour la transformation de l'austénite en ferrite bainitique vise à dire que la formation des grains ferritiques se passe sans diffusion, de manière analogue à la formation de la martensite [28, 103]. Le modèle de Gaude-Fugarolas et Jacques [103] va être présenté dans cette revue de littérature pour en expliquer les principes. Bien que ce modèle vise à prédire les cinétiques de formation de la bainite pour une transformation isotherme, le principe de base reste d'intérêt d'un point de vue comparatif vis-à-vis des modèles diffusifs.

A. Taux de germination

La transformation de la bainite étant définie comme displacive-adiffusionnelle dans le modèle de Gaude-Fugarolas et Jacques [103], seul le taux de germination va être calculé. Ainsi, les auteurs proposent deux termes de germination, à savoir la germination primaire et autocatalytique. Ces deux termes vont être expliqués dans les sections suivantes.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

La température de début de formation de la bainite est définie à l'aide de la constante universelle de germination G_N, définie par Bhadeshia [28] comme l'enthalpie libre minimale nécessaire pour observer l'apparition d'un germe displacif. La traduction dans le modèle de cette considération se fait de la manière suivante.

$$F_N = \begin{cases} \tanh\left(-\frac{\Delta G_m - G_N}{RT}\right) & : (\Delta G_m - G_N) < 0 \\ 0 & : (\Delta G_m - G_N) > 0 \end{cases} \tag{3.14}$$

Avec ΔG_m l'enthalpie de transformation maximale atteignable [28]. Ainsi, si cette enthalpie libre maximale est supérieure à la constante universelle de germination, la transformation n'a pas lieu.

Taux de germination primaire

Le taux de germination primaire, tel que défini par Gaude-Fugarolas et Jacques [103], défini le nombre de germes formés sur les joints de grains de l'ancienne structure austénitique. Son expression est donnée dans l'équation ci-dessous.

$$dI_p = N_0 s_\gamma \nu F_N d\tau \tag{3.15}$$

avec :

- N_0 le nombre de sites de germination potentiels
- s_γ l'aire restante de joints de grains austénitiques définie comme tel :

$$s_\gamma = S_\gamma v_\gamma^{2/3} \tag{3.16}$$

  Où S_γ est la surface initiale de joints de grains austénitiques et v_γ la fraction volumique d'austénite restante.
- ν le taux de fréquence, accomptant pour l'agitation thermique des atomes et défini par $\nu = k_B \frac{T}{\hbar}$, où k_B et $\hbar$ sont respectivement les constantes de Boltzmann et de Planck réduite.
- τ la variable de temps

Taux de germination autocatalytique

Une des spécificités de la transformation bainitique est le phénomène d'auto-catalyse [28]. Ce phénomène a pour effet de permettre la germination de nouveaux germes sur les grains préalablement formés, augmentant alors fortement le taux de germination.

Le modèle de Gaude-Fugarolas et Jacques [103] propose de prendre en compte cette germination autocatalytique et de l'exprimer comme une fonction du taux de germination primaire selon l'équation ci-dessous.

$$dI_a = I_p . \frac{2 d_\gamma}{\pi l_b} \beta_a F_N d\tau \tag{3.17}$$

Avec :

- d_γ le diamètre moyen des grains austénitiques
- l_b la longueur d'une sous-unité bainitique
- β_a un paramètre d'ajustement prenant en compte la multiplicité de la germination sur une sous-unité bainitique.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

B. Fraction de bainite formée

La fraction de bainite formée au cours de la réaction est définie dans le modèle à l'aide de la formule suivante.

$$dv_b = v_\gamma dv_b^e \tag{3.18}$$

Où v_b^e est la fraction volumique étendue définie comme telle :

$$dv_b^e = (I_p + I_a) u_b exp\left(-\frac{\Delta G_{NP}^{\gamma\to\alpha}}{RT}\right) d\tau \tag{3.19}$$

Avec u_b le volume d'une sous-unité bainitique et $\Delta G_{NP}^{\gamma\to\alpha}$ l'enthalpie de transformation de l'austénite en ferrite sans partition du carbone.

Des considérations additionnelles au modèle développé par Gaude-Fugarolas et Jacques [103] ne sont pas décrites ici mais sont à prendre en compte lors de son implémentation, comme notamment l'enrichissement de l'austénite en carbone au fur et à mesure de la réaction, ou bien la définition des longueurs caractéristiques des sous-unités bainitiques. Ces considérations peuvent être retrouvées dans les publications originelles.

C. Performance du modèle exposé

Le modèle displacif développé par Gaude-Fugarolas et Jacques [103] pour la décomposition isotherme de l'austénite en bainite présente, d'après la publication originelle, des résultats robustes vis-à-vis de la cinétique de décomposition, ainsi que la fin de transformation comme présenté dans la figure 3.4.

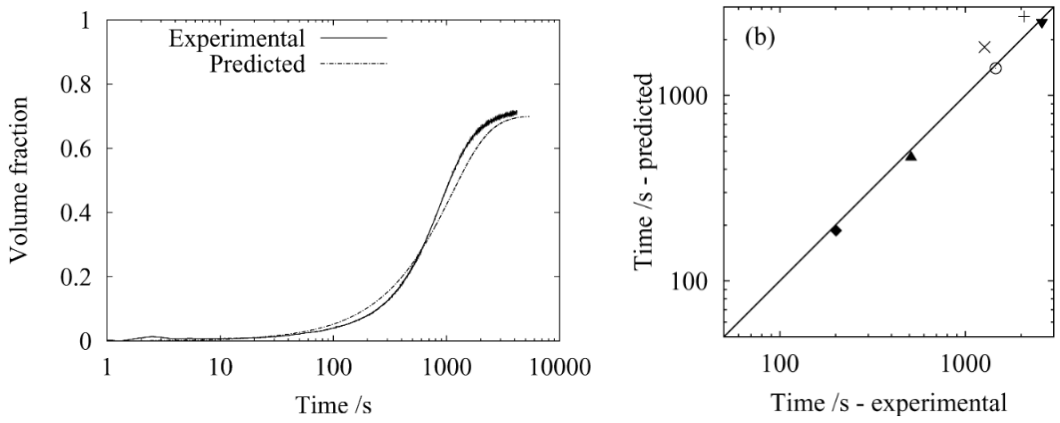


Figure 3.4 – Résultats obtenus par Gaude-Fugarolas et Jacques [103] sur un acier C-Mn en transformation isotherme à l'aide du modèle displacif-adiffusionnel développé. (gauche) Cinétique de formation de la bainite. (droite) Comparaison du temps nécessaire pour arriver à 60 % de réaction entre prédiction et expérimental

Bien que le modèle présente des résultats robustes en premier lieu, il est important de mettre en évidence les faiblesses et limitations de ce dernier au regard du projet de thèse. La première limitation est le calcul de la grandeur ΔG_m, définie par Bhadeshia comme la variation d'enthalpie libre maximale pouvant avoir lieu lors de la germination ferritique [28]. Bhadeshia propose une

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

méthode graphique de détermination de cette grandeur qui est schématisée dans la figure 3.5.a. Cette méthode de détermination consiste à prendre la tangente parallèle à la courbe d'énergie libre de l'austénite à la concentration nominale x_0, et reporter cette pente de tangente sur la courbe d'énergie libre de la ferrite. Ce report permet alors d'obtenir une composition en carbone dans la ferrite x_m, maximisant la différence entre les deux tangentes à l'abscisse x_m. C'est cette différence qui est définie comme ΔG_m. La problématique avec cette représentation est qu'elle est fortement schématisée, et que lorsque l'on regarde l'allure des courbes réelles d'énergie libre présentées dans la figure 3.5.b, et plus précisément leurs dérivées présentées dans la figure 3.5.c, on se rend compte qu'il n'est pas possible d'obtenir une égalité des pentes pour la composition nominale d'austénite étudiée qui est de 0,1 % massique. L'application de la théorie de l'enthalpie libre maximale G_m ne semble donc pas être possible pour les compositions chimiques des alliages du projet de thèse.

Dans un second temps, aucune explication n'est donnée quant à l'utilisation de la tangente hyperbolique dans l'expression de F_N. Cette utilisation a d'ailleurs été mentionnée comme étonnante par Bhadeshia [28]. Il est ainsi très probable que l'utilisation d'une telle expression ait été choisie afin d'obtenir une courbe en adéquation avec les résultats expérimentaux.

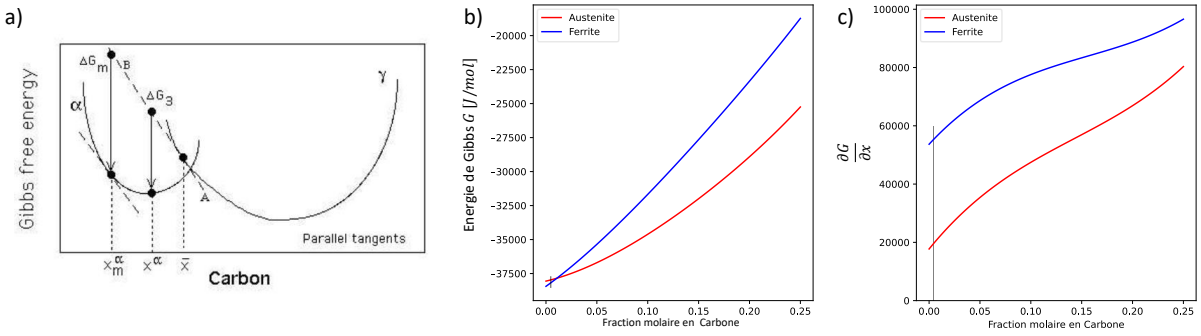


Figure 3.5 – a) Représentation schématique des courbes d'enthalpie libre de la ferrite et de l'austénite en fonction de la composition en carbone pour le calcul de ΔG_m d'après [28]. b) Evolution de l'enthalpie libre de la ferrite et de l'austénite en fonction de la composition en carbone d'après les bases de données Thermo-Calc. c) Evolution de la pente des courbes d'enthalpie libre de la ferrite et de l'austénite en fonction de la composition en carbone. *Les données thermodynamiques ont été obtenues pour le système Fe-0.12C-1.63Mn-0.8Ni-0.5Mo à* 700 °C *à l'aide de la base de données TCFE12 du logiciel Thermo-Calc.*

Dans un troisième temps, il est possible de se questionner sur la pertinence des ordres de grandeurs des constantes des taux de germination. En effet, pour prendre l'exemple de la constante N_0, censée représenter le nombre de sites de germination disponibles, la valeur annoncée dans la publication de Gaude-Fugarolas et Jacques [103] oscille entre 0,0001 et 0,1 m^{-2}, ce qui semble excessivement faible comparativement aux valeurs habituelles de N_0 trouvée dans la littérature, où l'on observe plutôt des ordres de grandeurs supérieurs à 10^{15} m^{-3} [106]. Bien que l'on passe d'une densité de surfacique à volumique, les ordres de grandeurs restent fortement différents. Il est alors possible de s'interroger sur la pertinence physique de ce paramètre d'ajustement.

Finalement, la dernière limitation observée pour ce modèle est qu'il est défini pour une

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

transformation isotherme, et qu'il n'est donc pas assuré que ce dernier fonctionne pour des refroidissements continus.

3.3 Equations constitutives et hypothèses générales du modèle Predic'Aci

La revue de littérature a mis en évidence les différentes options disponibles pour la prédiction des transformations de phases dans les aciers faiblement alliés. Chaque méthode disponible présente des avantages, ainsi que des inconvénients. Cependant, un des inconvénients non-négligeable des modèles présentés ici est qu'aucun n'est développé pour prédire la fraction de ferrite aciculaire formée dans les métaux déposés par soudage et fabrication additive. Ainsi, dans le cadre de cette thèse, le modèle Predic'Aci a été développé afin de prédire la formation de cette microstructure. Ce modèle se base sur un calcul de germination croissance selon une transformation displacive-diffusionnelle de l'austénite en para-équilibre à l'interface avec la ferrite.

La section présentée ici a pour objectif de décrire les hypothèses effectuées ainsi que les différentes équations constitutives du modèle Predic'Aci.

3.3.1 Equilibre thermodynamique

Lors du développement d'un modèle de prédiction des transformations de phases à base thermodynamique, la première considération à prendre en compte est le référentiel de calcul dans lequel la modélisation va être réalisée. Autrement dit, le type d'équilibre thermodynamique dans lequel va se dérouler la réaction va avoir une influence de premier ordre sur les résultats de cette dernière. Cette influence est présentée dans la figure 3.6.

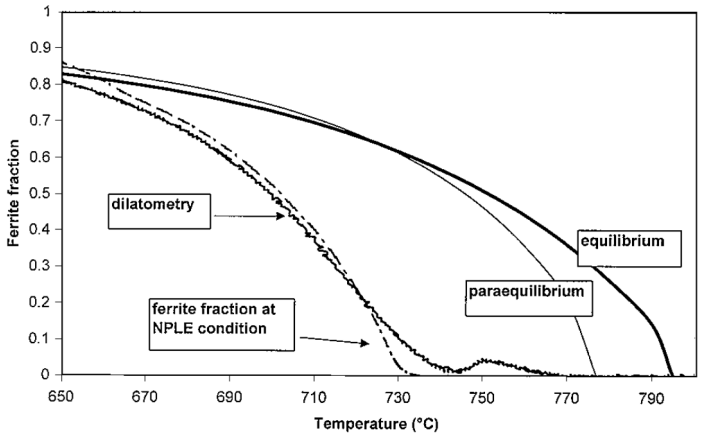


FIGURE 3.6 – Comparaison de la fraction de phase calculée sous différents équilibres thermodynamiques avec des données expérimentales en dilatométrie pour un alliage Fe-0.18C-1.5Mn (en wt%) pour un refroidissement de 0,5 °C/s. *tiré de [102]*

Les trois grands types d'équilibre sont définis dans la littérature comme étant l'ortho-équilibre (OE), l'équilibre local avec ou sans partition (LEP/LENP) et le para-équilibre (PE). Chaque type d'équilibre comporte des spécificités thermodynamiques propres. Dans le cas de la transformation

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

bainitique, les faibles temps de diffusion combinés à la mobilité réduite des éléments d'alliage substitutionnels aux températures de transformation rend l'homogénéisation de la composition chimique impossible de part et d'autre du front de transformation. Cependant, il est admis, notamment au regard des résultats expérimentaux, que le carbone peut diffuser lors de la réaction grâce à sa localisation sur les sites interstitiels des structures cristallines. Ainsi, le potentiel chimique de cet élément peut être porté à l'équilibre à l'interface entre les deux phases. Ce type d'équilibre, appelé Para-équilibre, est celui majoritairement utilisé pour la modélisation des microstructures bainitiques [28, 102, 103].

La ferrite aciculaire étant une microstructure thermocinétiquement similaire à la bainite d'après les résultats expérimentaux obtenus dans la chapitre 2, il a été choisi de réaliser tous les calculs thermocinétiques en para-équilibre.

3.3.2 Température de début de transformation

La température de début de transformation est définie comme la température la plus haute à laquelle la microstructure d'intérêt peut se développer. Dans le cas des microstructures bainitiques, la détermination de cette température pour son utilisation dans les modèles de prédiction est, la plupart du temps, effectuée de manière empirique [100, 102]. Cependant, comme il a pu être noté dans la revue de littérature et notamment dans la figure 3.2, l'utilisation de formules empiriques n'est pas satisfaisante vis-à-vis des matériaux de l'étude.

Dans le cadre de cette thèse, il a été choisi de déterminer la température de début de transformation sur des critères thermodynamiques afin de pallier les formules empiriques développées dans la littérature. Pour ce faire, l'enthalpie libre de transformation en para-équilibre $\Delta G_{PE}^{\gamma\rightarrow\alpha}$ a été comparée à une valeur d'énergie G_s à dépasser pour la formation d'un germe. Cette définition d'une barrière énergétique fait écho à la barrière énergétique définie par Bhadeshia [28] dans ses travaux. Ainsi, tel que défini dans le modèle développé dans cette thèse, il n'y a formation de nouveaux germes ferritiques que lorsque l'enthalpie libre de transformation $\Delta G_{PE}^{\gamma\rightarrow\alpha}$ est supérieure, en valeur absolue, à cette barrière énergétique G_S. Autrement dit, la température de début de transformation est la température vérifiant la condition énoncée dans l'équation ci-dessous.

$$T_{start} : \Delta G_{PE}^{\gamma\rightarrow\alpha} = -G_s \tag{3.20}$$

La figure 3.7 présente l'évolution de l'enthalpie libre de l'austénite en fonction de la température vis-à-vis de G_s pour la détermination de la température de début de transformation.

3.3.3 Taux de germination

La germination de la nouvelle phase lors de la transformation d'une phase A en une phase B est connue pour être un facteur de premier ordre vis-à-vis de la cinétique de décomposition de la phase mère. Ce postulat est d'autant plus vrai dans le cadre des transformations bainitiques, et donc de la formation de la ferrite aciculaire, puisque les températures auxquelles se déroulent ces transformations limitent fortement la diffusion.

Dans le cadre du développement du modèle Predic'Aci, il a été choisi de modifier l'équation générique du taux de germination décrit par Bregeault [94] afin de prendre en compte la germination parasympathique d'une part, tout en modifiant l'expression du taux de germination stationnaire, présentée dans l'équation 3.10 d'autre part. On obtient alors la formule suivante :

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

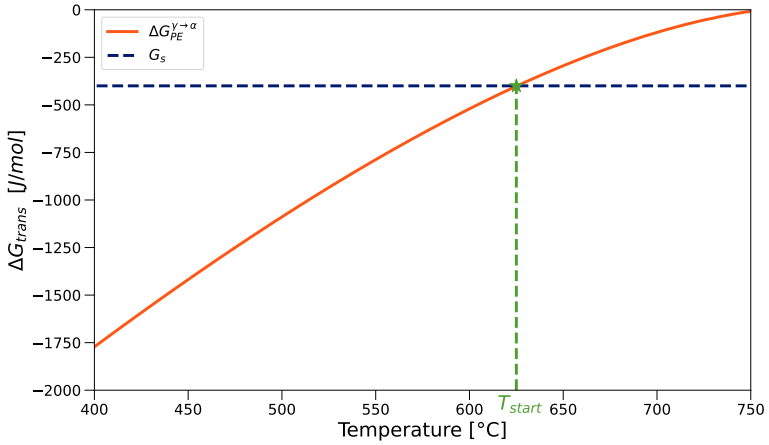


FIGURE 3.7 – Représentation graphique de la détermination de T_{start} pour une valeur arbitraire de G_S

$$\frac{dN}{dt} = \left(N_0 + \beta N(T,t) - S_{AF} N(T,t)\right) \times J_s \tag{3.21}$$

$$J_s = K_1 \exp\left(-\frac{Q_D}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G_{PE}^{\gamma\to\alpha}}{RT}\right) \tag{3.22}$$

Où K_1 est le terme pré-exponentiel du taux de germination stationnaire, appelé ici J_S. Il est un paramètre d'ajustement dans ce modèle. Q_D est l'énergie d'activation de la diffusion volumique du carbone. k et R sont les constantes de Boltzmann et des gaz parfaits.

L'équation 3.21 prend ainsi en compte le nombre de sites de germination initialement présents dans le matériau N_0, mais également le nombre de sites de germination additionnels sur les nouveaux grains formés β tout en supprimant les sites de germination occupés par les nouveaux grains formés. S_{AF} est ici la surface projetée au niveau des sites de germination par un unique grain.

3.3.4 Taux de croissance

3.3.4.1 Allongement des aiguilles de ferrite aciculaire

Le calcul du taux de croissance effectué dans le modèle Predic'Aci repose sur les travaux de BENRABAH et al. [101] se basant, eux-mêmes, sur les travaux d'HILLERT [107]. Ainsi, la croissance du grain de ferrite aciculaire consiste en un allongement en pointe de latte/aiguille gouverné par la redistribution du carbone par diffusion dans l'austénite. La vitesse de croissance est définie par l'équation suivante.

$$\frac{d\ell}{dt} = \frac{\bar{D}}{2r} \frac{x^{\gamma/\alpha} - x^0}{x^0 - x^{\alpha/\gamma}} \tag{3.23}$$

Avec $\bar{D}$ le coefficient de diffusion moyen dans l'austénite entre l'interface et la zone non-enrichie, $x^{\gamma/\alpha}$ et $x^{\alpha/\gamma}$ les compositions en carbone à l'interface respectivement dans l'austénite

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

et la ferrite, r le rayon de courbure de la latte de bainite ou d'aiguille de ferrite aciculaire et x^0 la concentration en carbone dans la matrice austénitique.

La théorie développée par Benrabah et al. [101] repose sur un bilan énergétique à l'interface entre la force motrice chimique ΔG_m^{chem} et les forces de Gibbs-Thomson ainsi que celles mécaniques observées à l'interface. Ainsi, le bilan énergétique à l'interface doit satisfaire la condition suivante :

$$\Delta G_m^{chem} = \Delta G_m^{mec} + \Delta G_m^{GT}(r) \tag{3.24}$$

Avec ΔG_m^{mec} et ΔG_m^{GT} les forces mécaniques et de Gibbs-Thomson. Il est à noter ici que le bilan énergétique pourrait également prendre en compte la dissipation énergétique par friction lors de la migration de l'interface ainsi que le phénomène de Solute-Drag, cependant il a été choisi ici de les négliger de la même manière que dans la publication de Benrabah et al. [101].

3.3.4.2 Élargissement des aiguilles de ferrite aciculaire

L'équation 3.23 permet, certes, de calculer le taux de croissance de l'aiguille de ferrite aciculaire dans sa longueur ℓ, mais ne donne aucune information sur la croissance en largeur w du grain. Afin de pallier ceci, il a été proposé dans cette thèse de définir de manière empirique l'élargissement des grains de ferrite aciculaire comme il a déjà été effectué dans la littérature pour des modèles bainitiques [103, 108]. Pour ce faire, les échantillons des matières LE-16 et LE-46 testées par dilatométrie dans le chapitre 2 ont été analysés par EBSD afin d'obtenir le facteur de forme des grains pour les différentes vitesses de refroidissement. Les résultats de ces mesures sont présentés dans la figure 3.8. Les points expérimentaux présentés dans le graphique montrent une évolution quasi-linéaire avec la vitesse de refroidissement. La régression linéaire effectuée présente une R^2 de 0.98 pour un *p-value* de 0.05, traduisant une grande significativité de cette dernière. Pour cette raison, il a été choisi d'expliquer l'évolution du facteur de forme ψ uniquement selon la vitesse de refroidissement V_r au travers de l'équation suivante.

$$\psi = -6.9 \times 10^{-4} \times V_r \ [^\circ\mathrm{C/s}] + 0.44 \tag{3.25}$$

L'évolution de la largeur w des grains de ferrite aciculaire pourra donc être prise en compte de la façon suivante :

$$w = \psi \times \ell \tag{3.26}$$

3.3.4.3 Limitation de la croissance par épinglage

Une des spécificités de la brique de croissance du modèle Predic'Aci est le bornage dimensionnel de la longueur des grains de ferrite aciculaire formés. Cette méthode a déjà été mise en oeuvre dans le modèle établi par Bregeault [94] pour la bainite. Dans son modèle, Bregeault [94] borne la longueur des premières lattes bainitiques au diamètre du grain austénitique parent à la transformation. Ceci a pour effet de prendre en compte une des conséquences de la transformation displacive qui est que les grains formés ne peuvent pas traverser les anciens joints de grains austénitiques.

La limitation de la longueur des aiguilles de ferrite aciculaire au diamètre des anciens grains austénitiques pourrait être appliquée dans le cadre de cette thèse, puisqu'il a été montré que cette microstructure est thermocinétiquement analogue à la bainite. Cependant, il est important de

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

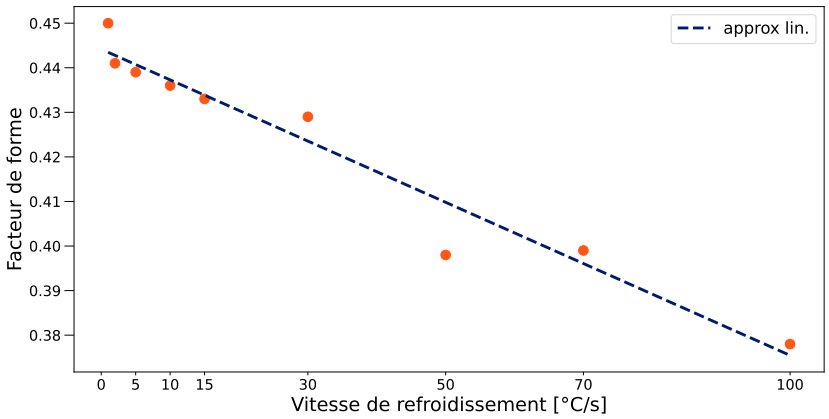


FIGURE 3.8 – Evolution du facteur de forme moyen des grains de ferrite aciculaire en fonction de la vitesse de refroidissement. Les résultats sont tirés des mesures EBSD des plots de dilatométrie en refroidissement continu étudié dans le chapitre 2. Ils montrent une diminution linéaire du facteur de forme avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement

comprendre que le bornage au diamètre des grains austénitiques entraînerait une sur-évaluation de la longueur maximale des grains ferritique. En effet, les sites de germination de la ferrite aciculaire sont les inclusions d'oxydes intra-granulaires et pas les anciens joints de grains γ. Ainsi, il est nécessaire de définir une longueur maximale prenant en compte la taille de grains austénitique certes, mais également la position relative de l'inclusion germinante par rapport au joint de grain et par rapport aux autres inclusions. Pour ce qui est de la limitation par les joins de grains austénitiques, il a été choisi de prendre de manière arbitraire une inclusion positionnée en quart de diamètre du grain austénitique. Pour l'épinglage par les autres inclusions , il a été choisi de calculer la distance moyenne entre deux centres. La formule utilisée a été tirée des travaux de KLUKEN et GRONG [14] et est la suivante :

$$\lambda_{\text{inc}} = 0.554\ [\text{mm}] \left(\frac{\pi \bar{d_{\text{inc}}}^{3}}{6 f_{\text{inc}}} \right)^{1/3} \tag{3.27}$$

Avec d_{inc} et f_{inc} respectivement le diamètre moyen ainsi que la fraction volumique d'inclusions dans le matériau et λ_{inc} la distance moyenne calculée entre deux coeurs d'inclusions.

Le calcul de la longueur λ_{inc} pour le matériau LE-16 donne une distance moyenne inter-coeurs d'environ 1 µm. Cependant, les analyses EBSD réalisées sur les échantillons traités par dilatométrie montrent une longueur de latte de ferrite aciculaire pouvant atteindre 4 µm. Il a donc été choisi, afin de simplifier la modélisation, de multiplier la distance inter-coeur par quatre pour définir la distance d'épinglage [4].

