

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE	3
1.1 Contraintes résiduelles – causes et influence sur la vie en fatigue	3
1.1.1 Contraintes résiduelles dues au soudage.....	3
1.1.2 Influence des contraintes résiduelles lors d'un chargement cyclique.....	7
1.1.3 Comportement des contraintes résiduelles lors d'un chargement cyclique.....	15
1.2 Techniques d'amélioration de la vie en fatigue des joints soudés en acier	19
1.2.1 Présentation générale des méthodes.....	19
1.2.2 Recuit de détente et revenu dans les aciers.....	21
1.2.3 Grenailage.....	22
1.3 Martelage	24
1.3.1 Influence du martelage sur les contraintes résiduelles et la dureté.....	25
1.3.2 Influence du martelage sur la vie en fatigue des métaux	29
CHAPITRE 2 PROBLÉMATIQUE ET MÉTHODOLOGIE	39
2.1 Mesures préliminaires de contraintes résiduelles et de dureté.....	39
2.2 Essais sur les séquences d'opérations de réparation avec martelage.....	41
CHAPITRE 3 CARACTÉRISATION DES PROCÉDÉS ACTUELS ET PROPOSÉS POUR LA RÉPARATION DE FISSURES AUX MÉTAUX D'APPORT E309L ET 410 NiMo.....	43
3.1 Préparation des plaques.....	44
3.1.1 Traitement thermique.....	47
3.1.2 Martelage	48
3.2 Mesure des contraintes résiduelles.....	51
3.2.1 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier E309L tel que soudé.....	56
3.2.2 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier E309L martelé.....	57
3.2.3 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier 410 NiMo tel que soudé	58
3.2.4 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier 410 NiMo traité thermiquement..	59
3.3 Distribution de la dureté dans les dépôts	60
3.4 Microstructure des dépôts.....	63
3.5 Conclusion	65
CHAPITRE 4 EFFET DE LA SÉQUENCE DE MARTELAGE SUR LES CONTRAINTES RÉSIDUELLES ET LA VIE EN FATIGUE DES ACIERS E309L ET UNS-S415	67
4.1 Objectifs.....	67
4.2 Traitements de surface postsoudage : nomenclature et procédés proposés	68
4.3 Programme expérimental	73

4.4	Méthodologie des essais de fatigue.....	75
4.4.1	Procédure d'essai	75
4.4.2	Création d'une courbe S-N	77
4.5	Éprouvette de fatigue	77
4.5.1	Géométrie de l'éprouvette.....	78
4.5.2	Validation expérimentale des contraintes appliquées	82
4.5.3	Fabrication des éprouvettes.....	84
4.6	Caractérisation de l'éprouvette	86
4.6.1	Contraintes résiduelles dans les éprouvettes.....	88
4.6.2	Dureté dans les éprouvettes	92
4.7	Essais de fatigue.....	94
4.7.1	Résultats de la première phase d'essais de fatigue	94
4.7.2	Résultats de la deuxième phase d'essais de fatigue	98
4.8	Faciès de rupture	102
4.9	Conclusion	104
	CONCLUSION.....	107
	RECOMMANDATIONS	109
	ANNEXE I PLAN DE FABRICATION DES PLAQUES POUR DÉPÔT DE MÉTAL D'APPORT	111
	ANNEXE II COURBE DILATOMÉTRIQUE DU 410 NiMo	113
	ANNEXE III DESSIN DE L'ÉPROUVETTE DE FATIGUE.....	115
	ANNEXE IV ÉLÉMENTS DU MONTAGE EXPÉRIMENTAL DE FATIGUE	117
	LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	121

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1 - Nombre de cycles de fatigue avant la rupture calculé par l'équation Smith-Watson-Topper selon le niveau de contrainte résiduelle et le chargement (Gharizadeh, Samali et Saleh, 2013).....	12
Tableau 3.1 - Paramètres de soudage utilisés pour les dépôts d'acier E309L et 410 NiMo.....	46
Tableau 3.2 – Composition (% massique) des aciers utilisés lors du soudage des échantillons .	46
Tableau 3.3 - Propriétés en traction du E309L à taux de déformation $0,1 \cdot s^{-1}$	47
Tableau 3.4 - Paramètres du procédé de martelage	51
Tableau 4.1 - Liste des séquences d'opérations testées et mesures effectuées.....	75
Tableau 4.2 - Comparaison entre la contrainte longitudinale théorique et la contrainte mesurée au centre de l'éprouvette à 64 mm du bout	83
Tableau 4.4 - Profondeur à laquelle les contraintes résiduelles s'inversent dans les éprouvettes	90
Tableau 4.5 - Coefficients des courbes S-N de l'acier 415 S, E309L DS et E309L DSMS	95

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1 Contraintes résiduelles longitudinales et transversales dues au soudage d'une plaque (Kaplan et Murry, 2010).....	5
Figure 1.2 Contrainte longitudinale le long de la soudure selon la distance par rapport au cordon de soudage (James et al., 2007)	5
Figure 1.3 Contrainte transversale σ_x selon la position longitudinale et le bridage en place (Teng et Lin, 1998)	6
Figure 1.4 Influence des contraintes résiduelles sur un chargement cyclique $R>0$ (Cheng et al., 2003)	9
Figure 1.5 Cas de chargement d'un joint bout à bout.....	10
Figure 1.6 Courbe S-N de joints d'acier à faible carbone soudés bout à bout sans contraintes résiduelles (1) et avec contraintes résiduelles élevées réelles (2) ou simulées (3) adapté de (Trufyakov, Mikheev et Kudryavtsev, 1995).....	11
Figure 1.7 Courbes S-N et contraintes résiduelles à la surface d'échantillons grenailés sous déformation imposée (Mattson et Roberts, 1959).....	13
Figure 1.8 Vie en fatigue d'échantillons d'AISI 304 non traités, martelés au laser (LSP) ou laminés en profondeur (deep rolled) (Nikitin et al., 2004)	14
Figure 1.9 Contraintes résiduelles de surface σ^{RS} dans les échantillons après un certain nombre de cycles à des niveaux de contraintes alternées variables σ_a (Wick, Schulze et Vöhringer, 1999)	16
Figure 1.10 Courbes S-N à probabilité de bris $P=50\%$ de l'acier 4140 trempé, revenu et grenailé à différentes températures (Wick, Schulze et Vöhringer, 2000).....	17
Figure 1.11 Angle du pied de cordon θ	20
Figure 1.12 Influence de l'angle θ sur la limite d'endurance d'un joint soudé avec différents types de métaux d'apport (Lampman, 1997)	20
Figure 1.13 Méthodes d'amélioration de la vie en fatigue d'un joint soudé reposant sur la modification du champ de contraintes (Haagensen, 1985).....	21

Figure 1.14 Effet de l'intensité de grenailage sur l'endurance de l'acier 4130 (Torres et Voorwald, 2002)	23
Figure 1.15 a) Outil de martelage robotisé b) pointes de martelage avec surfaces de contact variées (Morin, 2001).....	25
Figure 1.16 Contrainte résiduelle mesurée à 12,5 mm de l'impact sur une plaque d'acier initialement non contrainte (Hacini et Lê, 2009).....	26
Figure 1.17 Contraintes résiduelles longitudinales dans un joint de E308L déposé sur du 304. État a) tel que soudé b) 1 passe de martelage c) 3 passes de martelage d) 5 passes de martelage f) 9 passes de martelage (Hacini, Lê et Bocher, 2008b)	27
Figure 1.18 Profondeur des contraintes de compressions induites selon le nombre de passes de martelage (Hacini, Lê et Bocher, 2008b).....	28
Figure 1.19 Courbes S-N des joints en T tel que soudés, ayant subi un meulage du raccordement ou ayant été martelés. Flexion 3 point, R=0,1, acier 52-3 (Branco, Infante et Baptista, 2004).....	30
Figure 1.20 Amélioration de la vie en fatigue due au martelage de joints soudés en acier (Booth, 1977)	31
Figure 1.21 Influence du nombre de passes de martelage sur la vie en fatigue (Knight, 1978).....	32
Figure 1.22 Vie en fatigue d'échantillons d'alliage d'aluminium 2A12-T4 martelés avec trois énergies différentes (Liu et al., 2009)	33
Figure 1.23 - Amélioration de la vie en fatigue des matériaux martelés selon leur résistance initiale à la rupture (Almar-Naess, 1985)	34
Figure 1.24 - Propagation de fissure pour un échantillon: 1) non martelé; 2) martelé pression d'outil 0,3 MPa; 3) Martelé pression d'outil 0,5 MPa (Kopsov, 1991).....	35
Figure 1.25 Vie en fatigue de joints soudés avec recouvrement avec divers traitements de surface (Haagensen, Statnikov et Lopez-Martinez, 1998).....	36
Figure 3.1 Géométrie de la préparation de soudage usinée dans les plaques d'acier 415	45
Figure 3.2 Séquence typique des cordons de soudure déposés sur les plaques d'acier 415	45
Figure 3.3 - Courbe de traction transversale aux dépôts E309L (Luk-Cyr, J., Courriel envoyé à Jean-Loup Curtat, déc. 2015. Reproduit avec l'autorisation de Jacques Luk-Cyr).....	47
Figure 3.4 Bras robotisé SCOMPI équipé avec l'outil de martelage	49

Figure 3.5 Outil de martelage (dimensions en mm) (Laroche et al., 2002).....	49
Figure 3.6 Paramètres de déplacement de l'outil de martelage.....	49
Figure 3.7 Bande de martelage sur une surface plane.....	50
Figure 3.8 (a) Disposition des trois bandes de martelage et (b) aspect du dépôt avant (gauche) et après martelage (droite).....	51
Figure 3.9 Schéma montrant les différentes coupes effectuées pour l'application de la méthode du contour.....	52
Figure 3.10 Contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} (coupe A) calculées avec la méthode du contour : (a) E309L tel que soudé, (b) E309L soudé et martelé, (c) 410 NiMo tel que soudé et (d) 410 NiMo soudé et revenu.....	53
Figure 3.11 Profil des contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} 2 mm sous la surface supérieure (coupe A).....	54
Figure 3.12 Profil de contraintes résiduelles longitudinales moyennes σ_{xx} dans le métal d'apport (Coupe A).....	54
Figure 3.13 Contraintes résiduelles transversales σ_{yy} au centre du cordon (Coupe B) et à la ZAT (Coupe C) : (a) E309L tel que soudé, (b) E309L soudé et martelé, (c) 410 NiMo tel que soudé et (d) 410 NiMo soudé et revenu.....	55
Figure 3.14 Profil de contraintes résiduelles transversales σ_{yy} au centre du cordon sous la surface (Coupe B).....	56
Figure 3.15 - Échantillons métallographiques de a) Dépôt de E309L sur 415 b) Dépôt de E309L martelé sur 415 c) Dépôt de 410 NiMo sur 415 d) Dépôt de 410 NiMo sur 415 après revenu de 2h à 620°C.....	61
Figure 3.16 - Microdureté HV mesurée avec 300 gF de a) Dépôt de E309L sur 415 b) Dépôt de E309L martelé sur 415 c) Dépôt de 410 NiMo sur 415 d) Dépôt de 410 NiMo sur 415 après revenu de 2h à 620°C.....	62
Figure 3.17 Structure de l'acier E309L observée en surface avec une attaque à l'acide oxalique, grossissement 200x a) Tel que soudé attaque 20s b) Tel que soudé attaque 20s c) martelé attaque 6s d) martelé attaque 6s.....	64
Figure 3.18 - Microstructure du 410 NiMo 500x - Villellas 20s, a) tel que déposé - Villellas 30s b) revenu 2h à 620°C.....	65
Figure 4.1 Métal d'apport surfacé (gauche) et tel que soudé (droite).....	69
Figure 4.2 Plaque en cours de martelage brut de soudage.....	70

XVIII

Figure 4.3 Surface irrégulière avec défauts de martelage.....	70
Figure 4.4 Empreintes de martelage visibles sur un dépôt soudé, surfacé puis martelé (DSM)	71
Figure 4.5 Procédures de réparation étudiées	72
Figure 4.6 - Contraintes longitudinales induites par la flexion.....	76
Figure 4.7 - Schéma de prélèvement des éprouvettes de fatigue.....	78
Figure 4.8 - Géométrie de l'éprouvette utilisée lors des essais de fatigue en flexion alternée (dimensions en millimètres).....	79
Figure 4.9 - Montage expérimental utilisé pour les essais de fatigue en flexion alternée a) montage schématique b) montage réel.....	80
Figure 4.10 - Contrainte normale longitudinale calculée par la méthode des éléments finis pour une force de 3,5 kN.....	81
Figure 4.11 a) Trajectoire parallèle à l'axe de l'éprouvette et passant dans la zone critique b) Variation de la contrainte longitudinale le long de cette trajectoire.....	81
Figure 4.12 Éprouvette instrumentée.....	83
Figure 4.13 Fissure dans la section critique sur une éprouvette de 415 polie	84
Figure 4.14 Schéma des bandes de martelage	85
Figure 4.15 Troisième bande de martelage d'une plaque plane	85
Figure 4.16 Épaisseur de métal retiré lors de l'étape de surfacage postmartelage.....	86
Figure 4.17 Contraintes résiduelles à la section critique dans une éprouvette de a) E309L DS b) E309L DMS.....	87
Figure 4.18 Distribution des contraintes résiduelles longitudinales dans les éprouvettes au niveau de la section critique.....	89
Figure 4.19 Profil des contraintes résiduelles longitudinales moyennes sous la surface des éprouvettes *DS est calculé à partir de l'éprouvette Figure 4.17-a	90
Figure 4.20 Dureté HV à la surface du dépôt selon la séquence d'opérations (mesure 300gF, 10 s).....	92
Figure 4.21 Dureté HV dans l'épaisseur des échantillons de E309L selon le traitement de surface (mesure 300 gF, 10 s).....	93

Figure 4.22 Dureté HV dans l'épaisseur des échantillons de 415 selon le traitement de surface (mesure 300 gF, 10 s).....	94
Figure 4.23 Résultats de fatigue du E309L DS, E309L DSMS et 415 S.....	95
Figure 4.24 Courbes S-N du E309L DS, E309L DSMS et 415 S pour une probabilité de bris de 50%	96
Figure 4.25 Résultats de fatigue du E309L DS, E309L DSMS et 415 S comparé aux résultats du CA6NM en traction R=-1	97
Figure 4.26 Endurance E309L à $S_a=390$ MPa	99
Figure 4.27 Endurance du 415 S et 415 SMS $S_a=560$ MPa	101
Figure 4.28 - Amorces à la surface d'éprouvettes après essais de fatigue	102
Figure 4.29 - Faciès de rupture des éprouvettes de E309L DS et DSMS avec site d'amorce identifié lorsque possible (flèche rouge).....	103

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

ASTM	American Society for Testing and Materials (ASTM International)
AISI	American Iron and Steel Institute
EDM	Électroérosion (<i>Electrical Discharge Machining</i>)
DS	Dépôt surfacé
DMS	Dépôt martelé puis surfacé
DSM	Dépôt surfacé puis martelé
DSMS	Dépôt surfacé, martelé et surfacé à nouveau
DSM2S	Dépôt surfacé, martelé deux fois et surfacé à nouveau
DSM3S	Dépôt surfacé, martelé trois fois et surfacé à nouveau
FCAW	Soudage à l'arc au fil fourré (<i>Flux Core Arc Welding</i>)
IREQ	Institut de recherche d'Hydro-Québec
JSME	Japan Society of Mechanical Engineers
SUS	Steel Use Stainless
TQS	Tel que soudé (métal d'apport après dépôt)
UNS	Unified Numbering System
XRD	Diffraction des rayons X
ZAT	Zone affectée thermiquement

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

°C	Degré Celcius
E	Module de Young
HV	Dureté Vickers
HRC	Dureté Rockwell C
Hz	Hertz
mm	Millimètre
MPa	Mégapascal
N	Nombre de cycles appliqués lors d'un essai de fatigue
R	Ratio de chargement en fatigue
s	Seconde
S_a	Amplitude nominale de contrainte en fatigue
S_e	Limite d'endurance en fatigue
S_{ref}	Contrainte nominale alternée de référence pour essais comparatifs en fatigue
S_m	Contrainte nominale moyenne en fatigue
S_{max}	Contrainte nominale maximale en fatigue
S_{min}	Contrainte nominale minimale en fatigue
S_y	Contrainte d'écoulement
σ_a	Amplitude de contrainte réelle en fatigue
σ_m	Contrainte moyenne réelle en fatigue
σ_{max}	Contrainte maximale réelle
σ_{min}	Contrainte minimale réelle
σ_{RS}	Contraintes résiduelles
σ_{VM}	Contrainte équivalente de Von Mises
σ_l	Contrainte longitudinale
σ_t	Contrainte transnversale
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Contraintes principales
θ	Angle du pied de cordon de soudure
μm	Micromètre

INTRODUCTION

Les roues Francis du parc de production d'Hydro-Québec sont essentiellement constituées d'aubes liées à la couronne et à la ceinture par des joints soudés. Lors de la vie utile de ces équipements, les contraintes d'opérations sont concentrées près de ces joints de raccordement. Il est donc fréquent que des fissures se développent dans les joints soudés. En raison du coût de ces turbines et de leur complexité de remplacement, il devient impératif d'effectuer une réparation lorsque les fissures atteignent une taille critique. Cela permet de prolonger l'utilisation de la turbine. La réparation des fissures est toutefois complexe et les pertes de production qui en découlent suite à l'indisponibilité du groupe concerné sont substantielles, surtout lorsque les dommages à réparer sont importants. En effet, une fois installées, à moins de dommages impossibles à réparer en place, on ne peut sortir les turbines de leur puits afin d'effectuer les réparations nécessaires. La réparation des fissures se fait donc *in situ*, soit de manière manuelle ou à l'aide du bras robotisé SCOMPI lorsqu'il est possible de le mettre en place. Une méthode de réparation fréquemment utilisée consiste à gouger la zone fissurée jusqu'au métal sain puis de remplir l'espace créé avec du métal d'apport déposé par le procédé de soudage à l'arc à fil fourré (*FCAW*).

Les turbines en acier inoxydable CA6NM représentent 35 % du parc d'Hydro-Québec. Lors de leur fabrication, ces turbines sont assemblées avec le métal d'apport 410 NiMo et subissent ensuite un traitement thermique de revenu afin d'atténuer les contraintes résiduelles créées lors du soudage. En raison de la température élevée requise ($\approx 600^{\circ}\text{C}$), ce traitement thermique est toutefois difficile à réaliser lors d'une réparation *in situ*, d'où la nécessité d'explorer des méthodes alternatives de réparation ne faisant pas appel à un tel revenu. L'une de ces techniques alternatives consiste à marteler le joint soudé afin d'éliminer les contraintes résiduelles en tension sous la surface. L'efficacité de cette méthode repose entre autres sur la possibilité d'écraser le métal d'apport situé sous la surface du joint soudé à l'aide d'impacts répétés.

Le guide de réparation par soudage de roues de turbine d'Hydro-Québec (Mossoba, 2006) préconise l'utilisation de l'acier inoxydable austénitique E309L comme métal d'apport pour réparer les turbines d'acier inoxydable martensitique comme le CA6NM. L'acier E309L résiste bien à la cavitation et son utilisation réduit les risques de fissuration à froid. De plus, le E309L est très ductile ce qui le rend facile à marteler. Notons que pour ce qui est des réparations de turbines faites d'acier au carbone A27, constituant actuellement 65 % du parc d'Hydro-Québec, la réparation par martelage serait également envisageable en utilisant plutôt l'acier au carbone 7018 comme métal d'apport.

Les travaux de cette maîtrise ont donc porté sur l'effet du martelage sur les contraintes résiduelles dans une soudure de E309L déposée sur de l'acier UNS-S41500 ainsi que l'effet sur la vie en fatigue de ces dépôts. Les dépôts avaient pour but de représenter une réparation *in situ* d'une turbine hydraulique et le martelage a ainsi été effectué selon diverses procédures applicables à une réparation. Des dépôts de 410 NiMo ont également été effectués afin de permettre une comparaison avec le E309L martelé. L'acier UNS-S41500 a été retenu plutôt que l'acier CA6NM puisque ces deux aciers ont la même composition chimique et les mêmes caractéristiques de soudabilité, mais l'acier UNS-S41500 est laminé plutôt que coulé. Ceci lui confère de meilleures propriétés en fatigue ce qui permet de concentrer les travaux sur la résistance des joints et non sur celle du métal de base.

Le chapitre 1 du mémoire présente une revue de la littérature sur le sujet du soudage et des contraintes résiduelles ainsi que sur la vie en fatigue des assemblages soudés. On y discute également des procédés d'amélioration de la résistance à la fatigue. Le chapitre 2 expose plus en détail la problématique faisant l'objet de ce mémoire ainsi que la méthodologie proposée pour répondre aux questions soulevées. Le chapitre 3 présente une caractérisation de l'état métallurgique et de l'état de contraintes dans des plaques d'acier simulant des procédures de réparation au E309L et au 410 NiMo. Le chapitre 4 reprend cette caractérisation pour le E309L, mais en faisant varier les procédures de réparation avec martelage tout en mesurant également la vie en fatigue d'échantillons martelés. La conclusion et les recommandations sont présentées à la fin du mémoire.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

Ce chapitre présente une revue de la littérature concernant la vie en fatigue des assemblages soudés dans le domaine de l'endurance. La première section traite de l'introduction de contraintes résiduelles dans les assemblages soudés ainsi que de la stabilité et de l'influence de ces contraintes lors de chargements cycliques. La seconde partie traite de quelques procédés utilisés pour améliorer la vie en fatigue des assemblages soudés. Finalement, ce chapitre se termine sur une revue de différentes études portant sur le procédé de martelage comme méthode d'amélioration de la vie en fatigue endurance.

1.1 Contraintes résiduelles – causes et influence sur la vie en fatigue

Les contraintes résiduelles sont les contraintes que l'on retrouve dans un corps à l'équilibre une fois que tout chargement est retiré. Selon leur intensité et leur orientation, ces contraintes peuvent augmenter ou diminuer la résistance d'une pièce lorsqu'elle est soumise à un chargement cyclique.

La plupart des processus de mise en forme traditionnels des métaux génèrent ce type de contraintes dans les pièces travaillées. Le contexte de cette revue de littérature est d'approfondir les connaissances sur les contraintes résiduelles qui sont présentes dans les roues de turbines hydrauliques, plus spécifiquement les contraintes générées par le processus de soudage. La section suivante s'attardera donc principalement aux contraintes générées par soudage et non à celles engendrées par d'autres procédés de mise en forme.

1.1.1 Contraintes résiduelles dues au soudage

Plusieurs phénomènes peuvent être à l'origine des contraintes résiduelles présentes dans une pièce. On note par exemple une déformation plastique, l'exposition à un gradient thermique

ou encore un changement de volume associé à une modification de la microstructure du matériau. Lors du procédé de soudage, la pièce soudée est très souvent soumise à ces deux derniers mécanismes de formation de contraintes résiduelles.

En effet, tel qu'expliqué par Kaplan et Murry (2010) pour le cas d'aciers au carbone, durant le dépôt de métal d'apport, une région, appelée zone affectée thermiquement (ZAT), est exposée à des cycles thermiques importants durant lesquels la pièce se déforme élastiquement et plastiquement de manière non uniforme. Dans cette zone, le métal de base non fondu est chauffé très rapidement et cherche donc à prendre de l'expansion. Le métal non chauffé en périphérie de cette zone s'oppose à cette expansion ce qui entraîne des contraintes de compression dans toute la zone. Or, à température élevée, la limite d'élasticité du matériau baisse considérablement ce qui favorise les déformations plastiques. Lors du refroidissement, la zone précédemment chaude se contracte, mais est bridée par le métal de base déformé. Cela entraîne la formation de contraintes de tension dans le métal de base aux abords du cordon de soudure. Les contraintes ainsi générées peuvent être très élevées et même atteindre la limite d'élasticité du matériau.

Notons que le profil des contraintes générées varie selon l'orientation. Effectivement, les contraintes longitudinales sont généralement plus élevées que les contraintes transversales et se distinguent par un maximum au niveau de la section centrale de la plaque soudée. Un exemple type de cette distribution est illustré à la Figure 1.1. On note que le long de l'axe y , soit la direction de la soudure, la contrainte longitudinale σ_l est toujours en tension, mais diminue aux extrémités de la plaque. La contrainte transversale σ_t est quant à elle en tension sur presque toute la longueur de la plaque sauf aux extrémités où elle devient en compression. Le long de l'axe x , on remarque le comportement inverse où c'est la contrainte transversale qui reste positive alors que la contrainte longitudinale passe de compression aux extrémités à tension dans le cordon de soudure.

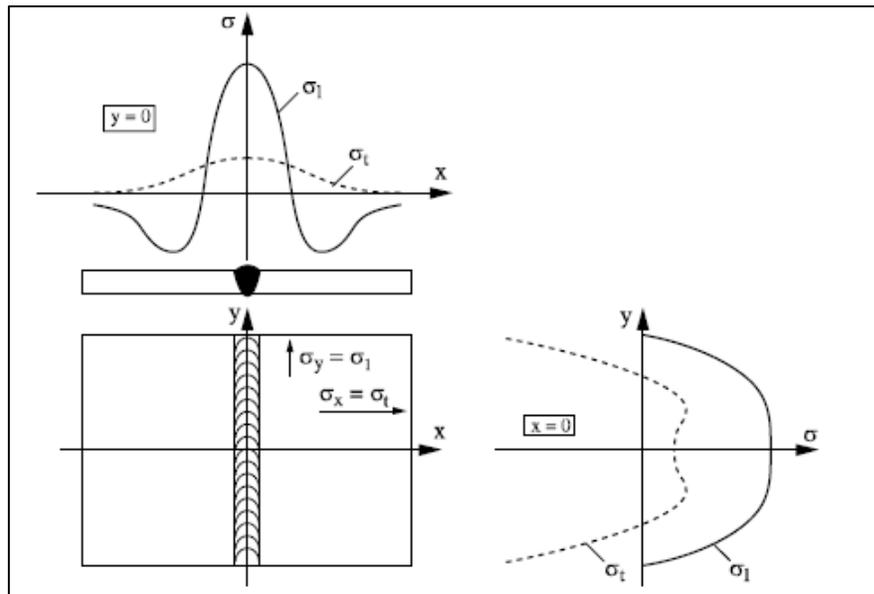


Figure 1.1 Contraintes résiduelles longitudinales et transversales dues au soudage d'une plaque (Kaplan et Murry, 2010)

Tel qu'observé par James et al. (2007) sur une plaque d'aluminium soudée, les contraintes résiduelles n'ont pas le même profil dans toute l'épaisseur de la plaque. Les résultats obtenus et présentés à la Figure 1.2 montrent cette variation selon la profondeur de la plaque ($z=0$ correspond à la surface).

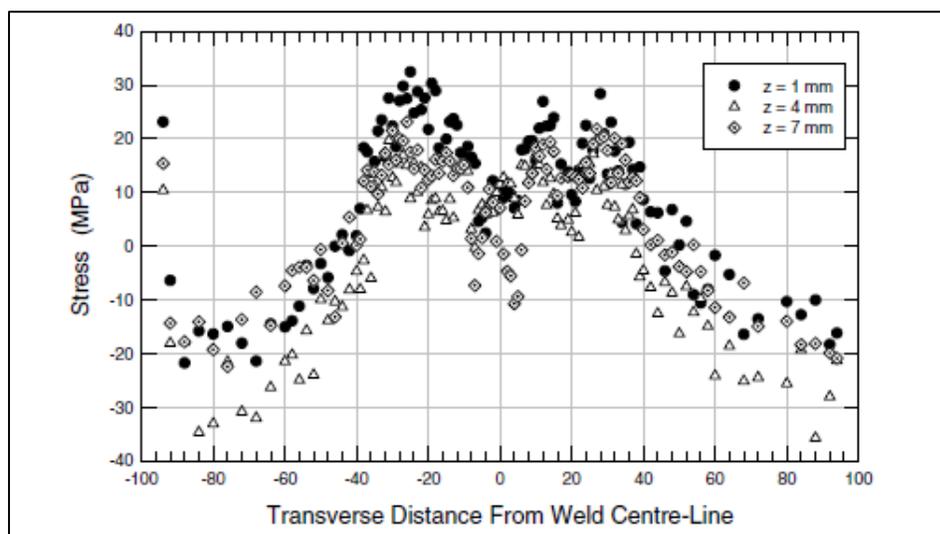


Figure 1.2 Contrainte longitudinale le long de la soudure selon la distance par rapport au cordon de soudage (James et al., 2007)

Puisque les contraintes résiduelles se forment lorsque le métal se contracte tout en étant retenu par le métal déjà solidifié, il est logique qu'un bridage externe additionnel influence le niveau des contraintes résiduelles. Cet effet est observable entre autres dans les travaux de Berkovits, Kelly et Di (1998). La Figure 1.3 illustre bien ce phénomène en comparant la contrainte transversale mesurée dans deux assemblages soudés, avec et sans bridage. L'ordre de grandeur des contraintes résiduelles de tension mesurées dans l'assemblage bridé est presque cinq fois plus grand que dans l'assemblage libre au moment du soudage. Notons que dans le cas de pièces soudées de grande dimension, la masse de la pièce peut en elle-même avoir un effet de bridage.

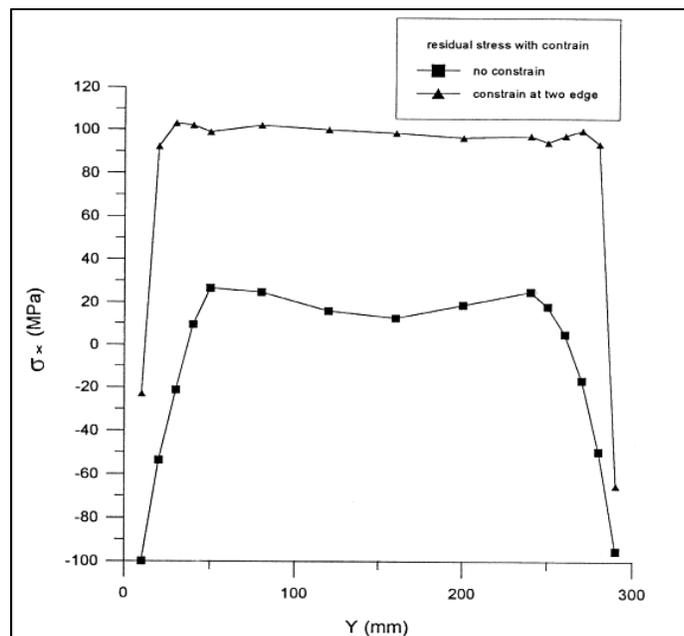


Figure 1.3 Contrainte transversale σ_x selon la position longitudinale et le bridage en place (Teng et Lin, 1998)

Selon le matériau utilisé, les modifications de la microstructure du métal peuvent générer des contraintes additionnelles. Prenons par exemple le cas d'une soudure d'acier martensitique tel que l'acier inoxydable 13% Cr - 4 %Ni. Lors du dépôt, cet acier est à un état austénitique, mais cette austénite se transforme presque complètement en martensite lors du refroidissement (Folkhard, 1988). La transformation de l'austénite en martensite est associée

à une augmentation volumétrique. Or, à la température où cette transformation a lieu, les propriétés mécaniques du métal de base sont suffisantes pour s'opposer à cette expansion de volume. De plus, la limite d'élasticité du métal d'apport a également repris un niveau assez important pour que les déformations ainsi engendrées soient élastiques et non plastiques (Thibault, Bocher et Thomas, 2009). Cela mène à un champ de contraintes résiduelles en compression dans le métal d'apport. Ce résultat diffère par rapport au champ de contraintes de tension généralement retrouvé dans les soudures.

1.1.2 Influence des contraintes résiduelles lors d'un chargement cyclique

Lorsqu'une pièce est soumise à un chargement cyclique, même inférieur à la limite d'élasticité du matériau, les contraintes engendrées peuvent créer un endommagement du matériau qui souvent, aboutit à la formation d'une fissure dans la direction perpendiculaire au chargement principal de tension. Si le chargement se poursuit, la fissure se propage sous l'effet des contraintes et la pièce peut éventuellement rompre lorsque la fissure atteint une taille critique. Il s'agit alors d'un bris typique de fatigue.

Si l'application de contraintes alternées de tension peut engendrer ce type de bris, les contraintes de compression peuvent, en revanche, contribuer à contrer ce phénomène. En effet, les contraintes de compression ont tendance à refermer les fissures et défauts, freinant ainsi leur propagation, ce qui contribue à augmenter la longévité de la vie de l'assemblage.

Lorsqu'une pièce ayant un niveau de contraintes résiduelles non nul est soumise à un chargement, les contraintes générées s'ajoutent aux contraintes déjà présentes. Ainsi, si les contraintes résiduelles sont très élevées, comme dans le cas d'une soudure, un assemblage qui ne devait en principe qu'être soumis à un faible chargement peut voir la contrainte locale atteindre des niveaux qui approchent, voire dépassent, la limite d'élasticité du matériau.

Cet effet de combinaison des contraintes résiduelles et du chargement appliqué est présenté à la Figure 1.4 (a) à (f). La figure (a) montre un chargement externe de tension pulsée avec un

ratio de chargement de $R=0$. On calcule ce ratio ainsi que la contrainte moyenne appliquée et l'amplitude de contrainte avec les équations suivantes :

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (1.1)$$

$$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (1.2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (1.3)$$

- σ_{max} : Contrainte maximale réelle (généralement en tension);
- σ_{min} : Contrainte minimale réelle;
- σ_a : Amplitude de contrainte réelle en fatigue.

Lorsque des contraintes résiduelles de tension sont présentes dans la soudure, Figure 1.4 (b) et (c), le chargement local augmente, ce qui a pour effet d'augmenter à la fois les contraintes maximales et minimales en plus d'augmenter le ratio de chargement et la contrainte moyenne appliquée, l'amplitude de contrainte ne change toutefois pas. Ces variations ont généralement pour effet d'accélérer les bris en fatigue (Dowling, 2013). Dans le cas (d) à (f), on remarque plutôt que les contraintes résiduelles de compression ont tendance à abaisser le ratio R ainsi que la contrainte moyenne.

