



HAL
open science

Apports au dimensionnement en fatigue à faible nombre de cycles des assemblages soudés en S355

Landry Giraud

► **To cite this version:**

Landry Giraud. Apports au dimensionnement en fatigue à faible nombre de cycles des assemblages soudés en S355. Autre. Université de Lyon, 2020. Français. NNT : 2020LYSEE002 . tel-03713680

HAL Id: tel-03713680

<https://theses.hal.science/tel-03713680>

Submitted on 5 Jul 2022

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

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

Apports au dimensionnement en fatigue à faible nombre de cycles des assemblages soudés en S355

Landry GIRAUD



Soutenue publiquement le 03 juillet 2020 à
l'UIMM Lyon

Couverture : Mathilda BRITO
Photo de couverture : Fabrice FESSARD



THÈSE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE LYON
opérée conjointement
AU SEIN DE L'ÉCOLE CENTRALE DE LYON
ET DE L'ÉCOLE NATIONALE D'INGÉNIEUR DE SAINT-ÉTIENNE

École doctorale:
Sciences et génie de l'environnement n° 488

Spécialité:
Mécanique et Ingénierie

Soutenue publiquement le 3 juillet 2020, par :

Landry GIRAUD

**Apports au dimensionnement en fatigue à
faible nombre de cycles des assemblages
soudés en S355**

Jury

M. Jean-Baptiste LEBLOND	Pr (Université SORBONNE)	Président
M. Habibou MAITOURNAM	Pr (ENSTA Paris Tech)	Rapporteur
M. Hamid ZAHROUNI	Pr (Université de Lorraine)	Rapporteur
M. Cédric POUVREAU	Mcf (Université Bretagne Sud)	Examinateur
Mme. Françoise FAUVIN	Dr (Université de Lyon, ENISE)	Examinatrice
M. Michel GRÉDIAC	Pr (Université Clermont Auvergne)	Examinateur
M. Éric FEULVARCH	Pr (Université de Lyon, ENISE)	Directeur de thèse
M. Jean-Christophe ROUX	Mcf (Université de Lyon, ENISE)	Co-encadrant
M. Aymeric DE MONCLIN	TRA-C Industrie	Invité
M. Christophe CARRILLO	HAULOTTE Group	Invité
M. Fabien LEFEBVRE	CETIM	Invité

Cette thèse a été préparée à l'Université de Lyon dans le laboratoire suivant :
Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS UMR 5513) de l'ENI
de Saint-Étienne- Thèse CIFRE réalisée au sein de l'entreprise TRA-C industrie

À ma famille, qu'elle soit du passé, du présent, ou de l'avenir,

Remerciements

En premier lieu je souhaite remercier les membres du jury d'avoir accepté d'évaluer mes travaux de thèse :

- Jean-Baptiste Leblond pour être le président de ce jury, c'est un immense honneur pour moi;
- Habibou Maitournam et Hamid Zahrouni pour avoir accepté de rapporter mon manuscrit. Merci pour les remarques constructives que vous avez portées sur mes travaux;
- Cédric Pouvreau pour avoir pris place dans ce jury. Merci également pour la sympathique collaboration que nous avons eu au cours de ces travaux de recherche;
- Michel Grédiac pour avoir facilité la mise en place d'essais expérimentaux dans un temps record. Merci également d'avoir répondu positivement pour faire partie de mon jury.

Par la suite j'adresse également aux équipes du LTDS et de l'ENISE mes plus chaleureux remerciements et plus particulièrement :

- Jean-Michel Bergheau et son œil extérieur. À chaque instant où nous faisons fausse route, tu as su nous remettre sur le droit chemin d'une manière cohérente et constructive. Merci à toi pour les nombreuses discussions autour des comportements mécaniques;
- Jean-Christophe Roux. Je te remercie pour les nombreux échanges que nous avons eus au cours du projet, ainsi que pour la relecture assidue de mes travaux. Merci pour ton soutien sans faille;

- Françoise Fauvin. Merci d’avoir relu mon manuscrit et d’avoir permis la mise en place de ton super algorithme. Merci également pour avoir fait partie de mon jury ;
- Éric Feulvarch. Merci beaucoup de m’avoir embarqué dans cette aventure doctorale. Moi même je ne le crois pas encore et je suis sûr d’avoir appris énormément au cours de celle-ci. Je pense que rare sont les encadrants de ton envergure. J’apprécie notamment ton sens de la répartie et de la conciliation sans lesquelles je n’aurais été aussi calme. Je n’aurais jamais réussi à mener au bout ses travaux sans ton soutien infailible même les dimanches soir à 22h. Encore toutes mes excuses à ta femme et tes enfants pour cela. Quoi que l’on en dise tu resteras à mes yeux un acteur à part, sans qui rien n’aurait été possible. Tu as mon éternelle reconnaissance ;
- l’ensemble des doctorants et notamment Kévin et Bastien, que vos thèses respectives soient aussi réussies que vos montages photos. J’aimerais également remercier tous les ingénieurs et techniciens et en particulier, Christophe Claudin, Hervé Pascal et Marianne Jacquier ;
- François Josse, acteur majeur des essais Gleeble, pour le sérieux dont tu as fait preuve. Je te souhaite le meilleur pour ta thèse ;
- Comment ne pas garder le dernier mot pour la maman des doctorants, Isabelle Pletto, toujours aux petits soins pour nous. Un grand merci à toi.

J’adresse également mes plus sincères remerciements aux équipes de TRA-C industrie avec lesquelles j’ai passé de très bons moments :

- Bruno Voland, CEO de l’entreprise depuis sa création ainsi qu’Aymeric de Monclin, directeur général. Merci pour la confiance que vous m’avez accordée tout au long de ces travaux, qu’en bien même ceux-ci ont été longs et semés d’embûches. Merci à vous pour votre soutien ;
- Hervé Dumas, directeur technique. Merci pour les nombreuses discussions que nous avons eues au sujet des conceptions d’assemblages soudés ;
- l’ensemble du bureau des études et du bureau des méthodes. Merci à vous pour votre bonne humeur ainsi que vos bonbons. Je ne peux pas tous vous citer mais néanmoins grand merci à vous, Quentin, Hervé, Vincent, Thomas, Michael ainsi que tous les autres ;



- l'ensemble de l'atelier, où j'ai eu l'occasion d'apprendre beaucoup de techniques différentes, mais aussi à mes dépens qu'un chaudronnier avait la tête aussi dure que ses marteaux. Merci à vous ;
- l'ensemble des acteurs des filières de formation. Que ce soit grâce à STA ou Form in Prod j'ai découvert de nombreux phénomènes à vos cotés. Encore une fois je ne peux tous vous remercier mais je voudrais citer, Fabrice, François, Jean-Claude, Yannick, Olivier et Cyril.

Ces travaux de thèse n'ont pu voir le jour qu'à travers un consortium d'industriels et d'un institut. C'est pourquoi je souhaiterais remercier :

- Christophe Carrillo responsable du pôle structure chez Haulotte et Pierre Monnet ingénieur calcul. Merci à tous les deux pour m'avoir accompagné dans cette aventure et de m'avoir fait confiance. J'espère que l'attente en valait la peine ;
- Fabien Lefevbre expert fatigue au CETIM et Roland Borghese ingénieur projet. Merci pour avoir mis en place les différents essais expérimentaux.

En complément j'aimerais remercier certaines personnes qui m'ont aidées bien volontiers lorsque j'en avais besoin. Bien que celles-ci soient extérieures ou non au projet elles ont toujours répondu présentes :

- Bernard Beaugiraud enseignant chercheur à ECL. Merci à toi de m'avoir permis d'utiliser le MEB dont tu as la charge. Je n'oublierai pas les discussions autour de la fractographie, un vaste sujet ;
- Benoît Blaysat professeur assistant à l'Université Clermont Auvergne. Un grand merci à toi pour m'avoir facilité l'utilisation de ton moyen expérimental de corrélation d'images. Cela a été une magnifique expérience pour moi ;
- Un grand merci à l'ETS de Montréal et particulièrement Philippe Bocher pour avoir accueilli à plusieurs reprises des stagiaires, permettant ainsi la réalisation de mesures de qualité ;
- Merci beaucoup à l'équipe de l'UBS de Lorient avec laquelle j'ai eu le plaisir de collaborer ;
- Hugo Robe et Julien Debeux, mes anciens compagnons de voyages à TRA-C industrie. Merci pour votre bonne humeur et les nombreuses discussions techniques (ou pas). J'espère avoir l'occasion de travailler à nouveau avec vous.

Je voudrais évidemment conclure par les remerciements les plus importants à mes yeux :

- J'aimerais adresser mes plus chaleureux remerciements à mes amis, Florian et Alexandre. Même si la vie ne nous offre pas plus d'occasions de se retrouver, c'est toujours un immense plaisir pour moi d'être avec vous ;
- J'aimerais également saluer tous mes amis musiciens ou non. Je vais être docteur à toi d'être maître à présent ;
- Comment ne pas avoir un mot pour ma famille. Merci à mes parents pour m'avoir inculqué les bonnes valeurs. Vous m'avez toujours encouragé et vous n'avez jamais douté. Est-il possible que je vous égale en tant que parent ?
- Lulubelle, ma petite grande sœur. Merci à toi d'être là, présente, à chaque fois que j'en ai besoin. Quelle merveilleuse famille tu as su construire ;
- Vous qui n'êtes plus là, qui m'avez vu commencer mais malheureusement pas finir. Sachez que je ne vous oublierai jamais ;
- Ingrid ma femme. Toujours à mes cotés. Tu as été d'un soutien sans faille durant toutes ses années. Merci pour avoir su patienter et d'avoir été si compréhensive. Merci pour la famille que tu m'as donnée. Un seul mot pour cela : je t'aime.



Sommaire

1	Étude bibliographique et généralités	31
2	Modélisation de la métallurgie du soudage de l'acier S355 J2	67
3	Étude des comportements cycliques des phases dans une ZAT	113
4	Comparaison expérimentale et numérique sur une structure industrielle de grandes dimensions	141
	Conclusion générale	169
	Bibliographie	173
A	Annexes du Chapitre 3	183
B	Annexes du Chapitre 4	189

Table des matières

1 Étude bibliographique et généralités	31
1.1 Introduction	32
1.2 Les principaux procédés de soudage à l'arc	32
1.2.1 Le soudage à électrode enrobée	32
1.2.2 Le soudage TIG	33
1.2.3 Le soudage MIG/MAG	34
1.3 Le soudage MAG appliqué aux aciers	39
1.3.1 La soudabilité des aciers	39
1.3.2 Structure d'un joint soudé	39
1.4 Analyse en fatigue des assemblages soudés	41
1.4.1 Généralités	41
1.4.2 Les sollicitations cycliques appliquées aux assemblages soudés	44
1.5 Mécanismes métallurgiques de la ZAT	48
1.5.1 Histoire thermique du soudage	48
1.5.2 Conséquences métallurgiques	49
1.5.3 Conséquences mécaniques	55
1.5.4 Conclusion	59
1.6 Caractérisation mécanique de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT)	60

2	Modélisation de la métallurgie du soudage de l'acier S355 J2	67
2.1	Introduction	68
2.2	Réalisation des éprouvettes métallurgiques	68
2.2.1	Équipements expérimentaux	68
2.2.2	Géométrie et matériau de base des éprouvettes métallurgiques	70
2.2.3	Traitements thermiques	71
2.3	Résultats expérimentaux	77
2.3.1	Analyse thermique	77
2.3.2	Analyse des microstructures obtenues	84
2.4	Modélisation des transformations métallurgiques	89
2.4.1	Introduction	89
2.4.2	Calage des transformations de phases	90
2.4.3	Conclusion	92
2.5	Simulation des conséquences induites pour une structure industrielle de grandes dimensions	92
2.5.1	Introduction	92
2.5.2	Modélisation numérique	93
2.5.3	Résultats	100
2.6	Conclusion	110
3	Étude des comportements cycliques des phases dans une ZAT	113
3.1	Étude du comportement en fatigue oligocyclique d'une soudure bout à bout	114
3.1.1	Travaux expérimentaux	114
3.1.2	Mise en évidence du phénomène de la relaxation de la contrainte moyenne	115
3.1.3	Mise en évidence du phénomène d'adoucissement cyclique	116
3.1.4	Localisation des phénomènes	118

3.2	Caractérisation oligocyclique d'éprouvettes à métallurgie contrôlée	119
3.2.1	Protocole expérimental	120
3.2.2	Analyse des comportements cycliques	120
3.2.3	Analyse de la durée de vie	121
3.2.4	Fractographie	124
3.3	Modélisation d'une loi de comportement cyclique	127
3.3.1	Proposition d'une loi de comportement cyclique	127
3.3.2	Identification de la loi de comportement cyclique	129
3.3.3	Développement d'une loi de Prager multi-phasique	133
3.4	Modélisation de la durée de vie à partir d'une amplitude de déformation plastique 3D	136
3.4.1	Calcul de l'amplitude de déformation plastique	136
3.4.2	Détermination d'une courbe de Manson-Coffin	137
3.5	Conclusion	138
4	Comparaison expérimentale et numérique sur une structure industrielle de grandes dimensions	141
4.1	Essais expérimentaux	142
4.1.1	Détermination du chargement	142
4.1.2	Constitution du banc d'essai	142
4.1.3	Fabrication et instrumentation du bras double	145
4.2	Simulation du comportement cyclique	146
4.2.1	Modèle numérique	146
4.2.2	Stratégies de calcul	148
4.3	Comparaison des résultats expérimentaux et numériques	150
4.3.1	Résultats expérimentaux	150
4.3.2	Validation du modèle numérique	151
4.3.3	Résultats numériques	156
4.4	Conclusion	166

Conclusion générale	169
Bibliographie	173
A Annexes du Chapitre 3	183
B Annexes du Chapitre 4	189

Liste des figures

1.1	Soudage SAEE - Document W. Roche.	33
1.2	Soudage TIG - Document TRA-C Industrie.	33
1.3	Soudage MAG - Document TRA-C Industrie.	34
1.4	Poste de soudage MIG/MAG.	35
1.5	Torche de soudage MIG/MAG.	36
1.6	Principales positions en soudage.	37
1.7	Les différents régimes de transfert en fonction du diamètre de fil.	38
1.8	Structure interne d'un joint soudé en angle.	40
1.9	Sollicitation sinusoïdale.	42
1.10	Rapport de charge.	42
1.11	Exemple de courbe de Wöhler.	43
1.12	Exemple de cas traités dans l'ouvrage de L'International Institute of Welding (IIW) [36].	45
1.13	Courbes S-N associées aux exemples pour les aciers d'après IIW [36].	45
1.14	Relaxation des contraintes résiduelles étudiée par Hempel <i>et al.</i> [34].	46
1.15	Exemple de boucle d'hystérésis.	47
1.16	Cinétique thermique d'après [29].	49

1.17 Répartition thermique en état quasi-stationnaire.	49
1.18 Diagramme Fe – Fe ₃ C [54].	50
1.19 Structure cristalline cubique à faces centrées.	51
1.20 Structure cristalline cubique centrée.	51
1.21 Structure cristalline quadratique centrée.	52
1.22 Schéma de diagramme Taux de transformation en Refroidissement Continu (TRC) d'un acier faiblement allié.	54
1.23 Diagramme de transformation au refroidissement de l'acier E36 [1].	55
1.24 Déformations typiques de soudage.	56
1.25 Contraintes résiduelles typiques en direction longitudinale.	57
1.26 Contraintes résiduelles typiques en direction transversale.	57
1.27 Courbe d'un essai de dilatométrie libre d'après les travaux de Genchev <i>et al.</i> [27]	58
1.28 Exemple de micro-éprouvette d'après les travaux de Wudtke <i>et al.</i> [69] et Rodríguez <i>et al.</i> [58].	60
1.29 Éprouvette de flambement d'après les travaux de Daei Sorhabadi and Vakili-Tahami [18].	62
1.30 Différentes microstructures fonction des vitesses de refroidissement d'après les travaux de Hu <i>et al.</i> [37]. (a) $t_{8/5}$ 10 s; (b) $t_{8/5}$ 20 s; (c) $t_{8/5}$ 60 s; (d) $t_{8/5}$ 120 s.	63
1.31 D'après les travaux de Liu <i>et al.</i> [48]. (a) Distribution thermique; (b) cinétiques thermiques choisies; (c) microdureté fonction des pics de température; (d) essai de traction à 750 °C fonction de des pics de température.	64
2.1 Machine Gleeble® utilisée pour les traitements.	69
2.2 Géométrie de l'éprouvette de traitement thermique intégrant l'éprouvette oligocyclique finale (zone hachurée).	71
2.3 Éprouvette pendant le traitement. (a) : maintient à 900°C. (b) : après la trempe.	72
2.4 Pseudo-vue 3D du métal de base S335 J2.	72

2.5	Taux de transformation en Refroidissement Continu en soudage (TRCS) de l'acier S355 J2 d'après [61].	73
2.6	Consignes choisies pour la réalisation des éprouvettes métallurgiques.	74
2.7	Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 25% bainitique.	75
2.8	Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 75% bainitique.	76
2.9	Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 100% bainitique.	76
2.10	Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 100% ferrito-perlitique.	77
2.11	Réponse thermique typique M100, B25, B75, B100, et F100. . .	78
2.12	Cinétique thermique moyenne en fonction de la température moyenne dans le cas de la martensite (M100).	80
2.13	Cinétique thermique moyenne en fonction de la température moyenne dans le cas de la bainite à 25% (B25).	81
2.14	Cinétique thermique moyenne en fonction de la température moyenne dans le cas de la bainite à 75% (B75).	82
2.15	Évolution de la température dans le cas de la bainite 100% (B100).	83
2.16	Microstructures obtenues par les traitements thermiques. . . .	85
2.17	Disposition des zones d'études par rapport aux thermocouples. . .	86
2.18	Mesure de dureté selon le diamètre pour les compositions B100, B75, B25, et M100.	88
2.19	Diagramme TRC issu de la base de données Sysweld® utilisée par Caron <i>et al.</i> [14].	89
2.20	Diagramme TRC avec les nouvelles données métallurgiques. . .	92
2.21	Cas industriel complet.	94
2.22	Vue du maillage globale.	95
2.23	Vue éclatée du maillage.	96

2.24	Source de chaleur utilisée pour les calculs thermo- métallurgiques et paramètres géométriques.	99
2.25	Comparaison des ZATs expérimentale et numérique.	100
2.26	Comparaison entre microdureté expérimentale et macrogra- phie numérique.	102
2.27	Schéma de diffraction des rayons X.	103
2.28	Plan des mesures réalisées par DRX.	105
2.29	Contraintes résiduelles dans la direction de soudage.	106
2.30	Contraintes résiduelles dans la direction transverse de soudage.	106
2.31	Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction de soudage - (moyenne des 5 fi- liations).	107
2.32	Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction transverse de soudage - (moyenne des 5 filiations).	108
2.33	Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction de soudage le long du pied de cordon.	108
2.34	Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction transverse de soudage le long du pied de cordon.	109
2.35	Cartographie des contraintes résiduelles selon von Mises - Vue isométrique.	109
2.36	Cartographie des contraintes résiduelles moyennes - Vue iso- métrique.	110
3.1	Macrographie et micrographie de l'éprouvette produite.	114
3.2	Dispositif expérimental utilisé pour l'essai de traction cyclique en $R = 0$	115
3.3	Réponse oligocyclique de l'éprouvette soudée - $R = 0$	116
3.4	Dispositif expérimental utilisé pour l'essai de traction cyclique en $R = -1$	117

3.5 Réponse oligocyclique de l'éprouvette soudée avec dispositif anti-flambement - $R = -1$	117
3.6 Essai de traction monotone.	118
3.7 Cartographie des déformations à la 16 ^{ième} seconde de l'essai ($\epsilon = 1.6\%$).	119
3.8 Géométrie finale de l'éprouvette de fatigue lisse (fatigue uniaxiale).	120
3.9 Boucles d'hystérésis pour les différentes métallurgies sous sollicitation : $\epsilon_a = 0.75\%$	122
3.10 Diagramme de l'amplitude de déformation plastique (ϵ_a) fonction du nombre de cycles (N) pour chaque métallurgie. . .	123
3.11 Faciès de rupture de l'éprouvette M100 – 07.	126
3.12 Faciès de rupture de l'éprouvette B100 – 09.	126
3.13 Faciès de rupture de l'éprouvette F100 – 03.	127
3.14 Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes M100.	130
3.15 Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes B100.	131
3.16 Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes B25.	132
3.17 Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes B65.	132
3.18 Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes F100.	133
3.19 Régressions linéaires pour la détermination des paramètres du modèle de Prager multi-phasique.	134
3.20 Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.75\%$	135
3.21 Schéma du trajet des déformations plastiques inscrit dans la plus petite hypersphère.	137
3.22 Diagramme de l'amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) fonction du nombre de cycles (N) pour chaque métallurgie. . .	138
4.1 Chargement vu par le bras double lors de la phase de levage. .	143

4.2	Banc d'essai.	144
4.3	Fabrication des bras doubles.	145
4.4	Méthode du point chaud d'après [36].	146
4.5	Maillages des axes de maintien et d'application du chargement.	147
4.6	Différentes vues de l'axe d'application de l'effort.	148
4.7	Localisation de la fissuration.	150
4.8	Évolution $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ au cours des cycles simulés.	152
4.9	Amplitude de déformation totale (ϵ_a) des jauges aux points chauds pour chaque bras testé en fonction du nombre de cycles (N) - J1 : jauge à 0.4t du pied de cordon C3 - J2 : jauge à 1t du pied de cordon C3 - J3 : jauge à 0.4t du pied de cordon C1 - J4 : jauge à 1t du pied de cordon C1.	155
4.10	Amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) en % - Vue isométrique - Cas de calcul N°1.	156
4.11	Nombre de cycles à rupture (N_r) - Vue isométrique - Cas de calcul N°1.	157
4.12	Amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) en % - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.	158
4.13	Nombre de cycles à rupture (N_r) - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.	159
4.14	Cartographie des proportions de phases - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.	159
4.15	Amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) en % - Vue isométrique - Cas de calcul N°3.	160
4.16	Nombre de cycles à rupture (N_r) - Vue isométrique - Cas de calcul N°3.	161
4.17	Cartographie des contraintes résiduelles - Vue isométrique - Cas de calcul N°1.	162
4.18	Cartographie des contraintes résiduelles - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.	162
4.19	Cartographie des contraintes résiduelles - Vue isométrique - Cas de calcul N°3.	163

4.20	Comparaison des contraintes résiduelles moyennes avant et après calcul cyclique - Vue isométrique.	164
4.21	Comparaison des contraintes résiduelles de von Mises avant et après calcul cyclique - Vue isométrique.	165
4.22	Comparaison entre simulation et expérience.	167
A.1	Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.25\%$	183
A.2	Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.30\%$	184
A.3	Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.35\%$	185
A.4	Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.50\%$	186
A.5	Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.75\%$	187
A.6	Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 1\%$	188
B.1	Plan d'instrumentation	190

Liste des tableaux

2.1	Composition de l'acier S355 J2, pourcentage massique.	71
2.2	Proportions de phases observées par la norme E562-01.	86
2.3	Comparaison entre les mesures de duretés expérimentales et les duretés théoriques du TRCS expérimental.	87
2.4	Valeurs de la fonction f_1 pour la transformation bainitique. . .	91
2.5	Valeurs de la fonction f_2 pour la transformation bainitique. . .	91
2.6	Résultats numériques du modèle métallurgique.	91
2.7	Nombre d'éléments et de noeuds pour le calcul thermo-métallurgique.	97
2.8	Paramètres de la source de chaleur équivalente utilisée pour chacun des calculs thermo-métallurgiques (cordons C1 à C4).	98
3.1	Récapitulatif des essais de fatigue.	121
3.2	Résultats de tenue en fatigue uni-axiale en fonction des métallurgies.	125
3.3	Paramètres du modèle de Prager identifiés pour chaque métallurgie.	133
3.4	Paramètres numériques du modèle de Prager multi-phasique.	134
4.1	Description des différentes stratégies de calcul (logiciel Sysweld®[24]).	149
4.2	Durée de vie expérimentale des bras doubles.	151

4.3	Comparaison des amplitudes de déformation longitudinale (Annexe B).	153
4.4	Comparaison des jauges numériques et expérimentales.	154

Glossaire

Ar Argon. 33, 34

cc cubique centrée. 50, 51, 124

CETIM Centre Technique des Industries Mécaniques. 116, 120, 142

cfc cubique à faces centrées. 50, 124

CO₂ Dioxyde de carbone. 34

DMOS Descriptif de Mode Opérateur de Soudage. 96, 111, 114, 138, 145

EBSD Diffraction d'électrons rétrodiffusés; (*Electron BackScatter Diffraction*). 84

He Hélium. 33, 34

IIW L'International Institute of Welding. 15, 39, 44, 45

MAG Metal Active Gaz. 32, 34, 35, 37, 56, 93, 97

MB Matériau de Base. 40, 60

MEB Microscope Électronique à balayage. 124, 170

MIG Metal Inert Gaz. 34

qc quadratique centrée. 51, 124

QMOS Qualification de Mode Opérateur de Soudage. 44

QS Qualification Soudeur. 44

SAEE Soudage à l'Arc à l'Électrode Enrobée. 32

TIG Tungsten Inert Gaz. 33, 62

TRC Taux de transformation en Refroidissement Continu. 16, 17, 53, 54, 89, 92

TRCS Taux de transformation en Refroidissement Continu en soudage. 17, 23, 54, 68, 70, 73, 74, 79, 80, 81, 82, 83, 87, 88, 90, 91, 110, 119, 169

ZAT Zone Affectée Thermiquement. 11, 18, 40, 47, 49, 52, 55, 56, 59, 60, 61, 65, 68, 73, 79, 88, 100, 101, 110, 114, 118, 119, 121, 123, 124, 133, 139, 157, 169, 170

ZF Zone Fondue. 40, 56, 60, 65, 118

ZL Zone de Liaison. 40



Notation

- α Angle de chargement réel de la structure. 142, 148
- A_{c1} Température de début d'austénitisation au chauffage. 53, 54, 73, 100
- A_{c3} Température de fin d'austénitisation au chauffage. 53, 73, 74, 79
- A_{r1} Température de fin de transformation ferrito-perlitique au refroidissement. 58, 59
- A_{r3} Température de début de transformation ferrito-perlitique au refroidissement. 58, 59
- b Coefficient du modèle de Koistinen Marburger. 90
- C Pente d'écroûissage du modèle de Prager. 129, 130, 131, 133, 134, 137, 139
- $C_{\acute{e}q}$ Carbone équivalent. 39
- $CI_{95\%}$ Intervalle de confiance à 95%. 85, 86
- d_{hkl} Distance inter-réticulaire. 103
- δ_x Contraction de la ZAT de soudage suivant l'axe de soudure. 56
- δ_y Contraction de la ZAT de soudage suivant l'axe de soudure. 56
- E_s Énergie de soudage. 48
- E Module de Young. 104
- ϵ Tenseur des déformations. 128

ϵ^e Tenseur des déformations élastiques. 128
 ϵ^p Tenseur des déformations plastiques. 128, 129, 136, 151
 ϵ_a Amplitude de déformation uniaxiale. 19, 20, 21, 115, 120, 121, 122, 123, 125, 131, 134, 135, 137, 153, 154, 155, 170, 183, 184, 185, 186, 187, 188
 $\Delta\epsilon$ Étendue de la variation de déformation totale uniaxiale. 63
 ϵ_{max} Déformation uniaxiale maximum. 153
 ϵ_{min} Déformation uniaxiale minimum. 153
 ϵ^p Déformation plastique uniaxiale. 129, 130
 ϵ_a^p Amplitude de déformation plastique. 19, 20, 137, 138, 139, 149, 156, 157, 158, 160, 163, 170
 $\Delta\epsilon^p$ Étendue de la variation de déformation plastique uniaxiale. 130
 ϵ_{eq}^p Déformation plastique équivalente. 151
 $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ Déformation plastique équivalente sur le volume du modèle. 20, 151, 152
 ϵ_{max}^p Déformation plastique uniaxiale maximum. 130
 ϵ_{min}^p Déformation plastique uniaxiale minimum. 130
 $\dot{\epsilon}$ Vitesse de déformation uniaxiale. 118
 ϵ_{xx} Composante du tenseur des déformations. 118
 ϵ_{xy} Composante du tenseur des déformations. 119
 ϵ_{yy} Composante du tenseur des déformations. 118
 f Fonction critère. 129
 f_1 Fonction du modèle de Johnson-Mehl-Avrami. 90, 91
 f_2 Fonction du modèle de Johnson-Mehl-Avrami. 90, 91
 f_c Vitesse d'avance. 69
 \vec{F}_{num} Chargement imposé au modèle numérique de la structure. 148

\vec{F} Chargement réel subi par la structure. 142
 γ_{mc} Exposant de la loi puissance. 138
I Intensité de soudage. 48
 J_2 Second invariant du déviateur. 129
K Coefficient de la loi puissance. 138
 λ Longueur d'onde de la source. 103
 M_s Température de début de transformation martensitique. 53, 73, 80, 90
N Nombre de cycles. 19, 20, 123, 138, 139, 155, 170
 N_r Nombre de cycles à rupture. 20, 125, 138, 149, 151, 155, 157, 159, 161, 167
 $N_{1/2}$ Nombre de cycles à demi-vie. 151, 153, 154, 155
 \bar{N} Nombre de cycles moyen. 151
 N_σ Écart type du nombre de cycles moyen. 151
 n Nombre de micrographies réalisées. 85, 86
 n Coefficient du modèle de Johnson-Mehl-Avrami. 90
 n Ordre de diffraction. 103
 p Proportion de phase formée. 90
P Coefficient du modèle de Johnson-Mehl-Avrami. 90
 \bar{P} Proportion de phase moyenne. 85, 86
 $P(i)$ Proportion de phase comptée à la $i^{\text{ème}}$ micrographie. 85, 86
 P_i Nombre de point comptés à la $i^{\text{ème}}$ micrographie. 85, 86
 P_T Nombre total de points sur la grille de test. 85, 86
R Rapport de charge. 41, 116, 120, 142, 166, 171

%RA Précision relative. 85, 86
 s Écart-type estimé. 85, 86
 σ Contrainte uniaxiale. 130
 σ Tenseur des contraintes. 129
 σ_a Amplitude de contrainte uniaxiale. 41
 $\Delta\sigma$ Étendue de variation de contrainte uniaxiale. 41, 130
 σ_{max} Contrainte uniaxiale maximum. 41, 130
 σ_{min} Contrainte uniaxiale minimum. 41, 130
 σ_m Contrainte uniaxiale moyenne. 41, 129
 σ_y Limite d'élasticité du modèle de Prager. 129, 130, 131, 133, 134, 137, 139
 t Valeur de la table de Student. 85, 86
 $t_{800/500}$ Temps de refroidissement de 800 à 500 °C. 54, 62
 τ Période de sollicitation. 41
 θ Angle entre le rayon incident et le plan atomique. 103
 U Tension de soudage. 48
 v Vitesse de soudage. 48
 V_c Vitesse de coupe. 69
 X Variable d'écroissage tensorielle. 129

CHAPITRE 1

Étude bibliographique et généralités

En science comme ailleurs, l'inertie intellectuelle, la mode, le poids des institutions et l'autoritarisme sont toujours à craindre.

Hubert REEVES

1.1 Introduction

Le procédé de soudage est une technique d'assemblage permettant d'assurer une continuité de la matière [29]. Bien que celui-ci puisse s'appliquer par principe à beaucoup de matériaux, il est abondamment utilisé sur les matériaux métalliques. Connue depuis longtemps, le soudage se démocratise vraiment avec l'arrivée des procédés dits à l'arc remplaçant de ce fait les techniques basées sur une flamme oxyacétylénique. C'est lors de la première et de la seconde guerre mondiale que les besoins en assemblage ont explosé et que les grandes avancées sur les procédés de soudage ont été faites.

1.2 Les principaux procédés de soudage à l'arc

Un procédé de soudage est dit "à l'arc" si celui-ci tire sa source d'énergie d'un arc électrique créé par une différence de potentiel électrique entre les pièces à souder et/ou une électrode. Bien que les procédés de soudage à l'arc et leurs dérivés soient au nombre d'une trentaine [4], nous avons choisi dans cette partie de n'exposer que les plus utilisés dans l'industrie. De plus, nous accorderons une attention toute particulière au procédé Metal Active Gaz (MAG) sur lequel s'appuient nos travaux.

1.2.1 Le soudage à électrode enrobée

Le Soudage à l'Arc à l'Électrode Enrobée (SAEE) est un procédé réalisé à partir d'un arc électrique maintenu entre l'âme métallique d'une électrode fusible et une pièce à souder. C'est en 1906 avec l'invention de l'électrode enrobée par le suédois Oskar Kjellberg (dirigeant fondateur d'ESAB) que cette technique de soudage devient vraiment efficace. L'enrobage présent sur l'électrode permet alors la stabilisation de l'arc et la protection du cordon de soudure contre l'oxydation par l'intermédiaire d'un laitier. Cette technique est largement utilisée de nos jours sur chantier car elle ne nécessite aucun gaz de protection, très volatile. Son numéro de procédé est 111 suivant la norme NF EN ISO4063 [4].



FIGURE 1.1 – Soudage SAEE - Document W. Roche.

1.2.2 Le soudage TIG

Le procédé Tungsten Inert Gaz (TIG) est un procédé de soudage utilisant une électrode infusible réfractaire composée d'un alliage de carbure de tungstène. L'apport calorifique est donc assuré par cette électrode et le métal d'apport est géré par le soudeur lorsque le procédé n'est pas robotisé. Utilisable principalement avec des mélanges de gaz inertes (Argon (Ar) ou Ar et Hélium (He)), il est largement préféré pour le soudage de tôles fines en alliages légers (alliages d'aluminium ou de magnésium) et sur les aciers inoxydables. Il a fortement été développé lors de la seconde guerre mondiale avec les besoins d'assemblage en aéronautique. Son numéro de procédé est 141 [4].



FIGURE 1.2 – Soudage TIG - Document TRA-C Industrie.

1.2.3 Le soudage MIG/MAG

Généralités

Le soudage Metal Inert Gaz (MIG) ou MAG utilise une électrode fusible qui joue aussi le rôle de métal d'apport. Celle-ci est amenée sous la forme d'un fil de manière automatique à travers une torche de soudage. C'est le type de protection gazeuse qui donnera le nom au procédé. Lorsque la protection gazeuse est un mélange ou non de gaz inertes (100% Ar ou Ar et He), le procédé porte le nom de MIG (numéro de procédé 131 [4]). Lorsque la protection gazeuse est un mélange ou non de gaz actifs (Ar et Dioxyde de carbone (CO₂)), le procédé porte le nom de MAG (numéro de procédé 135 [4]).



FIGURE 1.3 – Soudage MAG - Document TRA-C Industrie.

Équipement du soudage MIG/MAG

Le soudage MIG ou MAG s'opère sur des postes à souder similaires. C'est pourquoi nous parlerons exclusivement du MAG par la suite, procédé qui nous intéresse au cours de ces travaux. En Figure 1.4 on peut voir les différents composants d'un poste de soudage MAG :

- *la source de courant* : véritable cœur du poste à souder, sa qualité a une grande influence sur le succès d'une soudure. Sur les postes de dernière génération, les sources de courant permettent de gérer tous les paramètres de soudage et notamment les courbes d'intensité et de tension;

- *le dévidoir* : il permet le stockage et l'acheminement du métal d'apport. Une bobine est déroulée à vitesse constante exprimée en $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$;
- *la bobine de fil* : en soudage MAG le métal d'apport est stocké sous la forme d'une bobine de fil d'environ 15 Kg;
- *le gaz de protection* : la bouteille de gaz est directement intégrée au poste de soudage car celui-ci gère sa distribution lors de la phase de soudage. Le réglage du débit se fait par l'intermédiaire d'un débitmètre directement placé sur la bouteille. Lors de l'automatisation du procédé sur bras robotisé à grande échelle, le gaz peut être stocké en citerne puis distribué par un réseau de tuyaux sur chaque station de soudage;
- *l'unité de refroidissement* : en option sur les postes à souder, il assure le refroidissement de la torche de soudage via un fluide caloporteur. Il est fortement conseillé voire indispensable pour les opérations de soudage de fortes épaisseurs d'aluminium.



FIGURE 1.4 – Poste de soudage MIG/MAG.

Comme dit précédemment le soudage est réalisé par l'intermédiaire d'une torche de soudage présentée en Figure 1.5 qui est composée de plusieurs éléments :

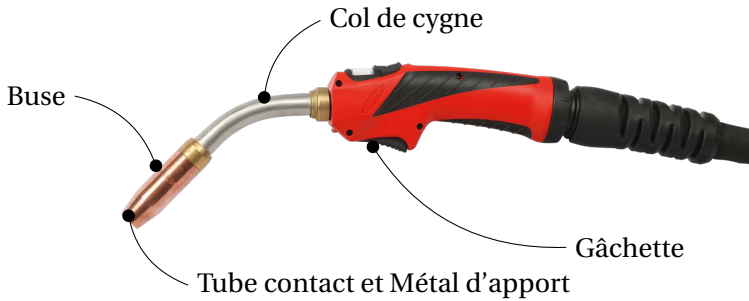


FIGURE 1.5 – Torche de soudage MIG/MAG.

- *la buse* : son rôle est d'assurer la bonne diffusion du gaz de protection sur la soudure;
- *le tube contact* : il est situé à l'extrémité de la torche, caché au creux de la buse. Il permet de mettre au bon potentiel électrique le métal d'apport;
- *la gâchette* : elle assure la mise en route de l'opération de soudage;
- *le col de cygne* : en général le col de cygne forme un angle de 45°;
- *le métal d'apport* : les fils de métaux d'apport sont généralement recouverts d'un cuivrage électrolytique qui les protège de l'oxydation. Cette couche de protection a aussi pour avantage de favoriser le contact électrique lors du passage dans le tube contact de la torche de soudage [15].

Les différentes positions de travail en soudage

On entend par position de travail en soudage les différentes configurations déterminées par l'orientation de la soudure et par la direction de travail [5]. En Figure 1.6 sont présentées les positions principales de soudage tel que la direction de soudage sorte du plan.

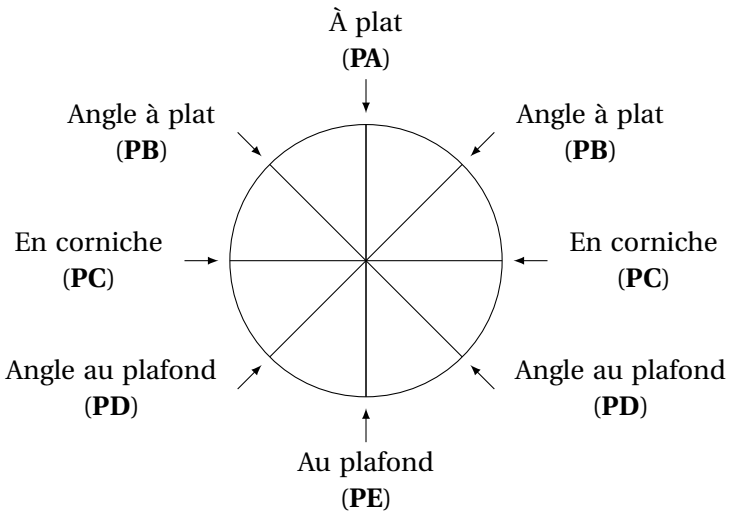


FIGURE 1.6 – Principales positions en soudage.

Les différents modes de transfert

En soudage MAG, il existe différents modes de transfert entre le métal d'apport et la pièce. Ces régimes d'arc sont fonction des intensités, des tensions, du diamètre du fil de soudage (Figure 1.7) et des gaz protecteurs. Chaque mode de transfert a son utilité. Nous nous concentrons ici sur les régimes les plus connus, bien qu'il en existe d'autres comme par exemple, les régimes pulsés. On distingue :

- *le court circuit ou short arc* : le transfert du métal entre le fil et la pièce se fait par grosses gouttes à une fréquence de 50 à 200 Hz. L'augmentation rapide du courant à pour conséquence la striction de l'arc et permet alors un meilleur détachement de la goutte. L'intensité est d'environ 200 A et la tension est comprise entre 14 et 20 V. Il est très utilisé pour les passes de pénétration, sur les tôles minces et également pour le soudage en position ¹. Il est absolument nécessaire de disposer d'un poste à souder avec une bonne inductance afin d'amortir les variations d'intensité, et ainsi favoriser la stabilisation de l'arc électrique ;

1. En position de type PE, le short arc sera préféré pour sa bonne tenue de bain vis à vis de la gravité

- *la pulvérisation axiale* : les intensités utilisées sont supérieures à 200 A et les tensions sont comprises entre 25 et 40 V. Le métal est projeté en très fines gouttelettes directement dans le bain de fusion. Cette spécificité lui confère un taux de dépôt de matière important. C'est pourquoi il est préféré pour des passes de remplissage et/ou de finition. Il ne peut être utilisé que dans la position de soudage à plat;
- *le transfert globulaire* : c'est le régime de transfert intermédiaire entre le court circuit et la pulvérisation axiale. Les paramètres de soudage prennent donc des valeurs moyennes. Le métal d'apport migre vers le bain de fusion sous la forme de grosses gouttes d'un diamètre supérieur à celui du fil. Le transfert se fait alors soit par pesanteur soit par court-circuit. La trajectoire de la goutte est alors aléatoire et augmente le risque de collage. Celui-ci ne peut être utilisé que dans la position de soudage à plat.

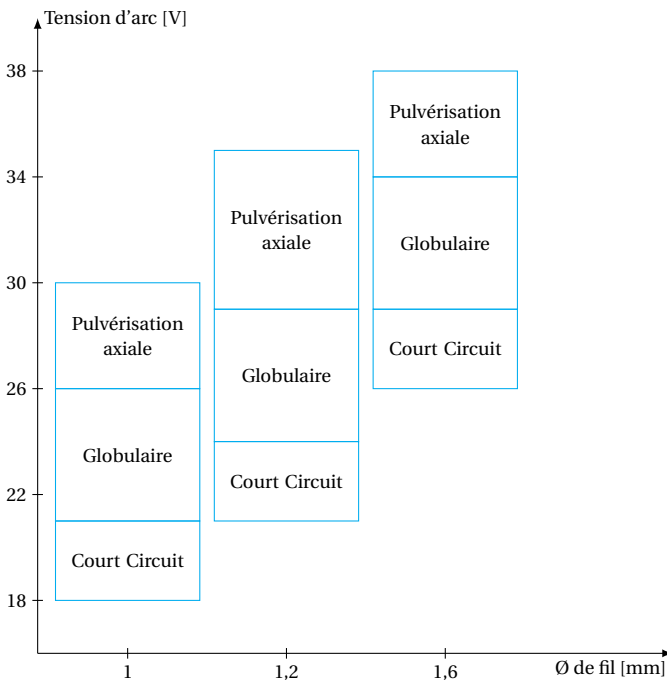


FIGURE 1.7 – Les différents régimes de transfert en fonction du diamètre de fil.

1.3 Le soudage MAG appliqué aux aciers

1.3.1 La soudabilité des aciers

La soudabilité est une notion assez vaste ne rendant pas seulement compte des aspects métallurgiques d'une soudure (possibilité de créer une jonction métallique), mais aussi des aspects opératoires du procédé. Généralement nous distinguons trois notions de soudabilité différentes [2] :

- *La soudabilité opératoire* qui s'attache à décrire l'état de l'art de la soudure. On recherche donc dans cet aspect les différents impacts du métal d'apport et de la qualité des préparations de bords ;
- *La soudabilité globale* qui décrit le comportement post-soudure du joint lors de son utilisation en service ;
- *La soudabilité locale* qui prend en compte tout le volet métallurgique de l'opération de soudage.

La notion de carbone équivalent

Le carbone équivalent est une notion empirique utilisée pour définir la soudabilité d'un acier (au sens local). Il caractérise la sensibilité à la fissuration à froid. IIW propose donc la définition suivante [3] :

$$C_{\text{éq}} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Mo}{5} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%V}{5} \quad (1.1)$$

Avec $C_{\text{éq}}$ le pourcentage de carbone équivalent. Pour des aciers avec un taux de carbone relativement bas ($< 0.5\%$), si le $C_{\text{éq}} < 0.4\%$ l'acier en question est considéré comme soudable sans autre précaution. En revanche si le $C_{\text{éq}} > 0.4\%$, des dispositions seront à prendre (préchauffage ou post-chauffage par exemple).

1.3.2 Structure d'un joint soudé

En Figure 1.8 est présentée la structure interne d'un joint soudé en angle à plat. Celle-ci se présente en plusieurs zones bien distinctes, révélatrices de l'histoire thermo-métallurgique vécue lors de l'opération de soudage.

- *La Zone Fondue (ZF)* : dans cette zone, la température de fusion de la matière a été dépassée. On observe généralement une structure dendritique (phénomène d'épitaxie) orientée vers l'axe de la soudure. Le mélange à haute température du matériau de base et du matériau d'apport rend la composition chimique de cette zone complexe. C'est le phénomène de dilution ;
- *le Matériau de Base (MB)* : il définit une zone dont la microstructure n'a pas été altérée par le cycle thermique du procédé de soudage. Celle-ci est trop éloignée de la source de chaleur pour avoir subi des transformations métallurgiques ;
- *la ZAT* : elle se situe entre le matériau de base et la zone fondue. Toute la matière contenue dans cet intervalle a subi un gradient thermique suffisant pour altérer ses propriétés mécaniques. Fonction de celui-ci, les transformations métallurgiques sont plus ou moins importantes. Cette spécificité en fait une zone très hétérogène en tous points de vue (mécaniquement, métallurgiquement, aspect microstructural). Sur la Figure 1.8, on distingue de grandes variations de teintes, et donc de microstructure, dans la zone repérée en bleu ;
- *la Zone de Liaison (ZL)* : c'est la frontière entre la ZF et la ZAT.

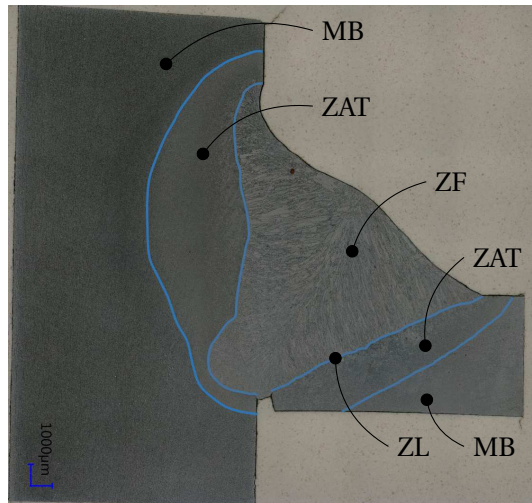


FIGURE 1.8 – Structure interne d'un joint soudé en angle.