La définition de la longueur maximale des grains de ferrite aciculaire sera donc exprimée comme telle.

$$\ell_{\text{max}} = \min \left\{ \frac{\bar{d}_{\gamma}}{4}; 4\lambda_{\text{inc}} \right\} \tag{3.28}$$

4. Une analyse géométrique plus complète et rigoureuse ainsi qu'une prise en compte de la fraction formée à un instant t seraient nécessaire pour définir la vraie distance d'épinglage

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

3.3.5 Calcul de la fraction de ferrite formée

La formule utilisée dans Predic'Aci pour le calcul de la fraction de ferrite aciculaire formée est définie selon le formalisme JMAK étendu [109, 110, 111]. Ce dernier permet de prendre en compte les taux de germination non-constants, comme c'est le cas lors des transformations en refroidissement continu. Ainsi, la fraction de microstructure formée est définie selon les équations suivantes :

$$f_{real}(T,t) = 1 - \exp(-F_{ext}) \tag{3.29}$$

$$F_{ext}(T_1,t_1) = \int_{t_{start}}^{t_1} \frac{dN}{dt}dt \int_{t_{start}}^{t_1} \frac{d\ell}{dt} \times \frac{2\pi}{3}w^2 dt \tag{3.30}$$

La multiplication de la vitesse d'avancée de la pointe de l'aiguille de ferrite aciculaire par $\frac{2\pi}{3}w^2$, où w est la largeur de la latte de ferrite aciculaire, est nécessaire à l'homogénéité dimensionnelle de l'équation. Cela permet de prendre en compte la tri-dimensionnalité de la croissance. En effet, dans le cas d'une croissance sphérique, le terme de croissance de la loi de JMAK est élevé au cube. Cependant, la croissance de la ferrite bainitique n'étant pas sphérique, il est nécessaire de calculer le volume de l'aiguille selon sa géométrie. Cette dernière étant assimilée à un demi-ellipsoïde de révolution, son volume est défini par l'équation suivante.

$$V_{latte} = \frac{2\pi}{3}\ell w^2 \tag{3.31}$$

3.4 Détermination des valeurs thermodynamiques et physiques

La section précédente avait pour objectif de décrire les équations constitutives du modèle Predic'Aci. Ces différentes équations emploient cependant des grandeurs physiques ou thermodynamiques dont la méthode d'obtention n'a pas encore été décrite. L'objectif de cette partie est donc de définir les bases de données thermodynamiques ainsi que les méthodes de calcul des différentes grandeurs physiques employées dans le modèle de transformation de phases.

3.4.1 Calcul du nombre de sites de germination initial

Il a été vu dans l'équation 3.21 que le taux de germination a comme paramètre le nombre de sites de germination initial N_0. Ce terme est générique à bon nombre de modèles existants dans la littérature, mais est proposé comme variable d'ajustement la plupart du temps [102, 103, 106, 108]. Dans le modèle défini dans le cadre de cette thèse, il a été choisi de déterminer physiquement la valeur de N_0 en fonction des grandeurs du matériau. En effet, connaissant le lieu où se produit la germination des aiguilles de ferrite aciculaire, à savoir les inclusions d'oxydes et de sulfures, il est tout à fait concevable de déterminer une surface disponible d'inclusions, et donc un nombre de sites de germination offert par ces dernières. Il est toutefois nécessaire de garder à l'esprit que la germination de la ferrite aciculaire est en compétition avec la germination de la bainite au niveau des anciens joints de grains austénitiques, puisque ces deux microstructures sont thermocinétiquement similaires. Ainsi, il est cohérent de prendre également en compte la surface disponible de joints de grains austénitiques dans le calcul du nombre total de sites de germination. Le terme N_0 peut donc être défini comme tel :

$$N_0 = N_\gamma + N_{\text{inc}} \tag{3.32}$$

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Avec N_γ le nombre de sites de germination offerts par les anciens joints de grains austénitiques et N_{inc} le nombre de sites offerts par les inclusions. Les expressions littérales de N_γ et N_{inc} sont définies ci-dessous :

$$N_\gamma = \frac{3}{\bar{d}_\gamma \times S_{\text{germe}}} \tag{3.33}$$

$$N_{\text{inc}} = \frac{6 f_{\text{inc}}}{\bar{d}_{\text{inc}} \times S_{\text{germe}}} \tag{3.34}$$

où $\bar{d}_i$ est le diamètre moyen soit de la structure austénitique parente à la transformation, soit des inclusions, f_{inc} la fraction volumique d'inclusions et S_{germe} la surface occupée par un germe.

A l'inverse de la théorie classique de la germination où un diamètre critique de germe peut être calculé pour la température de début de germination [106, 112], le diamètre du germe de ferrite aciculaire a été choisi de manière arbitraire dans ces travaux de thèse à l'aide de résultats empiriques tirés de la littérature [113]. Ainsi, un diamètre de 50 nm a été fixé comme grandeur de référence pour les germes ferritiques dans cette étude.

3.4.1.1 Détermination de la taille de grain austénitique

Dans le cadre de cette thèse, la détermination de la taille des grains austénitiques en amont de la transformation n'a pas pu être faite de manière prédictive, le temps imparti ne permettant pas d'évaluer des modèles de croissance de grains. Ainsi, il a été choisi d'utiliser les mesures obtenues par reconstruction EBSD présentées dans la figure 2.11 du chapitre 2.

3.4.1.2 Détermination des grandeurs caractéristiques des inclusions

Afin de déterminer le nombre de sites de germination fournis par les inclusions, il est nécessaire de connaître le diamètre moyen de ces dernières ainsi que leur fraction volumique dans le matériau. Pour cette dernière, il a été montré dans le chapitre 1 qu'il était possible de remonter à la fraction volumique d'inclusions à l'aide de la concentration en oxygène et en soufre du matériau. L'équation utilisée est rappelée ci-dessous.

$$F_{\text{v}} = 10^{-2} \rho_{\text{Fe}} \left(\frac{[\text{O}_{wt\%}]}{M_{\text{O}}} \sum_i \frac{M_i \chi_i}{\nu_i \rho_i} + \frac{[\text{S}_{wt\%} - 0{,}004\,\text{wt}\%]}{M_{\text{S}}} \sum_j \frac{M_j \chi_j}{\nu_j \rho_j} \right) \tag{3.35}$$

Avec i et j les indices respectifs pour les oxydes et les sulfures, ρ les masses volumiques, M les masses molaires et enfin χ et ν respectivement les coefficients de partition et stoechiométriques de l'élément limitant (oxygène ou soufre). Les différentes valeurs pour les inclusions retrouvées dans les alliages étudiés de cette thèse peuvent être retrouvées dans le tableau 1.8.

Pour ce qui est du diamètre moyen des inclusions, la revue de littérature effectuée dans le chapitre 1 donnait une relation empirique entre l'énergie de soudage et le diamètre [14]. Cependant, les résultats expérimentaux ont montré que la relation, telle que définie par Kluken et Grong [14], n'était pas valable et surévaluait très fortement le diamètre final des inclusions pour l'alliage étudié dans ces travaux de thèse. Afin de pouvoir exprimer le diamètre des inclusions en fonction de l'apport de chaleur, et donc d'un paramètre de fabrication des pièces, il a été choisi de recalculer le paramètre d'ajustement de l'équation proposé par les auteurs. Pour ce

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

TABLE 3.1 – Calcul du nombre de sites de germination initial en fonction du matériau et du cycle thermique étudié dans le chapitre 2.

Cycle thermique			1300 °C-2 s				1300 °C-10 s			
Matériau	O [wt%]	S [wt%]	d_γ [µm]	N_γ [m^{-3}]	N_{inc} [m^{-3}]	N_0 [m^{-3}]	d_γ [µm]	N_γ [m^{-3}]	N_{inc} [m^{-3}]	N_0 [m^{-3}]
LE-16	0.017	0.058	45	3.4×10^{19}	1.1×10^{19}	4.5×10^{19}	55	2.8×10^{19}	1.1×10^{19}	3.9×10^{19}
LE-46	0.015	0.046	35	4.4×10^{19}	0.9×10^{19}	5.3×10^{19}	43	3.6×10^{19}	0.9×10^{19}	4.5×10^{19}
LE-16-desox	0.003	0.06	47	3.3×10^{19}	0.3×10^{19}	3.6×10^{19}	67	2.3×10^{19}	0.3×10^{19}	2.6×10^{19}

faire, les diamètres moyens des inclusions mesurés dans les blocs fabriqués par Lincoln Electric et Framatome, étudiés dans le chapitre 1, ont été utilisés et sont présentés dans la figure 3.9. L'ajustement du coefficient de proportionnalité donne ainsi la relation suivante :

$$d_{inc} = 0.21\left[\mu\text{m.mm}^{1/3}.\text{kJ}^{-1/3}\right] \times Q^{1/3} \tag{3.36}$$

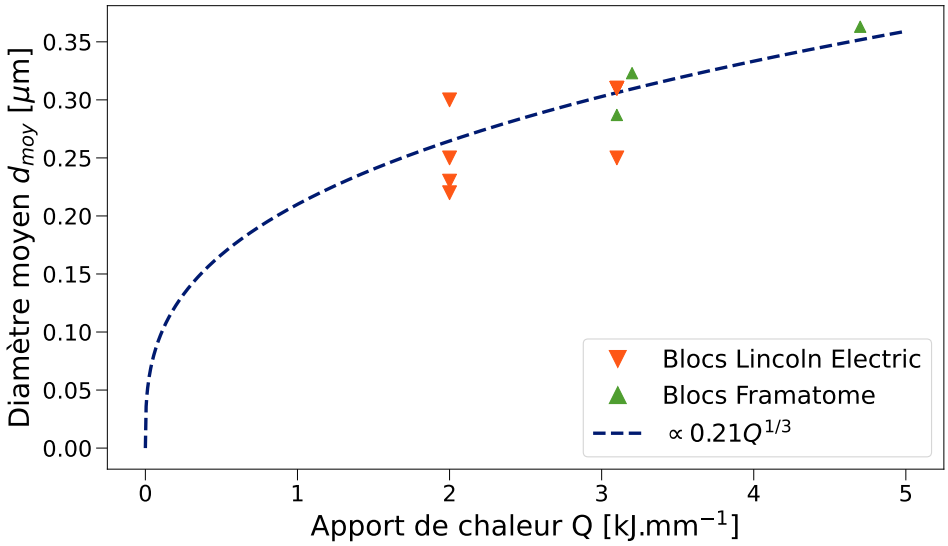


FIGURE 3.9 – Evolution du diamètre moyen des inclusions dans les métaux déposés par fabrication additive SAW-WAAM en fonction de l'apport de chaleur Q. Une loi de coalescence avec un coefficient d'ajustement de 0.21 semble expliquer de manière satisfaisante l'évolution en fonction de ce paramètre de fabrication.

3.4.2 Calcul du nombre de sites de germination parasympathiques

Le taux de germination tel que défini dans Predic'Aci propose un coefficient multiplicateur β, permettant de prendre en compte le nombre de sites de germination additionnels, dits parasympathiques, apportés par la formation de la nouvelle microstructure. De la même manière que pour N_0, plusieurs modèles proposent une valeur fixe et ajustée manuellement de ce paramètre β [103, 114, 115]. Il est une nouvelle fois proposé ici de déterminer physiquement la valeur de ce coefficient. Pour ce faire, il est nécessaire de prendre en compte la surface de joints de grains ferritiques disponibles pour la germination comme présenté dans la figure 3.10, schématisant le mécanisme de germination parasympathique. Il faut donc connaître la forme des grains de ferrite aciculaire ainsi que leurs dimensions.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

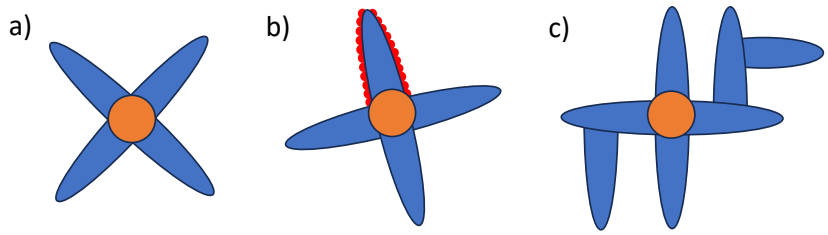


FIGURE 3.10 – Représentation schématique de la germination parasympathique de la ferrite aciculaire. a) germination primaire de aiguilles de ferrite aciculaire sur une inclusion. b) Représentation de la surface disponible pour les germes (en rouge) sur une aiguille de ferrite aciculaire, le nombre de nouveaux germe effectif va dépendre du taux de germination. c) Germination parasympathique de grains sur d'autres grains

Les grains de ferrite aciculaire sont approximés, dans le modèle développé, par des demi-ellipsoïdes de révolution. De ce fait, la surface d'interface entre le grain ferritique et la matrice austénitique peut être déterminée en prenant la moitié de la surface totale d'un ellipsoïde. Cette valeur n'étant pas calculable analytiquement, l'équation donnant une valeur approchée est donnée ci-dessous [116].

$$S_{grain} = \frac{1}{2} S_{ellipsoide} = \frac{1}{2} 4\pi \left(\frac{a^p b^p + a^p c^p + b^p c^p}{3} \right)^{1/p} \tag{3.37}$$

Où a est le grand axe de l'ellipsoïde et b et c sont les petits axes. L'exposant p est un facteur d'approximation avec $p \approx 1.6075$, permettant d'avoir une erreur de calcul inférieure à 1,061 %.

Le nombre de sites de germination formés par une aiguille de ferrite aciculaire lors de la transformation peut donc être calculé à l'aide de l'équation suivante :

$$\beta = \frac{2\pi}{S_{germe}} \left(\frac{2\ell^p w^p + w^{2p}}{3} \right)^{1/p} \tag{3.38}$$

L'utilisation d'un terme de germination para-sympathique est motivé par l'analyse de la dérivée du taux de transformation des courbes expérimentales obtenues dans le chapitre 2 et présentée dans la figure 3.11.a pour une vitesse de refroidissement de 10 °C/s. Il est possible d'observer sur cette figure que la dérivée du taux de transformation est d'abord positive, puis négative. Cette variation de signe indique une inflexion dans la courbe et donc une accélération puis décélération de la transformation. Maintenant, si l'on regarde les dérivées du taux de transformation calculées numériquement à l'aide de Predic'Aci, on remarque que l'utilisation d'un terme de germination parasympathique est nécessaire pour obtenir ce changement de signe, et donc l'inflexion dans la courbe de transformation de l'austénite.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

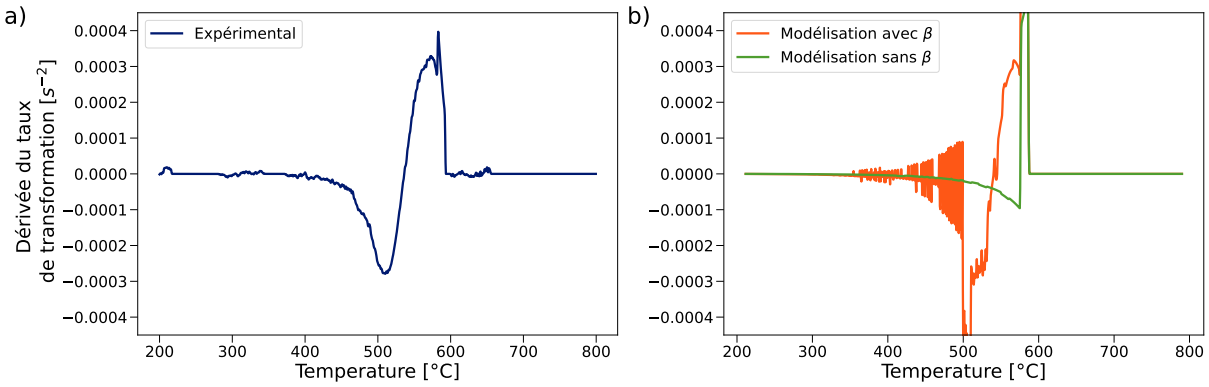


FIGURE 3.11 – Comparaison des dérivées des taux de transformation de l'austénite en ferrite pour une vitesse de refroidissement de 10 °C/s. a) Courbe expérimentale du matériau LE-16. b) Courbes numériques calculées avec et sans germination parasympathique. Les résultats montrent que la germination parasympathique est nécessaire à la bonne reproduction de l'allure de la dérivée du taux de transformation expérimental. *Le bruit est dû au plafonnement de* $\Delta G_{PE}^{\gamma\to\alpha}$ *à la valeur de l'énergie de germination* G_S *comme expliqué dans la partie 3.6.*

3.4.3 Calcul de la variation d'enthalpie libre du système global

3.4.3.1 Récupération des données thermodynamiques

La récupération des données thermodynamiques pour calculer la variation d'enthalpie libre globale du système a été faite à l'aide de la base de données TCFE12 du logiciel ThermoCalc [82]. Un calcul de para-équilibre à la composition nominale de l'alliage étudié a été réalisé dans l'interface Consol du logiciel. Ceci afin d'obtenir les concentrations en carbone au para-équilibre aux différentes températures. Les potentiels chimiques pour l'austénite et la ferrite ainsi que le volume molaire de la ferrite ont ensuite été obtenus à l'aide d'un code TC-Python.

3.4.3.2 Cas général

La décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire peut avoir lieu car cette dernière entraîne une diminution de l'énergie de Gibbs du système. Cette diminution est quantifiable à l'aide de la différence des énergies de Gibbs (également appelées enthalpies libres) du système entre les deux états de part et d'autre de la transformation.

Dans le cas de la transformation étudiée ici, prenons comme état de référence E^0 l'austénite γ monophasée tel que x_i^0 soit la fraction molaire de l'élément i dans le matériau. Pour l'état final de transformation, il est de rigueur pour une température T, de prendre le résultat du calcul de para-équilibre puisque la formation de la ferrite aciculaire se déroule dans ces conditions. Ainsi, l'état final E^1 sera caractérisé par un état biphasé, comprenant une fraction X^α de ferrite ayant une fraction molaire x_i^α en élément i, ainsi qu'une fraction X^γ d'austénite ayant une fraction molaire x_i^γ en élément i.

L'enthalpie libre à une température T de l'état initial peut s'écrire sous la forme d'une somme des potentiels chimiques μ_i des éléments constitutifs de l'alliage, pondérés par leur fraction molaire. Ainsi :

$$G^{E^0}(T) = \sum_i \mu_i^\gamma(T, x_i^0) \times x_i^0 \tag{3.39}$$

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Dans le cas de l'état final, la nature biphasée du système implique de calculer de manière séparée les enthalpies libres de chaque phase, puis de les sommer en les pondérant par la fraction de ces dernières en vertu de la loi des mélanges. Ainsi, on obtient la formule suivante.

$$G^{E_1}(T) = X^{\alpha} \sum_i \mu_i^{\alpha}(T, x_i^{\alpha}) \times x_i^{\alpha} + X^{\gamma} \sum_i \mu_i^{\gamma}(T, x_i^{\gamma}) \times x_i^{\gamma} \tag{3.40}$$

La variation d'enthalpie libre entraînée à une température T par la transformation de l'état E^0 en état E^1 est définie de telle manière.

$$\Delta G^{E_0 \to E_1}(T) = G^{E_1}(T) - G^{E_0}(T) \tag{3.41}$$

Ainsi, au regard des équations 3.39 et 3.40, il est possible d'écrire l'équation permettant de calculer la variation globale d'énergie de Gibbs du système entraînée par la transformation de l'austénite en un état biphasé de ferrite et d'austénite.

$$\Delta G^{E_0 \to E_1}(T) = \left(X^{\alpha} \sum_i \mu_i^{\alpha}(T, x_i^{\alpha}) \times x_i^{\alpha} + X^{\gamma} \sum_i \mu_i^{\gamma}(T, x_i^{\gamma}) \times x_i^{\gamma} \right) - \sum_i \mu_i^{\gamma}(T, x_i^0) \times x_i^0 \tag{3.42}$$

3.4.3.3 Prise en compte de l'enrichissement de l'austénite

L'équation 3.42 présente la transformation d'un état E^0 à un état E^1 comme un évènement unique. Cependant, dans le cas des transformations en refroidissement continu, il n'y a pas qu'un seul état E^1 mais autant d'états que de températures vues lors du refroidissement. Ainsi, il est nécessaire de répéter ce calcul d'enthalpie libre de transformation avec la nouvelle composition de l'austénite formée à l'état précédent.

Une deuxième caractérisitique des transformations en refroidissement continu, non-prise en compte dans le cas général, est que la transformation d'un état E^0 à un état E^1 n'est, la plupart du temps, pas totale. Ainsi, il ne suffit pas de prendre la composition de l'austénite en para-équilibre à une température T pour calculer le ΔG à une température $T - dT$. En effet, il est admis que l'équilibre thermodynamique est uniquement acquis à l'interface de transformation. Ainsi, il en résulte des gradients de concentration aux interfaces comme présenté dans la figure 3.12

Afin d'obtenir une enthalpie libre de transformation représentative du système global, il est nécessaire de prendre en compte cet enrichissement graduel et dépendant de la fraction d'austénite décomposée tout au long de la transformation. Pour ce faire, il est commun d'utiliser une composition moyennée de l'austénite, prenant en compte la composition à l'interface et celle loin des bords. La formule utilisée dans ce modèle pour rendre compte de cette composition est définie dans l'équation ci-dessous.

$$\bar{x^{\gamma}} = \frac{x^0 - f_{real}(T,t).x^{\alpha/\gamma}}{1 - f_{real}(T,t)} \tag{3.43}$$

La figure 3.13 rend compte de l'influence de la prise en considération de l'enrichissement de l'austénite en carbone au fur et à mesure de la réaction sur l'enthalpie libre de transformation. Il est possible d'observer sur le graphique qu'après le début de la transformation ayant lieu aux alentours de 600 °C, les deux courbes se séparent rapidement. La courbe prenant en compte

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

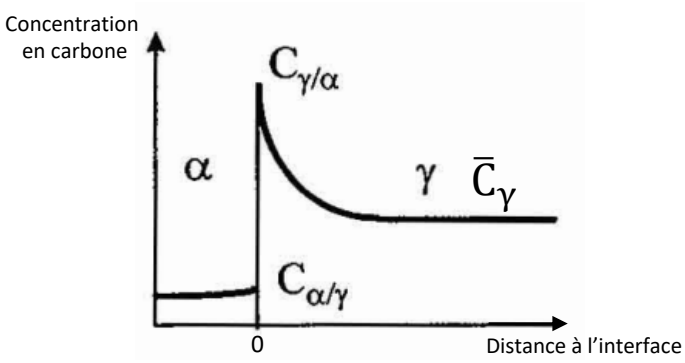


FIGURE 3.12 – Représentation schématique des profils de concentration en carbone de part et d'autre de l'interface lors de la transformation. *Modifié de [117]*

l'enrichissement en carbone de l'austénite présente alors une variation d'énergie significativement plus faible en valeur absolue que celle calculée en conservant la composition initiale de l'alliage. Cette différence d'énergie montre ainsi la nécessité de prendre en compte l'enrichissement en carbone de l'austénite lors de la réaction à cause de son caractère stabilisant pour cette phase.

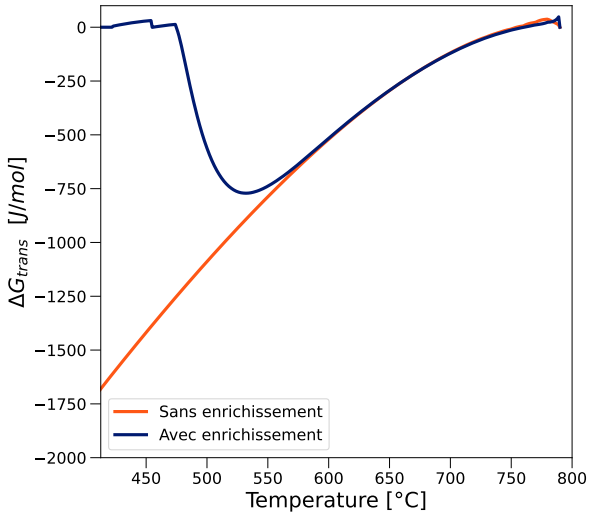


FIGURE 3.13 – Comparaison de l'effet de la prise en compte de l'enrichissement de l'austénite lors de la transformation sur l'enthalpie libre de transformation. La modélisation de la réaction a été réalisée pour une vitesse de refroidissement de 10 °C/s.

3.4.4 Calcul du para-équilibre à l'interface γ/α

La méthode de calcul de l'enthalpie de Gibbs globale du système pour la germination a été définie dans la section précédente. Maintenant, afin de prédire la vitesse de croissance à l'interface ferrite austénite, il est nécessaire de calculer le bilan d'énergie à l'interface définie dans l'équation 3.24. Afin de calculer la force motrice chimique à l'interface, la formule de HUTCHINSON, FUCHSMANN et BRECHET [118] a été utilisée en para-équilibre et est reprise ci-

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

dessous.

$$\Delta G_m^{chem} = \sum_X \left(U_X(\mu_X^\gamma - \mu_X^\alpha)\right) + U_{Fe}(\mu_{Fe}^\gamma - \mu_{Fe}^\alpha) \tag{3.44}$$

Avec U_X la U-Fraction en élément X définie tel que $U_X = \frac{x_X}{1-x_C}$ ou x_X et x_C sont les fractions molaires en élément d'alliage X et en carbone. μ est le potentiel chimique de l'élément indexé dans la phase définie par l'exposant.

Le modèle développé dans cette thèse étant défini en para-équilibre, on a le système d'égalités suivant :

$$U_X^\gamma = U_X^\alpha \tag{3.45}$$

$$\mu_C^\gamma = \mu_C^\alpha \tag{3.46}$$

L'énergie de Gibbs-Thomson ΔG_m^{GT} ainsi que la barrière énergétique ΔG_m^{mec} sont définies selon les équations suivantes.

$$\Delta G_m^{GT} = V_m^\alpha \frac{\sigma^{\gamma/\alpha}}{r} \tag{3.47}$$

$$\Delta G_m^{mec} = V_m^\alpha \left(0.45\mu_{shear} b_s \sqrt{\rho_\perp} + \sigma_{SS}\right) \frac{b_s}{\Lambda} m_s \tag{3.48}$$

V_m^α est le volume molaire de la ferrite, $\sigma^{\gamma/\alpha}$ est l'énergie interfaciale à l'interface austénite/ferrite, μ_{shear} est le module de cisaillement de l'austénite, $\rho_\perp$ la densité de dislocations, σ_{SS} le durcissement par solution solide, b_s le vecteur de Burgers des dislocations, Λ l'espacement entre deux déconnections de l'interface et enfin m_s le facteur de Schmid. Les expressions littérales en fonction de la température et de la composition chimique des grandeurs μ_{shear} et σ_{SS} peuvent respectivement être retrouvées dans les publications originales de Taylor [119] et Ghosh et Olson [120]. Les valeurs des différents paramètres sont référencés dans le tableau 3.2.