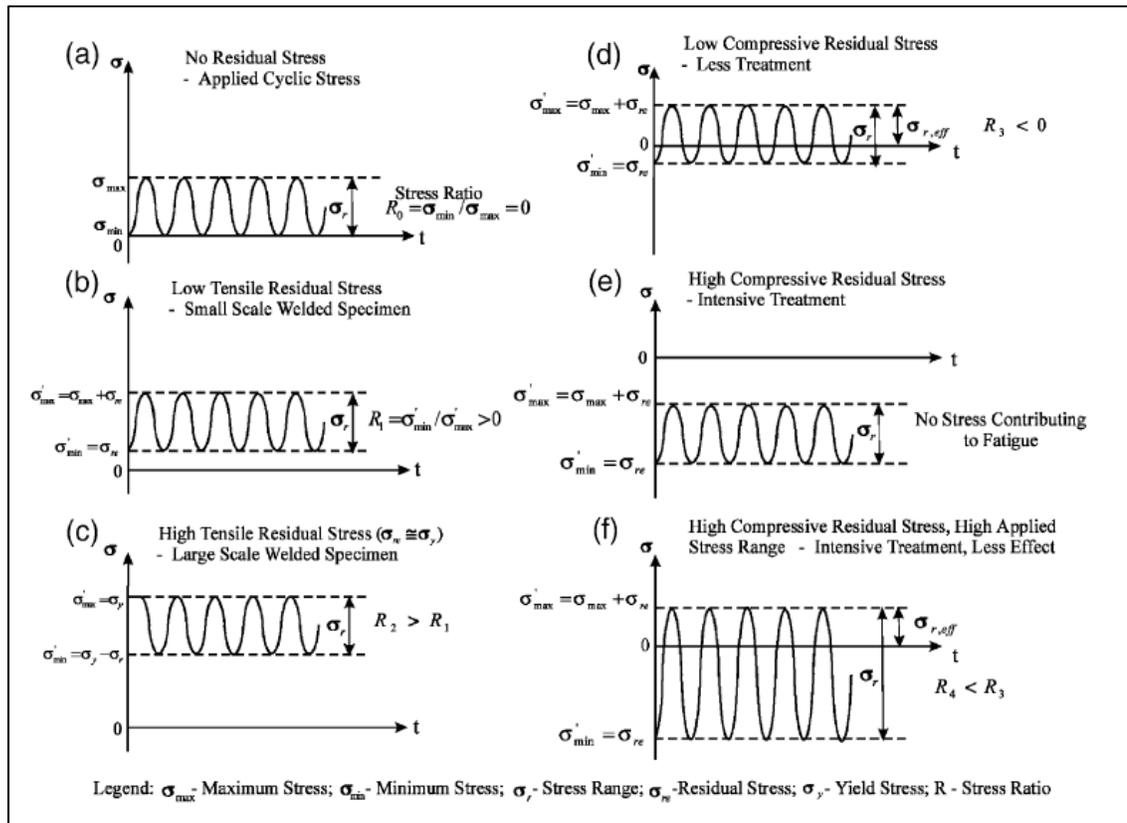


Figure 1.4 Influence des contraintes résiduelles sur un chargement cyclique $R > 0$
(Cheng et al., 2003)

Tel qu'illustré à la Figure 1.1, le niveau de contrainte à un endroit donné d'une plaque soudée n'est pas le même dans la direction longitudinale de la soudure que dans la direction transversale. Selon la direction d'application de la charge, les contraintes résiduelles n'auront donc pas la même influence sur la résistance en fatigue de la plaque (Berkovits, Kelly et Di, 1998).

L'orientation du chargement peut également avoir un autre effet sur la durée de vie de la soudure. En effet, les propriétés mécaniques du joint ne sont pas nécessairement homogènes puisque la microstructure peut varier énormément dans la ZAT. Dans le cas d'un chargement longitudinal (Figure 1.5, $F_T = 0$), la surface totale perpendiculaire au chargement est significativement plus grande que celle de la ZAT et du cordon de soudure. De ce fait, la déformation ainsi que la résistance sont principalement contrôlées par les propriétés du métal

de base. Dans le cas d'un chargement transversal à la soudure (Figure 1.5, $F_L = 0$), le cordon de soudure et la ZAT sont exposés au même chargement que le reste de la plaque (Berkovits, Kelly et Di, 1998). Ces zones sont les points faibles de la pièce et c'est donc là que risquent d'avoir lieu la plupart des défaillances.

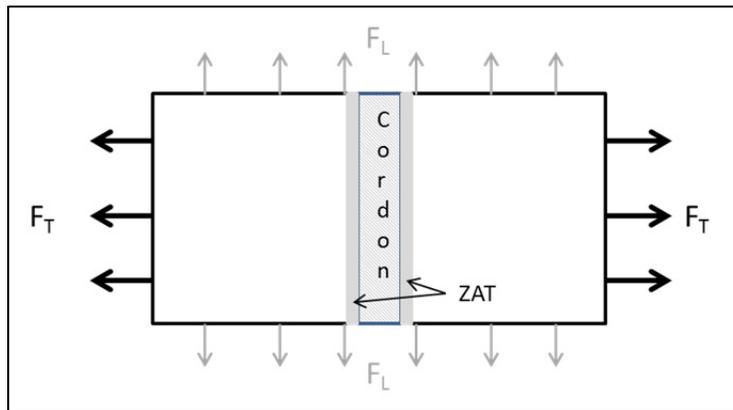


Figure 1.5 Cas de chargement d'un joint bout à bout

Tel que démontré à la section précédente, le procédé de soudage peut engendrer de fortes contraintes de tension qui peuvent nuire à la vie en fatigue d'un assemblage soudé. L'effet de ces contraintes sur l'endurance d'un joint soudé bout à bout dans une plaque d'acier à haute résistance a été étudiée par Trufyakov, Mikheev et Kudryavtsev (1995). Dans leur étude, des éprouvettes ont été découpées dans des plaques contenant une soudure bout à bout avant d'être testées en fatigue à $R=-1$. Après découpe, le niveau de contrainte devenait presque nul et une autre soudure a donc été effectuée au bout de certains échantillons pour réintroduire des contraintes dans l'éprouvette tout en prenant soin de ne pas modifier la géométrie du joint bout à bout. Ces contraintes atteignaient presque la contrainte d'écoulement du matériau en tension. La Figure 1.6 montre les résultats de fatigue obtenus. On y voit clairement que les contraintes résiduelles en tension abaissent la résistance à la fatigue du joint.

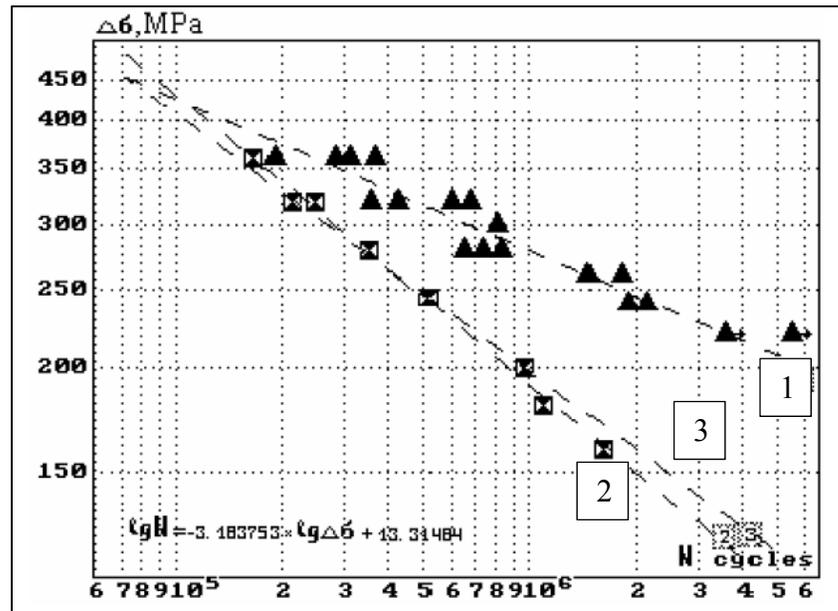


Figure 1.6 Courbe S-N de joints d'acier à faible carbone soudés bout à bout sans contraintes résiduelles (1) et avec contraintes résiduelles élevées réelles (2) ou simulées (3) adapté de (Trufyakov, Mikheev et Kudryavtsev, 1995)

Les auteurs ont remarqué une forte dégradation de la résistance à 2×10^6 cycles sous l'effet des contraintes résiduelles, passant de 240 MPa pour les éprouvettes libres de contraintes résiduelles, à 150 MPa pour les éprouvettes contraintes. Ils ont également noté que l'effet des contraintes résiduelles est plus grand lorsque la contrainte alternée externe est plus faible.

Des résultats similaires ont été obtenus par Gharizadeh, Samali et Saleh (2013) par le biais de simulations sur des joints soudés bout à bout. Des déformations initiales ont été ajoutées aux modèles afin de simuler un champ contraintes résiduelles. Un chargement alterné a ensuite été simulé afin que les contraintes générées par ce chargement se combinent aux contraintes résiduelles. La vie en fatigue résultante a ensuite été calculée selon l'équation de Smith, Watson et Topper (1970). Cette équation utilise les propriétés du matériau pour établir un lien entre le nombre de cycles à la rupture et le niveau des contraintes présentes dans l'échantillon. Gharizadeh, Samali et Saleh (2013) ont trouvé en premier lieu que les contraintes résiduelles ne peuvent être additionnées linéairement aux contraintes appliquées lorsque la somme des deux dépasse la limite d'écoulement du matériau. De ce fait, les

contraintes résiduelles ont un effet plus marqué sur la contrainte maximale lorsque la contrainte appliquée est faible. En second lieu, à chargement appliqué égal, la résistance en fatigue des joints soudés diminue à mesure que les contraintes résiduelles de tension augmentent. Cet effet est toutefois plus marqué lorsque le chargement appliqué est faible. Le Tableau 1.1 résume ces résultats.

Tableau 1.1 - Nombre de cycles de fatigue avant la rupture calculé par l'équation Smith-Watson-Topper selon le niveau de contrainte résiduelle et le chargement (Gharizadeh, Samali et Saleh, 2013)

<i>Loading (kN)</i>	<i>Residual Stress (MPa)</i>				
	<i>0</i>	<i>61</i>	<i>122</i>	<i>172</i>	<i>209</i>
2	510,000	130,000	26,000	9,000	4,000
4	25,000	16,000	7,000	3,000	1,500
6	4,200	3,100	2,000	1,000	700
8	1100	800	700	400	300

On constate donc que les contraintes résiduelles de tension ont un effet négatif sur la vie en fatigue des assemblages soudés. Inversement, des contraintes résiduelles de compressions peuvent permettre d'augmenter la limite d'endurance des aciers. Cela a entre autres été constaté par Iswanto, Nishida et Hattori (2002) lors d'une expérience portant sur l'effet des contraintes résiduelles et du durcissement de surface de l'acier inoxydable SUS304 traité par laminage. Ils ont remarqué que la présence de contraintes de compression de l'ordre de 0,75 S_y (limite d'écoulement) ont permis de faire passer la limite d'endurance d'un échantillon de 225 à 425 MPa, soit une augmentation de 188 %. Il est cependant difficile d'attribuer cette amélioration uniquement aux contraintes résiduelles puisque la pièce subit également un fort écrouissage.

Des travaux par Mattson et Roberts (1959) ont justement tenté de démontrer que les contraintes résiduelles ont plus d'influence sur la vie en fatigue d'une pièce que le traitement d'écrouissage de surface qui leur est appliqué. Pour ce faire, ils ont grenailé plusieurs pièces de la même manière, mais en imposant une déformation différente à chacune des pièces au moment du grenailage. Ainsi, le niveau d'écrouissage est similaire dans tous les cas, mais le

niveau de contraintes résiduelles créé varie. L'idée est que si les pièces obtiennent toutes une vie en fatigue similaire, ce serait signe que c'est l'érouissage créé par le grenailage qui dicte la vie en fatigue de la pièce, et non les contraintes résiduelles. Inversement, si les vies en fatigue varient, et d'autant plus si elles varient proportionnellement à la contrainte résiduelle en surface, ce serait signe que c'est ce critère qui influence le plus la vie en fatigue. Les résultats sont présentés à la Figure 1.7. Notons, pour la compréhension, que l'échelle de contraintes résiduelles à la droite de la figure est inversée par rapport aux conventions, l'échelle « monte » vers des valeurs élevées de compression.

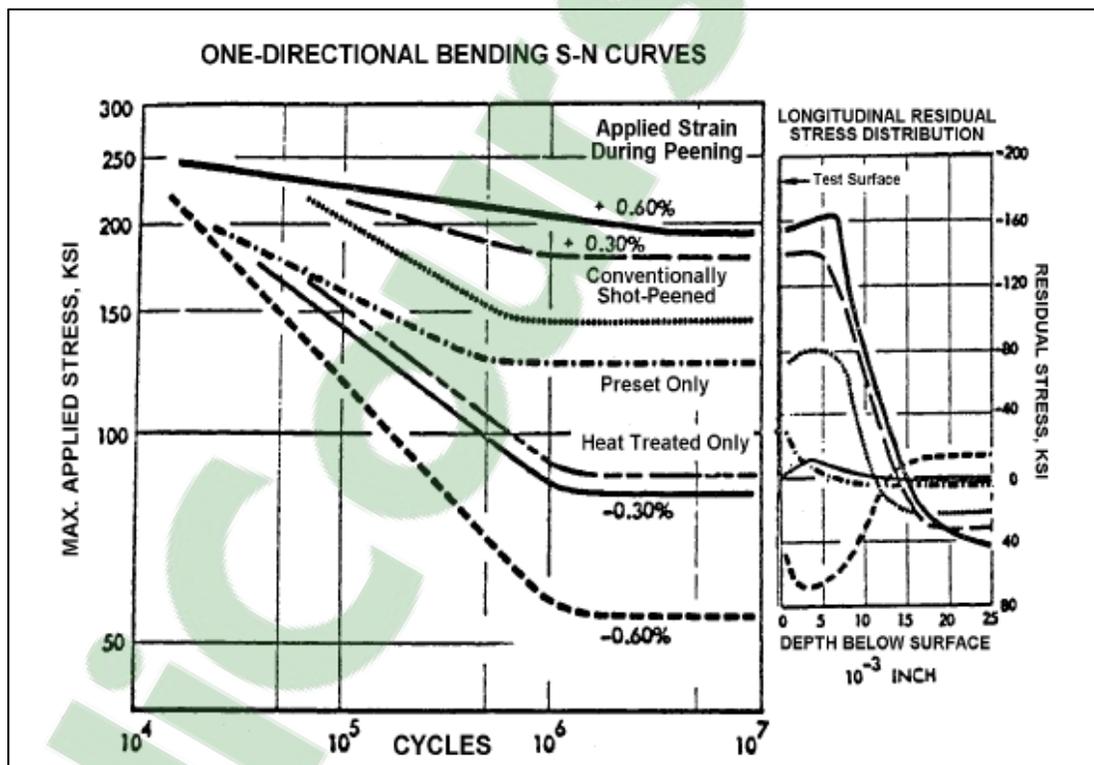


Figure 1.7 Courbes S-N et contraintes résiduelles à la surface d'échantillons grenailés sous déformation imposée (Mattson et Roberts, 1959)

Les auteurs sont arrivés à la conclusion que l'érouissage a une influence faible ou inexistante sur la vie en fatigue des échantillons et que ce sont les contraintes résiduelles qui dictent, presque proportionnellement, la résistance à la fatigue et la limite d'endurance.

Cependant, tous les auteurs ne s'entendent pas pour dire que l'intensité des contraintes résiduelles est directement liée à l'amélioration de la vie en fatigue. Nikitin et al. (2004) ont réalisé des tests en fatigue en traction renversée (ratio $R=-1$) sur des échantillons d'acier AISI 304 ayant subi des traitements de martelage par laser ainsi que de laminage en profondeur. Les contraintes résiduelles de compressions induites par chacune de ces deux techniques ont été mesurées par XRD et ont révélé des contraintes résiduelles de compressions de l'ordre de -300 MPa suite au martelage laser et de -700 MPa suite au laminage. Or, bien qu'à température pièce, la vie en fatigue ait été bonifiée dans les deux cas par rapport aux échantillons non traités, aucune différence significative n'apparaît entre les vies en fatigue obtenues par les deux méthodes d'écrouissage (Figure 1.8). Les auteurs ont également étudié la relaxation des contraintes ainsi que l'évolution de l'écrouissage lors des essais cycliques. Ces observations ont été effectuées pour des essais à températures variant entre 25°C et 600 °C. L'écrouissage semblait montrer plus de stabilité que les contraintes résiduelles de compression lors des essais ce qui a amené les auteurs à penser que ce serait l'écrouissage plus que les contraintes résiduelles qui serait à l'origine de l'amélioration de la vie en fatigue des échantillons travaillés à froid.

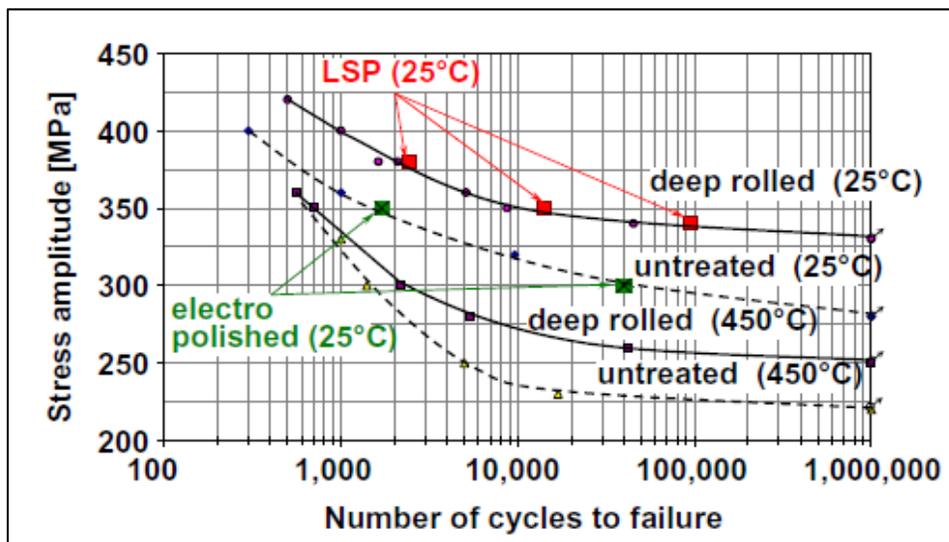


Figure 1.8 Vie en fatigue d'échantillons d'AISI 304 non traités, martelés au laser (LSP) ou laminés en profondeur (deep rolled) (Nikitin et al., 2004)

Pour terminer cette section, il est évident que les contraintes résiduelles de tension sont nuisibles au comportement en fatigue des assemblages soudés et qu'au contraire, les contraintes résiduelles de compression peuvent être désirables. Cela dit, plusieurs des procédés permettant d'induire des contraintes résiduelles de compression ont également pour effet d'écrouir la surface des matériaux. Il est alors difficile de dissocier l'effet des contraintes de celui de cet écrouissage sur la résistance en fatigue des pièces traitées. Cela est encore plus vrai dans le procédé de martelage qui déforme très fortement la surface traitée en plus d'induire d'importantes contraintes de compression. Ce procédé sera discuté plus en détail à la section 1.3.

1.1.3 Comportement des contraintes résiduelles lors d'un chargement cyclique

Il est important de mentionner que le champ de contraintes résiduelles dans une pièce ne reste pas nécessairement constant lorsque la pièce est sollicitée en fatigue. Cela est particulièrement vrai lorsque les charges appliquées sont élevées. Dans cette situation, il est possible que la somme des contraintes résiduelles et appliquées atteigne localement la limite d'élasticité du matériau. Cela entraîne une redistribution, soit une plastification au cours de laquelle les contraintes sont relâchées. Il y aura donc une relaxation assez rapide du niveau de contrainte sur un faible nombre de cycles, cette relaxation est appelée quasi statique. Par la suite, la relaxation des contraintes continue plus doucement par un phénomène appelé fluage cyclique. On peut modéliser cette relaxation par la règle de fluage logarithmique qui dicte une relation linéaire décroissante proportionnelle au logarithme du nombre de cycles (Totten, Howes et Inoue, 2002).

Finalement, une troisième phase de relaxation des contraintes a lieu, causée par l'endommagement du matériau (Totten, 2002). La Figure 1.9 illustre bien ces trois phases de relaxation de contrainte dans des échantillons d'acier 4140 trempé, revenu et grenaille soumis à des cycles de flexion alternée. On observe également que la plus grande partie des contraintes est relâchée durant le premier cycle de chargement, par redistribution.

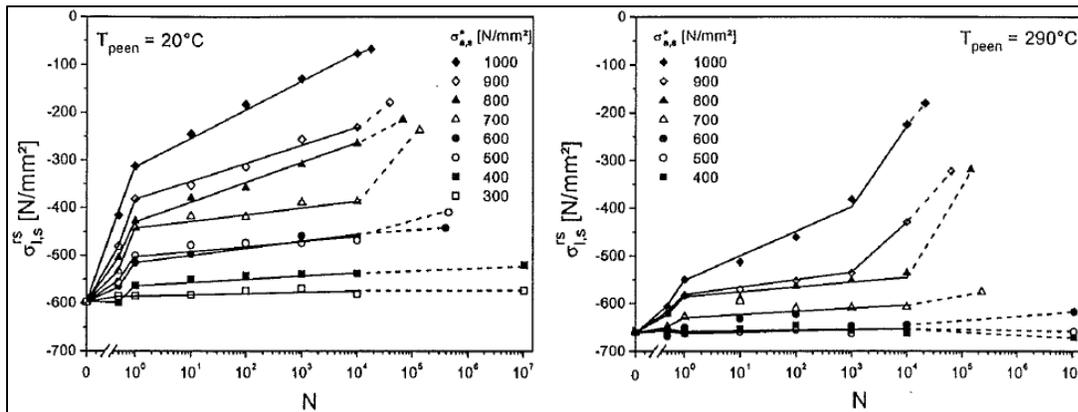


Figure 1.9 Contraintes résiduelles de surface σ^{RS} dans les échantillons après un certain nombre de cycles à des niveaux de contraintes alternées variables σ_a (Wick, Schulze et Vöhringer, 1999)

Puisque certaines méthodes d'amélioration de vie en fatigue s'appuient sur la création de contraintes résiduelles de compression, il est important de considérer l'effet du chargement sur le champ de contraintes résiduelles initialement créé dans la pièce. En effet, une relaxation importante des contraintes résiduelles de compression peut avoir une influence marquée sur la vie en fatigue d'une pièce traitée. Dans le cas de l'acier AISI 4140 trempé, revenu et grenailé, la température de grenailage a une grande influence sur la stabilité des contraintes résiduelles (Wick, Schulze et Vöhringer, 1999). Dans cette étude, les pièces grenillées à chaud sont moins sensibles à la relaxation que celles traitées à froid. En effet, les contraintes résiduelles de compression à la surface varient entre -600 et -660 MPa après le grenailage. Cela dit, comme on le voit à la Figure 1.9, les contraintes se relaxent de manière plus importante et à plus faible contrainte appliquée dans le cas des spécimens grenillés à froid. Ce comportement se reflète sur la vie en fatigue et les pièces traitées à chaud ont une limite d'endurance plus élevée (Figure 1.10).

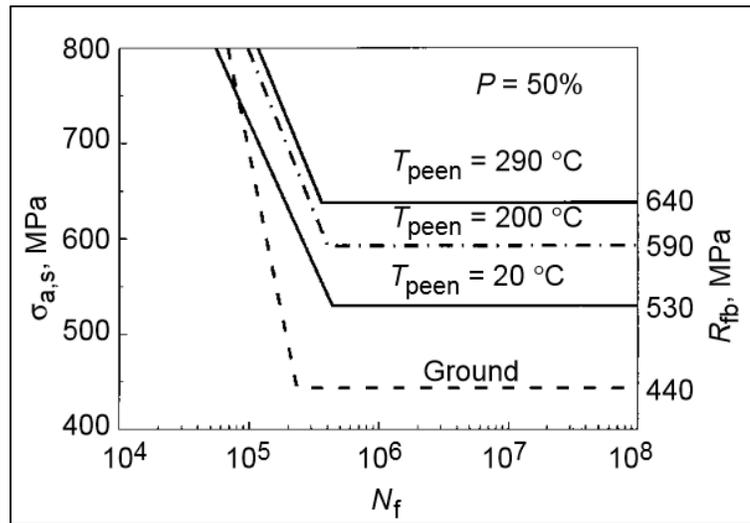


Figure 1.10 Courbes S-N à probabilité de bris $P=50\%$ de l'acier 4140 trempé, revenu et grenillé à différentes températures (Wick, Schulze et Vöhringer, 2000)

Une étude a mesuré l'évolution des contraintes résiduelles dans l'alliage d'aluminium 7075-T651 grenillé et soumis à un chargement de flexion renversée (Benedetti et al., 2009). Les contraintes résiduelles ont été mesurées dans les échantillons avant et après les essais à l'aide de la méthode XRD. Une relaxation des contraintes résiduelles a été remarquée dans le cas des échantillons testés à des niveaux de contraintes entraînant des bris à faible nombre de cycles. En revanche, aucune relaxation significative n'a été remarquée dans les échantillons testés à des niveaux de contraintes donnant des vies en fatigue de l'ordre de 5×10^6 . Cela mène les auteurs à penser que la relaxation de contrainte observée est un effet quasi statique dû à l'atteinte de la limite d'écoulement du matériau. En effet, si la relaxation des contraintes était liée au fluage cyclique, les auteurs estiment qu'une relaxation aurait également dû être mesurée dans les échantillons ayant eu une vie en fatigue plus longue. Or, il est possible que l'incertitude de la méthode de mesure (XRD) ne permette pas de détecter une faible relaxation de contrainte.

L'effet Bauschinger dicte que lorsque les contraintes résiduelles sont induites par un travail à froid, la limite d'écoulement en tension sera abaissée ou augmentée par rapport à la limite d'écoulement en compression. Cela peut mener à une accélération de la relaxation des

contraintes résiduelles induites lorsqu'un chargement inverse est appliqué. Ainsi, une pièce écrouie suite à un chargement en tension voit sa limite d'écoulement en compression diminuer. Il sera donc plus facile à ce moment de relaxer les contraintes résiduelles de compression. (Zhuang et Halford, 2001) et (Hatamleh, Lyons et Forman, 2007). Cet effet est très marqué en fatigue oligocyclique (Yonghe, 1990).

Les matériaux ductiles sont plus sujets à une modification de leur champ de contraintes lors d'un essai en fatigue. En effet, ces matériaux plastifient plus facilement et les contraintes sont donc relâchées rapidement. Inversement, l'état de contraintes résiduelles initial des matériaux à haute résistance reste plus stable durant un essai en fatigue. Les contraintes résiduelles ont donc un effet plus marqué sur l'endurance des matériaux rigides que sur celle des matériaux ductiles (Totten, Howes et Inoue, 2002).

Mentionnons qu'outre la plastification due au chargement, le fluage cyclique et l'endommagement, d'autres phénomènes peuvent avoir une influence sur le niveau de contraintes résiduelles durant un essai en fatigue. Par exemple, dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, il est possible de constater des changements de phase lors d'une déformation plastique importante. Lors d'un essai en fatigue oligocyclique, il est donc possible de remarquer une augmentation de la teneur en martensite dans un échantillon initialement presque entièrement austénitique (Bokuchava et al., 1999). Le volume spécifique plus important de la martensite par rapport à l'austénite (Baïlon et Dorlot, 2000) peut avoir une influence sur la répartition des contraintes dans la pièce.

Bien que la section 1.1.2 ait démontré l'effet généralement néfaste des contraintes résiduelles de tension sur la vie en fatigue d'un spécimen, il est essentiel de considérer l'effet de la relaxation cyclique sur l'état de contrainte d'une pièce avant d'estimer l'effet qu'auront les contraintes résiduelles. En effet, dans certains cas, le mécanisme de relaxation des contraintes peut se poursuivre jusqu'à créer une inversion de l'état de contraintes. Cela a entre autres été remarqué dans l'acier austénitique AISI 304L lors d'essais de traction alternée à contrainte moyenne nulle (Paquet et al., 2014). Dans cette étude, des contraintes

résiduelles de tension ont été induites par chauffage à la surface de certains spécimens. Lors des essais en fatigue, particulièrement à plus faible amplitude de contrainte, les contraintes résiduelles se relaxaient jusqu'à se stabiliser en contraintes de compression sous la surface. Des vies en fatigue supérieures ont donc été constatées chez les échantillons avec contraintes résiduelles initiales en tension par rapport aux échantillons libres de contraintes résiduelles.

Pour conclure, les contraintes résiduelles sont pratiquement inévitables lors d'assemblages par soudage. Ces contraintes peuvent très fréquemment atteindre des niveaux largement suffisants pour avoir une influence sur la tenue de vie en fatigue des assemblages ainsi créés. Or, toutes les contraintes résiduelles ne sont pas nécessairement nuisibles et la prochaine section vise donc à présenter des méthodes qui permettent de mettre à profit la présence de contraintes résiduelles.

1.2 Techniques d'amélioration de la vie en fatigue des joints soudés en acier

Tel que discuté dans les sections précédentes, les assemblages mécanosoudés sont sujets à des contraintes résiduelles importantes. Ces contraintes peuvent fortement influencer le comportement en fatigue des assemblages. Puisqu'on trouve que les contraintes résiduelles de tension sont généralement nuisibles, il est tout naturel que des techniques aient été développées afin de réduire ou même d'inverser les contraintes de tension résiduelles dans un assemblage soudé. Cette section présente différentes techniques mises en œuvre.

1.2.1 Présentation générale des méthodes

Les techniques d'amélioration de la vie en fatigue d'un joint soudé peuvent être regroupées en deux catégories (Kirkhope et al., 1999). La première concerne la géométrie des joints et tente de minimiser les concentrations de contraintes et les défauts possibles dans la soudure. Il s'agit par exemple de méthodes telles que le meulage du pied de cordon ou encore la refusion du cordon. L'influence sur la fatigue de la modification de la forme de l'angle du pied de cordon θ (Figure 1.11) est démontrée à la Figure 1.12.

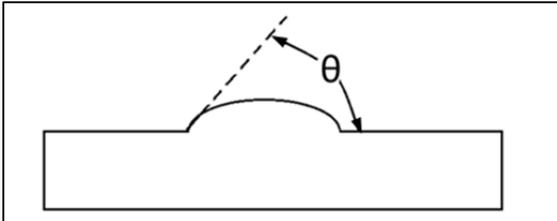


Figure 1.11 Angle du pied de cordon θ
(*weld toe angle*)

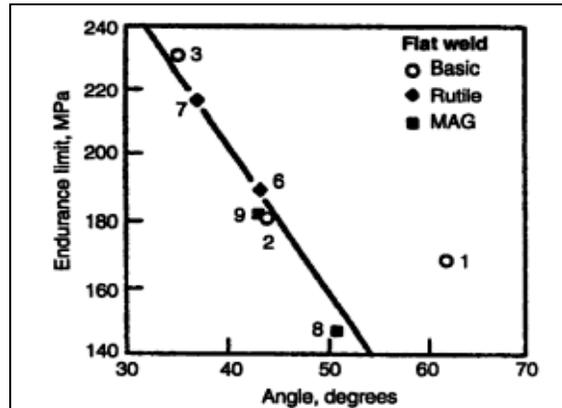


Figure 1.12 Influence de l'angle θ sur la limite d'endurance d'un joint soudé avec différents types de métaux d'apport (Lampman, 1997)

Cependant, même lorsque la géométrie de la soudure est optimisée, la soudure reste un procédé d'assemblage qui est propice à l'apparition de discontinuités dans la matière sous forme d'impuretés ou de porosités. Lors d'un chargement cyclique, ces défauts agissent comme des concentrateurs de contraintes et des fissures peuvent rapidement s'y amorcer. Le phénomène est exacerbé par la présence de contraintes résiduelles qui s'additionnent au chargement appliqué. L'étude de la fatigue dans les joints soudés est donc étroitement liée à l'étude de la propagation de fissures.

La deuxième catégorie de méthode d'amélioration fait donc appel à des modifications du champ de contraintes résiduelles autour du joint. Ces méthodes visent donc à ralentir la propagation des amorces de fissures déjà présentes. La Figure 1.13 présente plusieurs méthodes de cette catégorie qui ne seront pas toutes discutées dans ce chapitre.

Or, dans le cas des traitements mécaniques de matage (*peening* en anglais), en plus de ralentir la propagation des fissures, il est possible de réduire l'influence des défauts et de rallonger la phase d'amorçage de la fissure, également appelée phase d'initiation (Almar-Naess, 1985).

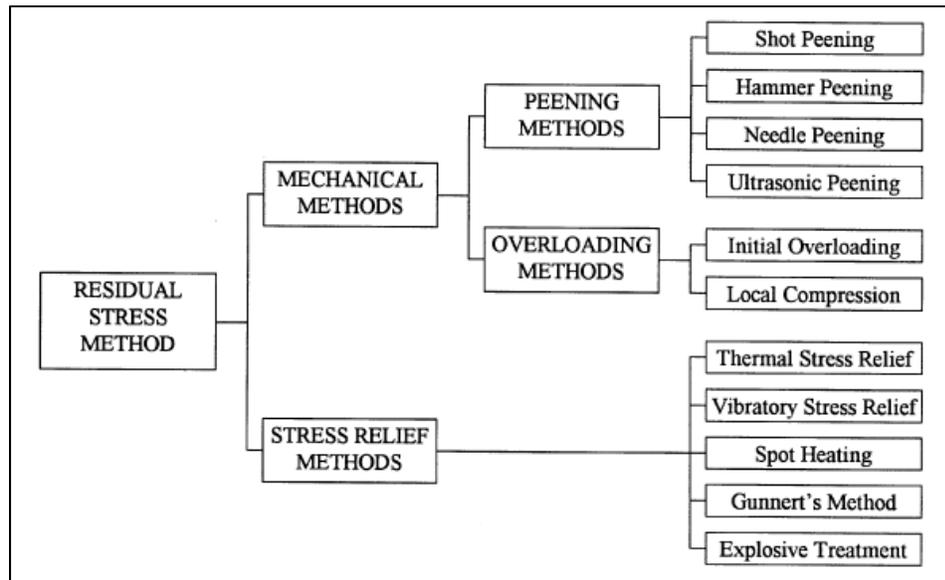


Figure 1.13 Méthodes d'amélioration de la vie en fatigue d'un joint soudé reposant sur la modification du champ de contraintes (Haagensen, 1985)

1.2.2 Recuit de détente et revenu dans les aciers

Une première méthode couramment utilisée pour éliminer ou diminuer les contraintes résiduelles dans un assemblage d'acier est de lui faire subir un recuit de détente. Le principe est d'augmenter la température de l'assemblage suffisamment pour abaisser la limite d'élasticité du matériau, ce qui permet un réarrangement des dislocations internes (Baïlon et Dorlot, 2000). Ce réarrangement entraîne la relaxation des contraintes résiduelles. La température à atteindre lors du recuit dépend du matériau traité et de l'effet désiré, mais elle est généralement inférieure à la température de transformation de phase du matériau.

Le revenu est effectué lorsque le matériau a préalablement été trempé. Le revenu est constitué d'une montée en température et d'un maintien à une température plus élevée que lors du recuit de détente. Lors du maintien, le carbone contenu dans la martensite peut diffuser et créer des carbures ce qui a pour effet d'adoucir la martensite initialement présente, créant ainsi de la martensite revenue. La température et la durée du revenu détermineront l'effet final sur la microstructure. Les contraintes résiduelles sont également partiellement ou complètement relaxées lors du revenu.