1.4 Analyse en fatigue des assemblages soudés

1.4.1 Généralités

Notre étude se place dans un contexte industriel fort. Celle-ci a pour objectif d'apporter des éléments de dimensionnement de fatigue oligocyclique pour les assemblages soudés ayant atteints un comportement cyclique stabilisé à demi-vie. C'est pourquoi, dans les sections suivantes, nous aborderons les généralités liés au soudage et à la fatigue oligocyclique afin de présenter tous les phénomènes mis en jeu dans ces travaux. Comme tout élément mécanique, les assemblages soudés sont soumis à la problématique de tenue à la fatigue qui peut être influencée par les concentrations de contraintes géométriques, les défauts de soudure, le comportement cyclique, les contraintes résiduelles.

Les chargements cycliques, aussi complexes soient-ils, sont souvent assimilés à des sinusoïdes, permettant de représenter différentes grandeurs usuelles ainsi que leurs valeurs, comme le montre la Figure 1.9. σ_{max} et σ_{min} représentent respectivement la contrainte maximale et la contrainte minimale. σ_m correspond à la moyenne arithmétique de ces deux valeurs. τ est la période du cycle de sollicitation. σ_a est l'amplitude de contrainte et $\Delta\sigma$ est l'étendue de la variation de contrainte. On définit par le rapport $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ le rapport de charge noté R. Bien sûr, toute cette approche peut être menée en sollicitation par déformation et non plus en contrainte.

La Figure 1.10 résume les rapports de charges les plus courants :

- $1 < R < +\infty$: contraintes ondulées de compression ;
- $R \rightarrow +\infty$: contraintes répétées de compression ;
- $R = -1$: contraintes purement alternées ;
- $R = 0$: contraintes répétées de traction ;
- $0 < R < 1$: contraintes ondulées de traction.

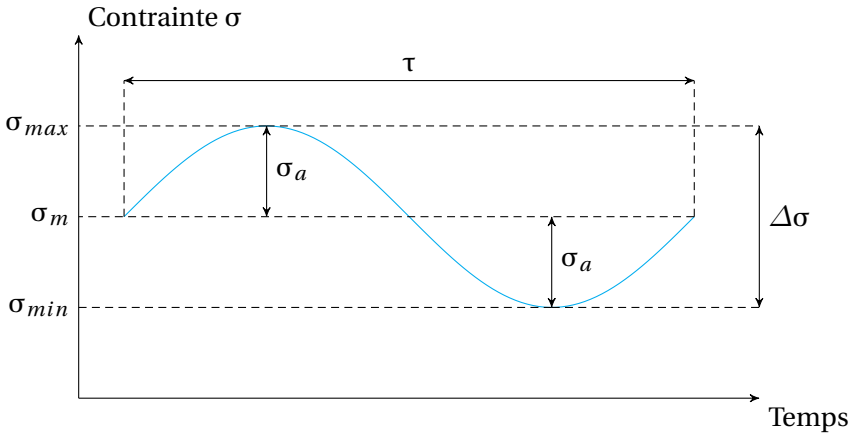


FIGURE 1.9 – Sollicitation sinusoidale.

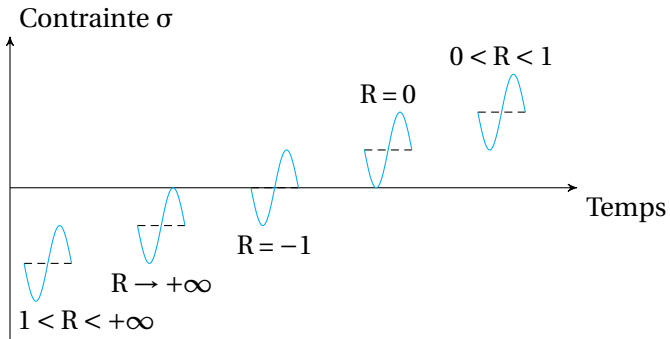


FIGURE 1.10 – Rapport de charge.

On appelle communément "essai de fatigue" la sollicitation cyclique d'une éprouvette à différents niveaux de contraintes (ou de déformations) jusqu'à rupture partielle ou totale. On peut alors représenter dans un diagramme semi-logarithmique ou bi-logarithmique les amplitudes de contraintes en fonction du nombre de cycles à rupture. Cette représentation est communément appelée courbe de Wöhler. La Figure 1.11 nous montre un exemple de courbe de Wöhler. On définit sur ce graphique trois domaines distincts :

- le domaine oligocyclique : ce domaine représente la fatigue à faible nombre de cycles, donc à de grandes amplitudes de contraintes et de déformations. Il est inférieur à 10^5 cycles;
- le domaine d'endurance limitée : il est compris entre 10^5 et 10^7 cycles, la limite de rupture augmente lorsque la contrainte décroît;
- le domaine d'endurance illimitée : domaine où des non-ruptures peuvent être observées.

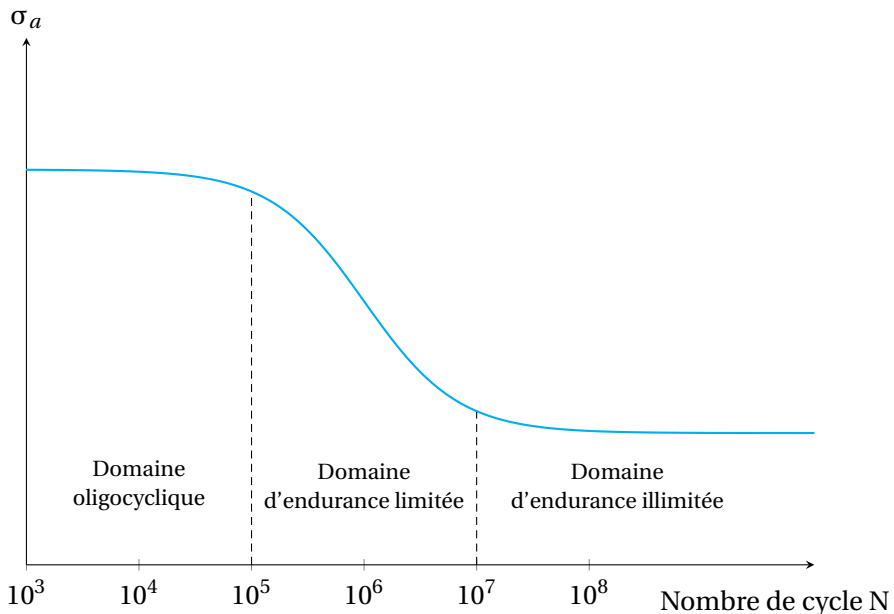


FIGURE 1.11 – Exemple de courbe de Wöhler.

1.4.2 Les sollicitations cycliques appliquées aux assemblages soudés

Dans un contexte industriel, une attention particulière est portée aux soudures car elles sont identifiées comme des zones de faiblesse dans les constructions. Les procédés de soudage, et les soudeurs, font alors continuellement l'objet de Qualification de Mode Opérateur de Soudage (QMOS) et de Qualification Soudeur (QS), dans lesquelles les assemblages sont contrôlés de manière destructive (essai de traction, dureté, etc) et non destructive (radiographie, ultrasons, ressuage, magnétoscopie, etc). Malgré cela, les difficultés liées à la maîtrise des procédés ont conduit les bureaux d'études à utiliser des codes de construction visant à faciliter les dimensionnements statiques, dynamiques, ou en endurance. Les soudures sont régulièrement sujettes aux problématiques de fatigue, de par leur utilisation dans des secteurs sensibles tels que, les appareils à pression, le nucléaire, le génie civil ou encore la défense. Pour faciliter la conception, IIW a recueilli dans un ouvrage [36] de nombreux cas d'assemblages soudés expérimentaux (Figure 1.12) pour lesquels on retrouve les courbes S-N (ou courbes de wöhler) correspondantes (Figure 1.13). Les données fournies sont issues de travaux expérimentaux et prennent donc en considération tous les aléas associés (défauts, concentration de contraintes, contraintes résiduelles). Malgré le nombre et la qualité des exemples fournis, il est aisé de comprendre que la liste n'est pas exhaustive, et que l'on sort rapidement des cas traités par ce recueil. Il est à noter que celui-ci a des limites [34]. Il n'est pas adapté pour le dimensionnement de géométrie de joints complexes puisqu'il ne traite que des cas individuels. De plus les résultats de cet ouvrage ne sont valables que pour des aciers dont la limite d'élasticité est inférieure à 960 MPa. Un autre point essentiel est son invalidité pour des chargements trop importants. En effet le cas de la fatigue oligocyclique n'est pas traité.

L'une des difficultés principales dans l'utilisation des codes de construction ou des critères d'endommagement, tel que le critère de Dang Van [65], est la bonne définition de la contrainte à utiliser, à savoir une contrainte représentative prenant en compte tous les aspects du composant mécanique (contraintes de service, concentrations de contrainte, contraintes résiduelles). Or dans le cas des soudures et localement près des pieds de cordons, les contraintes résiduelles peuvent être du même ordre de grandeur que la limite d'élasticité. Durant les sollicitations, une faible contrainte de service suffit alors à la plastification locale de ces zones. L'état de contrainte initial n'est donc plus le même dès le premier cycle. Ce phénomène est dé-



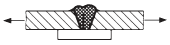

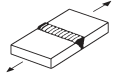
No.	Structural Detail	Description (St.= steel; Al.= aluminium)	FAT St.	FAT Al.	Requirements and Remarks
214		Transverse butt weld, welded on non-fusible backing, root crack	80	28	Backing removed, root visually inspected. Misalignment <10% of plate thickness.
215		Transverse butt weld on permanent backing bar terminating >10 mm from plate edge, else ->	71 63	25 22	Misalignment <10% of plate thickness.
216		Transverse butt welds welded on one side without backing bar, full penetration root controlled by NDT no NDT	71 36	28 12	Misalignment <10% of plate thickness.

FIGURE 1.12 – Exemple de cas traités dans l’ouvrage de IIW [36].

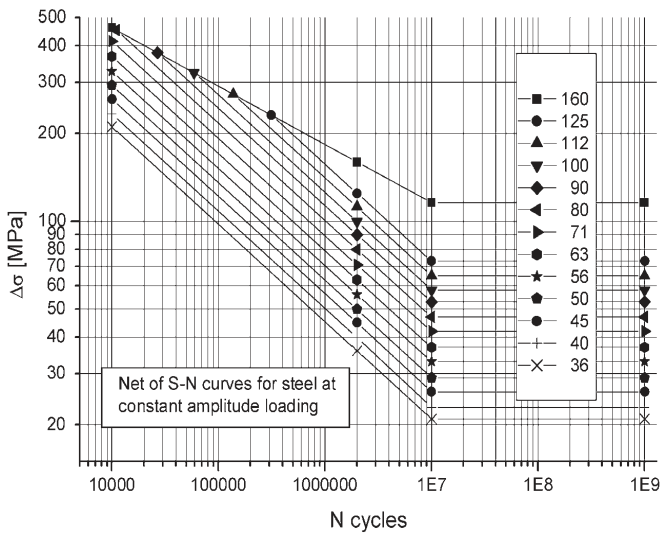


FIGURE 1.13 – Courbes S-N associées aux exemples pour les aciers d’après IIW [36].

crit par l'étude de Hempel *et al.* [34] où la relaxation des contraintes résiduelles après un seul chargement est montrée. Le cas d'application est une soudure multi-passes circulaire sur un tube en S355J2H+N. Il est intéressant de noter le phénomène décrit sur la Figure 1.14. Sur le graphique de la Figure 1.14a, la contrainte appliquée (de 182 MPa, perpendiculairement au sens de soudage), ne parvient pas à plastifier la structure; on ne constate donc aucune relaxation. En revanche sur le graphique de le Figure 1.14b, le chargement suffit à dépasser la limite d'élasticité et une relaxation des contraintes résiduelles est visible.

Un autre élément pouvant modifier significativement la contrainte équivalente est le phénomène d'adoucissement cyclique. En effet lorsqu'un essai à déformation imposée dépasse la limite d'élasticité du matériau, la contrainte est amenée à augmenter ou à diminuer en fonction des cycles. Le matériau subit donc un durcissement cyclique ou un adoucissement cyclique [46, 35, 56]. Le comportement des matériaux évoluent donc avec les cycles. En Figure 1.15a sont présentées les boucles d'hystérésis de deux aciers "Dual Phase" ayant subis des traitements thermiques différents. L'évolution des contraintes maximum et minimum, nous indique un durcissement au cours des cycles [51]. En revanche la Figure 1.15b nous présente l'adoucissement cyclique d'un acier à haute résistance 10Ni5CrMoV [67].

Malgré l'utilisation de normes, le dimensionnement en fatigue des assemblages soudés requiert une attention particulière. Les codes de construction ont pour défauts majeurs la généralisation des cas de soudage et la réduction du comportement mécanique de la soudure à celui du matériau

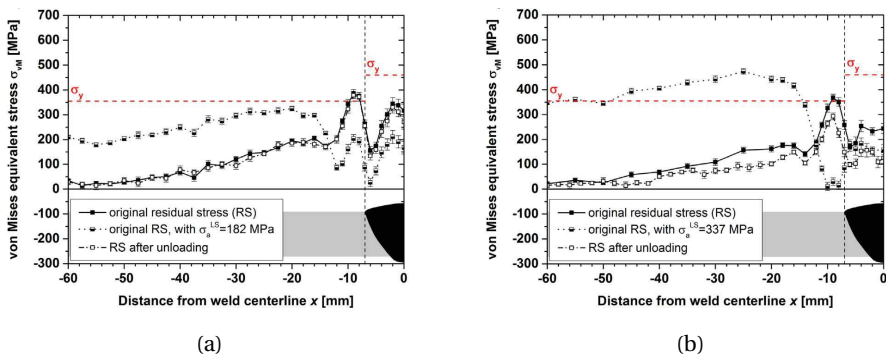
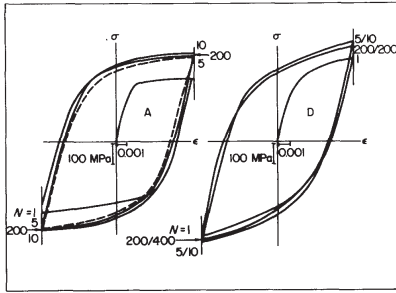
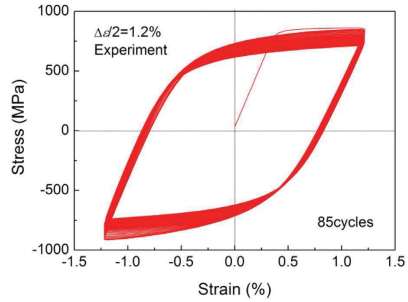


FIGURE 1.14 – Relaxation des contraintes résiduelles étudiée par Hempel *et al.* [34].



(a) Durcissement cyclique [51]



(b) Adoucissement cyclique [67]

FIGURE 1.15 – Exemple de boucle d’hystérésis.

de base multiplié par un coefficient. Cette démarche, pouvant être valide dans une première approche, devient rapidement limitée dès lors que l’on passe dans le domaine plastique, avec des géométries de joints complexes. De plus les paramètres opératoires (les énergies de soudage, les positions de soudage, les défauts, ainsi que la géométrie des cordons) viennent influencer le comportement mécanique final des assemblages.

Le comportement mécanique des soudures est largement étudié au moyen d’essais bien connus de sollicitations cycliques. Or une étude à l’échelle globale de la soudure n’est pas suffisante pour comprendre et modéliser le comportement des différentes zones du cordon. En particulier la ZAT de soudage qui est connue comme un point faible du joint soudé. La ZAT est lieu de nombreuses transformations métallurgiques, elle est de surcroît fortement hétérogène. Par conséquent l’analyse de cette zone est essentielle pour appréhender correctement la fatigue à faible nombre de cycles de l’assemblage soudé.

1.5 Mécanismes métallurgiques de la ZAT

1.5.1 Histoire thermique du soudage

L'énergie de soudage

Durant l'opération de soudage une quantité importante d'énergie est appliquée localement sur une pièce. Typiquement l'ordre de grandeur varie entre 0.5 et 3 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. On a donc généralement des temps de refroidissement entre 800 et 500 $^{\circ}\text{C}$ en 30 à 40 secondes. Bien sûr cela dépend des épaisseurs et des températures initiales. Cependant les vitesses de chauffage et de refroidissement de température utilisées en soudage rendent compliqués voire inutilisables les diagrammes de phases standards à l'équilibre. L'ordre de grandeur des vitesses de soudage est généralement de la centaine de degrés par seconde [29]. La formule couramment utilisée par les soudeurs pour calculer l'énergie de soudage² est :

$$E_s = \frac{U \cdot I}{1000 \cdot v} \tag{1.2}$$

où E_s est l'énergie de soudage exprimée en $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, U est la tension de soudage exprimée en volt, I est l'intensité exprimée en ampère, et v est la vitesse de soudage exprimée en $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

État quasi-stationnaire

Il est intéressant de s'attarder sur cette notion d'état quasi-stationnaire. Lorsque l'on relève la température en des points équidistants d'une soudure exécutée à vitesse constante, et que l'on rend compte de ces mesures sur un graphique de température en fonction du temps, (cf. Figure 1.16) on observe qu'une fois le régime transitoire terminé, les allures des cinétiques thermiques sont identiques. Il apparaît donc un état quasi-stationnaire, où une fois l'équilibre thermique atteint, les surfaces isothermiques n'évoluent plus. Elles se déplacent donc à la même vitesse que la source de chaleur. En Figure 1.17 est décrite la répartition thermique typique lors d'une opération de soudage en bout à bout en régime quasi-stationnaire. Un volume de chaleur à géométrie constante se déplace le long de la soudure. Cet état

2. D'autres formulations prennent en compte les différentes typologies de joints et les rendements des différents procédés. Elles sont plus précises. Cependant elles ne seront pas développées dans ce manuscrit.

quasi-stationnaire conduit à une géométrie transversale de ZAT que l'on retrouve tout au long de la section courante d'un joint soudé.

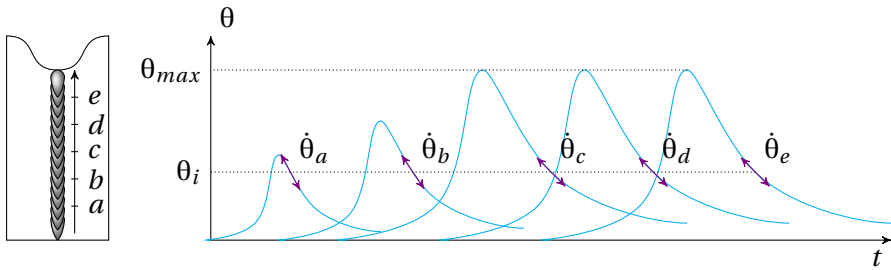


FIGURE 1.16 – Cinétique thermique d'après [29].

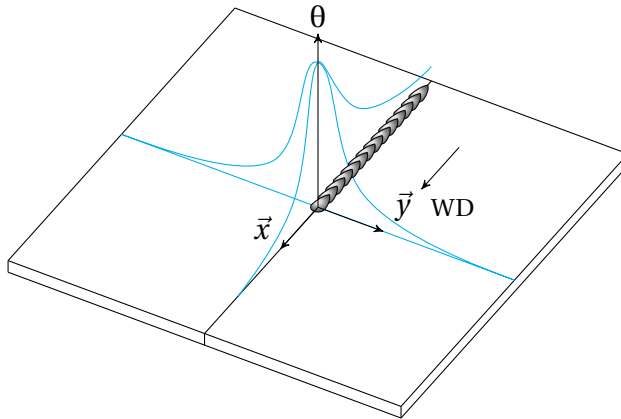


FIGURE 1.17 – Répartition thermique en état quasi-stationnaire.

1.5.2 Conséquences métallurgiques

Les différentes phases de l'acier

Généralités

Les aciers font partie des matériaux les plus utilisés dans le monde. Ils sont essentiels dans de nombreux domaines tels que le génie civil, le ferroviaire et les chantiers navals. Les aciers sont issus d'un alliage principalement composé de fer et de carbone. Pour être considéré comme acier, l'al-

liage doit avoir une teneur en carbone < 2%; au-delà il s'agit d'une fonte [16]. En Figure 1.18 est présenté le diagramme Fe – Fe₃C sur lequel sont indiquées les différentes phases de l'acier. Une liste non exhaustive des phases solides des aciers faiblement alliés est présentée dans les paragraphes suivants. En fonction de la température et des vitesses de refroidissement, la microstructure évolue, ce qui impacte largement les caractéristiques mécaniques des alliages et donc des soudures.

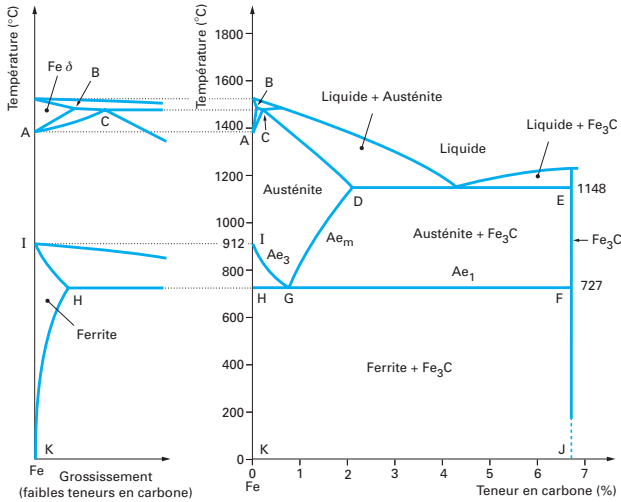


FIGURE 1.18 – Diagramme Fe – Fe₃C [54].

L'austénite

L'austénite est une phase dite fer γ . Elle apparaît à l'équilibre pour des températures comprises entre 912 °C et 1394 °C. Elle possède une structure cristalline appelée cubique à faces centrées (cfc) présentée en Figure 1.19 [20].

La ferrite

La ferrite est une phase dite fer α . Elle apparaît à l'équilibre pour des températures inférieures à 912 °C. Elle possède une structure cristalline appelée cubique centrée (cc) qui est donc plus compacte que la structure cfc [20].

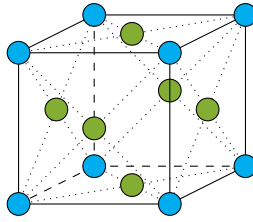


FIGURE 1.19 – Structure cristalline cubique à faces centrées.

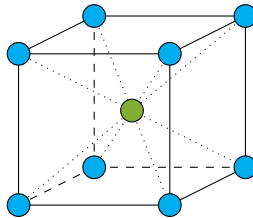


FIGURE 1.20 – Structure cristalline cubique centrée.

La perlite

La perlite est une structure de lamelles alternées de ferrite et de cémentite. C'est la décomposition du fer γ : $\gamma \rightarrow \text{fer } \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ [20]. La perlite est donc une association de ferrite et de cémentite.

La martensite

La martensite est une phase dure de l'acier. Elle se présente généralement sous forme d'aiguilles. Elle est souvent définie comme une solution saturée en carbone dans un réseau de fer α . Elle sera donc notée α' . Le réseau cristallin de la martensite est quadratique centrée (qc) présenté en Figure 1.21 [20]. À la différence du réseau cc, le réseau qc n'est pas cubique mais parallélépipédique.

La bainite

La bainite est une microstructure remarquable de la ferrite (la plupart du temps aciculaire avec de nombreuses dislocations). Il existe deux types de bainite : la bainite inférieure, et la bainite supérieure. La bainite supérieure apparaît pour des hautes températures, elle est donc proche du domaine perlitique. La bainite inférieure apparaît pour des températures plus basses,

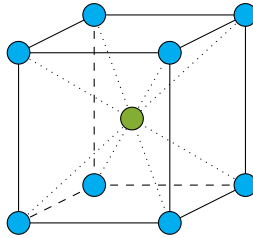


FIGURE 1.21 – Structure cristalline quadratique centrée.

et elle est de ce fait proche du domaine martensitique [20].

Transformation métallurgique au chauffage

Pendant l'opération de soudage l'élévation de la température provoque des modifications métallurgiques importantes. Dans la ZAT, les températures atteignent facilement ce que l'on appelle la température d'austénitisation. Initialement constitué de fer α et de cémentite, l'acier chauffé devient alors à 100 % constitué de fer γ [29].

Transformations métallurgiques au refroidissement

La décomposition de l'austénite

Pendant la phase de refroidissement post-soudage, l'acier austénitisé se décompose en plusieurs phases en fonction de la cinétique thermique de chaque point. On obtient dès lors une ZAT hétérogène puisqu'en chaque point de celle-ci l'évolution de la température est différente. Il existe deux grands types de transformation : la transformation diffusive, et la transformation displacive.

Les transformations diffusives

Une transformation diffusive correspond à une diffusion pure. C'est à dire un déplacement des atomes les uns par rapport aux autres au sein d'un réseau. La transformation diffusive est généralement activée thermiquement. La transformation eutectoïde (décomposition de l'austénite en perlite) et la transformation bainitique³ sont des transformations diffusives.

3. La transformation bainitique peut être considérée comme l'association d'une transformation diffusive et displacive [20]. Néanmoins nous verrons que le modèle numérique utilisé est identique à celui de la transformation ferritique.

Les transformations displacives

Une transformation displacive est un déplacement coordonné de plusieurs atomes en même temps. Cela a pour conséquence de modifier la structure cristallographique de la phase mère, et donc son volume. Typiquement la transformation martensitique (fer $\gamma \rightarrow$ martensite α') est une transformation displacive.

Représentation des transformations au refroidissement

Pour représenter les différentes transformations au cours du temps et en fonction de la température, il est courant d'utiliser des abaques. Cependant les cinétiques thermiques utilisées en soudage (de l'ordre de la centaine de degrés par seconde) imposent l'utilisation d'abaques non-isothermes et rendent impossible l'exploitation du diagramme à l'équilibre $Fe - Fe_3C$. Ces graphiques, appelés diagrammes TRC sont très utilisés industriellement, et notamment pour les traitements thermiques. Ils présentent en abscisse le temps (échelle logarithmique), et en ordonnée la température. On représente également les domaines d'existence des différentes phases. Des iso-courbes de vitesse de refroidissement passent à travers un ou plusieurs domaines. Le long des iso-courbes et en frontière de ceux-ci (fin de refroidissement) sont indiqués les pourcentages de phases transformées. On peut alors en déduire la composition métallurgique. On trouve généralement une indication sur la dureté obtenue.

En Figure 1.22 est présenté un diagramme TRC type. On reconnaît alors les iso-courbes de vitesse en pointillés, traversant les domaines de phases en traits pleins. Les duretés sont indiquées dans des bulles en fin de refroidissement. Différentes températures remarquables sont généralement identifiées. On notera Ac_3 , la température d'austénitisation au chauffage, Ac_1 la température de début de transformation ferrito-perlitique, et M_s la température de début de transformation martensitique. Prenons en exemple le cycle thermique placé tout à gauche et donc à refroidissement rapide. L'austénite suivant cette courbe se verra donc transformée à 100% en martensite, et aura une dureté HV1. De la même manière pour un cycle lent, placé tout à droite, l'austénite sera transformée à 100% en ferrite-perlite avec une dureté finale de HV6. Pour les cycles intermédiaires, nous serons donc en présence de composés présentant plusieurs phases. Par exemple, si nous étudions le cycle aboutissant à une dureté HV3, 90% de l'austénite sera transformée en bainite. Les 10% restant seront donc de la martensite.

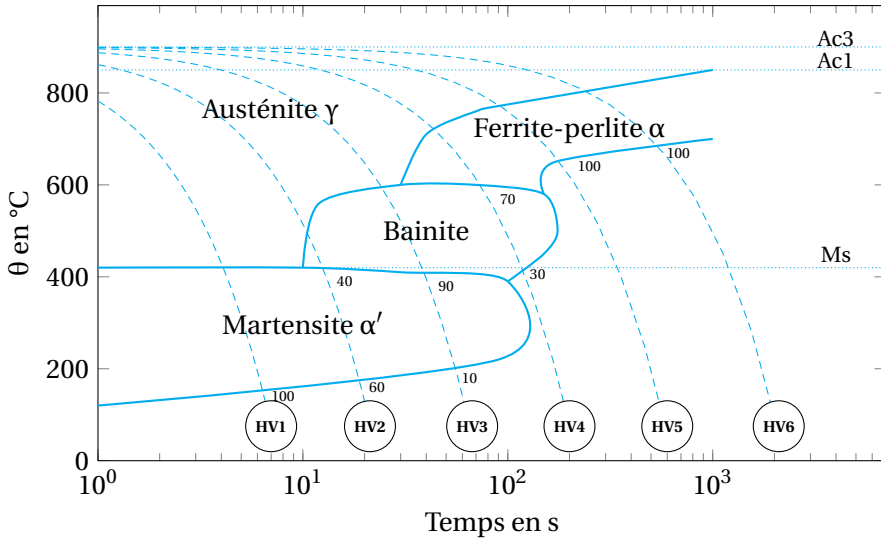


FIGURE 1.22 – Schéma de diagramme TRC d'un acier faiblement allié.

Les TRC sont des outils efficaces, mais dépendant de nombreux paramètres. Les éléments d'alliage sont une des sources de modification. Par exemple lors de l'ajout de chrome ou de silicium, la température $Ac1$ est élevée. A contrario, le nickel ou le manganèse la diminuent [20]. Les éléments d'alliage non carburigènes ont tendance à faire translater les courbes vers la droite. Alors que les éléments d'alliage carburigènes, en plus de décaler également les courbes vers la droite, facilitent l'apparition de carbure (Cr_2C_3 par exemple) lors de la transformation perlitique [54]. On comprend donc qu'à une infinité de compositions possibles correspondra une infinité de TRC. Il suffit de regarder dans la littérature pour remarquer la base de données [66] immense déjà construite.

À des fins pratiques en soudage, des TRCS ont été établis. En effet les TRC classiques ne rendent pas compte des spécificités du soudage, en particulier la vitesse d'échauffement qui influe sur la température d'austénitisation [29]. Ils se présentent sous la même forme. Cependant l'abscisse logarithmique est remplacée par une abscisse linéaire rendant compte du temps de refroidissement entre 800 °C et 500 °C. Ce choix, qui peut paraître étonnant, a pour but de faciliter la lecture du diagramme par les soudeurs, déjà habitués à utiliser le $t_{800/500}$. La Figure 1.23 représente le TRCS de l'acier E36 d'après [1].

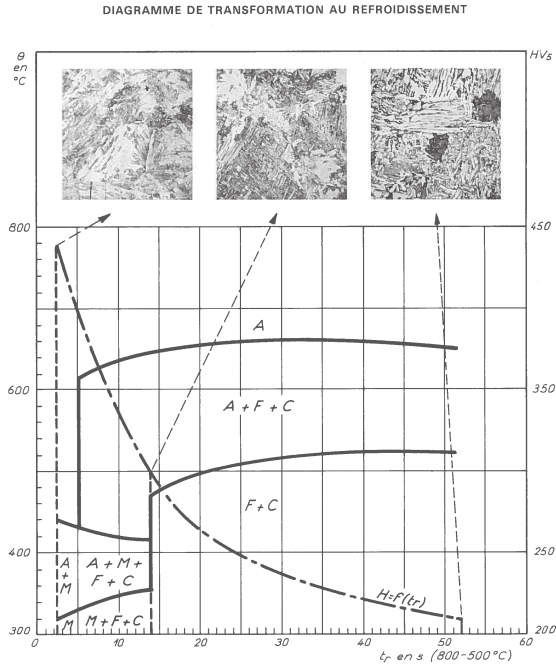


FIGURE 1.23 – Diagramme de transformation au refroidissement de l'acier E36 [1].

1.5.3 Conséquences mécaniques

Nous avons vu dans les paragraphes précédents qu'en chaque point d'une pièce soudée, l'histoire thermique vécue par la matière est différente, selon sa distance par rapport à la source de chaleur. Les amplitudes et les cinétiques de température conduisent donc naturellement à différentes proportions de phases au sein de la ZAT, ce qui a pour conséquence de la rendre fortement hétérogène d'un point de vue métallurgique et mécanique. Les conséquences mécaniques du procédé sont principalement classées en deux catégories :

- *les distorsions* qui peuvent directement apparaître pendant l'opération de soudage et se conserver après ;
- *les contraintes résiduelles* qui sont des contraintes internes à la matière, et existent sans chargement mécanique extérieur.

Aspects phénoménologiques

Les déformations typiques du soudage

En soudage, les déformations sont inhérentes au procédé. Tout l'art est alors de les maîtriser pour arriver à la géométrie souhaitée. Le but de ce paragraphe n'est pas de faire une revue exhaustive de tous les cas de soudage, ce qui serait impossible, mais de s'intéresser ici au soudage bout à bout de deux plaques. En Figure 1.24 sont représentées les déformations typiques en soudage MAG monopasse. δ_x et δ_y correspondent toutes deux aux contractions de la ZAT dans la direction \vec{x} et \vec{y} . En effet, après l'opération de soudage, la ZF et la ZAT refroidissent et tendent à se rétracter dans les deux directions du plan. Cela a pour conséquence une variation des cotes de largeur et de longueur. On appelle cela le retrait thermique⁴. P, S, et C sont trois déformations par rotation respectivement appelées : déformation par pliage, serrage, et cintrage. Le sens des déformations dépend de nombreux paramètres opératoires. L'énergie de soudage et donc la vitesse d'exécution, le procédé utilisé, la position du cordon par rapport à la fibre neutre, ou la préparation des bords de soudage sont les principaux facteurs.

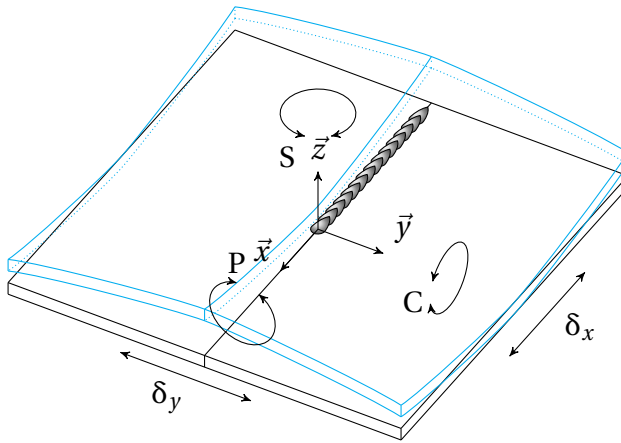


FIGURE 1.24 – Déformations typiques de soudage.

4. Le retrait thermique est également présent dans l'épaisseur mais avec des procédés denses en énergie (soudage par faisceau d'électrons) sur des épaisseurs importantes qui présentent la particularité d'avoir une zone fondue très fine. Il est donc négligeable dans notre cas.

Les contraintes résiduelles en soudage

En Figure 1.25 et Figure 1.26 sont présentées les contraintes résiduelles typiques d'un assemblage bout à bout. Elles sont régulièrement de l'ordre de la limite d'élasticité du matériau [42].

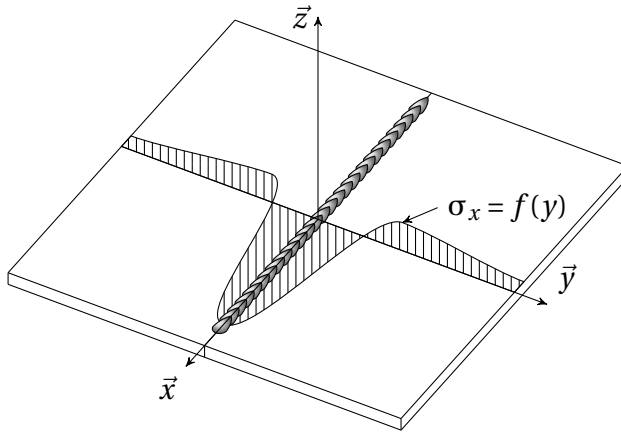


FIGURE 1.25 – Contraintes résiduelles typiques en direction longitudinale.

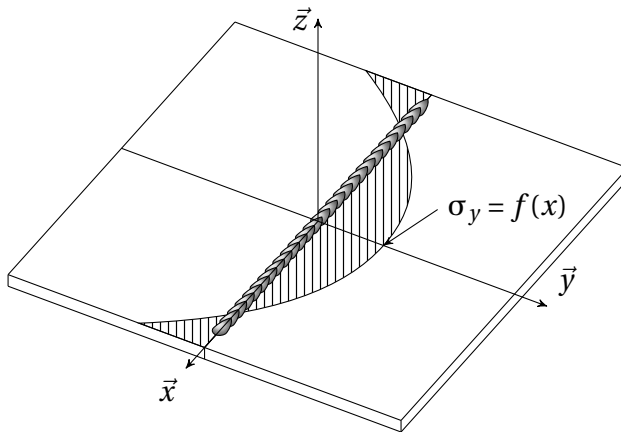


FIGURE 1.26 – Contraintes résiduelles typiques en direction transversale.

Aspects scientifiques

Les conséquences mécaniques citées plus haut ont des causes purement métallurgiques, que l'on peut classer en quatre catégories selon Bergheau [13].

La dilatation thermique

Pour démontrer la dépendance des coefficients de dilatation thermique en fonction des différentes phases, la littérature nous montre l'utilité de l'essai de dilatométrie libre [38, 50, 70]. En Figure 1.27 est présentée une courbe typique de cet essai d'après les travaux de Genchev *et al.* [27] pour du S355J2+N. On constate sur celle-ci que les déformations thermiques au refroidissement du fer α (pour une température inférieure à Ar_1) et du fer γ (pour une température supérieure à Ar_3), n'évoluent pas selon la même pente. Chaque phase présente, possède donc son propre coefficient de dilatation thermique. On peut noter également la variation des températures de début et de fin de transformation au refroidissement en fonction des différentes histoires thermiques subies par la matière.

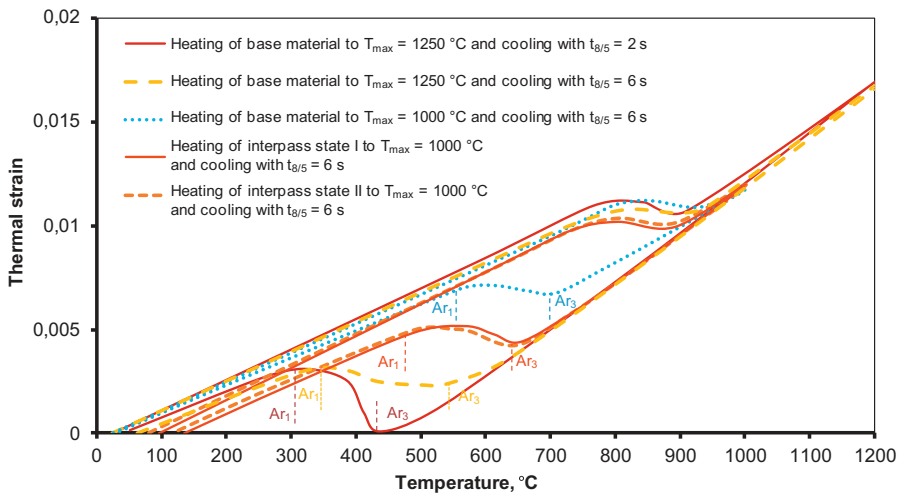


FIGURE 1.27 – Courbe d'un essai de dilatométrie libre d'après les travaux de Genchev *et al.* [27]



La variation des volumes

La Figure 1.27 nous permet également de mettre en évidence le phénomène de variation de volume au cours d'une transformation. Si nous nous intéressons à l'ordonnée à l'origine des parties linéaires, nous remarquons une différence entre le fer α (existant pour des températures inférieures aux différents $Ar1$ du graphique) et le fer γ (existant pour des températures supérieures aux différents $Ar3$ du graphique). Ce point est directement lié au changement de volume des phases du fait de l'évolution du réseau cristallographique.

Comportements mécaniques des phases

Chaque phase produite, lors du refroidissement, possède une loi de comportement différente les une des autres. On note par ailleurs leurs différences de limite d'élasticité directement liées aux vitesses de refroidissement.

La plasticité de transformation

Au cours d'une transformation métallurgique, les changements de volume des phases induisent des contraintes internes, qui ont pour conséquences la plastification des phases voisines.

1.5.4 Conclusion

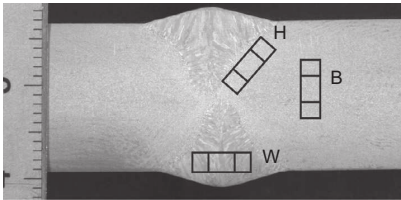
Nous avons vu au cours de cette section 1.5 que les conséquences métallurgiques dues au soudage ne pouvaient être négligées pour un dimensionnement précis des structures.

De part la variabilité des matériaux et des paramètres du procédé, le comportement mécanique des liaisons soudées continue de faire l'objet de nombreuses études. Nous avons vu au cours de la sous-section 1.5.2 que le procédé de soudage conduisait à de fortes hétérogénéités de microstructures et par conséquent de forts gradients de comportements mécaniques. La ZAT est le lieu principal de ces hétérogénéités. C'est pourquoi une attention particulière est apportée à cette zone tout au long de cette étude.

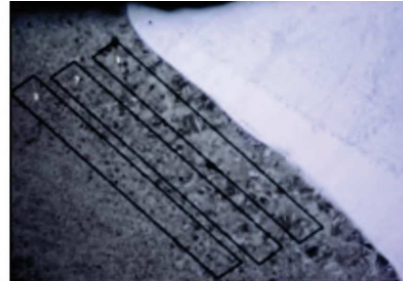
1.6 Caractérisation mécanique de la ZAT

De part sa taille et son hétérogénéité microstructurale (phases, taille de grain), la ZAT est une zone complexe à caractériser mécaniquement. Dans la littérature, deux familles de techniques expérimentales existent pour déterminer son comportement. La première approche consiste à extraire directement de la ZAT des éprouvettes d'une soudure réelle.

Dans leurs travaux, Wudtke *et al.* [69] proposent une approche multi-échelle pour une ZAT de soudage sur un acier S460M. Dans un premier temps, 3 macrographies de la ZAT, du MB, et de la ZF sont maillées pour pouvoir affecter à chaque élément fini des propriétés mécaniques en fonction de la microstructure. Puis par homogénéisation, ils comparent la courbe de traction numérique obtenue à une courbe de traction expérimentale. On peut remettre en cause ici la qualité de la courbe expérimentale. En effet, celle-ci est obtenue au moyen d'une petite éprouvette d'une largeur calibrée de 3 mm, ce qui est largement suffisant pour que celle-ci soit hétérogène. Dans le même but de caractérisation, Rodríguez *et al.* [58] obtiennent par découpe electro-érosion de la ZAT d'une soudure à l'électrode enrobée sur acier inoxydable 30CrMo5-2, des éprouvettes pour un "small punch test"⁵. Les éprouvettes ont pour dimensions 10 mm par 10 mm pour une épaisseur de 0,5 mm. Là aussi l'hétérogénéité peut être source d'erreur.



(a) Wudtke *et al.* [69]



(b) Rodríguez *et al.* [58]

FIGURE 1.28 – Exemple de micro-éprouvette d'après les travaux de Wudtke *et al.* [69] et Rodríguez *et al.* [58].

5. Le "Small Punch Test" est une technique expérimentale permettant la caractérisation mécanique des matériaux. L'essai consiste alors à mesurer la déformation et la force appliquée au centre un coupon carré de petite dimension. La courbe ainsi obtenue permet le calcul des constantes tel que la résistance élastique ou la résistance à la rupture

Tong *et al.* [64] utilisent eux aussi une technique de micro-éprouvettes (3mm de longueur) découpées par électro-érosion pour le soudage par point d'un acier DP. Cette même technique est utilisée par LaVan and Sharpe [41]

Bien que ces techniques soient jugées comme les plus réalistes, on met facilement en lumière leurs limites. Premièrement, la majorité des mesures sont effectuées sur des éprouvettes extraites de zones fortement hétérogènes. Les données obtenues, dans un cas de traction monotone quasi-statique par exemple, ne peuvent être quantitatives. La zone utile de traction (section amincie de l'éprouvette pour y favoriser la rupture) est inhomogène. Il en vient ainsi des déformations qui peuvent être concentrées en certains points. Les informations qui sont renvoyées par les extensomètres sont donc altérées. Deuxièmement, les techniques d'obtention des éprouvettes peuvent être facteurs de relâchement ou d'ajout de contraintes résiduelles. Finalement d'un point de vue plus général, l'analyse des résultats est difficilement décorrélable du contexte de soudage dans lequel ces derniers ont été produits.

Une deuxième famille d'essais visant l'obtention de loi de comportement pour la ZAT de soudure est présente dans la littérature. Le principe est d'appliquer des traitements thermiques sur des éprouvettes de taille raisonnable. Eggeler *et al.* [23] utilisent cette technique pour l'étude du flambement des zones soudées sur l'acier P91. Ils procèdent à un traitement dans un four à 850 °C pendant 5 minutes. La phase de refroidissement est ensuite faite à l'air libre. Ils précisent également que les éprouvettes atteignent la température de traitement au bout de 6 minutes. Daei Sorkhabi and Vakili-Tahami [18] ont utilisé cette technique pour l'analyse du flambement de l'acier inoxydable 304L. Cette méthode présente comme principale limite les cinétiques thermiques. En effet les vitesses d'élévation et d'abaissement de température ont une grande influence sur la taille de grain et les microstructures obtenues [20]. Une étude précise des ZAT de soudage n'est donc pas envisageable.

Pour être plus représentatif des évolutions thermiques lors des opérations de soudage, le développement d'essais sur simulateur thermo-mécanique s'est largement répandu ces dernières années. Ces équipements permettent notamment, via un asservissement de thermocouples, la régulation des cinétiques thermiques de plusieurs centaines de degrés par seconde. Cela permet donc de se placer dans un contexte thermique de soudage. L'obtention d'éprouvettes métallurgiques a déjà été validée dans les travaux de Kim *et al.* [39] où l'étude de la propagation de fissures dans une ZAT

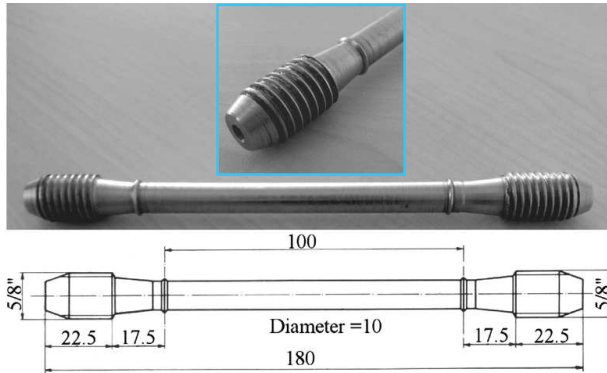


FIGURE 1.29 – Éprouvette de flambement d'après les travaux de Daei Sorkhabi and Vakili-Tahami [18].

d'acier HSB800 est décrite. La production de grains plus ou moins grossiers, composés majoritairement de martensite, est obtenue en se basant sur une cinétique calculée avec l'équation de Rosenthal. Cependant il n'y a pas d'indications claires concernant la mise en place du protocole expérimental de traitement thermique ni sur les choix des cinétiques thermiques. Il en est de même avec l'étude de Wang *et al.* [68] où l'impact des cinétiques de température est constaté sur la résilience d'un acier bainitique E550. Plusieurs vitesses de refroidissement sont testées. Même si aucune précision n'est apportée sur les choix du traitement appliqué, nous notons que les cinétiques au chauffage et au refroidissement sont de l'ordre de $100^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, ce qui est représentatif des procédés de soudage. Une méthode similaire est utilisée par Hu *et al.* [37] pour un acier à haute propriété mécanique. La Figure 1.30 présente les différentes micrographies obtenues en fonction des $t_{800/500}$ notés dans leur étude $t_{8/5}$.