Table 3.2 – Récapitulatif des différentes grandeurs utilisées pour le calcul de la vitesse de croissance à l'interface

b_s [m]	$\rho_\perp$ [m^{-2}]	Λ [m]	$\sigma^{\alpha/\gamma}$ [J.m^2]	m_s
0.25×10^{-9} [121]	10^{13} [50]	1.5×10^{-9} [121]	0.23 [122]	0.5

Une chose importante à comprendre ici est que le calcul du taux de croissance est défini avec un bilan énergétique à l'interface. Ainsi, les pressions exercées par la barrière énergétique ainsi que l'énergie de Gibbs-Thomson vont avoir pour effet de décaler l'équilibre thermodynamique par rapport à l'équilibre global du système tel qu'il a pu être calculé dans la section précédente. Ici, tous les couples $x_C^{\gamma/\alpha}/x_C^{\alpha/\gamma}$ justifiant l'égalité des potentiels chimiques pour le carbone de l'équation 3.46 ainsi que le bilan énergétique énoncé dans l'équation 3.24 peuvent théoriquement être retrouvés à l'interface en fonction du rayon de courbure à la pointe de l'aiguille de ferrite aciculaire. Ainsi, afin d'obtenir une solution unique, il a été choisi d'adopter le couple de concentration à l'interface obtenu au rayon de courbure donnant le taux de croissance $\frac{d\ell}{dt}$ maximal de l'interface. Ce choix est commun à de nombreuses études [102, 104, 123]. La figure 3.14 schématise la boucle de calcul du bilan énergétique jusqu'à l'obtention de la vitesse d'avance maximale de l'interface.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

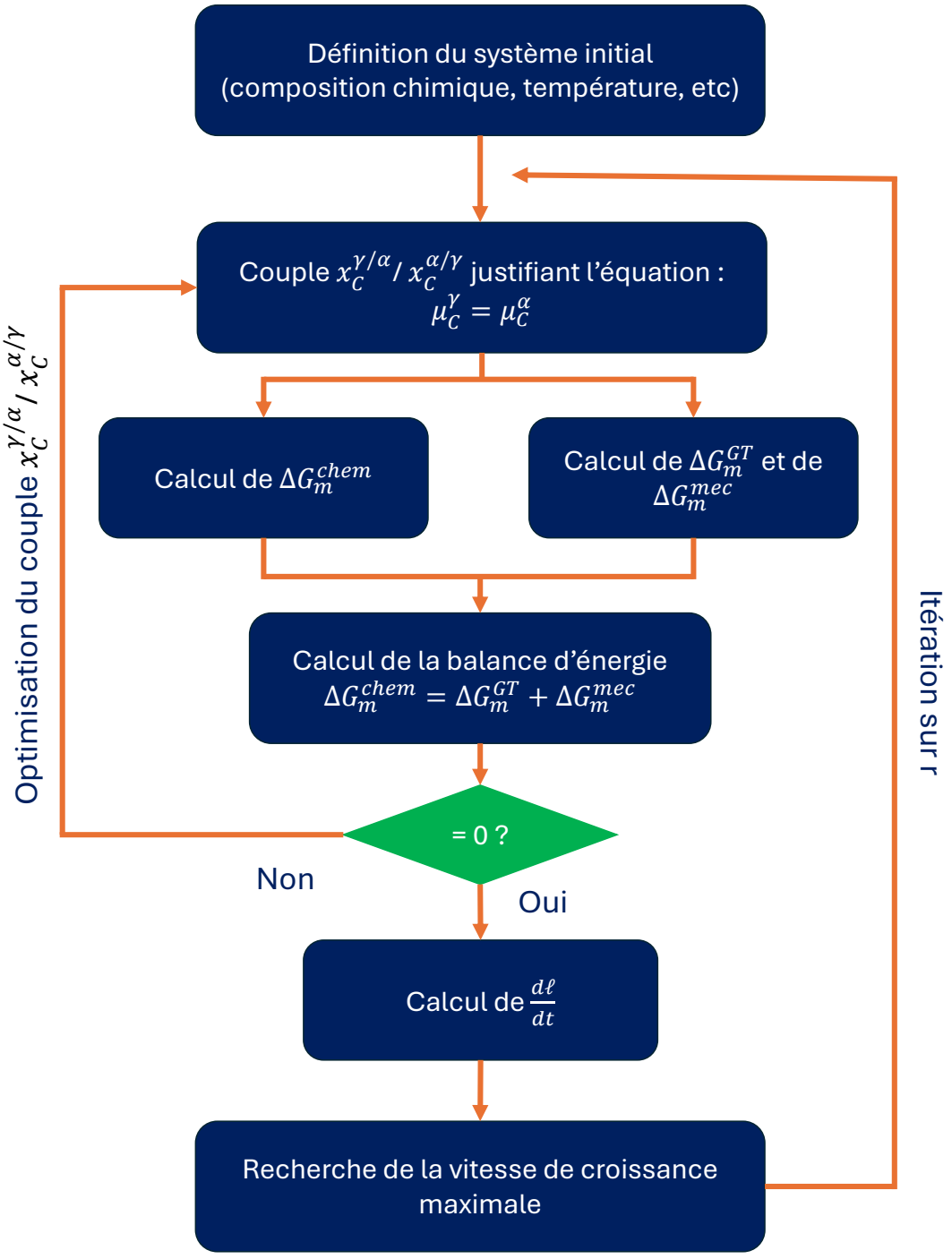


FIGURE 3.14 – Boucle de calcul schématique du calcul du bilan d'énergie pour l'obtention de la vitesse maximale de croissance de l'interface à une température T

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

3.5 Résultats du modèle de transformation de phases

L'objectif de cette section est d'évaluer les performances du modèle Predic'Aci tel que décrit dans la section 3.3. Dans un premier temps, la sensibilité des résultats aux paramètres ajustables du modèle sera évaluée, puis les cinétiques de décomposition calculées de l'austénite seront comparées à celles expérimentales, obtenues dans le chapitre 2 sur les matériaux déposés SAW-WAAM.

3.5.1 Etude de sensibilité des paramètres d'ajustement K_1 et G_S

Avant d'évaluer les résultats obtenus grâce au modèle développé dans le cadre de cette thèse, il est important d'évaluer la sensibilité de ces derniers vis-à-vis des paramètres ajustables. Ceci afin d'avoir un regard critique sur les dérives potentiellement observables entre les courbes numériques et expérimentales.

Le modèle développé dans cette thèse tel que décrit dans la partie 3.3 comporte deux paramètres d'ajustement qui sont respectivement le facteur pré-exponentiel K_1 dans l'équation 3.21 et la barrière énergétique de germination G_S dans l'équation 3.20. Leur influence sur les résultats de la modélisation est présentée dans la figure 3.15 pour une vitesse de refroidissement arbitraire de 10 °C/s.

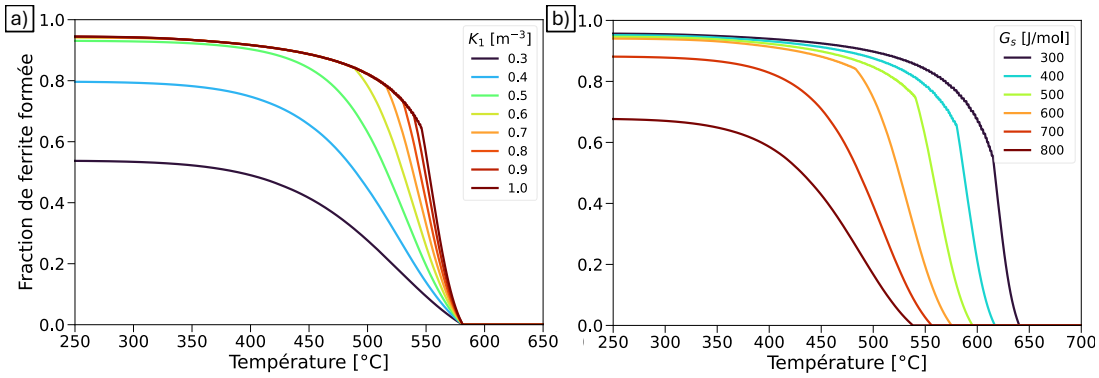


FIGURE 3.15 – Etude de la sensibilité des résultats du modèle aux paramètres d'ajustement pour une vitesse de refroidissement de 10 °C/s. a) Facteur pré-exponentiel K_1, b) Barrière énergétique pour la germination G_S

La figure 3.15.a présente la sensibilité des résultats au facteur pré-exponentiel K_1 du taux de germination stationnaire. Le graphique montre que la modification de sa valeur n'entraîne pas de modification de la température de début de transformation de l'austénite en ferrite aciculaire. Cependant, il est possible de remarquer une influence significative sur la cinétique de décomposition. En effet, l'augmentation de la valeur de K_1 a pour effet d'augmenter fortement la pente de la courbe, traduisant une formation plus rapide de la nouvelle phase. Il est également possible de voir que cette augmentation est asymptotique [5].

La figure 3.15.b présente l'influence de G_s sur les résultats du modèle. Comme attendu, l'influence principale de ce paramètre est sur la température de début de transformation. En effet, comme il avait été montré sur la figure 3.7, la modification de G_s modifie la température

5. La raison de la présence de cette asymptote de fraction d'austénite transformée est adressée dans la partie 3.6

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

à laquelle l'enthalpie globale du système égalise cette valeur, modifiant donc la température de début de transformation. Lorsque l'on s'intéresse plus précisément à l'effet de la barrière énergétique pour la germination sur la température de début de transformation, on s'aperçoit qu'elle a un impact quasi-linéaire sur la température de début de transformation entre 640 et 540 °C comme le montre la figure 3.16.

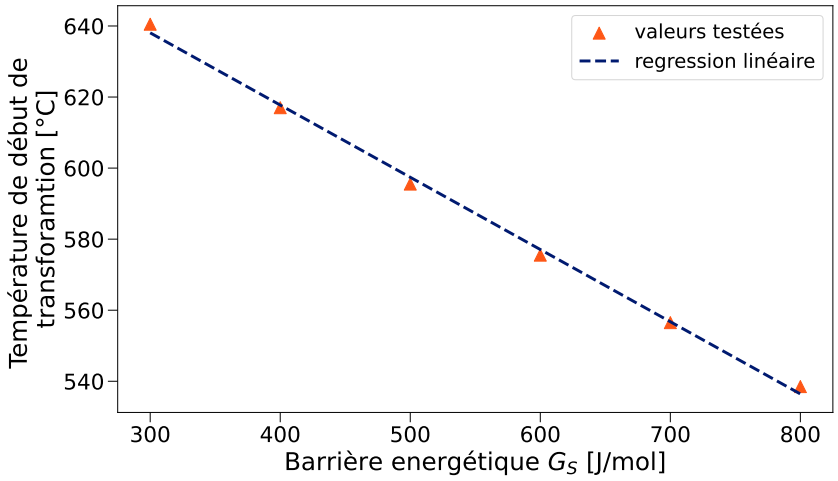


FIGURE 3.16 – Evolution de la température de début de transformation calculée en fonction de la barrière énergétique de germination G_S. Les résultats montre une relation inversement proportionnelle entre la température de début de transformation et la valeur de G_S.

Un dernier paramètre par rapport auquel il peut être intéressant d'évaluer la sensibilité du modèle est le paramètre d'entrée, à savoir ici la vitesse de refroidissement. Cette étude de sensibilité, dont les résultats sont présentés dans la figure 3.17, montre une forte dépendance des résultats à la vitesse de refroidissement. En effet, il est possible d'observer que plus la vitesse de refroidissement est élevée, moins la fraction finale de ferrite aciculaire formée le sera. Cette dépendance est, certes, attendue et également observée de manière expérimentale (voir figure 2.13), cependant, on peut voir que l'influence de ce paramètre d'entrée entre 2 et 15 °C/s est bien plus marquée pour les résultats numériques. En effet, expérimentalement, les cinétiques de décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire pour les vitesses de refroidissement comprises entre 2 et 15 °C/s se présentent sous la forme de courbe dont les pentes sont parallèles les unes entre elles et dont la température de début de transformation sont décalées vers les basses températures pour les vitesses de refroidissement les plus élevées. Ce phénomène n'est pas observé dans la figure 3.17, où toutes les courbes présentent la même température de début de transformation quelle que soit la vitesse de refroidissement, et où chaque modification de la vitesse de refroidissement entraîne une modification de la pente de la courbe.

Ces résultats impliquent que pour obtenir des prédictions satisfaisantes des cinétiques de décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire vis-à-vis des courbes expérimentales, il va être nécessaire de modifier les valeurs de K_1 et G_S en fonction de la vitesse de refroidissement.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

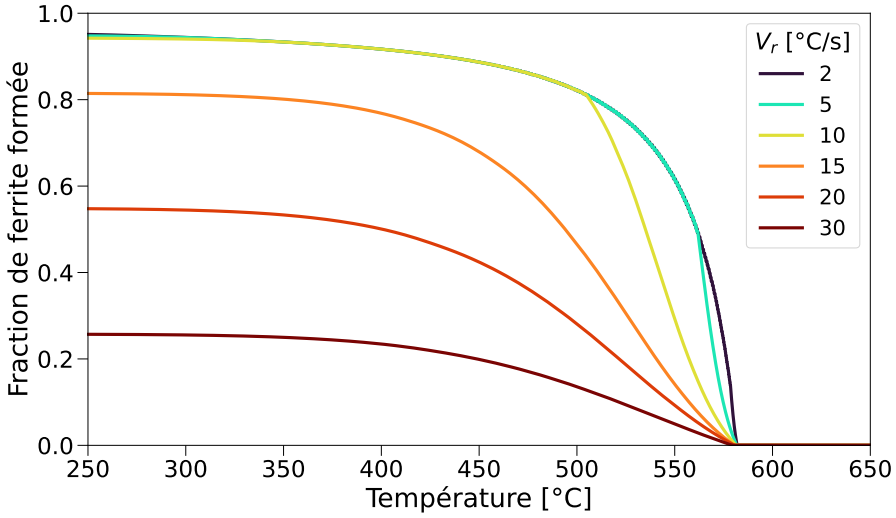


FIGURE 3.17 – Etude de la sensibilité des résultats du modèle vis-à-vis de la vitesse de refroidissement à iso-paramètre $K_1 = 0{,}65\,\mathrm{m}^{-3}$ et $G_S = 570\,\mathrm{J/mol}$

3.5.2 Calibration des paramètres d'ajustement du modèle

L'étude de sensibilité du modèle développé dans cette thèse a mis en évidence que pour une vitesse de refroidissement donnée, la cinétique de décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire était contrôlée par le paramètre K_1, tandis que la température de début de transformation, elle, est définie par la valeur de G_S. Cette étude a également mis en évidence que la modification de la vitesse de refroidissement tout en gardant les paramètres d'ajustement constant ne permettait pas de reproduire qualitativement les courbes expérimentales présentées dans la figure 2.13 du chapitre 2. En effet, l'augmentation de la vitesse de refroidissement à G_S fixé n'entraîne pas de modification de la température de début de transformation. De plus, l'augmentation de la vitesse de refroidissement pour un K_1 fixé a pour effet de fortement diminuer la pente de la courbe de décomposition de l'austénite. Au regard de ces résultats, il a été choisi d'utiliser les courbes obtenues par dilatométrie dans le chapitre 2 pour la calibration des paramètres d'ajustement K_1 et G_S aux différentes vitesses de refroidissement.

Les résultats des modélisations de la décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire sont présentés dans la figure 3.18, tandis que les valeurs des paramètres ajustés en fonction de la vitesse de refroidissement sont répertoriées dans le tableau 3.3.

TABLE 3.3 – Valeurs des paramètres d'ajustement K_1 et G_S en fonction de la vitesse de refroidissement.

V_r [°C/s]	1	2	5	10	15	30	50
K_1 [m^3]	3.7×10^{-2}	9.5×10^{-2}	2.8×10^{-1}	7.2×10^{-1}	1.5	2.75	6.0
G_S [J/mol]	390	440	500	570	640	700	820

La figure 3.18.a présente les résultats de décomposition de l'austénite en fonction de la température pour les vitesses de refroidissement comprises entre 1 et 15 °C/s. Dans cette plage de vitesses de refroidissement, une unique transformation a pu être observée expérimentalement, à

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

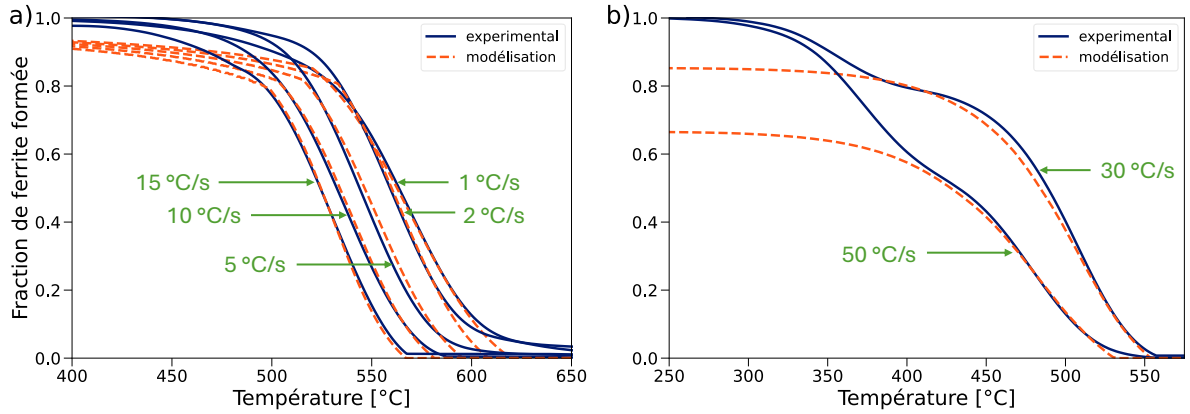


FIGURE 3.18 – Comparaison entre les courbes expérimentales et numériques de décomposition de l'austénite en fonction de la température. a) Vitesses comprises entre 1 et 15 °C/s donnant lieu à une microstructure uniquement ferritique aciculaire. b) Vitesses de refroidissement de 30 et 50 °C/s donnant lieu à un mélange de ferrite aciculaire et ferrite aciculaire inférieure. Les résultats montrent une bonne cohérence entre les courbes numériques et expérimentales. Pour les vitesses supérieures ou égales à 30 °C/s, le modèle prévoit bien l'arrêt de la croissance de la ferrite aciculaire, mais ne prend pas en compte le développement de la phase inférieure.

savoir celle de l'austénite en ferrite aciculaire (cf chap. 2). Ainsi, une unique sigmoïde est observée comme le montrent les courbes en bleu. La comparaison de ces courbes expérimentales avec les courbes obtenues à l'aide du modèle Predic'Aci (en orange sur la figure) montre une assez bonne coïncidence entre elles. Cela montre que le modèle développé dans le cadre de cette thèse est capable de reproduire les cinétiques de décomposition de l'austénite au refroidissement pour les aciers faiblement alliés, moyennant un ajustement des paramètres K_1 et G_S comme présenté dans le tableau 3.3.

La figure 3.18.b présente, elle, les résultats de décomposition de l'austénite en fonction de la température pour les vitesses de refroidissement de 30 et 50 °C/s. Ces deux vitesses de refroidissement ont été choisies car elles permettent d'observer expérimentalement la formation successive de ferrite aciculaire et de ferrite aciculaire inférieure (cf chap. 2). Les résultats obtenus à l'aide du modèle Predic'Aci pour ces vitesses de refroidissement montrent que la décroissance de la vitesse de développement de la ferrite aciculaire coïncide avec celle observée expérimentalement. Ceci semble donc valider les bases physiques du modèle, bien qu'il faille garder à l'esprit les ajustement de K_1 et G_s en fonction de la vitesse de refroidissement. Il est également possible de remarquer que le modèle développé dans le cadre de cette thèse ne permet pas de décrire la formation de la ferrite aciculaire inférieure. Ce résultat est attendu puisque cette microstructure est différente de la ferrite aciculaire par son mécanisme de partition du carbone (partition intragranulaire versus une partition à l'interface pour la ferrite aciculaire). Un modèle de para-équilibre à l'interface ferrite/austénite ne peut donc pas permettre de prédire une telle transformation.

Les évolutions en fonction de la vitesse de refroidissement des paramètres K_1 et G_S, présentées dans la figure 3.19, ont toutes les deux été approximées à l'aide d'une loi puissance. Bien que ce choix soit simple à comprendre de par l'allure des points pour G_S (voir figure 3.19.b), il est moins évident pour K_1. En effet, bien que la régression linéaire donne un R^2 de 0.982, la forte

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

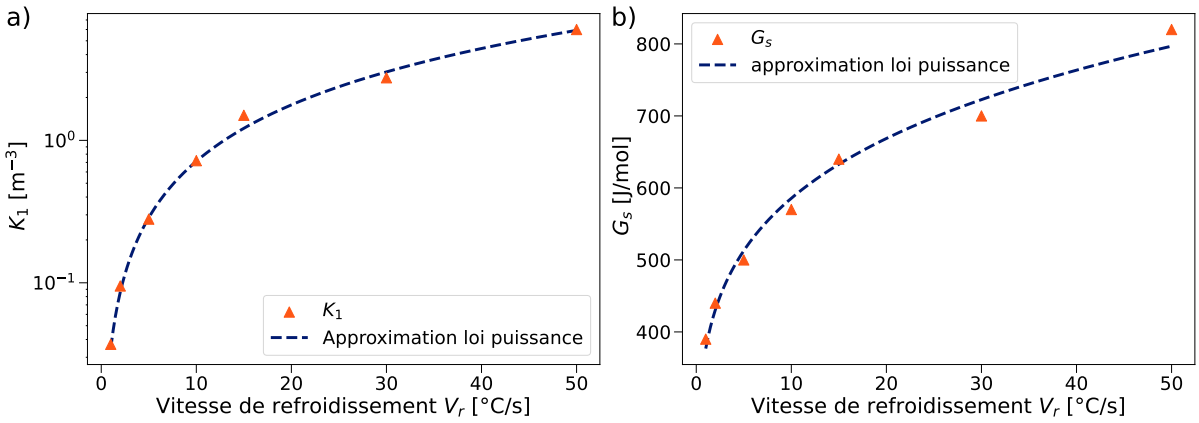


FIGURE 3.19 – Evolution des paramètres d'ajustement du modèle en fonction de la vitesse de refroidissement. a) paramètre pré-exponentiel de germination K_1, b) Barrière énergétique de germination G_S.

sensibilité des résultats aux valeurs de K_1 a motivé l'utilisation de la loi puissance, donnant un R^2 de 0.994. Ceci afin de minimiser au maximum les erreurs de prédiction. Ainsi, les expressions des régressions en loi puissance des paramètres d'ajustement du modèle sont :

$$K_1 = 0.035 \times (V_r \ [°\text{C/s}])^{1.315} \tag{3.49}$$

$$G_S = 376.86 \times (V_r \ [°\text{C/s}])^{0.191} \tag{3.50}$$

3.5.3 Validation du modèle sur des vitesses de refroidissement non-constantes

Afin d'évaluer la robustesse du modèle Predic'Aci et de la calibration des paramètres d'ajustement K_1 et G_S, il a été choisi d'utiliser des cycles thermiques à refroidissement non-constant. L'utilisation de ce type de cycle thermique est motivée par l'application finale du modèle, qui doit servir à la prédiction des microstructures dans les dépôts fabriqués par fabrication additive SAW-WAAM. Les cycles thermiques observés dans ces fabrications ne présentant pas de vitesses de refroidissement constantes, il est ainsi logique de vérifier la robustesse du modèle sur un cycle thermique non-constant.

Les cycles thermiques d'évaluation ont été définis à l'aide de la formule de RYKALINE [124] définie dans l'équation 3.51. Dans cette dernière, T_0 représente la température initiale du matériau, Q l'apport de chaleur linéique, λ et α représentent respectivement la conductivité ainsi que la diffusivité thermique du matériau, et enfin t la variable de temps.

$$T(t) = T_0 + \frac{Q}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4\alpha t}\right) \tag{3.51}$$

L'utilisation de cette formule permet de générer un cycle thermique représentatif d'une opération de soudage pour une distance r à la source de chaleur. La figure 3.20 présente un cycle thermique obtenu à l'aide de cette dernière pour une énergie de soudage de 30 kJ/cm. La distance r a été ajustée afin d'avoir une température maximale de 1300 °C afin de pouvoir effectuer ce cycle à l'aide d'un dilatomètre de trempe.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

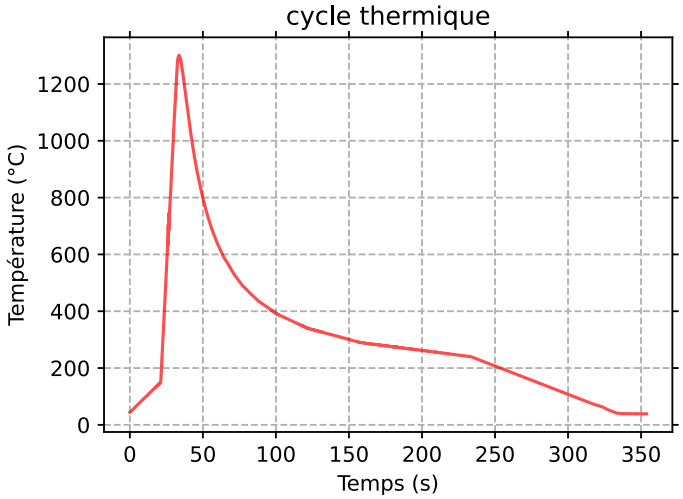


FIGURE 3.20 – Evolution de la température en fonction du temps selon la formule de RYKALINE [124] pour une énergie linéique de soudage de 30 kJ/cm. Le refroidissement à partir de 250 °C est forcé ici afin de limiter le temps de l'essai de dilatométrie. Cette action n'a pas d'impact métallurgique sur l'échantillon, cette température étant bien en dessous des températures de transformation observées dans le chapitre 2.

Une des problématiques de l'utilisation de cycles thermiques à vitesses de refroidissement non-constantes est la manière dont cette valeur est implémentée dans le modèle. En effet, deux approches sont possibles. D'une part, la méthode la plus rigoureuse serait de déterminer, à chaque pas de temps et de température, la vitesse de refroidissement instantannée. D'autre part, une méthode plus généraliste vise à définir la vitesse de refroidissement moyenne au travaux d'un intervalle de températures, et utiliser cette valeur dans le modèle. C'est cette seconde approche qui a été retenue car c'est également celle-ci qui est utilisée dans l'industrie pour qualifier les vitesses de refroidissement des procédés de soudage en fonction de l'apport de chaleur. C'est également cette méthode qui est utilisée dans les codes de simulation numérique du soudage. Usuellement, l'intervalle de températures choisi pour définir le temps de refroidissement est l'intervalle 800 - 500 °C. Cependant, comme il est possible d'observer sur la figure 2.13, cet intervalle ne couvre pas l'intégralité des températures de transformation. Il a ainsi été préféré un intervalle de températures compris entre 700 et 300 °C. Quatres apports de chaleur donnnant quatres vitesses de refroidissement, appelée $V_r^{700-300}$ ont été modélisés et comparés à des essais de dilatométrie correspondants. Les résultats sont présentés dans la figure 3.21.

Les résultats présentés dans la figure 3.21 montrent une allure de courbe très satisfaisante visà-vis des courbes expérimentales et une prédiction relativement fiable des cinétiques de transformation. Il est important de noter cependant que la température de début de transformation est systématiquement sur-évaluée par le modèle dans sa configuration actuelle. Les écarts [6] mesurés entre les courbes expérimentales et modélisées restent cependant relativement faible, puisque compris entre 7 et 15 °C. Ce décalage, induit par le moyennage de la vitesse de refroidissement, entraîne également un décalage global des courbes de transformation par rapport aux courbes

6. Ecart de température pour une fraction de ferrite formée de 0.05, soit 5 %

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

expérimentales. Additionnellement à ces décalages en températures, il est également possible d'observer des taux de transformation prédits par le modèle légèrement plus faible que ceux mesurés expérimentalement, ormis pour l'apport de chaleur à 20 kJ.