1.2.3 Grenailage

Contrairement aux méthodes de traitements thermiques qui ont pour but d'éliminer les contraintes résiduelles, certaines méthodes d'amélioration de la vie en fatigue ont plutôt pour but d'utiliser la présence de ces contraintes à leur avantage. Puisqu'il a été démontré que des contraintes de compressions peuvent être bénéfiques pour l'endurance d'un assemblage, certaines méthodes tentent d'introduire ce genre de contraintes après l'opération de soudage.

C'est le cas entre autres du grenailage qui est une méthode d'inversion de contraintes peu coûteuse et efficace, grandement utilisée dans plusieurs industries (Almar-Naess, 1985). Durant le grenailage, des billes de faibles dimensions et de dureté élevée sont projetées avec une certaine énergie sur la surface d'une pièce afin de la déformer plastiquement. Ces déformations sont associées à la création d'une couche plus ou moins fine de métal en compression sous la surface de la pièce. Ce processus augmente généralement la dureté de la pièce en plus de refermer les fissures de surface et de rendre leur propagation plus difficile (Torres et Voorwald, 2002). Dans certains cas, les déformations peuvent également contribuer à adoucir la géométrie de la transition entre le métal de base et le cordon de soudure ce qui a également l'effet de limiter les concentrations de contraintes.

L'efficacité du grenailage dépend entre autres du métal qui est traité. Les gains sont généralement plus grands sur un acier de haute résistance que sur un acier plus doux. Les contraintes compressives créées par le grenailage peuvent être de l'ordre de 70-80 % de la limite élastique du matériau traité (Kirkhope et al., 1999).

L'effet positif du grenailage sur la durée de vie en flexion rotative d'une éprouvette d'acier 4130 a été validé par Torres et Voorwald (2002) en comparant la courbe S-N obtenue pour le matériau de base avec les courbes obtenues avec des éprouvettes grenillées à des intensités variées. Dans tous les cas, l'acier 4130 a été trempé après avoir été chauffé à 815°C. L'acier a ensuite subi un revenu de 2h à 230°C. Ce traitement permettait d'obtenir des propriétés mécaniques très élevées de $S_y=1511$ MPa, $S_u=1864$ MPa et dureté 50-53 HRC. Les intensités

de grenailage étaient ensuite déterminées par la pression d'air de la grenailleuse. La Figure 1.14 indique que dans le meilleur cas (0.0063 Almen), le grenailage a augmenté la limite d'endurance de l'éprouvette d'acier AISI 4130 de 12 %. Ce gain n'est pas très élevé, mais cela est peut-être explicable par les propriétés mécaniques déjà très élevées qui rendent difficile le travail par grenailage.

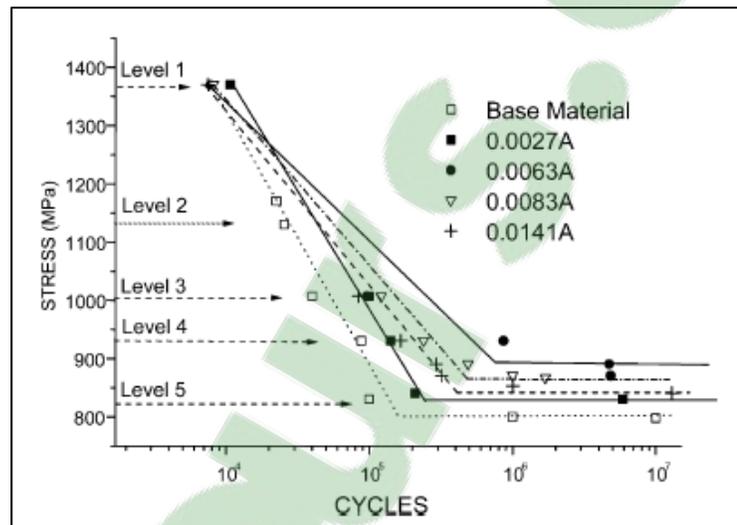


Figure 1.14 Effet de l'intensité de grenailage sur l'endurance de l'acier 4130 (Torres et Voorwald, 2002)

Il est très intéressant de noter que l'étude de Torres et Voorwald (2002) concernait également le niveau de contraintes induites par chaque énergie de grenailage et que, contrairement à l'intuition, ce n'est pas le spécimen qui avait la plus grande contrainte de compression qui a obtenu la limite d'endurance la plus élevée. En effet, bien que la profondeur et le niveau de contraintes résiduelles créés par ces niveaux soient moindres, ce sont plutôt les énergies intermédiaires de grenailage qui ont donné les meilleurs résultats. Notons que l'étude ici se compare à un matériau revenu qui a donc un état de contrainte théoriquement faible. L'amélioration de l'endurance obtenue par grenailage peut donc être encore plus grande lorsqu'on traite une pièce présentant des contraintes initiales de tension.

Lors d'essais en flexion renversée avec des échantillons d'aluminium 7075-T651 grenailé, Benedetti et al. (2009) ont trouvé que pour des vies faibles, l'initiation de fissure se fait à la

surface des pièces. Les contraintes de compression induites en surface par le grenailage sont effectivement relaxées par le fort niveau de contrainte et la surface irrégulière de grenailage privilégie alors l'amorce de fissures. Dans le cas des vies en fatigue plus longues, les contraintes appliquées ne relaxent pas, ou peu, les contraintes résiduelles de compression en surface et l'initiation de fissure se fait alors en profondeur, sous la couche de métal écroui par grenailage.

Une étude sur la propagation de fissure dans les aciers austénitiques a démontré que le processus de grenailage peut mener à des zones microscopiques n'ayant pas subi de traitement de surface. Dans ces zones, des fissures s'amorcent selon le même processus de glissement de bandes que dans les échantillons non grenailés. Ces amorces ne mènent toutefois pas à des fissures critiques en raison probablement des modifications métallurgiques et des contraintes résiduelles induites dans le reste de la surface (Altenberger et al., 2001).

1.3 Martelage

Tout comme le grenailage, le martelage est une technique de matage, c'est-à-dire une technique qui déforme plastiquement la surface d'une pièce afin d'y induire des contraintes résiduelles de compression. Or, alors que dans le grenailage, la pièce est percutée par des billes, dans le cas du martelage c'est la pointe arrondie d'un outil, traditionnellement un marteau, qui percute la surface des pièces à traiter. Bien que de manière rudimentaire ce procédé puisse être réalisé avec un marteau de machiniste, le martelage tel que décrit dans la littérature est souvent effectué avec un outil à tête sphérique installé sur un marteau pneumatique. L'outil peut ensuite être manié par un opérateur ou par un bras robotisé. La Figure 1.15 montre un outil typique de martelage pneumatique robotisé.



Figure 1.15 a) Outil de martelage robotisé b) pointes de martelage avec surfaces de contact variées (Morin, 2001)

Lors du martelage, l'outil percute la surface de la pièce et chaque impact y laisse une empreinte dont la profondeur dépend du matériau et des paramètres de martelage. La robotisation de ce procédé permet d'améliorer le contrôle sur la trajectoire de martelage et sur le fini de surface qui en résulte. Les effets du martelage sont similaires à ceux du grenailage, mais généralement plus marqués en vertu de la plus grande intensité du procédé de martelage.

1.3.1 Influence du martelage sur les contraintes résiduelles et la dureté

Lors d'un impact de martelage, le métal sous le marteau se déforme sous l'effet des contraintes de compression. Des contraintes de tension sont en revanche créées autour de la zone en compression. Un retour élastique a lieu lors du retrait de l'outil, mais si les contraintes de compression sont suffisamment élevées pour déformer plastiquement la zone impactée, des contraintes résiduelles de compression resteront dans cette zone de la pièce.

Chaque impact du marteau sur la pièce crée une zone de déformation plastique entourée d'une zone de contraintes. Si la pièce est initialement contrainte en tension, la zone martelée sera mise en compression lors du contact avec le marteau avant de revenir en tension lors du

retrait du marteau (Lanteigne, 2004). Le niveau de tension autour de la déformation plastique aura cependant diminué et peut même s'inverser complètement et devenir une contrainte de compression si le niveau de martelage est suffisant.

Les paramètres de martelage ont une grande influence sur l'ampleur de la relaxation de contrainte engendrée. On peut par exemple varier la forme du marteau, la force d'impact, la fréquence d'impact, le nombre de passes de martelage sur une région donnée ou l'angle du marteau par rapport à la surface impactée.

Dans une étude sur le comportement en fatigue de joints soudés martelés, Branco, Infante et Baptista (2004) ont trouvé qu'en maintenant une même fréquence de martelage, une vitesse d'avance lente du marteau semble abaisser plus fortement le niveau initial de contraintes résiduelles de tension qu'une avance rapide. Cela s'explique par le fait qu'à vitesse plus basse, une même zone recevra plus d'impacts. Le nombre d'impacts a tendance à augmenter l'ampleur des contraintes générées. Cela a été démontré par Hacini et Lê (2009) dans une étude portant sur l'influence du martelage sur le niveau de contraintes résiduelles dans des plaques d'acier inoxydable austénitique 304L, préalablement dépourvues de contraintes résiduelles significatives.

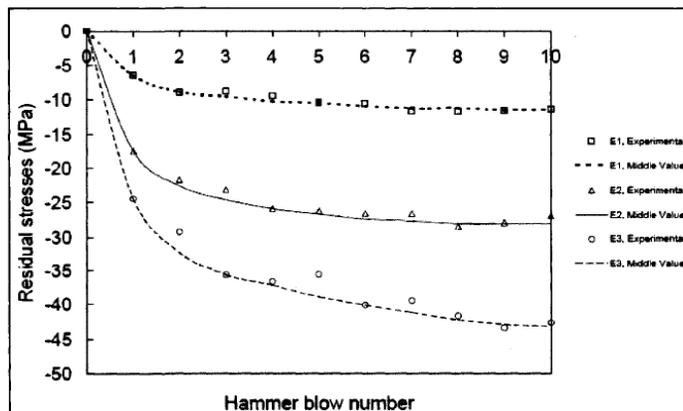


Figure 1.16 Contrainte résiduelle mesurée à 12,5 mm de l'impact sur une plaque d'acier initialement non contrainte (Hacini et Lê, 2009)

La Figure 1.16 démontre que les trois ou quatre premiers impacts ont l'effet le plus marqué sur la contrainte de compression créée par le processus. Suite à cela, le gain est moins important. La Figure 1.16 illustre également l'effet de l'énergie de martelage. Dans ce cas, l'auteur a testé trois niveaux d'énergie différents, soit $E1=9.5J$, $E2=16.8J$ et $E3=24J$. Les résultats indiquent que la contrainte résiduelle de compression est plus grande pour une énergie d'impact plus forte.

Le martelage de pièces ayant des contraintes résiduelles de tension en surface permet une inversion de ces contraintes sur une profondeur importante. Une autre expérience menée par Hacini et Lê (2009) portant sur des plaques d'acier 304L, mais avec un cordon de soudure de 308L martelé, a montré que des contraintes de compression étaient induites jusqu'à 10 mm sous la surface (Figure 1.17 et Figure 1.18). Des résultats similaires ont été trouvés dans l'acier 16CMnNV (Kopsov, 1991).

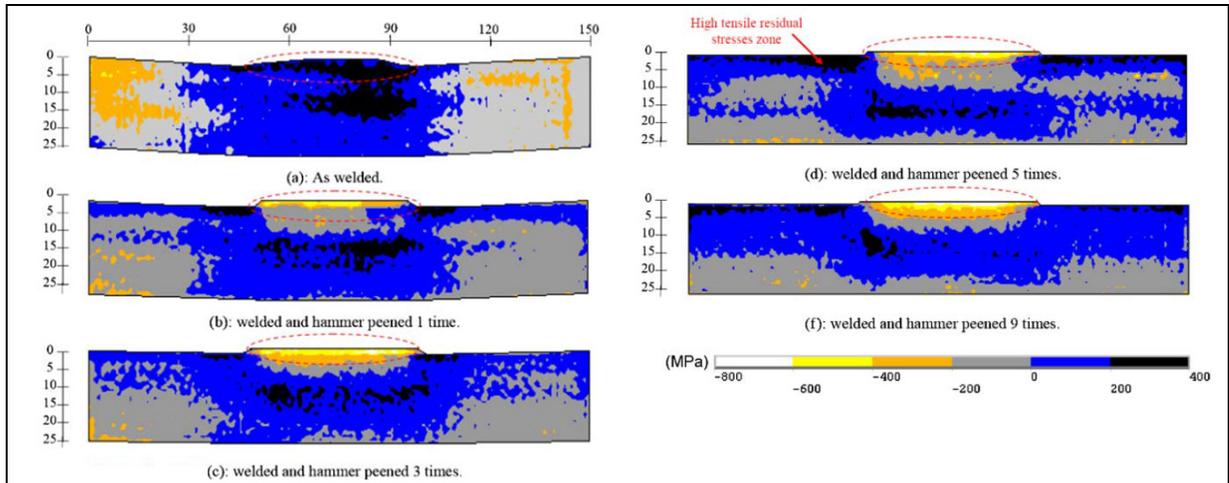


Figure 1.17 Contraintes résiduelles longitudinales dans un joint de E308L déposé sur du 304. État a) tel que soudé b) 1 passe de martelage c) 3 passes de martelage d) 5 passes de martelage f) 9 passes de martelage (Hacini, Lê et Bocher, 2008b)

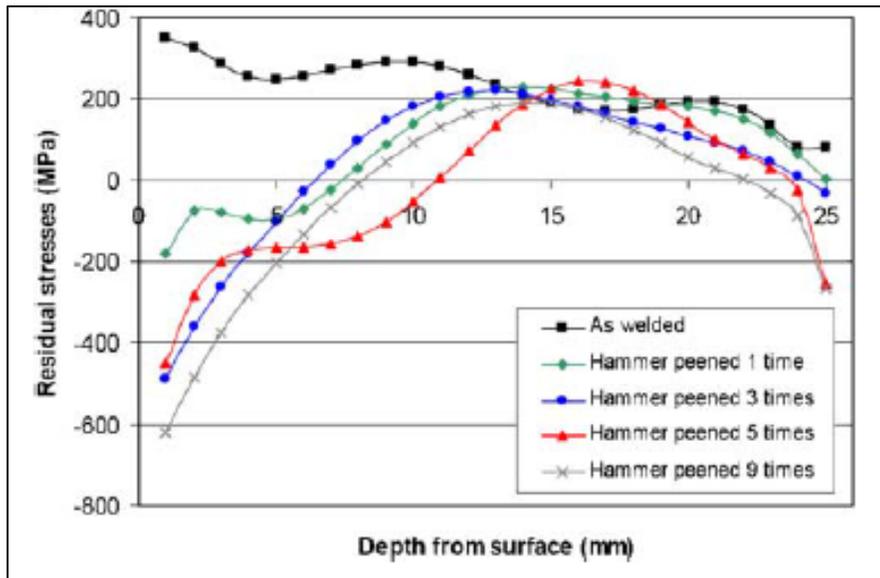


Figure 1.18 Profondeur des contraintes de compressions induites selon le nombre de passes de martelage (Hacini, Lê et Bocher, 2008b)

Dans l'optique d'utiliser cette méthode pour améliorer la vie en fatigue, un autre aspect du martelage à surveiller est l'apparition potentielle de zones de tension aux abords de la zone martelée. On constate en effet à la Figure 1.17 une croissance de la zone en tension dans le métal de base aux abords du cordon après 3 passes de martelage. Des zones de tension élevée à la surface, devant la région martelée, ont également été observées par Thibault et al. (2005). Il a été remarqué que le martelage a un effet sur la dureté du matériau. En effet, le métal s'écroute à chaque impact sous l'effet des contraintes de compression. Plusieurs études démontrent une augmentation de la dureté sur une profondeur de plusieurs millimètres par rapport à la surface martelée (Hacini et Lê, 2009) (Kopsov, 1991) (Revilla-Gomez et al., 2013).

Dans le contexte où le martelage est utilisé pour augmenter la résistance en fatigue d'un joint soudé, il est primordial de s'attarder à la surface laissée par le martelage. C'est en effet à la surface que les bris sont amorcés. Certaines préoccupations existent par rapport à la possibilité de créer des fissures sur la surface martelée. Or, deux études se sont penchées sur la question en portant respectivement sur le martelage robotisé de plaque d'acier inoxydable austénitique 304L (Hacini, Lê et Bocher, 2008a) et martensitique X3CrNiMo13-4

(Adjassoho et al., 2013). Dans les deux cas, aucune fissure n'a été détectée à la surface suite au martelage.

1.3.2 Influence du martelage sur la vie en fatigue des métaux

Au fil des années, plusieurs auteurs ont étudié l'influence du martelage sur la résistance en fatigue des assemblages soudés. Cette influence s'est généralement avérée positive par rapport aux états de référence non traités. Cette amélioration est souvent attribuée à trois effets du martelage, soit : la création de contraintes résiduelles de compression près de la surface, l'écrouissage qui peut entraîner une modification microstructurale du métal et finalement, une modification de la géométrie du joint diminuant les concentrations de contraintes (Kirkhope et al., 1999). Il est néanmoins difficile de déterminer précisément quel mécanisme a la plus forte contribution aux gains en fatigue puisque tous ces effets agissent simultanément (Lefebvre et al., 2014).

En raison de sa capacité à induire de fortes contraintes résiduelles de compression ainsi qu'un écrouissage à des profondeurs importantes, le martelage offre souvent des gains très intéressants en résistance à la fatigue par rapport à d'autres traitements mécaniques postsoudage. En effet, Huther et al. (1996) se sont penchés sur l'influence de quatre techniques de relaxation de contraintes (martelage, meulage, grenailage et refusion TIG) et sur la résistance en fatigue de quatre type de joints (cruciforme, longitudinal, en T et bout à bout). Selon les conclusions de la recherche, c'est la technique de martelage qui a offert les meilleurs résultats. Les nombreux défauts présents dans les soudures sont souvent à l'origine de fissures qui se mettent très rapidement à propager, menant au bris en fatigue. Selon les auteurs, le martelage améliore la durée de vie en fatigue en freinant ou même en arrêtant complètement cette propagation des défauts initiaux. Ils appellent phase d'initiation cette période où le martelage retarde la propagation.

Les études menées par Branco, Infante et Baptista (2004) ont appuyé ces résultats en démontrant la capacité du processus de martelage à freiner, ou du moins à retarder, la

progression de fissures dans des assemblages soudés. Des joints en T ont été pré-fissurés et certains ont été martelés puis testés en fatigue en flexion à $R=0,1$ jusqu'à rupture des joints. Trois conditions ont été testées en rapport avec le martelage. Les premiers échantillons étaient testés tels que soudés, d'autres étaient martelés seulement lors de l'apparition des premières fissures puis d'autres échantillons ont été martelés avant d'être testés. Une augmentation nette de la vie en fatigue a été remarquée pour les joints réparés par martelage. Aucune différence significative n'a toutefois été remarquée entre la résistance en fatigue des échantillons martelés dès le départ en comparaison aux échantillons martelés à l'apparition de la fissure. Les réparations se sont avérées particulièrement bénéfiques dans le cas des fissures de moins de 2,5 mm de profondeur. La Figure 1.19 montre les courbes S-N obtenues pour les joints tel que soudés ainsi que pour ceux réparés par martelage. On note également la présence d'une courbe pour des échantillons ayant subi un meulage du raccordement.

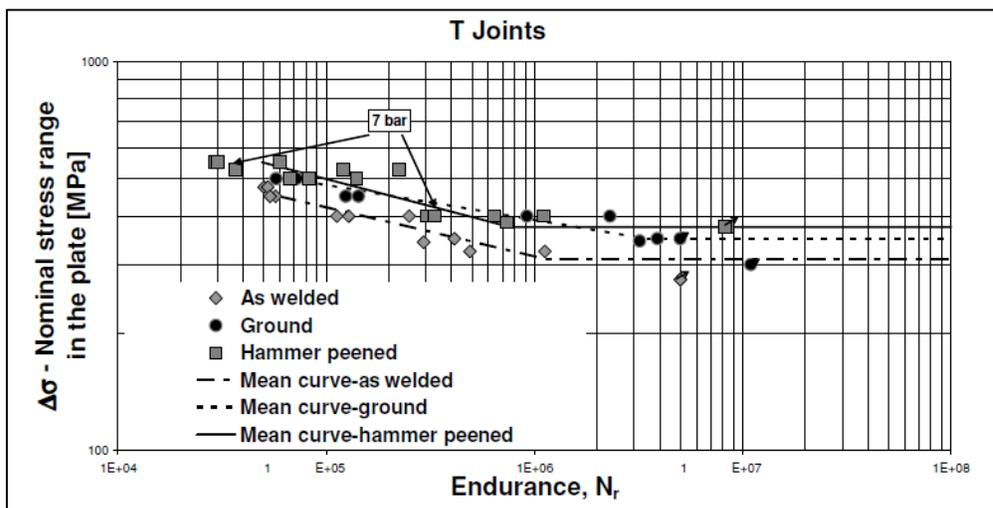


Figure 1.19 Courbes S-N des joints en T tel que soudés, ayant subi un meulage du raccordement ou ayant été martelés. Flexion 3 point, $R=0,1$, acier 52-3 (Branco, Infante et Baptista, 2004)

Les auteurs ont également conclu que l'efficacité du martelage provient de l'allongement de la phase d'initiation où des fissures peuvent être présentes, mais ne croissent pas. Cet effet du martelage n'est valide que lorsque la pointe de fissure se trouve dans l'épaisseur où la dureté a été augmentée par le martelage (Branco, Infante et Baptista, 2004). Cela est appuyé par Cheng et al. (2003) selon qui, le seuil de propagation de fissure est augmenté dans la zone en

compression induite par martelage. Ces derniers suggèrent qu'une plus grande profondeur affectée mène à une meilleure amélioration de la vie totale des soudures.

L'efficacité du martelage pour augmenter la durée de vie en fatigue d'un joint soudé en acier a également été démontrée dans d'autres études comme on le voit par exemple à la Figure 1.20.

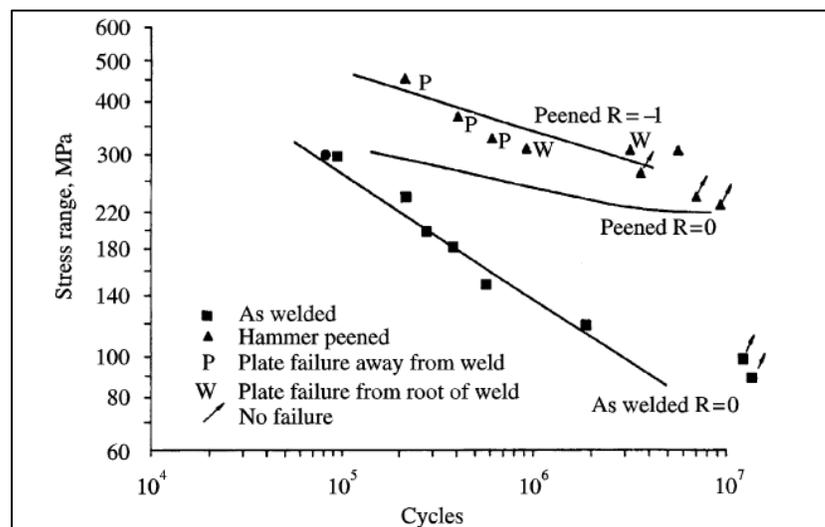


Figure 1.20 Amélioration de la vie en fatigue due au martelage de joints soudés en acier (Booth, 1977)

Les résultats de Booth (1977) permettent également d'appuyer les conclusions de Haagensen et Maddox (2003) selon qui l'amélioration de la vie en fatigue causée par le martelage est dépendante du ratio de chargement. Selon eux, le martelage serait de moins en moins efficace à mesure que la contrainte moyenne augmente, allant presque jusqu'à n'offrir aucune amélioration si la contrainte moyenne devient très élevée.

Dans la plupart des études sur le sujet, les échantillons ne sont martelés qu'une seule fois. Or, il a déjà été démontré dans ce chapitre que le nombre de passes successives de martelage aura un effet sur les contraintes résiduelles et la dureté de la surface. Tel qu'observé par Knight (1978), la vie en fatigue est également affectée par le nombre de passes de martelage. Selon cette étude sur le martelage de spécimens d'acier BS 4360 Grade 43A, soudés à plat à

l'électrode BS1719 et testés transversalement en traction pulsée, la meilleure amélioration de la vie en fatigue est obtenue après l'application de quatre passes de martelage. L'influence des passes additionnelles n'est pas significative (Figure 1.21).

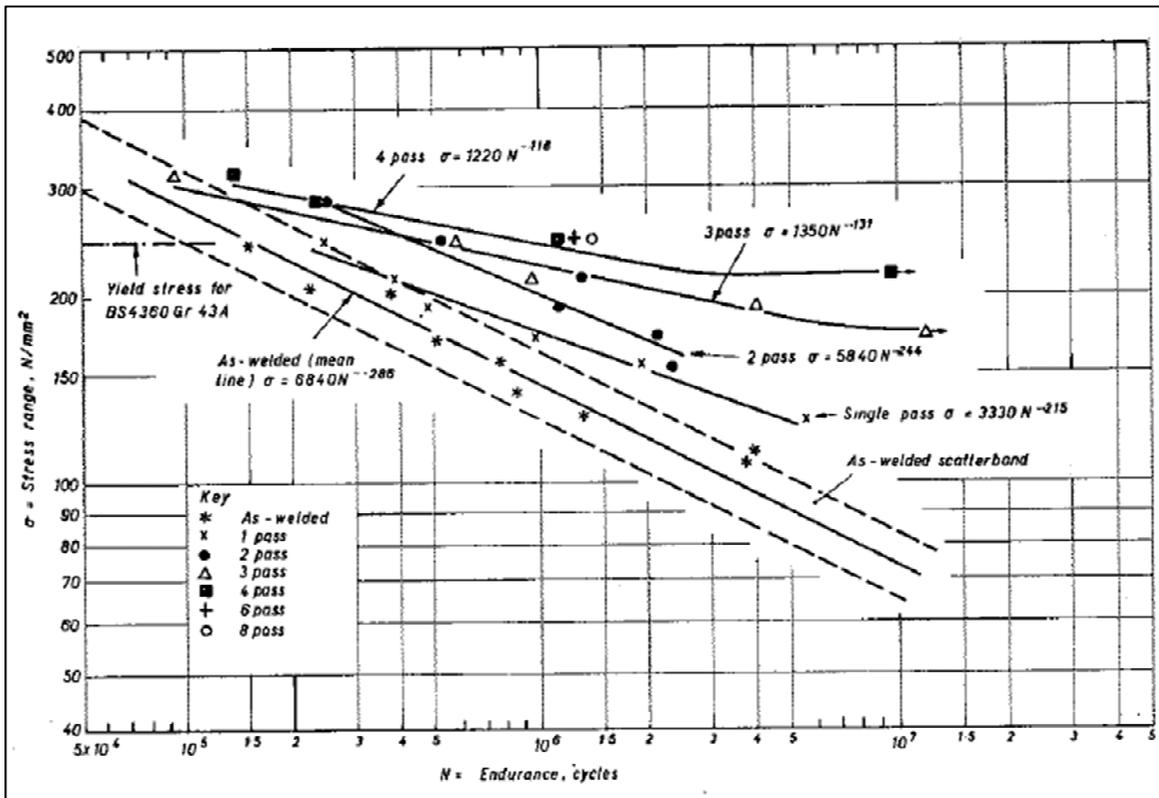


Figure 1.21 Influence du nombre de passes de martelage sur la vie en fatigue (Knight, 1978)

Rappelons que dans leurs travaux, (Hacini, Lê et Bocher, 2008a) ont constaté une saturation de l'effet du martelage après trois ou quatre passes et suggèrent de ne pas marteler plus, sous risque d'augmenter drastiquement les contraintes résiduelles de tension dans les zones avoisinantes au martelage. Des travaux récents ont justement testé l'effet de 1 à 4 passes successives de martelage sur la résistance en fatigue de joints de renforts hors plans dans l'acier SM490T (Nakano, Nakanishi et Morikage, 2015). Les auteurs de cette étude ont toutefois pris soin de ne marteler uniquement que le métal de base aux abords du cordon afin d'induire des contraintes résiduelles dans le joint sans pour autant en modifier la géométrie.

Les conclusions de cette étude sont que les contraintes résiduelles de compression augmentent avec le nombre de passes de martelage, tout comme la vie en fatigue.

L'énergie de martelage peut avoir une influence sur le comportement en fatigue des pièces traitées. Liu et al. (2009) ont étudié le comportement en fatigue de spécimens d'alliage d'aluminium 2A12-T4 en traction pulsé. Les spécimens étaient percés puis le bord du trou était martelé une seule fois en laissant chuter un outil de martelage d'une hauteur déterminée. Trois hauteurs, donc trois énergies de martelage, ont été testées et, tel qu'on le voit à la Figure 1.22, c'est le niveau intermédiaire qui a permis la plus grande amélioration de la vie en fatigue du spécimen. Les auteurs attribuent ce résultat à une répartition optimale des contraintes résiduelles de compression induite par le martelage dans la profondeur du trou dans le cas de l'énergie intermédiaire. Ils ne mentionnent toutefois pas ce qu'ils considèrent comme critère afin de qualifier cette répartition « d'optimale ».

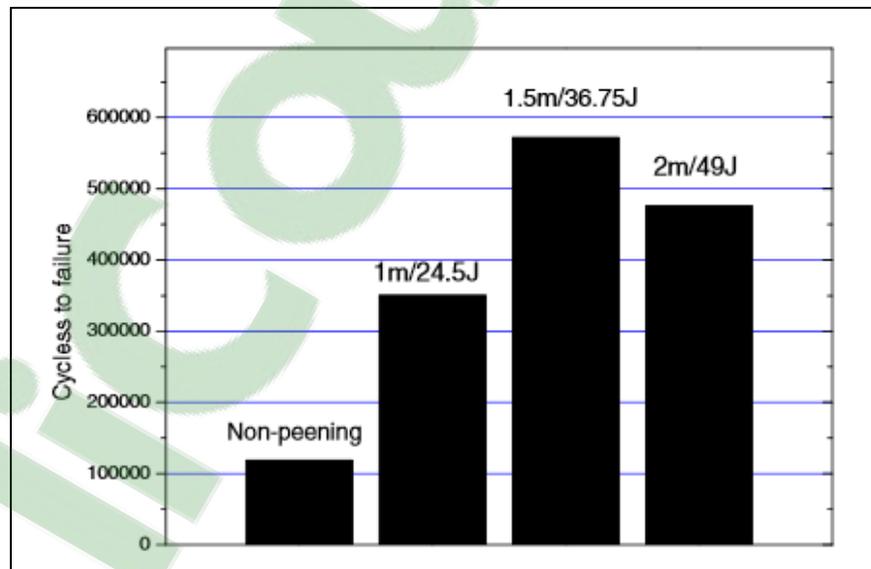


Figure 1.22 Vie en fatigue d'échantillons d'alliage d'aluminium 2A12-T4 martelés avec trois énergies différentes (Liu et al., 2009)

La (Figure 1.23) présente une compilation des résultats provenant de plusieurs études portant sur la limite d'endurance atteinte par divers aciers traités par martelage (Almar-Naess, 1985). La figure permet également de voir le pourcentage d'amélioration de l'endurance suite au

martelage. Avec ces résultats, les auteurs ont avancé que le processus de martelage comme méthode d'amélioration de l'endurance en fatigue d'une pièce serait plus efficace pour les matériaux à haute résistance. Cette hypothèse est basée sur le fait que les contraintes résiduelles bénéfiques de compression seront rapidement relaxées dans les matériaux à plus faible résistance. Des travaux récents ont observé une tendance semblable dans les joints soudés, traités par diverses méthodes d'impact, où les gains en fatigue étaient supérieurs pour les aciers ayant des limites d'élasticité plus élevées (Yildirim et Marquis, 2012).

Notons que la comparaison présentée à la Figure 1.23 a également été menée avec le grenailage et aucune amélioration de la vie en fatigue ne dépasse 100 %. Cela appuie l'idée que le martelage permet une amélioration en fatigue supérieure à celle permise par le grenailage.

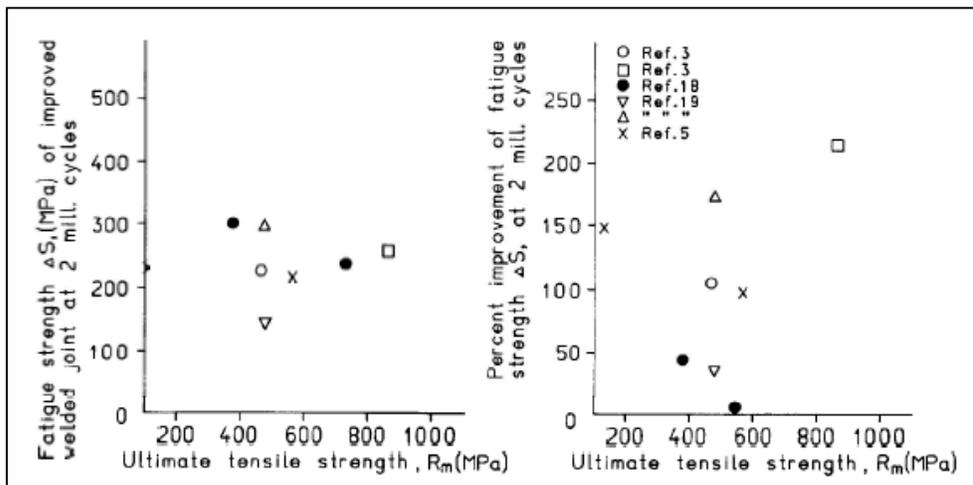


Figure 1.23 - Amélioration de la vie en fatigue des matériaux martelés selon leur résistance initiale à la rupture (Almar-Naess, 1985)

La redistribution des contraintes ne signifie toutefois pas qu'aucun gain en fatigue ne peut être obtenu. En effet, une étude récente a démontré une amélioration de la vie en fatigue d'échantillons d'acier 316 martelés par brossage dans des essais à amplitude de déformation variant entre 0,2 et 0,5 % (Sidhom et al., 2014). De tels niveaux provoquent assurément une redistribution des contraintes résiduelles et le martelage s'est tout de même avéré être

bénéfique. Notons que le martelage par brossage est un procédé différent du martelage présenté dans cette section, mais les effets sur la surface des spécimens sont similaires dans les deux procédés.

Malgré tout, des études ont démontré une diminution de la vie en fatigue de certaines soudures suite au processus de martelage. En effet, en variant la pression de l'outil de martelage sur des échantillons entaillés d'acier 16CMnNV, Kopsov (1991) a constaté une diminution d'un facteur trois du temps d'initiation de fissure dans les échantillons martelés. Dans le cas du martelage à plus faible pression, la durée de la phase de propagation est similaire à celle des échantillons non traités. Le résultat est donc une diminution de la vie en fatigue totale. Pour ce qui est de la pression de martelage plus élevée, la phase de propagation est rallongée d'un facteur 2,7 par rapport aux échantillons non traités. La vie en fatigue totale est donc rallongée pour une forte pression de martelage et raccourcie pour une faible pression. Les résultats des essais en fatigue de cette étude sont présentés à la Figure 1.24.