Dans leurs travaux Shao *et al.* [62] utilisent également un simulateur thermo-mécanique pour étudier l'impact sur la microstructure et le comportement mécanique du Ti-22Al-25Nb. Finalement dans leur étude Liu *et al.* [48] mettent en avant une méthode expérimentale pour déterminer un cycle thermique directement à partir d'un procédé de soudage. Grâce à une caméra thermique filmant l'opération de soudage TIG sur de l'inconel 617, ils ont pu construire une cinétique générale avec 5 pics de température allant de 1150 à 1350 °C (Figures 1.31a et 1.31b). Finalement l'étude de la microstructure en fonction des pics est exposée et les résultats d'une caracté-

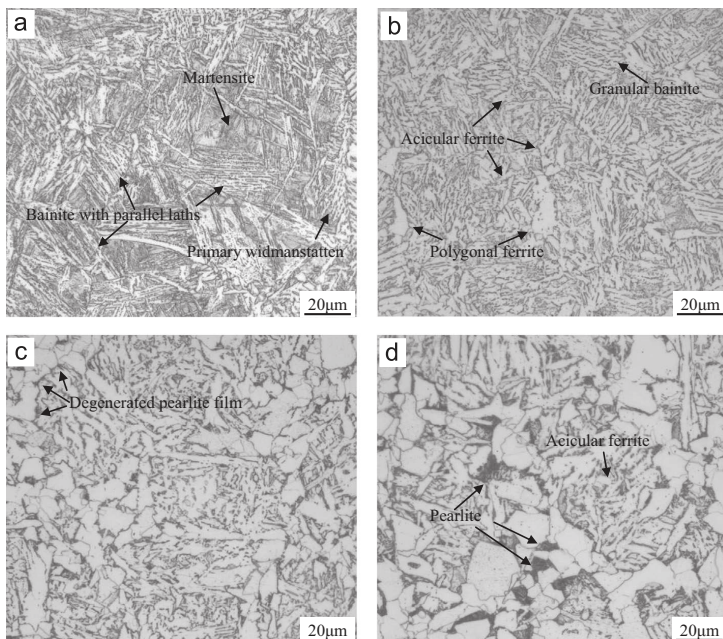
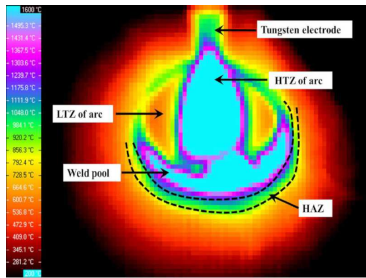


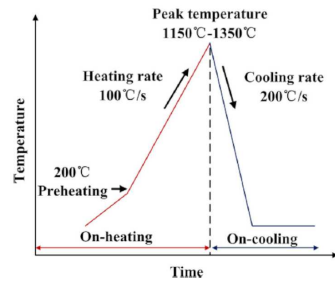
FIGURE 1.30 – Différentes microstructures fonction des vitesses de refroidissement d’après les travaux de Hu *et al.* [37]. (a) $t_{8/5}$ 10 s; (b) $t_{8/5}$ 20 s; (c) $t_{8/5}$ 60 s; (d) $t_{8/5}$ 120 s.

térisation par traction monotone quasi-statique à 750 °C est présentée ainsi qu’une analyse de dureté (Figures 1.31d et 1.31c).

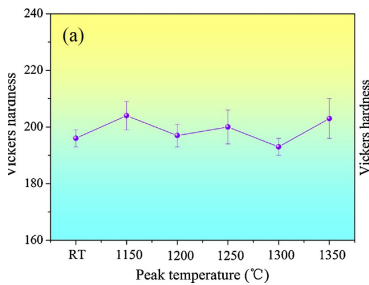
De manière générale les études menées dans le but d’obtenir des données cycliques sur les soudures sont exécutées de manière macro également. C’est à dire que les phénomènes mécaniques induits par l’aspect hétérogène des soudures est bien souvent négligé. Dans les travaux de Benoit *et al.* [12] l’étude du comportement à faible nombre de cycles d’une soudure d’un acier ferritique comportant 18 % de Chrome est exposée. Le but est d’obtenir un modèle d’endommagement capable de prédire la durée de vie de cet assemblage soudé. En conséquence les étendues de variation de déformation totale ($\Delta\epsilon$) vont de 0,35 à 0,5 % avec un rapport de charge nul. Benoit *et al.* [12] utilisent alors une technique de corrélation d’images pour caler les paramètres du modèle de propagation de fissures. Le modèle amène de bons résultats en terme de prédiction du nombre de cycle à ruptures. En revanche comme indiqué par les auteurs, la métallurgie n’est pas prise en compte, et comme nous le savons celle-ci est fortement liée à l’énergie apportée au cours de l’opération de soudage, ainsi qu’à la configuration du



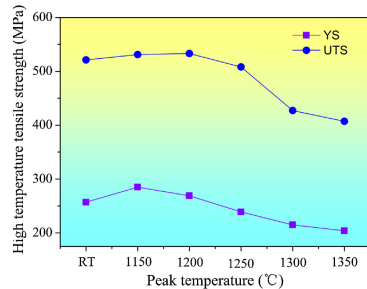
(a)



(b)



(c)



(d)

FIGURE 1.31 – D’après les travaux de Liu *et al.* [48]. (a) Distribution thermique; (b) cinétiques thermiques choisies; (c) microdureté fonction des pics de température; (d) essai de traction à 750 °C fonction de des pics de température.

joint. Par conséquent, cette approche ne peut pas s’appliquer à deux soudures avec des modes opératoires de soudage différents.

Rettenmeier *et al.* [57] s’attachent à caractériser l’influence des contraintes multiaxiales cycliques imposées sur un rail de pont mobile élévateur. Ce rail, en S355 J2 étant soudé, ces travaux cherchent également à définir l’impact des contraintes résiduelles sur la durée de vie. Comme évoqué dans les paragraphes précédents les éprouvettes utilisées pour obtenir les paramètres stabilisés du modèle d’érouissage cinématique non linéaire d’Armstrong-Frederick sont massives et ne sont que de deux types : matériau de base ou zone fondue. La même approche est considérée par Shi *et al.* [63] et Baptista *et al.* [11]. Rettenmeier *et al.* [57] concluent que les contraintes résiduelles de soudage peuvent être négligées dans l’estimation de la durée de vie (bien qu’elles se relaxent) et ajoutent que cette dernière est plutôt liée à la géométrie de rayon de raccordement en pied de cordon.

Cette remarque, qui peut être vraie, est souvent avancée dans les travaux portant sur la fatigue des assemblages soudés, cependant l'aspect du comportement cyclique des phases métallurgiques est omis.

Finalement des travaux tenant compte de la métallurgie ont été récemment conduits par Moeini *et al.* [53] dans un contexte de soudage laser. La technique utilisée consiste en l'établissement de comportements mécaniques de différentes régions de la zone soudée d'un acier Dual Phase DP600 (ZF, ZAT et matériau de base) comportant des proportions de phases différentes. Chacune des zones prélevées a été ensuite convertie en un élément de volume représentatif par le logiciel ImageJ®. Ainsi le maillage de ce dernier obtient la forme de microstructure. Le comportement de chacune des phases est calculé à partir d'équations expérimentales empiriques et avec un modèle d'écrouissage cinématique de Chaboche dont les propriétés ont été établies dans cette étude [52]. Ainsi une comparaison numérique entre le modèle numérique et des essais expérimentaux est proposée et apporte une concordance satisfaisante. Or dans cette étude les contraintes résiduelles ne sont pas prises en compte. De plus les résultats obtenus sont aussi très dépendants des conditions de soudage, et ne sont donc pas applicables dans un autre cas.

Nous constatons à travers toutes ces études la difficulté à obtenir des données fiables et représentatives des zones soudées. Les principales problématiques de ces zones sont la taille (de quelques millimètres) et leurs hétérogénéités. De plus les résultats exposés ci-dessus sont fortement liés à leurs conditions d'obtention expérimentales. Ceux-ci sont réalisés pour des configurations et des paramètres de soudage donnés. Les observations ne peuvent donc pas être généralisées à d'autres cas. Nous exposerons, dans le chapitre 2 et le chapitre 3, le protocole expérimental mis en place dans cette étude afin de se prémunir à la fois des problèmes d'hétérogénéité, et des problèmes de taille d'échantillon, tout en restant au plus proche de l'histoire thermique vécu en soudage.

CHAPITRE 2

Modélisation de la métallurgie du soudage de l'acier S355 J2

Avant de désirer parcourir la planète
pour découvrir l'altérité a-t-on
seulement pensé à parler avec son
voisin de palier ?

Aurélien Barrau

2.1 Introduction

La bonne connaissance des lois de comportement statiques ou dynamiques des matériaux est une clef essentielle pour réaliser des calculs de qualité. Nous avons vu dans le chapitre 1 la difficulté de mettre en évidence ces lois dans le cas des assemblages soudés. L'hétérogénéité des phases présentes et la taille restreinte des ZAT de soudage en sont les principales causes. C'est pourquoi dans ce chapitre, nous proposons une méthodologie expérimentale pour la création d'éprouvettes à métallurgie maîtrisée. Ces éprouvettes serviront par la suite à déterminer une loi de comportement multi-phasique cyclique. Dans un premier temps, les traitements thermiques réalisés avec une machine Gleeble® seront présentés. Ils s'appuient sur un diagramme TRCS issu de la littérature. En effet les vitesses de refroidissements visées lors ces traitements thermiques sont choisis pour se rapprocher le plus possible des conditions de refroidissement vécues par la matière durant le procédé de soudage. Dans un second temps, les résultats expérimentaux seront exploités pour caler un modèle numérique simulant la transformation bainitique en fonction de la vitesse de refroidissement. La métallurgie finale induite par le soudage d'une structure industrielle de grandes dimensions en acier S355 J2 sera simulée en tenant compte des couplages thermo-métallurgiques à l'aide du logiciel Sysweld®[24]. L'état de contraintes résiduelles sera ensuite obtenu à partir d'un calcul mécanique. Les résultats obtenus seront confrontés à des observations expérimentales.

2.2 Réalisation des éprouvettes métallurgiques

2.2.1 Équipements expérimentaux

La machine Gleeble

Tous les traitements thermiques ont été réalisés grâce à une machine Gleeble® appartenant au laboratoire LIMATB de l'Université Bretagne Sud située à Lorient (Figure 2.1). Celle-ci se présente sous la forme d'une petite machine de traction horizontale dans laquelle l'éprouvette à tester est placée entre deux mors en cuivre dans une enceinte fermée. Ces derniers permettent de chauffer la pièce par effet joule. L'enceinte, qui est également étanche, permet non seulement de contrôler l'atmosphère de traite-

ment (vide ou gaz inerte), mais aussi de réaliser des trempes. La Gleeble® est une machine thermo-mécanique permettant d'atteindre des vitesses de chauffe et de refroidissement contrôlées jusqu'à $\pm 10\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ tout en assurant une vitesse de déformation maximale de $1\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$. Elle est donc tout indiquée pour reproduire expérimentalement des cinétiques thermiques de soudage qui sont de l'ordre de centaines de degrés par seconde.



FIGURE 2.1 – Machine Gleeble® utilisée pour les traitements.

Microscopie

Pour les observations microscopiques de ce chapitre, nous avons utilisé un équipement optique AX70-Provis® de la marque OLYMPUS. Le prélèvement des échantillons s'est fait par tronçonnage grâce à un disque 50A15 de la marque STRUERS, avec les conditions de coupe suivantes : $V_c=3500\text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et $f_c\ 0,15\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Après enrobage, le polissage a été réalisé avec une machine automatique TEGRAPOL-31® également de la marque STRUERS. La procédure de polissage est la suivante :

- papier abrasif P500 à l'eau pendant 7 minutes à $150\text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et 20 N ;
- papier abrasif P1200 à l'eau pendant 7 minutes à $150\text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et 20 N ;
- pâte abrasif $9\ \mu\text{m}$ pendant 5 minutes à $150\text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et 20 N ;
- pâte abrasif $3\ \mu\text{m}$ pendant 5 minutes à $150\text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et 20 N ;
- pâte abrasif $1\ \mu\text{m}$ pendant 5 minutes à $150\text{ tr}\cdot\text{min}^{-1}$ et 20 N.

Après ces étapes de préparation, l'attaque chimique a été réalisée au moyen du réactif Nital préparé avec 1,27 ml d'acide nitrique à 65% dilué dans 20 ml d'éthanol. La durée de l'attaque a été fixée à 10 secondes. Un dernier rinçage à l'éthanol vient définitivement stopper l'attaque.

Dureté

Pour réaliser les mesures de dureté, nous avons utilisé un duromètre Mitutoyo AVK-C2®. Nous avons choisi d'utiliser un indenteur pyramidal à base carrée (dureté Vickers), avec une charge de 30 kgf. Les mesures de dureté permettent de caractériser d'un point de vue mécanique une microstructure. Leur point fort est avant tout de fournir des données quantitatives précises que nous pouvons comparer à notre TRCS de référence, et ceci de manière aisée. Cela nous donne alors une bonne indication sur la métallurgie obtenue après traitement.

2.2.2 Géométrie et matériau de base des éprouvettes métallurgiques

L'acier S355 J2 est un acier ferrito-perlitique à transformations de phases (acier hypoeutectoïde) couramment utilisé dans l'industrie. Du fait de son prix, celui-ci est largement employé pour la construction de grands ensembles mécano-soudés tel que des bras de levage. Il est disponible en tôles, en tubes roulés soudés, en laminés, en étirés. La désignation du S355 s'appuie sur la norme NF EN 10027 [6] :

- "S" pour acier de construction ;
- 355 pour $Re \geq 355$ MPa ;
- J2 pour un niveau de garantie de résistance à la rupture fragile de 27 J à -20 °C.

Les éprouvettes métallurgiques utilisées ont été extraites par tournage dans une barre étirée à froid de $\varnothing 14$ mm dont la composition chimique est donnée dans le Tableau 2.1. Les extrémités ont été réduites à un $\varnothing 10$ mm pour pouvoir être montées dans les mors de la machine Gleeble®. Le centre de l'éprouvette a été laissé volontairement massif au $\varnothing 12$ mm pour pouvoir extraire à posteriori des éprouvettes de fatigue oligocyclique comme présentées sur la Figure 2.2. Chaque essai a été instrumenté au moyen de 3

thermocouples de type K dénommés TC1, TC2, TC3. L'asservissement de la consigne de température a été réalisé avec le signal retour de TC1, situé dans le plan de symétrie de l'éprouvette. Dans le but d'observer le gradient de température au sein de l'échantillon, TC2, et TC3 ont été placés à 10 mm de part et d'autre du thermocouple central. Sur la Figure 2.3 est présentée l'éprouvette montée dans la machine Gleeble® pendant le traitement thermique et après la trempe.

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Fe
S355 J2	0.150	0.210	1.236	0.0130	0.0230	0.025	0.176	Bal.

TABLEAU 2.1 – Composition de l'acier S355 J2, pourcentage massique.

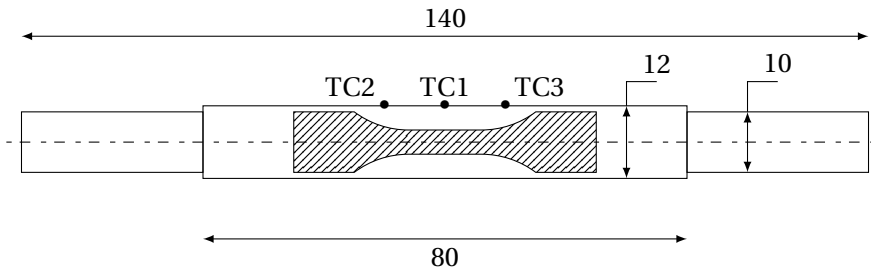


FIGURE 2.2 – Géométrie de l'éprouvette de traitement thermique intégrant l'éprouvette oligocyclique finale (zone hachurée).

Enfin, la Figure 2.4 nous montre une pseudo-vue 3D du matériau avant l'application des traitements thermiques. Pour fixer les directions du repère, nous avons choisis la convention suivante : DD - Drawing Direction (direction d'étirage) et RD - Radius Direction (direction du rayon). On remarque sur cette image le fibrage marqué dans la direction DD. Les grains sont donc d'une forme allongée, ce qui est donc cohérent avec le mode d'obtention. La perlite apparaît en noire et la ferrite en gris.

2.2.3 Traitements thermiques

Comme évoqué dans le chapitre 1, les traitements thermiques permettent de modifier la métallurgie. Dans la plupart des cas, ils sont utilisés afin d'augmenter les propriétés mécaniques des matériaux. Dans le cas du soudage, le procédé occasionne un traitement thermique brutal. Dans le souci



FIGURE 2.3 – Éprouvette pendant le traitement. (a) : maintien à 900°C. (b) : après la trempe.

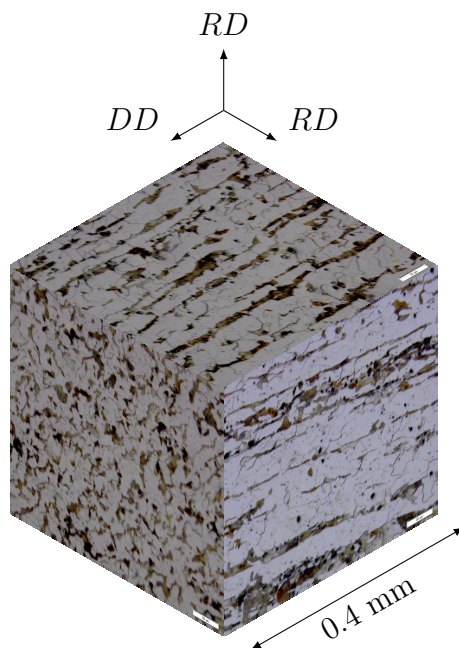


FIGURE 2.4 – Pseudo-vue 3D du métal de base S335 J2.

d'identification d'une loi de comportement cyclique d'une ZAT de soudage, nous devons développer un comportement mécanique prenant en compte les aspects multi-phases de ces zones. C'est pourquoi nous avons décidé de produire 5 types d'éprouvettes métallurgiques représentatives, afin de décomposer les comportements mécaniques des différentes phases :

- les éprouvettes 100% martensitique (notées M100);
- les éprouvettes 75% martensite et 25% bainite (notées B25);
- les éprouvettes 25% martensite et 75% bainite (notées B75);
- les éprouvettes 100% bainite (notées B100);
- les éprouvettes 100% ferrite/perlite (notées F100).

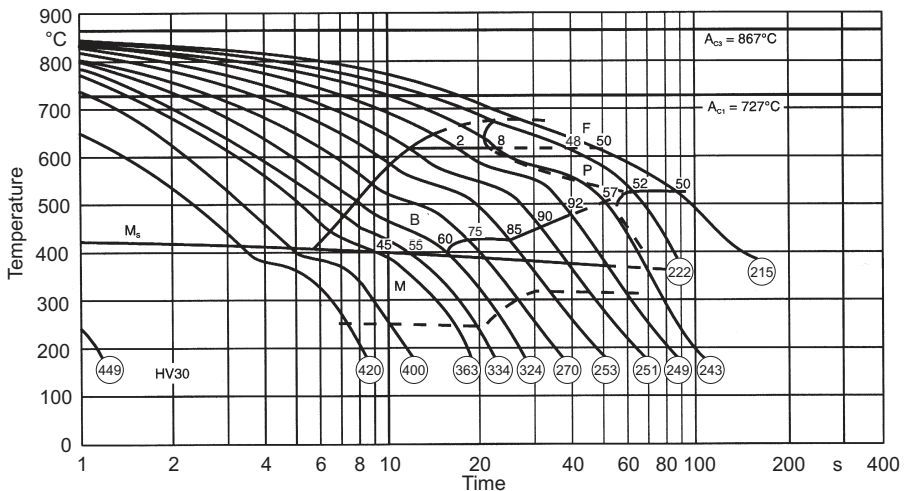


FIGURE 2.5 – TRCS de l'acier S355 J2 d'après [61].

La Figure 2.5 présente le TRCS sur lequel nous nous sommes basés pour nos essais. Nous pouvons distinguer les différents domaines des phases solides de cet acier : M pour martensite, B pour bainite, F pour ferrite, et P pour perlite. Les températures des différentes transformations sont également indiquées : M_s (Martensite start), A_{c1} et A_{c3} . Les valeurs de dureté attendues, exprimées en HV30, sont indiquées dans des bulles pour chaque isotherme.

Sur la Figure 2.6 sont tracés par superposition, les consignes que nous avons choisi d'imposer à TC1 pour chacune de nos d'éprouvettes afin d'obtenir la métallurgie voulue. Les compositions avec 100% de proportion de phase (M100, B100, et F100) ont été les premières produites car plus maitrisables. Les compositions dites "mixtes" ont été produites dans un deuxième temps. Tous les essais commencent par une montée en température à 900 °C réglée par le thermocouple TC1 à la vitesse de 100 °C·s⁻¹. Puis le maintien pendant 60 s au dessus de Ac3 nous permet d'assurer une bonne austénitisation. Pour obtenir de la martensite brute de trempe, le traitement

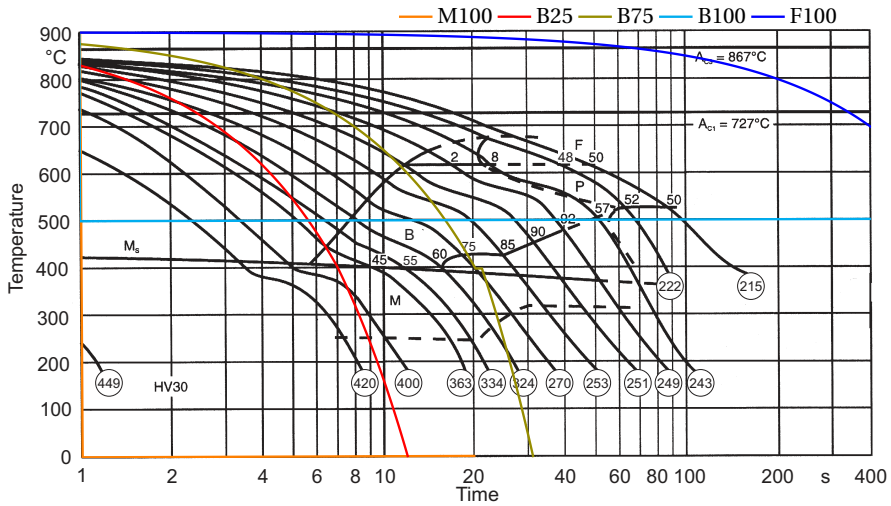


FIGURE 2.6 – Consignes choisies pour la réalisation des éprouvettes métallurgiques.

consiste à refroidir le plus vite possible la pièce. En se basant sur le TRCS, il nous faut passer sous la barre des 420 °C en moins de 5 secondes. Pour atteindre la vitesse de refroidissement visée (environ 100 °C·s⁻¹) une trempe à l'eau froide d'une température inférieure à 20 °C et à une pression de 400 kPa a été effectuée. Cependant, un tel protocole rend difficile le contrôle de la cinétique de refroidissement.

Pour produire une éprouvette avec 25% de bainite, nous avons utilisé un traitement en deux étapes. La première étape consiste à avoir le pourcentage de bainite visé, la seconde fige la composition et la microstructure obtenue. L'éprouvette est soumise à une première trempe à l'hélium avec une pression constante 250 kPa. Cette étape nous permet d'atteindre une vitesse de

refroidissement d'environ $-65\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Finalement une trempe à l'eau vient stopper la transformation bainitique, et le pourcentage d'austénite restante est alors transformé en martensite (Figure 2.7). Nous verrons par la suite que la trempe finale a été anticipée pour assurer la qualité microstructurale de notre éprouvette.

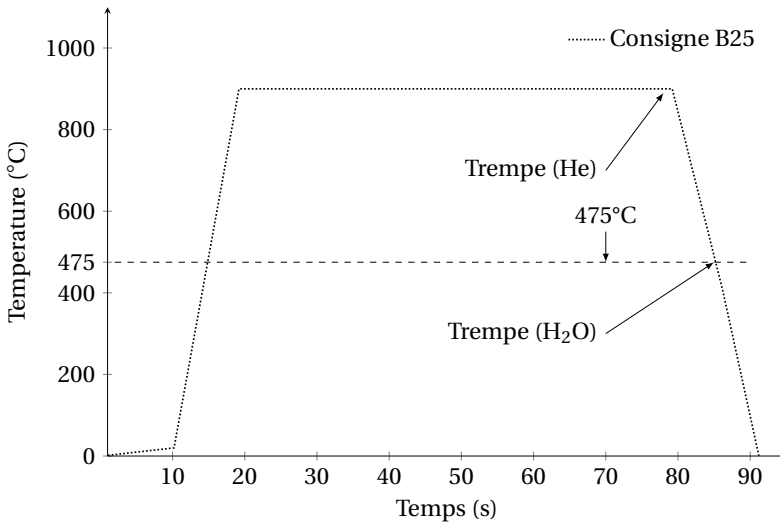


FIGURE 2.7 – Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 25% bainitique.

Comme pour les éprouvettes B25, la production des éprouvettes B75 est faite en deux étapes. Cette fois ci, la pression évolue de 150 kPa à 250 kPa ce qui permet de réguler un refroidissement à $-25\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. De même, la dernière étape permet la transformation finale de l'austénite restante en martensite via une trempe à l'eau (Figure 2.8).

Pour la fabrication des éprouvettes B100, une trempe étagée a été adoptée comme représentée sur la Figure 2.9. Cette technique consiste à traverser le nez bainitique durant le plus de temps possible pour assurer une transformation la plus complète de l'austénite. Le choix de cette procédure vient de la difficulté à traiter le cas B100 en refroidissement continu. En effet, il aurait été compliqué de suivre parfaitement l'isotherme bainitique la plus haute compte tenu de sa proximité avec le domaine ferrito-perlitique, comme indiqué sur la Figure 2.6.

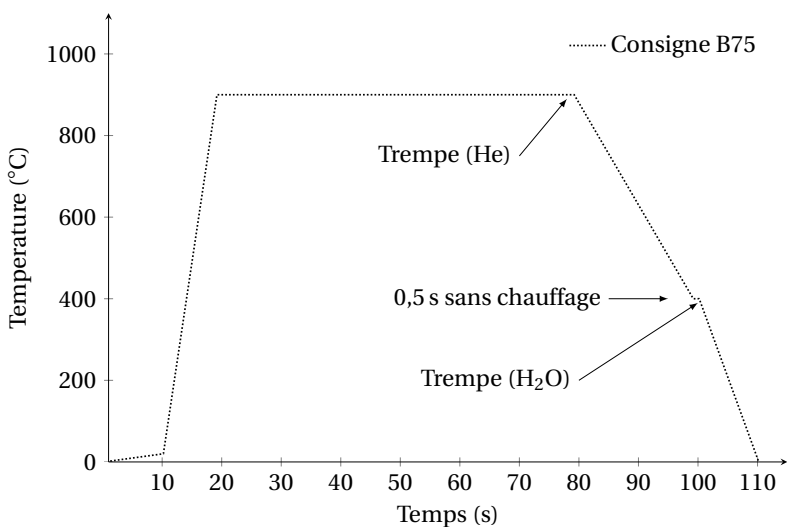


FIGURE 2.8 – Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 75% bainitique.

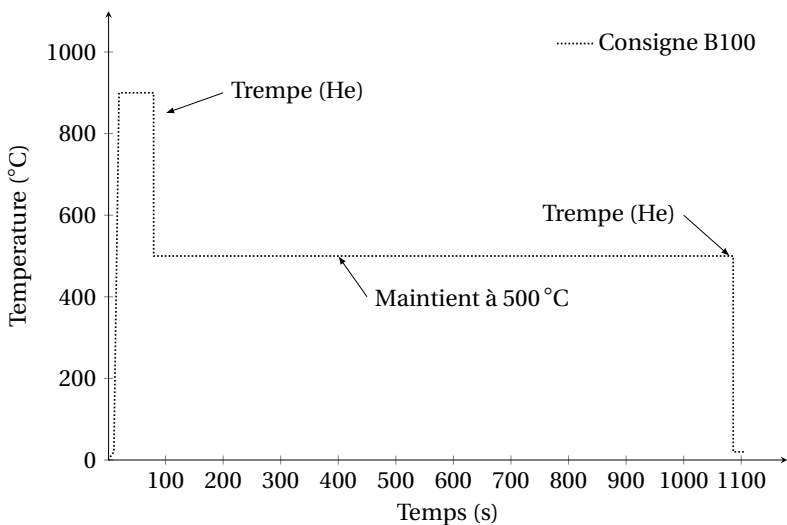


FIGURE 2.9 – Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 100% bainitique.

Enfin pour les éprouvettes F100, le refroidissement est lent, $-0,5^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, ce qui est plus lent que le refroidissement naturel de l'éprouvette à l'air libre. De ce fait, la machine doit réguler l'énergie dans l'éprouvette pour maintenir la vitesse de refroidissement voulue. L'intégralité de l'essai a été réalisé sous vide pour éviter la formation d'oxydes et limiter les pertes par convection (Figure 2.10).

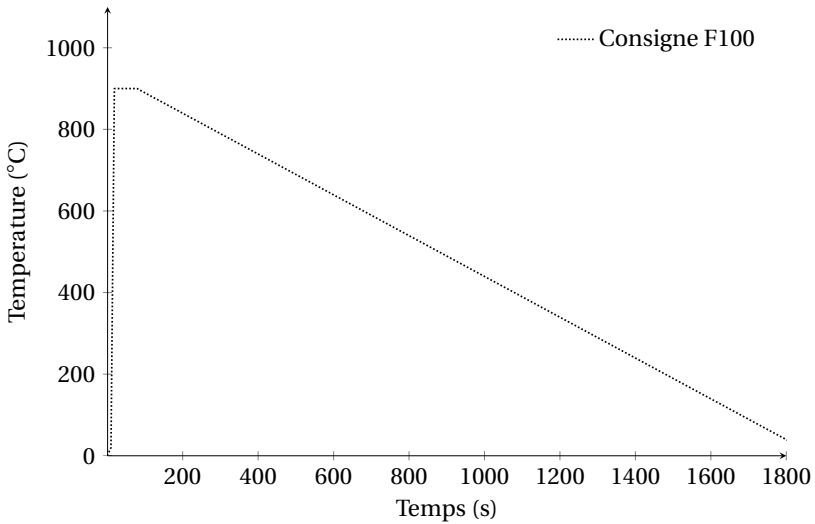


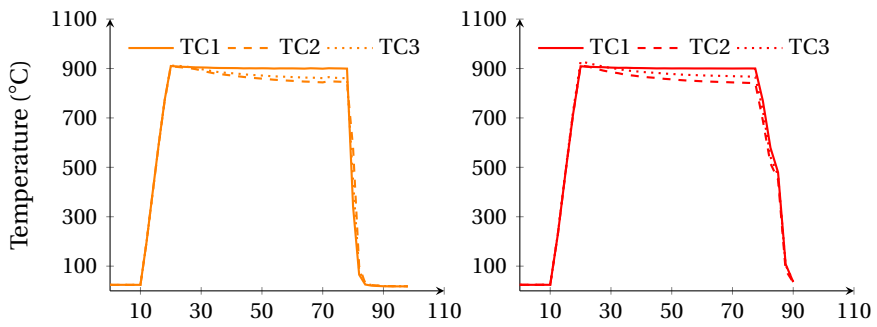
FIGURE 2.10 – Cinétique thermique imposée pour la production d'éprouvettes 100% ferrito-perlitique.

2.3 Résultats expérimentaux

2.3.1 Analyse thermique

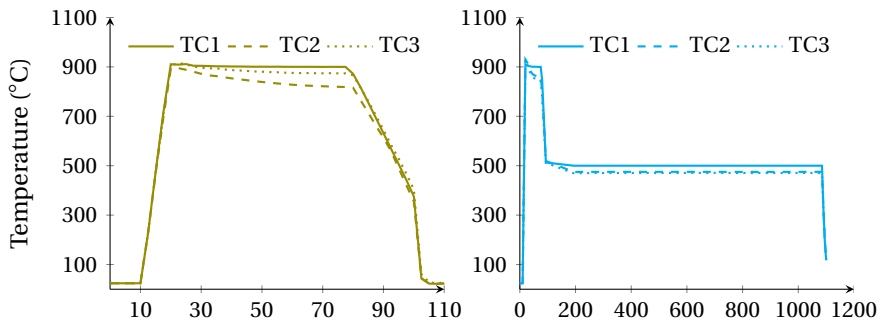
Étude de la réponse thermique des éprouvettes

Comme évoqué au début de ce chapitre, le but de ces travaux est de produire des éprouvettes homogènes et reproductibles dans la zone centrale lieu de la future caractérisation mécanique. Puisque ces deux contraintes (homogénéité et reproductibilité) sont extrêmement liées à l'histoire thermique vécue par l'éprouvette, une analyse fine des relevés de températures est présentée.



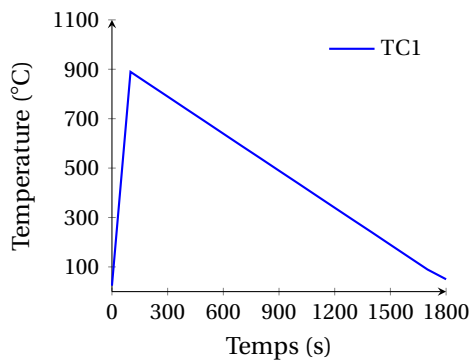
(a) M100-06

(b) B25-05



(c) B75-05

(d) B100-05



(e) F100-05

FIGURE 2.11 – Réponse thermique typique M100, B25, B75, B100, et F100.

En Figure 2.11 sont présentées les réponses typiques des différentes éprouvettes. De prime abord, il est intéressant d'observer la bonne correspondance des courbes avec les cycles thermiques programmés vus précédemment. Nous pouvons également remarquer le bon établissement de la phase d'austénitisation. La température globale de chaque échantillon est maintenue au dessus de A_{c3} ($900\text{ }^{\circ}\text{C}$). Cependant nous notons une différence d'évolution de la température relevée par les thermocouples TC2 et TC3. Ce phénomène peut être expliqué par la conjugaison de plusieurs aléas expérimentaux. Premièrement une différence de conduction thermique dans les deux mors en cuivre de la machine peut affecter le champ de température. Deuxièmement une dissymétrie du dispositif de trempe; troisièmement la précision d'instrumentation des 3 thermocouples. Malgré ces perturbations expérimentales, les températures mesurées en surface nous permettent d'affirmer la bonne austénitisation de l'éprouvette et en particulier dans la zone utile. Pour la suite des analyses, nous n'irons pas plus loin dans l'étude thermique des éprouvettes ferrito-perlitique. En effet la cinétique est relativement lente et permet donc d'assurer une bonne homogénéité dans l'éprouvette. De plus cette métallurgie n'est pas forcément présente dans une ZAT de soudage au vu des faibles vitesses de refroidissement.

Homogénéité et reproductibilité des cycles thermiques

Comme évoqué précédemment, les transformations métallurgiques sont intimement liées à la vitesse d'évolution de la température. Une simple étude de l'évolution des températures en fonction du temps n'est donc pas suffisante pour caractériser finement la microstructure. C'est pourquoi nous avons choisi d'étudier les vitesses de refroidissement, dans la gamme de température de transformation correspondante, des 3 traitements à refroidissement continu (M100, B25, B75). En revanche, pour le traitement isotherme de l'éprouvette B100, l'étude des cinétiques de températures dans le nez bainitique n'aurait pas de sens puisque ces cinétiques sont nulles. Un simple contrôle de la température a donc été mené.

Les Figures 2.12 à 2.14 montrent l'évolution de la vitesse de refroidissement moyenne en fonction de la température moyenne des 3 thermocouples TC1, TC2 et TC3. Pour chaque composition nous nous concentrons exclusivement sur la bonne gamme de températures de transformation relevées sur le TRCS de la Figure 2.5. Les valeurs moyennes ont été calculées en chaque instant en tenant compte des 9 éprouvettes de chaque compo-

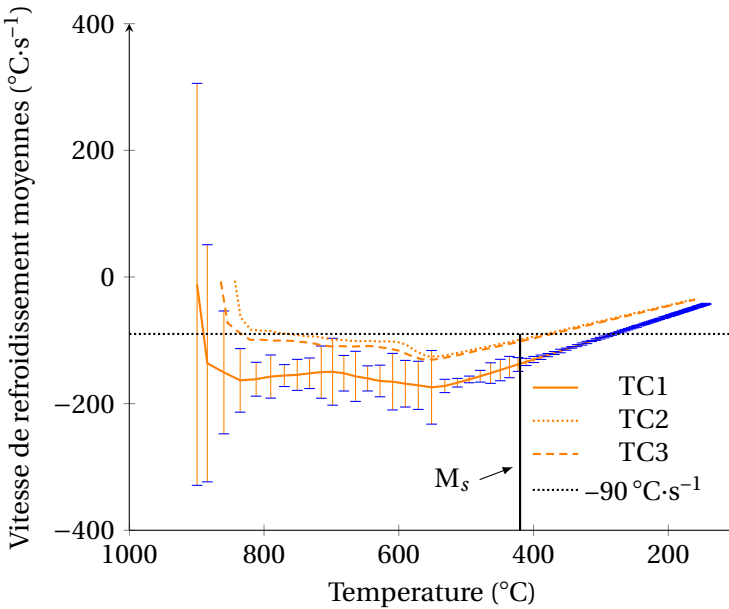


FIGURE 2.12 – Cinétique thermique moyenne en fonction de la température moyenne dans le cas de la martensite (M100).

sition métallurgique. Seuls les écarts-types concernant TC1 ont été tracés pour améliorer la lisibilité des graphiques. Ceci est conforté par le fait que les écarts-types de TC2 et TC3 ont une importance moindre que ceux de TC1 au vu de leurs localisations par rapport à l'éprouvette finale de traction compression.

A propos de la composition 100% martensitique (fig. 2.12), nous avons effectué une analyse tout au long de la trempe. Dans la première partie du traitement thermique, nous notons la stabilité de la vitesse de refroidissement (environ $-150\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ jusqu'à $550\text{ }^{\circ}\text{C}$). Il est intéressant de remarquer que les 3 cinétiques de refroidissement moyennes restent en dessous de la limite de $-90\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ déduite du TRCS, jusqu'à la température de début de transformation martensite (M_s). Nous entrons donc dans le domaine martensitique en évitant le nez bainitique (pour tout les thermocouples) puisque que nous avons des vitesses de refroidissement suffisantes. De plus, nous avons un écart-type relativement faible compte tenu des cinétiques importantes, d'environ $\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ pour TC1 à proximité de M_s . Ces différentes observations nous amènent ainsi aux conclusions suivantes. Nous

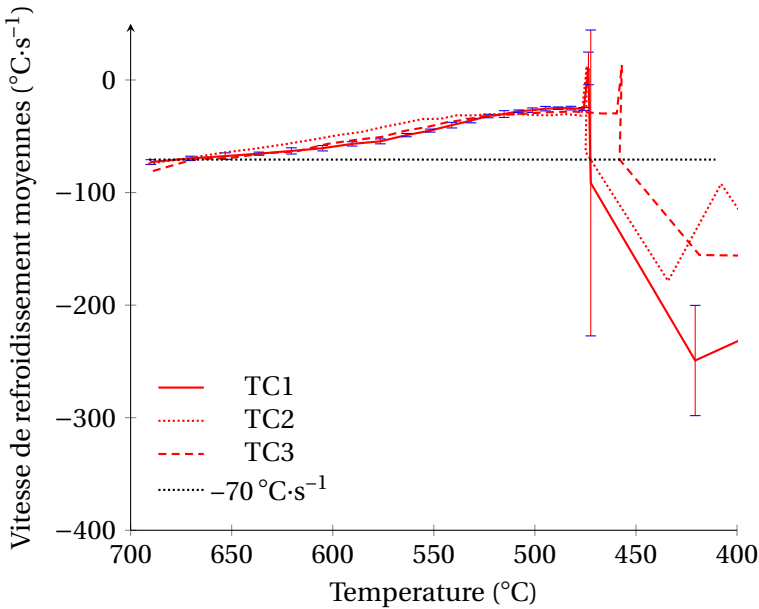


FIGURE 2.13 – Cinétique thermique moyenne en fonction de la température moyenne dans le cas de la bainite à 25% (B25).

avons d'une part des éprouvettes homogènes micro-structurellement parlant, entre TC2 et TC3, puisque ces derniers sont toujours inférieurs à la vitesse limite de transformation. D'autre part nous avons également des éprouvettes reproductibles au vu des faibles écarts types. Ces deux conclusions sont donc particulièrement valables pour la zone d'extraction de l'éprouvette finale.

Pour la composition comportant 25% de bainite (fig. 2.13), la vitesse de refroidissement visée a été difficile à suivre compte tenu de la rapidité de la transformation. En effet, d'après le TRCS, la gamme de températures de transformation est très faible : entre 400 et 450 $^{\circ}\text{C}$. Les cinétiques sont plus rapides que celles désirées initialement ($-70^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$). Lors des premières phases de test, la trempe finale figeant définitivement la microstructure était initialement déclenchée à 450 $^{\circ}\text{C}$. Cependant cela conduisait par la suite à des éprouvettes à trop fort pourcentage de bainite. Pour éviter cela, la trempe a finalement été anticipée à 475 $^{\circ}\text{C}$. La différence de cinétique entre les trois thermocouples, est très faible, de l'ordre de $10^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Cela indique une homogénéité satisfaisante dans la zone d'intérêt. Finalement, les écarts-

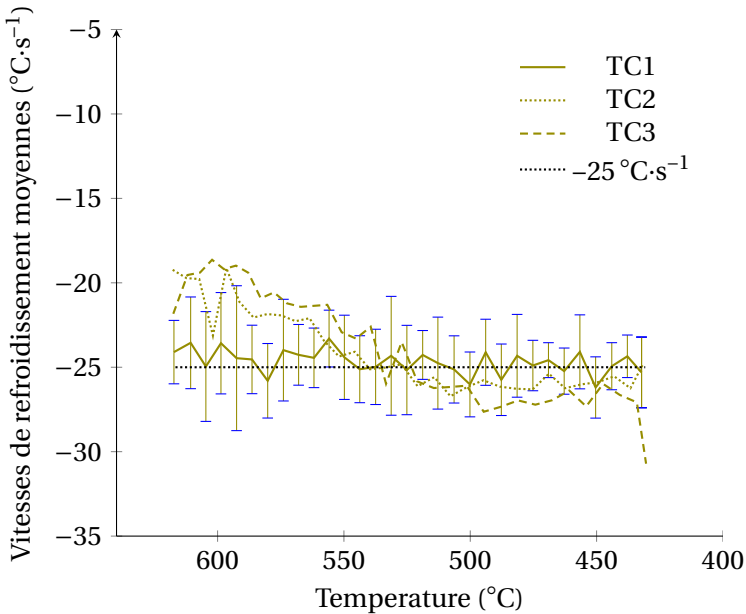


FIGURE 2.14 – Cinétique thermique moyenne en fonction de la température moyenne dans le cas de la bainite à 75% (B75).

types calculés sont assez faibles ($\pm 1,3 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) et permettent de conclure sur une bonne répétabilité du processus de traitement.

En ce qui concerne la composition contenant 75% de bainite, comme présentée sur la Figure 2.14, la vitesse de transformation attendue est atteinte pour le thermocouple TC1 dans la gamme de températures de transformation indiquée par le TRCS de la Figure 2.5. C'est à dire de 620 à 430 °C. Au sujet des 2 autres thermocouples, les cinétiques de refroidissement sont légèrement plus faibles en début de transformation (de 620 à 540 °C) puis légèrement plus élevées en fin de transformations (de 540 à 430 °C). Les différences identifiées sont la plupart du temps comprises entre les courbes enveloppes engendrées par les écarts types associés à TC1 ($\pm 1,0$ à $\pm 4,3 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$). Ces observations nous permettent donc de conclure à une bonne homogénéité et répétabilité du traitement pour l'obtention des éprouvettes en B75.

Comme indiqué précédemment, une transformation isotherme a été utilisée pour l'obtention d'éprouvettes 100% bainitiques. Pour cette composition, l'étude thermique s'est seulement limitée à l'observation de l'évo-

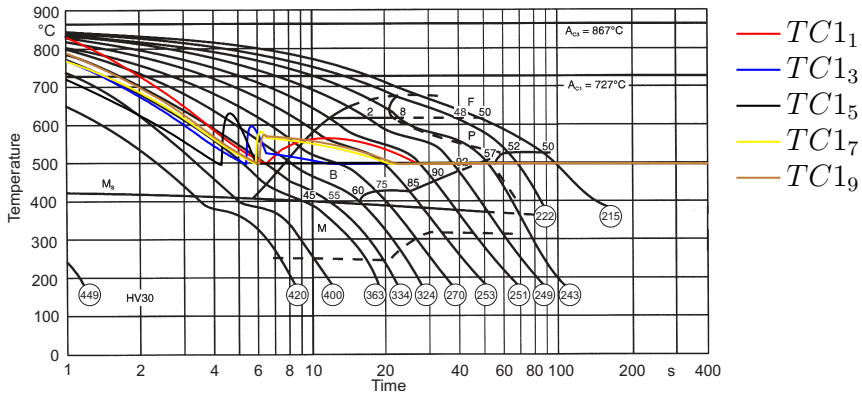


FIGURE 2.15 – Évolution de la température dans le cas de la bainite 100% (B100).

lution de la température en fonction du temps. Sur la Figure 2.15, ne sont représentées que 5 courbes parmi les 9 courbes disponibles, pour des raisons de lisibilité. Celles-ci sont superposées au TRCS sur lequel nous basons notre étude. Un rebond de température apparaît à la fin de la première trempe, juste avant le palier de maintien à 500 °C. La dynamique de changement de température étant élevée, le système de régulation de la machine met quelques secondes pour s'adapter et atteindre la consigne. Malgré ce phénomène, le système de régulation parvient tout de même à faire en sorte que la température reste dans le nez bainitique. De plus le rebond observé est relativement court en comparaison du reste du traitement (1000 s au total). C'est pourquoi nous considérons que ce fait n'a peu ou pas d'impact sur la composition finale de notre éprouvette. Dans ce sens, aucune étude complémentaire n'a été faite pour tenter de minimiser les pics de température.