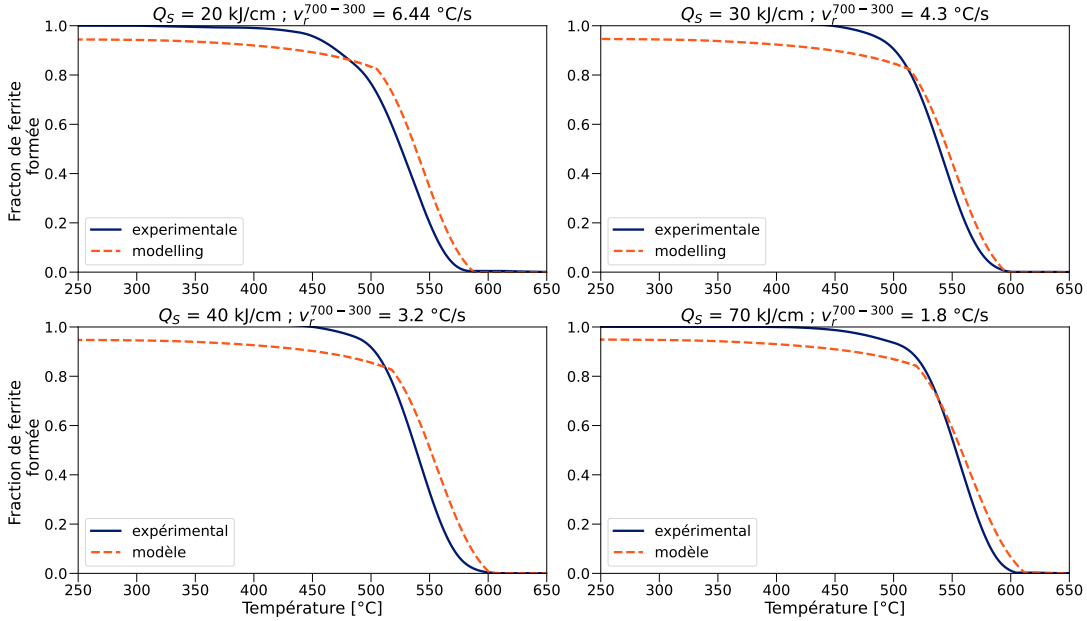


FIGURE 3.21 – Comparaison de la fraction de ferrite formée en fonction de la température pour le modèle Predic'Aci et les résultats expérimentaux par dilatométrie pour différents cycles de refroidissement TRCS. Les résultats montrent que les courbes numériques ont une allure satisfaisante vis-à-vis des courbes expérimentales. Cependant, une sous-estimation de la température de début de transformation est régulièrement observée.

3.6 Limites du modèle développé

Le modèle Predic'Aci présenté dans ce chapitre permet de prédire la fraction de ferrite aciculaire formée en fonction de la température à l'aide d'un mécanisme de germination et de croissance par diffusion du carbone à l'interface α/γ en para-équilibre. Bien que les résultats présentés dans la partie 3.5.3 soient très encourageants et permettent d'ores et déjà de reproduire les cinétiques expérimentales, des limitations claires au modèle ont été identifiées.

3.6.1 Hypothèse du para-équilibre à l'interface γ/α

La première limitation du modèle se trouve dans l'hypothèse du para-équilibre à l'interface entre le grain ferritique et la matrice austénitique. En effet, bien que cette hypothèse soit utile pour simplifier les équations thermodynamiques à l'interface, elles supposent une redistribution totale du carbone dans l'austénite. Le premier problème a cette redistribution totale dans l'austénite est que des mesures expérimentales réalisées à l'aide de techniques de caractérisation avancées montrent que la ferrite bainitique peut croître de manière sur-saturée [94, 125, 126, 127, 128, 129, 130]. Autrement dit, la redistribution n'est pas totale. Pour illustrer ces propos,

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

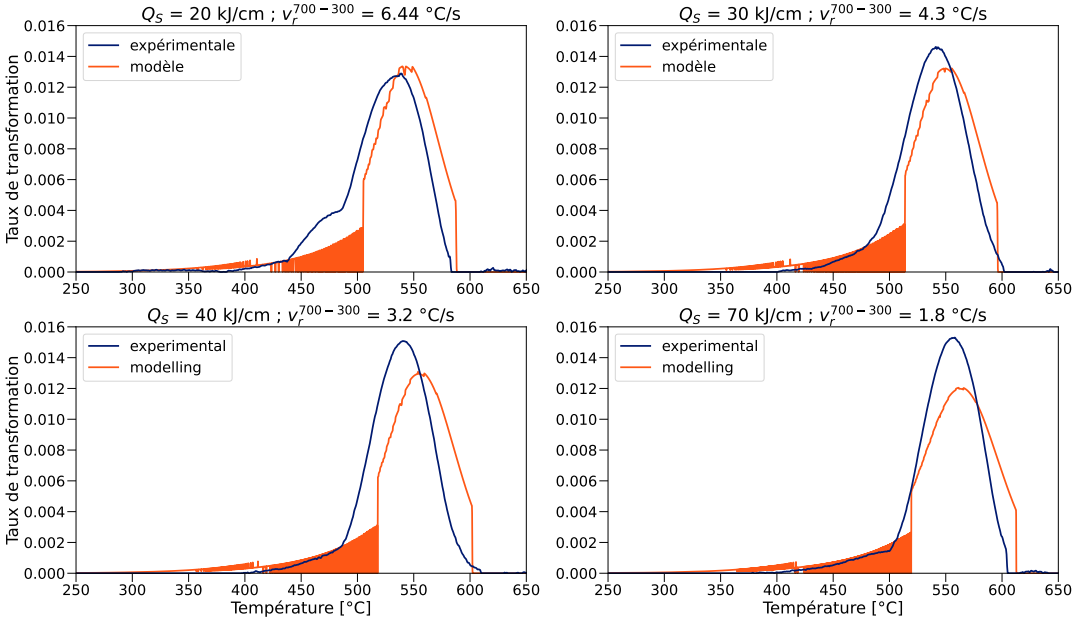


FIGURE 3.22 – Comparaison des taux de transformation modélisés et expérimentaux en fonction de la température pour différents cycles thermiques TRCS. les résultats montrent une sous-estimation du taux de transformation maximal par le modèle.

la figure 3.23 retrace l'enrichissement normalisé de l'austénite en carbone calculé par Predic'Aci et mesuré par BREGEAULT [94] par rayonnement synchrotron.

La figure 3.23 montre ainsi que l'enrichissement de l'austénite calculé par le modèle Predic'Aci se détache des mesures réalisées par BREGEAULT [94] pour une fraction de ferrite formée d'environ 0.7 pour suivre la courbe d'enrichissement maximal possible. Cette sur-évaluation de l'enrichissement de l'austénite a pour effet de causer un arrêt brusque de la réaction comme il est possible de voir dans les figures 3.18 et 3.21 pour des vitesses de refroidissement inférieures à 15 °C/s. Cet arrêt brusque est dû au fait que l'enrichissement excessif de l'austénite en carbone a pour effet de la stabiliser, faisant remonter l'enthalpie libre générale du système à une valeur proche de, voire égale à la barrière énergétique de germination G_s, comme le montre la figure 3.24 pour une vitesse de 10 °C/s. Le développement de la microstructure repose alors uniquement sur la croissance, qui est, elle aussi, très faible à cause de la sur-estimation de l'enrichissement en carbone de l'austénite, mais également de la faible température.

Une solution envisageable pour corriger cet enrichissement excessif de l'austénite lors de la transformation serait d'abandonner le para-équilibre à l'interface au profit d'un calcul hors-équilibre permettant une croissance de ferrite sursaturée en carbone. Cette proposition, étudiée dans les travaux de BENRABAH et al. [101], propose de modifier l'équation 3.46 non plus comme une égalité des potentiels chimiques du carbone, mais comme un flux de cet élément à l'interface décrit comme tel.

$$\mu_C^{\gamma,i} - \mu_C^{\alpha,i} = -\frac{\delta RT}{D_C^i x_C^i} v_{max}(x^{\gamma/\alpha} - x^{\alpha/\gamma}) \tag{3.52}$$

Où μ_C est le potentiel chimique du carbone dans la phase correspondante à l'interface (indices i), δ l'épaisseur de l'interface, D_C^i le coefficient de diffusion du carbone à l'interface qui est défini

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

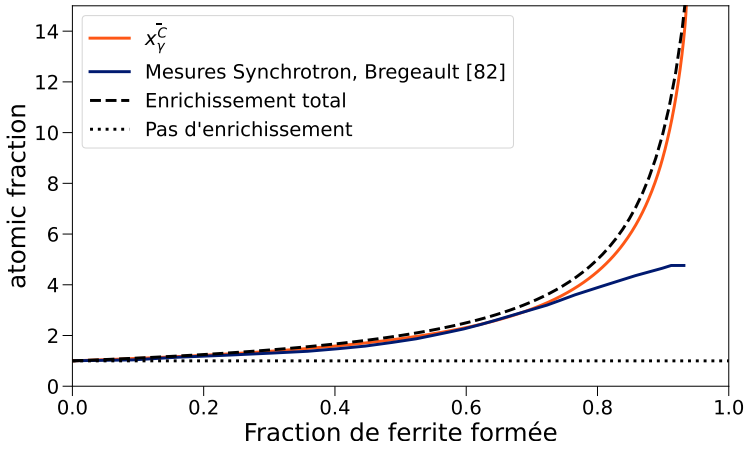


FIGURE 3.23 – Comparaison de l'enrichissement normalisé de l'austénite en carbone calculé par le modèle Predic'Aci et mesuré au Synchrotron par BREGEAULT [94]. Les résultats montrent qu'à partir d'une fraction de ferrite formée de 0.7, l'enrichissement calculé par le modèle s'écarte fortement des mesures synchrotron pour suivre la courbe d'enrichissement maximale.

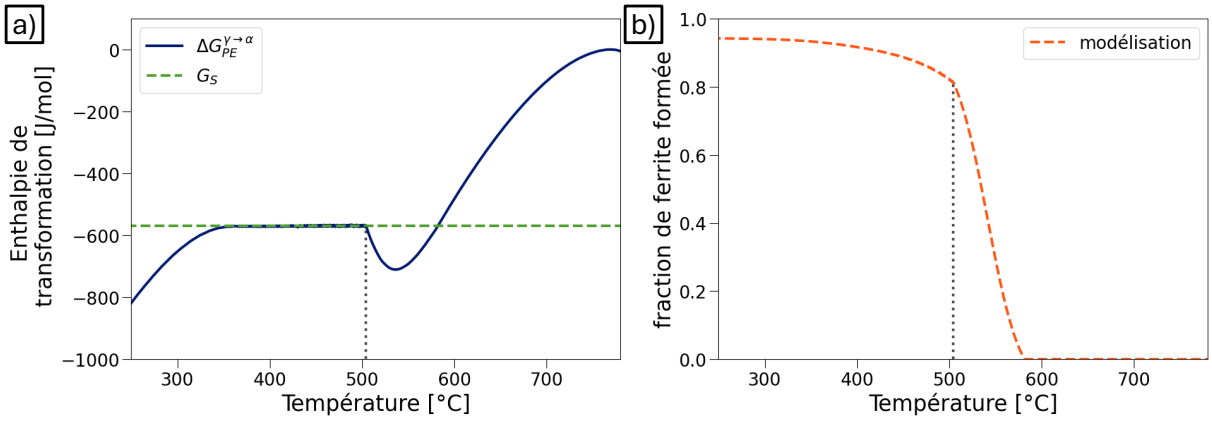


FIGURE 3.24 – a) Evolution de l'enthalpie libre globale du système en fonction de la température par rapport à la barrière énergétique de germination G_S. b) Evolution de la fraction de ferrite formée en fonction de la température pour une vitesse de refroidissement de 10 °C/s. Les résultats montrent que la cassure brutale dans la courbe de transformation est corrélée au moment où l'enthalpie de transformation $\Delta G_{PE}^{\gamma\to\alpha}$ redevient égale à G_S

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

comme équivalent à celui dans l'austénite par l'auteur dans son étude, x_C^i la composition en carbone dans l'interface, définie comme équivalente à la composition à l'interface dans la ferrite par l'auteur. $x_C^{\gamma/\alpha}$ et $x_C^{\alpha/\gamma}$ sont les compositions à l'interface respectivement de l'austénite et de la ferrite.

La modification du type d'équilibre à l'interface va entraîner une modification du profil de vitesse en fonction de la température comme le montre la figure 3.25.a, avec notamment un ralentissement de cette dernière pour une même température. Cependant, la figure 3.25.b montre également que la composition en carbone dans l'austénite pour une même température est plus faible pour le calcul hors équilibre. Autrement dit, l'enthalpie globale de transformation sera plus élevée, en valeur absolue, pour le calcul hors équilibre qu'en para-équilibre. Ceci devrait donc permettre de lisser la fin de transformation pour les vitesses de refroidissement inférieures à 15 °C/s.

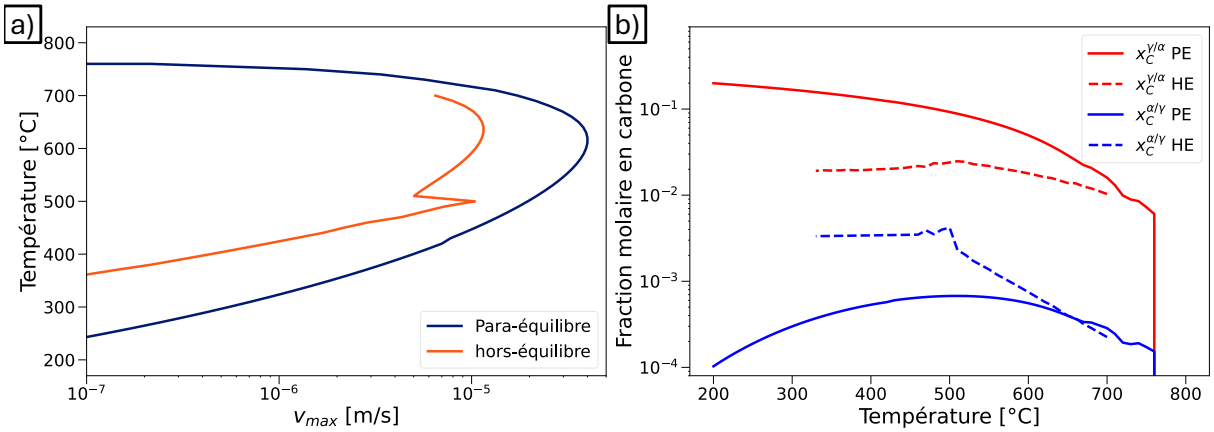


FIGURE 3.25 – Comparaison des résultats de calcul de para-équilibre et hors équilibre à l'interface γ/α pour le système Fe-0.12C-1.63Mn-0.8Ni-0.49Mo. a) Vitesse maximale de l'interface. b) composition en carbone de part et d'autre de l'interface. *Les calculs hors-équilibre ont été réalisés par I.E Benrabah à la suite de discussions sur le modèle.*

La figure 3.25.a montre également que le calcul hors équilibre prévoit un regain de la vitesse maximale atteignable par l'interface aux alentours de 500 °C. Ce regain de vitesse d'interface peut faire penser à l'épaulement observé pour les vitesses de refroidissement supérieures à 15 °C/s, bien que ce dernier soit plutôt observé entre 400 et 450 °C expérimentalement. Des calculs pour des compositions de carbone supérieures seraient intéressants afin d'évaluer la corrélation de l'épaulement des courbes dilatométriques avec celui des C-curves afin de prendre en compte l'enrichissement de l'austénite lors de la transformation.

3.6.2 Hypothèse de l'équiprobabilité des sites de germination

La deuxième hypothèse discutable de ce modèle est le choix de définir les sites de germination comme équiprobables pour le développement de la nouvelle phase quel que soit leur type. En effet, trois types de sites de germination peuvent être rencontrés d'après le modèle : les anciens joints de grains austénitiques, les inclusions d'oxydes et de sulfures, les nouveaux joints de grains formés entre la ferrite et l'austénite.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Dans le cas où l'équiprobabilité des sites de germination était avérée, cela signifierait que le modèle est capable de passer de manière agile entre la microstructure ferritique aciculaire et la microstructure bainitique, moyennant un ajustement du nombre de sites de germination initial N_0, ainsi qu'une modification de la longueur maximale atteignable par les grains de bainite. Il est également possible de prendre en considération la morphologie de croissance de la microstructure bainitique et donc de modifier le terme de germination parasympathique en pénalisant la croissance parallèle. En effet, comme le montre le schéma présenté dans la figure 3.26, la croissance en lattes parallèles juxtaposées va entraîner une modification de la surface disponible du grain formé pour servir de nouveau site de germination. Il faut donc pénaliser cette surface β par un terme de disponibilité, que nous nommerons ici ξ. Ainsi, le taux de germination défini dans la formule 3.21 devient alors.

$$\frac{dN}{dt} = \Big(N_0 + \xi\beta N(T,t) - SN(T,t)\Big) \times J_s \tag{3.53}$$

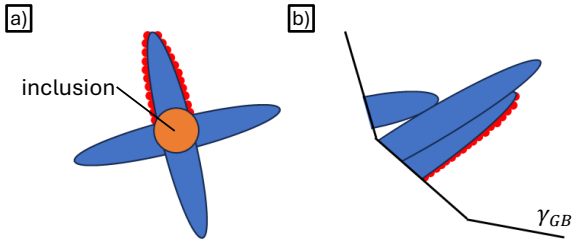


FIGURE 3.26 – Représentation schématique des sites de germination (en rouge) disponible pour la germination para-sympathique pour un grain de ferrite donné en fonction du type de microstructure. a) ferrite aciculaire ($\xi = 1$), b) bainite ($\xi < 1$)

Les résultats des courbes obtenues à l'aide du modèle Predic'Aci pour la ferrite aciculaire et la bainite sont présentées dans la figure 3.27 pour une vitesse de refroidissement de 10 °C/s. Les paramètres utilisés dans chaque simulation sont, eux, présentés dans la tableau 3.4.

TABLE 3.4 – Valeurs des paramètres importants du modèle Predic'Aci pour la prédiction de la ferrite aciculaire et la bainite.

Microstructure	K_1	G_S	N_0	ψ	ξ	ℓ_{max}
Ferrite aciculaire	0.65	570	4.5×10^{19}	0.44	1	$d_\gamma/10$
Bainite	0.65	570	3.8×10^{19}	0.37	0.5	d_γ

Les résultats présentés dans la figure 3.27 montrent que si le paramètre d'ajustement K_1 n'est pas ajusté entre la modélisation de la ferrite aciculaire et celle de la bainite, le taux de transformation devient bien trop élevé. Ceci est notamment dû à la longueur maximale atteignable par les grains, qui est maintenant égale à d_γ, puisque la germination s'effectue sur les joints de grains. Cette longueur maximale atteignable plus élevée entraîne un volume des grains plus élevé également, augmentant considérablement la fraction d'austénite transformée. Ainsi, il s'avère que la réduction du nombre de site de germination initial, ainsi qu'une diminution théorique de la germination parasympathique à cause des encombrements stériques dans le cas de la bainite ne suffisent pas à expliquer la vitesse de transformation plus lente pour cette microstructure vis-à-vis de la ferrite aciculaire.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

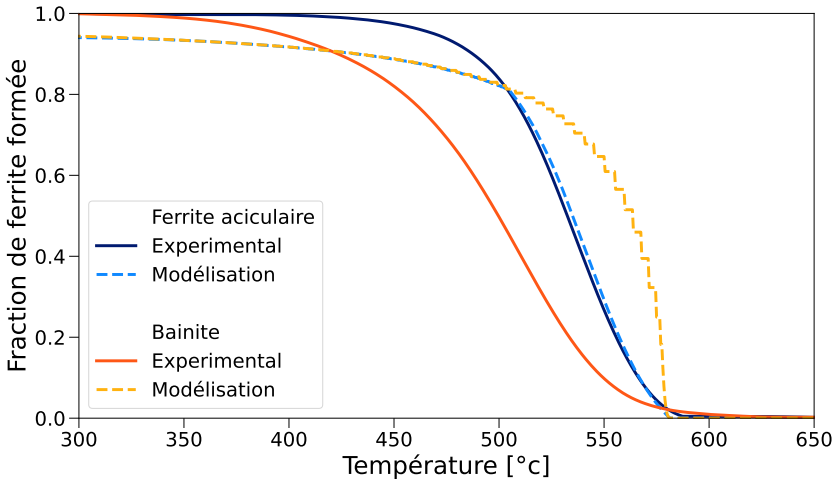


FIGURE 3.27 – Comparaison des résultats de la modélisation (en ligne pointillée) avec les courbes de décomposition expérimentale obtenues pour la ferrite aciculaire (en bleu) et la bainite (en orange). Les résultats montrent que la prédiction de la fraction de bainite formée est largement surestimée par rapport à la valeur expérimentale lorsque l'on garde les mêmes paramètres d'ajustement K_1 et G_S. La surestimation est telle que la cinétique de formation modélisée de la bainite est supérieure à celle de la ferrite aciculaire, alors que les données expérimentales montrent l'inverse.

Une solution pour permettre la modélisation fidèle de la ferrite aciculaire et de la bainite avec un unique modèle serait de dissocier la germination sur les anciens joints de grains austénitiques et celle sur les inclusions d'oxydes. Pour être même tout à fait rigoureux, il faudrait également calculer de manière isolée la germination parasympathique. En effet, cette germination, supposée se passer au niveau des interfaces α/γ, se passe dans une région où un enrichissement en carbone est observé. Ainsi, intuitivement, une stabilisation de l'austénite devrait avoir lieu et donc la germination devrait être inhibée, pas accélérée. Cependant, d'autres phénomènes, comme de l'écrouissage en raison des contraintes de transformation, peuvent favoriser l'apparition de nouveaux germes [7]. Ainsi, la forme de l'équation de germination pour le modèle unifié de la ferrite displacive (comprendre ferrite aciculaire et bainite) devrait avoir une forme comme suit :

$$\frac{dN}{dt} = \left(N_\gamma^0 - N_\gamma(T,t)\right) \times J_S^\gamma + \left(N_{inc}^0 - N_{inc}(T,t)\right) \times J_S^{inc} + \left(\beta\left(N_\gamma(T,t) + N_{inc}(T,t)\right) - N_\beta(T,t)\right) J_S^\beta \quad (3.54)$$

Où N_γ^0 et N_{inc}^0 sont les nombres de sites de germination initiaux offerts par les anciens joints de grains austénitiques ainsi que les inclusions, $N_\gamma(T,t)$, $N_{inc}(T,t)$ ainsi que $N_\beta(T,t)$ sont les grains créés aux anciens joints de grains austénitiques ainsi que sur les inclusions et par germination para-sympathique. Les expressions des J_S conservent la même forme que dans l'équation 3.22, si ce n'est que les valeurs de K_1 sont maintenant propres à chaque site de germination. On aura donc K_1^γ, K_1^{inc} et K_1^β.

7. Conversation tenue avec C. Hutchinson lors du Meeting ALEMI organisé à Delft en juillet 2025

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Les travaux d'unification du modèle n'ont pas pu être menés dans le cadre de cette thèse par faute de temps disponible.

3.7 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a présenté dans un premier temps les moyens disponibles pour la modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite. La revue de littérature a permis d'identifier trois grand types de modèles : les modèles empiriques et semi-empiriques, les modèles à champ moyen et enfin les modèles à champs de phases. Chacun des types de modèle ont leur propres avantages et inconvénients. Ainsi, on peut notamment noter que :

- Les modèles à champs de phases sont de bon descripteurs grâce à leur base physique. Cependant, leur résolution en temps et en espace les rend très coûteux en temps de calcul, ne les rendant pas forcément pertinent pour des modélisations à grandes échelles.
- Les modèles empiriques et semi-empiriques sont des outils très robustes d'un point de vue industriel grâce aux grandes bases de données disponibles sur les matériaux. Cependant, leur force est également leur faiblesse : la description très complexe des évolutions des grandeurs d'intérêt à l'aide de nombreux coefficients d'ajustement les rend très complexes à adapter lorsque les compositions chimiques des alliages employés sortent de la plage d'étalonnage du modèle.
- Les modèles à champs moyen à base physique permettent, dans un sens, de répondre à la problématique de la grande complexité des modèles empiriques. En effet, leur théorie se basant sur des phénomènes physiques permet, d'une part de limiter le nombre de coefficients d'ajustement, d'autre part d'avoir des équations représentatives des phénomènes réels se passant lors des transformations de phases. Cependant, afin d'avoir une prédiction fiable à l'aide de ces modèles, il est nécessaire de bien comprendre et décrire ces phénomènes physiques.

Au delà de ces avantages et inconvénients, il a surtout été mis en évidence que la plus grande limite de tous les modèles disponibles dans la littérature est que la prédiction de la ferrite aciculaire n'est pas prise en compte, bien que ce soit la microstructure majoritaire des métaux déposés par soudage et fabrication additive.

Afin de répondre à cette limite, le modèle à champs moyen Predic'Aci a été développé afin de prédire, à l'aide d'équations physiques, le développement de la ferrite aciculaire dans les aciers faiblement alliés. Les hypothèses constitutives de ce modèle sont les suivantes :

- Développement de la microstructure selon un mécanisme de germination croissance
- La croissance de la ferrite aciculaire est gouvernée par la diffusion du carbone dans l'austénite à l'interface
- L'interface entre la ferrite et l'austénite est au para-équilibre

Le modèle obtenu dans ces travaux permet, à l'aide de deux paramètres d'ajustement, de piloter la température de début de transformation ainsi que la pente de la courbe de transformation en fonction de la vitesse de refroidissement. Les résultats obtenus à l'aide de Predic'Aci permettent de reproduire de manière fidèle les courbes de décomposition de l'austénite, aussi bien en refroidissement continu que non-constant. Des écarts de températures de début de transformation ont pu être observées lors de la validation des résultats, mais restent conscrit à un maximum de 15 °C avec les valeurs expérimentales. Une fin de transformation assez brusque est également observée en raison de l'hypothèse de para-équilibre, qui entraîne un enrichissement sur-estimé de l'austénite en carbone.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Au regard des résultats obtenus avec le modèle Predic'Aci, deux grands axes d'amélioration ont pu être identifiés :

- Le calcul du bilan d'énergie à l'interface nécessite d'être effectué hors-équilibre pour pallier la sur-estimation de l'enrichissement en carbone de l'austénite en para-équilibre.
- Une meilleure identification des paramètres de germination en fonction des différents sites de germination disponibles dans le matériau doit être réalisée afin d'obtenir un modèle plus agile, notamment pour pouvoir prédire aussi bien la ferrite aciculaire que la bainite, ce qui n'est pas le cas actuellement.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Conclusion générale

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit s'inscrivent dans la dynamique de la relance du nucléaire civil français et l'amélioration des procédés de fabrication des gros composants métalliques pour gain de productivité, qualité et sûreté. L'objectif industriel entourant ce manuscrit est la résolution, à l'aide de la fabrication additive métallique à très fort taux de dépôt, des problématiques de macro-ségrégations et d'hétérogénéités de trempe observées dans les gros composants en acier faiblement allié forgés de l'îlot nucléaire. La technologie de fabrication additive étudiée est la technologie arc-fil, via le procédé de soudage à l'arc sous flux dans une configuration permettant d'atteindre des taux de dépôt de 46 kg/h.