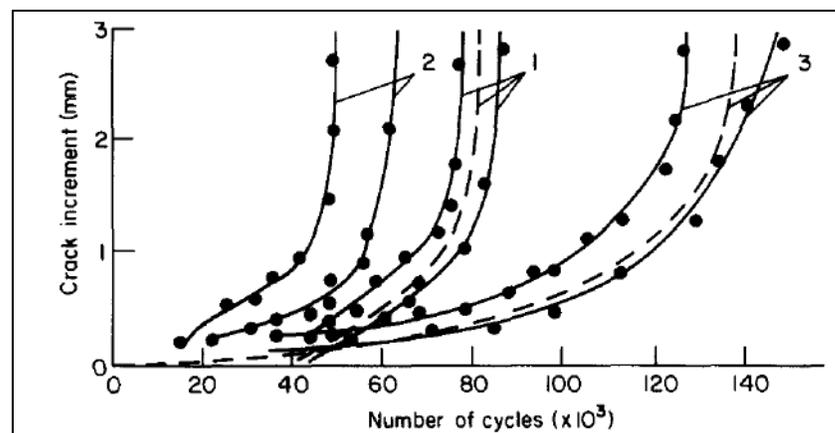


Figure 1.24 - Propagation de fissure pour un échantillon:
 1) non martelé; 2) martelé pression d'outil 0,3 MPa;
 3) Martelé pression d'outil 0,5 MPa (Kopsov, 1991)

Haagensen, Statnikov et Lopez-Martinez (1998) ont aussi noté une influence négative du martelage sur la résistance en fatigue pour une vie de 2×10^6 cycles sur des plaques d'aluminium AA5083 soudées en recouvrement et testées en fatigue axiale à ratio $R=0,1$. La

résistance en fatigue à 2×10^6 cycles des joints martelés était de 1 % à 8,3 % plus faible que celle des joints tels que soudés.

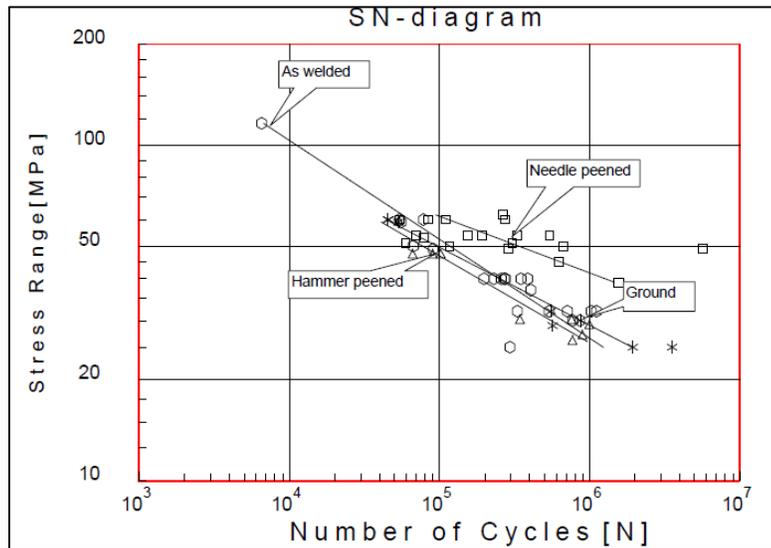


Figure 1.25 Vie en fatigue de joints soudés avec recouvrement avec divers traitements de surface (Haagensen, Statnikov et Lopez-Martinez, 1998)

Aucun des auteurs précédents n'a suggéré de raisons pour les contre-performances des échantillons martelés. Haagensen a d'ailleurs publié d'autres articles et livres par la suite recommandant le martelage comme technique d'amélioration de la vie en fatigue des joints soudés (Haagensen et Maddox, 2003), (Haagensen, 2011).

La plupart des auteurs s'entendent donc pour dire que le martelage est bénéfique pour la résistance en fatigue de joints soudés. Le martelage du cordon permet d'induire des contraintes de compression, d'augmenter la dureté et d'améliorer la géométrie du cordon. Sur ce dernier point, une mise en garde a été soulevée par Marquis et Barsoum (2013). Selon eux, il est très important de bien sélectionner l'outil de martelage et sa trajectoire lors du martelage du raccordement. Autrement, il est possible de labourer le joint jusqu'à la création de défauts similaires à des fissures.

Dans une étude, Maddox (1998) a trouvé certaines limites potentielles à l'application du martelage. Il a tout d'abord constaté que dans les cas de chargement alterné avec une contrainte moyenne de tension élevée, le martelage pouvait être plus efficace lorsqu'il est effectué sur une pièce précontrainte en tension. Cet état est malheureusement difficile à recréer dans le contexte d'une réparation *in situ* sur une roue d'eau. D'autre part, il a été noté que le martelage n'atteint pas son plein potentiel en ce qui a trait à l'augmentation de la vie en fatigue lorsque la fissure peut-être amorcée dans une zone non-martelée de la pièce.

Donc à la lueur de cette revue de littérature, il est clair que le martelage est un procédé qui a le potentiel d'améliorer la résistance en fatigue des assemblages soudés. Il semble cependant que peu d'études ont pris le soin de faire varier les paramètres de martelage et d'observer l'effet sur les performances en fatigue.

Finalement, en dépit des grandes améliorations de la vie en fatigue que le martelage permet d'obtenir, on ne peut passer sous silence que ce procédé est relativement peu utilisé en raison de son inconvénient majeur qui est le bruit. Le niveau sonore dépend de l'outil utilisé, de la pièce martelée et de l'environnement de martelage, mais dans bien des cas, les niveaux atteints peuvent être très élevés et nuire à l'environnement de travail. Cet aspect n'est pas étudié ici, mais il est néanmoins nécessaire d'y songer avant d'implanter ce procédé dans une chaîne de travail.

CHAPITRE 2

PROBLÉMATIQUE ET MÉTHODOLOGIE

Ce projet de maîtrise a pour but d'étudier la pertinence d'utiliser la technique de martelage lors de la réparation d'une fissure sur une aube de turbine. Les réparations sont difficiles et coûteuses et l'objectif de l'utilisation du martelage serait d'augmenter la vie en fatigue des soudures qui seraient traitées avec cette technique, permettant ainsi de diminuer le nombre de réparations au cours de la vie utile d'une turbine. La revue de littérature a montré que le martelage peut permettre dans plusieurs cas d'augmenter l'endurance des spécimens traités.

Dans l'optique d'inclure ce procédé dans les réparations de fissures, il est néanmoins nécessaire de quantifier son effet sur des spécimens représentatifs des soudures que l'on retrouve sur les turbines hydroélectriques. Ainsi, les travaux de ce mémoire de maîtrise ont été divisés en plusieurs parties afin de répondre à certaines des questions que l'on peut se poser au moment de décider si l'utilisation du martelage est viable lors d'une réparation.

2.1 Mesures préliminaires de contraintes résiduelles et de dureté

À la lumière de la revue de littérature sur le sujet, on constate que le martelage a deux effets principaux mesurables sur les métaux traités, soit une augmentation de la dureté et une modification du champ de contraintes résiduelles. Ce sont ces deux effets combinés qui mènent généralement à des gains en endurance pour les matériaux traités. Sachant qu'une méthode de martelage a été développée à l'IREQ antérieurement à l'étude présentée, la première portion des travaux a pour but de vérifier si ces deux effets sont observables lorsque la méthode développée est appliquée à des cas représentatifs de ceux que l'on retrouve lors d'une réparation de turbine hydraulique.

Il est important de mentionner que, lors du processus de réparation actuellement utilisé par Hydro-Québec, les fissures sont initialement complètement éliminées par un gougeage du

métal fissuré. Le métal retiré est alors remplacé par un dépôt multipasse de métal d'apport avant d'être à nouveau meulé jusqu'à éliminer tout relief créé par la soudure. Le métal qui serait appelé à être martelé est donc une masse constituée de plusieurs dépôts de soudure et la procédure ne devrait donc pas, en principe, servir à marteler des fissures préexistantes comme c'était le cas par exemple dans l'étude de Branco, Infante et Baptista (2004).

Ainsi, les réparations peuvent être modélisées par une plaque dans laquelle une rainure usinée est remplie de métal d'apport. C'est le type de plaque qui a été utilisée au chapitre 3 et qui est présentée plus en détail à ce chapitre. Afin de quantifier l'effet du martelage sur ces plaques, il est essentiel de mesurer les contraintes résiduelles et la dureté des plaques dans l'état martelé ainsi que dans l'état de référence qu'on appelle ici tel que soudé (TQS). Il est également intéressant de comparer les valeurs obtenues avec celles que l'on retrouve dans des plaques qui représentent l'état de fabrication des aubes ainsi qu'un état présentant une réparation faite avec le métal d'apport de fabrication 410 NiMo.

Le martelage est un traitement de surface et son effet s'amenuise donc sous la surface de la pièce. Ainsi, la méthode de mesure de contraintes résiduelles jugée la plus appropriée est la méthode du contour. Cette méthode permet en effet de calculer un champ de contrainte dans toute la profondeur d'une plaque. Les mesures de contraintes résiduelles présentées dans ce mémoire ont été réalisées selon une méthode de calcul numérique développée à l'IREQ (Lévesque, Lanteigne et Paquet, 2015) et fondée sur les principes proposés par Prime (2001).

Afin d'appliquer cette méthode, les pièces à mesurer sont découpées par électroérosion. Le profil de déplacement sur les deux faces ainsi créées est ensuite mesuré à l'aide d'un profilomètre laser. L'inverse de ce profil de déplacement est appliqué, après lissage, à un modèle d'éléments finis qui permet de calculer le profil des contraintes nécessaires pour retrouver le profil de déplacements imposés. Les détails concernant l'exécution de cette méthode de mesure sont présentés dans le rapport de Lévesque, Lanteigne et Paquet (2015).

La dureté varie également en fonction de la profondeur et peut varier fortement dans un faible intervalle de distance. C'est pourquoi les échantillons ont été préparés de manière à mesurer la microdureté (HV).

2.2 Essais sur les séquences d'opérations de réparation avec martelage

Bien que la revue de littérature ait permis de constater les effets du martelage sur différents types de matériaux et de soudure, un élément reste très peu discuté, soit l'effet d'une variation du procédé de martelage sur les contraintes résiduelles, la dureté et l'endurance des matériaux traités.

Tel que mentionné à la section 2.1, un procédé de réparation basé sur l'utilisation du martelage avait déjà été développé à l'IREQ avant que ces travaux de maîtrise ne débutent. Il n'a toutefois pas été confirmé que ce soit ce procédé qui donne les meilleurs résultats.

La deuxième section des travaux porte donc sur l'observation des effets d'une variation du procédé de martelage. Tel que présenté à la section 3.1.2, le martelage est effectué par le bras robotisé SCOMPI et les paramètres ont été optimisés par le passé afin de permettre le meilleur contrôle possible du robot (Laroche et al., 2002). Ainsi, les variations du processus de martelage étudiées ici touchent à la séquence d'opérations (soudage, martelage, surfacage) lors de la réparation d'une fissure. Les spécimens testés sont ainsi fabriqués en suivant différentes séquences présentées plus en détail au chapitre 4. Les contraintes résiduelles ainsi que la dureté seront mesurées dans les spécimens afin de quantifier l'influence de la séquence d'opérations, s'il y en a une. En effet, selon la séquence, il est possible qu'une profondeur plus ou moins grande de métal d'apport soit affectée par le martelage. Ces mesures devraient aider à quantifier la profondeur d'influence du martelage.

De plus, la résistance en fatigue sera testée avec des éprouvettes réalisées à partir de plaques fabriquées selon ces différentes séquences. Une façon intéressante de déterminer l'endurance permise par chacune des séquences serait de tracer une courbe S-N pour chacune d'entre

elles. Cela dépasse toutefois le cadre de cette maîtrise et un compromis est donc fait par rapport au nombre d'essais. Ainsi, tel qu'il le sera décrit plus en détail aux sections 4.3 et 4.7, deux courbes S-N seront initialement tracées afin de quantifier la résistance à la fatigue du métal d'apport d'une réparation sans, et avec martelage. Une troisième courbe S-N permettra de quantifier la résistance du métal de base sain, sans réparation. Ces courbes serviront de référence pour comparer d'autres séquences de réparation. Un niveau de contrainte alterné auquel le martelage a un effet marqué sera identifié sur les courbes de référence et la résistance des échantillons fabriqués selon les autres séquences sera mesurée à ce niveau.

CHAPITRE 3

CARACTÉRISATION DES PROCÉDÉS ACTUELS ET PROPOSÉS POUR LA RÉPARATION DE FISSURES AUX MÉTAUX D'APPORT E309L ET 410 NiMo

Près de 35 % des turbines hydrauliques du parc d'Hydro-Québec sont constituées d'acier inoxydable martensitique coulé CA6NM. Lors de la fabrication des turbines, le métal d'apport utilisé pour les soudures fixant les aubes à la couronne et à la ceinture est l'acier martensitique 410 NiMo. Suite au dépôt, un traitement thermique de revenu est effectué sur les assemblages soudés. Ce traitement permet d'atténuer le niveau de contraintes résiduelles créées par le soudage en plus de produire une certaine quantité d'austénite de réversion et de martensite revenue, plus ductile. Tout cela a pour effet d'augmenter la ductilité et la résilience des alliages 13Cr-4Ni tels que le 410 NiMo et l'acier CA6NM. Ce traitement thermique est toutefois difficile à réaliser lors d'une réparation *in situ* et s'il n'a pas lieu, le dépôt multipasse d'acier 410 NiMo laisse en place une martensite non revenue et aboutit à d'importantes contraintes résiduelles au sein de la réparation, compromettant ainsi l'endurance à la fatigue de la réparation.

L'autre méthode de réparation proposée et étudiée dans ce chapitre consiste à déposer de l'acier inoxydable E309L au lieu du 410 NiMo et de marteler la dernière couche du dépôt après le refroidissement. L'E309L est retenu pour son bon potentiel d'érouissage et sa bonne compatibilité chimique avec les aciers inoxydables martensitiques des turbines. Selon la littérature, l'efficacité du martelage provient en grande partie des contraintes résiduelles de compression qui sont induites sous la surface traitée. Les travaux de ce chapitre portent donc sur les contraintes résiduelles et l'état métallurgique observé dans un dépôt similaire à celui qui serait effectué pour une réparation de fissure.

On présente donc les contraintes résiduelles induites dans un joint soudé avec les deux métaux d'apports proposés, E309L et 410NiMo, ainsi que les contraintes résiduelles après leurs traitements postsoudage respectifs, soit le martelage et le revenu thermique. Ces dépôts et traitements postsoudage sont effectués sur des plaques d'acier UNS-S41500, simplement

appelé 415 dans le reste de ce document. Cet acier a une composition chimique identique au CA6NM, il est cependant laminé plutôt que coulé. Ce procédé de mise en forme lui confère des propriétés en fatigue supérieures et moins dispersives, ce qui explique le choix de ce matériau pour ce projet de maîtrise. En plus de la caractérisation des contraintes résiduelles, ce chapitre présente également des mesures de dureté ainsi que des observations métallographiques pour chacun des métaux d'apport et traitements postsoudage.

3.1 Préparation des plaques

Les dépôts de métal d'apport sont effectués sur des plaques d'acier 415 aux dimensions suivantes : 6,75 po x 6,5 po x 1,25 po. Ces plaques sont usinées à partir d'aubes mises en forme par pressage à chaud. Il est donc nécessaire d'effacer l'historique thermique et mécanique de ces plaques avant de déposer le métal d'apport. À cette fin, un traitement thermique en deux étapes est effectué sur les plaques. La première étape est une austénitisation à 1050°C, avec un maintien de 1h lorsqu'un thermocouple à la surface indique que la température de la pièce est stabilisée, suivie d'une trempe à l'air. La deuxième étape de ce traitement thermique est un revenu à 620°C maintenu pendant 2h à partir du moment où la pièce atteint la température désirée. Ces traitements sont similaires à ceux qui seraient effectués sur une aube réelle.

Une préparation de soudage est usinée dans les plaques selon les dimensions données à la Figure 3.1 ainsi qu'à l'Annexe I. Cette préparation représente la portion d'une aube qui serait gougée lors d'une réparation. De 22 à 25 cordons de soudure sont ensuite déposés dans cette préparation. Les deux types de métaux d'apport utilisés sont l'acier inoxydable austénitique E309L et l'acier inoxydable martensitique 410 NiMo. Deux plaques ont été préparées avec un dépôt de E309L et deux autres avec un dépôt de 410 NiMo.

Les dépôts de cordons de soudure sont effectués par le bras robotisé SCOMPI, un robot développé par Hydro-Québec, avec le procédé FCAW en soudage à plat sous une protection gazeuse Ar-25 % CO₂. Une séquence typique de soudage est illustrée à la Figure

3.2. Cette séquence a été établie afin de minimiser l'asymétrie des contraintes résiduelles causées par le soudage multipasse. Des appendices d'acier 304L sont disposés au début et à la fin de la trajectoire de la soudure afin que celle-ci débute et termine à l'extérieur de la plaque, limitant ainsi les défauts à ses extrémités.

Les paramètres des procédés de soudage utilisés pour les dépôts d'acier E309L et ceux d'acier 410 NiMo sont résumés au Tableau 3.1. Finalement, des analyses menées à l'IREQ ont permis de mesurer les compositions chimiques des aciers E309L, 410 NiMo et 415 qui sont données au Tableau 3.2.

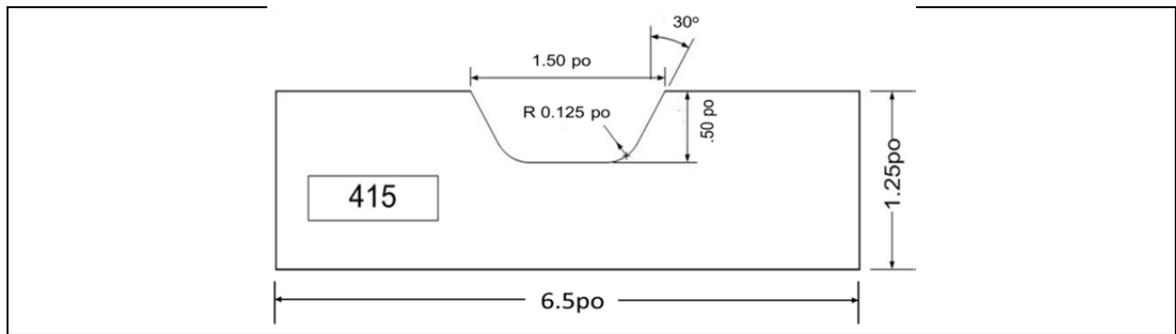


Figure 3.1 Géométrie de la préparation de soudure usinée dans les plaques d'acier 415

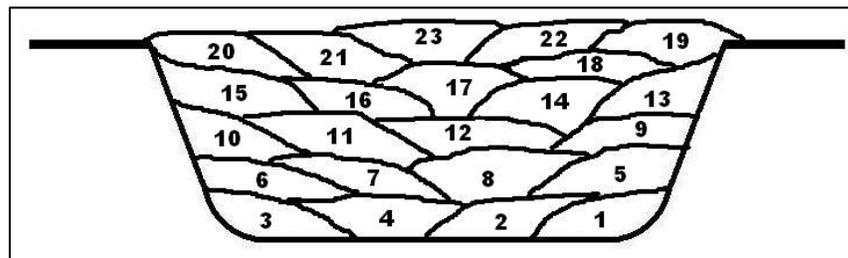


Figure 3.2 Séquence typique des cordons de soudure déposés sur les plaques d'acier 415

Tableau 3.1 - Paramètres de soudage utilisés pour les dépôts d'acier E309L et 410 NiMo

Métal d'apport	SHIELD-BRIGHT 309L	In-Flux® 410NiMoT1
Métal de base	415	415
Méthode	FCAW robotisé	FCAW robotisé
Tension (V)	29,7	28,4
Courant (A)	192	205,3
Gaz de protection	75 % Ar-25 % CO ₂	75 % Ar-25 % CO ₂
Vitesse de soudage (mm/s)	8	6,8
Vitesse du fil (mm/s)	199,9	170,8
Préchauffage/Interpasse (°C)	100	100

Tableau 3.2 – Composition (% massique) des aciers utilisés lors du soudage des échantillons

	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	N ₂	Cu
E309L	0,032	1,25	0,78	0,0076	0,018	23,13	11,74	0,12	----	0,15
410 NiMo	0,038	0,43	0,51	0,0037	0,019	12,03	4,59	0,54	---	0,02
415	0,026	0,74	0,345	0,0010	0,021	13,021	3,91	0,056	0,0313	---

Les propriétés en traction du E309L ont été mesurées avec différents taux de déformation ainsi que selon les orientations, 0°, 45° et 90° par rapport au sens de dépôt. Les détails concernant ces mesures seront présentés ultérieurement dans un article en cours de préparation. La Figure 3.3 présente les résultats en traction dans la direction transversale aux cordons (90°) à différents taux de déformation. Les valeurs présentées dans le Tableau 3.3 correspondent au taux de chargement plus élevé de $0,1 \cdot s^{-1}$ puisque ce taux est le plus représentatif pour les essais de fatigue présentés plus tard dans ce mémoire, effectués à une fréquence de 20 Hz.

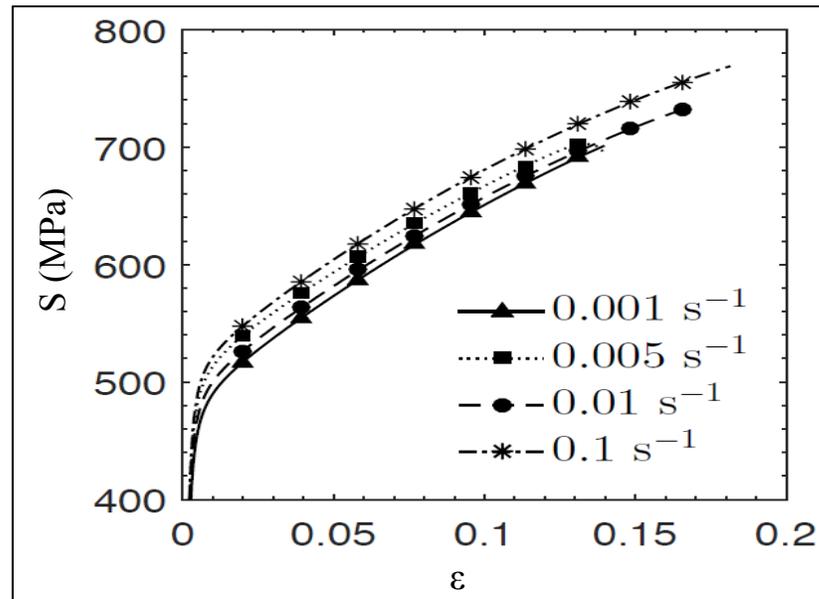


Figure 3.3 - Courbe de traction transversale aux dépôts E309L (Luk-Cyr, J., Courriel envoyé à Jean-Loup Curtat, déc. 2015. Reproduit avec l'autorisation de Jacques Luk-Cyr)

Tableau 3.3 - Propriétés en traction du E309L à taux de déformation $0,1 \cdot s^{-1}$

Direction longitudinale (0°)	$Sy_{(0^\circ)} = 466,7 \text{ MPa}$
	$Su_{(0^\circ)} = 612,7 \text{ MPa}$
Direction transversale (90°)	$Sy_{(90^\circ)} = 488,3 \text{ MPa}$
	$Su_{(90^\circ)} = 650,0 \text{ MPa}$

3.1.1 Traitement thermique

Suite au soudage, un traitement thermique est appliqué sur une des deux plaques soudées au 410 NiMo. Cette opération, similaire à celle effectuée lors de la fabrication des aubes de turbines, a pour but de diminuer le niveau des contraintes résiduelles et d'uniformiser, à la fois, la dureté et la microstructure dans le métal d'apport. Le traitement thermique appliqué est un revenu à 620°C avec un maintien de 2h. Ce revenu permet d'adoucir la martensite nouvellement formée lors du soudage multipasse.

3.1.2 Martelage

Dans le cas des dépôts d'acier E309L, le procédé de martelage est appliqué sur une des plaques suite à son refroidissement complet. L'opération est effectuée avec un robot SCOMPI (Figure 3.4) équipé d'un outil de martelage pneumatique Atlas Copco (modèle RRH06P) avec une pression d'alimentation d'air de 90 psi. La pointe de l'outil de martelage a la forme présentée à la Figure 3.5 et est installée avec un angle arrière démontré à la Figure 3.6. La force appliquée par le robot sur l'outil de martelage est de 105 N. Cette force est régulée en temps réel par une cellule de charge montée sur le support de l'outil. La fréquence de frappe de 36 Hz de la pointe de martelage est régulée par le piston interne de l'outil RRH06P. L'outil se déplace à 4,5 mm/s selon la direction longitudinale des cordons de soudure.

La pointe de l'outil oscille transversalement avec une amplitude crête-à-crête de 6 mm à la pointe de l'outil. Avec ces paramètres, la largeur nominale d'une bande de martelage sans oscillation est d'environ 11 mm. Lorsqu'on y ajoute l'oscillation transversale, la largeur d'une bande varie entre 14 et 16 mm, on considère 15mm comme la moyenne. Lorsqu'une bande est martelée une fois, on peut considérer qu'elle a un recouvrement de 100%, i.e. il n'y a plus de métal qui n'a pas été martelé. Si une zone est martelée deux fois, on parle alors d'un recouvrement de 200%. La Figure 3.7 illustre une bande de martelage.

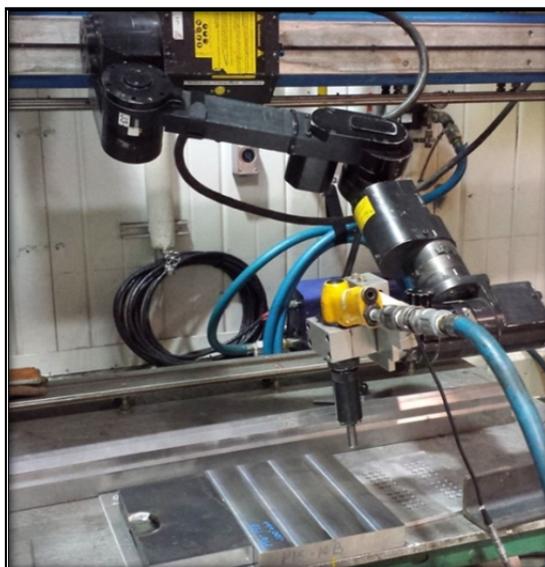


Figure 3.4 Bras robotisé SCOMPI
équipé avec l'outil de martelage

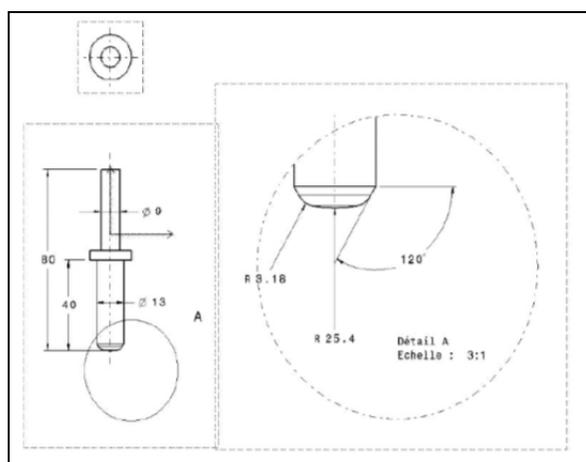


Figure 3.5 Outil de martelage (dimensions
en mm) (Laroche et al., 2002)

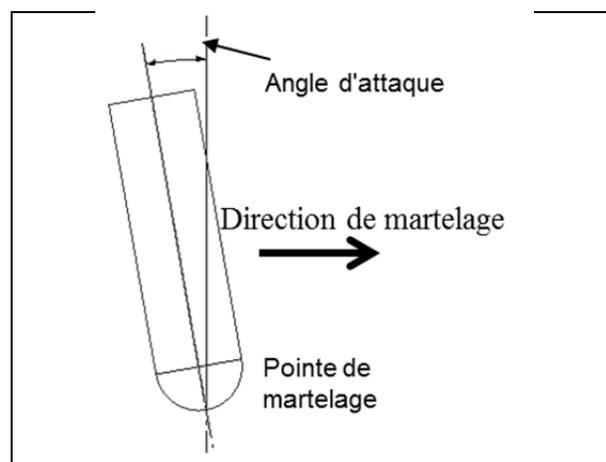


Figure 3.6 Paramètres de déplacement de
l'outil de martelage

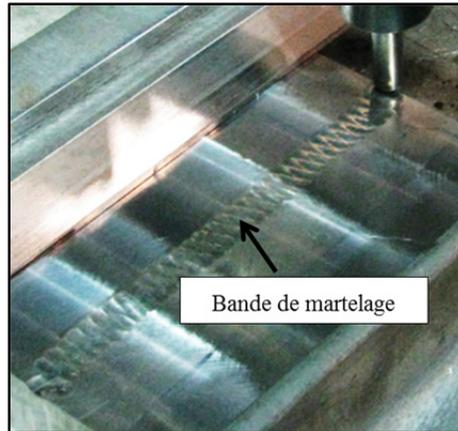


Figure 3.7 Bande de martelage sur une surface plane

La distance transversale entre chaque bande de martelage est ajustée manuellement par l'opérateur. Si cette distance est inférieure à 15 mm, la nouvelle bande chevauchera la précédente ce qui mènera à un second martelage d'une partie de la bande initiale. Il y aura ainsi des sections de la plaque avec un recouvrement de 100 % et d'autres avec un recouvrement de 200%. La distance est donc ajustée par l'opérateur afin de minimiser le nombre de passes tout en assurant tout de même un recouvrement d'au moins 100% sur toute la zone à marteler.

Dans le cas présent, toute la largeur du dépôt et martelée en 1 passe de martelage, constituée de 3 bandes. La première bande martelée est au centre du dépôt, les bandes latérales suivent après. La disposition des trois bandes de martelage est présentée en rouge à la Figure 3.8 (a). La grande majorité du dépôt a un recouvrement de 100% sauf environ 2 mm de part et d'autre de la bande centrale où on note un recouvrement de 200%.

La Figure 3.8 (b) montre le fini de surface laissé suite au martelage comparé à celui brut de soudage. On constate que la zone martelée s'étend à presque toute la largeur du dépôt de soudure. Cependant, une bande de près de 2 mm est laissée intacte de chaque côté. En effet, l'acier de base 415 est un acier martensitique fragile et à ce stade de la recherche, il y avait lieu de penser que le martelage de ce matériau entraînerait l'apparition de fissures dans la pièce. Les côtés du cordon n'ont donc pas été martelés afin d'éviter la fragilisation du métal

de base. Les travaux d'Adjassoho et al. (2013) semblent toutefois indiquer que le martelage du métal de base pourrait être effectué sans endommagement.

Ces paramètres de martelage ont été optimisés par le passé et utilisés dans plusieurs applications afin d'obtenir une surface de martelage uniforme et d'éviter le labourage de la surface par l'outil (Laroche et al., 2002; Simoneau, 2004). Les paramètres de martelage sont résumés dans le Tableau 3.4.

Tableau 3.4 - Paramètres du procédé de martelage

Outil utilisé	Atlas Copco modèle RRH06P
Angle d'attaque	4°
Direction du martelage	Parallèle au cordon
Vitesse (mm/s)	4,5
Fréquence (Hz)	36
Force de l'outil (N)	105
Température de martelage (°C)	21
Oscillation transversale (mm)	6

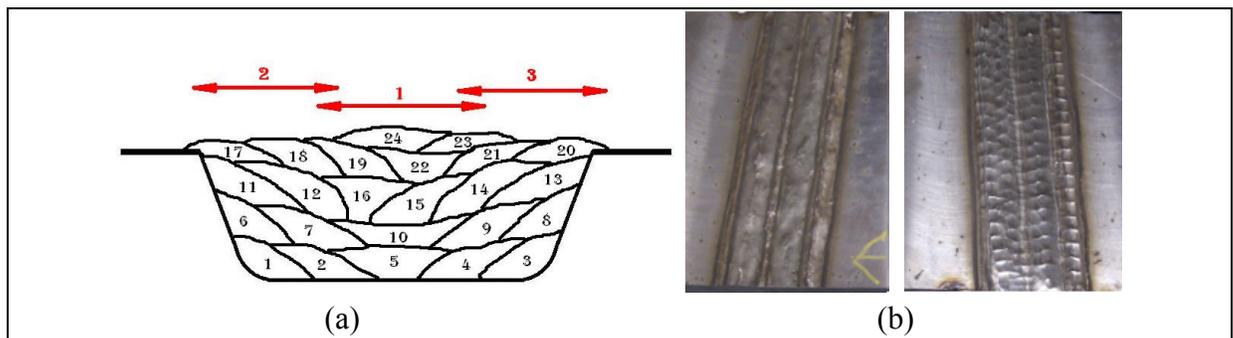


Figure 3.8 (a) Disposition des trois bandes de martelage et (b) aspect du dépôt avant (gauche) et après martelage (droite)

3.2 Mesure des contraintes résiduelles

Les profils de contraintes résiduelles présentés dans cette section ont été obtenus avec la méthode du contour. Cette méthode destructive permet d'évaluer les contraintes résiduelles normales à un plan de coupe à partir du champ de déplacement mesuré sur ce même plan

après la coupe. Il faut noter que les contraintes résiduelles induites par le soudage sont triaxiales, mais que cette méthode d'analyse ne permet d'évaluer les contraintes résiduelles que dans une seule direction par coupe.

Tel qu'illustré à la Figure 3.9, le système de coordonnées utilisé dans ce rapport associe l'axe x à la direction longitudinale de la soudure, alors que les axes y et z correspondent respectivement aux directions parallèles à la largeur et à la hauteur de la plaque. Trois coupes par électroérosion (*EDM*) ont été effectuées sur les plaques soudées (Figure 3.9). La coupe A est réalisée à mi-longueur de la plaque, perpendiculairement à la direction des dépôts de soudure. Cette première coupe permet d'évaluer les contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) créées par le soudage. Les deux autres coupes sont effectuées sur des plans perpendiculaires à l'axe y , ce qui relâche les contraintes résiduelles transversales aux cordons (σ_{yy}). La coupe B est réalisée en plein centre de la préparation soudée, alors que la coupe C est réalisée à la frontière du dépôt. Cette dernière coupe traverse donc la zone affectée thermiquement (ZAT) située près de la surface.