Pour conclure sur les données expérimentales d'un point de vue thermique, celles-ci nous ont permis de :

- nous assurer de l'homogénéité. Les différentes vitesses visées ont été atteintes dans la partie centrale de l'éprouvette, située entre les deux thermocouples extrêmes TC2, et TC3;
- nous assurer de la répétabilité. Les écarts-types calculés sur les 9 éprouvettes de chaque composition sont largement acceptables compte tenu des célérités des transformations.

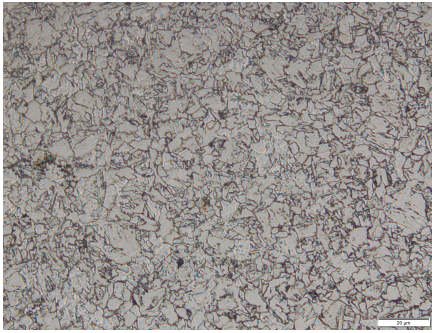
2.3.2 Analyse des microstructures obtenues

Analyse des micrographies

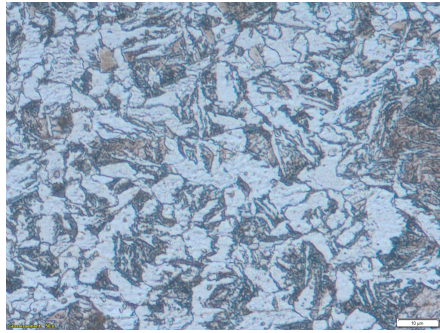
Les différentes micrographies obtenues sont présentées sur la Figure 2.16, avec un grossissement $\times 50$. Un exemple de microstructure bainitique est présenté sur la Figure 2.16a. On distingue de la bainite granulaire composée de grain de ferrite (en gris) et de cémentite (en noir, tout autour des grains de ferrite). La microstructure en aiguille typique de la martensite est présentée sur la micrographie 2.16d (en noir sur la photographie). Les observations microscopiques confirment donc la formation de deux structures différentes pour les deux éprouvettes monophasées. Les éprouvettes B75 et B25 montrent un mélange de bainite et de martensite. Il est cependant difficile de statuer directement sur un pourcentage précis. Nous distinguons malgré tout un volume de bainite (en gris) plus important sur la Figure 2.16b (B75) que sur la Figure 2.16c (B25), ce qui est cohérent.

Détermination des volumes de phases

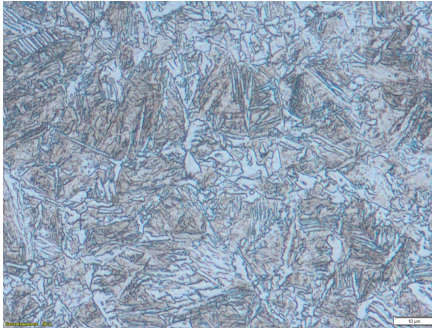
Malgré les techniques modernes de microscopie (Diffraction d'électrons rétrodiffusés; (*Electron BackScatter Diffraction*) (EBSD), etc.), aucune solution automatique n'a été trouvée et/ou n'est facilement applicable pour doser les volumes de phases dans le cas particulier du mélange bainite/martensite. C'est pourquoi nous nous sommes orientés sur une approche statistique par comptage de grains sur les éprouvettes bi-phasiques. La méthode E562-01 [7] a été choisie. Après extraction d'un échantillon dans le plan DD-RD, puis une préparation métallurgique identique à celle citée ci-dessus, la procédure consiste en la superposition d'une grille de 88 points sur la micrographie. Les points de la grille sont espacés de $10\mu\text{m}$. Ensuite les intersections entre les grains de bainite et la grille sont comptés. Un pourcentage de grain de bainite est ainsi obtenu sur l'ensemble de la grille. Vingt-cinq micrographies de comptage ont été réalisées pour B25 et dix-huit pour B75. Le nombre de points de la grille ainsi que le nombre de micrographies ont été choisis pour assurer une précision relative d'au moins 10% (%RA). Pour vérifier la bonne homogénéité dans l'éprouvette, trois zones d'intérêt ont été définies depuis le cœur de l'éprouvette jusqu'à la surface à chaque localisation radiale des différents thermocouples comme décrit sur la Figure 2.17. Finalement un comptage de 2200 points a été réalisé manuellement pour une éprouvette de B25 et 1584 points pour une éprouvette de B75.



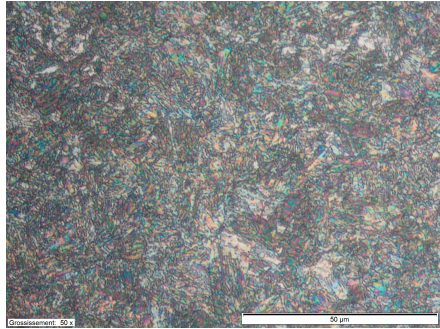
(a) B100



(b) B75



(c) B25



(d) M100

FIGURE 2.16 – Microstructures obtenues par les traitements thermiques.

Les résultats obtenus pour chacune des métallurgies ont pu être traités par analyse statistique avec les expressions suivantes :

$$\bar{P} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{P_i}{P_T} \times 100 \quad (2.1)$$

$$s = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [P(i) - \bar{P}]^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.2)$$

$$CI\ 95\% = t \times \frac{s}{\sqrt{n}} \quad (2.3)$$

$$\%RA = \frac{CI\ 95\%}{\bar{P}} \times 100 \quad (2.4)$$

où \bar{P} est la proportion de phase moyenne, P_i est le nombre de point comptés à la $i^{\text{ème}}$ micrographie, P_T est le nombre total de points sur la grille de test, $P(i)$ est la proportion de phase à la $i^{\text{ème}}$ micrographie, s est l'écart-type estimé, n est le nombre de micrographies réalisées, t est la valeur de la table de Student, CI 95% est l'intervalle de confiance à 95%, et %RA est la précision relative en pourcentage. Les données sont recueillis dans le Tableau 2.2.

Pour les éprouvettes de type B25 les résultats sont très satisfaisants puisqu'un taux de bainite de $25,2 \pm 2,5\%$ est trouvé expérimentalement, avec un indice de confiance de 95%. La précision relative est elle aussi de bonne qualité car elle est en dessous des 10 % souhaités. En revanche, les résultats de B75 sont en dessous des valeurs escomptées de 10 points environ mais possèdent tout de même de bonnes valeurs statistiques. Ceci nous permet de conclure que nos éprouvettes ne sont certainement pas assez riches en phase bainitique, mais que celles-ci sont homogènes et répétables.

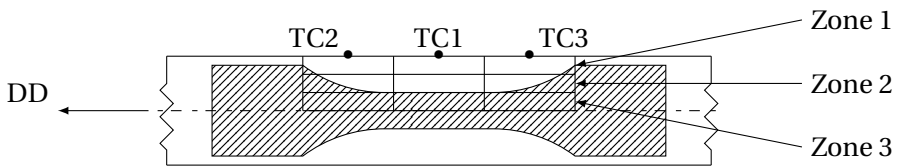


FIGURE 2.17 – Disposition des zones d'études par rapport aux thermocouples.

		TC2	TC1	TC3	\bar{P}	Écart-type	CI 95%	%RA
		[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
B25	Zone 1	22.5	22.4	19.3	25.2	5.9	2.5	9.8
	Zone 2	32.0	26.9	24.8				
	Zone 3	28.2	26.9	19.3				
B75	Zone 1	67.6	75	68.8	65.7	5.9	2.9	4.5
	Zone 2	69.9	66.2	64.5				
	Zone 3	60.6	62.1	65.9				

TABLEAU 2.2 – Proportions de phases observées par la norme E562-01.

Mesures de dureté

Les mesures de dureté ont été conduites dans le sens radial des éprouvettes sur un diamètre complet (dans le plan RD-RD). De cette manière la filiation de dureté nous permet d'analyser l'évolution métallurgique entre la surface et le centre des éprouvettes. Onze mesures réparties uniformément ont été faites le long du diamètre. Dans le Tableau 2.3, nous avons moyenné les valeurs puis comparé celles-ci aux duretés indiquées sur le TRCS expérimental. En ce qui concerne les éprouvettes B100, B25 et M100, les écarts relatifs par rapport aux données sont très faibles (maximum de 2,6 % pour la bainite à 100 %). Bien que l'écart-type de M100 soit supérieur à 10 %, conséquence de la rapidité de la transformation, les autres écarts-types sont de bonne qualité au sens de leur faible valeur. Pour le cas de B75, la dureté est légèrement supérieure à la prédiction. Ce résultat traduit donc un taux de bainite plus faible que voulu, ce qui est en total accord avec l'analyse de comptage de grains qui a été exposée précédemment. Il est difficile dans le cas F100 d'estimer clairement un objectif à atteindre à partir du TRCS. Néanmoins les mesures réalisées nous indiquent une dureté moyenne de 162.5 HV. Nous verrons par la suite que les valeurs obtenues sont en accord avec les observations expérimentales.

Éprouvettes	F100	B100	B75	B25	M100
Dureté du TRCS [HV ₃₀]	∅	240	270	380	440
Dureté expérimentale [HV ₃₀]	162.5	233.6	287.3	371	442.8
Écart-type [HV ₃₀]	5.2	3.3	5.7	6.2	12.2
Écart relatif [%]	∅	2.6	6.4	2.4	0.6

TABLEAU 2.3 – Comparaison entre les mesures de duretés expérimentales et les duretés théoriques du TRCS expérimental.

Les onze valeurs mesurées diamétralement ont été par la suite tracées sur la Figure 2.18. Les courbes en pointillés représentent respectivement la valeur préconisée par le TRCS. Les valeurs sont très homogènes dans l'éprouvette. De plus dans la zone d'intérêt finale (entre ±2 mm), celles-ci sont très constantes ce qui est un excellent point pour la future caractérisation mécanique.

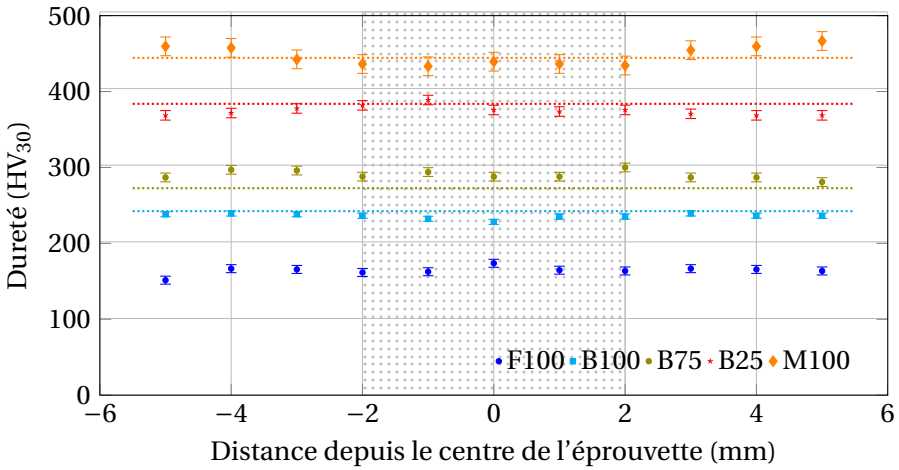


FIGURE 2.18 – Mesure de dureté selon le diamètre pour les compositions B100, B75, B25, et M100.

Conclusion

Nous avons vu au travers des différents résultats expérimentaux que la méthode utilisée pour la production d'éprouvettes à métallurgies maîtrisées représentatives de structures présentes dans une ZAT de soudage est très satisfaisante. En se basant sur un TRCS expérimental issu de la littérature et choisi avec soin, il a été possible de mettre en place un protocole expérimental permettant de produire :

- des éprouvettes avec une bonne répétabilité de la structure métallurgique;
- des éprouvettes avec une zone utile finale homogène.

En revanche l'objectif qui consistait en la production d'éprouvettes bainitiques à 75 % n'a pas été atteint avec la précision voulue. En effet le taux de bainite semble être égal à 65 % selon les résultats de comptage de grains. Les résultats expérimentaux sont néanmoins excellents d'un point de vue statistique et nous permettent donc d'exploiter sereinement les résultats mécaniques qui seront présentés dans le chapitre 3. Dans la suite du manuscrit nous nommerons par conséquent ces éprouvettes B65 pour être en accord avec les observations expérimentales.

2.4 Modélisation des transformations métallurgiques

2.4.1 Introduction

Grâce aux manipulations expérimentales nous avons également pu paramétrer un modèle de transformations métallurgiques. Comme évoqué dans le chapitre 1, nous devons rendre compte des transformations diffusives, et des transformations displacives.

Dans la littérature, de nombreux auteurs ont cherché à démontrer l'importance d'avoir un bon calage de paramètres dans les différents modèles. En effet, ceux-ci influencent très fortement les résultats finaux, comme par exemple les contraintes résiduelles de soudage. Caron *et al.* [14] ont étudié numériquement l'influence de 3 diagrammes TRC pour l'acier S355, puis ils les ont comparés à des résultats expérimentaux. Ils ont utilisé dans leurs travaux les données métallurgiques présentes dans la base de données du logiciel Sysweld®. Celles-ci sont présentées sur le TRC numérique de la Figure 2.19.

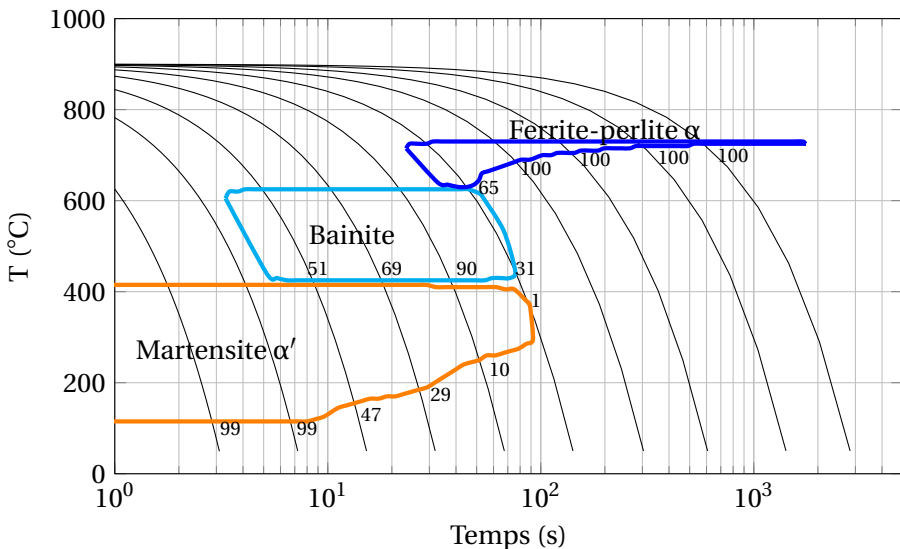


FIGURE 2.19 – Diagramme TRC issu de la base de données Sysweld® utilisée par Caron *et al.* [14].

Le domaine ferrito-perlitique est modélisé de manière satisfaisante. De plus cette transformation ne se produit pas dans la ZAT de soudage en raison des hautes vitesses de refroidissement. C'est pourquoi nous n'avons pas cherché pour la suite à améliorer la modélisation de cette transformation. En revanche, nous remarquons une forte différence dans la forme des domaines bainitiques et plus particulièrement pour les vitesses de refroidissement les plus élevées (forme rectangulaire au lieu d'une forme trapézoïdale sur notre TRCS expérimental). Le modèle utilisé ici anticipe le début de transformation bainitique. Le taux de bainite est donc trop élevé lorsque la température atteint M_s . Cela a pour conséquence de sous-estimer les taux de transformations finales de martensite. Nous avons donc travaillé sur le calage des paramètres métallurgiques du domaine bainitique et par conséquent sur la forme du domaine martensitique.

2.4.2 Calage des transformations de phases

Pour la modélisation de la transformation displacive (fer $\gamma \rightarrow$ martensite α'), le modèle le plus utilisé est le modèle de Koistinen Marburger [40] :

$$p(T) = \left(1 - e^{-b(M_s - T)}\right) \quad (2.5)$$

où, dans notre cas, $M_s = 420^\circ\text{C}$ et $b = 0.01428$ sont respectivement la température de début de transformation martensitique et le coefficient directement lié à la vitesse de transformation. Ce modèle ne possède que 2 paramètres ce qui facilite les identifications.

Pour traduire le comportement de la transformation bainitique (décomposition de l'austénite en bainite), nous avons utilisé le modèle de Johnson-Mehl-Avrami [8, 9, 10, 43] décrit par l'Équation 2.6 :

$$\frac{dp}{dt} = n f (P - p) \left[\ln \left(\frac{P}{P - p} \right) \right]^{\frac{n-1}{n}} \quad (2.6)$$

où $n=3$ et $P=1$ sont des paramètres, et f est définie par le produit de 2 fonctions $f_1(T)$ et $f_2\left(\frac{dT}{dt}\right)$. Les valeurs de ces dernières sont présentées dans les Tableau 2.4 et Tableau 2.5.

T (°C)	410	411	520	620	621
f_1	10^{-6}	0.066	0.2	0.066	10^{-6}

TABLEAU 2.4 – Valeurs de la fonction f_1 pour la transformation bainitique.

T (°C s ⁻¹)	-82.5	-65.0	-58.8	-42.9	-33.1	-25.6	-15.0
f_2	0.001	0.5	1.3	1.48	1.4	1.15	1

TABLEAU 2.5 – Valeurs de la fonction f_2 pour la transformation bainitique.

Pour montrer la bonne concordance entre les résultats expérimentaux et notre modèle numérique, nous avons réalisé un calcul simple sur une maille 2D avec le logiciel Sysweld®. L'élément fini est considéré comme 100% austénitique au début de la simulation, et une température initiale est fixée à 900 °C. Nous avons ensuite imposé aux noeuds, la température moyenne relevée par le thermocouple TC1 lors des 9 traitements thermiques pour chaque type de métallurgie produite (M100, B100, B65, et B25). Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 2.6. Le modèle montre une corrélation satisfaisante avec les observations expérimentales puisque les écarts relatifs n'exèdent pas 5,8 %.

Éprouvette	B100	B65	B25	M100
Pourcentage de bainite calculé (%)	99.9	68.8	23.7	0.0
Écart relatif (%)	0.1	5.8	5.2	0

TABLEAU 2.6 – Résultats numériques du modèle métallurgique.

En complément la Figure 2.20 présente non seulement le nouveau calage métallurgique mais aussi les consignes moyennées des Thermocouples TC1 expérimentaux. Nous pouvons constater le changement de la forme du domaine bainitique qui se rapproche beaucoup plus de celle du TRCS expérimental voulu.

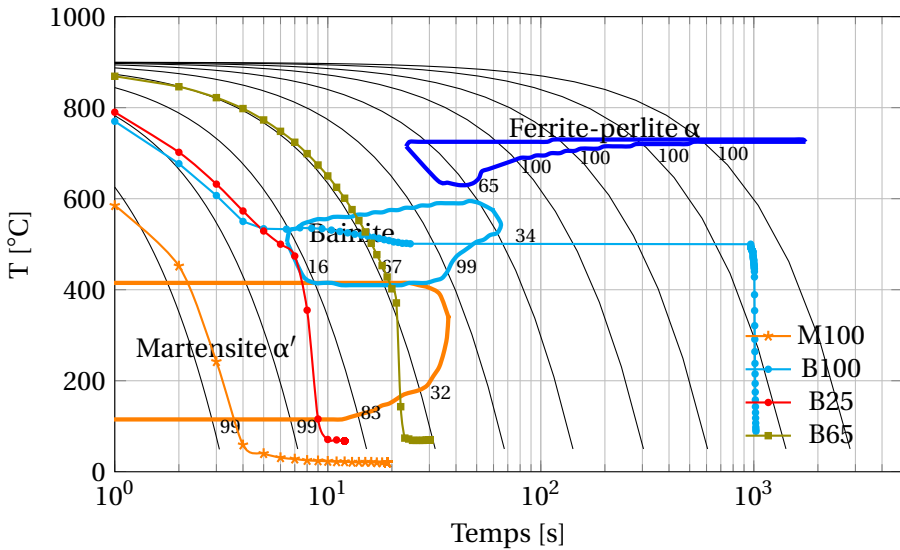


FIGURE 2.20 – Diagramme TRC avec les nouvelles données métallurgiques.

2.4.3 Conclusion

Nous avons donc pu grâce à notre protocole expérimental, caler un modèle métallurgique suffisamment précis pour rendre compte de l'évolution des proportions de phases bainitique et martensitique pour des hautes vitesses de refroidissement représentative d'une opération soudage.

2.5 Simulation des conséquences induites pour une structure industrielle de grandes dimensions

2.5.1 Introduction

Cette étude se plaçant dans un contexte industriel fort, nous avons pu appliquer notre modèle métallurgique sur un cas réel d'assemblages soudés. Sur la Figure 2.21 est présenté le sujet d'étude. Il s'agit d'une pièce mécano-soudée, composée de 2 bras assemblés au moyen de tubes appelés bossages. Les liaisons entre les différents éléments mécaniques sont consolidés par des renforts. Les 2 flasques centraux ont un rôle de chape pour

venir fixer, lors de l'assemblage final un vérin hydraulique. Au final, les différents constituants forment un bras double d'une dimension supérieure à 1500 mm.

L'objectif est de solliciter la zone d'intérêt (repérée par le cadre bleu) avec un niveau d'effort suffisamment important pour que les zones soudées ne travaillent plus en endurance limitée ou illimitée mais basculent dans le domaine oligocyclique. Plus largement, d'un point de vue industriel, l'objectif est de connaître les limites de la pièce grâce à une estimation précise de sa durée de vie en fatigue lorsque celle-ci est utilisée en continu dans des conditions extrêmes. C'est sur celle-ci que nous modéliserons le soudage. La coupe située sur la droite de la figure nous montre les différentes épaisseurs locales, ainsi que la cotation des soudures MAG. Pour réaliser la soudure continue en angle entre le bossage et le renfort, un apothème de 6 mm est nécessaire, c'est pourquoi un mode opératoire en 2 passes minimum a été choisi. Par la suite les cordons seront notés C2 et C3. La soudure continue, notée C1, entre le renfort et le bras est elle réalisée en une seule passe. Concernant le cordon C4, celui-ci n'est réalisé que sur la moitié du bossage car il est situé à l'intérieur d'un bras. En effet l'accès n'est pas suffisant pour le passage de la torche de soudure.

2.5.2 Modélisation numérique

Maillage de la zone d'intérêt

Pour mener à bien le calcul, un maillage a été accompli avec le logiciel Visualmesh®. Une attention particulière a été apportée au maillage car la qualité des résultats en dépend. Tous les éléments sont des hexaèdres trilineaires mettant en oeuvre la technique B-bar pour le traitement de l'incompressibilité plastique, afin d'intégrer une loi élasto-plastique. En raison du caractère symétrique de la pièce, seulement la moitié du bras double a été maillée. Un raffinement du maillage a également été ajouté autour du bossage pour rendre le calcul plus précis. De plus les cordons de soudure ne se trouvant pas dans la zone d'intérêt n'ont pas été représentés dans la modélisation. En effet, ceux-ci étant éloignés des phénomènes identifiés expérimentalement, leurs effets sont donc négligeables. La Figure 2.22 présente le maillage.

Le maillage est alors constitué de 6 ensembles d'éléments représentant les composants réels d'un demi bras double. Le maillage a été construit de sorte que les nœuds des différents éléments puissent coïnci-

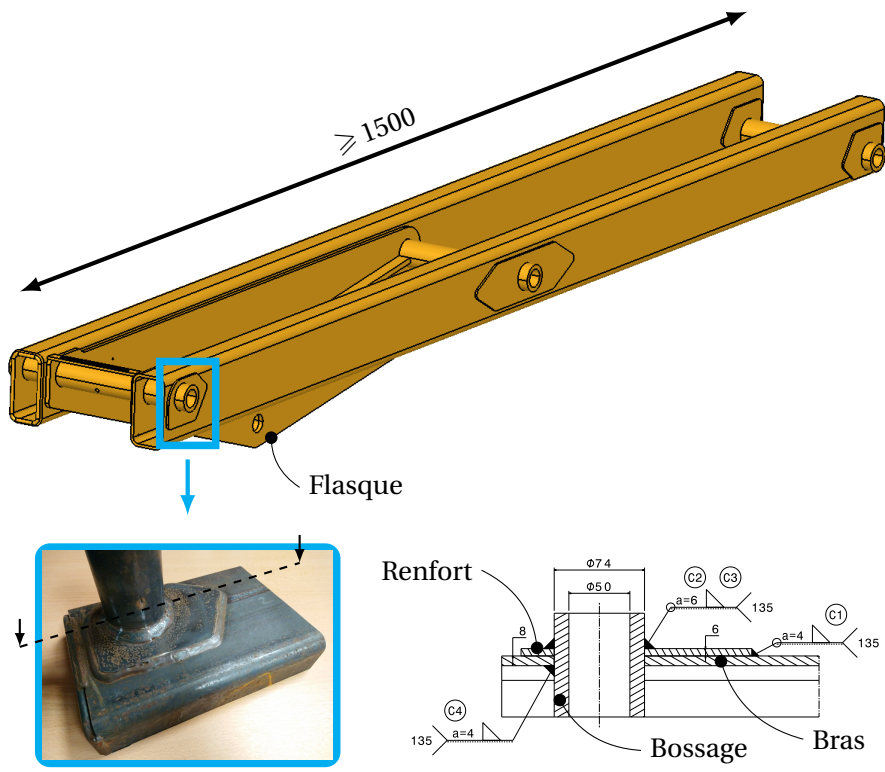
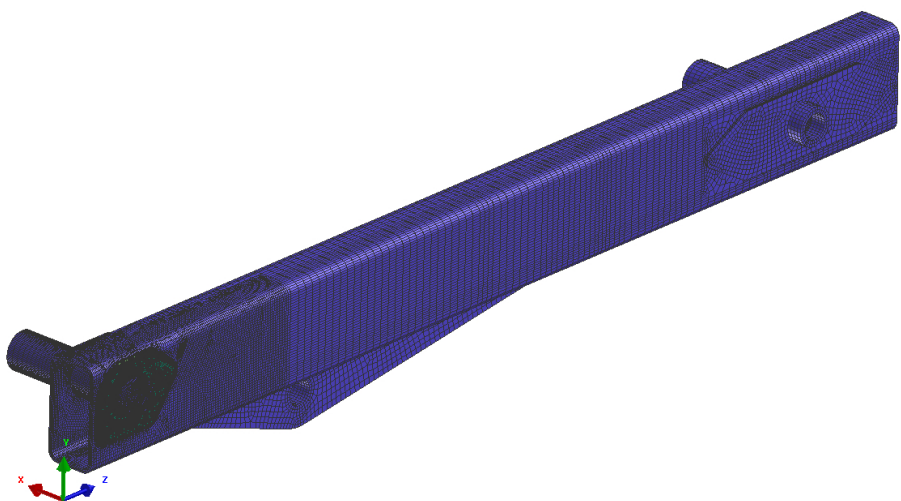
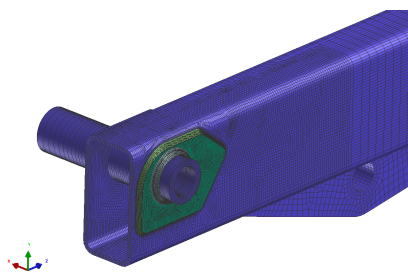


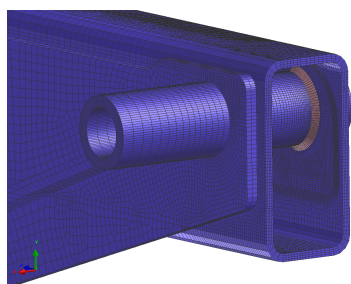
FIGURE 2.21 – Cas industriel complet.



(a) Maillage global du demi bras double.



(b) Maillage de la zone d'intérêt (vue extérieure).



(c) Maillage de la zone d'intérêt (vue intérieure).

FIGURE 2.22 – Vue du maillage globale.

der parfaitement, pour pouvoir mener des calculs avec des conditions de contact supposées glissantes. La Figure 2.23 montre cette spécificité. Le Tableau 2.7 présente le nombre d'éléments et de nœuds pour le calcul thermo-métallurgique.

- Ω_1 est l'ensemble des nœuds constituant le bras avec les bossages, les flasques, et le renfort central. Tous les constituants mécaniques sont intimement liés. Aucun jeu n'est donc considéré entre les différentes pièces lors du calcul;
- Ω_2 représente le renfort sur la zone d'intérêt, il intègre directement la préparation de bord effectuée avant le soudage pour accueillir le cordon C2 issue du Descriptif de Mode Opérateur de Soudage (DMOS) fourni par l'industriel.
- Ω_3 représente le cordon de soudure C1 ;
- Ω_4 représente le cordon de soudure C2 ;
- Ω_5 représente le cordon de soudure C3 ;
- Ω_6 représente le cordon de soudure C4.

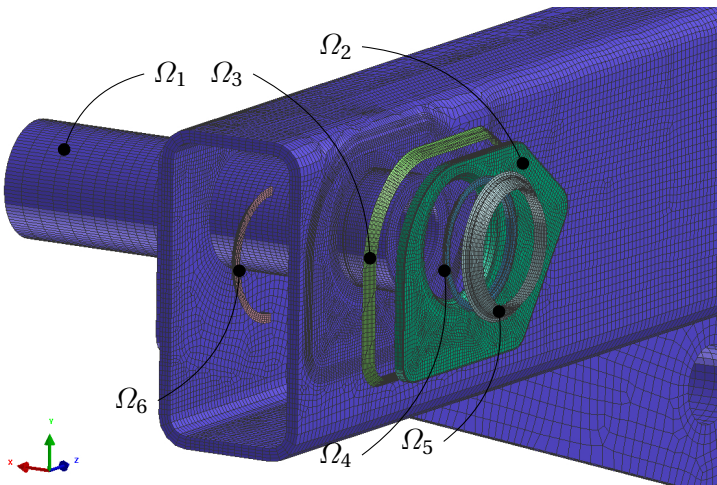


FIGURE 2.23 – Vue éclatée du maillage.

Ensemble	Nombre d'éléments	Nombre de noeuds
Ω_1	176 573	215 898
Ω_2	17 590	22 757
Ω_3	7385	9917
Ω_4	2200	3200
Ω_5	4000	5700
Ω_6	2378	1428
Total	210 126	258 900

TABLEAU 2.7 – Nombre d'éléments et de noeuds pour le calcul thermo-métallurgique.

Représentation de la source de chaleur

Dans la littérature, de nombreux auteurs ont cherché à modéliser correctement l'apport de chaleur du procédé. En effet, il est malheureusement illusoire pour l'instant d'introduire directement dans le modèle numérique les paramètres opératoires tels que la tension et l'intensité pour obtenir une source de chaleur équivalente. Beaucoup de paramètres sont à prendre en compte, et les pertes énergétiques liées aux conditions expérimentales sont difficilement quantifiables. Pour les procédés de soudage dits à haute densité d'énergie (soudage par faisceau d'électrons), une source gaussienne volumique linéairement décroissante dans l'épaisseur est souvent utilisée. Dans la même philosophie une source gaussienne surfacique est recommandée pour le soudage laser qui est limité en épaisseur [13].

Compte tenu de l'électrode fusible caractérisant le soudage MAG, Goldak *et al.* [28] ont proposé une source volumique composée de 2 demi-ellipsoïdes. Cette approche a largement fait ses preuves au vue du nombre de travaux présents dans la littérature [33, 32, 14]. Bien que cette méthode soit efficace, le calage des paramètres de la source volumique peut devenir difficile puisqu'ils sont nombreux. De plus à notre connaissance, aucune validation expérimentale et numérique n'a été conduite avec ce type de source sur les mêmes configurations que notre étude.

À la lumière de ces éléments, nous avons choisi de réaliser les calculs en s'inspirant de la source proposée par Cottier *et al.* [17], à laquelle quelques modifications ont été apportées. En effet les travaux menés l'ont été sur un assemblage en angle similaire à notre cordon C2. La géométrie de la source proposée dans nos travaux consiste en deux sources volumiques cy-

lindriques coaxiales. Le plus petit des cylindres permet d'assurer la pénétration en profondeur, c'est à dire la bonne liaison de la racine, et sera donc appelé par la suite "cylindre de pénétration". Le second, ayant un diamètre plus large, assure la fusion du reste de la section du cordon, et sera donc appelé par la suite "cylindre de fusion". Nous avons ensuite ajouté une troisième source de chaleur de type surfacique pour aider à la fusion des mailles proches des pieds de cordons. De plus, nous avons différencié les puissances injectées dans les ensembles, pour pouvoir imposer plus ou moins de puissance.

À chaque pas de temps, la source bi-cylindrique se déplace le long du cordon à souder, car le plan (\vec{x}_s, \vec{y}_s) est défini par 2 mailles 1D sur chacun des deux pieds de cordons. La source est donc capable de suivre un cordon en 3 dimensions. La Figure 2.24 indique les paramètres géométriques utilisés pour les différents cordons de soudure, ainsi que les vitesses de déplacement de la source. Le calcul réalisé respecte la séquence de soudage utilisée dans le contexte industriel : les cordons sont ainsi réalisés dans l'ordre de leur numérotation. Cependant, comme aucun temps de refroidissement entre chacune des passes n'a pu être communiqué les calculs sont enchaînés les uns à la suite des autres. Néanmoins, à la fin des calculs simulant les quatre cordons soudure, un dernier calcul est appliqué pour assurer le refroidissement complet de la structure à 20 °C pendant 3600 s.

	a	b	c	d	e	α	Vitesse de soudage [mm·s ⁻¹]	Cylindre de pénétration [W·mm ⁻³]	Cylindre de fusion [W·mm ⁻³]	Source surfacique [W·mm ⁻²]
	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[°]				
C1	6	1	1	7	7	45	7.5	$\Omega_3=60$	$\Omega_3=20$	$\Omega_3=100$
C2	6	1	toute l'épaisseur	1	5	35	7.5	$\Omega_4=60$ $\Omega_1=1000$	$\Omega_4=30$	$\Omega_4=75$
C3	6	1	toute l'épaisseur	12	15	45	7.5	$\Omega_5=60$ $\Omega_1=1000$	$\Omega_5=10$	$\Omega_5=15$
C4	6	1	toute l'épaisseur	8	8	45	7.5	$\Omega_6=60$	$\Omega_6=20$	$\Omega_6=75$

TABLEAU 2.8 – Paramètres de la source de chaleur équivalente utilisée pour chacun des calculs thermo-métallurgiques (cordons C1 à C4).

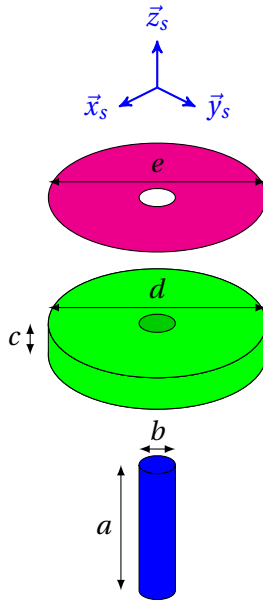
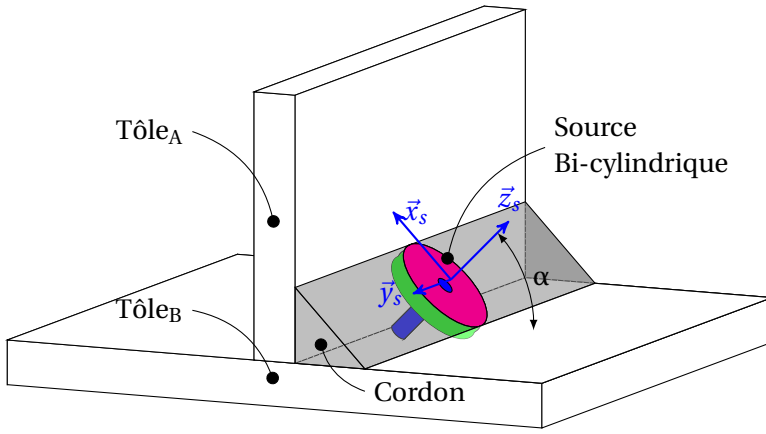


FIGURE 2.24 – Source de chaleur utilisée pour les calculs thermo-métallurgiques et paramètres géométriques.

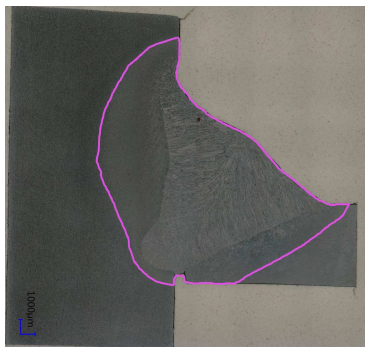
2.5.3 Résultats

Analyse des résultats thermo-métallurgiques

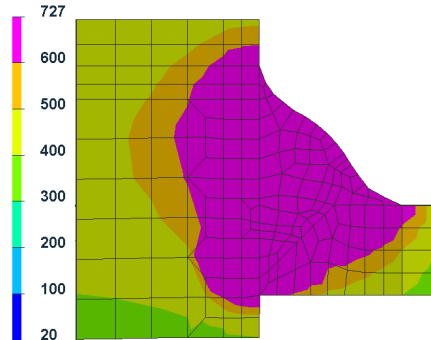
La confrontation expérience/simulation va porter ici sur les soudures C2 et C3. L'intérêt d'analyser cette partie de l'assemblage porte sur le fait que nous avons la superposition de 2 cordons avec la formation éventuelle de martensite revenue. Par conséquent un manque de précision de la simulation serait encore plus visible dans cette zone particulière.

Comparaison des ZATs

Pour comparer les ZATs numérique et expérimentale, un échantillon a été prélevé par coupe transversale sur une pièce réelle dans le double cordon C2-C3. Une procédure de polissage et d'attaque standard a été réalisée pour révéler finement la microstructure. Ainsi nous pouvons distinguer la ZAT de soudage plus aisément et la comparer au calcul. La ZAT est définie comme toutes zones du matériau de base ayant subies une température supérieure à A_{c1} ($727\text{ }^{\circ}\text{C}$). La Figure 2.25 présente cette comparaison de manière qualitative. Nous constatons une correspondance très satisfaisante sur la forme et les dimensions des deux ZATs calculée et observée expérimentalement.



(a) Macrographie expérimentale



(b) Macrographie numérique

FIGURE 2.25 – Comparaison des ZATs expérimentale et numérique.

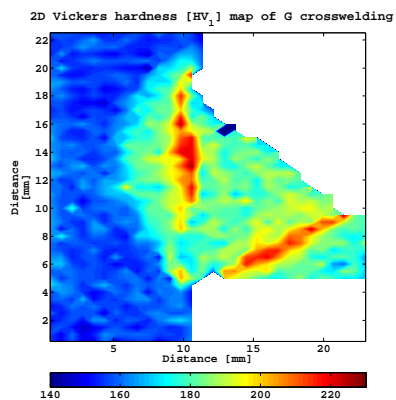
Essai de micro-dureté

Dans le but d'avoir toujours une meilleure compréhension de la ZAT et notamment de son hétérogénéité, nous avons réalisé des mesures de micro-dureté Vickers. Ces dernières ont été réalisées grâce au duromètre automatique de la marque Bhueler®. L'échantillon testé est le même que dans le paragraphe précédent. Finalement une cartographie complète a pu être obtenue avec une charge de HV1. La densité de points a pu être fixée à 0.75mm dans le sens horizontal et 0.5mm dans le sens vertical.

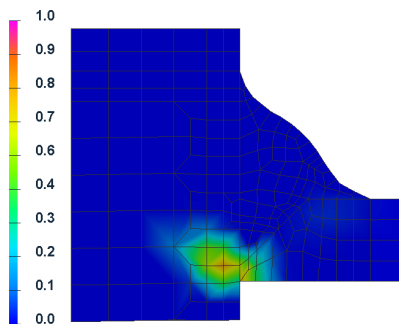
De la même manière nous avons extrait numériquement dans la même zone de prélèvement la macrographie en représentant les taux des différentes phases. La Figure 2.26 présente les résultats. Sur la cartographie de microdureté (Figure 2.26a) deux zones singulières correspondant aux zones de liaisons se révèlent être les lieux des plus hautes duretés (environ 220 HV). Du point de vue de la simulation numérique, ces mêmes zones montrent un fort taux de bainite. Ce constat est en total accord avec les duretés mesurées sur les éprouvettes à métallurgie maîtrisée.

Nous remarquons également une chute de dureté en racine du cordon à proximité du bossage. Celle-ci peut s'expliquer par le revenu subit lors du soudage du cordon C3. Nous parvenons également par modélisation à illustrer cet aspect. En effet, sur la Figure 2.26e, le taux de martensite revenue calculé est présent en assez grande quantité. En effet l'application de la première source de chaleur sur le cordon C2 a pour conséquence la formation de martensite¹. Puis l'application de la seconde source de chaleur pour le calcul du cordon C3 a pour conséquence d'effectuer un revenu dans la zone soudée initialement. Ainsi est générée de la martensite revenue qui a pour particularité d'être significativement moins dure que de la martensite standard [20]. En revanche il est plus délicat de corrélérer le taux de martensite (2.26b) avec la cartographie de microdureté. Ceci peut s'expliquer par la difficulté d'établir des modélisations thermo-métallurgiques. En effet plusieurs auteurs ont d'ores et déjà montré la grande sensibilité des résultats vis à vis des modélisations [14, 33, 49]. Par ailleurs, malgré la grande densité de points de dureté mesurés, celle-ci n'est peut-être pas suffisante pour être affectée par les fines aiguilles de martensite qui peuvent mesurées environ 0,5µm [20] et qui sont présentes en faible quantité d'après le calcul. De plus, le micro-duromètre moyenne la valeur obtenue sur la surface de l'indentateur. Des essais avec nano-indentateur pourrait être alors envisagés pour obtenir une meilleure précision.

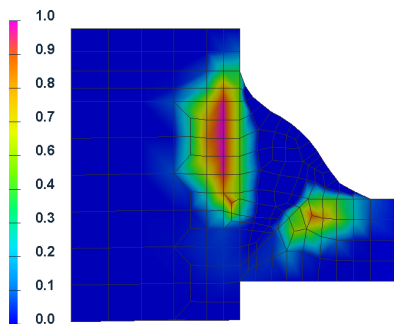
1. Ce type de martensite est parfois qualifié de "brute de trempe".



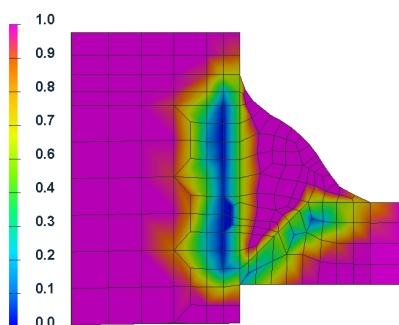
(a) Cartographie HVI



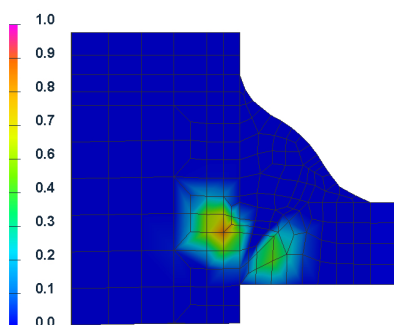
(b) Taux de Martensite



(c) Taux de Bainite



(d) Taux de ferrite



(e) Taux de martensite revenu

FIGURE 2.26 – Comparaison entre microdureté expérimentale et macrographie numérique.

Analyse des contraintes résiduelles expérimentales et numériques

À la suite du calcul thermo-métallurgique, nous avons réalisé un calcul mécanique visant à obtenir les contraintes résiduelles de soudage en tenant compte de la plasticité de transformation [45, 44]. Toutes les données matériaux des différentes phases sont directement issues de la base de données du logiciel Sysweld®[24]. Pour pouvoir discuter des résultats du calcul, nous avons réalisé des mesures visant à la détermination des contraintes résiduelles de soudage. Dans ces travaux nous avons utilisé la technique par diffraction de rayons-X. Cette dernière est basée sur l'analyse des rayons diffractés par les différents plans atomiques. Lorsque que la matière est placée sous une contrainte (interne ou externe) la distance d_{hkl} entre les plans atomiques se modifie, et par conséquent modifie également les angles de diffraction (Figure 2.27). Selon la loi de Bragg 2.7 et par comparaison aux distances théoriques des plans atomiques qui sont connues, il est alors possible de calculer les déformations internes à la matière. Enfin en utilisant la loi de Hooke, la déduction de contraintes résiduelles devient réalisable.

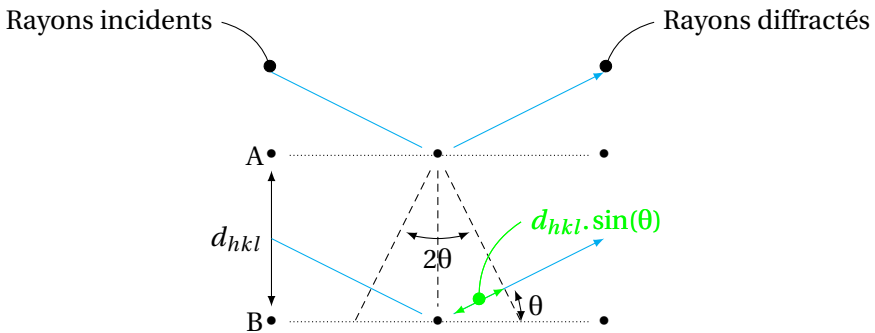


FIGURE 2.27 – Schéma de diffraction des rayons X.

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \quad (2.7)$$

où n est l'ordre de diffraction qui vaut 1 en mesure de déformations, λ est la longueur d'onde de la source, d_{hkl} la distance inter-réticulaire et θ l'angle entre le rayon incident et le plan atomique.

Pour mener les essais nous avons utilisé la machine PULSEC μ -X360n. Les données du matériau et les réglages pour la détermination des contraintes ont été les suivants :

- $d_{0hkl} = 2,8664 \text{ \AA}$: distance théorique entre les plans atomiques ;
- $E = 205 \text{ GPa}$;
- $h = 2, k = 1, l = 1$ pour les indices de Miller ;
- 35° d'angle d'incidence ;
- 1 mm de diamètre pour le faisceau ;
- 60 s pour le temps d'acquisition.