L'objectif scientifique de ces travaux pour répondre à l'objectif industriel était de caractériser et modéliser les microstructures des aciers faiblement alliés obtenus par fabrication additive à très fort taux de dépôt. Ainsi, un premier chapitre de ce manuscrit s'est concentré sur la caractérisation microstructurale et mécanique de dépôts obtenus par le procédé de fabrication additive arc-fil par soudage à l'arc submergé. Un deuxième chapitre s'est intéressé à l'influence de la vitesse de refroidissement sur la décomposition de l'austénite en ferrite, et plus particulièrement en ferrite aciculaire dans les aciers faiblement alliés. Enfin, un troisième et dernier chapitre a été consacré à la modélisation de la cinétique de formation de la ferrite aciculaire depuis l'austénite au refroidissement. Les résultats et faits marquants de chaque chapitre sont regroupés dans les sections suivantes.

Etude métallurgique et mécanique des maquettes fabriquées par fabrication additive à très fort taux de dépôt

Un total de 5 maquettes en acier faiblement allié fabriquées par fabrication additive à très fort taux de dépôt ont été réalisées à l'aide du procédé de soudage à l'arc sous-flux, puis caractérisées dans le cadre de cette thèse. Les taux de dépôt étudiés vont de 16 à 46 kg/h pour des masses de pièces finales envisagées de plusieurs dizaines de tonnes. Les caractérisations ont été d'une part métallurgiques, avec une analyse multi-échelle allant de la macrographie à l'analyse MET des inclusions d'oxydes dans les matériaux. D'autre part, des caractérisations mécaniques ont été effectuées à l'état brut de fabrication, aussi bien en traction qu'en résilience pour évaluer les performances de ces matériaux vis-à-vis des connaissances actuelles sur les matériaux forgés utilisés pour la fabrication des gros composants dans l'industrie nucléaire.

Les caractérisations métallurgiques ont permis, dans un premier temps, de mettre en évidence que les dépôts réalisés par fabrication additive à très fort taux de dépôts étaient intimement analogues à ce que l'on rencontre dans des joints soudés multipasses. En effet, les analyses macrographiques des coupes transversales ont révélé une alternance entre des zones brutes de

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

solidification présentant des grains basaltiques, avec des zones affectées thermiquement où l'aspect des anciens grains austénitiques est maintenant équiaxe et où un affinement vis-à-vis des zones brutes est observable. Dans un second temps, les analyses microscopiques ont permis de révéler la microstructure ferritique des maquettes, qui ont toutes présenté une microstructure majoritairement composée de ferrite aciculaire, quelques plages de bainite inférieure de joints de grains, quelques îlots de martensite-austénite éparses ainsi que des carbures. L'étude de ces carbures a permis de montrer qu'ils n'étaient pas homogènement répartis, mais plutôt localisés dans les ZAT inter- et sous-critiques. Enfin, les analyses aux microscopes électroniques à balayage ainsi qu'en transmission ont montré que la ferrite aciculaire avait pour site de germination les fines inclusions d'oxydes et de sulfures dispersées homogènement dans les matériaux déposés par fabrication additive. La composition de ces inclusions est généralement complexe, montrant des agrégats de spinelles et de silicates, parfois entourés d'une coquille d'oxyde de titane avec la présence de satellites de sulfures de cuivre.

Les caractérisations mécaniques effectuées sur les différentes maquettes à l'état brut de fabrication se sont montrées très encourageantes. D'une part, les essais de traction à température ambiante ont montré que les limites élastiques et mécaniques des maquettes sont fortement supérieures aux requis de dimensionnement donnés dans le code de fabrication des composants ciblés. L'allongement à la rupture peut, quant à lui, être en deçà de la limite acceptable des 20 % en fonction du taux de dépôt et de la direction de chargement. Cependant, l'emploi d'un traitement thermique de détensionnement devrait permettre d'atteindre ce requis. D'autre part, les essais de résilience effectués afin d'établir les courbes de transition ductile-fragile des maquettes ont également montré de très bons résultats. Tout d'abord, les températures de transition ductile-fragile obtenues pour les maquettes testées se sont montrées équivalentes à celles typiquement obtenues pour le matériau 16MND5 forgé actuellement utilisé pour la fabrication des gros composants nucléaires. Le palier ductile des maquettes fabriquées par fabrication additive à fort taux de dépôt est cependant plus faible de quelques dizaines de joules. Une différence de température de transition ductile-fragile allant jusqu'à 20 °C a pu être observée entre les trois maquettes testées. Cependant, cette différence est probablement plus due à un effet de prélèvement, autrement dit à la fraction de ZAT présente au niveau de l'entaille, qu'aux paramètres de fabrication eux-mêmes. La différence des zones de prélèvement dans les trois maquettes n'a cependant pas eu d'impact sur le palier ductile.

De manière générale, les très bonnes propriétés mécaniques obtenues dans les pièces fabriquées par fabrication additive à très fort taux de dépôt ont été attribuées à la microstructure majoritairement ferritique aciculaire, combinée à une très bonne intégrité matière (absence de défaut de compacité).

Influence de la vitesse de refroidissement sur la décomposition de l'austénite en ferrite

L'étude de l'influence de la vitesse de refroidissement sur la décomposition de l'austénite en ferrite sur les aciers faiblement alliés a montré, en premier lieu, que l'augmentation de cette dernière avait pour effet de décaler fortement le début de la transformation vers les basses températures. Ce décalage est d'une centaine de degrés lorsque l'on passe d'une vitesse de refroidissement de 1 à 100 °C/s. Les résultats ont également montré que pour obtenir une microstructure uniquement composée de ferrite aciculaire, la vitesse de refroidissement doit être comprise entre

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

0,28 et 15 °C/s pour une taille de grain austénitique comprise entre 40 et 60 µm. Une vitesse plus faible va entraîner la formation de ferrite primaire, plus douce et moins résiliente. A l'inverse, une vitesse de refroidissement plus élevée va avoir pour effet de former de la ferrite aciculaire inférieure. L'influence de cette microstructure sur les propriétés mécaniques du matériau restent cependant à être déterminée rigoureusement.

Afin de mettre en évidence la nécessité d'avoir des inclusions d'oxydes dans le matériau pour obtenir de la ferrite aciculaire, un alliage industriels ont été désoxydés afin de leur soustraire lesdites inclusions d'oxydes. Les résultats obtenus pour les vitesses de refroidissement comprises entre 1 et 100 °C/s ont ainsi montré que la microstructure obtenue est de la bainite en lattes, à l'inverse de la ferrite aciculaire observée dans les alliages industriels comportant des inclusions. Cette différence de morphologie des grains ferritiques est due à la modification de la fraction volumique d'inclusions puisque l'alliage désoxydé est tiré de l'alliage déposé par fabrication additive.

Enfin, les comparaisons des cinétiques de décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire ainsi qu'en bainite a permis de mettre en évidence que ces deux microstructures étaient thermo-cinétiquement similaires. En effet, le passage d'une microstructure à une autre en fonction de la présence d'inclusions ainsi que la température critique de début de transformation similaire pour ces deux morphologies ferritiques en sont la preuve. Cela permettra donc d'utiliser les modèles de transformation bainitique pour la prédiction de la ferrite aciculaire. Cependant, l'analyse des taux de transformation entre les deux microstructures a montré une cinétique significativement plus rapide pour la ferrite aciculaire. Cette différence devra être prise en compte dans le modèle développé.

Modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite

Le modèle développé pour la prédiction de la décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire, nommé Predic'Aci, se base sur un mécanisme de germination puis de croissance des grains. Le modèle de croissance est basé sur les travaux de Benrabah et al. [101], où un bilan énergétique en para-équilibre est effectué à l'interface γ/α afin de calculer la vitesse maximale de cette dernière selon l'équation de Zener-Hillert. La germination, quant à elle, est adaptée du modèle à champ moyen développé par Bregeault [94] pour la microstructure bainitique. Le calcul de l'enthalpie libre de germination est effectué une nouvelle fois en para-équilibre, mais cette fois-ci sur le système global et non plus uniquement à l'interface. Le calcul de la germination dans le modèle Predic'Aci prend en compte trois phénomènes : la germination équiprobable sur les sites de germination initiaux, à savoir les inclusions d'oxydes ainsi que les anciens joints de grains austénitiques, la germination parasympathique sur les nouveaux joints de grains ferritiques formés lors de la transformation, et enfin la suppression des sites de germination occupés par les nouveaux grains tout au long de la transformation. Un paramètre d'ajustement K_1 est présent dans le calcul de germination. La température de début de transformation est définie comme un équilibre énergétique entre l'enthalpie libre de germination et une barrière énergétique G_S, qui est également un paramètre d'ajustement du modèle.

La calibration des paramètres d'ajustement K_1 et G_S a été effectuée sur les courbes de dilatométrie en refroidissement continu obtenues sur les alliages industriels déposés par fabrication additive à fort taux de dépôt. Les résultats de ces calibrations montrent une évolution en loi puissance en fonction de la vitesse de refroidissement pour ces deux paramètres.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

L'évaluation de la précision du modèle a été effectuée sur des courbes de dilatométrie en refroidissement non-continu. Les résultats ont montré une prédiction de l'allure générale des courbes satisfaisante, malgré une sous-estimation de la température de début de transformation allant de 5 à 15 °C en fonction de la vitesse moyenne de refroidissement, ainsi qu'un taux de transformation systématiquement légèrement sous-estimé également.

Deux limitations au modèle Predic'Aci ont pu être identifiées dans ces travaux de thèse. La première est directement liée à l'hypothèse du para-équilibre au front de transformation. Cette considération implique un relargage total du carbone dans l'austénite avec l'avancée de l'interface, causant une forte surestimation de l'enrichissement en carbone de cette phase. Cette sur-estimation entraîne alors un arrêt brusque de la germination par une stabilisation excessive de la matrice austénitique. Un calcul hors-équilibre pourrait résoudre en partie la prédiction de l'enrichissement en carbone. La deuxième limitation est liée à l'hypothèse de l'équiprobabilité de germination sur les différents sites disponibles. Si tel était le cas, le modèle devrait être capable de prédire aussi bien la bainite que la ferrite aciculaire avec les bonnes données d'entrée, ce qui n'est pas le cas pour le moment. Une solution serait d'introduire un taux de germination prenant individuellement chaque type de site de germination disponible, en ajoutant un nombre égal de paramètres d'ajustement à calibrer.

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit ont permis de répondre aux objectifs initiaux posés. Dans un premier temps, les résultats expérimentaux ont démontré la faisabilité métallurgique de la fabrication additive SAW-WAAM à très fort taux de dépôt, avec notamment une microstructure ferritique majoritairement composée de ferrite aciculaire et des propriétés mécaniques sans traitement thermique compétitives vis-à-vis des pièces forgées. Ces résultats ont d'ailleurs permis le dépôt d'un Brevet français (FR 25 00442) à l'INPI dont le sujet est la fabrication de gros composants pour les centrales nucléaires.

Les études sur l'influence de la vitesse de refroidissement et l'effet des inclusions sur les morphologies ferritiques ont permis d'augmenter la compréhension des microstructures displacives (bainite et ferrite aciculaire). Cette compréhension scientifique, couplée à une vision industrielle, a permis le dépôt d'un deuxième brevet français (FR 25 07393) à l'INPI dont le sujet porte sur l'optimisation de la soudabilité des pièces en acier faiblement allié.

Finalement, les travaux sur la modélisation de la cinétique de formation de la ferrite aciculaire depuis l'austénite au refroidissement permettent maintenant de reproduire celles mesurées expérimentalement. Les bases du modèle se reposent sur des équations permettant de décrire les phénomènes physiques de germination et de croissance des grains ferritiques.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Perspectives

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit ont, certes, permis de répondre à bon nombre de questions scientifiques en rapport avec la fabrication additive à fort taux de dépôt et la modélisation des transformations de phases au refroidissement dans les aciers faiblement alliés, certaines restent néanmoins sans réponse. De nouvelles sont également apparues avec les résultats obtenus. Ces interrogations, aussi bien restantes que nouvelles, sont des perspectives de travaux futurs et vont donc être décrites dans ce dernier chapitre.

Les perspectives vont être regroupées sous trois thématiques, à savoir une thématique sur les propriétés et la fabrication des pièces par la technologie SAW-WAAM, une deuxième sur l'optimisation des matériaux pour les procédés de fabrication additive à très fort taux de dépôt et enfin une dernière sur la modélisation des transformations de phases.

Fabrication additive SAW-WAAM : de la caractérisation des maquettes à la fabrication de grandes pièces

Etude du comportement au traitement thermique et en vieillissement des dépôts SAW-WAAM

Les caractérisations métallurgiques et mécaniques effectuées sur les cinq maquettes fabriquées dans le cadre de cette thèse ont montré des résultats très encourageants, notamment vis-à-vis des températures de transition ductile-fragile qui sont toutes inférieures à $-50\,^{\circ}\mathrm{C}$, même pour la configuration de fabrication la plus sévère (FRA-46H). Ces résultats sont également équivalents aux résultats obtenus par le procédé de forgeage actuellement employé pour la fabrication des gros composants en 16MND5.

Une limitation, choisie et assumée, de ces travaux de thèse est cependant que toutes les analyses, qu'elles soient métallurgiques ou mécaniques, ont été effectuées à l'état brut de fabrication. Autrement dit, aucune information n'est actuellement disponible sur le comportement au traitement thermique des pièces fabriquées par la technologie SAW-WAAM à un taux de dépôt supérieur à $15\,\mathrm{kg/h}$. Cependant, si l'on prend en compte la dimension des pièces finales allant être fabriquées et le retour d'expérience sur les bonnes pratiques dans le monde du soudage, il faut s'attendre à ce qu'un traitement thermique de détensionnement soit, *a minima*, réalisé. Des études complémentaires sont donc nécessaires afin de s'assurer que le détensionnement améliore les propriétés mécaniques des pièces fabriquées conformément aux connaissances disponibles pour le soudage.

Un deuxième axe de travail futur est l'acquisition de données expérimentales vis-à-vis du vieillissement. En effet, l'objectif final étant la fabrication de gros composants pour les nouveaux

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

réacteurs nucléaires, aussi bien de 3eme que de 4eme génération, la durée de vie de ces derniers est d'importance majeure. Ces pièces étant fabriquées pour durer plusieurs dizaines d'années (40 à 60 ans), il est nécessaire de pouvoir justifier de propriétés mécaniques acceptables tout au long du cycle de vie du composant. Des études de vieillissement, *a minima* thermique pour commencer, sont donc nécessaires afin de définir les performances dans la durée des composants issus de fabrication additive. Cependant, l'utilisation de consommables de soudage pour ces fabrications devrait permettre de s'appuyer sur le retour d'expérience disponible sur le vieillissement thermique et sous irradiation de ces matériaux dans les joints soudés.

Fabrication d'un démonstrateur de grande dimension

La fabrication de maquettes parallélépipédiques de dimensions déci-métriques a montré de très bons résultats opératoires avec notamment l'absence de défaut de compacité tels que des soufflures, des manques de fusion ou encore des fissures. Ces résultats, certes encourageants, ne prévalent malheureusement pas complètement de l'opérabilité de la technologie de fabrication additive SAW-WAAM pour des pièces de plusieurs dizaines de tonnes. De plus, il est possible d'arguer sur la représentativité de la géométrie utilisée pour les maquettes vis-à-vis de celle des pièces finales visées (viroles, plaques tubulaires, etc).

Afin de préparer l'industrialisation de la technologie SAW-WAAM, la fabrication d'un démonstrateur de grande dimension (quelques tonnes) semble inévitable pour évaluer la fabricabilité opératoire des pièces. Cette étape permettra d'alimenter les réflexions afférentes aux séquences de dépôt pour limiter les distorsions, ou bien aux outillages à utiliser pour supporter la pièce durant la fabrication d'une part. D'autre part, ce démonstrateur permettra de mettre en évidence les précautions à prendre pour les appareils de soudage. En effet, la fabrication de pièces de cette masse à des taux de dépôt aussi élevés induit forcément une utilisation des générateurs de soudage à des réglages proches des maximum constructeur. Ainsi, une usure prématurée des consommables (tube contact, gaine d'amenée de fil) ainsi que des surchauffes (tête de soudage, générateur) peuvent avoir lieu. Cette fabrication permettra donc de mettre en évidence des besoins de refroidissement de certaines pièces, ou de renforcement d'autres si leur usure est trop rapide.

La fabrication d'un démonstrateur de grande dimension permettra, certes, d'engager des réflexions vis-à-vis des séquences de dépôt comme dit précédemment, mais également des géométries limites atteignables avec le procédé SAW-WAAM. La protection du bain de fusion étant garantie par un flux solide dans cette technologie, il est nécessaire d'avoir une configuration permettant le maintien dudit flux au niveau du bain de fusion et en aval de la source chaude. Il est donc fortement probable que les séquences de dépôt et libertés de mouvement associées aux fabrications WAAM classiques, où la protection du bain de fusion est garantie par un flux gazeux, ne soient pas applicables ici.

Enfin, la réalisation d'un démonstrateur permettra également de mettre à l'épreuve les solutions de bridage et d'évaluer l'accumulation des contraintes résiduelles dans la pièce lors des dépôts successifs. La pièce fabriquée pourra également être instrumentée et ensuite découpée pour être caractérisée et alimenter davantage les connaissances acquises durant ces travaux de thèse, aussi bien sur le procédé lui même que sur le matériau déposé.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Identification de pièces éligibles pour la fabrication additive SAW-WAAM à horizon 5 ans

Un travail devant être mené par les donneurs d'ordres et industriels de la filière nucléaire pour permettre l'industrialisation de la fabrication additive SAW-WAAM est l'identification claire de pièces éligibles à ce procédé et dont la mise en oeuvre peut être faite dans un horizon de 5 ans. Pour que cet objectif de lancement soit réaliste, les pièces visées doivent comporter peu de requis mécaniques et être peu exposées au vieillissement. Ceci permettant d'accélérer leur mise en oeuvre sans nécessiter des dossiers de qualification trop volumineux. L'objectif de cette démarche est de mobiliser le tissu industriel en envoyant un signal fort de volonté afin de sécuriser les différents budgets nécessaires pour les recherches restantes à réaliser. Il est important de noter que certaines entreprises commencent à se développer sur cette technologie, comme l'entreprise SAAM AB en Suède.

En outre des pièces fabricables, il faut également réfléchir aux ajouts de fonctions sur des pièces déjà existantes. Il est notamment possible de citer les trous de poings et trous d'hommes sur les différents équipements sous pression composant les réacteurs à eau pressurisée actuels.

Optimisation des alliages pour la fabrication additive à fort taux de dépôt : Vers des matériaux sur mesure

Recherche d'un taux de dépôt limite pour les alliages existants

Avant de parler d'optimisation des alliages pour la fabrication additive à très fort taux de dépôt, il est important de rappeler que d'après le TRC de l'acier faiblement allié réalisé dans ces travaux de thèse (voir fig. 2.17) ainsi que les très bonnes propriétés mécaniques obtenues (voir fig. 1.37), le taux de dépôt maximal applicable pour la fabrication de pièces à l'aide de cette nuance d'acier n'est pas encore atteint. Ainsi, il serait intéressant de réaliser de nouvelles maquettes à des taux de dépôt plus importants afin de définir une limite où la vitesse de refroidissement sera assez lente pour former de la ferrite primaire d'une part, et détériorer les propriétés en résilience en dessous des valeurs requises par les codes de fabrication d'autre part.

Il est important de noter que l'augmentation du taux de dépôt au-delà de 46 kg/h passera forcément par l'ajout d'une nouvelle tête de soudage ou par l'augmentation du diamètre du fil d'apport. En effet, les paramètres employés pour atteindre cette valeur dans ces travaux de thèse sont déjà à la limite de ce que permet la configuration LSO-Tandem avec un fil d'apport de 4 mm de diamètre.

Un point intéressant qui peut être étudié également est la température interpasse maximale garantissant l'atteinte des propriétés mécaniques requises. En effet, les travaux de thèse parlent d'un taux de dépôt instantané de 46 kg/h, mais il est possible que celui effectif (celui prenant en compte les phases de dépôt et d'attente) soit plus faible. La raison du taux de dépôt effectif plus faible que celui instantané est les éventuels arrêts entre les passes afin de laisser à la pièce le temps de redescendre en dessous de la température maximale d'interpasse fixée. Ainsi, si l'on est capable d'augmenter cette valeur, la productivité du procédé en sera également augmentée.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Pièces à gradients de composition chimique

Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit se placent dans une stratégie où la pièce serait utilisée dans son état métallurgique brut de fabrication, ou éventuellement avec un traitement thermique de détensionnement. Cependant, il est tout à fait possible d'envisager un traitement thermique de qualité de type austénitisation-trempe-revenu sur les matériaux déposés afin d'effacer totalement la structure basaltique dans les zones brutes de solidification et retrouver, ainsi, une microstructure parente homogène équiaxe. Les travaux entrepris ici montrent cependant que pour des pièces de la taille des gros forgés employés dans l'industrie nucléaire et pour cet acier faiblement allié en particulier, les vitesses de refroidissement observées en quart (0,28 °C/s) et mi-épaisseur (0,056 °C/s) lors de la trempe seraient assez lentes pour former de la ferrite primaire. Autrement dit, la trempabilité du métal déposé est trop faible vis-à-vis de la massivité des pièces fabriquées. Le traitement thermique de qualité, tel que défini pour les matériaux 16 et 18MND5 forgés, ne serait donc pas bénéfique en l'état pour les pièces fabriquées par fabrication additive SAW-WAAM si l'on conserve la nuance étudiée dans cette thèse.

Dans l'éventualité où le traitement thermique de qualité de type trempe-revenu serait requis pour ce type de pièce, il faudrait alors développer un alliage ayant une trempabilité accrue. L'augmentation de cette trempabilité pourrait être réalisée soit par l'ajout de carbone dans la composition chimique globale, mais également de manganèse ou de molybdène. Cependant, la réalisation d'un traitement thermique de ce type sur les pièces épaisses induirait, à l'instar des pièces forgées, un gradient de microstructures et donc de propriétés mécaniques à cause de gradients de vitesses de refroidissement le long de l'épaisseur du matériau. L'avantage premier de la fabrication additive sur ce point serait donc perdu.

Une manière de contourner les gradients microstructuraux induits par les gradients de vitesses de refroidissement serait de concevoir les pièces épaisses en instaurant des gradients de composition chimique le long de l'épaisseur [8]. L'objectif ici serait de coordonner la trempabilité de l'alliage avec le gradient de vitesses de refroidissement le long de l'épaisseur lors de la trempe de manière à ce que le matériau soit toujours dans la zone microstructurale optimale du TRC. Autrement dit, l'objectif ici serait d'avoir une microstructure ferritique aciculaire dans toute l'épaisseur. L'obtention du gradient de concentration chimique pourrait être obtenu par un changement de nuance de fil d'apport le long des couches empilées, autrement dit de manière discrète. Une autre alternative serait d'utiliser une configuration à deux fils d'apport au minimum [9], de composition chimique différente, l'un ayant une trempabilité supérieure à l'autre. Le principe ici serait de modifier la vitesse d'apport d'un des deux fils pour modifier, *in situ*, la composition chimique du bain de fusion et donc la trempabilité du métal déposé.

Utilisation du procédé SAW-WAAM sur d'autres matériaux

Le procédé SAW-WAAM se montrant compétitif et pertinent pour la fabrication de pièces de grandes dimensions en acier faiblement allié, des études doivent être menées sur d'autres matériaux afin d'investiguer la possibilité de fabrication d'autres types de pièces à l'aide de cette technologie. Il est ainsi possible de penser aux aciers inoxydables austénitiques ou duplex pour la fabrication de coudes du circuit primaire des réacteurs à eau pressurisée. Les aciers inoxydables

8. Cette philosophie de conception des pièces épaisses fait l'objet d'un brevet international déposé par EDF SA en 2020 [131].

9. La configuration peut être tandem, cold wire, hot wire ou tout autre si elle permet le contrôle indépendant de la vitesse des fils d'apport

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

martensitiques, pour leur propriétés de résistance à l'usure, ainsi que les superalliages de nickel pourraient également être des pistes de travaux intéressantes pour le futur.

Modélisation de la décomposition de l'austénite au refroidissement dans les aciers faiblement alliés : vers une théorie harmonisée de la transformation displacive

Calcul de la vitesse de croissance de la ferrite aciculaire hors-équilibre

Les résultats obtenus à l'aide du modèle Predic'Aci pour des vitesses de refroidissement inférieures à 15 °C/s montrent un plateau brusque de la décomposition de l'austénite à partir d'une fraction transformée proche de 0,8 (voir fig. 3.21). Ce plateau, comme expliqué dans le chapitre 3, est dû à une sur-estimation de l'enrichissement en carbone de l'austénite en raison de l'hypothèse du para-équilibre à l'interface de transformation.

La solution pouvant potentiellement permettre de répondre à cette problématique est de relaxer l'hypothèse du para-équilibre à l'interface et d'effectuer les calculs hors-équilibre. Cette méthode permettrait alors une sursaturation de la ferrite en carbone, et donc de limiter l'enrichissement en cet élément de l'austénite. La possibilité de prédire la sursaturation en carbone de la ferrite serait également un premier pas vers la possibilité de prédire de manière physique la formation de la ferrite aciculaire inférieure ainsi que sa cinétique (ou de la bainite inférieure par analogie).

La meilleure prédiction des flux de carbone à l'interface permettrait également d'avoir une concentration plus réaliste du carbone dans les deux phases, lors, et en fin de transformation. Cette concentration plus réaliste en carbone est une première étape vers une modélisation fine de la précipitation des carbures au refroidissement, où lors des traitements thermiques de revenu. Cette modélisation est le maillon manquant pour prédire de manière robuste les propriétés en résilience des aciers faiblement alliés.

Définition du potentiel de germination des différents sites possibles dans les aciers faiblement alliés

Le modèle Predic'Aci tel que défini dans ces travaux de thèse fait l'hypothèse que tous les sites de germination disponibles pour le développement de la ferrite sont équiprobables. Autrement dit, il n'y a pas de différenciation entre les joints de grains de la structure austénitique, les inclusions ou les nouveaux joints de grains de ferrite formés. Cependant, les essais de modélisation du développement de la bainite ont montré que l'équiprobabilité des sites de germination ne permettait pas de passer de manière agile de la ferrite aciculaire à cette microstructure.

Afin de permettre le développement d'un modèle unifié pour la modélisation de la ferrite aciculaire et de la bainite de manière agile (comprendre sans modification des paramètres d'ajustement), des études supplémentaires sont nécessaires afin de déterminer les coefficients de germination propres à chaque site de germination (joint de grain austénitique, inclusion et germination parasympathique).

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Critère physique d'apparition de la ferrite aciculaire et de la bainite

Les analyses de dilatométrie ont permis de remettre en évidence que pour deux alliages de composition chimique similaire mais de populationss inclusionnaires différentes, les microstructures ferritiques obtenues sont totalement différentes. Le matériau avec des inclusions va présenter de la ferrite aciculaire tandis que celui sans inclusion va avoir une morphologie bainitique en lattes. Cette modification de la microstructure en fonction de la fraction volumique d'inclusions induit l'existence d'un rapport critique de surface d'inclusions par rapport à la surface de joints de grains austénitiques au delà duquel, la ferrite aciculaire est favorisée aux dépens de la bainite.