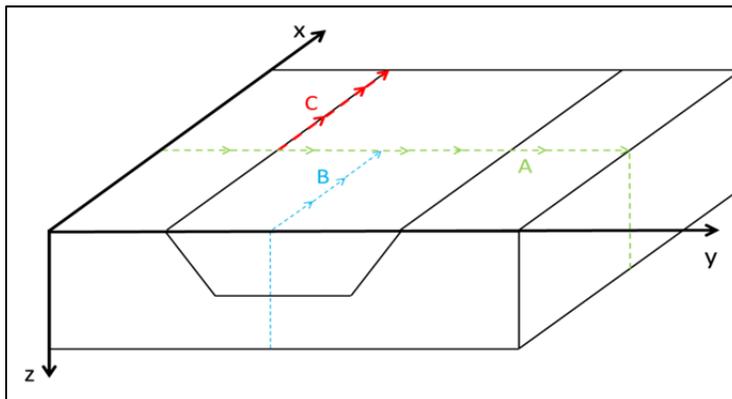


Figure 3.9 Schéma montrant les différentes coupes effectuées pour l'application de la méthode du contour

Après chaque coupe, le déplacement aux surfaces libres a été mesuré à l'aide d'un profilomètre avec un pas de mesure de $100\ \mu\text{m}$. Les résultats ont ensuite été traités selon la méthode du contour tel qu'adaptée à l'IREQ (Lévesque, Lanteigne et Paquet, 2015) afin de calculer le champ de contraintes résiduelles à partir de la relaxation des surfaces libres. Les

résultats tirés de la coupe A sont présentés à la Figure 3.10. Les contraintes résiduelles calculées à partir des coupes 2 et 3 sont montrées à la Figure 3.13.

À partir des données mesurées, on détermine la répartition des contraintes résiduelles selon une droite traversant la profondeur de la plaque ou sa largeur. Dans le cas des contraintes résiduelles longitudinales, il est intéressant d'observer la variation le long de l'axe y , près de la surface (et non à la surface, car la méthode du contour y est imprécise). Cette variation est présentée à la Figure 3.11 pour les contraintes longitudinales, lues à 2 mm sous la surface. La Figure 3.12 présente également la variation de σ_{xx} , mais selon la profondeur de la plaque. La contrainte présentée correspond à la moyenne des contraintes lues pour une position z donnée à trois positions y : y_1 centre du dépôt et $y_{2-3} = y_1 \pm 5$ mm. Pour les contraintes résiduelles transversales, il est plutôt intéressant d'observer la variation selon la profondeur afin d'observer la profondeur d'influence du martelage. Pour ce faire, on relève la contrainte σ_{yy} selon toutes les positions z à aux position fixes de $x = [10,20,30,40]$ mm. On calcule ensuite la moyenne à ces 4 positions afin de présenter les valeurs de la Figure 3.14. Les Figure 3.10 à Figure 3.14 seront commentées dans les sections 3.2.1 à 3.2.4.

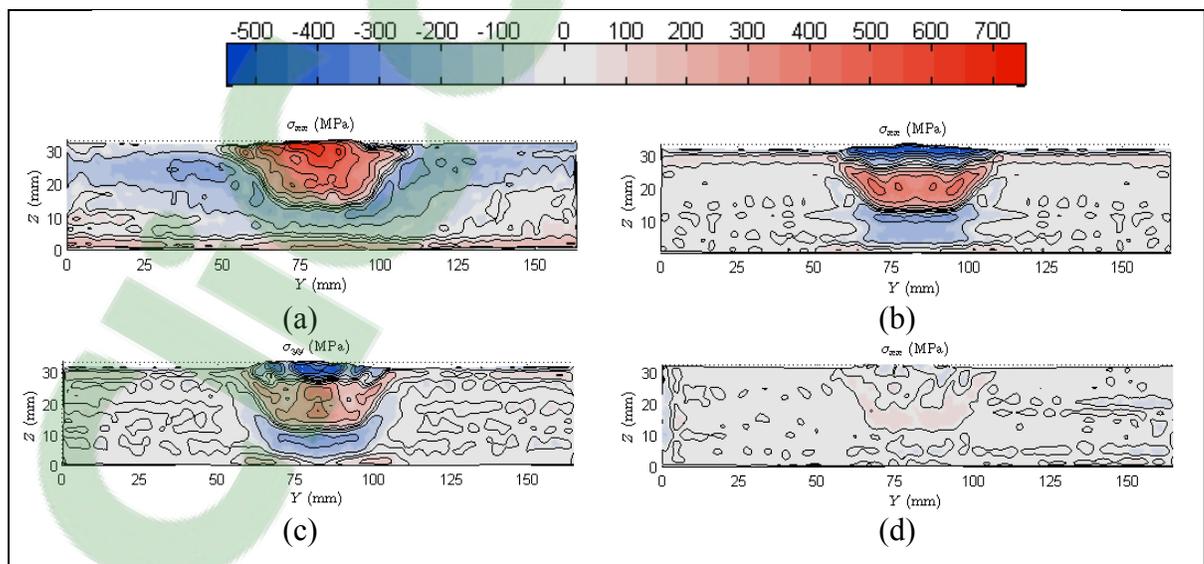


Figure 3.10 Contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} (coupe A) calculées avec la méthode du contour : (a) E309L tel que soudé, (b) E309L soudé et martelé, (c) 410 NiMo tel que soudé et (d) 410 NiMo soudé et revenu

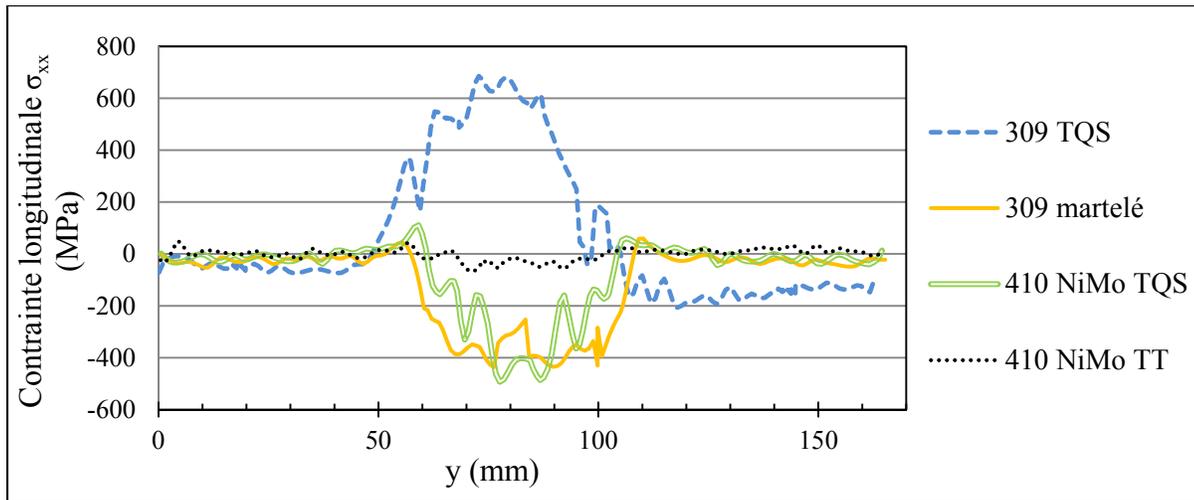


Figure 3.11 Profil des contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} 2 mm sous la surface supérieure (coupe A)

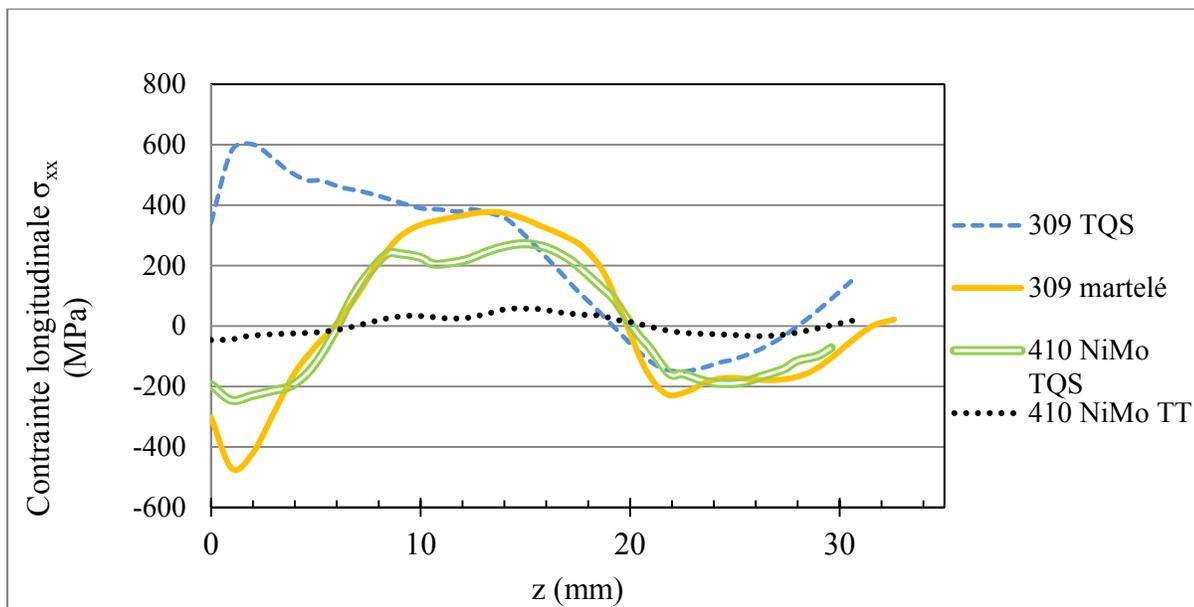


Figure 3.12 Profil de contraintes résiduelles longitudinales moyennes σ_{xx} dans le métal d'apport (Coupe A)

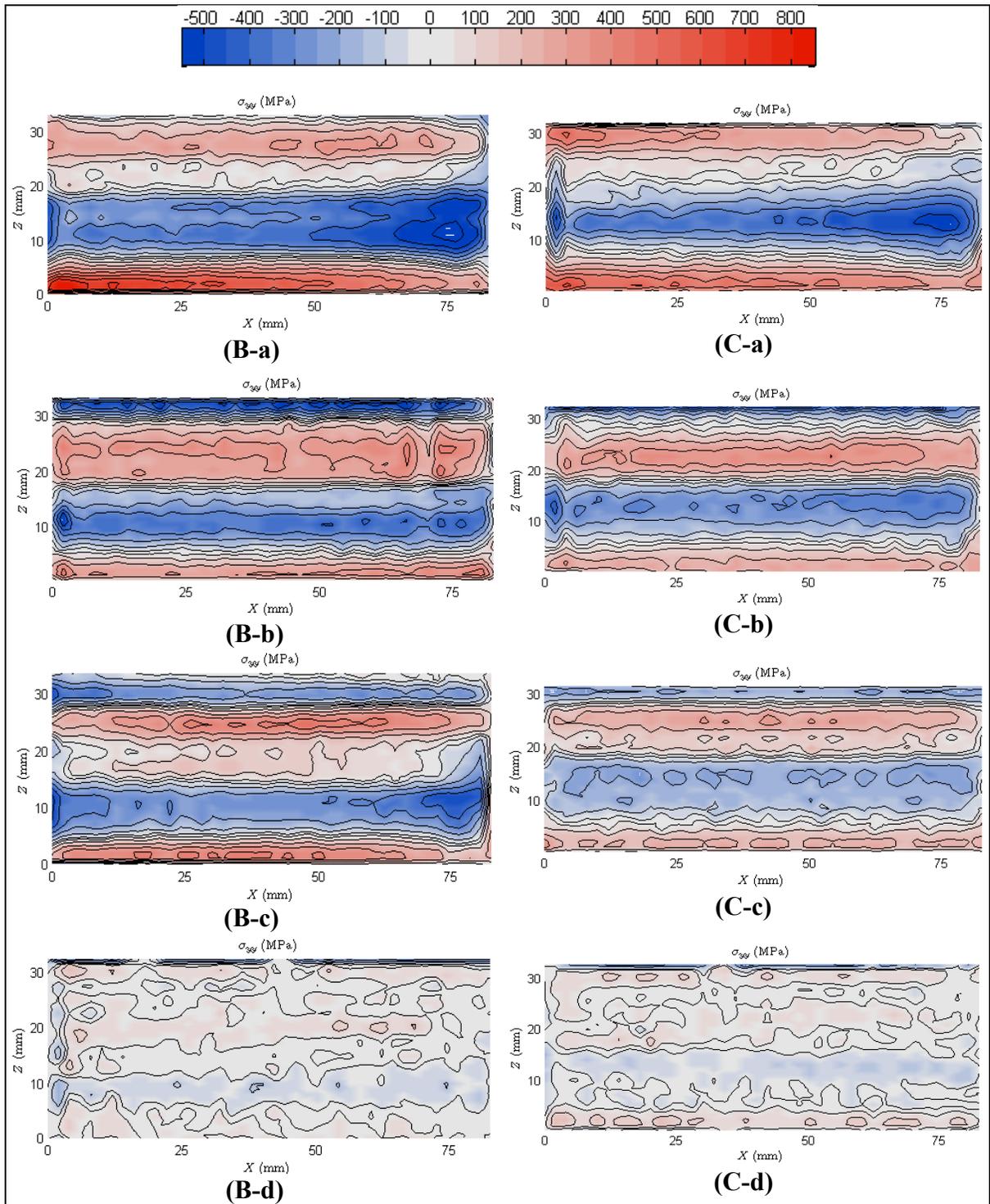


Figure 3.13 Contraintes résiduelles transversales σ_{yy} au centre du cordon (Coupe B) et à la ZAT (Coupe C) : (a) E309L tel que soudé, (b) E309L soudé et martelé, (c) 410 NiMo tel que soudé et (d) 410 NiMo soudé et revenu

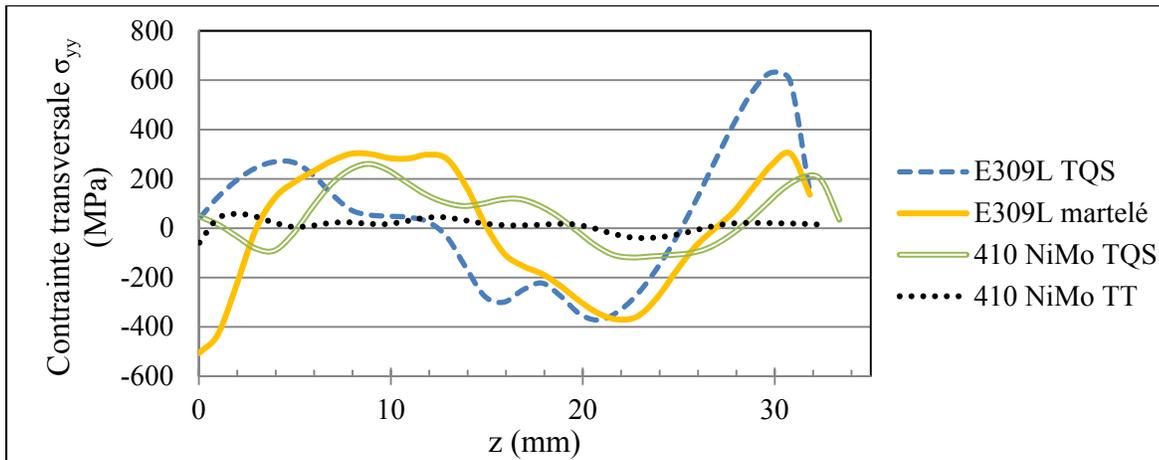


Figure 3.14 Profil de contraintes résiduelles transversales σ_{yy} au centre du cordon sous la surface (Coupe B)

3.2.1 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier E309L tel que soudé

Le dépôt d'acier austénitique E309L crée de fortes contraintes résiduelles de tension à la surface de la plaque dans son état tel que soudé (Figure 3.10-a et Figure 3.13-a). La Figure 3.11 montre d'ailleurs bien que les contraintes de tension sont créées dans le cordon de soudure. On observe en effet que les contraintes de tension sont présentes sur une largeur d'environ 50 mm qui correspond bien à la largeur du dépôt. L'intensité maximale de la contrainte longitudinale de tension σ_{xx} est près de 700 MPa au centre du dépôt, 2 mm sous la surface. Cette valeur excède la résistance ultime du E309L qui a été mesurée à 612 MPa dans la direction longitudinale (Tableau 3.3). Cependant, l'état de contrainte dans la plaque soudée n'est pas uniaxial. En effet, selon la Figure 3.14, la contrainte σ_{yy} est d'environ 200 MPa à 2 mm sous la surface et il est également possible que des contraintes soient présentes dans la direction z , bien que celles-ci seraient probablement faibles (Park et al., 2004). Dans cet état de contraintes biaxial, voire triaxial, il est possible que la contrainte principale dominante soit inférieure à la limite ultime du matériau. Un résultat similaire a d'ailleurs été mesuré par le passé sur un dépôt constitué de 5 passes de E309L sur une plaque de 415 (Godin, Thibault et Lévesque, 2014).

Il serait néanmoins intéressant de vérifier l'état triaxial réel des contraintes en un point, car cette hypothèse n'est pas validée. En effet, bien qu'il soit possible d'évaluer les contraintes résiduelles sur différents plans grâce à la méthode du contour (en coupant plusieurs échantillons), cette méthode ne permet pas d'obtenir simultanément différentes composantes de contrainte à un même point. La méthode de la diffraction des neutrons pourrait être utilisée afin de déterminer l'état de contrainte complet en certains points prédéterminés d'un dépôt soudé.

3.2.2 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier E309L martelé

Le martelage a pour effet d'éliminer les contraintes résiduelles de tension présentes directement sous la surface du dépôt de E309L et d'introduire plutôt des contraintes de compression (Figure 3.10-b et Figure 3.13-b). On remarque en effet que la plaque martelée est caractérisée par un champ de contraintes résiduelles en compression sous la surface, et ce, jusqu'à une profondeur de près de 5 mm dans la direction longitudinale (Figure 3.12) et 3 mm dans la direction transversale (Figure 3.14). On note qu'à la surface, contrairement au cas du E309L tel que soudé, l'intensité des contraintes longitudinales et transversales au centre du cordon est du même ordre, soit de -450 à -500 MPa. Les fortes contraintes de tension qui se trouvaient à la surface du dépôt non martelé sont donc éradiquées. L'intensité de la contrainte de tension la plus élevée se retrouvant près de la surface de la plaque est maintenant de 150 MPa à 3 mm de profondeur, et ce, tout près de la ZAT.

La contrainte longitudinale maximale se trouve près de 10 mm sous la surface et est de l'ordre de 450 MPa, soit un niveau inférieur aux 700 MPa observés sur la plaque telle que soudée. Cette diminution globale des contraintes résiduelles de tension devrait réduire les risques d'initiation de fissures tant à la surface que dans le volume des dépôts lors de leur sollicitation cyclique, menant ainsi vraisemblablement à des performances supérieures en fatigue.

Cela dit, il est également important de noter qu'à la Figure 3.14, on observe que sous la couche de métal en compression, de fortes contraintes résiduelles de tension sont encore présentes. Le martelage ne fait donc que repousser la zone en tension sous la surface.

Dans une étude récente sur le martelage de plaques d'acier martensitiques, Adjassoho et al. (2013) ont démontré que le niveau de contraintes résiduelles induites par martelage peut être différent dans la direction longitudinale au déplacement de l'outil que dans la direction perpendiculaire. Il est intéressant de constater que ce phénomène n'a pas été remarqué dans le cas présent où les contraintes résiduelles sont du même ordre dans les deux directions observées. Il est cependant difficile de comparer directement les résultats à ceux de l'étude de Adjassoho et al. (2013) puisque l'état initial des contraintes résiduelles était plus complexe dans le cas présent et de plus, l'outil de martelage oscille transversalement par rapport à la direction générale du déplacement.

3.2.3 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier 410 NiMo tel que soudé

Le champ de contraintes résiduelles obtenu sous la surface du dépôt de 410 NiMo est similaire à celui que l'on retrouve dans le E309L martelé avec une contrainte de compression maximale de -530 MPa (Figure 3.10-c et Figure 3.13-c). La distribution de la contrainte σ_{xx} près de la surface est toutefois moins homogène. La différence observée entre les états tels que soudés des dépôts de E309L et de 410 NiMo s'explique par la stabilité thermique de leur microstructure respective. L'acier E309L est un acier inoxydable austénitique. Cet alliage se contracte lors du refroidissement postsoudage, ce qui entraîne la création de contraintes résiduelles de tension dans la plaque soudée. Une contraction thermique est également observée lors du refroidissement du dépôt d'acier 410 NiMo. Cependant, cet acier subit également une transformation martensitique lors du refroidissement. Ce changement de phase est associé à une augmentation de volume d'environ 3 % (voir courbe dilatométrique du 410 NiMo, Annexe II), des contraintes résiduelles en compression sont générées dans l'assemblage. L'état final des contraintes résiduelles dans les plaques soudées au 410 NiMo

dépend donc de ces deux phénomènes, expliquant ainsi la complexité du champ de contrainte obtenu après refroidissement complet.

Lors du soudage, le métal d'apport 410 NiMo est déposé à l'état liquide. Il passe ensuite à l'état austénitique à 1570°C, puis à l'état martensitique à 300°C. Cette transformation de phase a lieu à une température où la rigidité de l'acier, et sa résistance ont atteint des valeurs appréciables. Comme la plaque est suffisamment épaisse pour exercer un auto-bridage, l'expansion volumique du dépôt soudé entraîne la création de contraintes résiduelles en compression. Dans le cas du soudage multipasse, le métal fraîchement déposé augmente la température dans les cordons avoisinants déjà refroidis. Il y a donc un revenu partiel sous l'effet de cet apport de chaleur. Lors de la transformation martensitique du dernier dépôt, les contraintes de compression induisent des contraintes de tension dans les cordons inférieurs par redistribution. Ceci explique la non-uniformité du champ de contraintes résiduelles obtenu après refroidissement complet du dépôt multipasse.

Il est intéressant de voir que malgré le fait que les procédés menant à ces profils de contraintes soient très différents, on note une forte similitude entre la distribution des contraintes résiduelles longitudinales dans le dépôt de E309L martelé et celle dans le 410 NiMo tel que soudé. La Figure 3.12 montre en effet que dans les deux cas, la surface du dépôt est en compression jusqu'à une profondeur de 5 mm. Pour le 410 NiMo tel que soudé, on constate très peu de contraintes transversales de compression à la surface (Figure 3.14). Cela peut-être dû à l'emplacement de la coupe par rapport à l'emplacement de la dernière passe de dépôt. Il est en effet possible que la coupe ait été effectuée dans un cordon qui aurait subi un revenu local.

3.2.4 Contraintes résiduelles : dépôt d'acier 410 NiMo traité thermiquement

Le traitement thermique de revenu effectué sur le dépôt de 410 NiMo aboutit, tel qu'escompté, à une diminution de l'intensité des contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles σ_{xx} obtenues en appliquant la méthode du contour à cet échantillon oscillent en

effet entre -50 MPa et 60 MPa (Figure 3.10-d), tandis que les contraintes résiduelles σ_{yy} varient entre -50 MPa et 75 MPa au centre du dépôt soudé (Figure 3.13-d).

Il est toutefois intéressant de constater qu'au centre du dépôt, dans les trois à quatre premiers millimètres sous la surface, les contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} sont principalement en compression alors que les contraintes résiduelles transversales sont plutôt en tension. Les niveaux sont toutefois plutôt faibles, tel que prévu.

3.3 Distribution de la dureté dans les dépôts

Afin de permettre la mesure de microdureté, les échantillons ont préalablement été polis. Le procédé débute par un meulage grossier au papier de verre, en commençant par un grain plus grossier et en finissant avec un grain 600. Un polissage fin est ensuite effectué en utilisant des solutions de diamants 9 μm et 3 μm sur tapis de polissage. L'étape finale de polissage se fait avec un tapis de polissage et une solution de diamants 1 μm .

Des mesures de dureté Vickers (HV) ont été prises dans la direction longitudinale sur les plaques soudées, conformément à la norme ASTM E384-08a avec un appareil de microdureté Clemex CMT. L'appareil utilise une pointe pyramidale et applique une force de 300 gf durant 15 s. Les duretés sont calculées avec les mesures de hauteur et de largeur des indentations créées et l'unité utilisée est le HV. L'utilisation de ce type d'appareil permet de réaliser des mesures à intervalles de distance rapprochés. Les mesures ont uniquement été effectuées sur des échantillons polis. Avant la prise de mesures, l'appareil est calibré sur un échantillon de référence d'une dureté de 297 ± 12 HV. Une erreur possible de ± 12 HV est donc attachée à chaque mesure individuelle présentée dans la suite de ce document.

Des échantillons ont été découpés de manière à présenter le plan yz des plaques. Ces échantillons ont été découpés en prenant soin de présenter partiellement le métal d'apport, le métal de base ainsi que la ZAT. Les mesures de dureté ont été prises à intervalle régulier de 200 μm dans les directions y et z. Les profils de dureté sont présentés à la Figure 3.16. Afin

de bien illustrer les différents cordons de soudure, une macrographie de ces échantillons est présentée à la Figure 3.15. Celles-ci ont été obtenues avec une attaque chimique Meables de 10s dans le cas des dépôts de E309L (Figure 3.15 a et b) et une attaque Villelas de 10s dans le cas des dépôts de 410 NiMo (Figure 3.15 c et d).

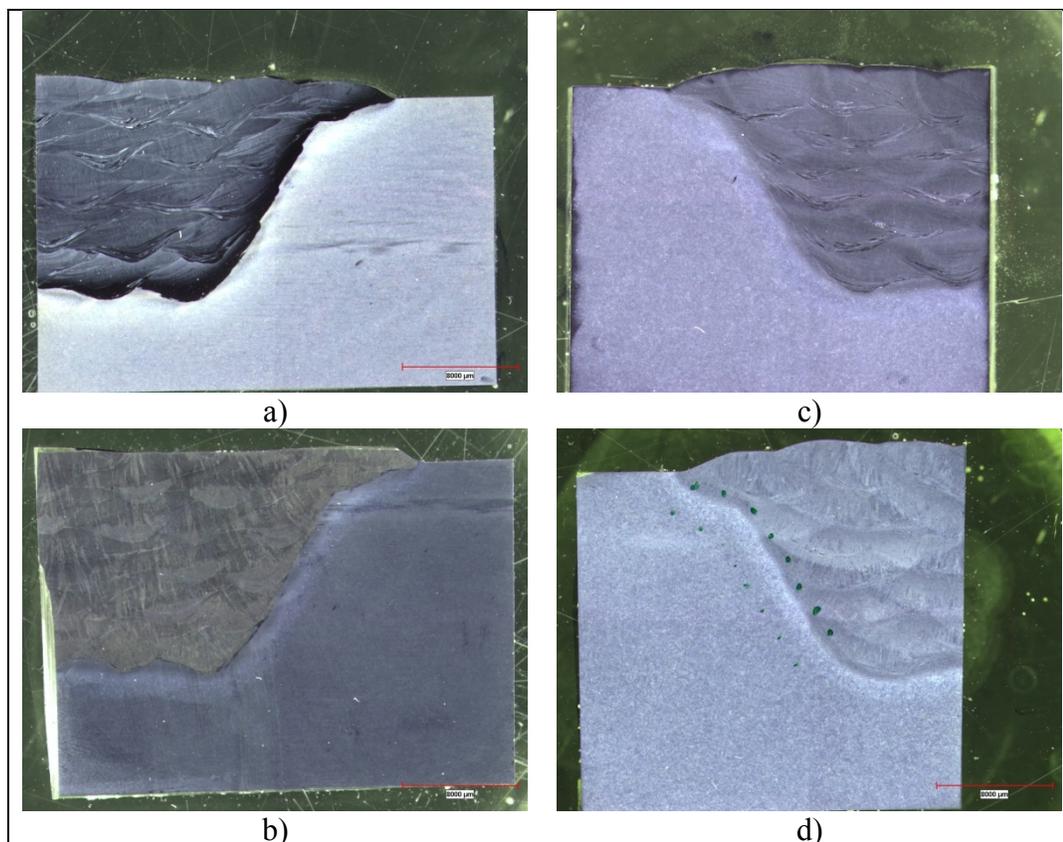


Figure 3.15 - Échantillons métallographiques de a) Dépôt de E309L sur 415 b) Dépôt de E309L martelé sur 415 c) Dépôt de 410 NiMo sur 415 d) Dépôt de 410 NiMo sur 415 après revenu de 2h à 620°C

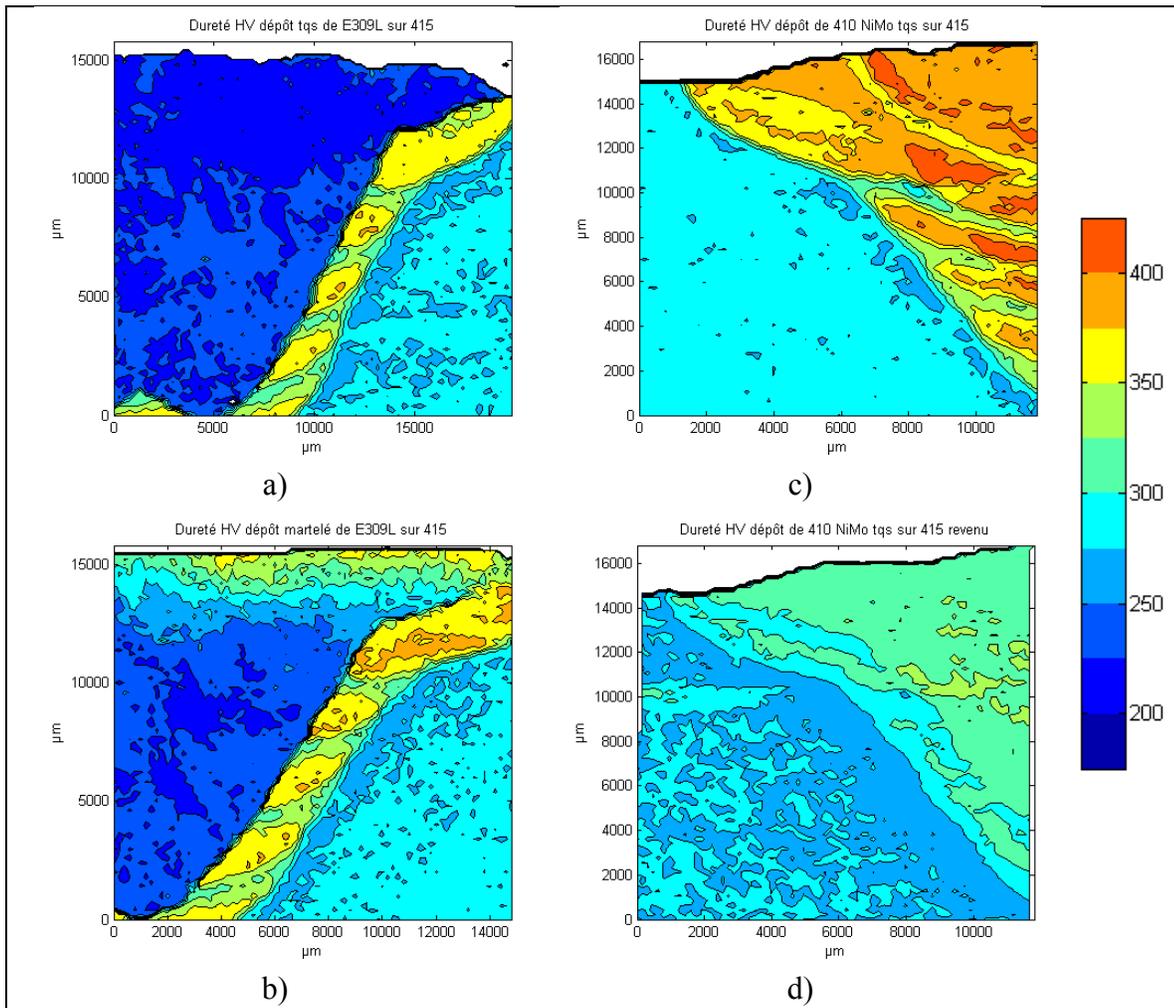


Figure 3.16 - Microdureté HV mesurée avec 300 gF de a) Dépôt de E309L sur 415 b) Dépôt de E309L martelé sur 415 c) Dépôt de 410 NiMo sur 415 d) Dépôt de 410 NiMo sur 415 après revenu de 2h à 620°C

On note que la dureté dans le dépôt de E309L (Figure 3.16-a) est très uniforme avec une valeur moyenne de 225 HV (calculée avec six points choisis aléatoirement dans le dépôt). La ZAT atteint toutefois des duretés nettement plus élevées entre 300 et 380 HV.

Suite au martelage (Figure 3.16 b), on observe un écrouissage jusqu'à une profondeur de 2,5 à 3 mm. La dureté atteinte dans le premier mm sous la surface est du même ordre que celle de la ZAT, soit 300 à 380 HV. Sous ce premier millimètre, la dureté chute à un niveau comparable à celle du métal de base avant de se stabiliser au niveau du dépôt brut de E309L

à 3 mm sous la surface. La profondeur de l'écrouissage créé par le martelage correspond bien à la profondeur des contraintes résiduelles de compression montrées à la Figure 3.10 et à la Figure 3.13. Une telle concordance avait également été observée par Tai et Miki (2014).

Dans le dépôt d'acier 410 NiMo (Figure 3.16-c), la dureté atteinte est plus élevée que celle du métal de base, atteignant par endroits des valeurs avoisinant 400 HV contre 280 HV pour le métal de base. De plus, la dureté varie localement, beaucoup plus que dans le dépôt d'acier E309L. Cela s'explique par le revenu local et partiel qui a lieu lorsqu'une nouvelle passe de soudure est déposée. La structure austénitique du E309L est beaucoup moins sensible aux multiples passes de soudure que la structure martensitique du 410 NiMo. Après revenu (Figure 3.16-d), la dureté dans le dépôt s'uniformise à une valeur près de 300 HV.

3.4 Microstructure des dépôts

La microstructure de certains échantillons polis a été observée. Les attaques ont été effectuées dans une solution aqueuse d'acide oxalique (10 g/100 ml). Une cathode de platine a été installée autour des échantillons attaqués afin de permettre à une source de courant d'induire une tension de 6V dans les échantillons. Le temps d'attaque varie entre 6 s et 20 s jusqu'à l'obtention d'une microstructure clairement définie.

La microstructure à la surface du E309L ne présente pas de variation notable entre ce qui est observé avant et après martelage. Dans les deux cas, on observe une structure dendritique d'austénite. Les Figure 3.17-a et Figure 3.17-b présentent respectivement la microstructure du E309L à la surface du dépôt ainsi qu'à plusieurs millimètres sous la surface. On constate que les orientations de croissance des dendrites peuvent varier. La microstructure observée est semblable à celle présentée par Godin, Thibault et Lévesque (2014) pour le même alliage.

Les Figure 3.17-c et Figure 3.17-d sont toutes deux tirées du même échantillon, mais prise à deux endroits différents le long de la surface martelée. Dans le premier cas, on pourrait croire

que le martelage a eu pour effet de réaligner les dendrites à la surface, mais on ne constate clairement pas cet effet dans la deuxième image.

En raison des grandes variations d'orientation que l'on constate au sein d'un même échantillon, il est impossible de dire si le martelage influence cet aspect de la microstructure.