La figure Figure 2.28 présente le plan des mesures par DRX qui ont été effectuées. Celles-ci sont réparties à proximité du cordon C1 et sont effectuées le long de 5 droites de 20 mm de longueur et orthogonales à la soudure. De plus les mesures ont été densifiées à proximité du pied de cordon (tous les 2,5 mm), lieux des hautes variations de contraintes. Il est important de préciser que les mesures par DRX sont très fortement sensibles aux paramètres d'acquisition mais aussi à la taille de grain, à la microstructure, et enfin à l'état de surface des pièces mesurées. En effet, les rayons incidents et diffractés peuvent être largement impactés par la rugosité et la corrosion superficielle [60]. Dans notre cas, nous avons fait le choix d'effectuer les mesures en conservant la corrosion et la couche de calamine. Ce choix a été principalement motivé par le souhait de ne pas altérer l'état de contraintes résiduelles en essayant de retirer les couches superficielles et de rester le plus proche possible d'un contexte industriel. Néanmoins des essais de nettoyage par attaques électro-chimiques ont été menés, mais ils se sont révélés inefficaces.

La Figure 2.29 et la Figure 2.30 présentent la distribution des contraintes résiduelles obtenues expérimentalement dans la direction de soudage ainsi que dans la direction transverse. Il est à noter que toutes les mesures nous montrent des contraintes de traction et de surcroît au plus proche du pied de cordon d'une valeur moyenne d'environ 300 MPa ce qui est préjudiciable pour la tenue en fatigue.

En ce qui concerne les contraintes résiduelles dans la direction de soudage (Figure 2.29), celles-ci diminuent jusqu'à environ 15 mm. Puis une fois

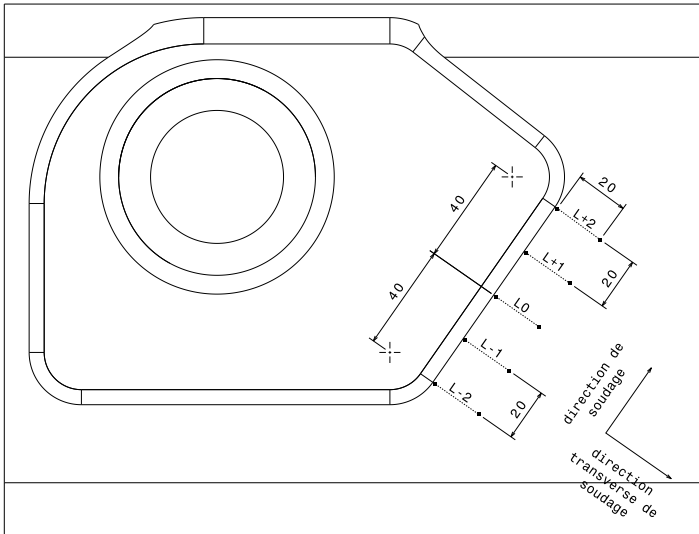


FIGURE 2.28 – Plan des mesures réalisées par DRX.

passé cette zone l'augmentation des contraintes peut s'expliquer par un retour à l'état de contraintes initiales de la structure qui n'était pas nécessairement nul avant l'opération de soudage.

En revanche pour les contraintes résiduelles dans la direction transverse, les mesures restent relativement stables comme le montre la Figure 2.30.

Par ailleurs pour comparer de manière plus qualitative nos résultats expérimentaux et numériques, nous avons choisi de calculer une courbe moyenne expérimentale et numérique pour chacune des 2 contraintes analysées. La Figure 2.31 présente une comparaison des résultats obtenus pour la contrainte suivant la direction de soudage. Il est important de noter que malgré toutes les simplifications faites au cours de la modélisation et des mesures, nous obtenons le bon ordre de grandeur des contraintes. De plus la diminution des contraintes sur les 15 premiers millimètres est également présente numériquement. En revanche l'augmentation finale des contraintes (de 15 à 20 mm) n'est pas captée. Cela peut s'expliquer par la modélisation dans laquelle nous avons considéré un état de contrainte vierge avant soudage pour toute la structure. L'histoire de la mise en forme et de l'obtention de la matière n'a donc pas été intégrée car du côté industriel ces données ne sont pas disponibles.

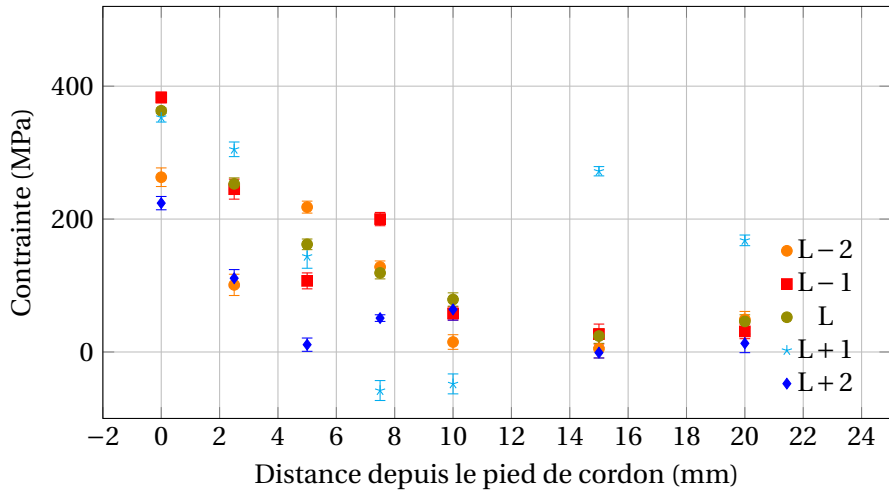


FIGURE 2.29 – Contraintes résiduelles dans la direction de soudage.

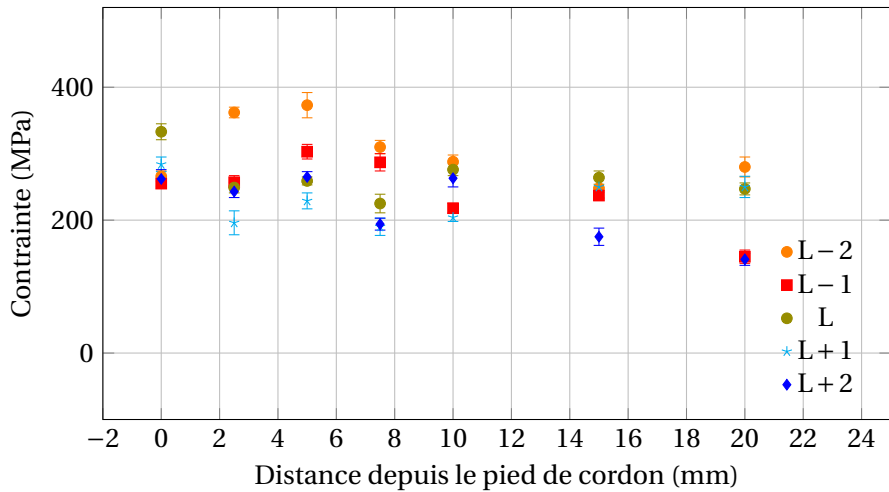


FIGURE 2.30 – Contraintes résiduelles dans la direction transverse de soudage.

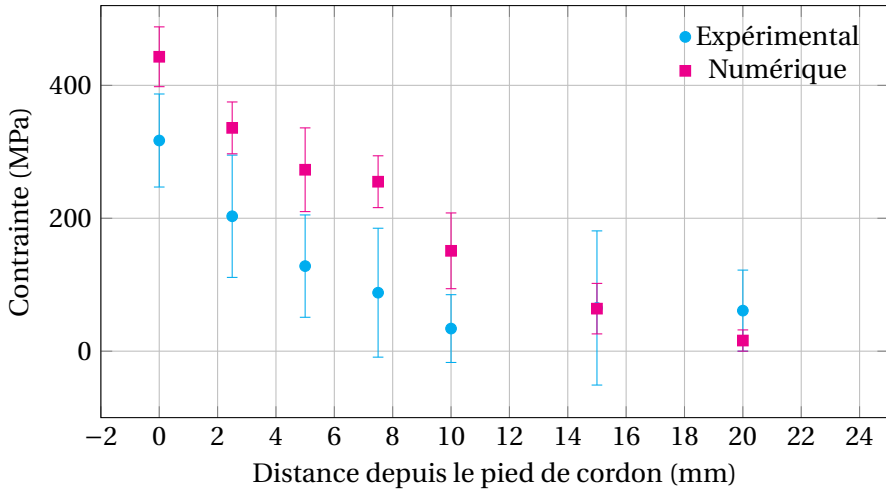


FIGURE 2.31 – Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction de soudage - (moyenne des 5 filiations).

La Figure 2.32 compare les données expérimentales et numériques pour la contrainte suivant la direction transverse de soudage. Encore une fois l'ordre de grandeur est conservé. En revanche la comparaison n'est pas aussi satisfaisante que dans le cas de la contrainte suivant la direction de soudage. Une fois de plus cela peut être expliqué par la non prise en compte d'un état de contrainte initial induit par la mise en forme antérieure de la structure.

La tenue à la fatigue d'un assemblage soudé est très sensible à l'état de contrainte en pied de cordon. Les Figures 2.33 et 2.34 présentent respectivement l'évolution des contraintes résiduelles dans la direction de soudage et dans la direction transverse. En conclusion nous pouvons constater que les comparaisons sont satisfaisantes dans ces zones. Nous pouvons considérer que la modélisation des contraintes résiduelles est suffisamment précise pour l'utiliser dans l'analyse cyclique qui sera présentée au chapitre 4.

La Figure 2.35 présente la cartographie des contraintes résiduelles selon von Mises. Celle-ci nous montre des taux de cisaillement importants à proximité des pieds de cordon. De plus la Figure 2.36 présente la cartographie des contraintes résiduelles moyennes. Nous pouvons remarquer sur cette dernière que la majorité des pieds de cordons subissent une contrainte résiduelle moyenne de traction. Cette dernière remarque est en totale accord avec les observations expérimentales.

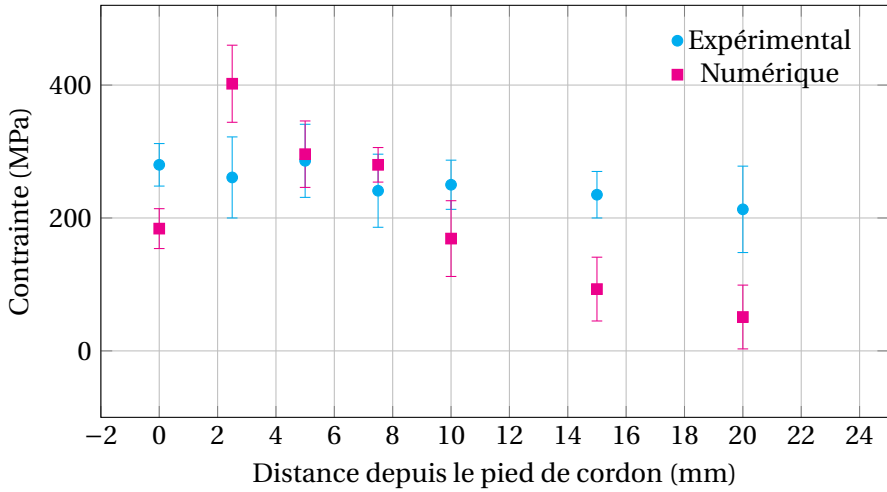


FIGURE 2.32 – Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction transverse de soudage - (moyenne des 5 filiations).

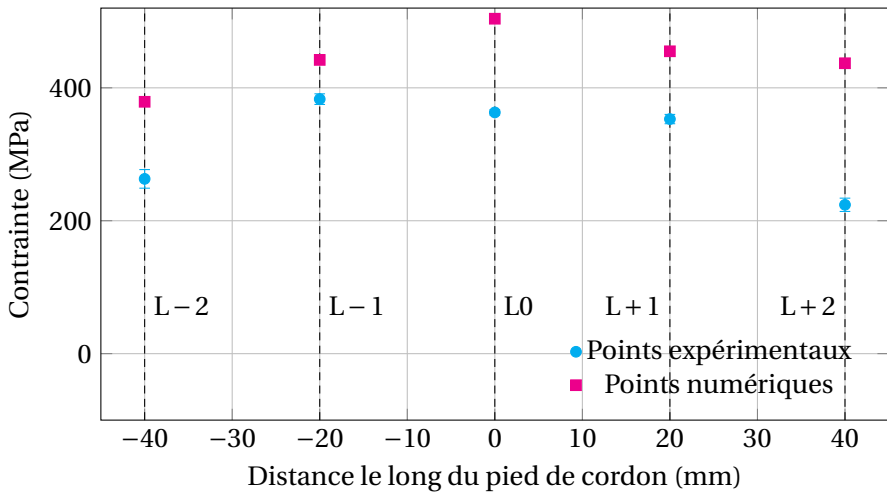


FIGURE 2.33 – Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction de soudage le long du pied de cordon.

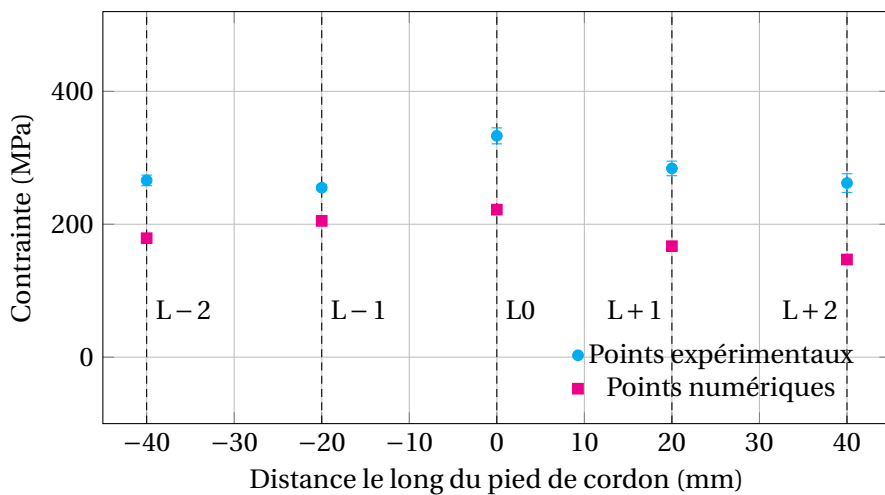


FIGURE 2.34 – Comparaison des contraintes résiduelles expérimentales et numériques dans la direction transverse de soudage le long du pied de cordon.

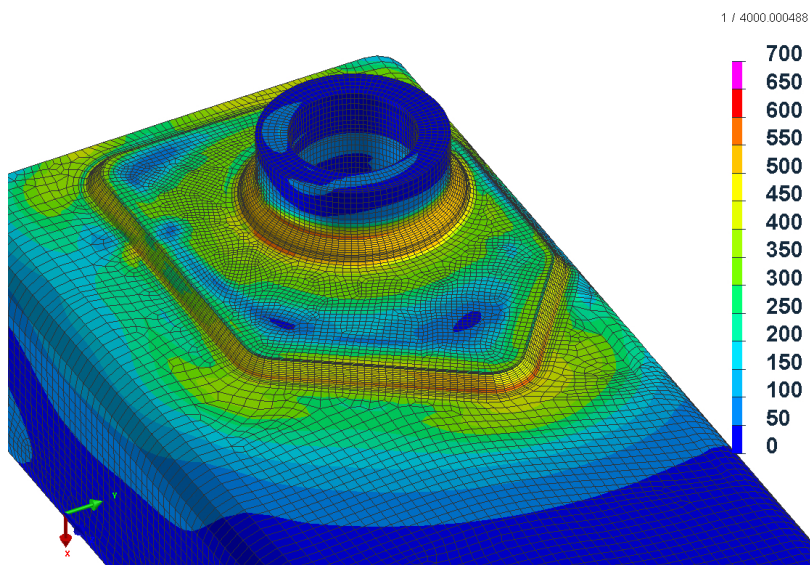


FIGURE 2.35 – Cartographie des contraintes résiduelles selon von Mises - Vue isométrique.

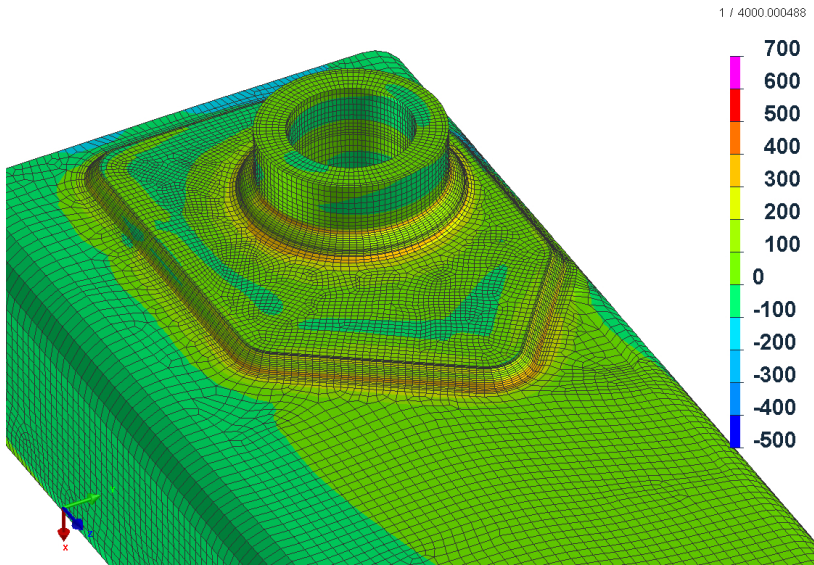


FIGURE 2.36 – Cartographie des contraintes résiduelles moyennes - Vue isométrique.

2.6 Conclusion

Au cours de ce chapitre nous avons exposé une nouvelle méthode de traitements thermiques au moyen d'un simulateur thermo-mécanique gleeble®. Celle-ci se basant de surcroît sur un TRCS expérimental issu de la littérature qui a été établi dans des conditions thermiques de soudage. De ce fait des vitesses de refroidissement spécifiques ont pu être choisies pour obtenir des éprouvettes à métallurgies maîtrisées typiques d'une ZAT de soudage. C'est à dire des éprouvettes d'une part homogènes et d'autre part répétables en vue d'une caractérisation mécanique finale. En accord avec les différentes analyses thermiques et micro-structurales menées au cours de ce chapitre, nous pouvons affirmer que les deux objectifs cités plus haut ont été atteints.

De plus l'analyse statistique de comptage de grain nous a permis d'améliorer significativement un modèle thermo-métallurgique existant. Celui-ci augmente la précision notamment de la transformation bainitique dans les vitesses de refroidissement les plus élevées du domaine.

Finalement un calcul thermo-métallurgique complexe a été mené sur une structure industrielle de grande envergure. Un maillage comptant 210126 éléments réalisé manuellement à 100 % à partir d'hexaèdres trilineaires nous permettra à posteriori l'intégration d'une loi élasto-plastique dans les calculs finaux. Les quatre calculs représentant les quatre cordons de soudure ont été menés les uns à la suite des autres conformément au DMOS fourni par l'industriel. Un calcul final de refroidissement pendant 3600 s permet également d'assurer une température de 20 °C dans toute la structure. Une source de chaleur innovante, composée de plusieurs densités de chaleur, a été développée notamment pour améliorer la simulation de la pénétration (fusion de la racine de soudure) dans un assemblage en angle.

Pour finir la modélisation thermo-metallurgique a été validée grâce de plusieurs comparaisons numériques et expérimentales. Premièrement la bonne concordance des ZATs de soudage est un point essentiel pour valider le chargement thermique. Deuxièmement, la cartographie de microdureté expérimentale et les cartographies de proportions de phases obtenues par le calcul présentent une bonne concordance, qualitativement. Les zones de hautes duretés sont captées comme étant de la bainite, ce qui est corroboré par les mesures de dureté menées sur les éprouvettes à métallurgie maîtrisée. De plus la chute de dureté en racine peut s'expliquer numériquement par la présence de martensite revenue. Troisièmement la modélisation mise en place permet d'obtenir qualitativement des profils de contraintes résiduelles satisfaisants ainsi que l'ordre de grandeur de ces dernières. Il est à noter que celles-ci sont toutes positives. Ceci indique donc que des contraintes de traction internes sont présentes à proximité des cordons de soudure, ce qui est préjudiciable pour la durée de vie en fatigue de l'assemblage.

CHAPITRE 3

Étude des comportements cycliques des phases dans une ZAT

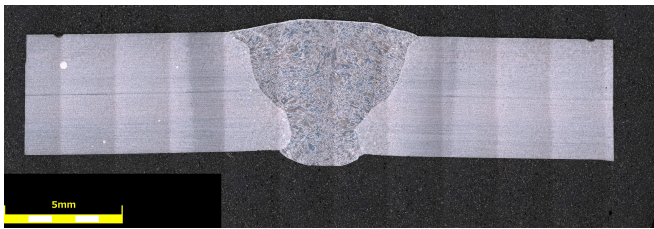
With an orchestra you are building
citizens, better citizens for the
community.

Gustavo Dudamel

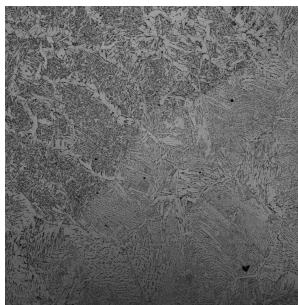
3.1 Étude du comportement en fatigue oligo-cyclique d'une soudure bout à bout

3.1.1 Travaux expérimentaux

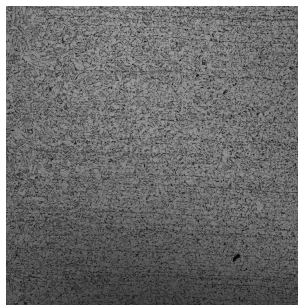
Afin de mettre en évidence les phénomènes cycliques présents dans une ZAT, nous avons conduit plusieurs essais de traction compression sur un assemblage bout à bout. La configuration de soudage en mono-passe a été choisie pour éviter la formation de martensite revenue. La préparation des bords est en V à 70°. L'espace entre les tôles avant soudage est de 1 mm, et le talon de soudure est de 2 mm. Les paramètres de soudage ont été choisis pour se rapprocher au maximum du DMOS utilisé dans le contexte industriel. La Figure 3.1 présente une macrographie et des micrographies de la soudure ainsi produite. On distingue de manière aisée, l'hétérogénéité microstructurale de la ZAT.



(a) Macrographie de l'éprouvette produite



(b) Zone de liaison entre le noyau et la ZAT



(c) ZAT

FIGURE 3.1 – Macrographie et micrographie de l'éprouvette produite.

3.1.2 Mise en évidence du phénomène de la relaxation de la contrainte moyenne

Le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne apparaît en pilotage par déformation imposée lorsque la déformation moyenne est non nulle [46]. Celui-ci se traduit par une contrainte moyenne tendant vers 0 au cours des cycles. Pour mettre également en avant ce phénomène dans un contexte d'assemblage soudé, nous avons choisi de solliciter notre éprouvette avec une valeur d'amplitude de déformation (ϵ_a) de 0.2% à une fréquence de 0,1 Hz pour un rapport de charge égal à 0. Les essais ont été réalisés sur une machine de traction de la marque Landmark® (± 50 kN pour des essais cycliques). L'éprouvette a été équipée d'un extensomètre de la marque MTS®. La géométrie de l'éprouvette a été choisie suivant le *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials* [22]. Sur la Figure 3.2 est présenté le dispositif expérimental.

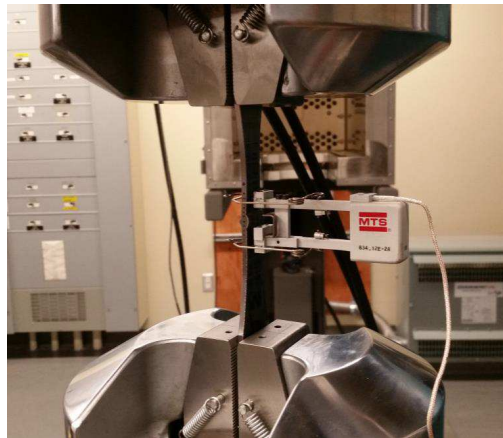
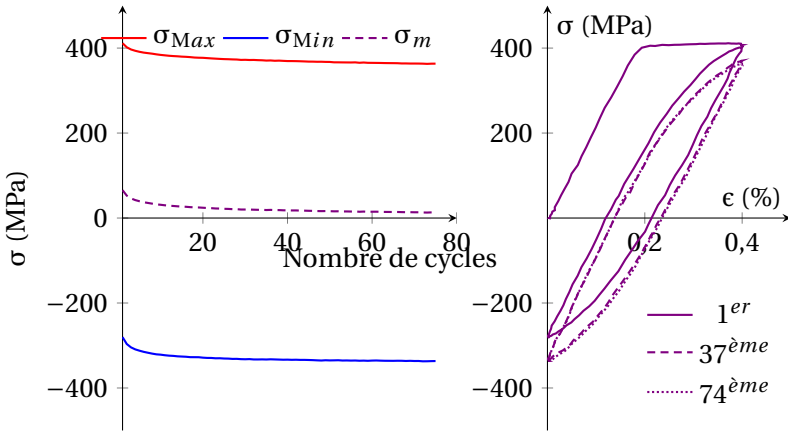


FIGURE 3.2 – Dispositif expérimental utilisé pour l'essai de traction cyclique en $R = 0$.

Sur le graphique de la Figure 3.3a sont tracés les extrema de contraintes en fonction des cycles, ainsi que la contrainte moyenne. Même si la rupture de l'éprouvette est intervenue au cours du 75^{ème} cycle, le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne est clairement visible. En complément les boucles d'hystérésis du 1^{er}, du 37^{ème} (demi vie de l'éprouvette), et du 74^{ème} sont tracées sur la Figure 3.3b.



(a) Contraintes extrêmes en fonction du nombre de cycles (b) Boucle d'hystérésis

FIGURE 3.3 – Réponse oligocyclique de l'éprouvette soudée - $R = 0$.

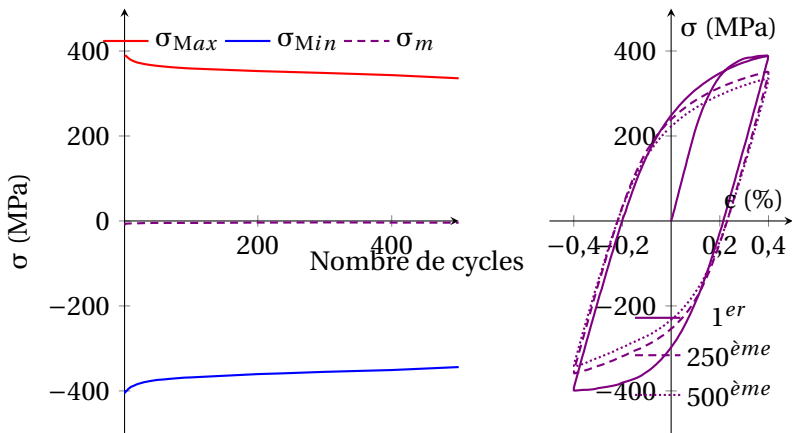
3.1.3 Mise en évidence du phénomène d'adoucissement cyclique

Lors d'essais cycliques à déformation imposée d'autres phénomènes peuvent apparaître comme l'adoucissement. Celui-ci se traduit par une diminution des contraintes au cours des cycles jusqu'à stabilisation de celles-ci [46, 35]. Nous avons choisi de solliciter une éprouvette de même géométrie que celles des essais précédents. Cette fois-ci, un dispositif *anti-flambement* a été ajouté car l'essai est conduit en $R = -1$ (voir Figure 3.4). L'amplitude de déformation est de 0.4% à une fréquence 0,0625 Hz. L'essai a été conduit sur une machine de la marque MTS® appartenant au Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM).

Bien que la rupture ait eu lieu au 501^{ème}, le phénomène d'adoucissement cyclique est bien présent dès les premiers cycles comme indiqué sur la Figure 3.5a. La contrainte moyenne σ_m est quant à elle nulle. De plus les boucles d'hystérésis du 1^{er}, du 250^{ème} (demi-vie de l'éprouvette), et du 500^{ème} sont tracées sur la Figure 3.5b.



FIGURE 3.4 – Dispositif expérimental utilisé pour l’essai de traction cyclique en $R = -1$.

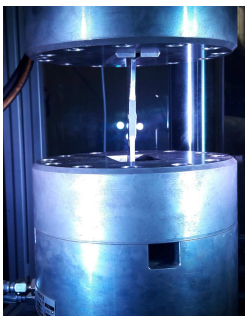


(a) Contraintes extrêmes en fonction du nombre de cycles (b) Boucle d’hystérésis

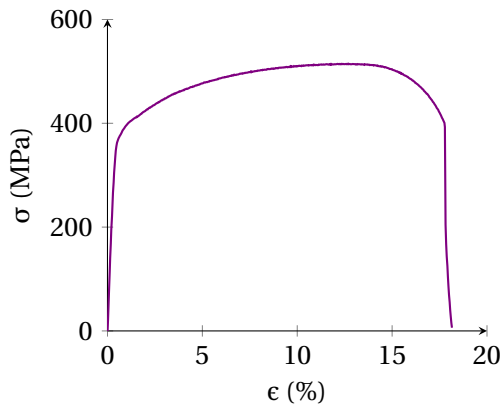
FIGURE 3.5 – Réponse oligocyclique de l’éprouvette soudée avec dispositif anti-flambement - $R = -1$.

3.1.4 Localisation des phénomènes

Les phénomènes décrits ci-dessus sont connus et pour la plupart du temps caractérisés à l'échelle macro. Il se pose alors la question de la localisation exacte de ces phénomènes. En effet, sont-ils localisés majoritairement dans le matériau de base, dans la ZAT de soudage ou dans la ZF? Pour tenter de répondre à cette question, nous avons mis en place un essai de traction monotone¹ utilisant un traitement d'image (voir Figure 3.6). La manipulation a été conduite en collaboration à l'université Clermont Auvergne, qui a développé une technique de traitement d'image. L'analyse spectrale étant un sujet à part entière, nous n'exposerons pas ici les détails de la démarche. Toutes les informations sont disponibles dans les travaux publiés par Grédiac *et al.* [31, 30]. Un motif de type damier est déposé sur la tranche de l'éprouvette à la manière d'une décalcomanie. Une caméra (de la marque PCO®) réalise des photos toutes les 9 ms assistée d'une lumière puissante pour faciliter le contraste. La vitesse de déplacement des mors est fixée à $0,5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ce qui correspond à une vitesse de déformation de $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$.



(a) Dispositif expérimental



(b) Courbe d'écrouissage

FIGURE 3.6 – Essai de traction monotone.

La Figure 3.7 présente les résultats post-traités par l'algorithme développé sur le logiciel matlab®. Celui-ci calcule le champ de déplacement grâce aux variations du damier. Le fait que nous ne retrouvions pas une symétrie parfaite des déformations (ϵ_{xx} et ϵ_{yy}) est dû aux jeux présents

1. La machine utilisée n'avait pas la capacité de faire des essais cycliques.

dans les dispositifs expérimentaux, mais également aux légères déformations résiduelles après soudage. En effet aucune phase de redressage n'a été conduite pour ne pas modifier le champ de contrainte avant l'essai de traction. Dès les premières secondes de l'essai de traction, les déformations se concentrent vers le noyau soudé et ses alentours. Et ceci est d'autant plus marqué sur la cartographie des ϵ_{xy} qui peut alors traduire des phénomènes de plasticité locaux. L'intérêt d'une caractérisation fine de la ZAT par une approche oligocyclique prend alors tout son sens, car c'est bel et bien dans cette zone hétérogène que se focalisent les déformations.

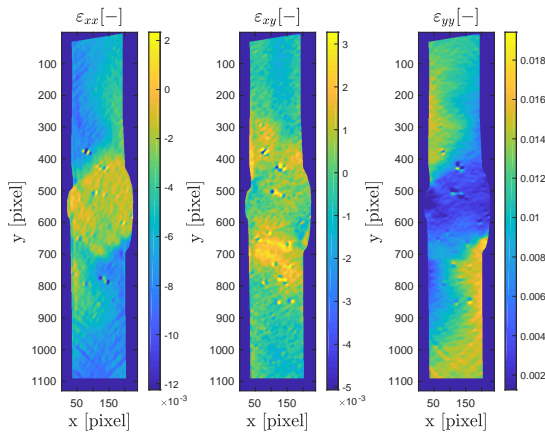


FIGURE 3.7 – Cartographie des déformations à la 16^{ième} seconde de l'essai ($\epsilon = 1.6\%$).

3.2 Caractérisation oligocyclique d'éprouvettes à métallurgie contrôlée

Au cours du chapitre 2 nous avons détaillé la fabrication d'éprouvettes métallurgiques par le biais d'une machine Gleeble®, en se basant sur un TRCS expérimental. Les résultats obtenus étant satisfaisants, nous avons par la suite mené une caractérisation mécanique cyclique des éprouvettes. Nous avons fait le choix de privilégier dans l'étude les phases martensitique et bainitique étant donné le fort couplage qui existe entre celles-ci. Les données concernant la phase ferritique seront abordées dans une moindre mesure.

3.2.1 Protocole expérimental

Géométrie de l'éprouvette

Les éprouvettes finales ont été obtenues par tournage et fournies par une société spécialisée en usinage d'éprouvettes d'essais de fatigue. Celle-ci s'est alors assurée de ne pas affecter thermiquement la couche superficielle de nos éprouvettes, ce qui aurait pu être préjudiciable pour nos essais. La Figure 3.8 présente la géométrie finale de l'éprouvette.

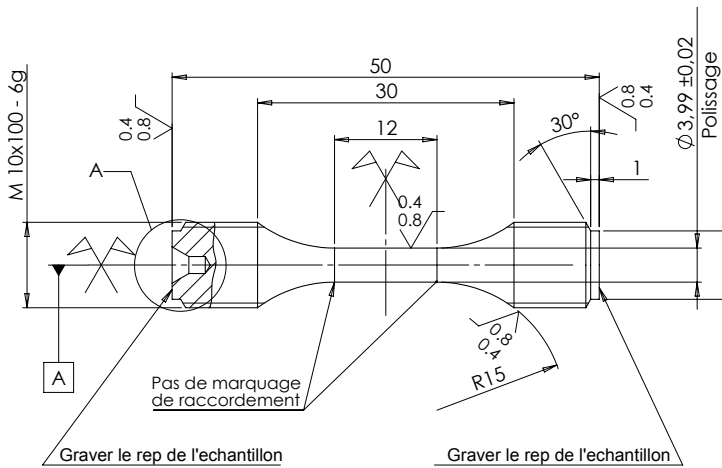


FIGURE 3.8 – Géométrie finale de l'éprouvette de fatigue lisse (fatigue uniaxiale).

Conditions de réalisation des essais

Tous les essais ont été menés sur une machine de traction compression et avec un extensomètre de la marque MTS® appartenant au CETIM. La sollicitation choisie est un signal triangulaire avec une fréquence de 1 Hz. Les expérimentations ont été conduites avec un rapport de charge $R = -1$. Le Tableau 3.1 présente les essais réalisés avec différentes amplitudes de déformation ϵ_a .

3.2.2 Analyse des comportements cycliques

La Figure 3.9 présente la réponse à la sollicitation cyclique $\epsilon_a = 0.75\%$ pour 5 éprouvettes différentes prises au hasard parmi nos essais. Sur chacun des graphiques sont représentés le premier cycle de chargement, le cycle à

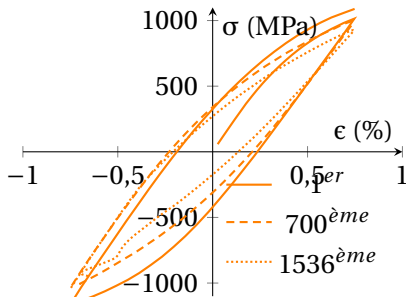
ϵ_a (%)	M100	B25	B65	B100	F100
0.25	∅	1	1	∅	∅
0.3	2	2	2	2	2
0.35	∅	2	2	∅	∅
0.5	3	2	2	2	2
0.75	2	2	2	2	2
1	2	∅	∅	3	2

TABLEAU 3.1 – Récapitulatif des essais de fatigue.

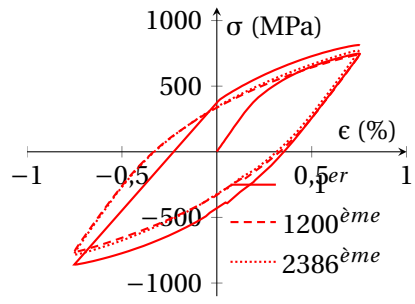
demi-vie, ainsi que le dernier cycle complet avant rupture de l'éprouvette. Premièrement, toutes les éprouvettes ont subi des déformations plastiques ce qui est clairement montré par la non linéarité des courbes. Deuxièmement, pour les quatre premières métallurgies (M100, B25, B65, B100), le phénomène d'adoucissement cyclique est présent puisque les extrema de contraintes diminuent au cours des cycles. Ceci corrobore donc les observations expérimentales à l'échelle macrographique exposées au début du chapitre. En analysant plus précisément le cas martensitique (graphique 3.9a), la forme très allongée de la courbe nous indique que le domaine élastique est largement supérieur à tous les autres types d'éprouvettes. Sa limite d'élasticité est donc la plus haute parmi tous les cas traités. En revanche la bainite (graphique 3.9d), a largement dépassé le domaine plastique dès le premier cycle puisqu'un palier d'écoulement plastique est présent. Comme attendu la limite d'élasticité de la bainite est plus basse que celle de la martensite. Comme nous aurions pu l'anticiper, les éprouvettes B25 et B65 ont un comportement intermédiaire. En revanche, force est de constater le comportement singulier de la ferrite qui fait apparaître un durcissement cyclique. C'est à dire que les extrema de contraintes augmentent au cours des cycles. Nous rappelons par ailleurs que la ferrite n'est pas présente dans une ZAT de soudage au vu des faibles cinétiques thermiques nécessaires à son obtention, ce qui explique pourquoi dans les essais de mise en évidence des phénomènes rien ne laissait présager un tel comportement.

3.2.3 Analyse de la durée de vie

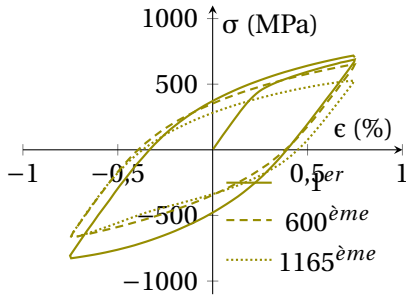
Les résultats tels que le nombre de cycles à rupture, noté N_r , sont regroupés dans les différents sous-tableaux du Tableau 3.2. D'un point de vue purement qualitatif il est intéressant de remarquer les comportements antago-



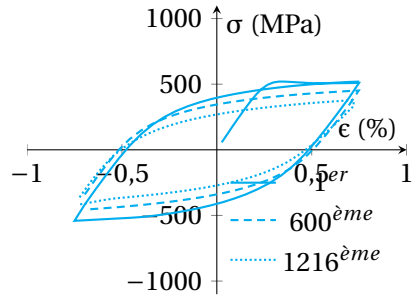
(a) M100 – 13



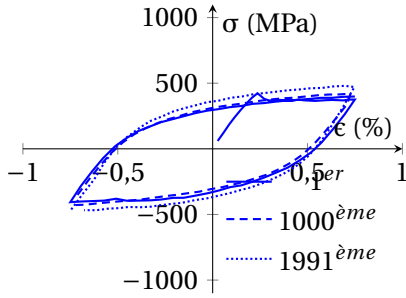
(b) B25 – 14



(c) B65 – 08



(d) B100 – 09



(e) F100 – 03

FIGURE 3.9 – Boucles d'hystérésis pour les différentes métallurgies sous sollicitation : $\epsilon_a = 0.75\%$.

nistes entre les éprouvettes M100 et B100. En effet, à faible amplitude de déformation (en l'occurrence $\epsilon_a = 0.3\%$), la martensite a un nombre de cycles à rupture supérieur à celui de la bainite. Cependant cette remarque n'est plus valable pour des ϵ_a supérieurs 1%. Cette différence de nombre de cycles nous conduit donc à penser que les comportements élastique et plastique respectifs sont fondamentalement différents. Dans le cas martensitique le domaine élastique semblerait plus grand que celui du cas bainitique. En revanche le domaine plastique semblerait plus grand dans le cas bainitique. Il n'est donc pas interdit de penser que les phénomènes largement rencontrés dans le domaine du soudage, à savoir les casses de composants, sont liés non pas à un comportement de martensite dite "cassante", mais à un faible domaine plastique de la phase bainitique. En d'autres termes, lorsqu'une ZAT de soudage composée de martensite et de bainite est soumise à une déformation de 0.3%, la bainite pourrait être le maillon faible.

Par ailleurs la Figure 3.10 présente un diagramme de type E-N mais avec l'amplitude de déformation ϵ_a en ordonnées. Au vu des résultats présentés il est difficile d'arbitrer sur une différence de comportement en durée de vie en fonction des métallurgies. En effet le nuage de points constitué des éprouvettes toutes métallurgies confondues semble s'arranger autour d'une unique et même droite. D'un point de vue industriel, il serait alors avantageux de représenter le comportement oligocyclique des ZAT par une équation. Or l'étude en déformation totale n'est pas suffisante pour des éprouvettes qui ont fortement plastifiées, comme exposé précédemment.

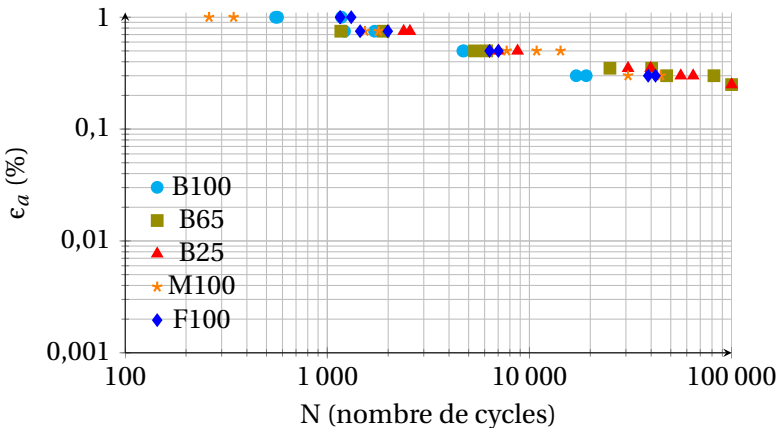


FIGURE 3.10 – Diagramme de l'amplitude de déformation plastique (ϵ_a) fonction du nombre de cycles (N) pour chaque métallurgie.

3.2.4 Fractographie

Pour aller plus loin dans la caractérisation du comportement des différentes phases, une analyse des faciès de rupture a pu être conduite. Celle-ci visant principalement à identifier des différences de comportement à la rupture, nous avons utilisé un Microscope Électronique à balayage (MEB) MIRA 3 de la marque TESCAN®. Offrant plusieurs techniques d'observation, nous avons choisi d'utiliser les électrons secondaires qui sont tout indiqués pour des échantillons non plans tels que les nôtres. Par manque de temps passé sur l'équipement, nous n'avons pu analyser que les éprouvettes monophasiques.

La Figure 3.11 illustre le faciès de rupture d'une éprouvette martensitique. Il est intéressant de remarquer que sur la Figure 3.11a nous distinguons clairement l'amorce de rupture en bas à gauche. La Figure 3.11b montre cette zone à plus fort grossissement. La surface semble être assez rugueuse, avec quelques cupules, typiques d'une rupture ductile. En revanche sur la Figure 3.11d apparaissent très clairement les lignes blanches appelées rivières. À plus fort grossissement la surface apparaît beaucoup plus lisse que pour le site d'amorçage. Ces zones ont semblerait-il un comportement plus fragile. En comparant les Figures 3.11c et 3.11e, on distingue clairement une différence de faciès. Il est donc difficile de conclure sur la prédominance d'un comportement. Cependant celui-ci semblerait être plastique fragile.

Sur la Figure 3.12 sont rassemblés les clichés pris au MEB de l'éprouvette bainitique B100 – 09. Sur la photographie d'ensemble du faciès, Figure 3.12a, la zone d'amorce apparaît de manière plus sombre en bas à gauche de l'image. Sur les figures à plus fort grossissement (Figures 3.12b et 3.12c) des cupules apparaissent. Dans une autre zone de l'éprouvette où a eu lieu la rupture finale (Figures 3.12d et 3.12e) la surface est plus irrégulière, et montre clairement un comportement ductile.

Au travers des résultats présentés, la différence de comportement entre des éprouvettes martensitiques et bainitiques est clairement démontrée. Cette nature peut être directement expliquée par la différence de réseaux cristallins pour les deux phases. Les phases à réseau cfc, le cas de la bainite, ont généralement un comportement ductile. A contrario les phases à réseaux qc ou cc, ont généralement un comportement fragile ou plastique fragile. L'association de ces deux phases au sein d'une même zone, dans notre cas d'étude la ZAT de soudure, aux comportements quasiment antagonistes peut conduire à des comportements non souhaités.

Éprouvettes	ϵ_a en %	N_r
M100-15	0.3	44602
M100-11	0.3	30736
M100-06	0.5	14252
M100-10	0.5	10852
M100-14	0.5	7715
M100-07	0.75	1792
M100-13	0.75	1536
M100-12	1	260
M100-08	1	344

(a) Résultats éprouvettes M100

Éprouvettes	ϵ_a en %	N_r
B25-09	0.25	100000
B25-08	0.3	64559
B25-12	0.3	56061
B25-15	0.35	39781
B25-13	0.35	30741
B25-07	0.5	8734
B25-06	0.5	7033
B25-10	0.75	2561
B25-14	0.75	2387

(b) Résultats éprouvettes B25

Éprouvettes	ϵ_a en %	N_r
B65-12	0.25	100000
B65-10	0.3	81800
B65-11	0.3	47728
B65-13	0.35	40232
B65-14	0.35	25009
B65-09	0.5	6147
B65-07	0.5	5350
B65-06	0.75	1892
B65-08	0.75	1166

(c) Résultats éprouvettes B65

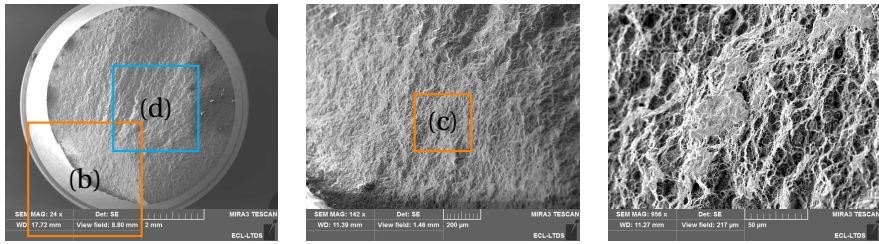
Éprouvettes	ϵ_a en %	N_r
B100-06	0.3	19089
B100-17	0.3	17039
B100-03	0.5	4748
B100-02	0.5	4683
B100-05	0.75	1713
B100-09	0.75	1216
B100-08	1	1175
B100-04	1	567
B100-16	1	555

(d) Résultats éprouvettes B100

Éprouvettes	ϵ_a en %	N_r
F100-07	0.3	42030
F100-09	0.3	38664
F100-10	0.5	7016
F100-02	0.5	6347
F100-03	0.75	1992
F100-12	0.75	1453
F100-05	1	1313
F100-04	1	1157

(e) Résultats éprouvettes F100

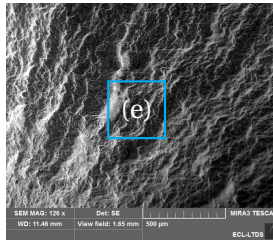
TABLEAU 3.2 – Résultats de tenue en fatigue uni-axiale en fonction des métallurgies.