Dans l'optique du développement d'un modèle harmonisé pour les transformations displacives de l'austénite, il serait intéressant de définir expérimentalement ce rapport critique afin de pouvoir déterminer automatiquement le type de microstructure formée en fonction de la population inclusionnaire du matériau (autrement dit de la composition chimique et du procédé de fabrication utilisé). Cela permettrait alors d'avoir un modèle de prédiction métallurgique qui serait capable de prédire à la fois les microstructures dans la zone fondue des joints soudés, mais également dans les zones affectées thermiquement du métal de base, et ce sans modification des paramètres d'entrée dudit modèle.

La manipulation expérimentale nécessaire pour mettre en évidence ce rapport est une analyse dilatométrique d'un métal déposé, où l'on va faire varier le paramètre d'austénitisation. Si l'on part, par exemple, du cycle d'austénitisation de 2 s à 1300 °C réalisé dans cette thèse, la température doit être diminuée au fur et à mesure afin d'obtenir une microstructure bainitique. L'utilisation d'un métal déposé est le cas le plus simple, car il est plus aisé de faire varier finement une quantité de joints de grains qu'une quantité d'inclusions.

Incorporation du modèle Predic'Aci dans les codes de simulation numérique

Le modèle développé dans le cadre de cette thèse a montré, malgré quelques limitations identifiées, de très bonnes performances pour la modélisation de la décomposition de l'austénite en ferrite aciculaire au refroidissement dans les aciers faiblement alliés. Ainsi, il serait intéressant de travailler sur l'implémentation de ce dernier dans les codes de simulation numérique du soudage, et de maîtrise des fabrications.

L'objectif premier de cette implémentation dans les codes de calculs numériques est de permettre d'exploiter les résultats du modèle pour la prédiction des contraintes résiduelles lors des opérations de soudage, ou la prédiction des propriétés mécaniques des pièces dans le cas de fabrications additives. Cependant, un objectif sous-jacent à l'implémentation est la pérennisation du modèle Predic'Aci, avec une vision long terme et une volonté de l'améliorer de manière continue pour une meilleure compréhension des phénomènes physiques dans les pièces métalliques composants les centrales nucléaires du groupe EDF.

L'implémentation du modèle dans les codes de simulation numérique du soudage permettra également d'évaluer les performances de ce dernier sur d'autres compositions chimiques d'aciers faiblement alliés. Cette étape est dans tous les cas nécessaire pour vérifier la pertinence physique du modèle, et affiner les paramètres d'ajustement de Predic'Aci et d'améliorer la compréhension des méthodes de description des phénomènes physiques lors des transformations de phases.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Bibliographie

[1] RTE. *Bilan électrique 20225 - principaux résultats*. Rapport technique. 2026.

[2] X. Ursat. *Lumières Sur le Nucléaire*. fre. 1st ed. Québec : Le Cherche Midi Editeur, 2023. isbn : 978-2-7491-7493-8 978-2-7491-7494-5.

[3] S. Panicker, H. P. Nagarajan, J. Tuominen, M. Patnamsetty, E. Coatanéa et K. R. Haapala. "Investigation of thermal influence on weld microstructure and mechanical properties in wire and arc additive manufacturing of steels". en. Dans : *Materials Science and Engineering : A* 853 (septembre 2022), page 143690. issn : 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2022.143690.

[4] R. BLONDEAU, A.-L. François et A.-M. François. *Métallurgie et Mécanique du Soudage*. fre. 1st ed. Traité MIM - Série Alliages Métalliques Series. Montrouge : Hermes science publications, 2001. isbn : 978-2-7462-0317-4.

[5] S. Kou. *Welding metallurgy*. Third edition. Hoboken, NJ : John Wiley & Sons, Inc, 2020. isbn : 978-1-119-52481-6.

[6] Z. Zhang. "Microstructure and continuous cooling transformation behaviour of C-Mn-Ni and C-Mn-Ni-Mo weld metals". en. PhD thesis. University of Southampton, 1994.

[7] T. North, H. Bell, A. Nowicki et I Craig. "Slag/Metal Interaction, Oxygen and Toughness in Submerged Arc Welding". Dans : *Welding journal* 57.63-s (1978).

[8] J. S. Seo, C. Lee et H. J. Kim. "Influence of Oxygen Content on Microstructure and Inclusion Characteristics of Bainitic Weld Metals". en. Dans : *ISIJ International* 53.2 (2013), pages 279-285. issn : 0915-1559, 1347-5460. doi : 10.2355/isijinternational.53.279.

[9] C. Wang et J. Zhang. "Fine-tuning weld metal composition via flux optimization in submerged arc welding : an overview". chinese. Dans : *Acta metallurgica Sinica* 57.9 (2021), pages 1126-1140. doi : 10.11900/0412.1961.2021.00148.

[10] S. Tuliani, T Boniszewski et N. Eaton. "Notch toughness of commercial submerged arc weld metal". Dans : *Weld Met Fabr* 37 (1969), pages 327-339.

[11] A. Robineau. *Chimie métallurgique*. Cours. Ecole Supérieure du Soudage et de ses Applications, 2021, page 216.

[12] J. Kim, R. Frost, D. Olson et M. Blander. Dans : *Welding Journal* 69.446-s (1990).

[13] T. Wegrzyn. "Proposal of welding methods in terms of the amount of oxygen". Dans : *Archives of materials science and engineering* 47.1 (2011), pages 57-61.

[14] A. Kluken et O. Grong. "Mechanisms of inclusion formation in Al-Ti-Si-Mn deoxidized steel weld metals". en. Dans : *Metallurgical transactions A* 20A (1989), pages 1335-1349.

[15] F. Song, C. Yin, F. Hu et K. Wu. "Effects of Mn-Depleted Zone Formation on Acicular Ferrite Transformation in Weld Metals under High Heat Input Welding". en. Dans : *Materials* 15.23 (novembre 2022), page 8477. issn : 1996-1944. doi : 10.3390/ma15238477.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[16] S. Babu et S. David. “Inclusion formation and microstructure evolution in low alloy steel welds”. Dans : *ISIJ international* 42.12 (2002), pages 1344-1353.
[17] S. GESTIS. *Aluminiumoxid*.
[18] S. GESTIS. *Titan(IV)-oxid*.
[19] S. I. Shornikov. “Thermodynamic properties of spinel MgAl2O4 : A mass spectrometric study”. en. Dans : *Russian Journal of Physical Chemistry A* 91.2 (février 2017), pages 287-294. issn : 0036-0244, 1531-863X. doi : 10.1134/S0036024417020303.
[20] S. GESTIS. *Crystobalite*.
[21] S. GESTIS. *Mangan(II)-oxid*.
[22] L.-I. Staffansson. “On the Mn-MnS phase diagram”. en. Dans : *Metallurgical Transactions B* 7.1 (mars 1976), pages 131-134. issn : 0360-2141, 2379-0229. doi : 10.1007/BF02652829.
[23] E. Turkdogan. Dans : Sheffield, UK : The Iron et Steel Institute, 1973, pages 153-170.
[24] L. Hocking. “The collision efficiency of small drops”. Dans : *Quarterly Journal of the Royal Meteorological Society* 85.363 (1959), pages 44-50.
[25] C. Wagner. “Theorie der Alterung von Niederschlagen durch Umlosen”. Dans : *Elektrochemie* 65.718 (1961), pages 581-591.
[26] T. A. Rodrigues, V. Duarte, R. Miranda, T. G. Santos et J. Oliveira. “Current Status and Perspectives on Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM)”. en. Dans : *Materials* 12.7 (avril 2019), page 1121. issn : 1996-1944. doi : 10.3390/ma12071121.
[27] L. Electric. *Le procédé arc submergé long stick-out (LSO)*.
[28] H. Bhadeshia. *Bainite in Steels : Transformations, Microstructure and Properties*. Book (Institute of Materials (Great Britain))). IOM Communications, 2001. isbn : 978-1-86125-112-1.
[29] S. Cazottes, C. Dessolin, D. Fabrègue, S. Curelea, D. Brimbal, F. Roch et X. Boulnat. “Quantitative microstructural characterization of nuclear grade bainitic steel : Influence of macrosegregations in full-scale forgings”. en. Dans : *Materials Characterization* 176 (juin 2021), page 111098. issn : 10445803. doi : 10.1016/j.matchar.2021.111098.
[30] T. S. T. BenchChem. *The influence of Ferro-Silicon on welding electrode properties : application notes and protocols*. 2025.
[31] S. GESTIS. *Iron(II)sulfide*.
[32] H. Bhadeshia. “The metallurgy, welding and qualification of microalloyed (HSLA) steel weldments”. Dans : TExas, 1990, pages 34-69.
[33] M. N. Watson. PhD thesis. University of Southampton, 1980.
[34] L.-E. Svensson et B. Gretoft. Dans : *Welding research supplement to the welding journal* 69 (1990), 454s-561s.
[35] C. L. Choi et C. Hill. Dans : *Welding research supplement to the welding journal* 57 (1978), 232s-236s.
[36] B. Kenny, H. Kerr et B. Graville. “Ferrite transformation characteristics and CCT diagrams in weld metals”. Dans : *metal construction* 17.6 (1985), 374R-381R.
[37] R. A. Farrar et P. L. Harrison. “Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals : An overview”. en. Dans : *Journal of Materials Science* 22.11 (novembre 1987), pages 3812-3820. issn : 0022-2461, 1573-4803. doi : 10.1007/BF01133327.
[38] X. Wang, X. Wang, C. Shang et R. Misra. “Characterization of the multi-pass weld metal and the impact of retained austenite obtained through intercritical heat treatment

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

on low temperature toughness". en. Dans : *Materials Science and Engineering : A* 649 (janvier 2016), pages 282-292. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2015.09.030.

[39] O. Grong et D. K. Matlock. "Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals". en. Dans : *International Metals Reviews* 31.1 (janvier 1986), pages 27-48. ISSN : 0308-4590. DOI : 10.1179/imtr.1986.31.1.27.

[40] S. Tuliani. PhD thesis. University of Southampton, 1973.

[41] Gourgues A.-F., H. Flower et T. Lindley. "Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures". en. Dans : *Materials Science and Technology* 16.1 (janvier 2000), pages 26-40. ISSN : 0267-0836, 1743-2847. DOI : 10.1179/026708300773002636.

[42] H. Zhao, J. Gao, G. Wu, H. Wu, C. Zhang, Y. Huang, Y. Luo, X. Yang et S. Wang. "Crystallographic characteristics of acicular ferrite nucleated on inclusions in a HSLA steel". en. Dans : *Journal of Materials Research and Technology* 28 (janvier 2024), pages 1957-1966. ISSN : 22387854. DOI : 10.1016/j.jmrt.2023.12.102.

[43] D. Quidort et Y. Brechet. "Isothermal growth kinetics of bainite in 0.5% C steels". en. Dans : *Acta Materialia* 49.20 (décembre 2001), pages 4161-4170. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/S1359-6454(01)00316-0.

[44] C. Zhang, B. Gong, C. Deng et D. Wang. "Computational prediction of mechanical properties of a C-Mn weld metal based on the microstructures and micromechanical properties". en. Dans : *Materials Science and Engineering : A* 685 (février 2017), pages 310-316. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2017.01.023.

[45] F. G. Caballero, H Roelofs, S. Hasler, C Capdevila, J Chao, J Cornide et C Garcia-Mateo. "Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels". en. Dans : *Materials Science and Technology* 28.1 (janvier 2012), pages 95-102. ISSN : 0267-0836, 1743-2847. DOI : 10.1179/1743284710Y.0000000047.

[46] K. Zhu, D. Barbier et T. Iung. "Characterization and quantification methods of complex BCC matrix microstructures in advanced high strength steels". en. Dans : *Journal of Materials Science* 48.1 (janvier 2013), pages 413-423. ISSN : 0022-2461, 1573-4803. DOI : 10.1007/s10853-012-6756-9.

[47] S. Zajac, V. Schwinn et K. Tacke. "Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels". Dans : *Materials Science Forum* 500-501 (novembre 2005), pages 387-394. ISSN : 1662-9752. DOI : 10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387.

[48] G. Jablonski, B. Pawlowski et M. Pietrzyk. "Application of the cellular automata method to modelling lower bainite in steels". Dans : *Computer methods in materials science* 12.1 (2012), pages 51-62.

[49] B. Diawara. "Caractérisation quantitative de la microstructure de l'acier 16MND5 des cuves de réacteurs à eau pressurisée". PhD thesis. Grenoble, 2011.

[50] J. Macchi, S. Gaudez, G. Geandier, J. Teixeira, S. Denis, F. Bonnet et S. Y. Allain. "Dislocation densities in a low-carbon steel during martensite transformation determined by in situ high energy X-Ray diffraction". en. Dans : *Materials Science and Engineering : A* 800 (janvier 2021), page 140249. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/j.msea.2020.140249.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[51] L. Tóth. “THE POSSIBILITIES OF THE RETAINED AUSTENITE REDUCTION ON TOOL STEELS”. Dans : *European Journal of Materials Science and Engineering* 6.2 (juin 2021), pages 99-105. ISSN : 25374346. DOI : 10.36868/ejmse.2021.06.02.099.

[52] A. Shibata, H. Jafarian et N. Tsuji. “Microstructure and Crystallographic Features of Martensite Transformed from Ultrafine-Grained Austenite in Fe&ndash ;24Ni&ndash ;0.3C Alloy”. en. Dans : *MATERIALS TRANSACTIONS* 53.1 (2012), pages 81-86. ISSN : 1345-9678, 1347-5320. DOI : 10.2320/matertrans.MD201121.

[53] A. Khan, M. Brabers et L. Delaey. “The Hall-Petch relationship in copper-based martensites”. en. Dans : *Materials Science and Engineering* 15.2-3 (août 1974), pages 263-274. ISSN : 00255416. DOI : 10.1016/0025-5416(74)90060-3.

[54] V. B. Ginzburg. *Metallurgical design of flat rolled steels*. Manufacturing engineering and materials processing. OCLC : ocm56632282. New York : Marcel Dekker, 2005. ISBN : 978-0-8247-5847-9.

[55] Y. Yoshino et R. Stout. “Effect of microalloys on the noth toughness of line pipe seam welds”. Dans : *Welding research supplement to the welding journal* 58 (1979), 59s-68s.

[56] G. Evans. “Effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits”. Dans : *Melding and metal fabrications* 57 (1989), page 346.

[57] G. Evans. “The effect of titanium in SMA C-Mn steel multipass deposits”. Dans : *Welding research supplement to the welding journal* 71 (1992), 447s-454s.

[58] X. Li, Y. Min, C. Liu et M. Jiang. “Study on the Formation of Intragranular Acicular Ferrite in a Zr-Mg-Al Deoxidized Low Carbon Steel”. en. Dans : *steel research international* 87.5 (mai 2016), pages 622-632. ISSN : 16113683. DOI : 10.1002/srin.201500167.

[59] A. Terashima et P. Hart. “The effects of residual, impurity, and microalloying elements on weldability and weld properties”. Dans : The Welding Institute, 1984.

[60] Y. Ito, M. Nakanishi et Y. Komizo. “Effects of oxygen on low carbon steel weld metal”. Dans : *metal construction* 14 (1982), pages 472-478.

[61] P. L. Harrison et R. A. Farrar. “Influence of oxygen-rich inclusions on the $ \gamma \rightarrow \alpha$ transformation”. Dans : *Journal of Materials Science* 16 (1981), pages 2218-2226.

[62] S. Liu et D. Olson. “The role of inclusions in controlling HSLA steels weld microstrucutres”. Dans : *Welding research supplement to the welding journal* (1986).

[63] R. Ricks, P. Howell et G. Barrite. Dans : *Journal of material science* 17 (1982), pages 2218-2226.

[64] J. M. Dowling, J. M. Corbett et H. W. Kerr. “Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels”. en. Dans : *Metallurgical Transactions A* 17.9 (septembre 1986), pages 1611-1623. ISSN : 0360-2133, 2379-0180. DOI : 10.1007/BF02650098.

[65] S. St-Laurent et G. L’Espérance. “Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn steel shielded-metal-arc-welding weldments”. en. Dans : *Materials Science and Engineering : A* 149.2 (janvier 1992), pages 203-216. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/0921-5093(92)90381-A.

[66] Y. Li, S. Wu, H. Li, Y. Dong et F. Cheng. “Submerged arc additive manufacturing (SAAM) of low-carbon steel : Effect of in-situ intrinsic heat treatment (IHT) on microstructure and mechanical properties”. en. Dans : *Additive Manufacturing* 46 (octobre 2021), page 102124. ISSN : 22148604. DOI : 10.1016/j.addma.2021.102124.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[67] Y. Li, S. Wu, H. Li et F. Cheng. "Dramatic improvement of impact toughness for the fabricating of low-carbon steel components via submerged arc additive manufacturing". en. Dans : *Materials Letters* 283 (janvier 2021), page 128780. ISSN : 0167577X. DOI : 10.1016/j.matlet.2020.128780.

[68] A. Kieffer, D. Horwat et J Zollinger. *Investigation of the influence of the process parameters of steel parts manufactured using wire and arc additive manufacturing*. en. Rapport de stage. Université de Lorraine, 2023, page 21.

[69] M. Moraes, P. Krausser et J. Echeverria. "The fabrication of nozzles for nuclear components by welding". Dans : Sao Paulo (Brazil), 1986, pages 263-277.

[70] P. Yongyuth, P. Ghosh, P. Gupta, A. Patwardhan et S. Prakash. "Influence of macrostructure on Tensile properties of multipass SAW C-Mn steels deposits". Dans : *Materials transactions* 34.6 (1993), pages 533-540.

[71] D. Rosenthal. "Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting". Dans : *Welding Journal* 20.220s (1941), pages 220-234.

[72] S. Kumar Gupta, S. Mehrotra, A. Ravi Raja, M.Vashista et M. Khan Yusufzai. "Effect Of Welding Speed On Weld Bead Geometry And Percentage Dilution In Gas Metal Arc Welding Of SS409L". en. Dans : *Materials Today : Proceedings* 18 (2019), pages 5032-5039. ISSN : 22147853. DOI : 10.1016/j.matpr.2019.07.497.

[73] C. Li, L. Han, X. Luo, Q. Liu et J. Gu. "Effect of tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of a reactor pressure vessel steel". en. Dans : *Journal of Nuclear Materials* 477 (août 2016), pages 246-256. ISSN : 00223115. DOI : 10.1016/j.jnucmat.2016.05.017.

[74] C. Cunningham, J. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia et S. Newman. "Invited review article : Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing". en. Dans : *Additive Manufacturing* 22 (août 2018), pages 672-686. ISSN : 22148604. DOI : 10.1016/j.addma.2018.06.020.

[75] W. Liu et J. DuPont. "Effects of melt-pool geometry on crystal growth and microstructure development in laser surface-melted superalloy single crystals". en. Dans : *Acta Materialia* 52.16 (septembre 2004), pages 4833-4847. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2004.06.041.

[76] D. You, S. K. Michelic, C. Bernhard, D. Loder et G. Wieser. "Modeling of Inclusion Formation during the Solidification of Steel". en. Dans : *ISIJ International* 56.10 (2016), pages 1770-1778. ISSN : 0915-1559, 1347-5460. DOI : 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-243.

[77] W. Young-Mok et T. G. Brian. "Simple Model of Microsegregation during Solidification of Steels". Dans : *Metallurgical and Materials Transactions A* 32A (2001), pages 1755-1767. DOI : https://doi.org/10.1007/s11661-001-0152-4.

[78] A. Franklin. "Comparison between a quantitative microscope and chemical methods for assessment of non-metallic inclusions". Dans : *Journal of the iron and steel institute* (1969), pages 191-196.

[79] M. F. Mahony. "Investigation into the mechanism of acicular ferrite nucleation in steel weld metal". Mémoire de master. Monterey : Naval postgraduate school, 1999.

[80] O. Comineli, A. Qaban et B. Mintz. "Influence of Cu and Ni on the Hot Ductility of Low C Steels with Respect to the Straightening Operation When Continuous Casting". en. Dans : *Metals* 12.10 (octobre 2022), page 1671. ISSN : 2075-4701. DOI : 10.3390/met12101671.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[81] Z. Liu, Y. Kobayashi, K. Nagai, J. Yang et M. Kuwabara. “Morphology Control of Copper Sulfide in Strip Casting of Low Carbon Steel”. en. Dans : *ISIJ International* 46.5 (2006), pages 744-753. ISSN : 0915-1559, 1347-5460. DOI : 10.2355/isijinternational.46.744.

[82] J.-O Andersson, T. Helander, L. Höglund, P. Shi et B. Sundman. *Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science*. Tome 6. Calphad. 2002.

[83] I. G. Marchado. “Weldability aspects of high yield strength Q and T steels”. en. PhD thesis. Cranfield institute of technology, 1984.

[84] H.-W. Viehrig, M. Houska, D. Kalkhof et H.-J. Schindler. “Fracture mechanics characterisation of reactor pressure vessel multi-layer weld metal”. en. Dans : *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 135-136 (novembre 2015), pages 36-51. ISSN : 03080161. DOI : 10.1016/j.ijpvp.2015.10.002.

[85] E.-. ASTM. *Standard Practive for Evaluation of Surveillance Capsules from Light-Water Moderated Nuclear Power Reactor Vessels*. 2019.

[86] A. Andrieu. “Mécanismes et modélisation multi-échelle de la rupture fragile tans- et inter-granulaire des aciers pour Réacteurs à Eau sous pression, en lien avec le vieillissement thermique”. FR. Thèse de doctorat. Mines ParisTech, 2013.

[87] IRSN. *Analysis of the consequences of the anomaly in the Flamanville EPR reactor pressure vessel head domes on their serviceability*. Public report CODEP-DEP-2017-019368. 2017, page 182.

[88] P. Chekhonin, A. Das, F. Bergner et E. Altstadt. “Microstructural characterisation of brittle fracture initiation sites in reactor pressure vessel steels”. en. Dans : *Nuclear Materials and Energy* 37 (décembre 2023), page 101511. ISSN : 23521791. DOI : 10.1016/j.nme.2023.101511.

[89] J.-B. Delattre. “Etude du lien entre traitement thermique, propriétés mécaniques et amorçage de la rupture fragile par clivage d’un acier faiblement allié trempé revenu”. FR. Thèse de doctorat. Université Paris sciences et lettres - Matériaux, 2024.

[90] E. Kozeschnik. “Mean-Field Microstructure Kinetics Modeling”. en. Dans : *Encyclopedia of Materials : Metals and Alloys*. Elsevier, 2022, pages 521-526. ISBN : 978-0-12-819733-2. DOI : 10.1016/B978-0-12-819726-4.00055-7.

[91] X. Qi, X. Wang, X. Shen, P. Huan, Z. Liu et H. Di. “Study on In-Situ Nucleation, Growth Kinetics and Crystallographic Structure of Acicular Ferrite in X100 Pipeline Steel Welds”. en. Dans : *Metals and Materials International* (mars 2023). ISSN : 1598-9623, 2005-4149. DOI : 10.1007/s12540-023-01402-0.

[92] R. Hielscher et H. Schaeben. “A novel pole figure inversion method : specification of the *MTEX* algorithm”. Dans : *Journal of Applied Crystallography* 41.6 (décembre 2008), pages 1024-1037. ISSN : 0021-8898. DOI : 10.1107/S0021889808030112.

[93] T. Nyyssönen, A. A. Gazder, R. Hielscher et F. Niessen. “Habit plane determination from reconstructed parent phase orientation maps”. en. Dans : *Acta Materialia* 255 (août 2023), page 119035. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2023.119035.

[94] M. Bregeault. “Effet de la composition locale sur la cinétique de transformation bainitique et la microstructure finale dans les pièces forgées en acier faiblement allié mésoségrégées”. Thèse de doctorat. Grenoble : Université Grenoble Alpes, septembre 2025.

[95] A. Graux. “Evolution microstructurales au cours du laminage à chaud d’aciers bas carbone microalliés”. Thèse de doctorat. Insa de Lyon, 2019.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[96] C. Xuan et W. Mu. “New insights of heterogeneous nucleation and anisotropic growth of acicular ferrite on non-metallic inclusion”. en. Dans : *Materials & Design* 221 (septembre 2022), page 110892. ISSN : 02641275. DOI : 10.1016/j.matdes.2022.110892.

[97] S. Lv, H.-H. Wu, K. Wang, S. Wang, G. Wu, J. Gao, X.-S. Yang, J. Zhu et X. Mao. “The microstructure evolution and influence factors of acicular ferrite in low alloy steels”. en. Dans : *Computational Materials Science* 218 (février 2023), page 111989. ISSN : 09270256. DOI : 10.1016/j.commatsci.2022.111989.

[98] P. Chevalier et P. Maynier. “Le PREVERT : modèle de prévision des caractéristiques mécaniques des aciers. Synthèses entre théories, expériences et statistiques”. Dans : *ATTT 90 Internationaux de france du traitement thermique*. Le mans : PYC édition, 1990, pages 93-112.

[99] R. Blondeau, P. Maynier, J. Dollet et B. Vieillard-Baron. “Prévision de la dureté, de la resistance et de la limite d’élasticité des aciers au carbon et faibelement alliés d’après leur composition et leur traitement thermique”. Dans : Luxembourg, 1975, pages 759-769.

[100] V. M. Li, D. V. Niebuhr, L. L. Meekisho et D. G. Atteridge. “A computational model for the prediction of steel hardenability”. Dans : *Metallurgical and materials transactions B* 29B (1998), pages 661-672.

[101] I.-E. Benrabah, Y. Brechet, G. Purdy, C. Hutchinson et H. Zurob. “On the origin of the barrier in the bainite phase transformation”. en. Dans : *Scripta Materialia* 223 (janvier 2023), page 115076. ISSN : 13596462. DOI : 10.1016/j.scriptamat.2022.115076.

[102] T. Iung, M. Kandel, D. Quidort et Y. De Lassat. “Physical modelling of phase transformations in high strength steels”. Dans : *Revue de Métallurgie* 100.2 (février 2003), pages 173-181. ISSN : 0035-1563, 1156-3141. DOI : 10.1051/metal:2003105.

[103] D. Gaude-Fugarolas et P. J. Jacques. “A New Physical Model for the Kinetics of the Bainite Transformation”. en. Dans : *ISIJ International* 46.5 (2006), pages 712-717. ISSN : 0915-1559, 1347-5460. DOI : 10.2355/isijinternational.46.712.

[104] I.-E. Benrabah, Y. Brechet, C. Hutchinson et H. Zurob. “On the origin of carbon supersaturation in bainitic ferrite”. en. Dans : *Scripta Materialia* 250 (septembre 2024), page 116182. ISSN : 13596462. DOI : 10.1016/j.scriptamat.2024.116182.

[105] R. Trivedi et G. M. Pound. “Effect of Concentration-Dependent Diffusion Coefficient on the Migration of Interphase Boundaries”. en. Dans : *Journal of Applied Physics* 38.9 (août 1967), pages 3569-3576. ISSN : 0021-8979, 1089-7550. DOI : 10.1063/1.1710174.

[106] S. Dague. “Characterization and modeling of microstructural properties evolutions of cold rolled Dual Phase steels during heat treatments”. Thèse de doctorat. Université de Lyon, 2024.

[107] Hillert. “The role of interfaces in phase transformations”. Dans : *The mechanism of phase transformations in crystalline solids*. Manchester, 1969, pages 231-247.