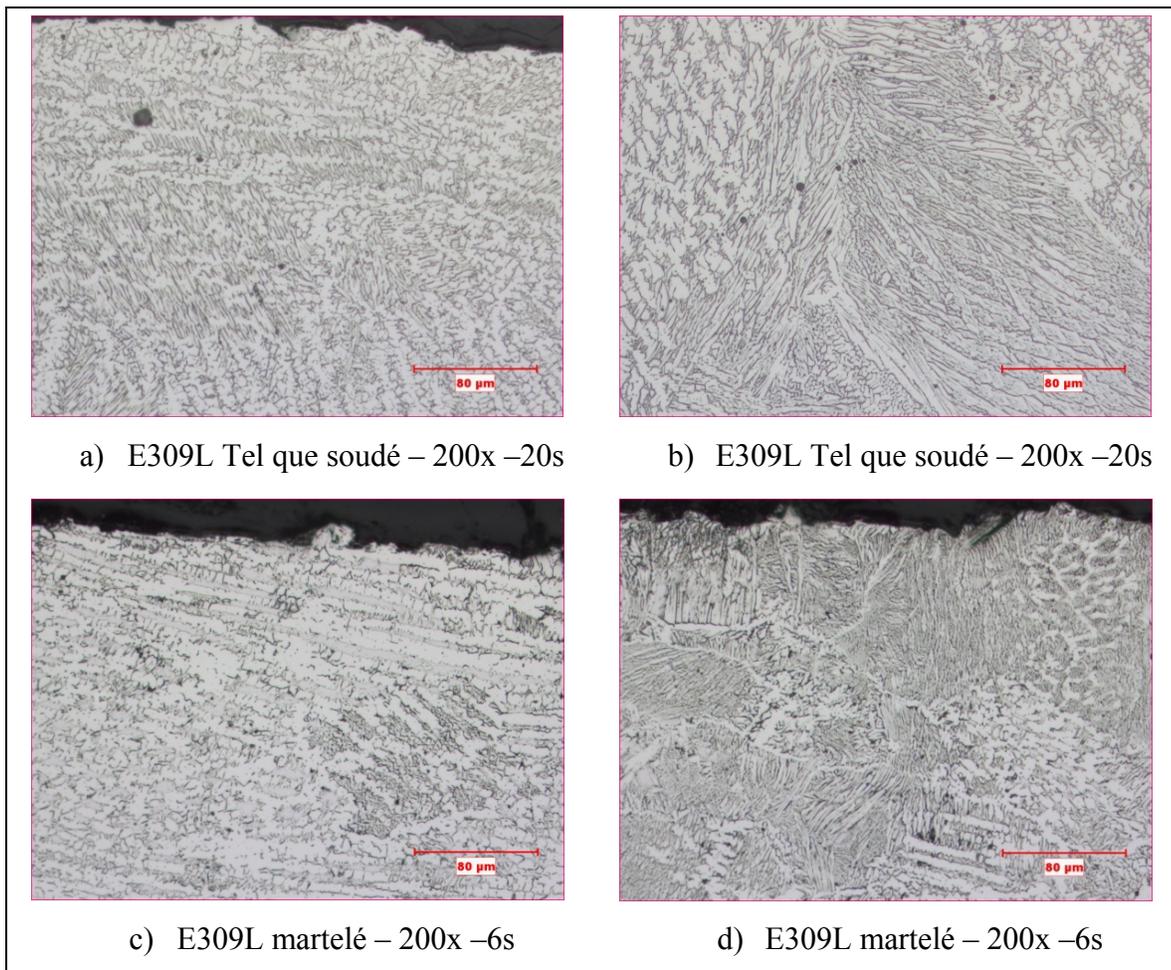


Figure 3.17 Structure de l'acier E309L observée en surface avec une attaque à l'acide oxalique, grossissement 200x a) Tel que soudé attaque 20s b) Tel que soudé attaque 20s c) martelé attaque 6s d) martelé attaque 6s

Dans le cas du 410 NiMo, une attaque au réactif Villellas permet de révéler la structure martensitique de cet acier. Tel qu'on le voit à la Figure 3.18, le revenu effectué favorise la

formation prévisible de sous-grains de martensite revenue au sein de la structure en aiguille apparente lors du dépôt.

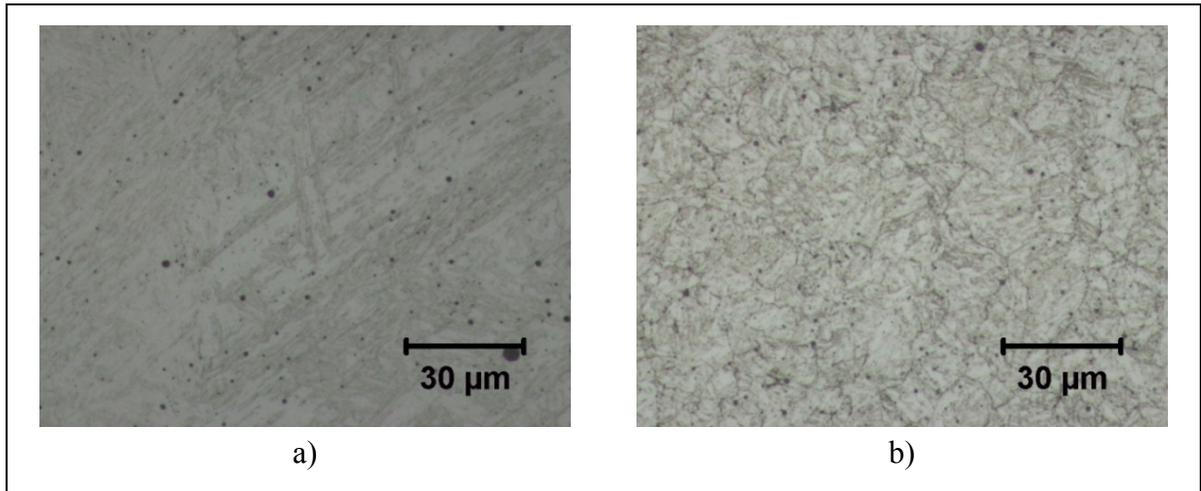


Figure 3.18 - Microstructure du 410 NiMo 500x - Villellas 20s, a) tel que déposé - Villellas 30s b) revenu 2h à 620°C

3.5 Conclusion

Dans ce chapitre, des observations ont été faites sur des dépôts d'acier E309L et 410 NiMo ayant ou non subi des traitements postsoudage de revenu ou de martelage. Dans le cas des dépôts de E309L, les mesures de contraintes résiduelles et de dureté ont confirmé ce qui a été présenté dans la littérature. C'est-à-dire que dans le cas des dépôts tels que soudés, d'importantes contraintes résiduelles de tension sont présentes à la surface. Le niveau de ces contraintes peut atteindre ou même dépasser la limite d'élasticité. Le martelage est toutefois très efficace pour inverser les contraintes à la surface et induire des contraintes de compression jusqu'à plusieurs millimètres sous la surface. Les contraintes de tension ne sont toutefois que déplacées en dessous de la surface, mais peuvent encore atteindre des niveaux élevés.

Dans le cas des dépôts de 410 NiMo, le soudage multipasse crée clairement des contraintes de compression dans les derniers cordons à être déposés. Cela se traduit par une couche de

matériau en compression qui est, *a priori*, semblable à celle que l'on retrouve dans le E309L martelé. On note toutefois que cette couche est nettement moins uniforme et que certaines zones à la surface ont des contraintes résiduelles faibles ou nulles. Ce manque d'uniformité se retrouve également dans le profil de dureté irrégulier du dépôt. Tous ces effets disparaissent après le revenu de 2h à 620°C au cours duquel les contraintes résiduelles sont presque complètement relaxées dans le dépôt, hormis dans la ZAT où des contraintes résiduelles de 200 MPa très localisées subsistent.

Les résultats présentés dans ce chapitre ont également permis de constater que le martelage augmente grandement la dureté de la surface des dépôts de E309L jusqu'à près de 3 m sous la surface. Le martelage permet même d'obtenir des niveaux de duretés similaires à ceux que l'on retrouve dans la ZAT de ces dépôts. En revanche, le revenu effectué sur le 410 NiMo permet d'adoucir et d'homogénéiser la dureté dans ce dépôt.

CHAPITRE 4

EFFET DE LA SÉQUENCE DE MARTELAGE SUR LES CONTRAINTES RÉSIDUELLES ET LA VIE EN FATIGUE DES ACIERS E309L ET UNS-S415

4.1 Objectifs

Afin de diminuer les coûts associés aux réparations de fissures sur les aubes de turbines hydrauliques, il est primordial de s'assurer que les soudures réalisées *in situ* aient une bonne résistance à la fatigue. Le cas idéal serait d'obtenir une vie en fatigue égale ou supérieure à celle du métal de base, soit l'acier CA6NM. C'est toutefois l'acier 415, de composition équivalente, qui a été retenu comme métal de base pour la fabrication des éprouvettes de fatigue. Ce choix a pour but de mieux cerner les effets du martelage du cordon de E309L. En effet, l'acier CA6NM contient plusieurs défauts associés à sa fabrication et ces défauts nuisent grandement à sa résistance en fatigue. En substituant ce matériau par l'acier 415, on peut maximiser les chances que les bris aient lieu dans le métal d'apport plutôt que dans le métal de base, isolant ainsi les propriétés du métal d'apport.

Il y a lieu de penser que les contraintes résiduelles mesurées à la section 3.2 auront une influence significative sur la vie en fatigue des assemblages soudés. En effet, par principe de superposition, ces contraintes résiduelles modifieront l'intensité de la contrainte locale lors d'un chargement externe. Puisque la durée de vie en fatigue des aciers est fortement influencée par la contrainte moyenne appliquée, les contraintes résiduelles dans les assemblages soudés auront un impact important sur leur résistance à la fatigue. En général, la présence de contraintes résiduelles en tension diminue le nombre de cycles nécessaires à l'initiation de fissures en fatigue, tandis que la présence de contraintes résiduelles en compression retarde l'apparition de ces fissures.

Le martelage des dépôts d'acier E309L introduit de fortes contraintes résiduelles en compression sous la surface des dépôts. Ce traitement postsoudage pourrait donc augmenter la vie en fatigue des réparations en retardant la phase d'initiation de fissures. Afin de justifier

l'implantation de cette méthode, il est toutefois nécessaire de mesurer la vie en fatigue de dépôts traités par martelage.

Tel qu'il en sera question dans les sections à venir, le processus de réparation de turbines peut faire intervenir le martelage de diverses manières. Ce chapitre présente un éventail de six traitements de surface appliqués à un dépôt de E309L et de deux traitements appliqués à une surface d'acier 415. L'objectif de ce chapitre est de caractériser les états de contraintes résiduelles et de dureté à la suite de chacun de ces procédés en plus de mesurer leur résistance à un chargement cyclique alterné.

La section 4.2 présente les traitements de surface proposés. Le protocole expérimental utilisé pour mesurer la performance en fatigue de ces traitements de surface sera ensuite détaillé à la section 4.3, incluant la conception de l'éprouvette de fatigue conçue spécialement pour ce projet. La suite de ce chapitre sera consacrée à la présentation et à l'analyse des résultats obtenus.

4.2 Traitements de surface postsoudage : nomenclature et procédés proposés

En raison des exigences de surface pour les performances hydrodynamiques, il n'est pas recommandable de laisser une surface irrégulière après une réparation sur une aube de turbine hydro-électrique. L'état tel que soudé présenté au chapitre 3 n'a donc été présenté que de manière académique puisque les derniers cordons de soudure sont toujours meulés après réparation afin de préserver le profil de l'aube. En plus de possiblement engendrer une modification du champ de contraintes résiduelles à la surface du joint soudé, l'opération de meulage en modifie la géométrie. En effet, en meulant le métal d'apport, l'angle du pied de cordon disparaît, éliminant la concentration de contrainte nuisible à la résistance du joint (Figure 1.12).

Dans l'optique d'une étude de l'effet du martelage sur les réparations de roues de turbines, il est donc essentiel de tenter de reproduire les conditions réelles d'utilisation et de considérer

l'état de référence comme étant une soudure surfacée de manière à ce que le métal d'apport soit sur le même plan que le métal de base. La Figure 4.1 présente cet état de référence à gauche de l'image alors que la partie droite présente une plaque n'ayant pas subi ce procédé de surfacage. Notons que dans le cadre de cette étude, le surfacage est effectué par fraisage plutôt que par meulage.

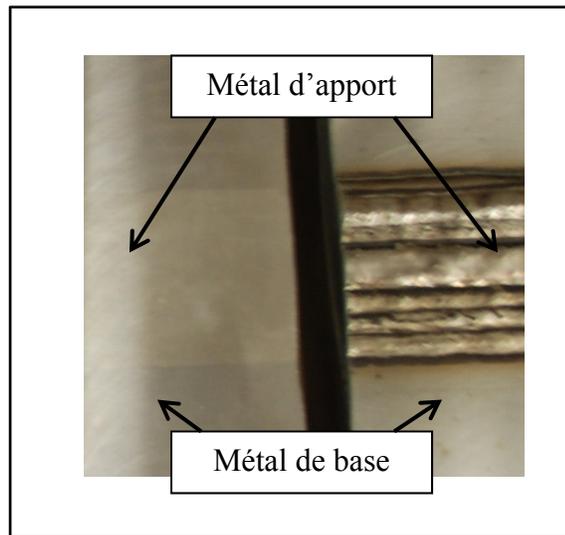


Figure 4.1 Métal d'apport surfacé (gauche) et tel que soudé (droite)

En reconnaissant la nécessité que la surface finale du dépôt soit au même niveau que le métal de base, on peut déterminer plusieurs séquences opératoires qui impliqueraient le martelage lors d'une réparation. Il est également essentiel de définir une nomenclature pour désigner ces procédures. Cette nomenclature s'appuie sur les initiales des étapes chronologiques de la séquence d'opérations. Les lettres utilisées sont donc :

- D : Dépôt de métal d'apport;
- M : Martelage;
- S : Surfaçage par usinage.

La première séquence d'opérations, celle qui a été présentée au chapitre 3 consiste à marteler directement la surface irrégulière des dépôts de soudure puis d'ensuite usiner le dépôt écroui jusqu'à obtenir une surface plane et uniforme. Cette technique sera appelée *DMS* dans le

reste de ce document puisqu'en ordre chronologique, il y a *dépôt* de E309L, *martelage* des cordons de la surface et finalement *surfaçage*. Cette séquence d'opérations est la plus simple qui permette d'aboutir à un dépôt martelé et surfacé. Le martelage effectué directement sur les cordons entraîne cependant des difficultés. En effet, sur une surface irrégulière telle que la surface d'une soudure multipasse, la tête de l'outil se heurte aux irrégularités et sa trajectoire en est affectée. Le manque de contrôle entraîné par la surface est visible et se traduit par des zones faiblement, voire pas du tout, martelées. La Figure 4.2 illustre un cordon en cours de martelage, alors que la Figure 4.3 présente certains défauts visibles de martelage suite à cette séquence d'opérations.

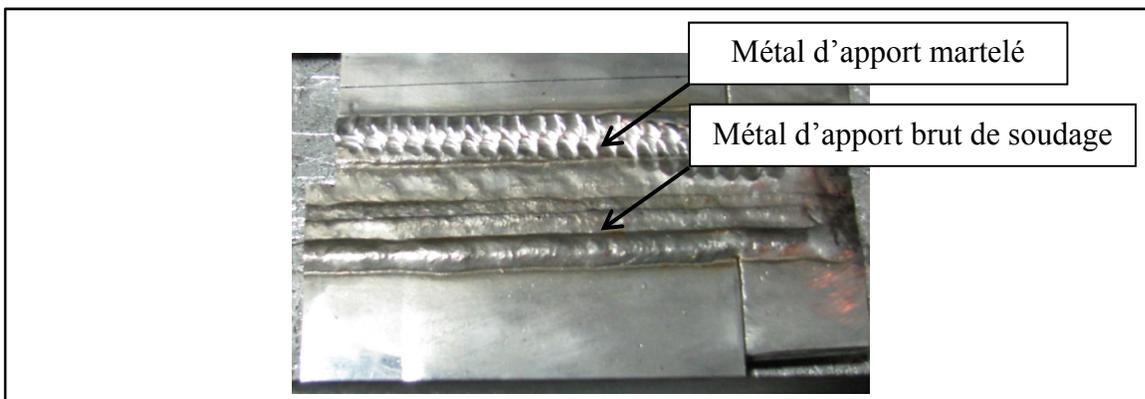


Figure 4.2 Plaque en cours de martelage brut de soudage

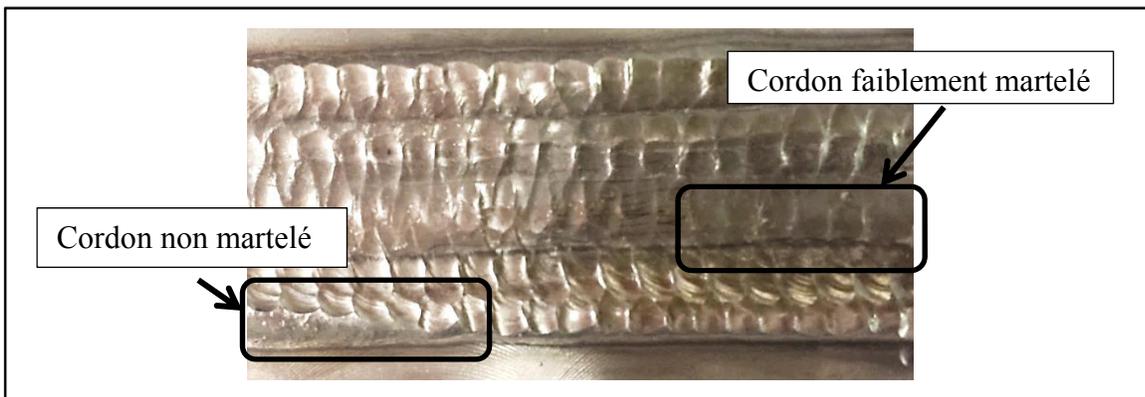


Figure 4.3 Surface irrégulière avec défauts de martelage

La solution proposée afin de remédier à ce problème consiste à surfacer le dépôt avant de le marteler. Ainsi, le martelage est effectué sur une surface uniforme telle que celle à gauche de

la Figure 4.1. Cela permet un bien meilleur contrôle du robot lors de l'opération de martelage. La surface obtenue après le martelage est toutefois très indentée ce qui force un second usinage du dépôt afin d'obtenir une surface plane. La séquence complète consiste donc en un dépôt du métal d'apport suivi d'un surfacage, le joint est alors martelé puis surfacé à nouveau afin d'enlever les empreintes de martelage montrées à la Figure 4.4. Cette procédure sera appelée DSMS pour Dépôt-Surfacage-Martelage-Surfacage.

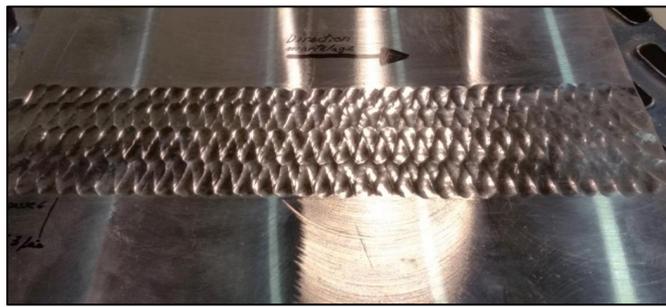


Figure 4.4 Empreintes de martelage visibles sur un dépôt soudé, surfacé puis martelé (DSM)

La littérature suggère que le nombre de passes de martelage puisse avoir une influence sur le niveau de contraintes résiduelles ainsi que sur la dureté obtenue (Hacini, Lê et Bocher, 2008b). Les auteurs avaient en effet trouvé que dans le cas d'échantillons initialement contraints en tension, une première passe de martelage permettait d'induire des contraintes résiduelles de compression à la surface. Ces contraintes de compression étaient doublées avec trois passes de martelage, mais leur intensité restait inchangée après une quatrième et cinquième passe. L'effet cumulatif de ces passes de martelage est donc non-linéaire. Une passe de martelage est définie comme une couverture complète de la surface à marteler. On peut donc adapter la méthode DSMS pour marteler deux ou trois fois entre les étapes de surfacage. Si la plaque est martelée successivement deux fois avant d'être surfacée à nouveau, cette méthode sera appelée DSM2S. Le nom sera DSM3S si la plaque est martelée 3 fois de suite.

Finalement, si le fini de surface est peu important, comme sur la couronne d'une turbine hydro-électrique, il est possible d'éliminer l'étape finale de surfacage et de conserver le fini

présenté à la Figure 4.4. Cette méthode proposée sera appelée DSM dans la suite de ce rapport.

Dans tous les cas, le martelage n'est effectué qu'après la dernière passe de soudage. Il serait possible de marteler entre les passes, mais cette procédure entraînerait des délais importants en vertu du temps de refroidissement nécessaire entre chaque passe. De plus, cette procédure ne présenterait peut-être pas de gains en fatigue puisque les fissures s'amorcent généralement à la surface et que les contraintes de martelages seraient amoindries par la recristallisation lors des passes subséquentes de soudage. Ce sont donc les derniers cordons qui sont martelés.

La Figure 4.5 présente un récapitulatif de ces différentes méthodes proposées.

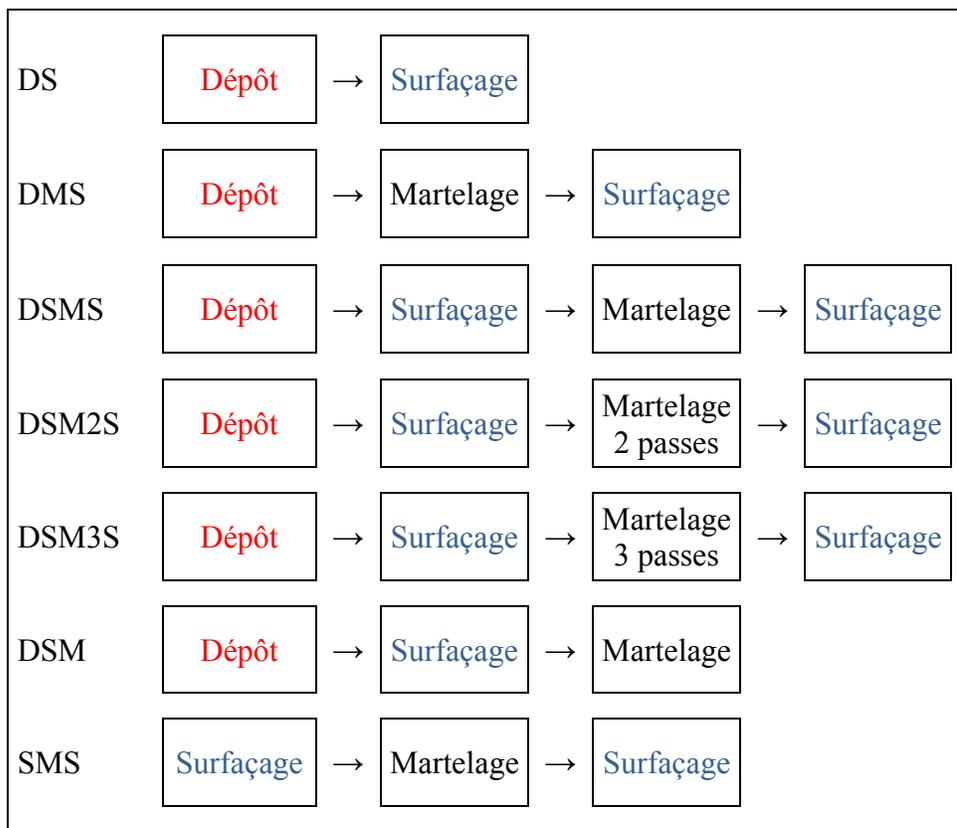


Figure 4.5 Procédures de réparation étudiées

4.3 Programme expérimental

Cette maîtrise se penche principalement sur le martelage de l'acier inoxydable austénitique E309L. La faible limite d'élasticité par rapport à sa résistance ultime indique une grande capacité de cet acier à être travaillé à froid avec des procédés tels que le martelage. Or, dans l'optique d'application du martelage à la réparation de roues d'eau, cet acier est déposé sur un acier de base de structure martensitique, soit l'acier CA6NM ou 415. Ces aciers ont tous deux une limite d'élasticité élevée et montrent très peu de consolidation. Leur réponse au martelage sera donc probablement différente de celle de l'acier E309L. Lors de réparations, il est tout à fait probable que le métal de base soit martelé et il est donc impératif de vérifier l'effet de ce procédé sur le métal de base martensitique.

Lors d'une étude sur le martelage robotisé, aucune modification apparente de la microstructure n'a été observée dans un acier inoxydable martensitique X3CrNiMo13-4 très similaire à l'acier UNS-S415 utilisé dans ce rapport (Adjassoho et al., 2013). De plus, aucune fissure n'a été détectée à la surface des échantillons de cette étude. Les auteurs ont constaté que des contraintes résiduelles de compression ont été induites sous la surface par le procédé de martelage. Des résultats similaires ont été obtenus lors du martelage de dépôts d'acier 410 NiMo (Simoneau, Thibault et Fihey, 2009). Aucun essai en fatigue n'a toutefois été effectué sur un acier martensitique martelé. On désire donc tester ici des éprouvettes d'acier 415 martelé afin de voir s'il y a une quelconque influence du martelage sur la vie en fatigue du métal de base. Notons toutefois que la norme ASTM A240 régissant la composition de l'acier 415 permet un taux de carbone de 0,05 % alors que, tel qu'indiqué au Tableau 3.2, l'acier 415 utilisé dans cette étude a un taux de carbone de 0,026% qui correspond aux normes plus strictes d'Hydro-Québec. Les résultats de martelage de l'acier 415 présentés dans cette maîtrise correspondent donc à ceux d'un acier 415 avec faible taux de carbone.

Une phase préliminaire d'essais de fatigue réalisés à l'IREQ (Curtat et al., En cours de dépôt) a permis d'aiguiller le programme expérimental défini ici. En appliquant les traitements de surface énoncés au début de la section 4.2 à des dépôts de E309L ou à une plaque d'acier

415, huit séquences de traitements et de matériaux ont été étudiées. Ces séquences sont présentées au Tableau 4.1 avec les différentes mesures qui seront effectuées sur chacune. Ces mesures sont soit des mesures de vie en fatigue, de dureté ou de contraintes résiduelles.

Les essais de fatigue seront divisés en deux phases. La première consiste à tracer les trois courbes S-N qui serviront de référence pour le métal de base et pour le métal d'apport, avec et sans martelage. On sélectionne d'emblée l'état déposé puis surfacé (DS) pour le E309L ainsi que l'état simplement surfacé pour le 415 (S). Ces états permettront de quantifier respectivement la vie en fatigue du métal d'apport et celle du métal de base. Il faut également retenir une séquence impliquant le martelage pour le E309L. L'option DSMS s'impose puisque c'est celle-ci qui offre le meilleur contrôle du robot tout en satisfaisant les exigences de fini de surface final.

La deuxième phase consiste à tester les autres séquences (DMS, DSM, DSM2S, DSM3S et 415 SMS) en fatigue à un seul niveau de contrainte alternée. Cette contrainte de référence ($S_{ref\ 309}$ ou $S_{ref\ 415}$) sera sélectionnée en fonction des courbes tracées durant la première phase.

Les mesures de dureté seront prises en deux temps. Des mesures seront d'abord effectuées à la surface des éprouvettes. Les éprouvettes seront ensuite coupées au niveau de la section critique et polies afin de mesurer la variation de la dureté sous la surface. La dureté de surface des échantillons DSM ne peut être mesurée puisqu'il serait nécessaire de polir la surface ce qui ramènerait à la séquence DSMS.

Les contraintes résiduelles seront mesurées par la méthode du contour, de manière similaire à ce qui a été présenté à la section 3.2.

Tableau 4.1 - Liste des séquences d'opérations testées et mesures effectuées

	Métal traité	Séquence	Fatigue	Dureté surface	Dureté profondeur	Contraintes résiduelles
1	E309L	DS	S-N	✓	✓	✓
2	E309L	DSMS	S-N	✓	✓	✓
3	E309L	DMS	S _{ref 309}	✓	✓	✓
4	E309L	DSM	S _{ref 309}	✗	✓	✗
5	E309L	DSM2S	S _{ref 309}	✓	✓	✓
6	E309L	DSM3S	S _{ref 309}	✓	✓	✓
7	415	S	S-N	✓	✓	✗
8	415	SMS	S _{ref 415}	✓	✓	✓

Dans le cas de l'acier 415, le 415 S consiste en une éprouvette fabriquée à partir d'une plaque pleine, sans dépôts. La séquence SMS représente une plaque sans dépôts, martelée une fois avec la même trajectoire de martelage que celle utilisée pour les dépôts de E039L. Un surfacage est ensuite effectué après le martelage afin de réobtenir une surface régulière.

Par souci de simplification dans la suite de ce mémoire, lorsqu'une séquence d'opérations est indiquée sans qu'un matériau soit inscrit, il s'agit par défaut de E309L. Les séquences ne contenant pas de procédé de dépôts ne sont au contraire appliquées que sur du 415.

4.4 Méthodologie des essais de fatigue

4.4.1 Procédure d'essai

Le martelage est une technique qui modifie les contraintes résiduelles de surface. La méthode d'essai la plus pertinente pour tester l'influence de ce traitement est donc la flexion alternée, puisque la contrainte maximale appliquée lors de ce type de sollicitation se situe à la surface de l'éprouvette (Figure 4.6). Ce type de chargement permettra de tester l'effet du martelage, puisque la contrainte maximale appliquée se retrouve précisément dans la zone affectée par le martelage. Ceci évitera d'obtenir des bris en fatigue initiés en profondeur, dans la zone

moins affectée par le martelage tel qu'il l'a été observé lors d'essais de fatigue en traction renversée effectués sur des éprouvettes martelées (Lanteigne et Baillargeon, 2004).

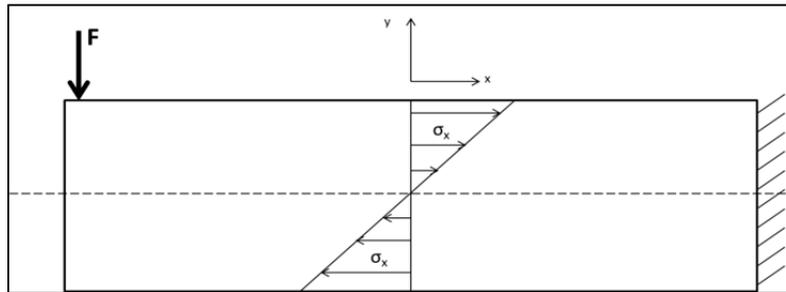


Figure 4.6 - Contraintes longitudinales induites par la flexion

Les essais de fatigue ont été effectués dans des conditions de laboratoire normales sur des éprouvettes soumises à un chargement de flexion alternée à ratio de chargement $R=-1$. La force est appliquée selon une forme sinusoïdale par un banc d'essai servohydraulique MTS 322 en contrôle de charge, à une fréquence de 20 Hz. L'acquisition est effectuée avec le système Flex Test 40 de MTS.

Le déplacement axial du piston correspond à la flèche de l'éprouvette. Cette valeur est enregistrée au début de l'essai lorsque la charge maximale est appliquée. Le critère d'arrêt pour une vie infinie est défini comme l'atteinte de 10^7 cycles. Cette valeur correspond aux recommandations de Schneider et Maddox (2003) dans des essais en fatigue endurance pour des soudures. Le critère d'arrêt sélectionné pour une vie finie est une augmentation d'un facteur 1,25 de la flèche. Cette augmentation du déplacement est causée par l'apparition et la propagation d'une fissure dans l'éprouvette. La sensibilité du banc d'essai ne permettait pas d'utiliser un facteur plus faible et l'utilisation d'un facteur plus élevé aurait mené à des vies utiles contenant une proportion trop importante de cycles de propagation en comparaison aux cycles d'initiation de fissure.

Le ratio de chargement appliqué de $R=-1$ est retenu, car pour une même amplitude de contrainte, la contrainte maximale dans ce type d'essai est deux fois plus faible que dans un essai à $R=0$. Cela limite les risques de plastifier l'éprouvette. De plus, certains auteurs

rappellent que les contraintes résiduelles de tension sont plus nuisibles à ratio de chargement $R=-1$ qu'à des ratios plus élevés (Pollard et Cover, 1972).

4.4.2 Création d'une courbe S-N

La méthodologie utilisée pour tracer les courbes S-N est celle donnée par la JSME avec 14 éprouvettes (Nakazawa et Kodama, 1987). Dans cette procédure, 8 éprouvettes sont utilisées pour tracer la pente de la portion vie finie du matériau et 6 pour trouver la limite d'endurance. La limite d'endurance est trouvée à l'aide d'une version de la méthode en escalier adaptée pour 6 échantillons. Cette façon de faire permet de donner une limite d'endurance avec 50 % de survie. L'équation décrivant la pente de la portion « vie finie » de la courbe S-N est la suivante :

$$\log N = \hat{\alpha}_1 + \hat{\beta}_1 S \quad (4.1)$$

où $\hat{\alpha}_1$ et $\hat{\beta}_1$ sont calculés à partir des huit résultats obtenus et où N est le nombre de cycles à la rupture et S est l'amplitude de la contrainte.

La norme E739 (ASTM, 2010) ainsi que les recommandations de Gope (2002) confirment que l'utilisation de huit éprouvettes et de quatre niveaux de contraintes pour la vie finie permet de suffisamment bien décrire la pente de la courbe S-N pour des travaux de recherche et développement.

4.5 Éprouvette de fatigue

Les éprouvettes testées ont pour but de déterminer les performances en fatigue de dépôts de métal soudé ayant subi des traitements de surface variés. Pour ce faire, les éprouvettes sont découpées dans des plaques contenant un dépôt de soudure constitué de plusieurs cordons. On comprend que la microstructure et le niveau de contraintes résiduelles peuvent varier énormément dans une telle plaque. Il est essentiel de tenir ces variations en compte dans la

conception de l'éprouvette. En effet, il est nécessaire que celle-ci permette de tester une zone ciblée de la plaque, en l'occurrence, le cordon même. Sinon le manque d'homogénéité des plaques soudées pourrait donner lieu à des bris non ciblés et non contrôlés.

Afin d'assurer la rigueur de la démarche scientifique adoptée, il est important que l'initiation de fissures ait toujours lieu au même endroit dans les échantillons, et ce, peu importe le traitement de surface appliqué. Pour ce faire, il a été nécessaire de concevoir une géométrie d'éprouvette qui génère une concentration de contrainte très forte dans une zone de faibles dimensions. Ce site de concentration de contrainte est appelé *zone critique* dans la suite de ce mémoire. Il est cependant à noter que l'éprouvette doit être assez épaisse pour contenir le dépôt soudé. La concentration de contraintes associée à cette zone critique doit être suffisamment élevée pour assurer que l'initiation de fissures ait toujours lieu dans cette zone de l'éprouvette.