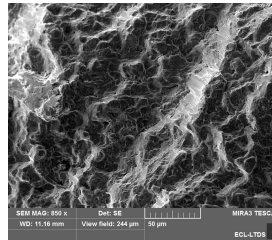
(a)

(b)

(c)

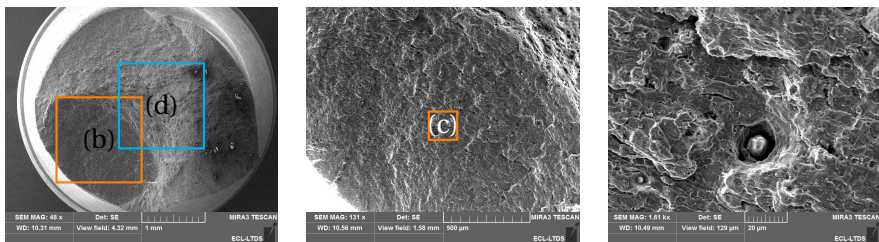


(d)



(e)

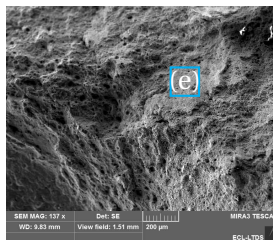
FIGURE 3.11 – Faciès de rupture de l'éprouvette M100 – 07.



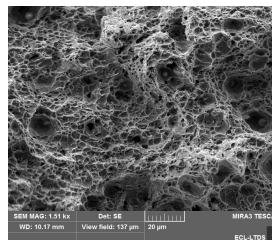
(a)

(b)

(c)



(d)



(e)

FIGURE 3.12 – Faciès de rupture de l'éprouvette B100 – 09.

Sur la Figure 3.13 sont présentés tous les clichés de faciès de rupture de l'éprouvette F100 – 03. Force est de constater que l'ensemble du faciès rupture (Figure 3.13a) est beaucoup plus abrupte que pour les éprouvettes martensitiques et bainitiques. Ceci est confirmé par toutes les photographies de détails (Figure 3.13b à 3.13e). Il est clair que les éprouvettes ferritiques possèdent un comportement fortement ductile en comparaison des autres métallurgies étudiées.

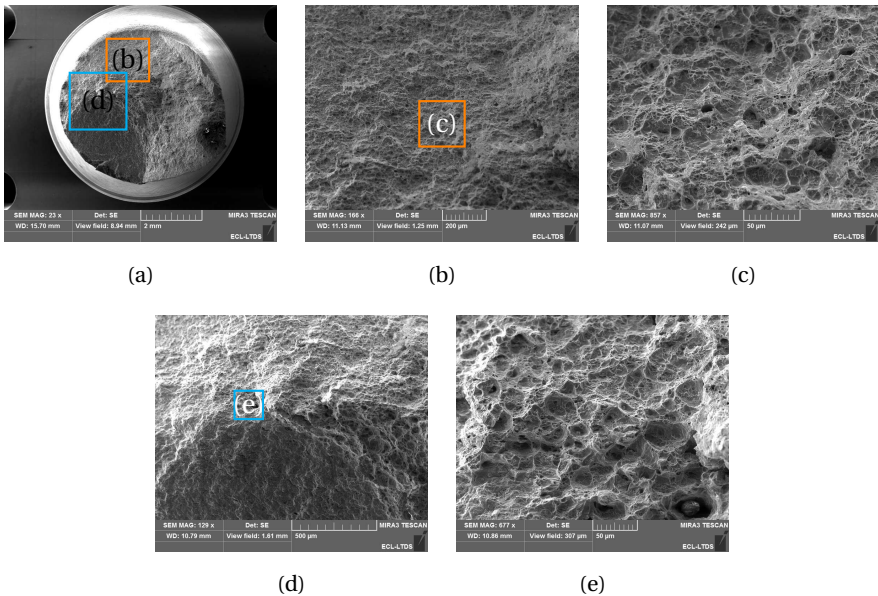


FIGURE 3.13 – Faciès de rupture de l'éprouvette F100 – 03.

3.3 Modélisation d'une loi de comportement cyclique

3.3.1 Proposition d'une loi de comportement cyclique

Au cours de notre étude, nous nous plaçons dans le domaine de la fatigue oligocyclique où les déformations sont importantes et présentent donc des composantes élastique et plastique. Tous les mécanismes et sollicitations se faisant à température ambiante et à vitesse de déformation faible, les phénomènes de viscosité seront négligés. Nous avons fait le choix d'une

approche élasto-plastique [46] en se plaçant dans le cadre des petites déformations et en considérant ainsi la partition de la déformation suivante :

$$\boldsymbol{\epsilon} = \boldsymbol{\epsilon}^e + \boldsymbol{\epsilon}^p \quad (3.1)$$

où $\boldsymbol{\epsilon}^e$ et $\boldsymbol{\epsilon}^p$ sont respectivement le tenseur des déformations élastiques et le tenseur des déformations plastiques. Nous utiliserons également la loi de Hooke de manière classique pour l'élasticité. La plasticité sera traitée de façon standard à partir du critère de von Mises.

Dans la littérature de nombreuses lois d'érouissage sont proposées. Sans en faire une liste exhaustive, nous citerons ici les grandes familles :

- modèles à érouissage isotrope : ces modèles sont utilisés pour décrire une évolution de la forme de la surface de charge ;
- modèles à érouissage cinématique : ces modèles rendent compte d'une évolution de la surface de charge mais cette fois-ci par translation. Dans l'espace des contraintes principales, la surface de charge se déplace, mais sa forme n'évolue pas ;
- modèles à érouissage isotrope et cinématique : comme leur nom l'indique ceux-ci sont capables de décrire une combinaison des deux comportements cités plus haut.

L'objectif de ce travail est de modéliser l'état stabilisé d'un assemblage mécano-soudé. Plusieurs stratégies peuvent être appliquées pour calculer l'état de contrainte recherché. Dans une première approche il serait naturel de chercher à rendre compte des phénomènes transitoires durant les cycles de chargement jusqu'à atteindre la stabilisation des contraintes. Cela impliquerait l'utilisation de lois de comportement complexes tenant compte de l'ensemble de l'histoire vécue par la matière. On peut citer le modèle d'Armstrong-Frederick qui est un modèle à érouissage cinématique non linéaire, ou encore le modèle de Chaboche qui est quant à lui un modèle combiné [46]. Malheureusement ces modélisations nécessitent une caractérisation expérimentale très importante, avec des essais à plusieurs amplitudes de déformation et plusieurs rapports de charge. Dans ces travaux, la mise en œuvre d'un modèle de Chaboche risquerai de faire apparaître un phénomène de "rochet matériau" lors d'un calcul sur structure industrielle, puisque tous les essais cycliques sur éprouvettes ont été réalisés avec un rapport de charge $R = -1$. Ces modèles sont ainsi difficiles à mettre en œuvre dans un contexte industriel.

C'est pourquoi nous avons choisi une seconde approche consistant à calculer directement le régime stabilisé. En accord avec les observations expérimentales nous devons utiliser une loi capable de mettre en lumière l'effet Baushinger, tout en s'affranchissant des phénomènes transitoires suivants :

- l'adoucissement cyclique ;
- la relaxation de la contrainte moyenne σ_m .

En conséquence nous avons choisi le modèle de Prager (Équation 3.2) qui est un modèle d'écrouissage cinématique simple défini tel que :

$$f = J_2 (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - \sigma_y \quad (3.2)$$

$$\mathbf{X} = \frac{2}{3} C \boldsymbol{\epsilon}^p \quad (3.3)$$

où $f \leq 0$ définit le domaine élastique, \mathbf{X} est la variable d'écrouissage, σ_y représente une limite d'élasticité, et C est la pente d'écrouissage.

Le modèle de Prager est un modèle d'écrouissage linéaire. La relation (contrainte, déformation) est modélisée par deux droites : la première étant la droite élastique, la seconde la droite d'écrouissage. En conséquence de cela seulement deux paramètres (σ_y et C) sont nécessaires pour représenter la partie plastique du comportement cyclique stabilisé. Un nombre réduit d'essais est alors suffisant pour obtenir les données expérimentales nécessaires au calage. Évidemment le modèle choisi ne rend pas compte des phénomènes réels transitoires au cours des premiers cycles de chargement. Cependant ce modèle présente l'avantage d'atteindre rapidement par le calcul de l'état stabilisé de la structure. Ce qui pourrait sembler être un inconvénient du point de vue de la modélisation physique se retrouve être un avantage redoutable du point de vue simulation. En effet cette spécificité permet d'envisager un temps de calcul raisonnable dans un contexte industriel.

3.3.2 Identification de la loi de comportement cyclique

Pour identifier les deux paramètres du modèle de Prager, nous avons utilisé un cycle stabilisé de chacune des éprouvettes et choisi le cycle correspondant à la demi-vie de l'éprouvette. De plus, nous avons travaillé en déformation plastique (ϵ^p) pour nous prémunir de l'influence de la partie élastique de la déformation sur les résultats finaux. Nous avons reporté sur

un même graphique, et pour chacune des métallurgies, les cycles à demi-vie (σ en fonction de ϵ^p), afin de construire une courbe d'érouissage cyclique consolidée, en recentrant chaque boucle sur l'origine. La moyenne des pentes de deux interpolations linéaires des extrema nous permet d'identifier le paramètre C. De même la moyenne des valeurs absolues des intersections à l'ordonnée nous permet d'identifier le paramètre σ_y . Nous obtenons donc deux paramètres déduits d'essais expérimentaux cycliques.

Sur les Figures 3.14 et 3.15 sont représentés les cycles stabilisés des différentes éprouvettes M100 et B100 ainsi que les deux régressions linéaires notées *reg max* et *reg min*. Il a été choisi de conserver les mêmes échelles d'axes sur ces deux graphiques pour aider à la comparaison malgré les fortes différences de comportement. Il est remarquable de constater la différence des domaines de plasticité respectifs. Les éprouvettes M100 possèdent une étendue de la variation de déformation plastique, $\Delta\epsilon^p = \epsilon_{max}^p - \epsilon_{min}^p$, inférieure aux éprouvettes 100 % bainitiques. Concernant l'étendue de variation de la contrainte, $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$, les éprouvettes martensitiques ont un domaine supérieur aux éprouvettes B100.

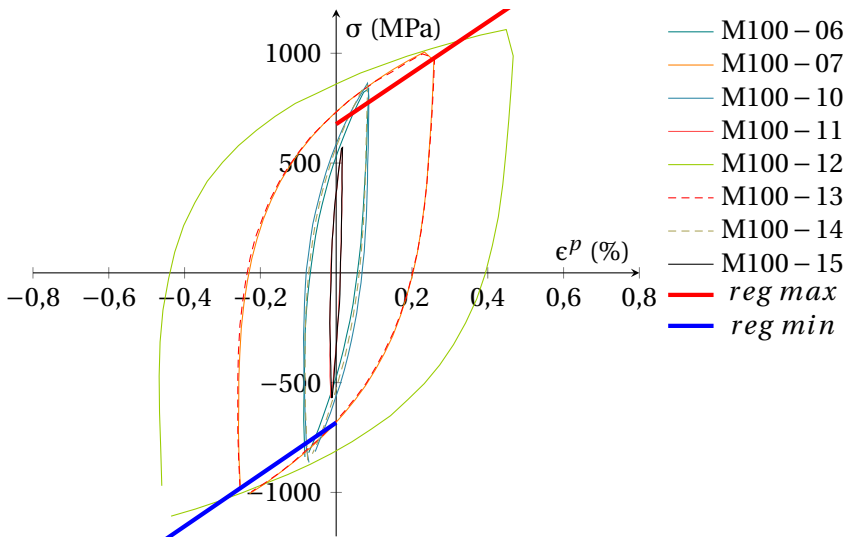


FIGURE 3.14 – Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes M100.

Sur les Figures 3.16 et 3.17 sont représentés les cycles stabilisés des différentes éprouvettes B25 et B65 ainsi que les deux régressions linéaires *reg max* et *reg min*. De la même manière que précédemment, il a été

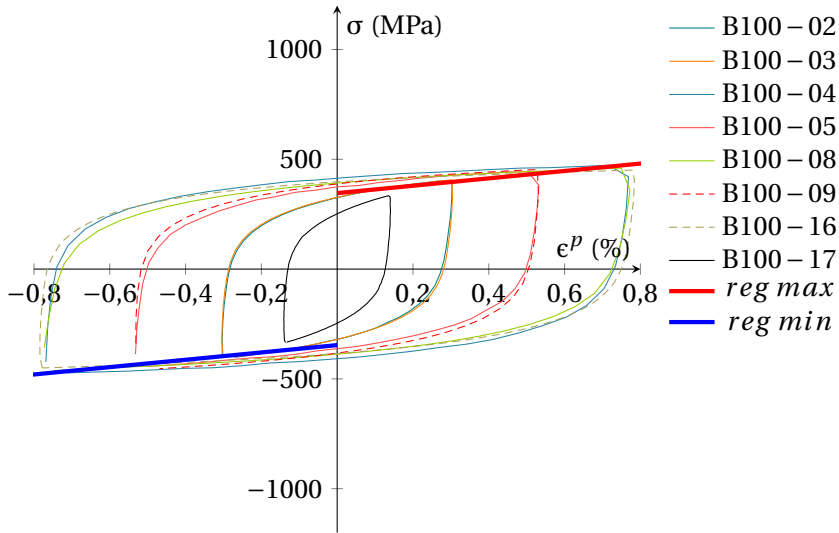


FIGURE 3.15 – Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes B100.

choisi de conserver les mêmes échelles d'axe sur ces deux graphiques pour faciliter la comparaison. De manière qualitative, nous remarquons que les comportements des éprouvettes B25 et B65 se situent entre les comportements de M100 et B100. De plus, en comparant les éprouvettes sollicitées avec le même ϵ_a (par exemple 0,75 %), il vient que :

$$\begin{aligned} \Delta\epsilon_{B100}^p &> \Delta\epsilon_{B65}^p > \Delta\epsilon_{B25}^p > \Delta\epsilon_{M100}^p \\ \text{et} & & & (3.4) \\ \Delta\sigma_{B100} &< \Delta\sigma_{B65} < \Delta\sigma_{B25} < \Delta\sigma_{M100} \end{aligned}$$

Finalement les cycles stabilisés des éprouvettes F100 sont tracés sur le graphique de la Figure 3.18

Enfin tous les paramètres identifiés du modèle en fonction des métallurgies sont regroupés dans le Tableau 3.3. Ceux-ci nous confirment que les comportements des différentes phases sont fondamentalement différents. En effet il est remarquable qu'entre les éprouvettes martensitiques et bainitiques le paramètre σ_y soit divisé par 2 environ et le paramètre C par 7.

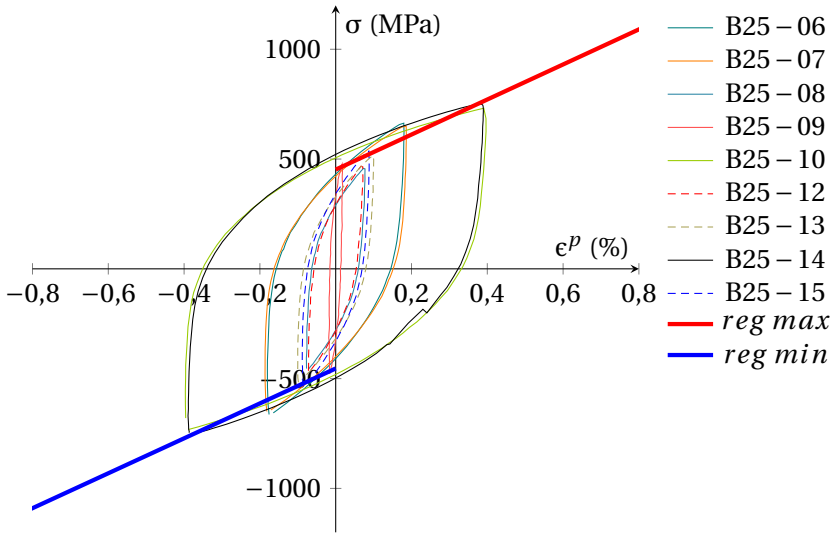


FIGURE 3.16 – Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes B25.

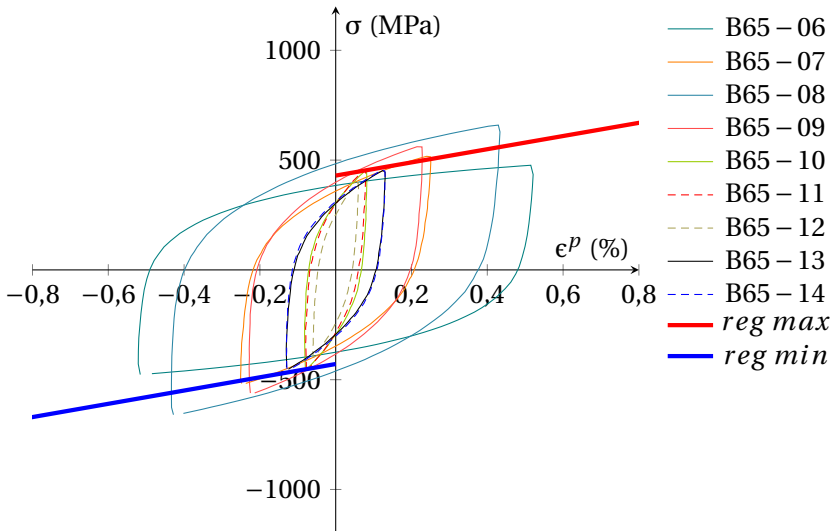


FIGURE 3.17 – Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes B65.

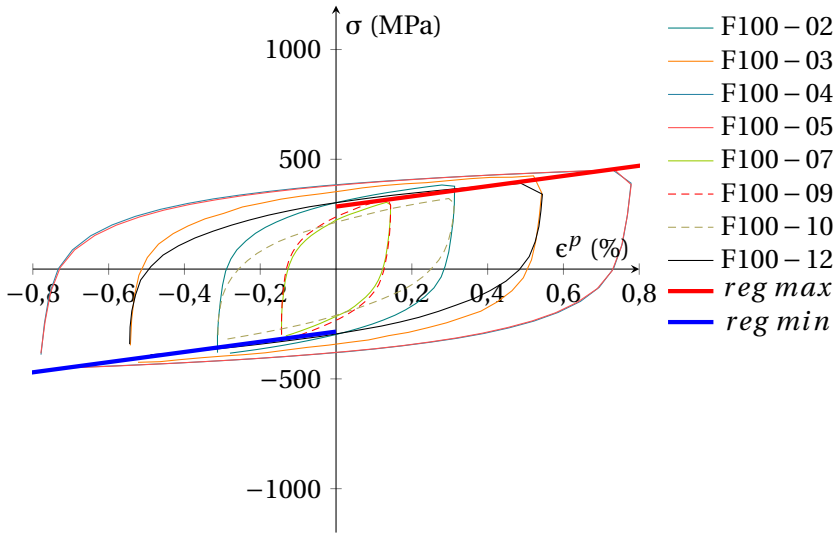


FIGURE 3.18 – Identification des paramètres du modèle de Prager pour les éprouvettes F100.

Éprouvettes	C en MPa	σ_y en MPa
M100	117170	680
B25	79683	453
B65	30117	429
B100	16762	345
F100	23207	285

TABEAU 3.3 – Paramètres du modèle de Prager identifiés pour chaque métallurgie.

3.3.3 Développement d'une loi de Prager multi-phasique

Le but étant d'établir une loi multi-phasique, il nous faut quantifier la part de chacune des métallurgies dans le comportement final en tout point de la ZAT. Même avec un nombre restreint d'essais de fatigue nous avons pu identifier une linéarité entre les paramètres du modèle de Prager et le pourcentage de bainite (ou martensite). Ces régressions linéaires sont représentées sur le graphique de la Figure 3.19. Nous avons par la suite utilisé ces régressions dans nos calculs. Finalement, la pente d'écrouissage (C) et

la limite d'élasticité (σ_y) du modèle multi-phasique seront déterminées à partir d'une loi de mélange linéaire en fonction des proportions de phases et des valeurs fournies dans le Tableau 3.4.

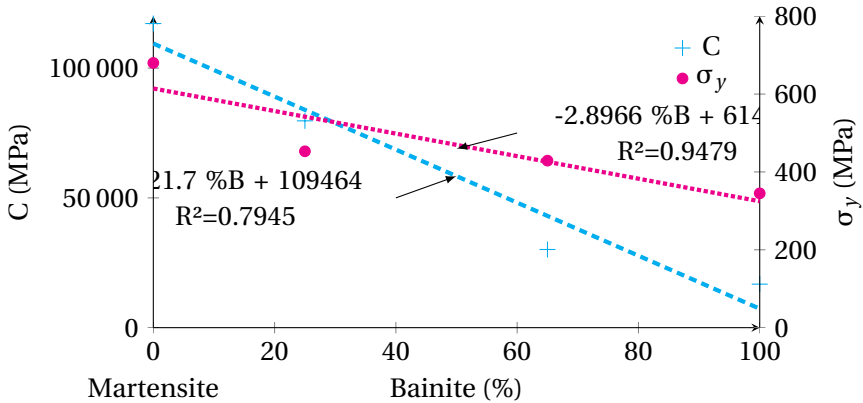
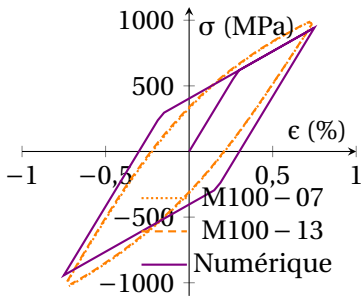


FIGURE 3.19 – Régressions linéaires pour la détermination des paramètres du modèle de Prager multi-phasique.

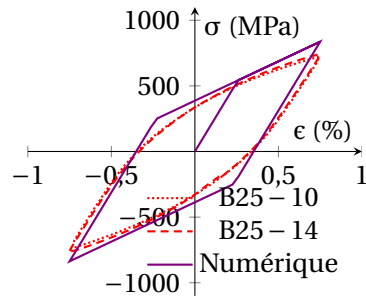
Éprouvettes	C en MPa	σ_y en MPa
M100	109464	614
B100	7294	325
F100	23207	285

TABEAU 3.4 – Paramètres numériques du modèle de Prager multi-phasique.

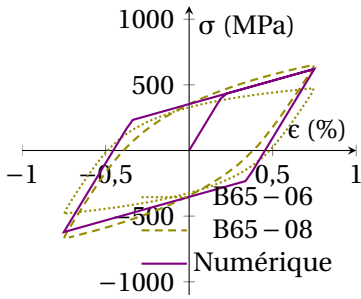
La Figure 3.20 présente la comparaison entre les cycles stabilisés expérimentaux en amplitude de déformation (ϵ_a) et les cycles stabilisés calculés numériquement à l'aide du modèle de Prager multi-phasique. Bien que le modèle de Prager ne rende pas compte des phénomènes transitoires, nous pouvons facilement remarquer la bonne concordance des extrema de chacun des cycles pour toutes les métallurgies monophasiques mais aussi bi-phasiques. Notre modèle est donc capable de représenter convenablement les cycles stabilisés pour des configurations multi-phasiques. Les autres valeurs de ϵ_a sont présentées en Annexe A.



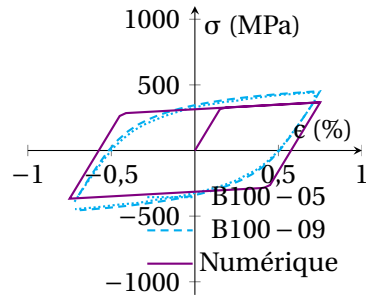
(a) M100



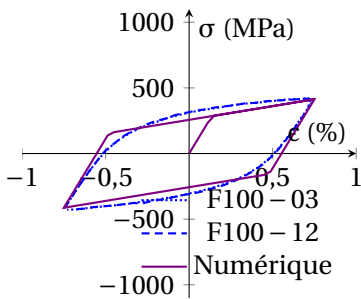
(b) B25



(c) B65



(d) B100



(e) F100

FIGURE 3.20 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.75\%$.

3.4 Modélisation de la durée de vie à partir d'une amplitude de déformation plastique 3D

3.4.1 Calcul de l'amplitude de déformation plastique

Nous avons pu décrire au cours des sections précédentes la méthodologie que nous avons utilisée pour déterminer les paramètres d'un modèle simple dans le but d'obtenir l'état stabilisé du tenseur des contraintes en pied de cordon dans une structure réelle. Or nous avons utilisé des essais uni-axiaux, ne rendant alors pas compte du caractère multi-axial du chargement. Afin d'appliquer nos résultats à des problèmes multi-axiaux, nous avons utilisé les résultats développées par Fauvin *et al.* [25] portant sur l'estimation rapide d'une amplitude de contrainte de cisaillement à partir d'un chargement multi-axial. Cette approche s'inspire des travaux de Dang Van *et al.* [19]. Initialement le principe de la méthode est de calculer dans un espace à 5 dimensions le centre de la plus petite hypersphère contenant le trajet du tenseur déviateur des contraintes. La norme de Tresca des déviateurs recentrés permet alors de calculer une amplitude de contrainte de cisaillement. Fauvin *et al.* [25] ont montré que cette amplitude équivalente majore l'amplitude de contrainte qui aurait été obtenue par une approche de type "plan critique" en endurance.

Dans notre cas d'étude nous sommes dans une configuration de fatigue oligocyclique qui fait intervenir une plasticité importante concentrée en pied de cordon. Dans ce contexte nous avons choisi de développer une approche en déformation plastique et non plus en contrainte comme dans les travaux cités précédemment. La méthode citée plus haut sera utilisée pour déterminer l'amplitude de déformation, de manière encore plus simple, car cette dernière correspondra directement au rayon de la plus petite hypersphère englobant le trajet des déformations plastiques. La Figure 3.21 schématise le principe. La transposition pour le calcul de l'amplitude de déformation plastique est aisée car le tenseur des déformations plastiques est un déviateur par nature du fait de la mise en œuvre du critère de plasticité de von Mises ($\text{tr } \epsilon^p = 0$). Ainsi toutes les propriétés mathématiques sont conservées.

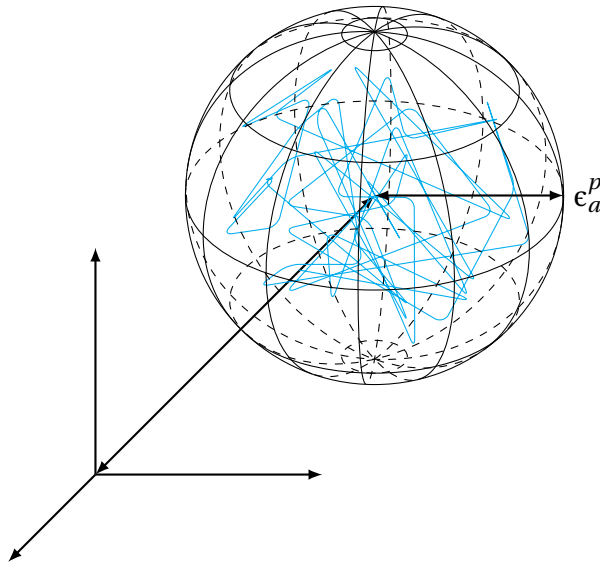


FIGURE 3.21 – Schéma du trajet des déformations plastiques inscrit dans la plus petite hypersphère.

3.4.2 Détermination d'une courbe de Manson-Coffin

Chaque essai cyclique expérimental a été simulé numériquement à partir des lois précédemment identifiées. Puis l'amplitude de déformation plastique a été déterminée pour chaque cas d'étude grâce à la méthode exposée ci-avant. Cela a donc permis d'obtenir une nouvelle représentation des durées de vie en fonction de l'amplitude de déformation plastique ϵ_a^p et non plus en fonction de l'amplitude de déformation totale uniaxiale ϵ_a . Il est important de noter que cette nouvelle représentation tient compte du comportement élasto-plastique de chacune des phases (σ_y et C) et également du fait que la déformation plastique soit tridimensionnelle. En effet pour une éprouvette à section circulaire la déformation plastique dans la direction de traction engendre une déformation plastique transversale divisée par 2. Ainsi toutes ces composantes de déformations plastiques interviennent dans le calcul.

Cette nouvelle représentation est illustrée par la Figure 3.22. De la même manière que pour le Figure 3.10 la majorité des points expérimentaux se distribuent autour d'une droite représentée en pointillés sur la figure. Néanmoins les éprouvettes M100 ont un comportement différent du reste des

métallurgies et ne semblent pas s'arranger autour de la même droite. Nous verrons dans le chapitre 4 que la zone de défaillance ne comporte quasiment pas de martensite, mais un mélange composé de bainite et de ferrite. En conséquence de ces observations nous avons choisi de définir une courbe de Manson-Coffin sous la forme d'une loi puissance en conservant uniquement les éprouvettes B100, F100, B25 et B65 et telle que :

$$\epsilon_a^p = K \times (N_r)^{\gamma_{mc}} \quad (3.5)$$

où $K = 39.940$ et $\gamma_{mc} = -0.584$.

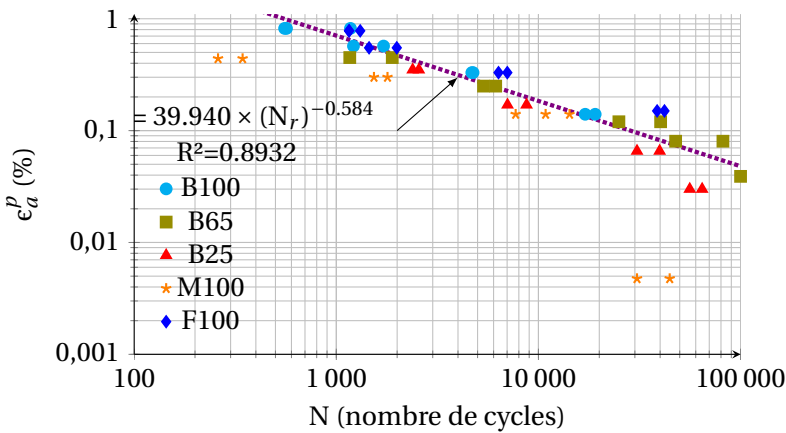


FIGURE 3.22 – Diagramme de l'amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) fonction du nombre de cycles (N) pour chaque métallurgie.

3.5 Conclusion

À travers ce chapitre nous avons tout d'abord identifié de manière simple les phénomènes mécaniques présents au cours d'une sollicitation cyclique à hautes amplitudes de déformation sur une soudure en bout à bout. En effet, des éprouvettes de S355 J2 en épaisseur de 5 mm ont été produites en respectant au maximum les paramètres opératoires définis par le DMOS industriel. Puis des conditions d'essais différentes (rapports de charge et amplitudes) nous ont permis de mettre en évidence deux comportements caractéristiques : le phénomène de relaxation de la contrainte moyenne ainsi que le phénomène d'adoucissement cyclique. Finalement un essai de traction uni-axial monotone, équipé d'un dispositif de corrélation d'image, nous

a permis d'identifier une localisation importante des déformations de cisaillement dans la ZAT de soudure. Une analyse fine du comportement des différentes phases qui composent cette dernière était en effet indispensable.

Par ailleurs les différentes éprouvettes à métallurgie maîtrisée ont été usinées puis testées cycliquement suivant plusieurs amplitudes de déformation. De fortes disparités ont été montrées en fonction des compositions métallurgiques. En effet suite à l'analyse des boucles d'hystérésis pour une même sollicitation il apparaît que la martensite possède un grand domaine élastique contrairement à la bainite ou encore la ferrite. De plus il est intéressant de rappeler que le phénomène d'adoucissement cyclique est présent sur toutes les métallurgies étudiées à l'exception de la phase ferrite. Cette dernière subit un durcissement cyclique. L'étude de la durée de vie nous a également montré que cette dernière était peu sensible à la métallurgie. En revanche l'analyse des faciès de rupture nous amène clairement à penser que les mécanismes de rupture diffèrent en fonction des phases. Ainsi les éprouvettes de martensite présentent un faciès lisse parsemé de rivières se focalisant sur l'amorce de rupture qui est typique d'une rupture à dominante fragile. Alors que les éprouvettes bainitiques possèdent un faciès beaucoup plus accidenté. Elles sont donc plus ductiles.

Enfin une étude portant sur toutes les boucles d'hystérésis stabilisées à demi-vie a été conduite. Un choix fort concernant cette dernière est d'avoir effectué les analyses en déformations plastiques. Cet aspect était indispensable pour rendre compte correctement du comportement plastique des différentes phases. Forts de toutes ces observations nous avons développé un modèle de type Prager multi-phasique permettant de modéliser le comportement cyclique stabilisé de l'acier S355 J2 en fonction de sa composition métallurgique. La limite d'élasticité et la pente d'écrouissage de ce modèle, respectivement σ_y et C , sont déterminés à partir d'une loi de mélange linéaire. Ce modèle sera exploité à travers les simulations qui seront exposées dans le chapitre 4.

Finalement l'adaptation et l'utilisation d'une méthode innovante proposée par Fauvin *et al.* [25] nous ont permis de construire un nouveau diagramme $\epsilon_a^p - N$ faisant intervenir l'amplitude de déformation plastique pouvant résulter d'un chargement multi-axial. Ce dernier a rendu possible la construction d'une relation de type puissance reliant directement le nombre de cycles à rupture à l'amplitude de déformation plastique. Cette relation sera utilisée pour la prédiction du nombre de cycles à rupture sur une structure industrielle de grandes dimensions au cours du chapitre 4.

CHAPITRE 4

Comparaison expérimentale et numérique sur une structure industrielle de grandes dimensions

Premier principe : ne jamais se
laisser abattre par des personnes ou
par des événements.

Marie Curie

4.1 Essais expérimentaux

Des essais à échelle 1 ont pu être menés sur des bras doubles entiers. Ceux-ci ont été conduits sur la plateforme d'essais au CETIM de Saint-Étienne où un banc d'essai spécifique a été développé en collaboration avec les équipes du CETIM. Ces essais avaient pour objectifs principaux de :

- parvenir à reproduire les phénomènes de zones faibles identifiées lors du cycle de vie de la pièce;
- apporter des données expérimentales permettant une comparaison finale avec le modèle numérique développé.

4.1.1 Détermination du chargement

Le chargement appliqué sur la zone d'intérêt du bras double a été déterminé par calcul par la société Haulotte. La Figure 4.1 présente le chargement vu par le bossage du bras double. L'origine de ce torseur est situé au centre de la liaison pivot noté B. Sur le graphique nous pouvons voir l'évolution de la norme du vecteur \vec{F} en fonction de l'angle α pendant l'utilisation courante du bras double. Nous pouvons voir que le chargement est fortement variable de par sa norme, pouvant quasiment tripler, et de par son angle d'application évoluant de 6 à 120°. Parvenir à le reproduire étant un vrai challenge, nous avons choisi de le simplifier tout en tenant compte de ses spécificités. C'est pourquoi nous avons conservé le point singulier possédant une norme maximale et un angle à 6°. De plus nous avons imposé une sollicitation sinusoïdale en effort avec un rapport de charge $R = -1$ et une fréquence de 0,25 Hz. Après avoir opéré des essais de calage nous avons finalement retenu un effort maximum de 180 kN. Cet effort a été volontairement surdimensionné par rapport au chargement exercé sur la structure en service, afin d'être certains de faire apparaître les zones de faiblesse. En imposant une seule direction de sollicitation, cette configuration présente l'avantage de réaliser un banc d'essai avec peu d'actionneurs et permettant ainsi un pilotage fiable.

4.1.2 Constitution du banc d'essai

Sur la Figure 4.2 sont présentées plusieurs photographies illustrant la composition du banc d'essai spécifiquement conçu pour ces travaux. Celui-ci est constitué d'une multitude d'éléments mécaniques :

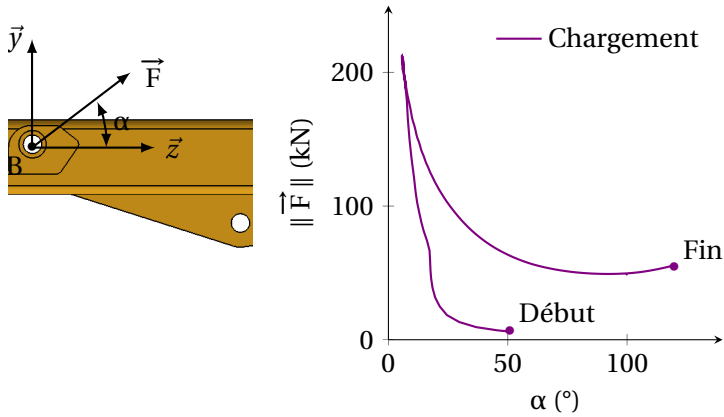
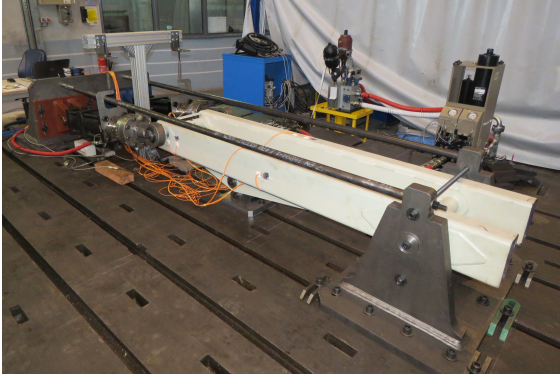
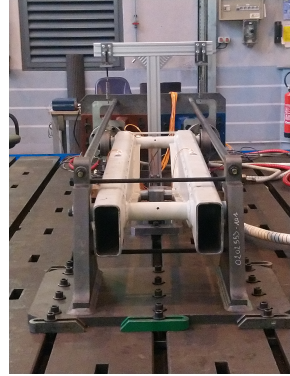


FIGURE 4.1 – Chargement vu par le bras double lors de la phase de levage.

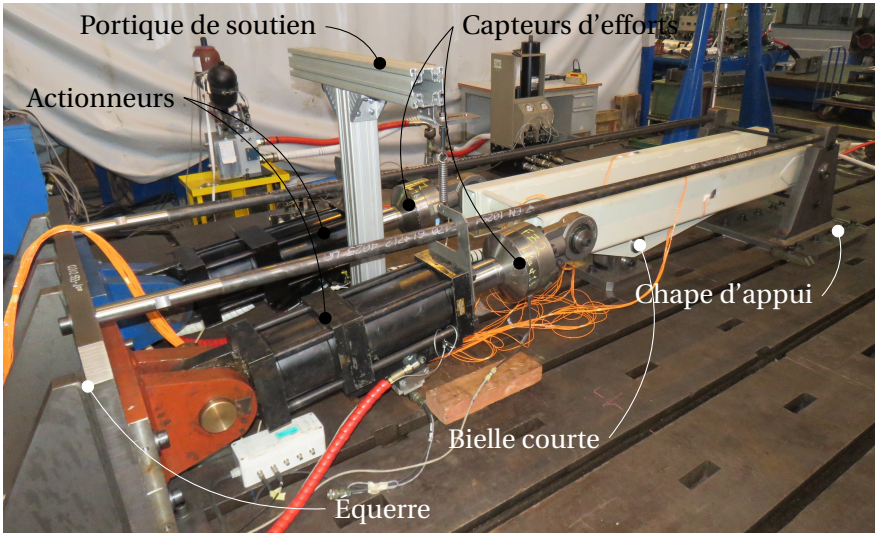
- *les actionneurs* : ce sont deux vérins hydrauliques de forte capacité qui permettent d'imposer le chargement défini précédemment. Ils ont été dimensionnés pour pouvoir imposer au maximum ± 240 kN. Ils sont en liaison pivot avec le bras double par l'intermédiaire d'un seul et même axe de diamètre 50 mm du côté de la zone d'intérêt (point de pivot B) ;
- *les capteurs d'efforts* : positionnés aux extrémités des tiges de vérins, ils assurent l'enregistrement des efforts imposés. Ils sont de plus utilisés pour asservir le chargement (consigne sinusoïdale) ;
- *le portique de soutien* : il permet de soutenir les deux vérins hydrauliques, notamment lors de la mise en position du bras double ;
- *l'équerre* : conçue en acier d'une épaisseur de 40 mm, celle-ci assure la reprise des efforts au niveau des fûts de vérins ;
- *la chape d'appui* : conçue également avec une forte épaisseur d'acier (60 mm), elle est en liaison pivot avec le bras double par l'intermédiaire d'un axe de diamètre 50 mm ;
- *la bielle courte* : elle est constituée d'une bielle étant à la fois en liaison pivot avec le sol mais aussi avec les flasques centraux du bras double. Ces deux liaisons pivots en série permettent d'une part de limiter l'hyperstatisme du banc d'essai et d'autre part de faciliter le montage du bras.



(a)



(b)



(c)

FIGURE 4.2 – Banc d'essai.

4.1.3 Fabrication et instrumentation du bras double

Fabrication du bras double

Au cours de ces travaux de recherche, nous avons fabriqué 3 bras doubles. Pour les besoins du projet, l'entreprise TRA-C industrie a mis à disposition ses locaux, son matériel ainsi qu'un de ces formateurs spécialisé dans les procédés de soudage comme illustré par la Figure 4.3. Toute la fabrication a été réalisée conformément au plan et au DMOS de l'entreprise Haulotte. De plus les opérations de soudage et de refroidissement ont été chronométrées pour assurer au maximum la répétabilité durant la fabrication des pièces.

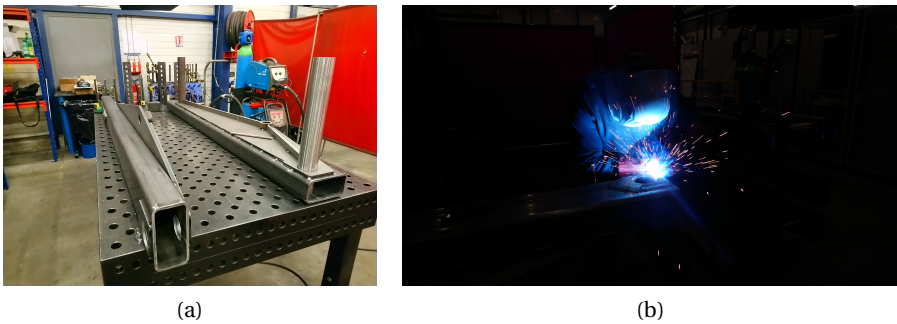


FIGURE 4.3 – Fabrication des bras doubles.

Instrumentation des bras doubles

Les bras doubles ont été instrumentés avec des jauges de déformations pour pouvoir effectuer des comparaisons avec le modèle numérique et le calibrer. Le plan d'instrumentation des bras doubles est disponible dans les Annexes du chapitre 4 (Annexe B). Les deux bras formant le bras double ont été instrumentés au moyen de 3 jauges chacun. Celles-ci sont collées de sorte qu'elles soient coplanaires et orthogonales à la section du tube rectangulaire qui constitue un bras. Les déformations analysées sont suivies suivant l'axe longitudinal du bras (\vec{z}). Ainsi, avec les 6 jauges, nous serons par la suite capable d'étalonner notre modèle numérique.

Nous avons également instrumenté les zones d'intérêt selon la méthode du point chaud généralement mise en œuvre pour des problématiques à grand nombre de cycles. La méthode dite "du point chaud" est une méthode

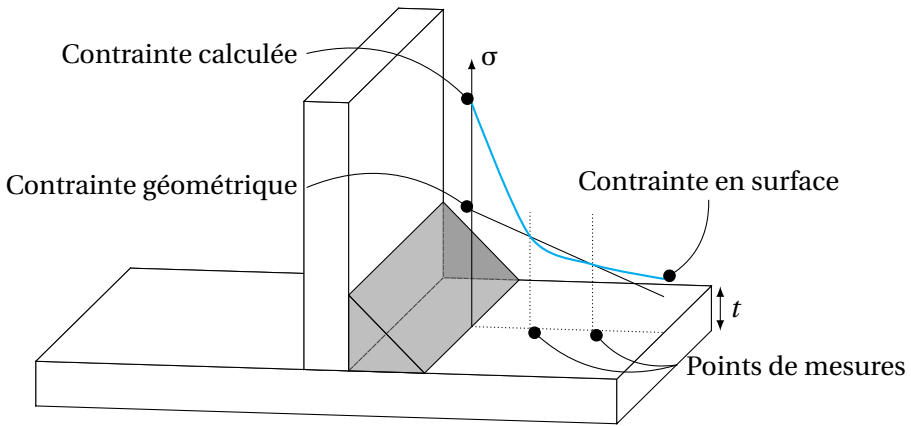


FIGURE 4.4 – Méthode du point chaud d'après [36].

régulièrement utilisée pour tenter de déterminer la contrainte en pied de cordon des assemblages soudés complexes (cf. Hobbacher *et al.* [36]). Celle-ci consiste en la mesure des déformations en 2 ou 3 points stratégiques comme représenté sur la Figure 4.4. Puis par extrapolation la déduction de la contrainte géométrique est possible au point chaud correspondant au pied de cordon. Finalement grâce à un abaque, un nombre de cycles à rupture peut être estimé. Malgré le fait que cette méthode ne soit pas applicable pour des problématiques de fatigue oligocyclique, nous avons néanmoins choisi d'utiliser les lieux de mesures conseillés [36]. Ils sont situés à une distance de $0.4t$ du pied de cordon pour le premier point, et $1t$ pour le second point de mesure, t étant l'épaisseur de la tôle.

4.2 Simulation du comportement cyclique

4.2.1 Modèle numérique

Conditions aux limites

Le maillage utilisé est le même que celui qui a servi au calcul thermo-métallurgique et au calcul mécanique pour l'obtention des contraintes résiduelles au chapitre 2. Pour simuler correctement l'essai expérimental, les conditions aux limites doivent être définies d'une manière judicieuse. Dans chacun des bossages, des axes possédant une raideur de 210 GPa ont été

insérés. La Figure 4.5 présente les 3 axes. Nous pouvons voir 2 axes sur la Figure 4.5a. Le premier, de couleur jaune, est situé au plus près de la zone d'intérêt. Le deuxième, de couleur ocre, simule l'axe de maintien dans le dispositif de bielle courte. Puis sur la Figure 4.5b l'axe simulant le maintien du côté de la chape d'appui est représenté de couleur vert clair.