[108] S. Singh et H. Bhadeshia. “Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels”. en. Dans : *Materials Science and Engineering : A* 245.1 (avril 1998), pages 72-79. ISSN : 09215093. DOI : 10.1016/S0921-5093(97)00701-6.

[109] A. N. Kolmogorov. “On the statistical theory of crystallization of metals”. Russian. Dans : *Izv. Akad. Nauk SSSR* 3 (1937), pages 355-359.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[110] W. A. Johnson et R. F. Mehl. “Reaction kinetics in processes of nucleation and growth”. Dans : *Transactions of the american institute of mining and metallurgical engineers* 135 (1939), pages 416-442.

[111] M. Avrami. “Kinetics of Phase Change. I General Theory”. en. Dans : *The Journal of Chemical Physics* 7.12 (décembre 1939), pages 1103-1112. issn : 0021-9606, 1089-7690. doi : 10.1063/1.1750380.

[112] M. Perez, M. Dumont et D. Acevedo-Reyes. “Corrigendum to “Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation” [Acta Materialia 56 (2008) 2119–2132]”. en. Dans : *Acta Materialia* 57.4 (février 2009), page 1318. issn : 13596454. doi : 10.1016/j.actamat.2008.11.020.

[113] I. B. Timokhina, K. D. Liss, D. Raabe, K. Rakha, H. Beladi, X. Y. Xiong et P. D. Hodgson. “Growth of bainitic ferrite and carbon partitioning during the early stages of bainite transformation in a 2 mass% silicon steel studied by *in situ* neutron diffraction, TEM and APT”. Dans : *Journal of Applied Crystallography* 49.2 (avril 2016), pages 399-414. issn : 1600-5767. doi : 10.1107/S1600576716000418.

[114] G. Sidhu, S. Bhole, D. Chen et E. Essadiqi. “An improved model for bainite formation at isothermal temperatures”. en. Dans : *Scripta Materialia* 64.1 (janvier 2011), pages 73-76. issn : 13596462. doi : 10.1016/j.scriptamat.2010.09.009.

[115] M. Azuma, N. Fujita, M. Takahashi et T. Iung. “Modelling Upper and Lower Bainite Transformation in Steels”. Dans : *Materials Science Forum* 426-432 (août 2003), pages 1405-1412. issn : 1662-9752. doi : 10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.1405.

[116] K. Thomsen. *Ellipsoid*. Wikipedia. Mars 2025.

[117] O. Bouaziz, T. Lung, M. Kandel et C. Lecomte. “Physical modelling of microstructure and mechanical properties of dual-phase steel”. Dans : *Le Journal de Physique IV* 11.PR4 (septembre 2001), Pr4-223-Pr4-231. issn : 1155-4339. doi : 10.1051/jp4:2001428.

[118] C. R. Hutchinson, A. Fuchsmann et Y. Brechet. “The diffusional formation of ferrite from austenite in Fe-C-Ni alloys”. en. Dans : *Metallurgical and Materials Transactions A* 35.4 (avril 2004), pages 1211-1221. issn : 1073-5623, 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-004-0295-1.

[119] G. I. Taylor. “The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I.—Theoretical”. en. Dans : *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character* 145.855 (juillet 1934), pages 362-387. issn : 0950-1207, 2053-9150. doi : 10.1098/rspa.1934.0106.

[120] G. Ghosh et G. Olson. “The isotropic shear modulus of multicomponent Fe-base solid solutions”. en. Dans : *Acta Materialia* 50.10 (juin 2002), pages 2655-2675. issn : 13596454. doi : 10.1016/S1359-6454(02)00096-4.

[121] J. Howe, R. Pond et J. Hirth. “The role of disconnections in phase transformations”. en. Dans : *Progress in Materials Science* 54.6 (août 2009), pages 792-838. issn : 00796425. doi : 10.1016/j.pmatsci.2009.04.001.

[122] L. Leach, M. Hillert et A. Borgenstam. “Modeling C-Curves for the Growth Rate of Widmanstätten and Bainitic Ferrite in Fe-C Alloys”. en. Dans : *Metallurgical and Materials Transactions A* 47.1 (janvier 2016), pages 19-25. issn : 1073-5623, 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-015-3241-5.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

[123] J. Yin, L. Leach, M. Hillert et A. Borgenstam. "C-Curves for Lengthening of Widmanstätten and Bainitic Ferrite". en. Dans : *Metallurgical and Materials Transactions A* 48.9 (septembre 2017), pages 3997-4005. ISSN : 1073-5623, 1543-1940. DOI : 10.1007/s11661-017-4196-5.

[124] N. Rykaline. "Calcul des processus thermiques de soudage". FR. Dans : *Soudage et techniques connexes* 15.1/2 (1961), pages 5-38.

[125] F Caballero, M Miller, S Babu et C Garciamateo. "Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel". en. Dans : *Acta Materialia* 55.1 (janvier 2007), pages 381-390. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2006.08.033.

[126] F. Caballero, M. Miller, A. Clarke et C. Garcia-Mateo. "Examination of carbon partitioning into austenite during tempering of bainite". en. Dans : *Scripta Materialia* 63.4 (août 2010), pages 442-445. ISSN : 13596462. DOI : 10.1016/j.scriptamat.2010.04.049.

[127] F. Caballero, M. Miller et C. Garcia-Mateo. "Carbon supersaturation of ferrite in a nanocrystalline bainitic steel". en. Dans : *Acta Materialia* 58.7 (avril 2010), pages 2338-2343. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2009.12.020.

[128] F. G. Caballero, M. K. Miller et C. Garcia-Mateo. "Slow Bainite : an Opportunity to Determine the Carbon Content of the Bainitic Ferrite during Growth". Dans : *Solid State Phenomena* 172-174 (juin 2011), pages 111-116. ISSN : 1662-9779. DOI : 10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.111.

[129] F. Caballero, M. Miller, C. Garcia-Mateo, J. Cornide et M. Santofimia. "Temperature dependence of carbon supersaturation of ferrite in bainitic steels". en. Dans : *Scripta Materialia* 67.10 (novembre 2012), pages 846-849. ISSN : 13596462. DOI : 10.1016/j.scriptamat.2012.08.007.

[130] C. Garcia-Mateo, J. Jimenez, H.-W. Yen, M. Miller, L. Morales-Rivas, M. Kuntz, S. Ringer, J.-R. Yang et F. Caballero. "Low temperature bainitic ferrite : Evidence of carbon super-saturation and tetragonality". en. Dans : *Acta Materialia* 91 (juin 2015), pages 162-173. ISSN : 13596454. DOI : 10.1016/j.actamat.2015.03.018.

[131] B. Yrieix. "Pièce massive métallique et son procédé de fabrication". Brevet WO2021099697.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Annexes

Un travail de thèse est, certes, un exercice scientifique, la rédaction du manuscrit est, elle, un exercice de choix. Ces annexes, plus ou moins structurées, en sont le résultat direct. Il est ainsi possible de retrouver le long de ces dernières les différentes études, informations ou figures n'ayant pas pu trouver leur place dans le manuscrit principal, par faute d'espace, de pertinence ou d'idée assez élaborée pour les rattacher au fil conducteur de l'histoire que j'ai essayée de vous raconter au fil de ces pages. Ne voyez cependant pas cette annexe comme un cimetière à idées, mais plutôt comme une vitrine des réflexions sous-jacentes et complémentaires à la rédaction d'un manuscrit de thèse.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Annexe A

Méthodes expérimentales

A.1 Protocole de préparation des échantillons pour observation métallurgique

Cette section a pour but de détailler, en fonction des analyses effectuées, la méthode de préparation employée.

Les échantillons servant à la caractérisation de la microstructure résultant de la fabrication ont été découpés en coeur de dépôt pour être enrobés puis polis mécaniquement. Pour ce qui est des échantillons issus des analyses dilatométriques, une coupe transversale a été effectuée au niveau des thermocouples. Ceci pour garantir que la microstructure observée est celle induite par le cycle thermique au point de mesure, avec le moins d'écart possible.

La méthode de polissage mécanique consiste en un pré-polissage à l'aide de papiers SiC allant du grade 80 à 2000, puis d'un polissage de finition à l'aide de suspensions diamantées dont la taille des particulaires va de 6 à 0,25 µm. Cette méthode de polissage a été employée pour les analyse microstructurales par attaque chimique au Nital 5 % au microscope optique ainsi qu'au MEB-SE.

Pour les échantillons servant aux caractérisations par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD), un polissage rotatif final à l'aide d'une suspension colloïdale de silice légèrement basique (Struers OP-U) a été appliquée afin de retirer l'écrouissage de surface sans pour autant créer un relief de surface trop important.

Pour la caractérisation de la population inclusionnaire, un polissage ionique supplémentaire a été réalisé après l'étape de polissage mécaniques au 0,25 µm. Ce polissage a été réalisé sur une polisseuse HiTACHI ArBlade5000 à une tension d'accélération de 6 kV avec un angle de 5° par rapport à l'angle incident du canon pendant 3 min. Ce polissage ionique, réalisé juste avant la mise en chambre, a pour but de "souffler" les éventuels résidus de polissage et pollutions pouvant se trouver en surface, ceci afin d'obtenir la surface la plus propre pour l'analyse.

Les observations effectuées par microscopie électronique en transmission (MET) ont été réalisées sur des lames minces électropolies. Ces lames ont été préparées à partir de tranches d'environ 1 cm^2 et d'épaisseur 300 µm environ. Ces tranches ont été amincies par polissage mécanique à l'aide de papier SiC de grade 1000 à 4000 jusqu'à obtenir une épaisseur de 100 µm. Des disques de 3 mm de diamètre ont ensuite été prélevés pour être électropolis à l'aide d'un appareil Struers Tenupol-5 twin-jet à une température de −10 °C à l'aide d'une solution d'acide perchlorique et

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

de méthanol sous une tension de 27 V pour les rendre transparents aux électrons.

A.2 Procédure de caractérisation de la population inclusionnaire

La détermination de la population inclusionnaire présente dans les matériaux étudiés dans ces travaux de thèse a été réalisée par analyse d'images. Pour ce faire, 81 champs de 50×50 µm ont été acquis sur un MEB-FEG Tescan Mira à l'aide d'une option "Image Snapper". Cet outil permet de réaliser une suite d'acquisition sur une zone prédéfinie, tout en maîtrisant le recouvrement entre les différents clichés. Ici, aucun recouvrement n'a été mis entre les images afin d'éviter un comptage redondant des inclusions. Le nombre de clichés réalisé a été défini préalablement afin d'obtenir une statistique représentative de l'échantillon. Le nombre 81 est le nombre minimal de clichés nécessaire pour observer une convergence du diamètre moyen ainsi que de la fraction volumique vers les valeurs obtenues sur l'échantillon total. Ce nombre de champs permet ainsi d'analyser un nombre d'inclusions proche de 6000.

Le post-traitement des acquisitions a été effectué à l'aide du logiciel ImageJ. Ceci afin de déterminer :

- Le diamètre moyen équivalent sphérique des particules
- La fraction volumique d'inclusions dans les dépôts. [1]
- La distribution en taille de la population

Afin d'extraire les informations décrites ci-dessus des champs MEB acquis, plusieurs étapes de traitement d'image ont été nécessaires. Dans premier temps, l'identification des inclusions a dû être automatisée. Cette détection a été faite à l'aide d'un seuillage des niveaux de gris des clichés. En effet, comme observé sur la figure A.1.a, les inclusions apparaissent en noir dans les clichés bruts. Ceci est notamment dû à leur densité nettement plus faible vis-à-vis de la matrice métallique. Ainsi, comme décrit dans la même figure, l'application d'un filtre pour les niveaux de gris inférieurs à 50 permet d'isoler les pixels afférents aux inclusions, et donc par la suite de binariser l'image en conséquence.

Une deuxième étape nécessaire préalablement à l'extraction des valeurs de diamètre et fraction volumique des inclusions est le nettoyage des images seuillées. En effet, bien que le seuillage soit très efficace comme montré dans la figure A.1.c, des pollutions restent cependant observables. Un nettoyage est donc nécessaire. Pour ce faire, la commande "remove outliers" du logiciel ImageJ a été utilisée. Cette commande permet d'effacer les pixels unitaires présentant une valeur supérieure à une consigne fixée, calculée sur la moyenne des pixels environnants. Cette limite a été fixée à un rayon de trois pixels environnant le pixel "étranger" après une étude de sensibilité. Enfin, la dernière étape de nettoyage est de remplir les pixels n'ayant potentiellement pas été seuillés dans les inclusions comme il est possible d'observer dans la es figures A.2. a et A.2.b. Pour ce faire, la commande "fill holes" du logiciel a été utilisée. Cette commande permet, comme son nom l'indique, de remplir les "trous" présents dans un amas de pixels blancs. Le résultat final de cette opération est présenté dans la figure A.2.c.

Une fois toutes les étapes de seuillage et nettoyage réalisées, il est maintenant possible d'utiliser la commande "Analyse particules" du logiciel ImageJ. Cette dernière va permettre de détecter et mesurer, de manière automatique, la surface des inclusions représentées par les pixels blancs.

1. La fraction volumique est ici égale à la fraction surfacique puisque la surface est polie miroir

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

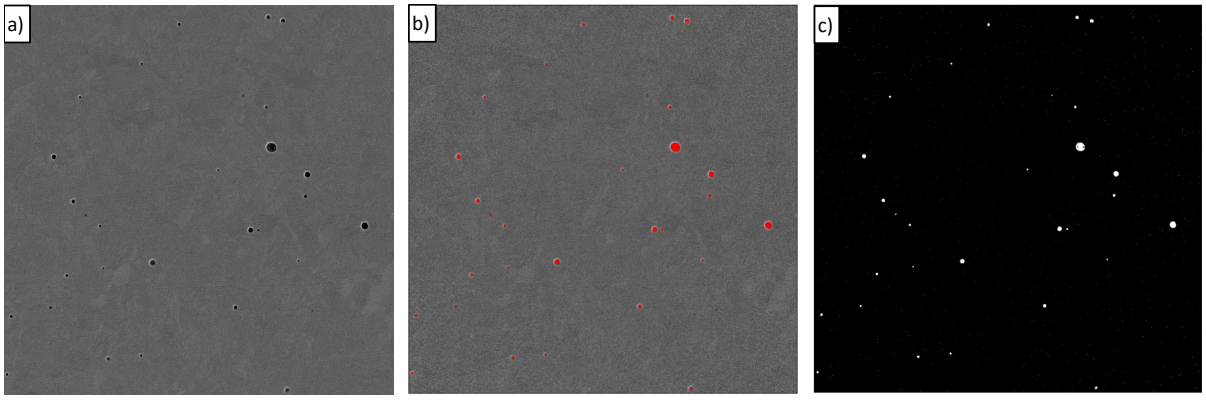


FIGURE A.1 – Seuillage en niveau de gris des images MEB pour la détection des inclusions. a) Image MEB-SE brute. b) Seuillage des niveaux de gris inférieurs à 50 sur le logiciel ImageJ. c) Image seuillée et binarisée. (*taille de champs des mcirographies MEB :* 50 µm.

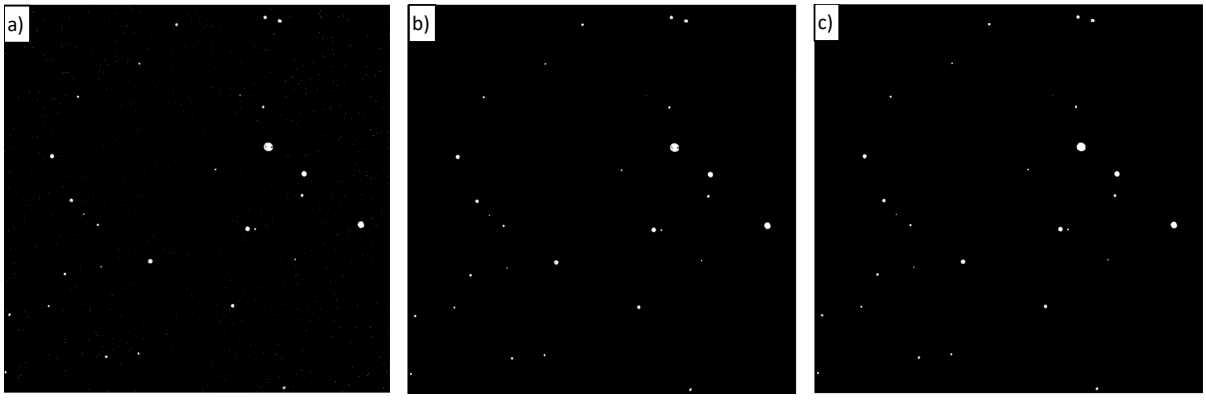


FIGURE A.2 – Représentation des étapes de nettoyage de l'image MEB seuillée et binarisée. a) Image seuillée et binarisée (identique à la figure A.1.c), b) image nettoyée du bruit de fond avec la commande "Remove outliers", c) Image finale avec les inclusions remplies à l'aide de la commande "Fill holes".

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Chaque inclusion sera référencée dans un tableau avec sa surface. Les tableaux de valeur de chaque image pourront ensuite être traités à l'aide d'une routine Python afin d'en extraire les valeurs d'intérêt énoncées au début de ce protocole.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Annexe B

Complément des analyses microstructurales et mécaniques du Chapitre 1

B.1 Dureté des blocs SAW-WAAM LE-16 et LE-46

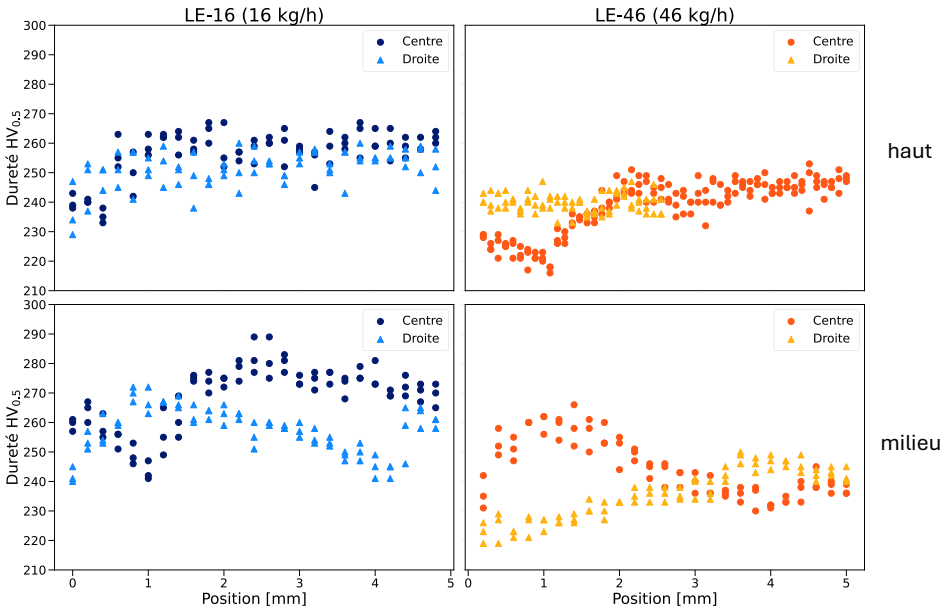


FIGURE B.1 – Evolution de la dureté $HV_{0.5}$ dans les dépôts SAW-WAAM LE-16 et LE-46 fabriqués par Lincoln Electric selon les lignes présentées dans la figure 1.23. Les résultats montrent que pour une même pièce, la dureté mesurée en extrémité latérale est inférieure à celle mesurée au centre de cette dernière. Ce résultat est d'autant plus marqué que l'on se trouve en milieu de dépôt vis-à-vis de la hauteur.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

B.2 Photographie des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome



FIGURE B.2 – Photographie des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome. De gauche à droite : FRA-46, FRA-46H, FRA-26

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

B.3 Métallographie optique de la microstructure ferritique des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome

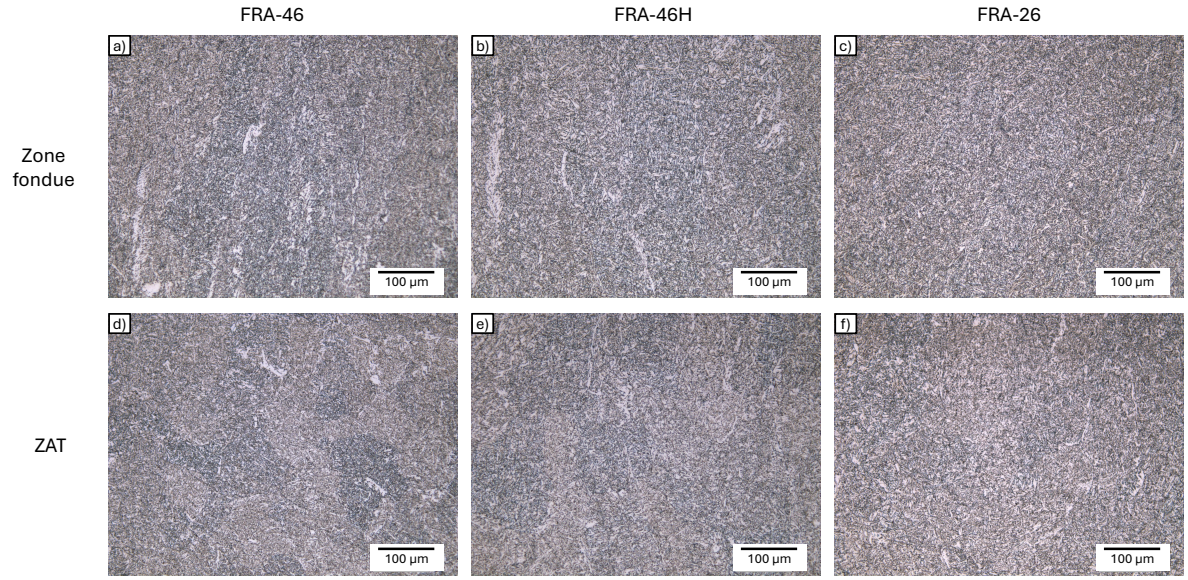
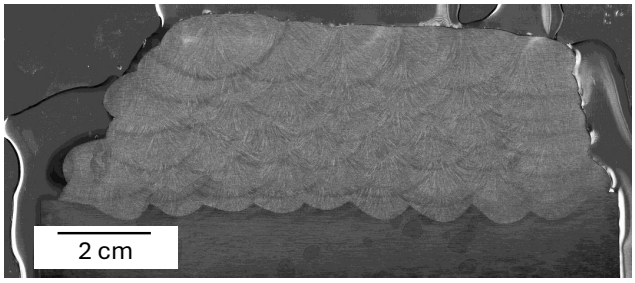


FIGURE B.3 – Métallographies optiques des maquettes SAW-WAM fabriquées par Framatome après attaque Nital 5 %.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

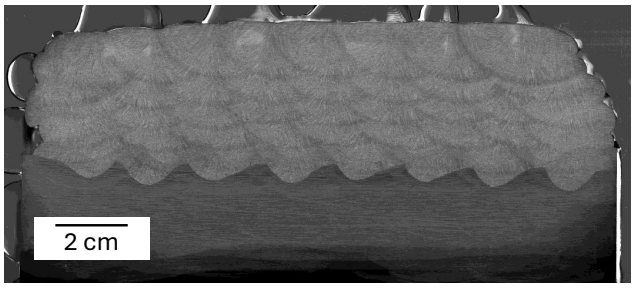
B.4 Macrographies après attaque des sections transverses des maquettes SAW-WAAM fabriquées par Framatome



FRA-46

$\ell \approx 22{,}8 \pm 0{,}6\ mm$
$h \approx 10{,}9 \pm 0{,}4\ mm$
$\ell/h \approx 2{,}1$
$e_{ZAT} \approx 3{,}4 \pm 1{,}4\ mm$

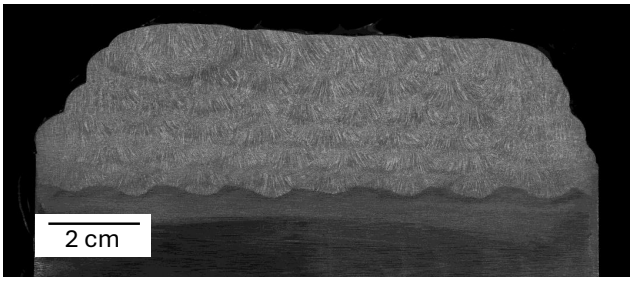
FIGURE B.4 – Macrographie de la section transverse de la maquette SAW-WAAM FRA-46 après attaque au $FeCl_3$. *ℓ : largeur du cordon, h : hauteur du cordon, e_{ZAT} : épaisseur de la ZAT.*



FRA-46H

$\ell \approx 26{,}9 \pm 1{,}06\ mm$
$h \approx 11{,}1 \pm 0{,}5\ mm$
$\ell/h \approx 2{,}4$
$e_{ZAT} \approx 5{,}2 \pm 1{,}6\ mm$

FIGURE B.5 – Macrographie de la section transverse de la maquette SAW-WAAM FRA-46H après attaque au $FeCl_3$. *ℓ : largeur du cordon, h : hauteur du cordon, e_{ZAT} : épaisseur de la ZAT.*



FRA-26

$\ell \approx 27{,}3 \pm 0{,}9\ mm$
$h \approx 8{,}0 \pm 0{,}3\ mm$
$\ell/h \approx 3{,}4$
$e_{ZAT} \approx 4{,}6 \pm 1{,}1\ mm$

FIGURE B.6 – Macrographie de la section transverse de la maquette SAW-WAAM FRA-26 après attaque au $FeCl_3$. *ℓ : largeur du cordon, h : hauteur du cordon, e_{ZAT} : épaisseur de la ZAT.*

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

B.5 Analyse MEB-SE de la microstructure sous l'entaille des éprouvettes de résilience pour le bloc FRA-26

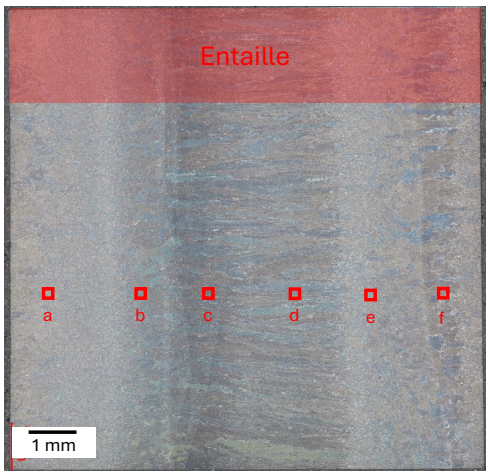


FIGURE B.7 – Position des micrographies MEB-SE vis-à-vis de la macrostructure sous l'entaille des éprouvettes de résilience du bloc SAW-WAM FRA-26

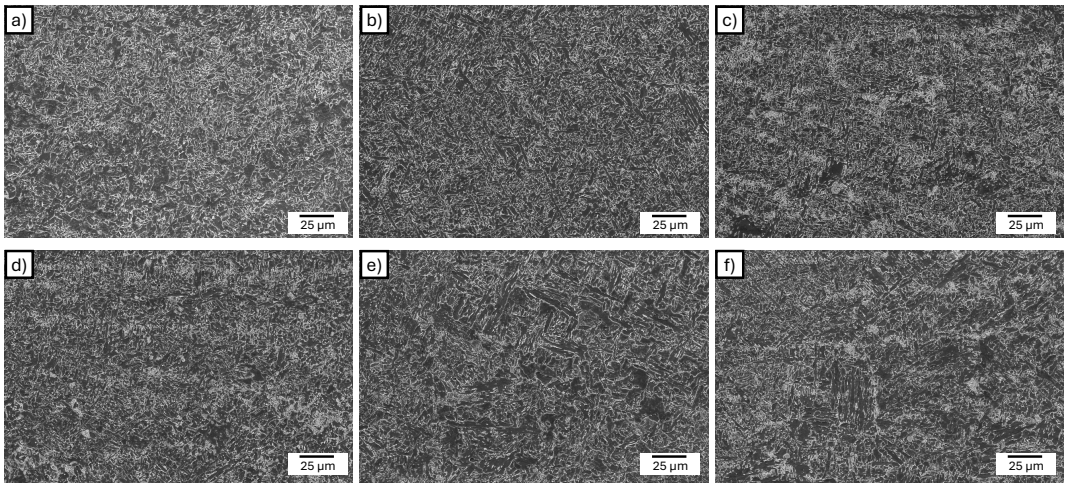


FIGURE B.8 – Micrographies MEB-SE des différentes zones identifiées dans la figure B.7. De la même manière que pour les blocs FRA-46 et FRA-46H, des îlots de carbures sont retrouvés dans le matériau. Ils se présentent en lignes dans la zone fondue tandis que dans la ZAT, ils semblent former un réseau le long des anciens joints de grains austénitiques.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Annexe C

Analyse dilatométrique et métallurgique des alliages ternaires Fe-0.1C-1.7Mn et Fe-0.1C-1Ni

C.1 Elaboration des alliages ternaires

Les alliages ternaires étudiés dans ce chapitre, au nombre de deux, ont été choisis pour isoler l'effet du manganèse et du nickel sur la décomposition de l'austénite en ferrite. De ce fait, les deux alliages seront de type Fe-C-Mn et Fe-C-Ni. Leur élaboration a été réalisée à l'aide du four à arc AME 1116 de la marque Bühler présent au laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon. La chambre de fusion ainsi que la lingotière utilisée à cet effet ont déjà été présentés dans la figure 2.1.