4.5.1 Géométrie de l'éprouvette

Les éprouvettes sont usinées dans des plaques ayant une préparation soudée aux dimensions données à la Figure 3.1 dans des plaques similaires à celle présentée à l'Annexe I à la différence que la largeur minimale des plaques doit être de 175 mm. Le prélèvement se fait de manière transversale au dépôt soudé, tel qu'illustré à la Figure 4.7.

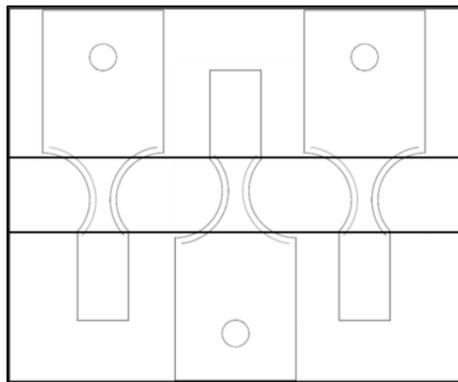


Figure 4.7 - Schéma de prélèvement des éprouvettes de fatigue

Plusieurs géométries d'éprouvettes ont été testées en pratique ainsi qu'avec la méthode des éléments finis afin d'optimiser la distribution des contraintes induites par le chargement, l'objectif étant d'obtenir une zone critique bien définie, au centre du cordon de soudure. La géométrie retenue est présentée à la Figure 4.8. L'épaisseur de cette éprouvette est de 16 mm afin de contenir toute l'épaisseur du dépôt de métal d'apport. Un plan plus détaillé se retrouve à l'Annexe III.

Lors des essais, la portion élargie des éprouvettes est encastrée à l'aide du montage présenté à la Figure 4.9 et à l'Annexe IV. Le chargement est appliqué à 5 mm de l'extrémité de l'éprouvette par le biais de rouleaux situés en haut et en bas de l'éprouvette. Ce montage permet d'alterner le sens de la force pour obtenir un chargement cyclique avec ratio $R = -1$.

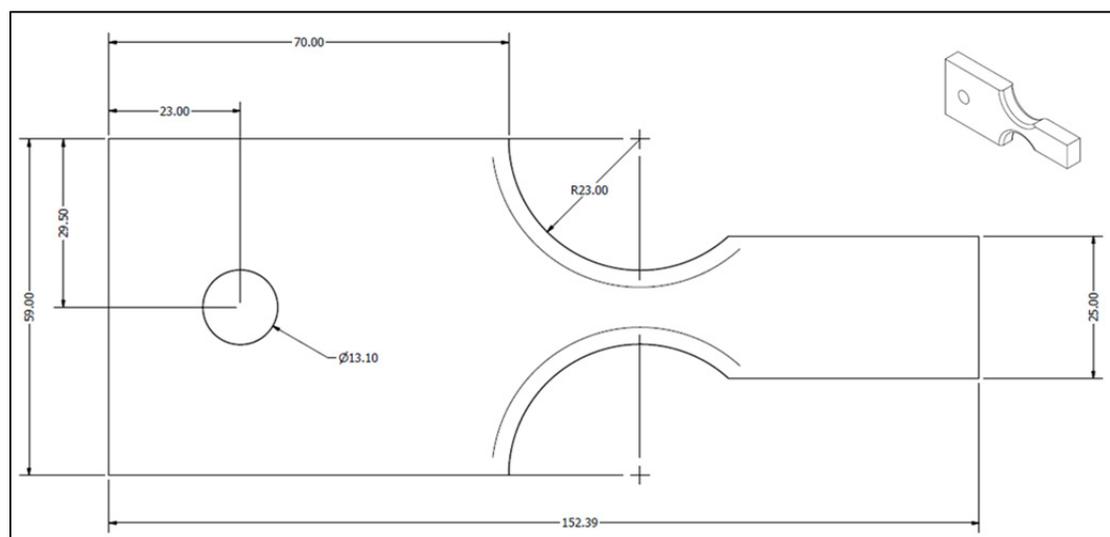


Figure 4.8 - Géométrie de l'éprouvette utilisée lors des essais de fatigue en flexion alternée (dimensions en millimètres)

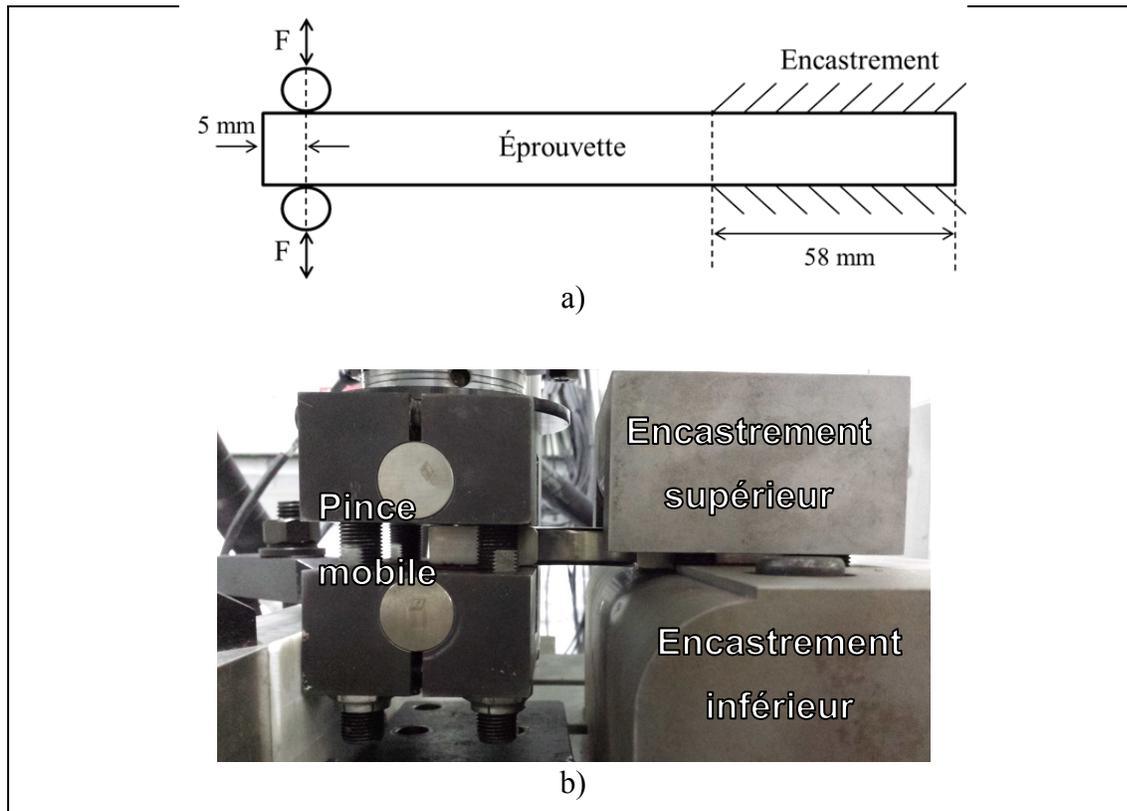


Figure 4.9 - Montage expérimental utilisé pour les essais de fatigue en flexion alternée a) montage schématique b) montage réel

Afin de garantir que le bris ait bien lieu dans le dépôt soudé de l'éprouvette, il est impératif d'assurer que la zone critique soit d'assez faibles dimensions. La Figure 4.10 présente le résultat d'une simulation numérique du montage illustré à la Figure 4.9 (et détaillé à l'Annexe IV) effectuée avec ANSYS Workbench 15.0. Cette figure illustre la variation de la contrainte normale longitudinale dans l'éprouvette lors de l'application d'une charge de 3,5 kN à 5 mm de l'extrémité de l'éprouvette. On situe la contrainte maximale à 63,9 mm du bout de l'éprouvette. La Figure 4.11 illustre la variation de la contrainte normale longitudinale dans l'axe de l'éprouvette, selon une droite passant sur la surface supérieure, au bord du congé. Ce graphique indique que la contrainte chute à 90 % de sa valeur maximale à 7,4 mm devant et 6,1 mm derrière la zone critique. Ceci permet de caractériser la dimension de la zone critique.

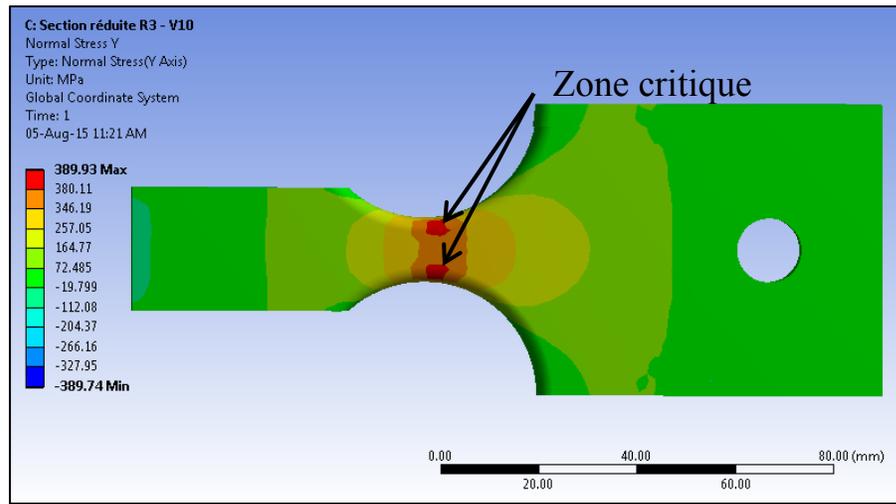


Figure 4.10 - Contrainte normale longitudinale calculée par la méthode des éléments finis pour une force de 3,5 kN

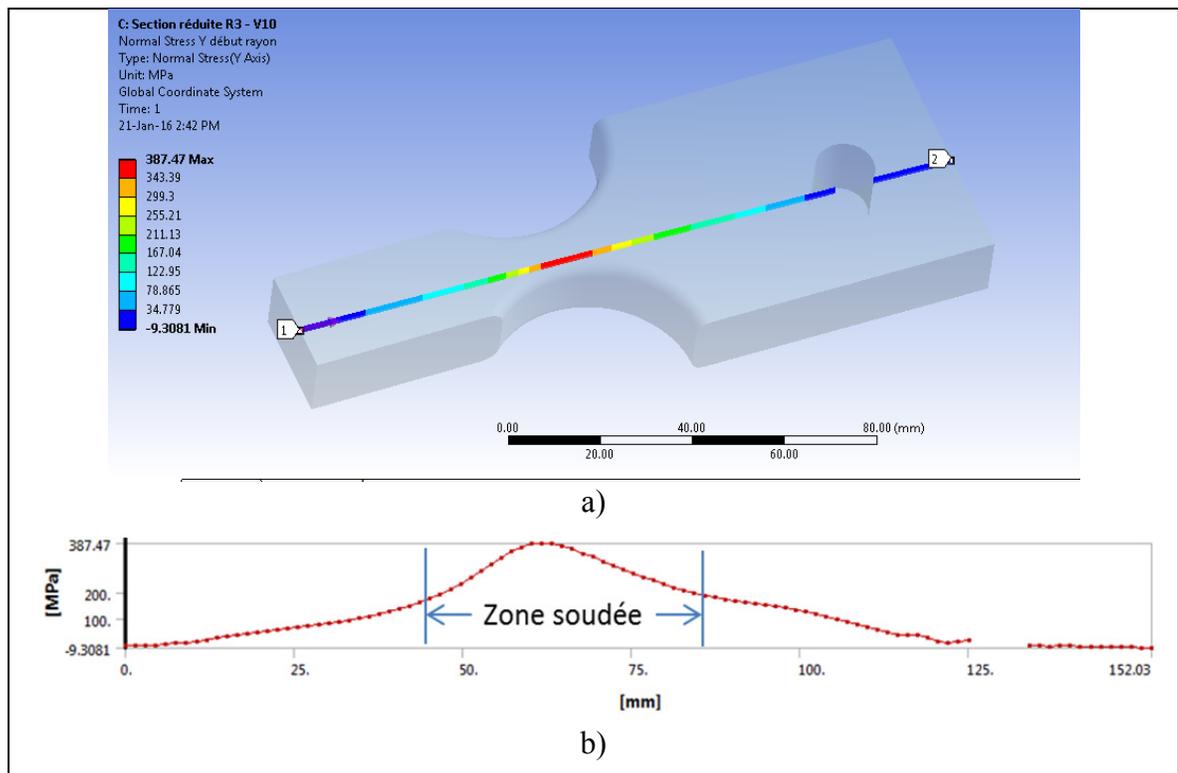


Figure 4.11 a) Trajectoire parallèle à l'axe de l'éprouvette et passant dans la zone critique
 b) Variation de la contrainte longitudinale le long de cette trajectoire

La largeur de la préparation soudée est de 38,1 mm à la surface (Figure 3.1). Ainsi, puisque l'éprouvette est découpée transversalement au dépôt soudé, en alignant le centre du dépôt

avec la section critique de l'éprouvette, on constate que le calcul par éléments finis prédit une réduction de la contrainte normale longitudinale de 38 % entre la zone critique et l'interface entre le dépôt et le métal de base du côté de l'encastrement. La contrainte est légèrement plus faible à l'interface du côté du bout de l'éprouvette (réduction de 39 %).

On note en regardant la Figure 4.11 que la contrainte longitudinale n'est pas nulle à la surface de l'éprouvette dans la partie encastrée du montage. En effet, des contacts sans frottement ont été imposés entre l'éprouvette et ces éléments du montage dans le modèle simulé. Cela représente assez bien la réalité puisqu'une usure par contact (*fretting*) a été observée dans cette portion de l'éprouvette lors d'essais subséquents, indiquant un léger mouvement de l'éprouvette dans son montage lors des essais.

Notons que la contrainte appliquée lors des essais correspond à la contrainte principale longitudinale dans l'éprouvette. La contrainte équivalente de Von Mises n'est pas considérée dans les essais en raison du fait que des études précédentes ont démontré que les fissures ont tendance à se propager dans la direction normale à la contrainte principale dominante. C'est donc cette contrainte qui dicte la performance en fatigue du joint (Fisher et al., 1974).

4.5.2 Validation expérimentale des contraintes appliquées

Une éprouvette usinée dans un bloc de 415 a été instrumentée à l'aide d'une rosette de déformation WK-13-060-WR-350 afin de valider les calculs de contraintes réalisés par la méthode des éléments finis (Figure 4.12). La rosette a été installée à une distance de 64 mm du bout de l'éprouvette, soit à l'emplacement de la contrainte longitudinale maximale sur l'axe central. Notons que cet emplacement ne correspond pas tout à fait à l'emplacement de la contrainte maximale longitudinale. En effet, comme on le voit à la Figure 4.10, le point le plus fortement sollicité se trouve à la même distance sur l'axe longitudinal, mais tout juste à côté du congé. Il aurait été très difficile d'installer une rosette directement à cet endroit et c'est pourquoi les mesures ont été faites au centre de la surface supérieure de l'éprouvette. Le

Tableau 4.2 présente les résultats de contraintes mesurées et calculées de ces essais de validation.

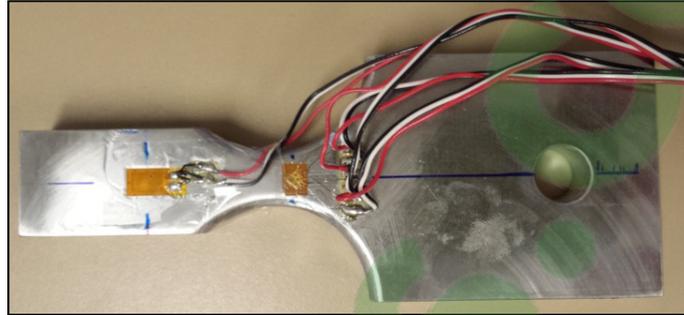


Figure 4.12 Éprouvette instrumentée

Tableau 4.2 - Comparaison entre la contrainte longitudinale théorique et la contrainte mesurée au centre de l'éprouvette à 64 mm du bout

F (N)	σ long. théorique (MPa)	σ long. mesurée (MPa)	Écart (%)
-1000	104.9	97.1	-8
-2000	209.7	199.7	-5
-3000	314.6	309.7	-2
-4000	419.4	418.4	0
-5000	524.3	536.7	2
-6000	629.1	660.9	5
1000	-104.9	-105.6	1
2000	-209.7	-212.0	1
3000	-314.6	-320.1	2
4000	-419.4	-430.2	3
5000	-524.3	-543.9	4
6000	-629.1	-660.9	5

L'erreur moyenne est de 3,16 % entre la valeur de contrainte mesurée et la valeur calculée à l'aide du modèle par élément fini. Cette erreur est jugée acceptable et la force à appliquer pour obtenir le niveau de contrainte voulu sera donc calculée à partir de ce modèle par éléments finis.

Des essais préliminaires de fatigue ont été réalisés avec des éprouvettes d'acier 415 afin de valider que le bris ait bien lieu dans la zone critique. La Figure 4.13 démontre un cas typique de bris ayant lieu à l'endroit prévu.

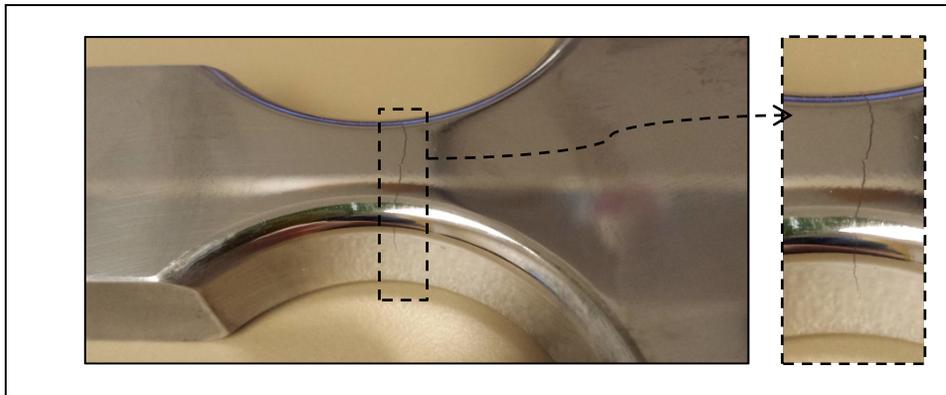


Figure 4.13 Fissure dans la section critique sur une éprouvette de 415 polie

4.5.3 Fabrication des éprouvettes

Les éprouvettes sont fabriquées à partir de plaques ayant suivi la même procédure de dépôt qui est détaillée à la section 3.1. Afin de permettre le meilleur recouvrement possible, les paramètres de trajectoire ont toutefois été modifiés par rapport à ceux présentés à la section 3.1.2.

En effet, la plupart des plaques sont surfacées après le dépôt. Suite à cela, la largeur de la soudure à la surface est d'environ 45 mm en incluant la zone de dilution du dépôt. Sachant que la largeur réelle d'une bande de martelage est d'environ 15 mm, il serait théoriquement possible de marteler toute la largeur avec trois bandes sans recouvrement entre les bandes. Il y aurait néanmoins un fort risque qu'une portion du dépôt ne soit pas martelée entre les bandes. Le choix a donc été fait de réaliser quatre bandes avec une bande de recouvrement d'environ 5 mm de largeur en fonction du contrôle de l'opérateur sur le robot (paramètre « r » à la Figure 4.14). Les paramètres de martelage utilisés sont les mêmes que ceux présentés au Tableau 3.4.

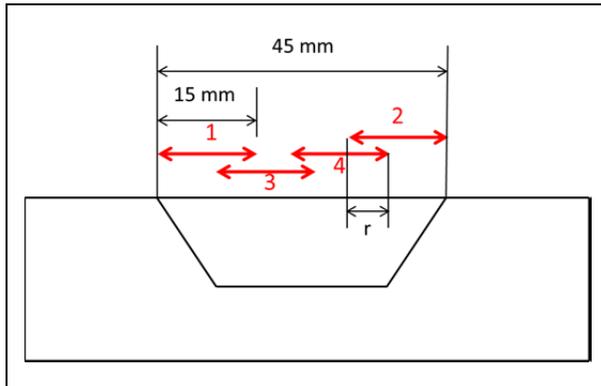


Figure 4.14 Schéma des bandes de martelage

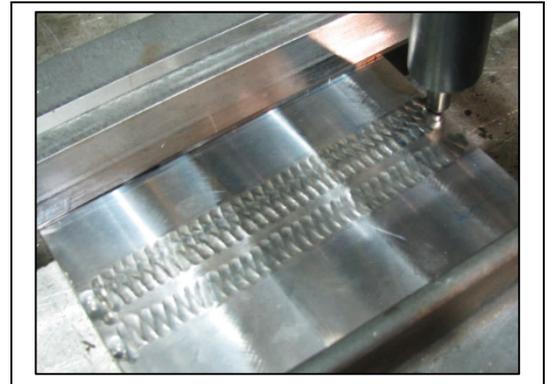


Figure 4.15 Troisième bande de martelage d'une plaque plane

Cependant, le fini de surface du dépôt de soudure obtenu, avec ou sans traitement postsoudage, est irrégulier et inacceptable en ce qui a trait à la réalisation d'essais comparatifs de fatigue. Il est en effet important de réduire la rugosité des éprouvettes avant de les tester afin de réduire au minimum la dispersion des résultats de fatigue. À cette fin, tel que mentionné plus tôt, la surface des plaques soudées est surfacée avant le prélèvement des éprouvettes afin d'obtenir un fini de surface de 16 Ra. Ce fini est retenu afin de faciliter le polissage manuel qui est par la suite effectué jusqu'à obtenir un fini miroir à la pâte 1 μm .

Le soin a été pris de minimiser la quantité de matière retirée à la surface de la plaque lors du surfacage final suite au martelage. La Figure 4.16 présente l'épaisseur moyenne de métal retirée à la surface des plaques lors de l'étape de surfacage postmartelage. On note que le nombre de passes de martelage augmente la quantité de matière à retirer et que c'est la séquence DMS qui nécessite l'usinage le plus important. Cela est dû au fait que le martelage est effectué sur une surface bombée par rapport à la surface de la plaque. Cette épaisseur retirée est donc très dépendante de la géométrie initiale du dépôt.

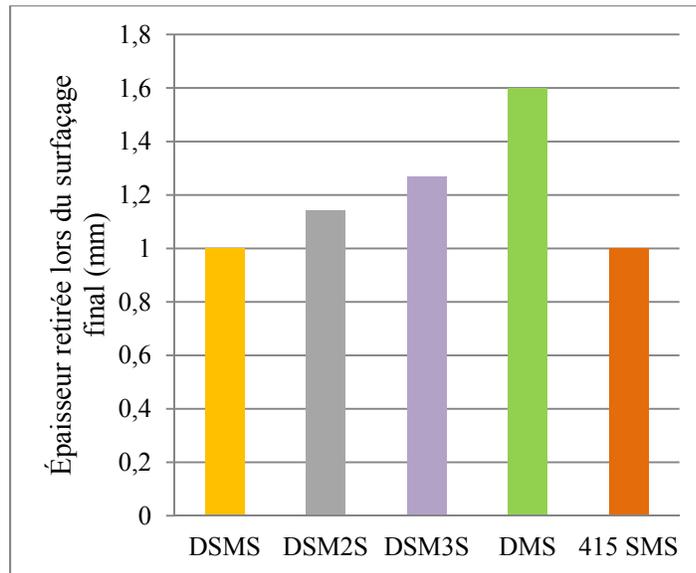


Figure 4.16 Épaisseur de métal retiré lors de l'étape de surfacage postmartelage

L'impact de l'opération de surfacage postmartelage sur la vie en fatigue des éprouvettes est difficile à évaluer. En effet, l'amélioration du fini de surface des éprouvettes aura un effet bénéfique sur leur résistance à la fatigue, tandis que la relaxation partielle des contraintes résiduelles de martelage aura vraisemblablement l'effet opposé. Les essais de fatigue comparant les éprouvettes fabriquées selon les procédures DSM et DSMS devraient permettre d'investiguer partiellement l'effet de la dernière étape de surfacage sur l'endurance en fatigue des dépôts traités.

4.6 Caractérisation de l'éprouvette

Afin de commenter les résultats en fatigue obtenus pour les différents états testés, il est nécessaire de mesurer l'état de contrainte ainsi que la dureté dans la profondeur des éprouvettes testées.

Lors des essais de fatigue préliminaires sur des éprouvettes de géométries variées, certaines éprouvettes ont été sacrifiées afin de mesurer l'état des contraintes résiduelles suite à l'usinage. En effet, c'est reconnu que si les précautions nécessaires ne sont pas prises,

l'usinage peut introduire des contraintes résiduelles à la surface des pièces fabriquées. L'état de contrainte a donc été calculé par la méthode des contours (Lévesque, Lanteigne et Paquet, 2015) en coupant les éprouvettes au niveau de la section critique. La section critique correspond au milieu de la préparation soudée sur les plaques d'origines. Les contraintes calculées correspondent donc à la contrainte longitudinale de l'éprouvette, qui est en fait la contrainte transversale à la soudure. L'observation des profils obtenus (Figure 4.17) est particulièrement intéressante lorsqu'on les compare aux contraintes résiduelles transversales mesurées dans les plaques d'origine au centre du cordon (Figure 3.13). On peut alors constater une importante relaxation des contraintes en surface suite à l'usinage.

Le type d'éprouvette utilisé pour ces mesures diffère en dimension par rapport à l'éprouvette présentée à la section 4.5 précédente. La section des éprouvettes mesure 25 mm x 25 mm avec un rayon de congé de 6 mm contrairement à 13 mm x 15 mm avec un rayon de 3 mm. De plus, le martelage a été effectué sur les cordons de soudures sans étape de surfacage au préalable, donc selon la méthode DMS. Il est donc important de mentionner que les profils de contraintes peuvent ne pas refléter parfaitement l'état de contrainte réel dans les éprouvettes testées dans le programme expérimental.

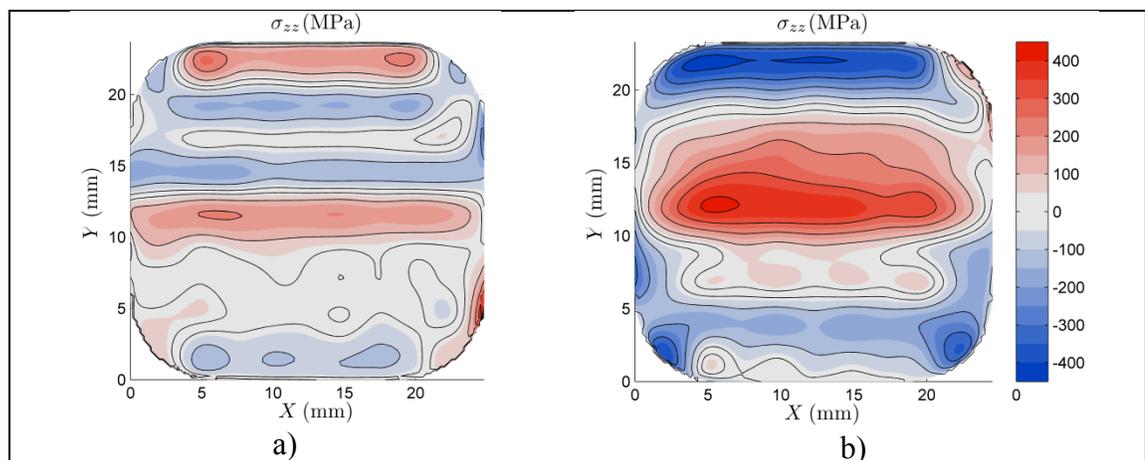


Figure 4.17 Contraintes résiduelles à la section critique dans une éprouvette de
a) E309L DS b) E309L DMS

Pour ce qui est de l'éprouvette de E309L DS, les contraintes de tension à la surface sont de l'ordre de 200 MPa avec certaines zones près des congés à 250 MPa, environ 1 mm sous la surface. Ces valeurs correspondent très bien à l'ordre de grandeur des contraintes résiduelles transversales observées au centre d'une plaque de E309L (Figure 3.13 et Figure 3.14). Il semblerait donc que l'éprouvette fabriquée ainsi soit assez représentative d'une plaque soudée en ce qui a trait aux contraintes résiduelles.

Dans le cas de l'éprouvette martelée, tout comme dans la plaque d'origine, la contrainte résiduelle est en compression depuis la surface supérieure jusqu'à près de 4 mm sous la surface. Cependant, dans le cas de la plaque d'origine, la contrainte maximale de compression avoisine -530 MPa sous la surface (Figure 3.13). Pour l'éprouvette, la contrainte de compression maximale dans cette zone est de -430 MPa et se trouve près du coin supérieur gauche sur l'image. On constate également que des légères contraintes de tension ont été induites dans le coin supérieur droit. Une asymétrie dans le profil de contrainte semble donc se développer suite à l'usinage en plus d'une certaine relaxation des contraintes.

4.6.1 Contraintes résiduelles dans les éprouvettes

Il est fort probable que l'usinage entraîne une redistribution des contraintes résiduelles dans les éprouvettes testées. En effet, le procédé lui-même peut induire des contraintes résiduelles à la surface, mais en plus, l'usinage de l'éprouvette modifie les conditions de bridage du cordon de soudure par rapport à son état dans la plaque d'origine. Ce bridage peut influencer les contraintes résiduelles présentes. De par la position de découpe des éprouvettes, les contraintes longitudinales présentées dans les figures suivantes correspondent aux contraintes transversales du dépôt de métal d'apport.

Un spécimen de chaque éprouvette a été sacrifié afin de mesurer les contraintes résiduelles dans la section critique à l'aide de la méthode du contour. Une coupe transversale à l'EDM a été effectuée à 64 mm du bout de l'éprouvette après usinage afin de montrer l'état de

contraintes résiduelles dans la section critique de l'éprouvette. Malheureusement, un artefact de coupe a empêché la lecture correcte des contraintes résiduelles dans l'éprouvette de E309L DS. La Figure 4.18 ne présente donc que les contraintes dans des éprouvettes martelées. La comparaison avec un dépôt de E309L non martelée sera donc effectuée avec l'éprouvette de la Figure 4.17 a.

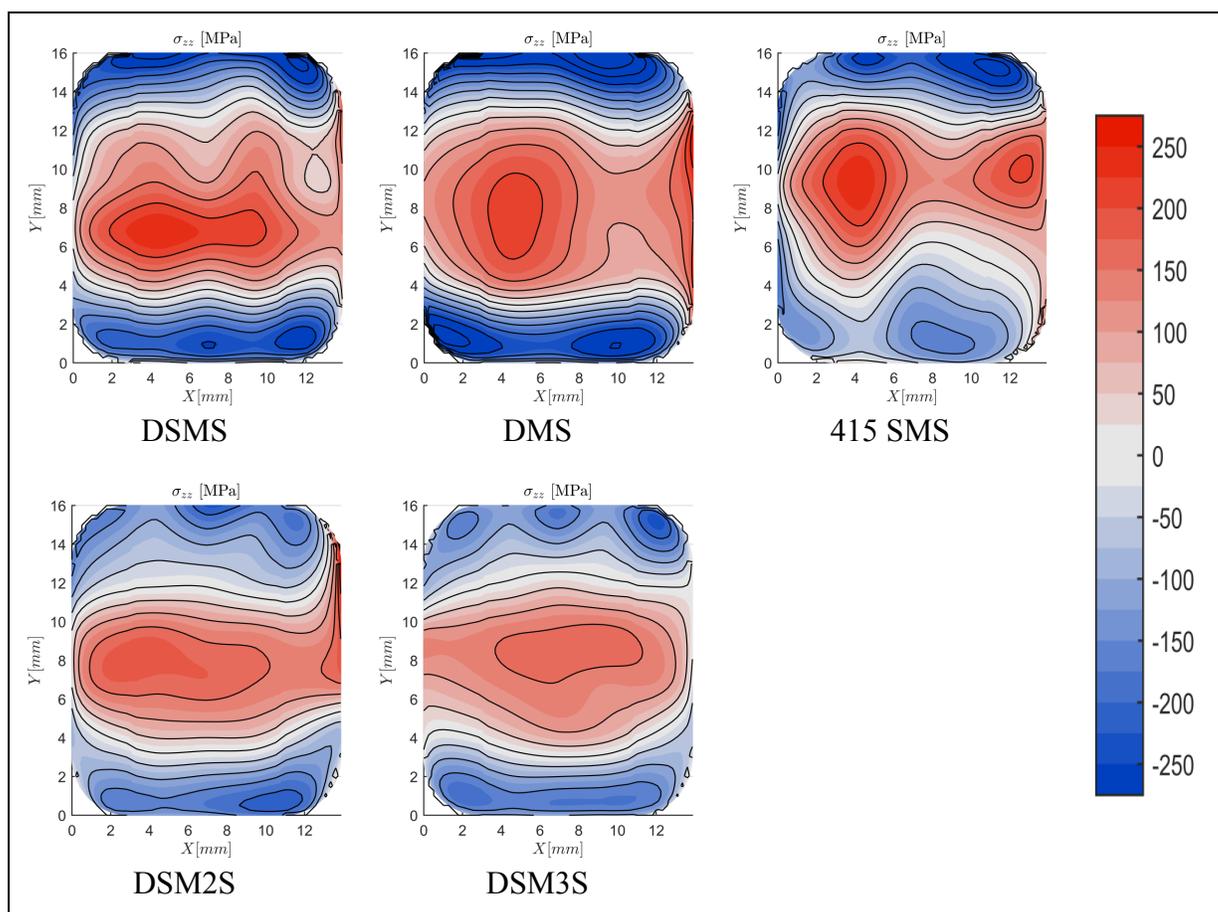


Figure 4.18 Distribution des contraintes résiduelles longitudinales dans les éprouvettes au niveau de la section critique

À partir des profils de contraintes résiduelles générés et présentés à la Figure 4.18, on extrait la valeur moyenne des contraintes résiduelles dans la profondeur de l'éprouvette (Figure 4.19). Le Tableau 4.3 présente quant à lui la profondeur à laquelle les contraintes résiduelles moyennes de la Figure 4.19 s'inversent pour la première fois en s'éloignant de la surface supérieure.