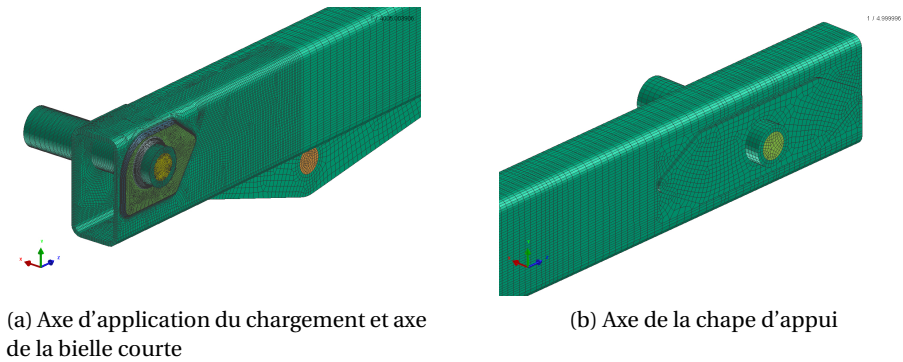


FIGURE 4.5 – Maillages des axes de maintien et d'application du chargement.

Afin de satisfaire les conditions aux limites imposées par le banc d'essai, plusieurs groupes de nœuds ont été bloqués suivant certaines directions. Bien sûr les nœuds appartenant à Ω_1 , à l'axe de l'application du chargement et à l'axe de la chape d'appui présents dans le plan de symétrie du bras double ont été seulement autorisés à se déplacer dans ce dernier. En revanche les nœuds appartenant à l'axe de la bielle courte se situant aussi dans le plan de symétrie ont été autorisés à se déplacer uniquement selon l'axe \vec{z} . Ceci est donc en accord avec le faible degré de liberté par rotation de la bielle courte. Finalement, pour bloquer l'ensemble du modèle, les nœuds de la face extérieure de l'axe de la chape d'appui ont été verrouillés selon l'axe \vec{x} (face visible sur la Figure 4.5b).

Conditions d'application du chargement

Sur le banc d'essai les vérins appliquent un effort suivant leurs axes longitudinaux par le biais d'une rotule à une distance de 35 mm du bord du bossage. Du point de vue de la modélisation cinématique cela est donc équivalent à l'application d'une force sur un point. Cette application ponctuelle engendre des difficultés de convergence pour le calcul par éléments finis. Nous avons donc prolongé l'axe se situant du côté de la zone d'intérêt, de

manière à avoir la même distance d'application de l'effort que sur le banc réel. Nous avons muni cet axe d'une raideur infiniment grande afin de faciliter la diffusion des efforts dans le reste du modèle. La prolongation de l'axe est décrite par la Figure 4.6a en rose.

La Figure 4.6b montre le point d'application ainsi que le chargement appelé \vec{F}_{num} . En effet ce dernier est différent du chargement expérimental car nous devons tenir compte de tous les jeux présents dans les assemblages du banc d'essai. Ainsi le but n'était pas tant d'avoir le même effort à appliquer numériquement mais d'obtenir les mêmes conséquences induites en terme de déformations et de contraintes. Grâce aux différentes jauges collées sur le bras nous avons pu paramétrer le chargement \vec{F}_{num} . L'angle α a été maintenu à 6° comme pour le dispositif expérimental.

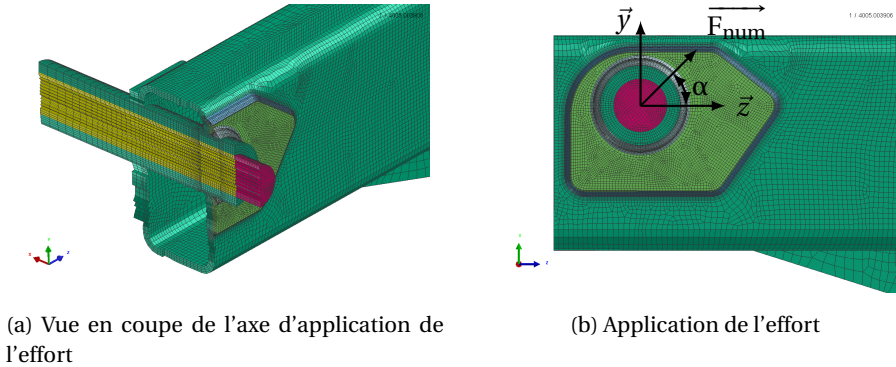


FIGURE 4.6 – Différentes vues de l'axe d'application de l'effort.

4.2.2 Stratégies de calcul

Trois stratégies de calcul ont été envisagées :

- *Cas N°1* : Le calcul cyclique est réalisé en considérant que la structure est initialement vierge de contraintes. Aucun calcul préalable n'a été exécuté. Le bras double est donc considéré en S355 j2 avec uniquement de la phase ferrito-perlitique. Les données cycliques utilisées proviennent des résultats du chapitre 3.
- *Cas N°2* : Le calcul cyclique a été réalisé en considérant la composition métallurgique post-soudage préalablement calculée (voir chapitre 2).

Ainsi les différentes phases créées lors de l'opération de soudage sont prises en compte dans le calcul cyclique à travers le modèle de Prager multi-phasique développé au chapitre précédent. En revanche les contraintes résiduelles de soudage ne sont pas intégrées dans la simulation.

- *Cas N°3* : Le calcul cyclique est réalisé à partir de l'état métallomécanique post-soudage. Ce dernier cas correspond au chainage complet : simulation du soudage puis calcul cyclique.

En déployant cette stratégie de calcul en 3 volets, l'objectif est de discuter l'influence de l'état initial de la structure sur le résultat final du calcul cyclique en termes de qualité, d'avantages et d'inconvénients. Une fois le calcul cyclique stabilisé (10 cycles), nous avons calculé l'amplitude de déformation plastique en chaque point d'intégration du modèle, dans les 3 cas, pour estimer une durée de vie en fonction de la loi puissance identifiée au chapitre précédent.

Le Tableau 4.1 résume les 3 cas de calcul ainsi que leurs temps CPU. Le calcul thermo-métallurgique a un temps d'exécution très acceptable (5 h). En revanche le calcul des contraintes résiduelles est plus coûteux puisqu'il dure environ 1 semaine. Le temps du calcul cyclique est quant à lui compatible avec des besoins industriels (25 h). C'est à dire qu'une fois que les calculs des conséquences induites (métallurgique et mécanique) par le soudage sont réalisés, plusieurs cas de charge peuvent être traités en une semaine. Enfin le coût du post-traitement est négligeable au regard des temps de calculs CPU.

Type de calcul	Cas N°1	Cas N°2	Cas N°3	Temps de calcul
Calcul thermo-métallurgique	✗	✓	✓	5 h
Calcul des contraintes résiduelles	✗	✗	✓	175 h
Calcul mécanique cyclique	✓	✓	✓	25 h
Post-traitement de ϵ_a^p et de N_r	✓	✓	✓	$\frac{1}{6}$ h

TABEAU 4.1 – Description des différentes stratégies de calcul (logiciel Sysweld®[24]).

4.3 Comparaison des résultats expérimentaux et numériques

4.3.1 Résultats expérimentaux

Le principal résultat expérimental étant la durée de vie, celui-ci est déterminé au moyen des jauges de déformation situées aux pieds des cordons. La méthode utilisée est la suivante :

- Pendant les premiers cycles de sollicitation, les valeurs maximales des jauges évoluent de manière notable, puis se stabilisent.
- La valeur maximale stabilisée en traction est prise comme notre référence, une borne inférieure de 5 % est alors définie.
- La constatation de la chute de déformation en dessous de cette borne nous donne directement le nombre de cycle à l'amorçage.

Nous pouvons constater l'apparition d'une fissure. Cette dernière se situe sur le tiers supérieur droit du bossage comme illustré par la Figure 4.7. Cette défaillance a été repérée dans la même zone sur les 3 bras doubles testés. Il est important de noter que notre banc expérimental est capable de reproduire de manière répétable à échelle 1, les défaillances identifiées lors de l'utilisation réelle du bras double.

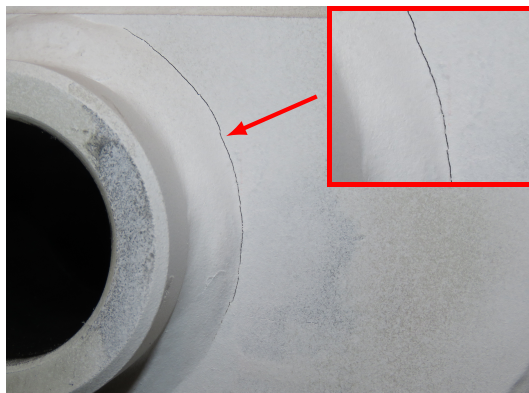


FIGURE 4.7 – Localisation de la fissuration.

Par ailleurs, les résultats des essais cycliques des bras doubles sont consignés dans le Tableau 4.2. \bar{N} représente la durée de vie moyenne, et N_σ l'écart type. $N_{1/2}$ est le nombre de cycles à demi-vie. Le nombre d'essais a été limité par l'envergure, la complexité, et l'instrumentation des pièces industrielles.

Numéro du bras double	N_r	$N_{1/2}$	\bar{N}	N_σ
1	1337	668		
2	1362	681	1608	448
3	2125	1062		

TABLEAU 4.2 – Durée de vie expérimentale des bras doubles.

4.3.2 Validation du modèle numérique

Stabilisation du calcul numérique

Nous recherchons grâce au calcul un état stabilisé de la structure. Il est important de noter que la loi cyclique développée dans ces travaux n'est pas capable de représenter les phénomènes transitoires. Par conséquent, la recherche de l'état numérique stabilisé passe par une phase transitoire numérique qui n'est pas représentative de la réalité. Pour vérifier que le calcul ait atteint un état stabilisé, nous étudions l'évolution de la déformation plastique équivalente définie par :

$$\epsilon_{eq}^p = \left(\frac{2}{3} \boldsymbol{\epsilon}^p : \boldsymbol{\epsilon}^p \right)^{\frac{1}{2}}. \quad (4.1)$$

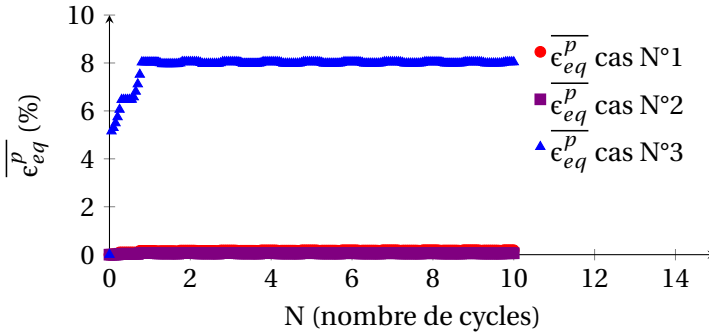
Afin d'étudier la stabilisation de l'ensemble du modèle nous avons choisi de travailler avec la variable $\overline{\epsilon_{eq}^p}$:

$$\overline{\epsilon_{eq}^p} = \frac{\int_{\Omega} \epsilon_{eq}^p dV}{\int_{\Omega} dV} \quad (4.2)$$

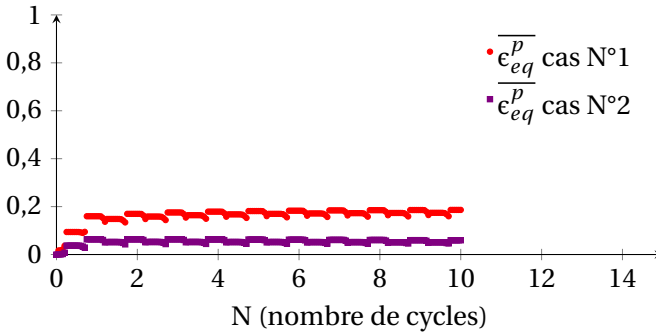
où Ω désigne l'ensemble du volume de la structure.

En effet cette valeur caractérise l'évolution de la déformation plastique sur l'ensemble du modèle. Sur la Figure 4.8 sont représentées les évolutions de $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ au cours des cycles numériques. Pour comparer les $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ entre tous

les cas, nous avons soustrait les déformations plastiques induites par l'opération de soudage dans le cas N°3. Nous pouvons observer une stabilisation rapide de la déformation plastique équivalente pour les 3 cas de calculs. Une dizaine de cycles permet d'atteindre une stabilisation. Cela est une conséquence directe de notre loi de comportement multi-phasique de type Prager [46]. Nous constatons également que le cas plastifiant le moins est le cas N°2 intégrant la métallurgie. En effet l'apparition d'une phase à haute limite d'élasticité tel que la martensite limite le phénomène de plastification. Le cas N°1 ne possédant que de la ferrite, la plastification est plus importante en raison de la faible limite d'élasticité de cette dernière. La prise en compte des contraintes résiduelles conduit à une valeur de $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ environ 100 fois plus importante entre les cas N°1 et N°3. Cela témoigne d'une plastification beaucoup plus importante en présence des contraintes résiduelles.



(a)



(b)

FIGURE 4.8 – Évolution $\overline{\epsilon_{eq}^p}$ au cours des cycles simulés.

Comparaison des chargements numérique et expérimental

Nous avons pu comparer grâce aux jauges disposées sur le bras double (Annexe B), les amplitudes de déformation totale ($\epsilon_a = \frac{1}{2}(\epsilon_{max} - \epsilon_{min})$) entre le calcul numérique et les essais expérimentaux. Pour cela nous avons extrait ϵ_{max} et ϵ_{min} dans un état stabilisé. Nous avons choisi le cycle à demi-vie ($N_{1/2}$) pour rester en accord avec les essais cycliques conduits sur les éprouvettes à métallurgie maîtrisée. Les jauges ayant été installées de manière symétrique nous avons moyenné deux à deux les amplitudes de déformation totale. Les comparaisons des valeurs ainsi obtenues sont présentées dans le Tableau 4.3. Nous pouvons constater une correspondance satisfaisante entre les résultats expérimentaux et numériques. Par conséquent nous pouvons conclure au bon calage du chargement dans les 3 cas de calcul.

Jauges	ϵ_a			
	Cas expérimental	Cas N°1	Cas N°2	Cas N°3
R1 et R3	0,038 %	0,033 %	0,035 %	0,035 %
R2 et R4	0,011 %	0,010 %	0,011 %	0,011 %
R5 et R6	0,034 %	0,035 %	0,037 %	0,037 %

TABLEAU 4.3 – Comparaison des amplitudes de déformation longitudinale (Annexe B).

Analyse de la réponse des jauges au niveau des points chauds

Sur la Figure 4.9 sont représentées les amplitudes de déformation totale des jauges expérimentales situées aux points chauds (Annexe B) en fonction des cycles. Les jauges J1 et J2 sont situées au pied du cordon C3 et respectivement distantes de $0.4t$ et $1t$ de celui-ci (voir Figure 4.4). Les jauges J3 et J4 sont quant à elles situées en pied de cordon C1 et respectivement distantes de $0.4t$ et $1t$ de ce dernier (voir le plan de collage des jauges en Annexe B). Globalement nous pouvons noter une faible décroissance sur les premiers cycles jusqu'à atteindre la stabilisation puis une chute brutale à la rupture. Nous pouvons également remarquer que c'est au niveau du cordon C3 que les premières défaillances interviennent puisque les jauges J1 et J2 chutent systématiquement les premières. Il est intéressant de remarquer que les jauges de déformations J3 et J4 possèdent des amplitudes de déformation totale de l'ordre de grandeur de celles de J1 et J2 pourtant situées à environ 60 mm. Malgré la difficulté à répéter l'opération de soudage et de collage des jauges (ce sont toutes deux des opérations manuelles), nous ob-

tenons une qualité de mesure très satisfaisante pour une structure industrielle de cette taille. De plus, le fait que les zones soudées étudiées soient soumises à de forts gradients de déformation rend les mesures expérimentales compliquées à effectuer.

Dans le Tableau 4.4 sont regroupés les résultats numériques et expérimentaux concernant les amplitudes de déformation totale. D'un point de vue expérimentale, nous avons considéré les valeurs moyennes de ϵ_a indiquées par les jauges pour un cycle stabilisé. Comme auparavant nous avons choisi le cycle à demi-vie ($N_{1/2}$) pour conserver la cohérence avec les analyses précédentes.

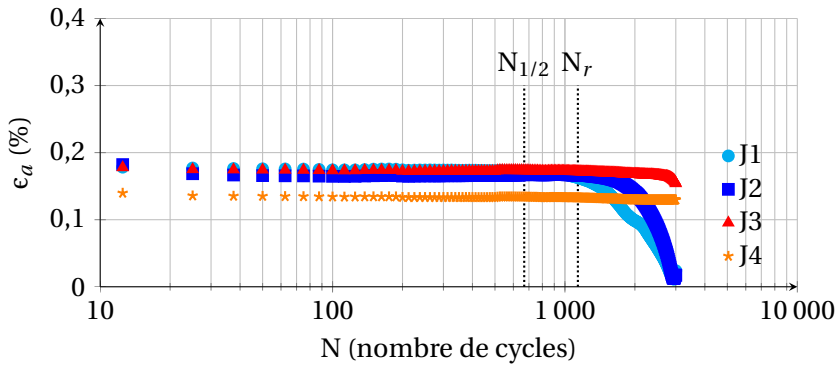
Le cas calcul numérique qui conduit aux résultats les plus proches de l'expérience est le cas N°3. Nous pouvons constater que la qualité des résultats se dégrade pour le cas N°2, qui ne tient pas compte des contraintes résiduelles de soudage. Le cas N°1, qui ne tient pas compte ni des contraintes résiduelles, ni des conséquences induites par le soudage présente les résultats les moins satisfaisants.

Jauges	ϵ_a	ϵ_a	ϵ_a	ϵ_a
	Cas expérimental	Cas N°1	Cas N°2	Cas N°3
J1	0,195 % ± 0,034 %	0,161 %	0,177 %	0,199 %
J2	0,180 % ± 0,016 %	0,132 %	0,144 %	0,160 %
J3	0,185 % ± 0,017 %	0,170 %	0,198 %	0,195 %
J4	0,135 % ± 0,003 %	0,115 %	0,123 %	0,128 %

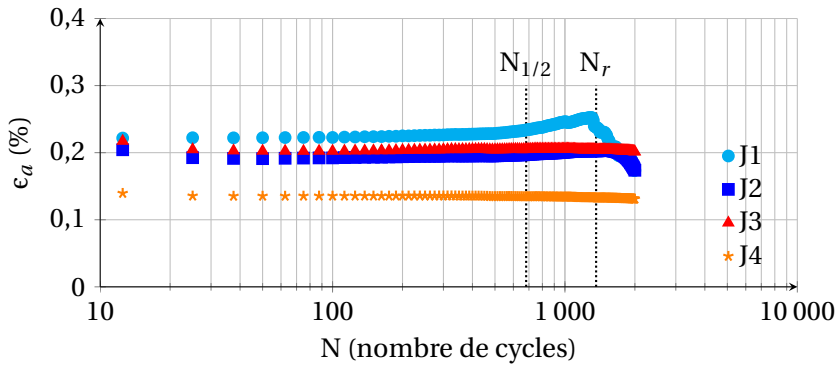
TABLEAU 4.4 – Comparaison des jauges numériques et expérimentales.

Conclusion

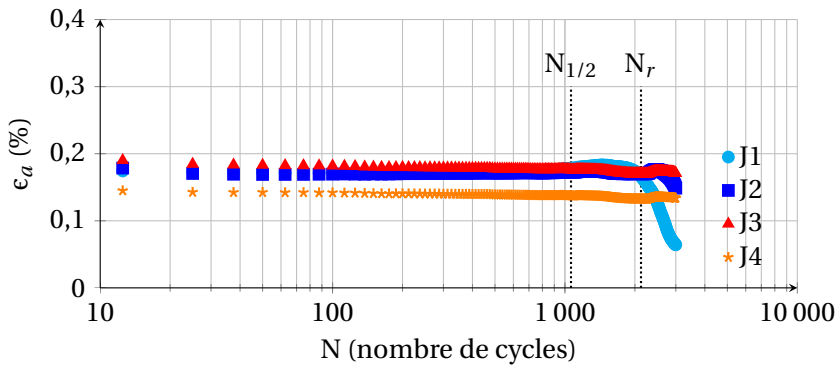
À la lumière des éléments comparés ci-dessus nous pouvons conclure que le calcul numérique cyclique mis en place dans cette étude possède une représentativité satisfaisante de l'essai conduit expérimentalement. En effet le calcul atteint un état stabilisé comme illustré par l'étude de la déformation plastique équivalente intégrée sur le volume du modèle. De plus les amplitudes de déformations des jauges nous ont permis de caler correctement le chargement numérique. L'étude des jauges au niveau des points chauds nous montre que les essais expérimentaux se stabilisent. Enfin la comparaison des valeurs de ϵ_a nous montre que la qualité des résultats numériques est la meilleure pour le cas N°3, qui tient compte de tous les effets de l'opération de soudage.



(a) Bras N°1



(b) Bras N°2



(c) Bras N°3

FIGURE 4.9 – Amplitude de déformation totale (ϵ_a) des jauges aux points chauds pour chaque bras testé en fonction du nombre de cycles (N) - J1 : jauge à $0.4t$ du pied de cordon C3 - J2 : jauge à $1t$ du pied de cordon C3 - J3 : jauge à $0.4t$ du pied de cordon C1 - J4 : jauge à $1t$ du pied de cordon C1.

4.3.3 Résultats numériques

Cas de calcul N°1

Comme énoncé ci-dessus le cas de calcul N°1 ne considère pas de calcul thermo-métallurgique et mécanique visant à obtenir la métallurgie induite et les contraintes résiduelles de soudage. Les résultats du calcul cyclique stabilisé tels que les cartographies de l'amplitude de déformation plastique et du nombre de cycles à rupture sont présentés par les Figures 4.10 et 4.11.

Nous observons sur la Figure 4.10 que les éléments ayant plastifié sont situés au pied des cordons C1 (renfort) et C3 (bossage), exactement au niveau des zones étudiées expérimentalement. L'amplitude de déformation plastique maximale est présente dans la zone de la pointe avant du renfort avec une valeur d'environ 0,24 %. En pied de cordon C3, l'amplitude de déformation plastique maximum est du même ordre de grandeur.

Les zones de faiblesses apparaissent clairement sur la Figure 4.11. La plus limitante se situe au pied du cordon de la pointe avant du renfort pour une espérance de durée de vie d'environ 6000 cycles. Malgré la relativement bonne localisation des phénomènes de plasticité, le cas de calcul N°1 conclut à une rupture en pied de cordon C1, ce que nous n'avons jamais constaté expérimentalement.

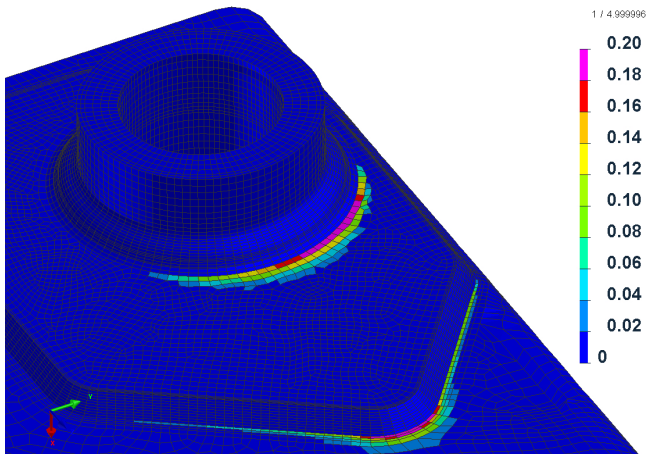


FIGURE 4.10 – Amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) en % - Vue isométrique - Cas de calcul N°1.

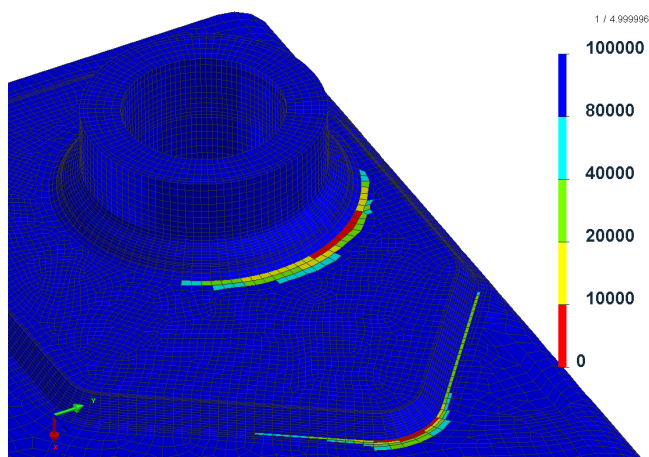


FIGURE 4.11 – Nombre de cycles à rupture (N_r) - Vue isométrique - Cas de calcul N°1.

Cas de calcul N°2

Pour le cas N°2, un calcul thermo-métallurgique a précédé le calcul cyclique afin de déterminer la répartition des phases métallurgiques. Ainsi le gradient de comportement cyclique a été considéré dans la ZAT à travers le modèle de Prager multi-phasique développé dans ces travaux. Les contraintes résiduelles induites par l'opération de soudage ne sont pas prises en compte. De la même manière que pour le cas de calcul N°1 les résultats sont présentés sur les Figures 4.12 et 4.13 .

Comme le montre la Figure 4.12, la plastification cyclique est localisée dans les mêmes zones. En revanche l'ajout des propriétés en fonction de la métallurgie induit une baisse significative de ϵ_a^p notamment dans la zone de la pointe avant du renfort, qui se trouve être la zone d'intérêt la moins plastifiée. En effet la valeur maximale, d'environ 0,17 %, est située en pied de cordon C3. En étudiant les proportions de phases métallurgiques au pied du cordon C1 (Figure 4.14), nous pouvons constater la présence de martensite en assez forte proportion. En revanche le pied du cordon C3 est constitué d'un mélange de bainite et de ferrite. Étant donné que la martensite possède une limite d'élasticité largement supérieure à la bainite et à la ferrite, la zone de la pointe avant du renfort ne parvient pas à plastifier contrairement au mélange bainite/ferrite.

Comme étudié précédemment, la cartographie du nombre de cycles à rupture est présentée par la Figure 4.13. Contrairement au cas de calcul N°1, la zone de faiblesse se situe ici au pied du cordon C3 (zone qui plastifie le plus cycliquement). Ce constat est en total accord avec les observations faites au cours des essais expérimentaux. En revanche le nombre de cycles prédis est plus élevé que pour le cas N°1 (environ 11 500 cycles) et surestime largement la durée de vie observée lors de la campagne expérimentale qui était d'environ 1600 cycles.

Dans ces travaux, l'intégration des conséquences métallurgique du soudage permet de localiser la zone faible de la structure de façon plus satisfaisante (voir la Figure 4.7).

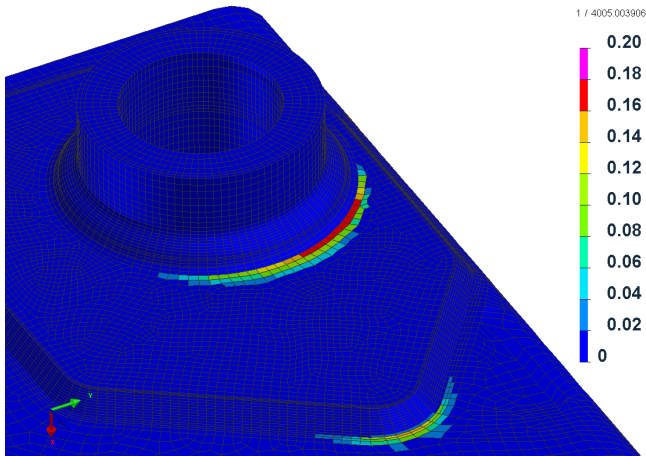


FIGURE 4.12 – Amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) en % - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.

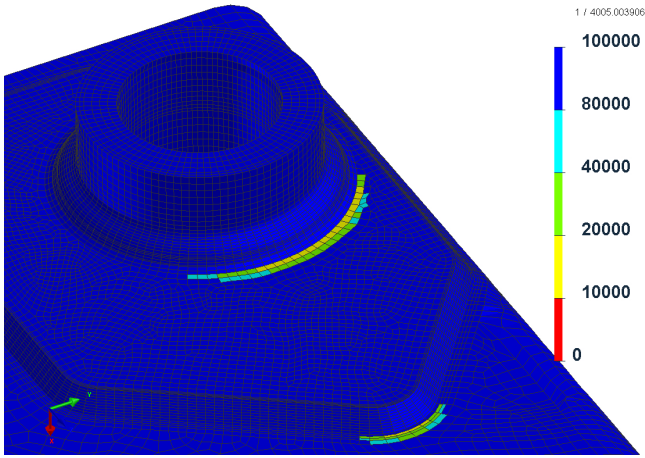


FIGURE 4.13 – Nombre de cycles à rupture (N_f) - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.

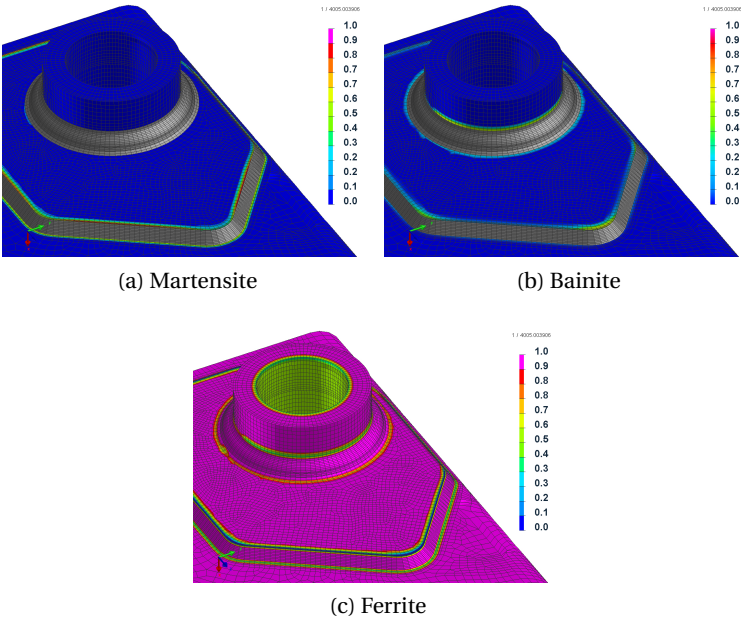


FIGURE 4.14 – Cartographie des proportions de phases - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.

Cas de calcul N°3

Sur le cas de calcul N°3, pour obtenir l'état initial complet de la structure industrielle, les contraintes résiduelles ont été calculées en sus des conséquences métallurgiques induites par le procédé de soudage. Concernant l'amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) présentée par la Figure 4.15, les zones qui ont plastifié correspondent toujours aux zones étudiées expérimentalement comme pour le cas de calcul N°2. Cependant la prise en compte des contraintes résiduelles a augmenté les valeurs de ϵ_a^p , notamment au pied du cordon C3 qui présente les maxima du modèle (0,22 %).

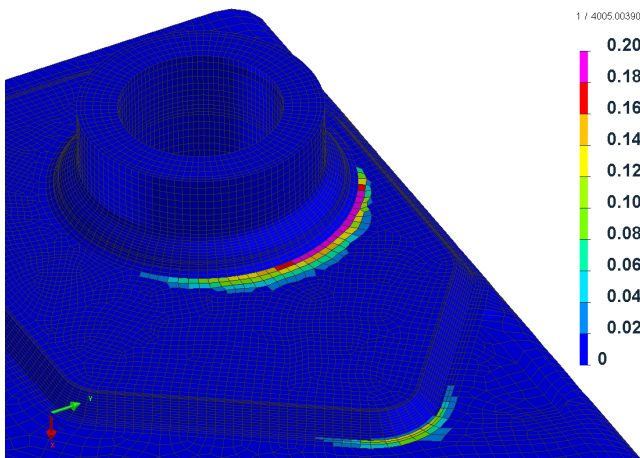


FIGURE 4.15 – Amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) en % - Vue isométrique - Cas de calcul N°3.

Cette augmentation de la plastification a pour conséquence de baisser le nombre de cycles espéré à environ 7400 cycles, comme exposé sur la Figure 4.16. Il est à noter que la pointe avant du renfort n'est plus considérée comme une zone faible.

La prise en compte des contraintes résiduelles de soudage a donc permis de localiser finement la zone faible du modèle et d'améliorer la prédiction du nombre de cycles. Cette remarque va dans le bon sens en comparaison des résultats expérimentaux puisque le nombre de cycles moyen était de 1608 cycles.

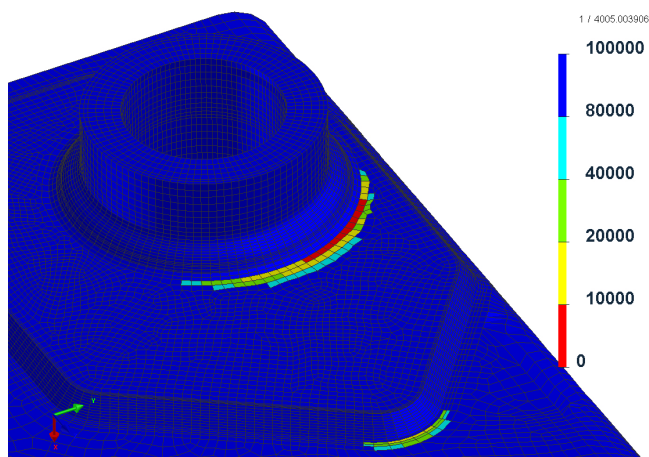


FIGURE 4.16 – Nombre de cycles à rupture (N_r) - Vue isométrique - Cas de calcul N°3.

Analyse des contraintes résiduelles après cyclage

Dans les cas du calcul N°1 et N°2, il n'y a par définition aucune contrainte résiduelle de soudage puisque la structure est supposée vierge de contraintes initiales. En revanche quelques contraintes résiduelles liées à la plastification pendant le chargement sont visibles après le calcul cyclique. Les images présentées sur la Figure 4.17 montrent la distribution de la contrainte moyenne et de la contrainte de von Mises pour le cas de calcul N°1. En observant la contrainte moyenne (Figure 4.17a) force est de constater que celle-ci tend vers 0 MPa dans des zones fortement sollicitées en pied de cordon. Le reste de la structure présente une contrainte moyenne faible. Pour la contrainte de von Mises (Figure 4.17b), des valeurs comprises entre 50 et 100 MPa apparaissent dans les mêmes zones. Il est à noter que la zone de contact entre l'axe d'application du chargement et le bossage possède de plus hautes valeurs (de 100 à 200 MPa) illustrant alors un phénomène de matage. Pour le cas N°2, les observations sont similaires sur la Figure 4.18.

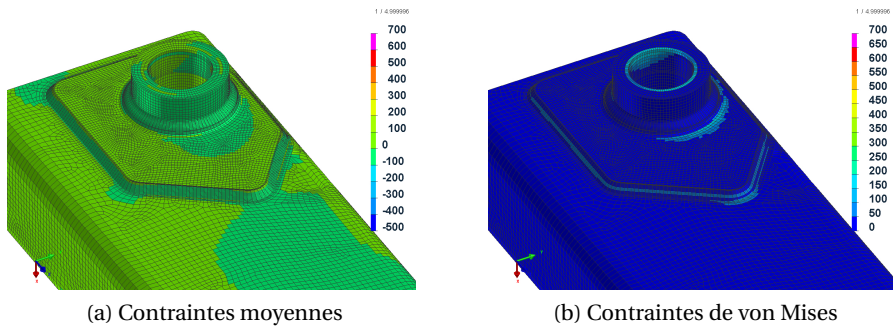


FIGURE 4.17 – Cartographie des contraintes résiduelles - Vue isométrique - Cas de calcul N°1.

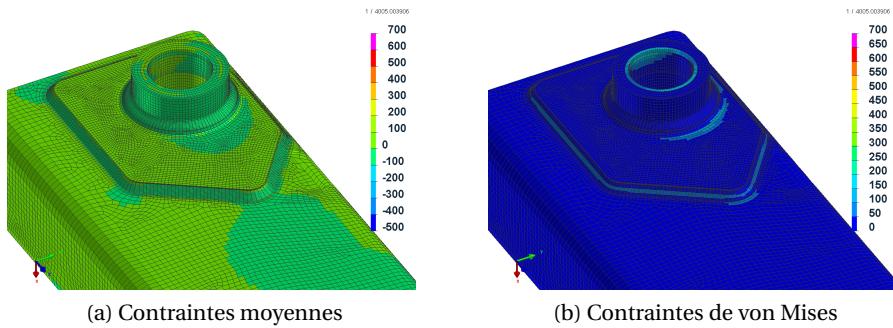


FIGURE 4.18 – Cartographie des contraintes résiduelles - Vue isométrique - Cas de calcul N°2.

Seul le Cas de calcul N°3 intègre les contraintes résiduelles liées au soudage. Sur la Figure 4.19a, nous constatons qu'à proximité des zones d'intérêt la contrainte moyenne est assez faible, inférieure à 100 MPa. De plus elle est relativement uniforme tout au long des cordons de soudure. Concernant la contrainte de von Mises (Figure 4.19b), elle est relativement élevée comparativement aux cas de calcul précédents. Ce qui est cohérent avec l'intégration des contraintes résiduelles de soudage.

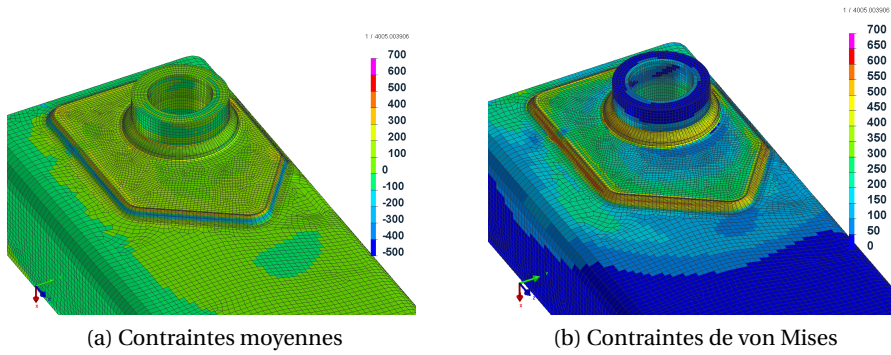
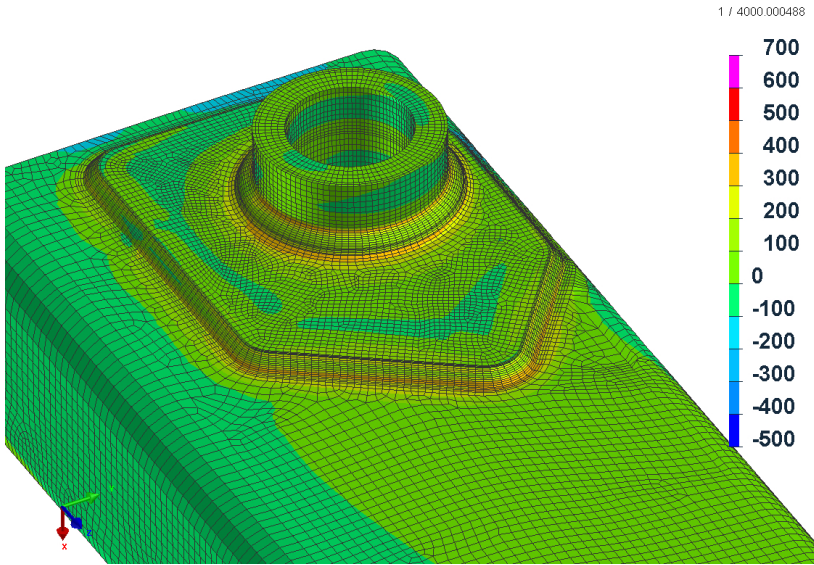
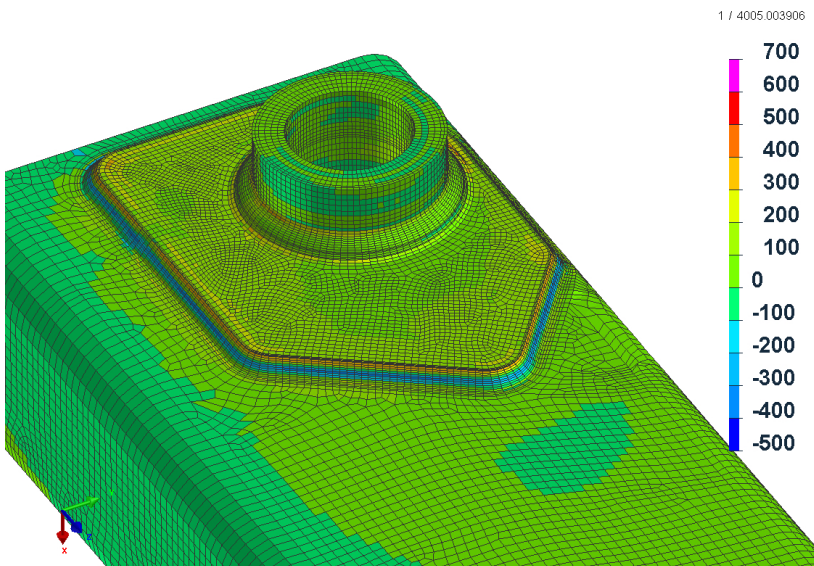


FIGURE 4.19 – Cartographie des contraintes résiduelles - Vue isométrique - Cas de calcul N°3.

L'objectif de ces travaux est de calculer l'état stabilisé des contraintes. Par conséquent, les contraintes résiduelles de soudage sont amenées à évoluer au cours des premiers cycles. La Figure 4.20 et la Figure 4.21 présentent respectivement les évolutions de la contrainte moyenne et de la contrainte de von Mises avant et après le calcul cyclique. La Figure 4.20 décrit une uniformisation de la contrainte moyenne dans le renfort. La Figure 4.21 montre qu'une redistribution de la contrainte de von Mises s'opère. Ainsi les zones sensibles en pied de cordon voient leurs valeurs de contraintes chuter. Les zones qui présentent la plus grande amplitude de déformation plastique (ϵ_a^p) sont celles où la contrainte résiduelle de von Mises se relaxe le plus significativement.

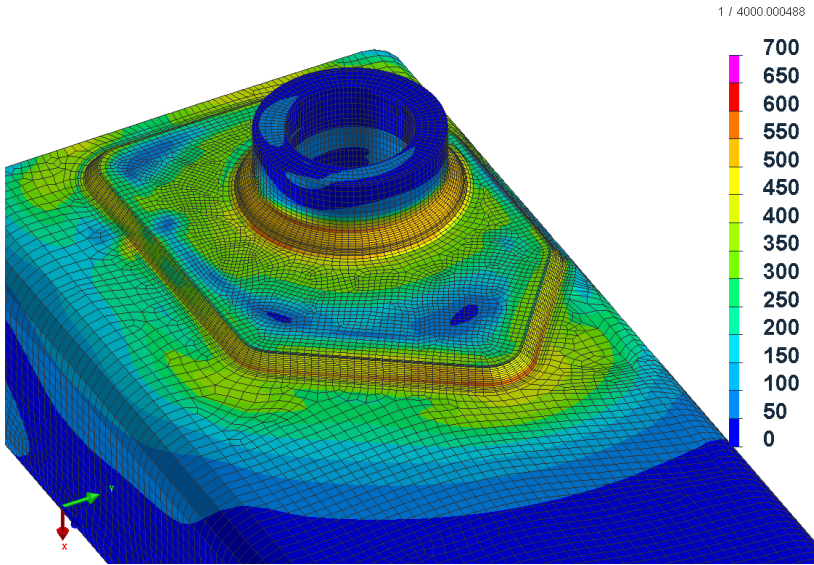


(a) Avant calcul cyclique

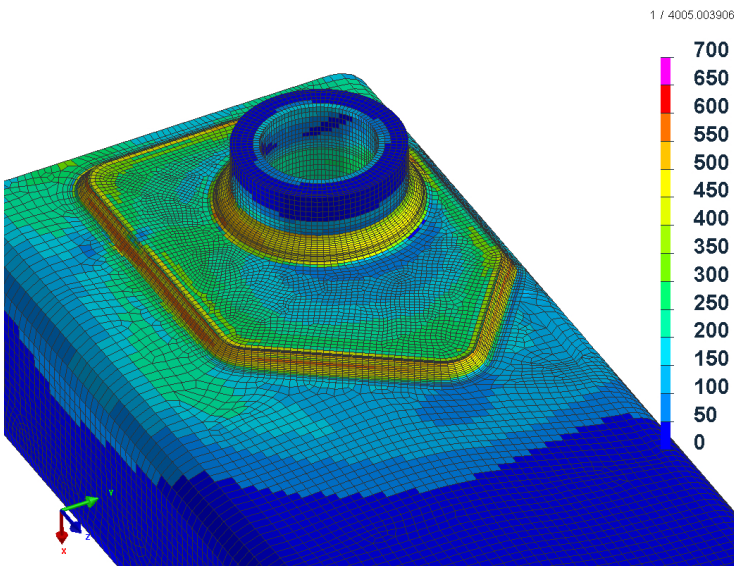


(b) Après calcul cyclique

FIGURE 4.20 – Comparaison des contraintes résiduelles moyennes avant et après calcul cyclique - Vue isométrique.



(a) Avant calcul cyclique



(b) Après calcul cyclique

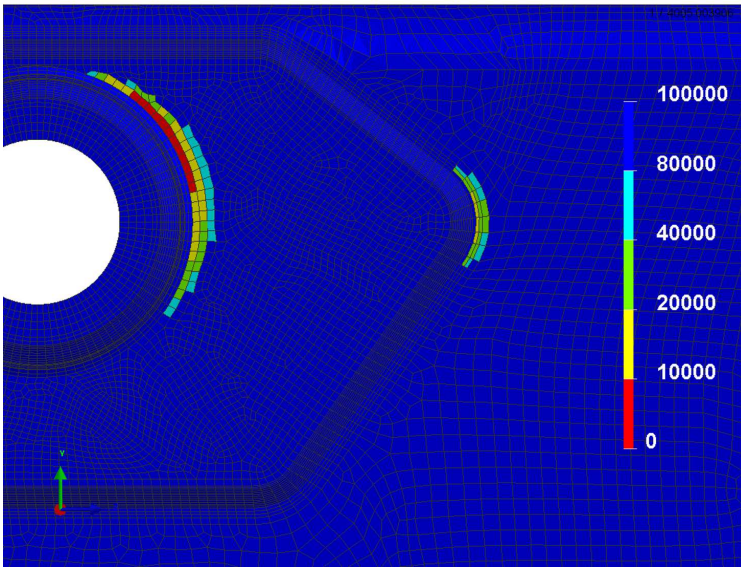
FIGURE 4.21 – Comparaison des contraintes résiduelles de von Mises avant et après calcul cyclique - Vue isométrique.