L'alliage Fe-0.1C-1.7Mn a été obtenu en mélangeant deux nuances ternaires préalablement utilisées dans la thèse de Dague [106], réalisée dans le même laboratoire.

L'alliage Fe-0.1C-1Ni a, lui, été élaboré à partir de matières premières, à savoir des granules de fer et de nickel, ainsi que du carbone graphite. Le carbone étant sous forme de poudre, son absorption par le bain de fusion n'est pas totalement maîtrisée et ne permet par d'obtenir la valeur cible souhaitée en une seule coulée. Ainsi, deux coulées ternaires de 30 g chacune avec des teneurs en carbone encadrant la valeur cible ont été élaborées. Elles ont ensuite été mélangées afin d'obtenir la composition souhaitée.

La fusion des alliages au four à arc a été réalisée sous une atmosphère inerte d'argon à une pression de 700 mbar après une purification de l'enceinte par trois mises au vide primaire puis remplissages d'argon successifs. Les alliages ont d'abord subit une série de trois fusions-refusions, afin d'assurer l'homogénéité chimique du mélange. Ils ont ensuite été placés dans le creuset central (voir fig. 2.1.b) afin de procéder à l'extrusion par aspiration. Cette aspiration est permise par une dépression au vide secondaire entraînée à l'aide d'une pédale gouvernée par un diaphragme modulable pour en maîtriser le flux. La lingotière utilisée pour l'extrusion a un diamètre de 3 mm, diamètre des échantillons de dilatométrie. Ceci afin de faciliter la préparation de ces derniers.

Les paramètres d'intensité d'arc électrique et d'ouverture du diaphragme pour la coulée des

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

alliages ternaires sont référencés dans le tableau C.1 [1].

TABLE C.1 – Paramètres de fabrication des alliages ternaires au four à arc

Ouverture diaphragme	Intensité d'arc
3 à 4 tours	150 à 180 A

C.2 Cycle thermique de dilatométrie

Les cycles thermiques effectués pour l'étude des alliages ternaires se décomposent en deux parties. La première étape est commune aux deux alliages et consiste en un traitement d'austénitisation à 1000 °C pendant 60 s suivi d'une trempe à 100 °C/s. L'objectif de cette première étape est de faire fi de l'ancienne structure métallurgique de l'échantillon, qui est fortement hérédité de la solidification. La figure C.1 présente le profil thermique de cette première étape en fonction du temps.

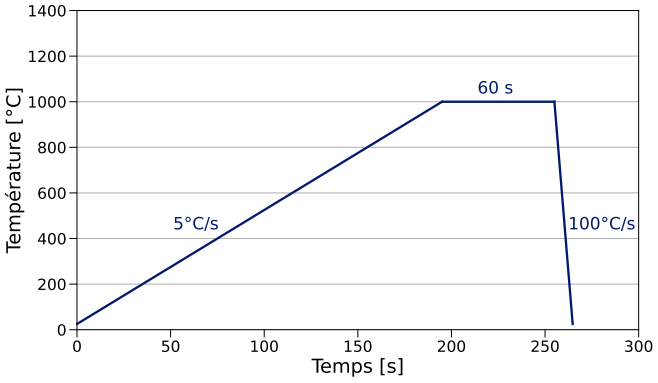


FIGURE C.1 – Evolution de la température en fonction du temps pour la première étape des cycles thermiques pour les essais de dilatométrie, commune à tous les matériaux.

La seconde étape des cycles thermiques de dilatométrie consiste en une austénitisation à une température légèrement supérieure à la température Ac_3 du matériau [2] pour une durée de 90 s. Ce choix est motivé par l'absence d'élément de micro-alliage dans ces matériaux, qui ne pourront donc pas empêcher une croissance excessive des grains austénitiques à haute température [6, 106]. La durée de maintien est cependant définie pour garantir une austénitisation totale de l'échantillon lors de l'essai. Les températures de palier seront donc de 880 et 900 °C respectivement pour l'alliage Fe-C-Mn et Fe-C-Ni. Le cycle thermique de la deuxième étape pour ces matériaux est présenté dans la figure C.2 pour une vitesse de refroidissement de 100 °C/s.

1. Une plage de valeurs est donnée pour les deux paramètres du four à arc en raison de la grande variabilité de l'étape d'aspiration.

2. La définition de la température Ac_3 pour chaque alliage ternaire a été définie de manière expérimentale par des chauffes préalables et définition graphique de la température.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

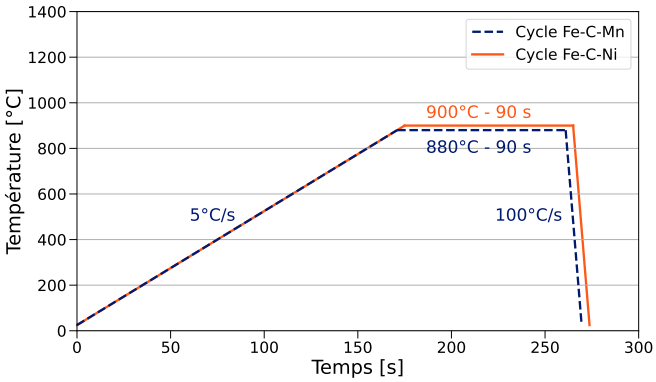


FIGURE C.2 – Evolution de la température en fonction du temps pour la deuxième étape des cycles thermiques pour les essais de dilatométrie effectués sur les alliages ternaires pour une vitesse de refroidissement finale de 100 °C/s.

C.3 Alliage Fe-0.1C-1.7Mn

Le manganèse étant un élément d'alliage majoritaire dans l'élaboration des aciers faiblement alliés, et ce d'autant plus pour les métaux d'apport de soudage, un alliage simplifié de type Fe-0.1C-1.7Mn a été élaboré afin d'isoler l'effet de cet élément sur les mécanismes de transformation de l'austénite en ferrite.

Les cinétiques de décomposition pour l'alliage élaboré sont présentées dans la figure C.3 pour différentes vitesses de refroidissement pour une austénitisation de 90 s à 880 °C. Les courbes présentées sur cette figure permettent de mettre en évidence trois cinétiques distinctes : une première à vitesse de refroidissement lente (1 et 2 °C/s) ; une à vitesse de refroidissement modérée (5 à 50 °C/s) ; une dernière pour les vitesses de refroidissement les plus élevées (70 et 100 °C/s).

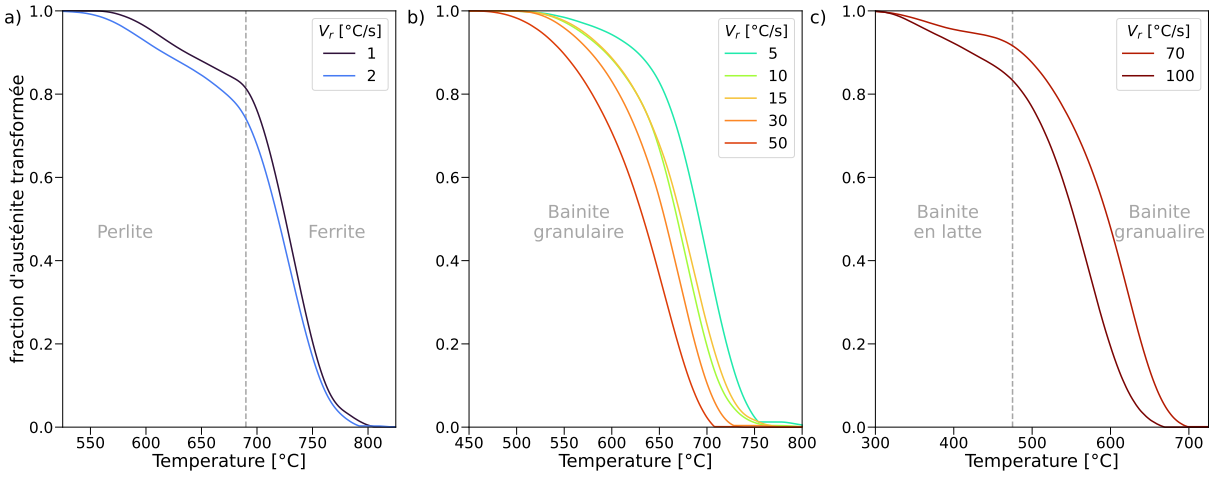


FIGURE C.3 – Cinétiques de décomposition de l'austénite en fonction de la température pour différentes vitesses de refroidissement pour l'alliage Fe-0.1C-1.7Mn pour un cycle d'austénitisation de 90 s à 880 °C. a) 1 et 2 °C/s, b) 5 à 50 °C/s, c) 70 et 100 °C/s

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

La cinétique de décomposition observée pour les vitesses de refroidissement lentes (fig. C.3.a) se compose d'une première pente abrupte avec une température de début de transformation aux alentours de 800 °C, puis d'un épaulement de la courbe à partir de 690 °C pour une fin de transformation à 550 °C. Cette cinétique, au regard des analyses microstructurales présentées dans la figure C.4 et des résultats obtenus par Dague [106], correspond à la transformation reconstructive de l'austénite en ferrite primaire (première pente de la courbe) puis à la formation de perlite (épaulement).

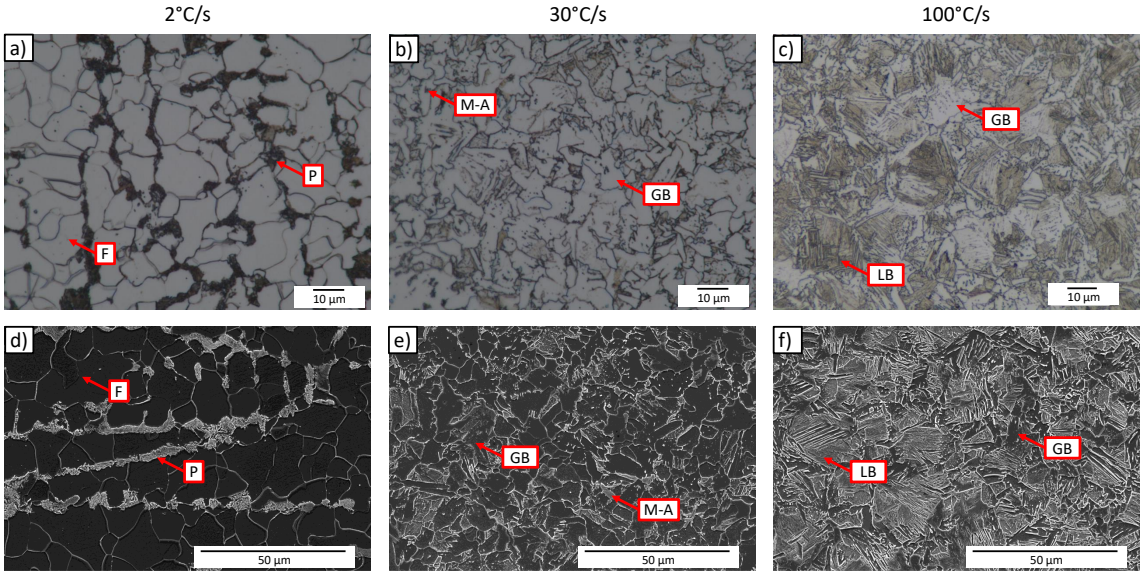


Figure C.4 – Microstructures obtenues en fonction de la vitesse de refroidissement pour l'alliage ternaire Fe-0.1C-1.7Mn après attaque Nital 5 %. a,b,c) micrograhpies optiques des échantillons refroidis respectivement à 2, 30 et 100 °C/s. d,e,f) micrograhpies électroniques MEB-SE des mêmes échantillons. *F : ferrite ; P : perlite ; GB : bainite granulaire ; M-A : îlots martensite-austénite ; LB : bainite en latte, la désignation des microstructures peut être retrouvée dans le chapitre 1.*

La deuxième cinétique de décomposition (fig. C.3.b), observée pour les vitesses de refroidissement situées entre 5 et 50 °C/s, ne présente pas d'épaulement mais une seule et unique sigmoïde. Cette dernière présente un début de transformation entre 750 et 700 °C pour une fin de transformation vers 525 °C. L'analyse microstructurale, comme présentée sur les figures C.4.b et C.4.e, révèle une microstructure ferritique sans plage de perlite mais avec des ilots M-A. Ces observations, appuyées par les observations EBSD montrant une distribution de joints de grains présentant des pics à 54 et 60°, indiquent une microstructure de type bainitique granulaire.

La cinétique observée pour les vitesses de refroidissement les plus rapides (fig. C.3.c), à savoir entre 70 et 100 °C/s présente des températures de début de transformation légèrement inférieures à 700 °C. Un épaulement est de nouveau observé pour ces courbes, à partir de 475 °C cette fois-ci. Les analyses microstructurales présentées dans les figure C.4.c et C.4.f révèlent que cet épaulement caractérise le passage de la bainite granulaire à la bainite en latte.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

C.4 Alliage Fe-0.1C-1Ni

Le nickel étant également un élément d'alliage majoritaire dans l'élaboration des aciers faiblement alliés, un alliage simplifié de type Fe-0.1C-1Ni a été élaboré afin d'isoler l'effet de cet élément sur les mécanismes de transformation de l'austénite en ferrite.

Les cinétiques de décomposition pour l'alliage élaboré sont présentées dans la figure C.5 pour différentes vitesses de refroidissement, pour une austénitisation de 90 s à 900 °C. Il est possible ici de remarquer que pour cet alliage, une unique cinétique de décomposition est observée. En effet, les courbes présentées dans la figure C.5 présentent toutes une forme de sigmoïde avec une température de début de transformation comprise entre 820 et 700 °C et une température de fin de transformation comprise entre 750 et 600 °C en fonction de la vitesse de refroidissement.

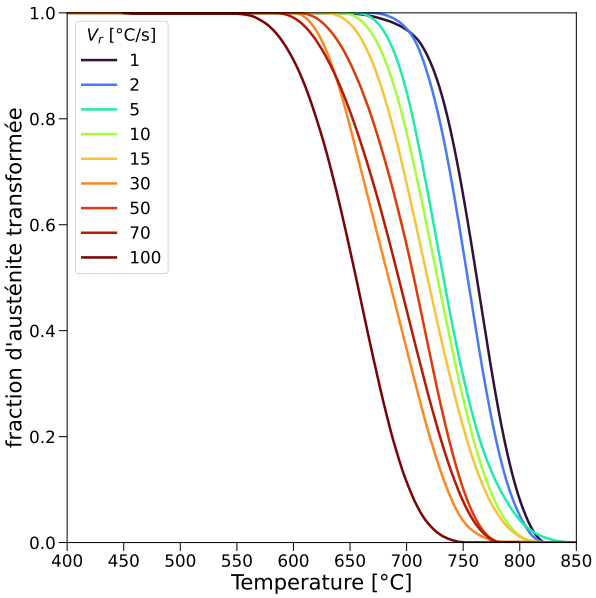


FIGURE C.5 – Cinétique de décomposition de l'austénite pour l'alliage Fe-0.1C-1Ni pour un cycle d'austénitisation de 90 s à 900 °C pour différentes vitesses de refroidissement.

Bien qu'une unique cinétique de décomposition de l'austénite ait été observée dans la figure C.5, des analyses métallographiques ont été réalisées sur les échantillons traités à l'instar de ce qui a été réalisé pour l'alliage Fe-0.1C-1.7Mn. Les résultats de ces analyses sont présentés dans la figure C.6. Ces derniers montrent ainsi que bien qu'en apparence, la cinétique de décomposition semble donner lieu à une unique microstructure, différents micro-constituants sont observables en fonction de la vitesse de refroidissement.

La microstructure obtenue après un refroidissement continu à 2 °C/s (fig C.6.a et C.6.d) est, à l'instar de l'alliage Fe-0.1C-1.7Mn, composée d'une part majoritaire de ferrite primaire et d'une part minoritaire de perlite. La fraction volumique de perlite observée dans l'alliage ternaire au Nickel est cependant qualitativement plus faible que celle observée dans l'alliage ternaire au Manganèse.

Lorsque les vitesses de refroidissement deviennent supérieures à 15 °C/s, des grains clairsemés de petites taches noires commencent à apparaître au microscope optique, comme présenté dans la figure C.6.b pour une vitesse de refroidissement de 30 °C/s. Les analyses MEB révèlent de grandes

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

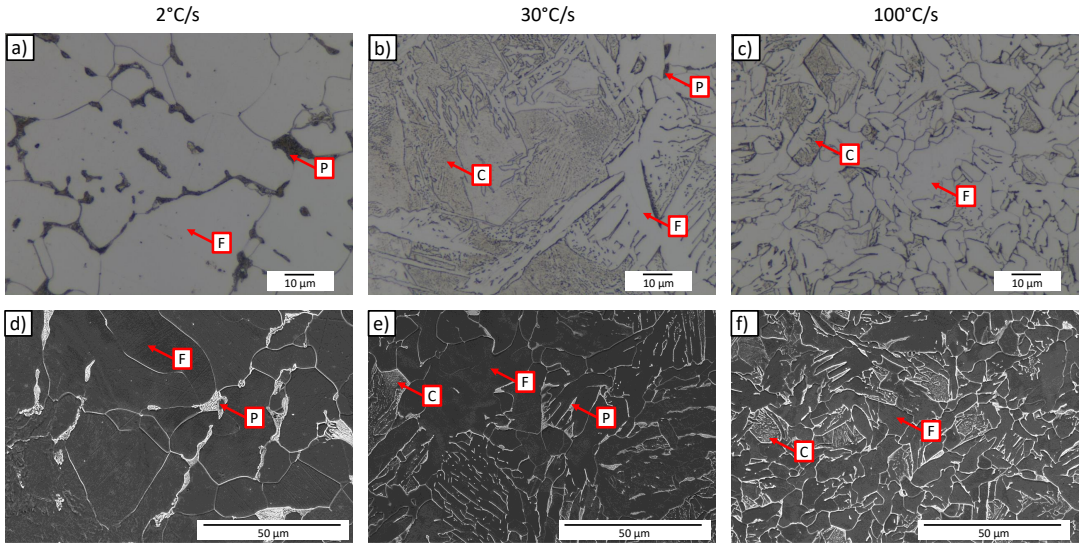


FIGURE C.6 – Microstructures obtenues pour différentes vitesses de refroidissement continues pour l'alliage ternaire Fe-0.1C-1Ni pour une austénitisation de 90 s à 900 °C après attaque Nital 5 %. a,b,c) micrograhpies optiques des échantillons refroidis respectivement à 2, 30 et 100 °C/s. d,e,f) micrograhpies électroniques MEB-SE des mêmes échantillons. *F : ferrite ; P : perlite ; C : carbures.*

plages granulaires représentant une multitude de carbures intragranulaires, comme indiqué par la flèche dans la figure C.6.e. Le reste de la microstructure consiste en des grains ferritiques ne présentant aucun carbure. Une faible proportion de perlite est également encore observable.

Les vitesses de refroidissement les plus rapides (70 et 100 °C/s) présentent une microstructure similaire à celle obtenue pour les vitesses de refroidissement supérieures à 15 °C/s, avec pour différence l'absence quasi totale de perlite et une apparition de quelques grains en lattes dans les zones préalablement clairsemées de carbures.

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Annexe D

Complément des analyses dilatométriques pour le chapitre 2

D.1 Décomposition de l'austénite en fonction de la température pour le matériau LE-46

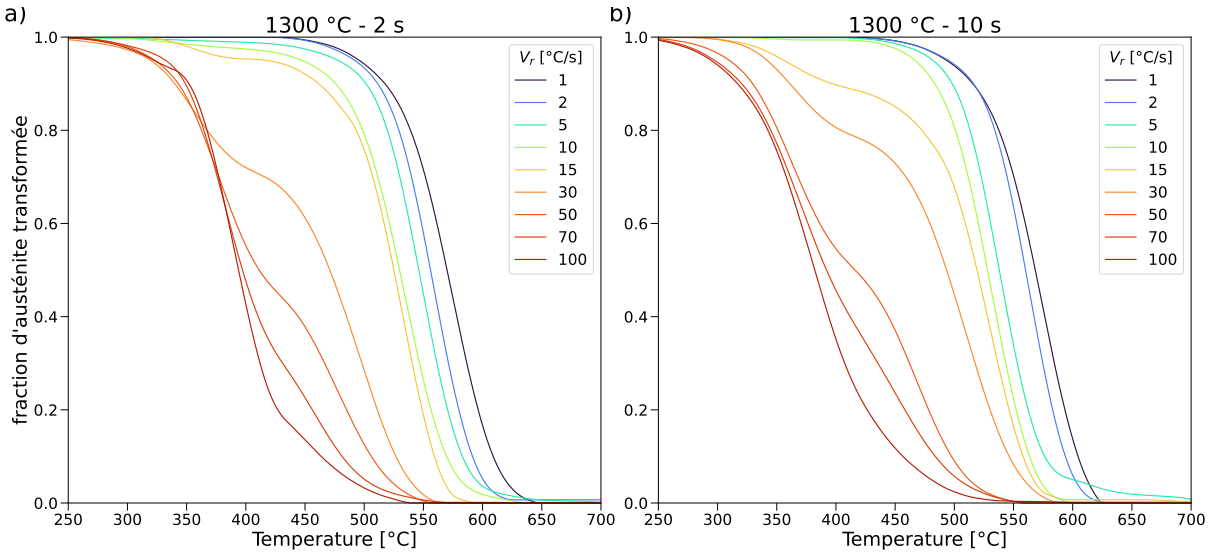


FIGURE D.1 – Décomposition de l'austénite en fonction de la température pour le matériau LE-46 pour deux cycles d'austénitisation : a) 1300 °C-2 s, b) 1300 °C-10 s. On peut voir ici que la modification du cycle thermique n'a que très peu d'influence sur les températures de début de transformation ou sur les cinétiques. Une légère différence est cependant observée pour les courbes de décomposition à un refroidissement de 15 et 30 °C/s

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

FOLIO ADMINISTRATIF

THESE DE L'INSA LYON, MEMBRE DE L'UNIVERSITE DE LYON

NOM : KIEFFER

DATE de SOUTENANCE : **13/03/2026**

Prénoms : **Antoine**

TITRE : **Caractérisation et modélisation de la microstructure d'aciers faiblement alliés issus de fabrication additive par soudage à l'arc submergé**

NATURE : **Doctorat**

Numéro d'ordre : **2026ISAL0030**

École Doctorale : **Matériaux de Lyon**

Spécialité : **Matériaux**

RÉSUMÉ :
L'objectif de cette thèse est de contribuer au développement des procédés de fabrication innovants pour les gros composants en aciers faiblement alliés des réacteurs nucléaires. Le procédé étudié est la technologie de fabrication additive par fusion de fil par soudage à l'arc sous flux. L'utilisation du procédé de soudage à l'arc sous flux a pour objectif d'atteindre des taux de dépôt très élevés (≥40 kg/h) afin de pouvoir envisager la fabrication de ces pièces de plusieurs dizaines de tonnes en des temps industriellement acceptables. Un premier volet de la thèse a donc été consacré à la faisabilité de telles fabrications via la caractérisation de maquettes déposées à l'aide de cette technologie. Les caractérisations microstructurales ont révélé une microstructure typique de soudage d'aciers faiblement alliés. Ainsi, à l'échelle macroscopique, deux zones distinctes ont pu être observées : les zones brutes de solidification présentant un aspect basaltique ; les zones réaffectées thermiquement où le réchauffage a effacé l'ancienne structure de solidification. A l'échelle microscopique, une microstructure majoritairement composée de ferrite aciculaire a pu être observée. Les propriétés mécaniques obtenues en traction ainsi qu'en résilience se sont avérées comparables voire supérieures à celles des pièces fabriquées par forgeage puis traitées thermiquement. Les résultats obtenus dans ce premier volet présentent donc la technologie de fabrication additive par fusion de fil par soudage à l'arc sous flux comme prometteuse pour la fabrication de gros composants en acier faiblement alliés pour le nucléaire.
Un deuxième volet des travaux de thèse de doctorat était de développer un outil de prédiction des transformations de phases par germination croissance au refroidissement dans les aciers faiblement alliés. Cet outil a pour but d'aider à prévoir les micro-constituants en présence en fin de refroidissement, et donc in-fine donner des orientations vis-à-vis des propriétés mécaniques. Cet outil pourra également servir au développement de nouvelles nuances optimisées pour ces nouveaux procédés de fabrication. Le modèle établi durant ce projet de thèse interroge les bases de données thermodynamiques afin de calculer la cinétique de formation de la ferrite aciculaire, microstructure majoritaire des dépôts caractérisés. La calibration a été réalisée à l'aide d'essais de dilatométrie sur les métaux déposés.

MOTS-CLÉS : **Fabrication additive ; acier faiblement allié ; fort taux de dépôt ; gros composants ; modélisation des transformations de phase**

Laboratoire(s) de recherche : **MateIS, UMR 5510**

Directeur de thèse : **Michel Perez**

Président du Jury : **(président, nommé au moment de la soutenance)**

Composition du Jury :
Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, Sébastien Allain, Hugo Van Landeghem, Emanuelle Marquis

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés

Thèse accessible à l'adresse : https://theses.insa-lyon.fr/publication/2026ISAL0030/these.pdf © [A. Kieffer], [2026], INSA Lyon, tous droits réservés