4.4 Conclusion

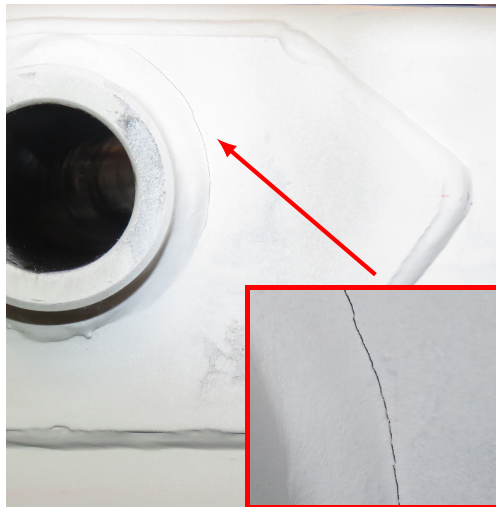
En prenant le cas de calcul N°1 pour référence et dans lequel la structure et le cordon sont supposés être uniquement ferritique, nous observons que :

1. la simulation des conséquences métallurgiques du soudage couplé au modèle de Prager multi-phasique développé dans ces travaux permet de localiser la zone de faiblesse de manière satisfaisante (cas de calcul N°2);
2. la prise en compte des contraintes résiduelles de soudage comme état initial de la structure avant cyclage (cas de calcul N°3) permet quand à elle :
 - de simuler correctement les amplitudes de déformation mesurées par les jauges au niveau des points chauds;
 - de montrer la relaxation des contraintes résiduelles dans les zones sensibles qui ont le plus plastifié au cours des cycles;
 - d'améliorer significativement l'estimation de l'amplitude de déformation plastique (augmentation d'environ 30 %) et par conséquent l'estimation de la durée de vie (Figure 4.22).

Il n'en reste pas moins que la durée de vie est estimée à 7400 cycles alors que l'expérience nous donne un amorçage à environ 1600 cycles. Cette sur-estimation peut provenir de plusieurs facteurs que sont l'effet de la géométrie des cordons, la linéarité de l'écroutissage du modèle de Prager, la modélisation numérique de la condition de contact entre le renfort et le bras, l'utilisation d'une loi de comportement calée uniquement en $R = -1$, et l'effet de la taille du maillage qui n'a pas été étudié.



(a) Nombre de cycles à rupture (N_r) - Cas de calcul N°3



(b) Localisation de la fissuration

FIGURE 4.22 – Comparaison entre simulation et expérience.

Conclusion générale

L'objectif initial de ces travaux de thèse était de développer une stratégie de dimensionnement des assemblages soudés soumis à des sollicitations cycliques en se plaçant dans le domaine de la fatigue à faible nombre de cycles. Ces travaux ont entre autres porté sur l'étude de l'influence des conséquences induites par le soudage en distinguant la métallurgie et les contraintes résiduelles. Pour se faire une approche couplée, basée sur une modélisation numérique et des essais expérimentaux, a été développée.

Les assemblages soudés sont largement utilisés dans l'industrie, que cela soit pour des pièces de petites tailles ou pour de grosses structures chaudronnées. C'est pourquoi le comportement mécanique des soudures vis à vis de la tenue à la fatigue est un point essentiel à prendre en compte, en particulier pour des pièces critiques.

Comme étudié dans le chapitre 1, les ZATs de soudage sont connues pour être des points faibles du point de vue de la tenue mécanique. Ainsi nous avons pu voir dans la littérature que les soudures ont fait, font, et feront certainement encore l'objet de nombreux travaux. Cependant les études proposées se heurtent aux difficultés de caractérisation expérimentale, ce qui à pour conséquence de les lier aux paramètres de soudage utilisés. Les observations réalisées sont difficilement extrapolables à d'autres configurations de soudage. C'est fort de ce constat que nous avons débuté ces travaux.

Pour palier les difficultés énoncées ci-dessus, nous avons proposé au cours du chapitre 2 une méthodologie ayant pour objectif la reproduction des différentes phases métallurgiques présentes dans une ZAT de soudage de S355 J2. Cet acier étant ferritique, il présente 3 phases principales : la martensite, la bainite, et la ferrite. En s'appuyant sur un TRCS issu de la littérature, il a été possible de créer des éprouvettes monophasiques ainsi que des

éprouvettes mixtes (martensite, bainite) au moyen d'une machine Gleeble. Cette dernière a notamment permis de simuler les cinétiques rapides du soudage. Une étude portant sur les vitesses de refroidissement (dans la fenêtre de température de transformation métallurgique) nous a permis de nous assurer de la reproductibilité du processus de traitement thermique ainsi que de l'homogénéité des éprouvettes fabriquées.

Grâce aux mesures de température réalisées au cours des traitements, nous avons pu améliorer significativement les modèles de transformation bainitique et martensitique pour l'acier S355 j2. Une simulation sur une structure industrielle intégrant ce nouveau paramétrage a été conduite. La comparaison avec les observations expérimentales est satisfaisante.

Au début du chapitre 3 les phénomènes de relaxation de la contrainte moyenne et d'adoucissement cyclique ont été mis en évidence sur des soudures bout à bout de 5 mm en fatigue oligocyclique. Une analyse spectrale au cours d'un essai de traction monotone a révélé la localisation du phénomène de plasticité dans la ZAT de soudure.

Chacune des éprouvettes à métallurgie maîtrisée a subi un essai de fatigue oligocyclique. Les amplitudes de déformation totale uniaxiale (ϵ_a) varient de 0,25 à 1 %. Les 5 types d'éprouvettes montrent des cycles stabilisés différents. La martensite, la bainite, et les métallurgies intermédiaires montrent un adoucissement cyclique. La ferrite quant à elle, exhibe un phénomène de durcissement cyclique. La représentation $\epsilon_a - N$ semble mettre en évidence un unique comportement vis à vis de la durée de vie. Les observations par MEB des faciès de rupture nous montrent un comportement totalement différent suivant les 3 phases principales. La rupture de la martensite est plutôt fragile alors que celle de la bainite et de la ferrite est à tendance ductile.

À partir des cycles stabilisés à demi-vie pour chaque éprouvette, nous avons déterminé les paramètres du modèle d'érouissage de Prager pour chaque phase. Cette identification couplée à une loi de mélange linéaire nous a permis de proposer une version multi-phasique du modèle de Prager. La comparaison des cycles simulés et expérimentaux montrent une correspondance de bonne qualité pour toute la gamme de ϵ_a et notamment pour les métallurgies intermédiaires.

La mise en œuvre d'une méthode proposée initialement par Fauvin *et al.* [25] nous a permis d'obtenir une amplitude de déformation plastique équivalente pouvant alors tenir compte d'un aspect multidimensionnel. Cela nous a permis de proposer une représentation de la durée de vie en $\epsilon_a^p - N$ ainsi qu'une courbe de Manson-Coffin.

Le dernier chapitre expose la comparaison entre la modélisation numérique et l'analyse expérimentale d'une structure industrielle de grandes dimensions soumise à une sollicitation cyclique. Le banc d'essai développé dans ces travaux de recherche permet notamment de mettre en lumière, de manière précise et répétable, la zone faible de l'assemblage soudé. La fissure apparaît au pied du cordon du bossage. L'instrumentation par des jauges de déformation a permis de calibrer le chargement du modèle numérique et de déterminer le nombre de cycles à l'amorçage de la fissure.

Grâce aux différents cas de calcul, l'influence des conséquences induites par le soudage a pu être étudiée. Il en résulte que seul le cas intégrant la métallurgie et les contraintes résiduelles post-soudage est capable d'identifier la zone faible et d'estimer un nombre de cycles à l'amorçage au plus proche des observations expérimentales.

Chacune des thématiques abordées dans ces travaux peuvent faire l'objet d'une poursuite scientifique. Concernant les traitements thermiques des éprouvettes il serait judicieux et facile d'augmenter le nombre de compositions métallurgiques intermédiaires.

D'un point de vue de la caractérisation mécanique des éprouvettes, il serait pertinent de multiplier les essais cycliques avec différents rapports de charge R . Dès lors les observations permettraient de mettre en œuvre des lois d'écrouissage plus complexes (loi de Chaboche par exemple) permettant alors de simuler la phase transitoire entre l'état initial après soudage et l'état stabilisé. Il est important de noter qu'une simple loi de mélange linéaire ne serait plus suffisante pour tenir compte de la composition métallurgique.

Concernant le chainage soudage/cyclage, il s'agira à l'avenir de l'appliquer à d'autres types de pièces pour ainsi apprécier la robustesse de l'approche numérique proposée. C'est à dire que nous pourrions imaginer tester des pièces complètement différentes par leurs géométries ou leurs conditions de soudage (énergie apportée, nombre de passes, configurations géométriques) pour caractériser celles-ci vis à vis de la durée de vie et des lieux d'amorçage.

Bibliographie

- [1] *Documentation pratique sur la soudabilité des aciers : diagrammes de transformation au refroidissement continu : courbes de fissuration à froid : conditions de pré et de postchauffage*. Institut de Soudure, 1976. 16, 54, 55
- [2] La soudabilité des aciers. *Techniques de l'ingénieur Techniques du bâtiment : Connaître les matériaux de la construction*, base documentaire : TIE804DUO.(ref. article : tba1056), 2004. fre. 39
- [3] NF EN 1011 - Soudage - Recommandation pour le soudage des matériaux métalliques. 2009. 39
- [4] NF EN ISO 4063 - Soudage et techniques connexes - Nomenclature et numérotation des procédés. 2011. 32, 33, 34
- [5] NF EN ISO 6947 - Soudure - Positions de travail - définitions des angles d'inclinaison et de rotation. 2011. URL <https://www.boutique.afnor.org/norme/nf-en-iso-6947/soudage-et-techniques-connexes-positions-de-soudage/article/792219/fa135176>. 36
- [6] AFNOR. NF EN 10025-2 - Produits laminés aud en aciers de construction - Partie 2 : conditions techniques de livraison pour les aciers de construction non alliés. URL <https://www.boutique.afnor.org/>. 70
- [7] International ASTM. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. (E 562-01), 2002. 84
- [8] Melvin Avrami. Kinetics of phase change. i general theory. *The Journal of Chemical Physics*, 7(12) :1103–1112, 1939. doi : 10.1063/1.1750380. URL <https://doi.org/10.1063/1.1750380>. 90
- [9] Melvin Avrami. Kinetics of phase change. ii transformation-time relations for random distribution of nuclei. *The Journal of Chemical Physics*, 8(2) :212–224, 1940. doi : 10.1063/1.1750631. URL <https://doi.org/10.1063/1.1750631>. 90
- [10] Melvin Avrami. Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change. iii. *The Journal of Chemical Physics*, 9(2) :177–184, 1941. doi : 10.1063/1.1750872. URL <https://doi.org/10.1063/1.1750872>. 90

- [11] R. Baptista, T. Santos, J. Marques, M. Guedes, et V. Infante. Fatigue behavior and microstructural characterization of a high strength steel for welded railway rails. *International Journal of Fatigue*, 117 :1–8, December 2018. ISSN 01421123. doi : 10.1016/j.ijfatigue.2018.07.032. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112318303189>. 64
- [12] A. Benoit, L. Rémy, A. Koster, H. Maitournam, et F. Oger. Experimental investigation of the behavior and the low cycle fatigue life of a welded structure. *Materials Science and Engineering : A*, 595 : 64–76, February 2014. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2013.11.082. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509313013191>. 63
- [13] Jean Michel Bergheau. Modélisation numérique des procédés de soudage. *Techniques de l'ingénieur Assemblage des matériaux par soudage*, base documentaire : TIB512DUO.(ref. article : bm7758), 2016. URL <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/assemblage-des-materiaux-par-soudage-42512210/modelisation-numerique-des-procedes-de-soudage-bm7758/>. fre. 58, 97
- [14] J. Caron, Christoph Heinze, Christopher Schwenk, Michael Rethmeier, S. S. Babu, et J. Lippold. Effect of continuous cooling transformation variations on numerical calculation of welding-induced residual stresses. *welding journal*, 89(7) :151s–160s, 2010. URL <https://app.aws.org/wj/supplement/wj0710-151.pdf>. 17, 89, 97, 101
- [15] Roland Cazes. *Soudage À l'Arc*. Ed. Techniques Ingénieur, 1990. 36
- [16] Michel Colombié. *Matériaux métalliques*. Dunod, Paris, 2008. ISBN 978-2-10-053918-5. URL <http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&scope=site&db=nlebk&db=nlabk&AN=304173>. 50
- [17] E. Cottier, P. Anglade, A. Brosse, et E. Feulvarch. Fast 3d simulation of a single-pass steel girth weld. *Mechanics & Industry*, 17(4) :401, 2016. ISSN 2257-7777, 2257-7750. doi : 10.1051/meca/2015074. URL <http://www.mechanics-industry.org/10.1051/meca/2015074>. 97

- [18] Amir Hossein Daei Sorkhabi *et* Farid Vakili-Tahami. Experimental study of the creep behavior of parent, simulated HAZ and weld materials for cold-drawn 304L stainless steel. *Engineering Failure Analysis*, 21 :78–90, April 2012. ISSN 13506307. doi : 10.1016/j.engfailanal.2011.11.019. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S135063071100286X>. 16, 61, 62
- [19] Ki Dang Van, B Griveau, MW Brown, KJ Miller, *et al.* On a new multiaxial fatigue limit criterion : Theory and application. 1989. 136
- [20] Madeleine Durand-Charre. *La microstructure des aciers et des fontes : genèse et interprétation*. EDP Sciences, Les Ulis, France, 2012. ISBN 978-2-7598-0803-8. URL <http://site.ebrary.com/id/10613661>. OCLC : 820849824. 50, 51, 52, 54, 61, 101
- [21] P. Duranton, J. Devaux, V. Robin, P. Gilles, *et* J.M. Bergheau. 3D modelling of multipass welding of a 316L stainless steel pipe. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154 :457–463, November 2004. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.128. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013604004728>.
- [22] E28 Committee. Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Technical report, ASTM International. URL <http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E8E8M-13A>. 115
- [23] Gunther Eggeler, Ashok Ramteke, Mike Coleman, Brian Chew, Gerhard Peter, Andreas Burblies, John Hald, Clive Jefferey, Jahani Rantala, *et* Mark deWitte. Analysis of creep in a welded P91 pressure vessel. page 21, 1994. 61
- [24] ESI-Group. User’s manual, 2016. 23, 68, 103, 149
- [25] Françoise Fauvin, Jean-Christophe Roux, Pierre Monnet, *et* Eric Feulvarch. Fast estimation of the shear stress amplitude for fatigue life analysis of metals. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 80 : 103928, March 2020. ISSN 09977538. doi : 10.1016/j.euromechsol.2019.103928. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0997753819308241>. 136, 139, 170
- [26] E Feulvarch, V Robin, *et* J M Bergheau. Thermometallurgical and mechanical modelling of welding? application to multipass dissimilar metal girth welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(3) :221–231, April 2011. ISSN 1362-1718, 1743-2936. doi :

10.1179/1362171811Y.0000000008. URL <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/1362171811Y.0000000008>.

- [27] Gancho Genchev, Nikolay Doynov, Ralf Ossenbrink, Vesselin Michailov, Gizo Bokuchava, et Peter Petrov. Residual stresses formation in multi-pass weldment : A numerical and experimental study. *Journal of Constructional Steel Research*, 138 :633–641, November 2017. ISSN 0143974X. doi : 10.1016/j.jcsr.2017.08.017. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0143974X17303358>. 16, 58
- [28] John Goldak, Aditya Chakravarti, et Malcolm Bibby. A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical transactions B*, 15 (2) :299–305, 1984. URL <http://link.springer.com/article/10.1007/BF02667333>. 97
- [29] Henry Granjon. *Bases métallurgiques du soudage*. Publ. de la soudure autogène Eyrolles, Paris diff, 1989. URL <http://www.sudoc.fr/00726691X>. La page de titre porte en plus : Institut de soudure. 15, 32, 48, 49, 52, 54
- [30] M. Grédiac, B. Blaysat, et F. Sur. A Robust-to-Noise Deconvolution Algorithm to Enhance Displacement and Strain Maps Obtained with Local DIC and LSA. *Experimental Mechanics*, 59(2) :219–243, February 2019. ISSN 0014-4851, 1741-2765. doi : 10.1007/s11340-018-00461-4. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11340-018-00461-4>. 118
- [31] M. Grédiac, B. Blaysat, et F. Sur. Extracting Displacement and Strain Fields from Checkerboard Images with the Localized Spectrum Analysis. *Experimental Mechanics*, 59(2) :207–218, February 2019. ISSN 0014-4851, 1741-2765. doi : 10.1007/s11340-018-00439-2. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11340-018-00439-2>. 118
- [32] C. Heinze, C. Schwenk, et M. Rethmeier. Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding. *Journal of Constructional Steel Research*, 72 :12–19, May 2012. ISSN 0143974X. doi : 10.1016/j.jcsr.2011.08.011. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0143974X11002252>. 97
- [33] C. Heinze, A. Pittner, M. Rethmeier, et S.S. Babu. Dependency of martensite start temperature on prior austenite grain size and its in-

- fluence on welding-induced residual stresses. *Computational Materials Science*, 69 :251–260, March 2013. ISSN 09270256. doi : 10.1016/j.commatsci.2012.11.058. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0927025612007215>. 97, 101
- [34] Nico Hempel, Jeffrey R. Bunn, Thomas Nitschke-Pagel, E. Andrew Payzant, et Klaus Dilger. Study on the residual stress relaxation in girth-welded steel pipes under bending load using diffraction methods. *Materials Science and Engineering : A*, 688 :289–300, March 2017. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2017.02.005. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509317301533>. 15, 44, 46
- [35] Gilbert Hénaff et Franck Morel. *Fatigue des structures : endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*. Ellipses, Paris, 2005. ISBN 978-2-7298-2322-1. OCLC : 70812206. 46, 116
- [36] A. F Hobbacher, International Institute of Welding, et Joint Working Group XIII-XV. *Recommendations for fatigue design of welded joints and components : IIW document IIW-2259-15 ex XIII-2460-13/XV-1440-13*. 2008. ISBN 978-3-319-23757-2. URL <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-319-23757-2>. 15, 20, 44, 45, 146
- [37] Jun Hu, Lin-Xiu Du, Jian-Jun Wang, et Cai-Ru Gao. Effect of welding heat input on microstructures and toughness in simulated CGHAZ of V-N high strength steel. *Materials Science and Engineering : A*, 577 : 161–168, August 2013. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2013.04.044. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509313004267>. 16, 62, 63
- [38] Martin Hunkel, Holger Surm, et Matthias Steinbacher. Chapter 3 - Dilatometry. In Sergey Vyazovkin, Nobuyoshi Koga, et Christoph Schick, editors, *Recent Advances, Techniques and Applications*, volume 6 of *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry*, pages 103 – 129. Elsevier Science B.V., 2018. doi : 10.1016/B978-0-444-64062-8.00019-X. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978044464062800019X>. 58
- [39] Sanghoon Kim, Donghwan Kang, Tae-Won Kim, Jongkwan Lee, et Changhee Lee. Fatigue crack growth behavior of the simulated HAZ of 800mpa grade high-performance steel. *Materials Science and Engineering : A*, 528(6) :2331–2338, March 2011. ISSN 09215093. doi :

- 10.1016/j.msea.2010.11.089. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509310013766>. 61
- [40] D. P. Koistinen *et* R. E. Marburger. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *acta metallurgica*, 7(1) :59–60, 1959. 90
- [41] D. A. LaVan *et* W. N. Sharpe. Tensile testing of microsamples. *Experimental Mechanics*, 39(3) :210–216, September 1999. ISSN 0014-4851, 1741-2765. doi : 10.1007/BF02323554. URL <http://link.springer.com/10.1007/BF02323554>. 61
- [42] Guénhael Le Quilliec. *Application du martelage à haute fréquence à l'optimisation de la maintenance des ouvrages et des structures soudées*. PhD thesis, Ecole Centrale de Nantes (ECN), 2011. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00961736/>. 57
- [43] J.B. Leblond *et* J. Devaux. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica*, 32(1) :137–146, January 1984. ISSN 00016160. doi : 10.1016/0001-6160(84)90211-6. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0001616084902116>. 90
- [44] Jean-Baptiste Leblond. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels ii : coupling with strain hardening phenomena. *International journal of plasticity*, 5(6) :573–591, 1989. 103
- [45] Jean-Baptiste Leblond *et* JC Devaux. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels i : Case of ideal-plastic phases. *International journal of plasticity*, 5(6) :551–572, 1989. 103
- [46] Jean Lemaitre, Jean-Louis Chaboche, Ahmed Benallal, *et* Rodrigue Desmorat. *Mécanique des matériaux solides*. Sciences sup Physique. Dunod, Paris, 3e et nouvelle édition edition, 2009. ISBN 978-2-10-051623-0. OCLC : 729981859. 46, 115, 116, 128, 152
- [47] L.-E. Lindgren, H.-A. Haggblad, J. M. J. McDill, *et* Alan S. Oddy. Automatic remeshing for three-dimensional finite element simulation of welding. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 147(3-4) :401–409, 1997. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004578259700025X>.

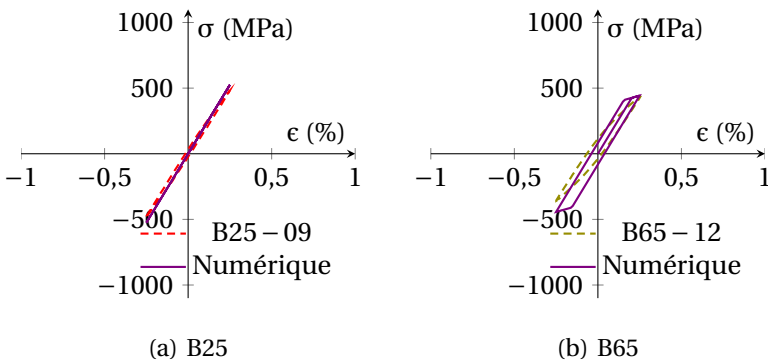
- [48] Wen Liu, Fenggui Lu, Renjie Yang, Xinhua Tang, *et* Haichao Cui. Gleeble simulation of the HAZ in Inconel 617 welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 225 :221–228, November 2015. ISSN 09240136. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.001. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092401361530011X>. 16, 62, 64
- [49] Romanin Luca, Ferro Paolo, *et* Berto Filippo. The influence of metallurgical data on residual stresses in Computational Welding. *Procedia Structural Integrity*, 9 :55–63, 2018. ISSN 24523216. doi : 10.1016/j.prostr.2018.06.011. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2452321618300118>. 101
- [50] G. Mandal, S. K. Ghosh, *et* S. Mukherjee. Phase transformation and mechanical behaviour of thermo-mechanically controlled processed high-strength multiphase steel. *Journal of Materials Science*, 51(14) : 6569–6582, July 2016. ISSN 0022-2461, 1573-4803. doi : 10.1007/s10853-016-9852-4. URL <http://link.springer.com/10.1007/s10853-016-9852-4>. 58
- [51] S Mediratta, V Ramaswamy, *et* R P. Low cycle fatigue behaviour of dual-phase steel with different volume fractions of martensite. *International Journal of Fatigue*, 7(2) :101–106, April 1985. ISSN 01421123. doi : 10.1016/0142-1123(85)90040-4. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0142112385900404>. 46, 47
- [52] Ghazal Moeini, Ali Ramazani, Sebastian Myslicki, Veera Sundararaghavan, *et* Carsten Konke. Low Cycle Fatigue Behaviour of DP Steels : Micromechanical Modelling vs. Validation. *Metals*, 7(7) :265, July 2017. ISSN 2075-4701. doi : 10.3390/met7070265. URL <http://www.mdpi.com/2075-4701/7/7/265>. 65
- [53] Ghazal Moeini, Ali Ramazani, Joerg Hildebrand, Christiane Roessler, *et* Carsten Koenke. Study of the effect of microstructural variation on the low cycle fatigue behavior of laser welded DP600 steel : Simulation and experimental validation. *Materials Science and Engineering : A*, 730 :232–243, July 2018. ISSN 09215093. doi : 10.1016/j.msea.2018.06.004. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509318307871>. 65
- [54] Guy Murry. Transformations dans les aciers. *Techniques de l'ingénieur, Matériaux - Traitement des métaux* :62, 1998. 16, 50, 54

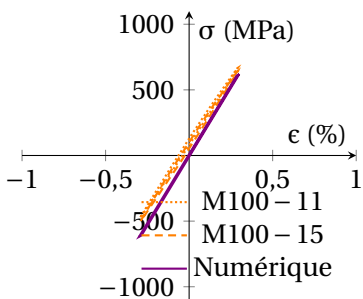
- [55] M. Nasstram, L. Wikander, L. Karlsson, L. E. Lindgren, et J. Goldak. Combined Solid and Shell Element Modelling of Welding. In Lennart Karlsson, Lars-Erik Lindgren, et Mikael Jonsson, editors, *Mechanical Effects of Welding*, pages 197–205. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1992. ISBN 978-3-642-84733-2 978-3-642-84731-8. doi : 10.1007/978-3-642-84731-8_20. URL http://www.springerlink.com/index/10.1007/978-3-642-84731-8_20.
- [56] Paul Rabbe, Henri-Paul Lieurade, et André Galtier. Essais de fatigue. Partie II. *Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques*, MBI (M4171) :M4171.1–M4171.21, 2000. ISSN 1762-8733. URL <http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsidt=16438145>. 46
- [57] Philipp Rettenmeier, Eberhard Roos, et Stefan Weihe. Fatigue analysis of multiaxially loaded crane runway structures including welding residual stress effects. *International Journal of Fatigue*, 82 :179–187, January 2016. ISSN 01421123. doi : 10.1016/j.ijfatigue.2015.04.009. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112315001255>. 64
- [58] C Rodríguez, J García Cabezas, E Cáardenas, F J Belzunce, et C Betegón. Mechanical Properties Characterization of Heat-Affected Zone Using the Small Punch Test. *Welding Journal*, page 5, 2009. 16, 60
- [59] H. Runnemalm et Seokjeong Hyun. Three-dimensional welding analysis using an adaptive mesh scheme. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 189(2) :515–523, 2000. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0045782599003047>.
- [60] Clayton Ruud. Residual Stress Measurement. In George Totten et D Scott MacKenzie, editors, *Analytical Characterization of Aluminum, Steel, and Superalloys*, pages 429–471. CRC Press, October 2005. ISBN 978-0-8247-5843-1 978-1-4200-3036-5. URL <http://www.crcnetbase.com/doi/abs/10.1201/9781420030365.ch8>. 104
- [61] Peter Seyffarth, Barbara Meyer, et Arite Scharff. *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, 1992. 17, 73
- [62] Ling Shao, Sujun Wu, Shaofan Zhao, Jittisa Ketkaew, Haitao Zhao, Fan Ye, et Jan Schroers. Evolution of microstructure and microhardness

- of the weld simulated heat-affected zone of Ti-22al-25nb (at.%) alloy with continuous cooling rate. *Journal of Alloys and Compounds*, 744 :487–492, May 2018. ISSN 09258388. doi : 10.1016/j.jallcom.2018.01.347. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0925838818303657>. 62
- [63] Gang Shi, Meng Wang, Yuanqing Wang, et Fei Wang. Cyclic Behavior of 460 MPa High Strength Structural Steel and Welded Connection under Earthquake Loading. *Advances in Structural Engineering*, 16(3) :451–466, March 2013. ISSN 1369-4332, 2048-4011. doi : 10.1260/1369-4332.16.3.451. URL <http://journals.sagepub.com/doi/10.1260/1369-4332.16.3.451>. 64
- [64] Wei Tong, Hong Tao, Nian Zhang, Xiquan Jiang, Manuel P. Marya, Louis G. Hector, et Xiaohong Q. Gayden. Deformation and fracture of miniature tensile bars with resistance-spot-weld microstructures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36(10) :2651–2669, October 2005. ISSN 1073-5623, 1543-1940. doi : 10.1007/s11661-005-0263-4. URL <http://link.springer.com/10.1007/s11661-005-0263-4>. 61
- [65] K. Dang Van, A. Le Douaron, et H. P. Lieurade. MULTIAXIAL FATIGUE LIMIT : A NEW APPROACH. In S. R. VALLURI, D. M. R. TAPLIN, P. RAMA RAO, J. F. KNOTT, et R. DUBEY, editors, *Fracture 84*, pages 1879–1885. Pergamon, 1984. ISBN 978-1-4832-8440-8. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B978148328440850185X>. 44
- [66] George F. VanderVoort et ASM International, editors. *Atlas of time temperature diagrams for irons and steels*. Materials data series. Materials Park, Ohio, 1991. ISBN 978-0-87170-415-3. OCLC : 246965786. 54
- [67] Qiang Wang et Xuesong Liu. Non-saturated cyclic softening and uniaxial ratcheting of a high-strength steel : Experiments and viscoplastic constitutive modeling. *Mechanics of Materials*, 113 :112–125, October 2017. ISSN 01676636. doi : 10.1016/j.mechmat.2017.07.021. URL <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167663616305981>. 46, 47
- [68] X.L. Wang, Z.Q. Wang, X.P. Ma, S.V. Subramanian, Z.J. Xie, C.J. Shang, et X.C. Li. Analysis of impact toughness scatter in simulated coarse-grained HAZ of E550 grade offshore engineering steel from the as-

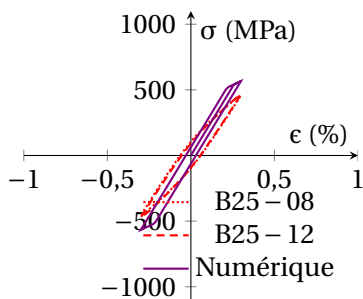
- pect of crystallographic structure. *Materials Characterization*, 140 : 312–319, June 2018. ISSN 10445803. doi : 10.1016/j.matchar.2018.03.037. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580318300974>. 62
- [69] Idna Wudtke, Hossein Talebi, Mohammad Silani, et Frank Werner. A hierarchical multi-scale approach to mechanical characterization of heat affected zone in welded connections. *Computational Materials Science*, 96 :396–402, January 2015. ISSN 09270256. doi : 10.1016/j.commatsci.2014.08.053. URL <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0927025614006119>. 16, 60
- [70] J. Z. Zhao, C. Mesplont, et B. C. De Cooman. Kinetics of Phase Transformations in Steels : A New Method for Analysing Dilatometric Results. *ISIJ International*, 41(5) :492–497, 2001. ISSN 0915-1559. doi : 10.2355/isijinternational.41.492. URL <http://joi.jlc.jst.go.jp/JST.Journalarchive/isijinternational1989/41.492?from=CrossRef>. 58

Annexes du Chapitre 3

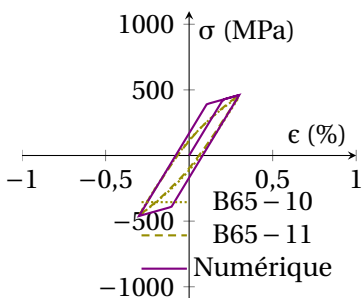
FIGURE A.1 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.25\%$.



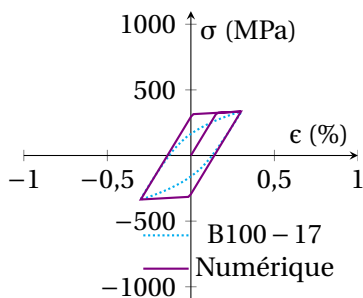
(a) M100



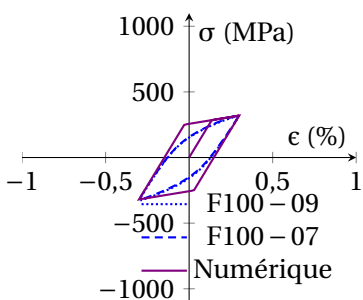
(b) B25



(c) B65



(d) B100



(e) F100

FIGURE A.2 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.30\%$.

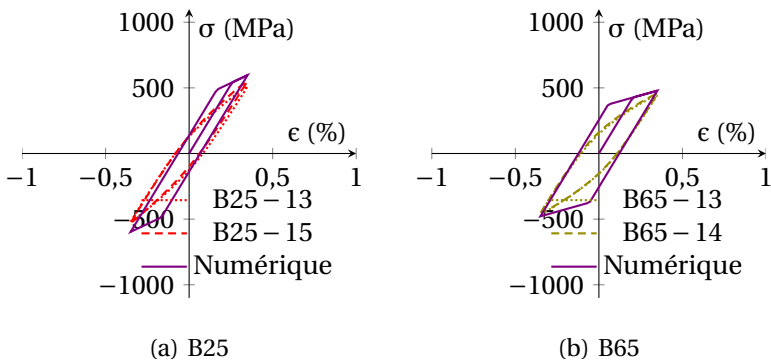
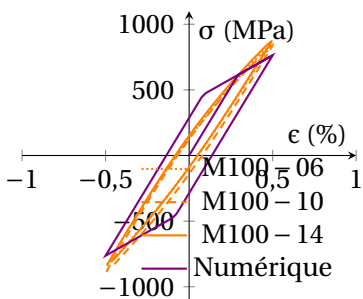
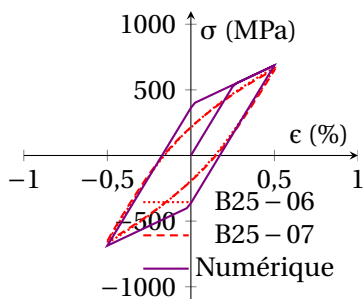


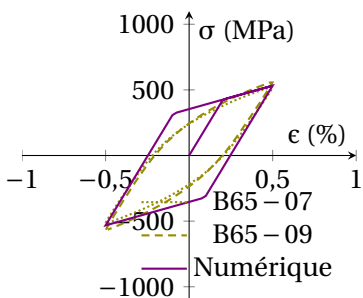
FIGURE A.3 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_d = 0.35\%$.



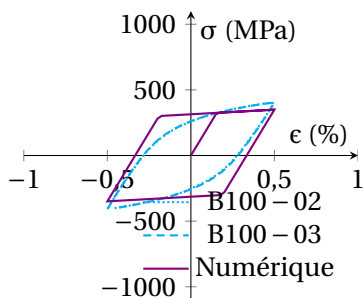
(a) M100



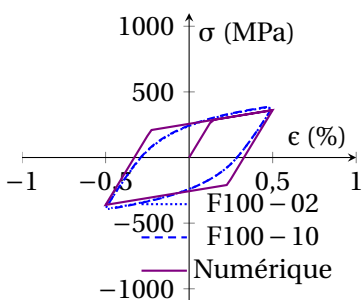
(b) B25



(c) B65

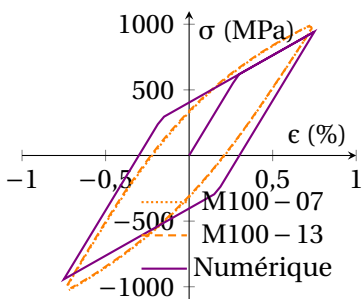


(d) B100

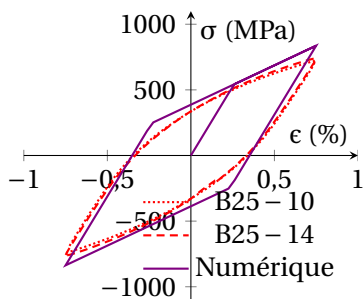


(e) F100

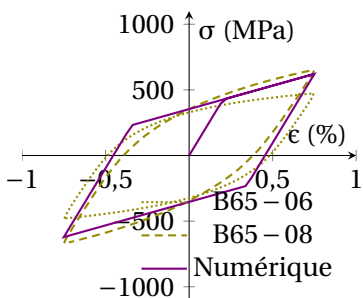
FIGURE A.4 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.50\%$.



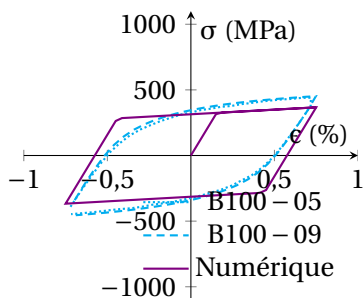
(a) M100



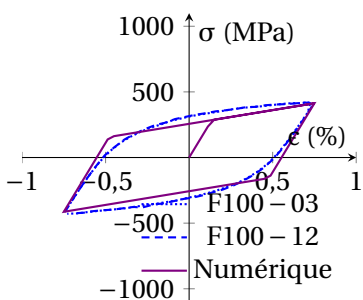
(b) B25



(c) B65

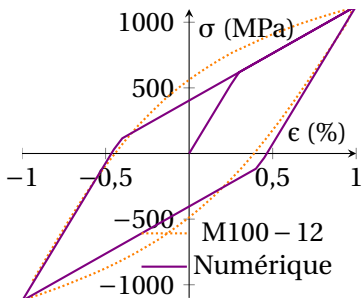


(d) B100

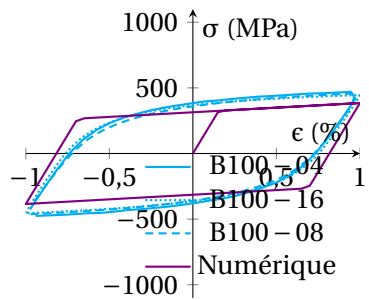


(e) F100

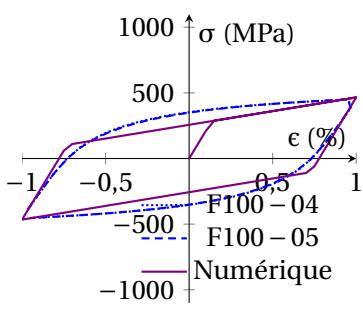
FIGURE A.5 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 0.75\%$.



(a) M100



(b) B100



(c) F100

FIGURE A.6 – Comparaison expérimentale et numérique $\epsilon_a = 1\%$.

ANNEXE B

Annexes du Chapitre 4

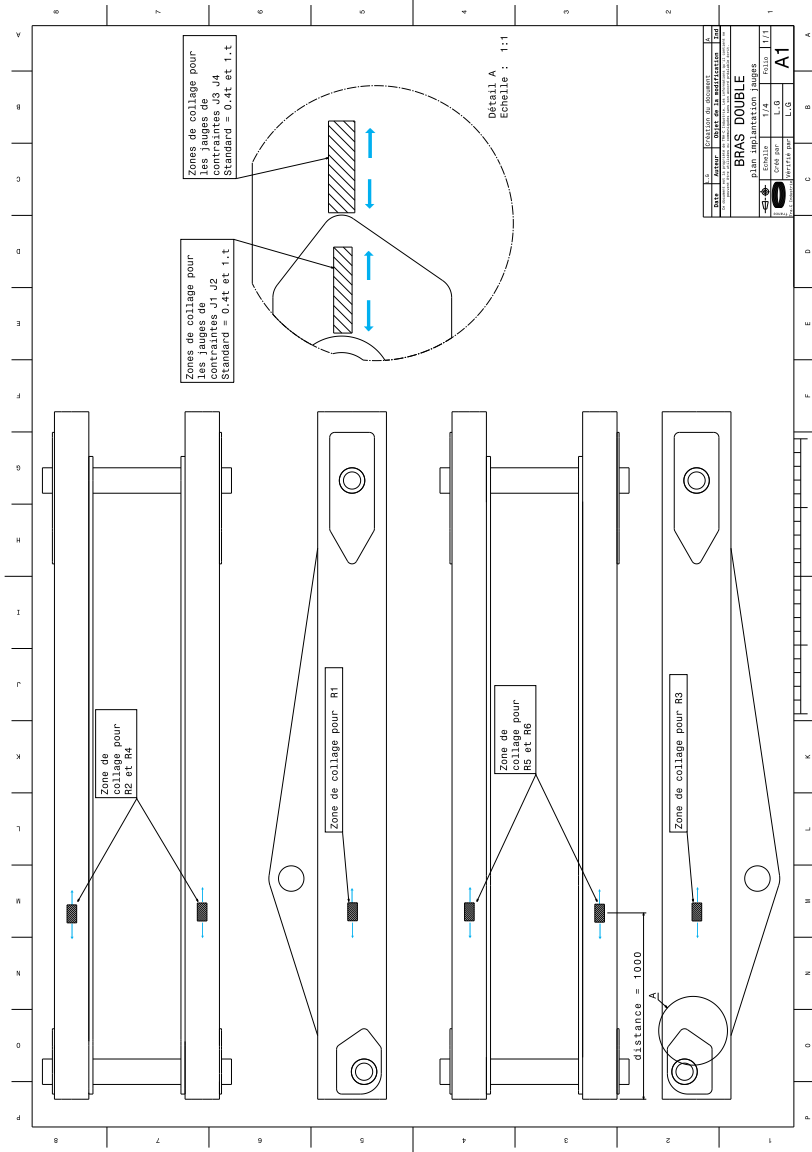


FIGURE B.1 – Plan d'instrumentation

ÉCOLE NATIONALE D'INGÉNIEURS DE SAINT-ÉTIENNE

ÉCOLE CENTRALE DE LYON

N° d'ordre 2020LYSEE002

Landry GIRAUD

Contribution to the dimensioning of S355 welded structures in low cycle fatigue conditions

Speciality : Mechanics and Engineering

Keywords :Welding, Steel, HAZ, Prager, Low cycles fatigue

Abstract :

The weight reduction requirements of industrial vehicles force engineers to choose materials, geometries and manufacturing methods that lead to the most favorable strength / mass ratio. Consequently, fatigue resistance takes an important place in the dimensioning of structures in order to ensure a recommended service life. The quality of the predictions given by the usual fatigue criteria strongly depends on the precision with which the in-service stresses are calculated. For welded joints subjected to cyclic loads, the in-service stresses depend on the residual welding stresses and their evolution during the loading cycles. If the loading cycles lead to plasticization of the structure, the latter can then reach an elastic or elastoplastic stabilized state which can be linked to the behavior of the material itself or to certain combinations of primary and secondary loadings. This work relates to the study of a mechanical element in S355 steel belonging to the French brand Haulotte. The research carried out on this type of element is focused on articulation pivots, subjected to strong stresses. According the experimental observations, there is no doubt that fatigue-type problems on the weld seams are present. Thus the development of a multi-phasic numerical model made it possible to calculate a stabilized cyclic state as well as to estimate the life time in oligocyclic fatigue conditions. These results could be verified by comparing them to experimental tests carried out on real parts.

ÉCOLE NATIONALE D'INGÉNIEURS DE SAINT-ÉTIENNE

ÉCOLE CENTRALE DE LYON

N° d'ordre 2020LYSEE002

Landry GIRAUD

Apports au dimensionnement en fatigue à faible nombre de cycles des assemblages soudés en S355

Spécialité : Mécanique et Ingénierie

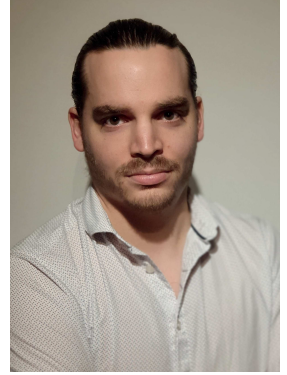
Mots Clefs : Soudage, Acier, ZAT, Prager, Fatigue, Oligocyclique

Résumé :

Les exigences de réduction de poids des véhicules industriels obligent les ingénieurs à choisir des matériaux, des géométries et des modes de fabrication qui conduisent à un rapport résistance/masse le plus favorable. Par conséquent, la tenue à la fatigue prend une place importante dans le dimensionnement des structures pour assurer une durée de vie préconisée. La qualité des estimations données par les critères de fatigue usuels dépend fortement de la précision avec laquelle les contraintes en service sont calculées. Pour les assemblages soudés soumis à des chargements cycliques, les contraintes en service dépendent des contraintes résiduelles de soudage et de leur évolution au cours des cycles de chargement. Dans le cas où les cycles de chargement conduisent à plastifier la structure, celle-ci peut alors atteindre un état élastique ou élasto-plastique stabilisé qui peut être liée au comportement du matériau lui-même ou à certaines combinaisons de chargements primaires et secondaires. Ces travaux portent sur l'étude d'un élément mécanique en acier S355 appartenant à la marque Française Haulotte. Les recherches menées sur ce type d'élément se situent au niveau des pivots d'articulations, soumis à de fortes contraintes. Au vu des constatations expérimentales réalisées, il ne fait aucun doute que des problématiques de type fatigue au niveau des cordons de soudures sont présentes. Ainsi le développement d'un modèle numérique multi-phasique a permis de calculer un état cyclique stabilisé ainsi que d'estimer de la durée de vie en fatigue oligocyclique. Ces résultats ont pu être vérifiés en les confrontant à des essais expérimentaux conduits sur des pièces réelles.

Landry GIRAUD

Landry Giraud, ingénieur ENISE a obtenu un master de recherche en ingénierie des matériaux et procédés en 2015 portant sur le soudage par friction malaxage d'aluminiums hétérogènes. C'est en parallèle de ses travaux au sein de l'entreprise TRA-C Industrie qu'il réalise sa thèse.



Les exigences de réduction de poids des véhicules industriels obligent les ingénieurs à choisir des matériaux, des géométries et des modes de fabrication qui conduisent à un rapport résistance/masse le plus favorable. Par conséquent, la tenue à la fatigue prend une place importante dans le dimensionnement des structures pour assurer une durée de vie préconisée. La qualité des estimations données par les critères de fatigue usuels dépend fortement de la précision avec laquelle les contraintes en service sont calculées.

Pour les assemblages soudés soumis à des chargements cycliques, les contraintes en service dépendent des contraintes résiduelles de soudage et de leur évolution au cours des cycles de chargement. Dans le cas où les cycles de chargement conduisent à plastifier la structure, celle-ci peut alors atteindre un état élastique ou élasto-plastique stabilisé qui peut être liée au comportement du matériau lui-même ou à certaines combinaisons de chargements primaires et secondaires. Ces travaux portent sur l'étude d'un élément mécanique en acier S355 appartenant à la marque Française Haulotte. Les recherches menées sur ce type d'élément se situent au niveau des pivots d'articulations, soumis à de fortes contraintes. Au vu des constatations expérimentales réalisées, il ne fait aucun doute que des problématiques de type fatigue au niveau des cordons de soudures sont présentes. Ainsi le développement d'un modèle numérique multi-phasique a permis de calculer un état cyclique stabilisé ainsi que d'estimer de la durée de vie en fatigue oligocyclique. Ces résultats ont pu être vérifiés en les confrontant à des essais expérimentaux conduits sur des pièces réelles.