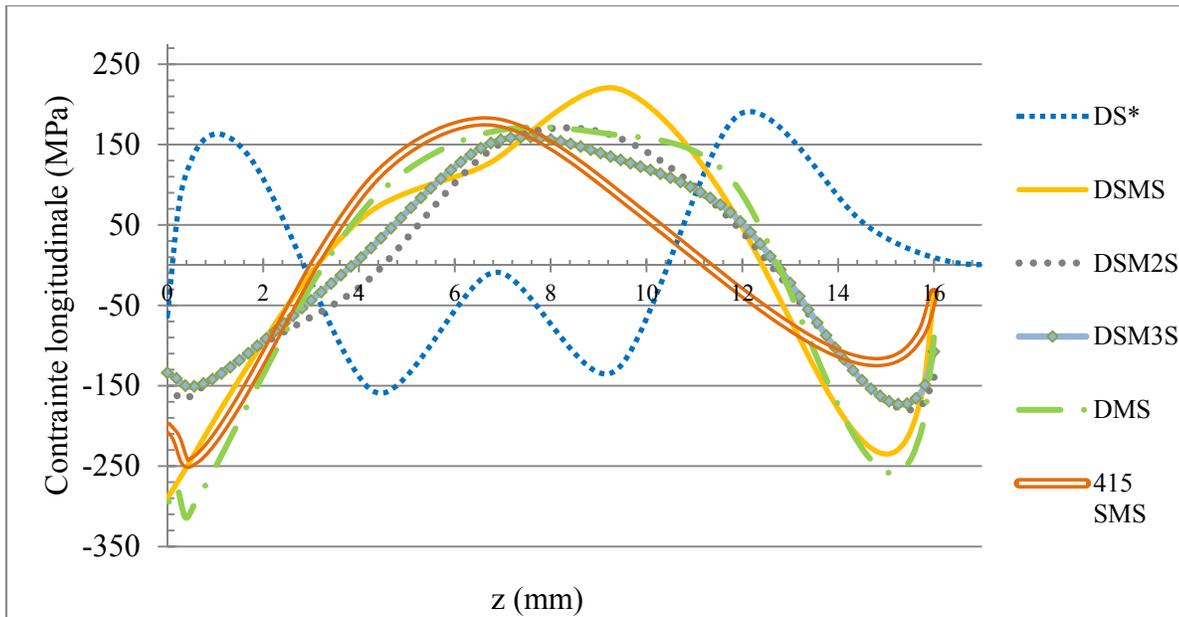


Figure 4.19 Profil des contraintes résiduelles longitudinales moyennes sous la surface des éprouvettes *DS est calculé à partir de l'éprouvette Figure 4.17-a

Tableau 4.3 - Profondeur à laquelle les contraintes résiduelles s'inversent dans les éprouvettes

Séquence	Contrainte résiduelle longitudinale à la surface (MPa)	Profondeur d'inversion de la contraintes longitudinale moyenne (mm)
DS*	-63	2,84
DSMS	-289	3,10
DSM2S	-169	4,67
DSM3S	-134	3,87
DMS	-299	3,26
415 MS	-201	3,06

*DS est calculé à partir de l'éprouvette Figure 4.17-a

Bien que la surface même de l'éprouvette DS soit en compression, le niveau de contrainte atteint 160 MPa dans le premier millimètre. La faible compression à la surface est probablement un effet de l'usinage.

Dans le cas des procédés DSMS, DMS et 415 MS, une seule passe de martelage est effectuée et, contrairement à ce à quoi on peut s'attendre, ce sont ces séquences qui semblent donner les répartitions de contraintes résiduelles les plus uniformes à la surface des éprouvettes. Les séquences impliquant deux et trois passes de martelage atteignent des niveaux de contraintes résiduelles non seulement plus faibles à la surface, mais également moins réguliers sur la largeur de l'éprouvette. On note toutefois qu'après plusieurs passes de martelage, les contraintes résiduelles de tension apparaissent plus loin sous la surface.

Dans toutes les éprouvettes martelées, on note que la surface inférieure est également en compression. Cela s'explique probablement par le fait que lors du refroidissement du dépôt, la plaque se déforme généralement sous l'effet des contraintes de tension à la surface supérieure. Sous l'effet du martelage et des contraintes de compression à la surface, la plaque a tendance à revenir à sa forme d'origine, redistribuant ainsi les contraintes de compression sur la face opposée au dépôt.

Il est intéressant de noter que le martelage induit des contraintes résiduelles de compression légèrement plus faibles dans l'acier 415 que dans le dépôt de E309L, et ce, en dépit des contraintes résiduelles de tension préalablement présentes dans ce dernier. Cela s'explique vraisemblablement par la grande consolidation du E309L qui permet d'augmenter la limite d'élasticité du matériau suite à sa déformation.

Par rapport à la Figure 3.14 qui montre les contraintes résiduelles dans une plaque martelée non surfacée (DM), on constate que la contrainte de compression à la surface de l'état DMS est plus faible après usinage de l'éprouvette. En effet, la contrainte passe d'environ -450 MPa à la surface de la plaque à -270 MPa à la surface de l'éprouvette. Il y a donc une importante relaxation des contraintes résiduelles lors de l'usinage.

4.6.2 Dureté dans les éprouvettes

Dans les matériaux à fort potentiel d'écrouissage, le martelage a généralement un effet important sur la dureté de la surface traitée. On rappelle ici la Figure 3.16 qui montrait une augmentation marquée de la dureté à la surface des dépôts martelés. Cette augmentation se faisait sentir jusqu'à une profondeur approximative de 3 mm sous la surface. Or, selon le traitement de surface appliqué aux éprouvettes et l'ordre dans lequel le dépôt est martelé et surfacé, il est possible que plus ou moins de matériel écroui soit retiré par usinage. Cela peut donc avoir une influence sur le profil de dureté des éprouvettes.

Afin de vérifier cette hypothèse, des mesures de dureté ont été effectuées sur la surface de certaines éprouvettes pour chacune des séquences d'opérations testées. Ces résultats sont présentés à la Figure 4.20.

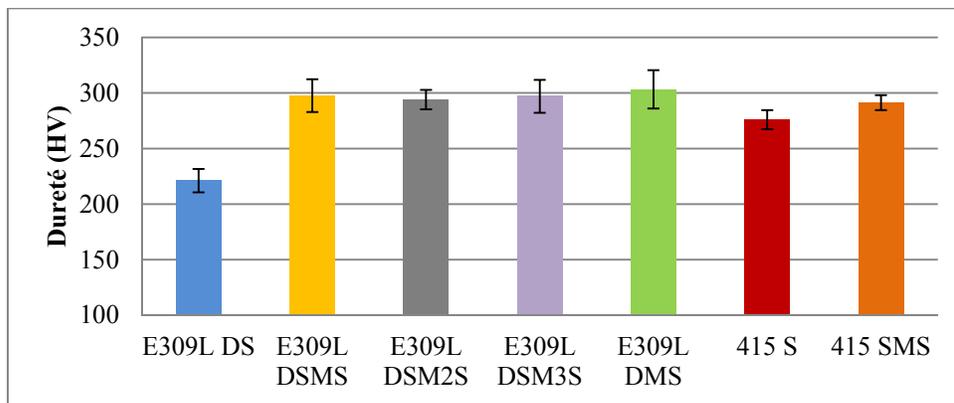


Figure 4.20 Dureté HV à la surface du dépôt selon la séquence d'opérations (mesure 300gF, 10 s)

On y voit que peu importe l'ordre des étapes ou le nombre de passes de martelage, tous les échantillons martelés affichent une dureté similaire à la surface, soit en moyenne 298 HV. Cette valeur est supérieure à la dureté moyenne de 221 HV que l'on retrouve à la surface du dépôt de E309L DS. Ces valeurs sont similaires à ce qui était observable dans les échantillons de la Figure 3.16.

De plus, on remarque une très légère augmentation de la dureté dans l'échantillon de 415 martelé, à 291 HV, par rapport à l'échantillon simplement surfacé, à 276 HV. Cette augmentation de dureté d'environ 5% est bien moindre que l'augmentation de 34% observée postmartelage dans les dépôts de E309L. Ce résultat n'est pas surprenant quand on considère le comportement mécanique de l'acier 415 qui permet très peu d'écrouissage.

Les Figure 4.21 et Figure 4.22 présentent respectivement les duretés mesurées à tous les 200 μm dans la profondeur des échantillons de E309L et de 415. On y note que dans tous les cas, l'influence du martelage sur la dureté décroît à mesure que l'on s'éloigne de la surface. Dans le E309L, cette influence est encore mesurable jusqu'à près de 4,5 mm sous la surface contre 3 mm dans le cas du 415. On note que la dureté à une profondeur donnée est plus faible dans l'échantillon DMS ce qui est probablement attribuable au fait que plus de matière écrouie est retirée lors de l'usinage de ce type d'échantillon.

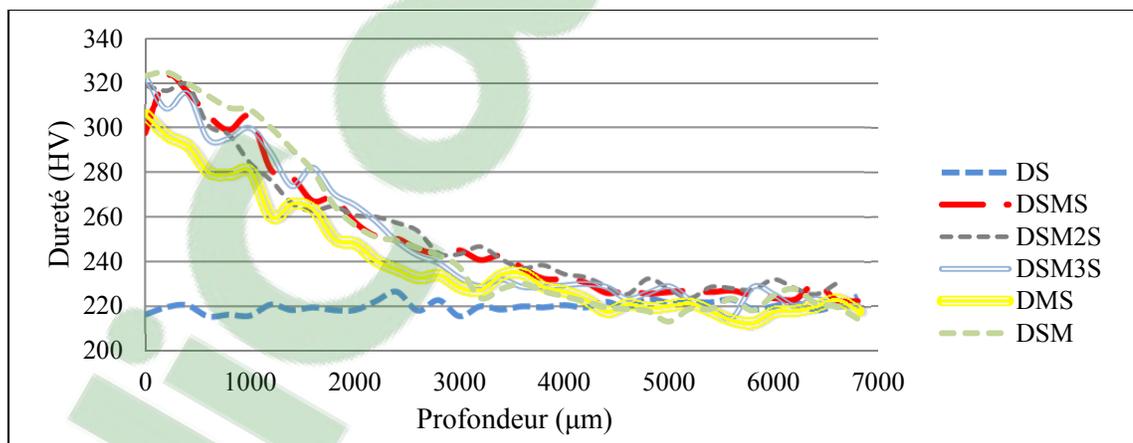


Figure 4.21 Dureté HV dans l'épaisseur des échantillons de E309L selon le traitement de surface (mesure 300 gF, 10 s)

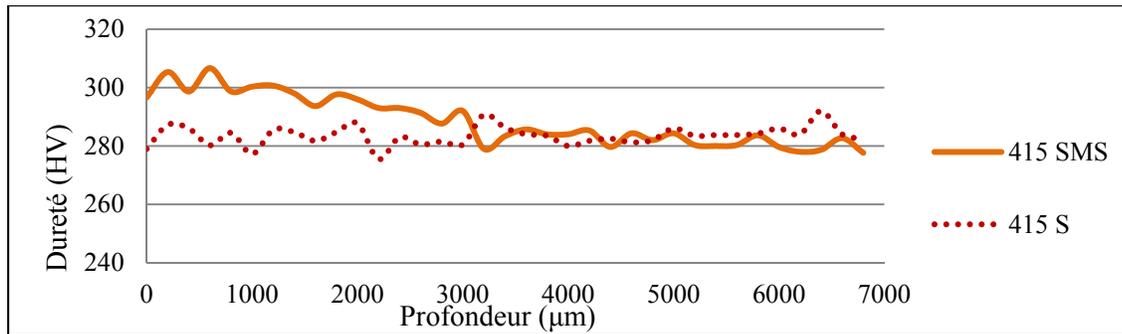


Figure 4.22 Dureté HV dans l'épaisseur des échantillons de 415 selon le traitement de surface (mesure 300 gF, 10 s)

Dans une étude, Kopsov (1991) a trouvé que la profondeur à laquelle les contraintes résiduelles de compressions deviennent nulles correspond à la profondeur où la dureté n'est plus affectée par le martelage. Dans le cas présent, le martelage a augmenté la dureté du cordon jusqu'à une profondeur moyenne de 4,5 mm alors que les contraintes de compression s'inversent en moyenne à 3,7 mm. L'hypothèse de Kopsov est donc valide dans le cas étudié.

4.7 Essais de fatigue

La section 4.7.1 présente les courbes S-N obtenues pour les éprouvettes de E309L DSM, E309L DSMS et 415 S. La section 4.7.2 se base sur les résultats précédemment obtenus pour comparer les performances en fatigue des autres séquences proposées.

4.7.1 Résultats de la première phase d'essais de fatigue

La Figure 4.23 présente les résultats bruts obtenus lors des essais en fatigue menés selon la procédure JSME. Rappelons que cette procédure nécessite huit éprouvettes qui permettent de déterminer la pente dictant la vie finie des échantillons et que, selon ces huit résultats, six autres éprouvettes sont testées avec des niveaux en escaliers afin d'identifier la limite d'endurance des échantillons.

Cette procédure a bien fonctionné pour le 415 S, mais il faut noter que dans le cas du E309L, les essais n'ont pas permis d'identifier une limite d'endurance. Certains essais ont atteint le

critère de vie infinie de 10^7 cycles, mais d'autres essais ultérieurs menés à de plus faibles amplitudes de contraintes n'ont pas atteint ce critère. Les courbes S-N obtenues pour l'acier E309L, martelé ou non, ne présentent pas le plateau distinctif associé à la limite d'endurance. Cela correspond au comportement de ce matériau observé précédemment à l'IREQ (Lanteigne, Baillargeon et Marcouiller, 2001). D'autres auteurs appuient que, par rapport à d'autres aciers, les aciers inoxydables austénitiques ont une limite d'endurance beaucoup plus faible, voire absente (McGuire, 2008).

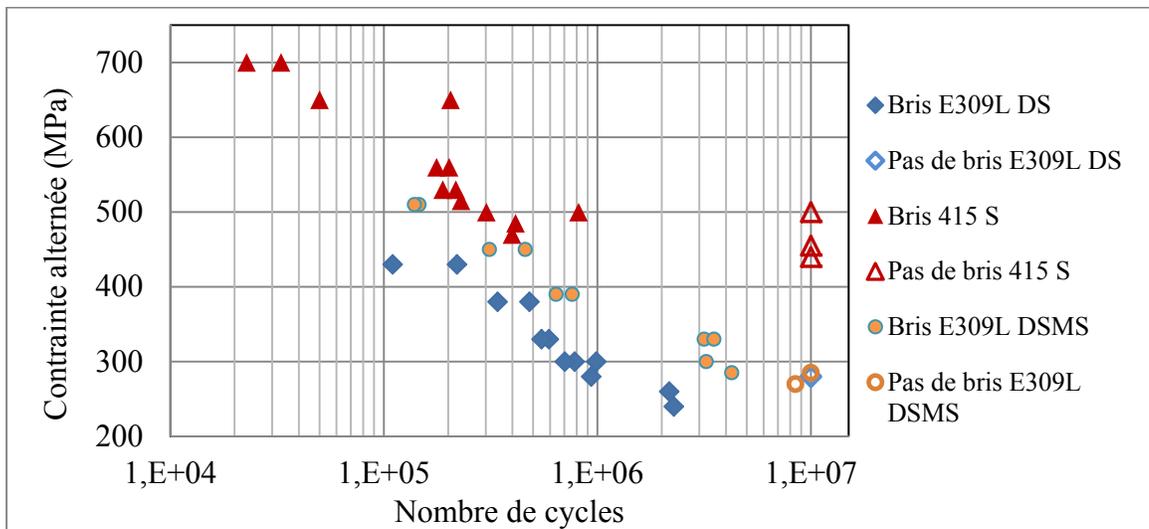


Figure 4.23 Résultats de fatigue du E309L DS, E309L DSMS et 415 S

La Figure 4.24 présente les courbes tracées en fonction des résultats de la Figure 4.23. Ces courbes sont tracées avec l'équation (4.1) et correspondent à la résistance à la fatigue avec une probabilité de bris de 50%. Les coefficients $\hat{\alpha}_1$ et $\hat{\beta}_1$ calculés avec la méthode JSME (Nakazawa et Kodama, 1987) sont donnés au Tableau 4.4 avec les variances obtenues.

Tableau 4.4 - Coefficients des courbes S-N de l'acier 415 S, E309LDS et E309L DSMS

	$\hat{\alpha}_1$	$\hat{\beta}_1$	$\hat{\sigma}(\log N)$	$\hat{\sigma}(S)$ (MPa)
E309L DS	8,057	-0,00666	0,1505	26,3
E309L DSMS	8,834	-0,00729	0,1752	24,0
415 S	7,796	-0,00459	0,1410	28,7

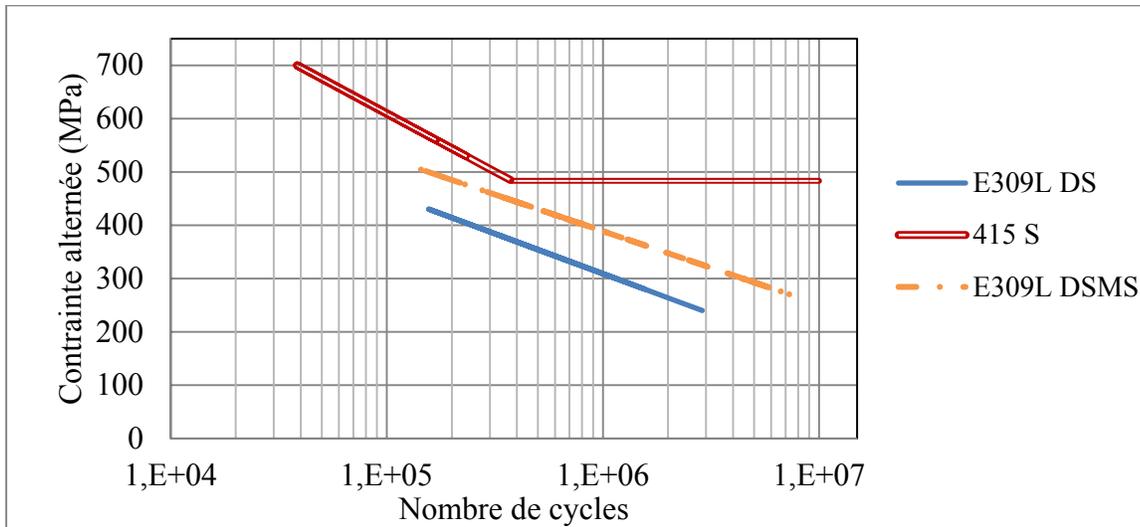


Figure 4.24 Courbes S-N du E309L DS, E309L DSMS et 415 S pour une probabilité de bris de 50%

En observant ces figures, on constate que le martelage permet une augmentation importante de la vie en fatigue des échantillons, et ce, même lorsque la contrainte appliquée est très élevée par rapport à la résistance du matériau. Par exemple, pour une contrainte alternée $S_a = 330$ MPa, la vie moyenne des échantillons passe de $5,71 \times 10^5$ cycles à $3,36 \times 10^6$ cycles lorsqu'ils ont été martelés, une augmentation de 585%. À $S_a = 390$ MPa, on note une augmentation de 242 % de la vie en fatigue moyenne des échantillons qui ont été martelés.

Dans le cas des échantillons de E309L martelé, une augmentation de durée de la phase de propagation de fissure a été remarquée lors des essais en fatigue. En effet, dans plusieurs cas une fissure a été observée à la surface des échantillons, mais le nombre de cycles de propagation était plus grand entre l'amorce et la rupture que dans le cas des échantillons non martelés. Ces observations ne sont que qualitatives puisque les dispositifs n'étaient pas en place pour mesurer ce temps de propagation. Il semblerait donc que l'augmentation de vie en fatigue attribuable au martelage ne soit donc pas uniquement due à une augmentation du temps d'initiation, mais également à un ralentissement de la phase de propagation. Cette observation est en accord avec Branco, Infante et Baptista (2004), qui ont constaté un

ralentissement de la vitesse de propagation de fissures dans des échantillons martelés et qui avaient également noté que cela n'était valide que dans l'épaisseur où la dureté a été augmentée par le martelage.

Malgré les gains importants amenés par le martelage, on note toutefois que la performance en fatigue de l'acier E309L est nettement inférieure à celle de l'acier 415 ayant une limite d'endurance $S_{e_{415}} = 483$ MPa. À ce niveau, on estime que l'E309L martelé briserait à $2,9 \times 10^5$ cycles. Toutefois, il n'y a présentement pas de roues en acier 415 dans le parc de production d'Hydro-Québec, les roues en acier inoxydable martensitique sont faites d'acier coulé CA6NM. En raison des défauts de coulée dans cet acier, sa résistance en fatigue est bien inférieure à celle du 415. Pour cette raison, il serait intéressant de comparer les performances en fatigue du E309L à celles du CA6NM. La Figure 4.25 présente donc les mêmes résultats que la Figure 4.23 en ajoutant des valeurs de fatigue mesurées pour des échantillons de CA6NM en fatigue axiale avec rapport $R=-1$. Ces valeurs ont été fournies par l'IREQ (Lanteigne, Baillargeon et Marcouiller, 2001).

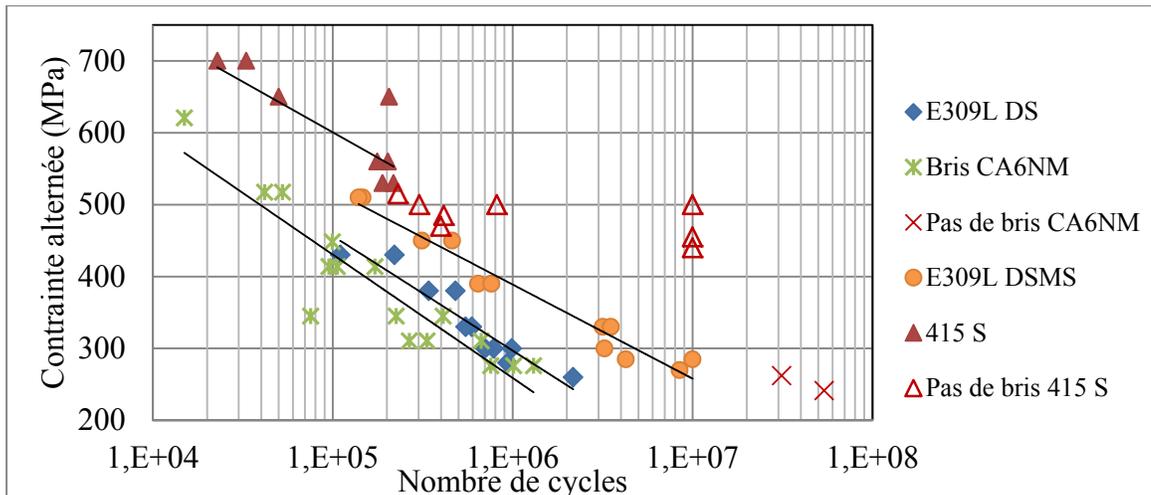


Figure 4.25 Résultats de fatigue du E309L DS, E309L DSMS et 415 S comparé aux résultats du CA6NM en traction $R=-1$

Avant de commenter ces résultats, il est important de spécifier qu'en raison de la différence de taille de section sollicitée entre ces deux types d'essais, Juvinal et Marshek (2006) font

état d'une baisse possible de 10 % de la limite d'endurance entre des échantillons testés en fatigue axiale renversée par rapport à des essais en flexion rotative. Il y aurait également une faible baisse, presque négligeable, de la résistance en fatigue entre la flexion rotative par rapport à la flexion alternée. Les résultats de Lanteigne, Baillargeon et Marcouiller (2001) pour la fatigue du CA6NM sont donc assurément plus faibles que ceux qui auraient été obtenus en suivant la même procédure d'essai que celle utilisée pour ce mémoire. Toutefois, un autre détail doit être souligné par rapport à l'acier CA6NM utilisé dans cette étude. En effet, la provenance de cet acier était différente de celui normalement utilisé pour les turbines et son taux de carbone (0,6 %) était plus élevé que la teneur de 0,3 % autorisée par Hydro-Québec. Cette forte teneur aurait pu augmenter la résistance ultime et la résistance en fatigue des échantillons par rapport à l'acier typique d'une turbine en CA6NM.

On note néanmoins une certaine similitude entre les performances du CA6NM et celles du E309L DS. Il y a donc lieu de penser que si on martèle une réparation au E309L effectuée sur une roue de CA6NM, le centre de la réparation serait au moins aussi résistant que le reste de la roue, voire plus résistant encore.

4.7.2 Résultats de la deuxième phase d'essais de fatigue

Au terme de la première phase d'essai, on retient le niveau de contraintes de référence $S_{\text{ref}309} = 390 \text{ MPa}$ afin de permettre une comparaison intéressante avec les éprouvettes fabriquées selon d'autres séquences d'opérations. Ce niveau est retenu puisqu'on y observe une différence de 242 % de la vie en fatigue moyenne obtenue par le martelage et qu'en plus, même si les autres procédés s'avèrent plus bénéfiques encore, la vie maximale atteinte par les échantillons ne devrait pas dépasser 10^7 cycles, critère de vie infinie pour cette étude.

On retient également $S_{\text{ref}415} = 560 \text{ MPa}$ pour tester le martelage sur l'acier 415. Puisqu'en principe le martelage à plus d'effet à S_a faible, on maximise les chances d'observer un effet en retenant un niveau légèrement supérieur à la limite d'endurance.

Pour cette phase d'essais, deux éprouvettes fabriquées selon les séquences d'opérations du Tableau 4.1 ont été testées à $S_{ref\ 309}$ ou à $S_{ref\ 415}$ selon le cas approprié. La moyenne de ces deux essais est présentée à la Figure 4.26. Pour le E309L, les barres d'incertitudes représentent chacun des deux résultats, alors que pour le E309L DS, la vie pour $S_a=390$ MPa a été calculée à partir des courbes de la Figure 4.24, ce qui explique l'absence de barre d'incertitude.

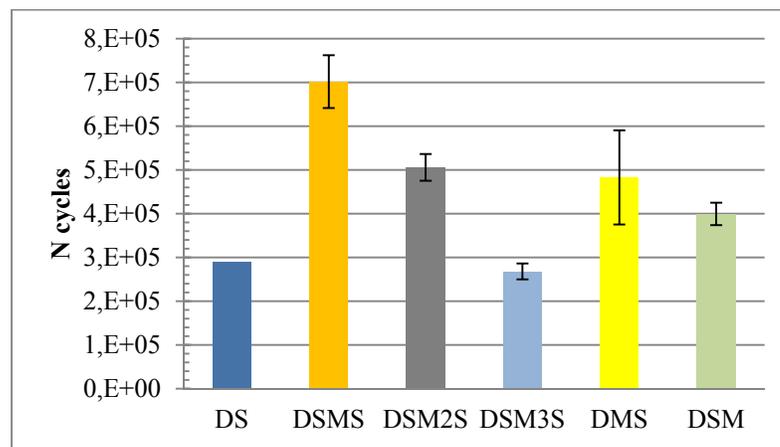


Figure 4.26 Endurance E309L à $S_a=390$ MPa

On observe une importante dégradation de la performance en fatigue en fonction du nombre de passes de martelage. On peut donc penser qu'il y a lieu d'optimiser la procédure de martelage, car il semblerait que pour l'instant, le plus grand bénéfice soit obtenu avec une seule passe. Il n'est toutefois pas dit que cette passe soit optimale, on pourrait en effet modifier le recouvrement lors de cette passe ou encore changer les paramètres de martelage tels que la force de l'outil, sa forme, sa trajectoire, etc.

Les éprouvettes DMS ont également une vie en fatigue inférieure aux DSMS. Leurs niveaux de contraintes résiduelles sont pourtant semblables, mais la dureté des DMS est légèrement inférieure sous la surface. Cependant, il est important de noter que la séquence DMS est celle permettant le moins de contrôle lors du martelage, il est donc possible que l'éprouvette utilisée pour mesurer les contraintes résiduelles ait une distribution de contraintes différentes de celles qui ont été testées en fatigue. De plus, on observe une plus grande dispersion entre

les résultats obtenus pour ce type d'éprouvette, ce qui tend à confirmer la moins bonne répétabilité de ce procédé.

De plus, tel que prévu, la vie en fatigue des éprouvettes DSM est nettement inférieure par rapport aux DSMS. Cette perte de performance est sans doute attribuable au fini de surface très irrégulier et donc propre aux concentrations de contraintes et aux amorces de fissures.

Dans le cas des essais sur le 415 SMS, les résultats obtenus pour ces éprouvettes sont présentés à la Figure 4.27, mais il est très important de considérer que les bris n'ont pas eu lieu de la même manière que lors des autres essais. En effet, lors d'un essai classique, l'éprouvette endure un certain nombre de cycles avant qu'une fissure s'initie à la surface. L'essai se poursuit jusqu'à ce que la fissure ait une longueur suffisante pour affecter la rigidité de l'éprouvette et que la déflexion maximale atteigne ainsi la valeur fixée au début de l'essai. Dans tous les cas concernant le E309L, les fissures se sont amorcées à la surface du dépôt et se sont donc propagées vers l'autre surface. En raison de certaines contraintes de fabrication les éprouvettes 415 SMS ne sont martelées que sur la surface supérieure, ce qui laisse la surface inférieure non traitée. Puisque le chargement est complètement renversé, le métal non traité est soumis aux mêmes cycles que le métal martelé. Ainsi, lors des essais, des fissures se sont amorcées des deux côtés des éprouvettes, soit du côté martelé (face supérieure à la Figure 4.18) et du côté non martelé (face inférieure). Ces fissures se sont toutefois propagées plus rapidement du côté non martelé ce qui a fait que le bris a été considéré comme ayant eu lieu du côté non martelé. En effet, les amorces de fissures du côté martelé n'ont pas mené à une modification suffisante de la rigidité de l'éprouvette afin d'atteindre le critère de rupture.

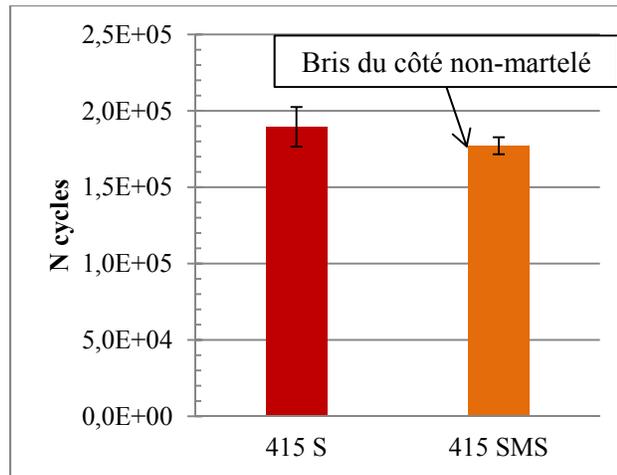


Figure 4.27 Endurance du 415 S et 415 SMS
Sa=560 MPa

Bien qu'on ne puisse donc pas quantifier la vie en fatigue du 415 SMS, vu que les bris ont été observés du côté non martelé, les essais semblent indiquer que le martelage pourrait augmenter la résistance à la fatigue de l'acier 415. L'apparition de fissures sur la surface martelée tend à démontrer que le martelage aurait le même effet dans le 415 que dans le E309L. C'est-à-dire que ce gain en endurance ne serait pas attribuable à un allongement de la phase d'initiation, mais plutôt à un allongement de la phase de propagation. Ce qui pointe vers une augmentation de la tolérance aux dommages des surfaces traitées par martelage. Il faudrait néanmoins tester ce comportement de manière plus rigoureuse sur les aciers martensitiques.

Puisque la vie moyenne mesurée pour les éprouvettes 415 SMS est légèrement plus faible que pour les éprouvettes 415 S ($1,77 \times 10^5$ vs $1,90 \times 10^5$ cycles), il y a toutefois lieu de se demander si, en redistribuant les contraintes résiduelles, le martelage de la surface supérieure aurait pu nuire à la résistance de la surface inférieure. Il y aurait lieu de continuer les recherches sur ce point avant d'implanter à grande échelle le martelage dans les procédures de réparation.

4.8 Faciès de rupture

Une différence importante apparaît lorsqu'on observe la surface des éprouvettes de E309L DS et DSMS ayant servies aux essais de fatigue. On constate en effet qu'une multitude de fissures s'amorcent à la surface des échantillons DSMS jusqu'à ce qu'une d'entre elles se propage suffisamment pour entraîner le bris de l'éprouvette. Parfois, cette fissure dominante semble être la coalescence de plusieurs fissures secondaires. Dans le cas des éprouvettes non martelées, on note plutôt l'apparition d'une fissure dominante avec très peu de fissures secondaires, voire aucune. La Figure 4.28 montre la surface des éprouvettes DS et DSMS après un essai de fatigue. On y constate beaucoup plus de fissures secondaires dans le cas des éprouvettes martelées.

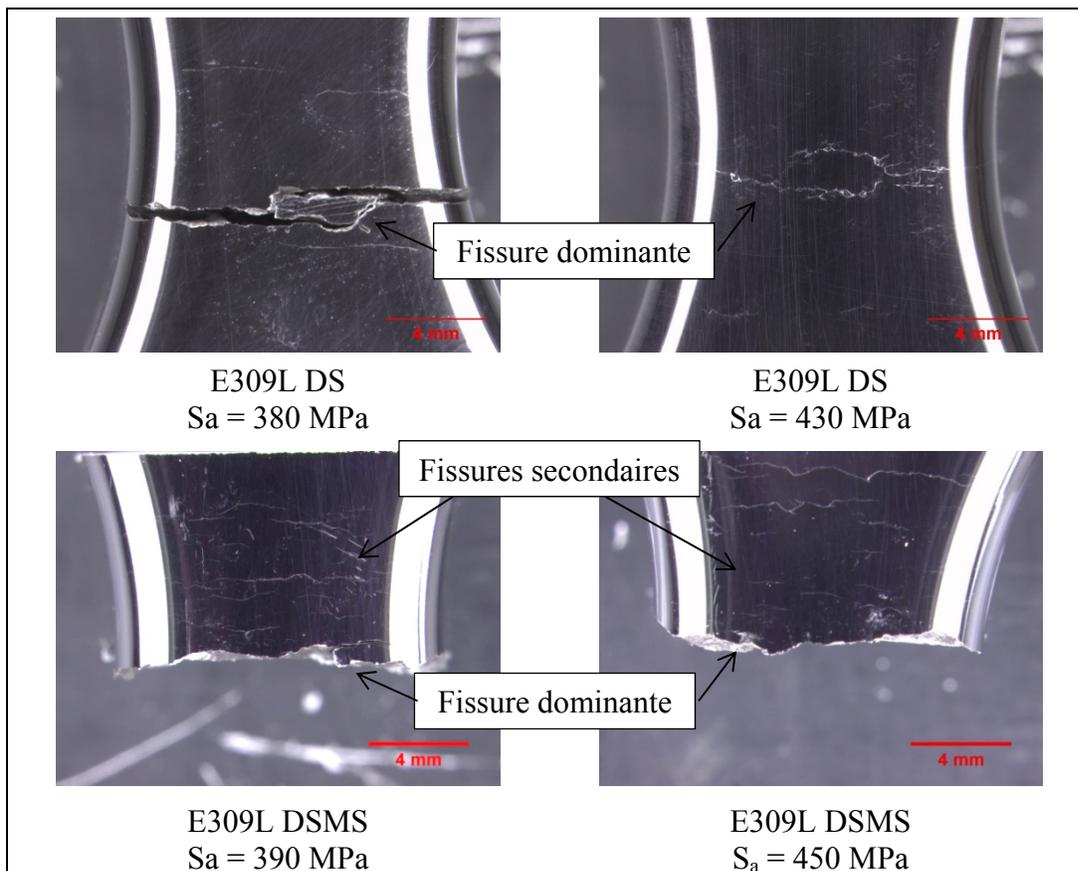


Figure 4.28 - Amorces à la surface d'éprouvettes après essais de fatigue

Ces observations indiquent que le martelage n'est pas un procédé qui diminue l'apparition de fissures. Son efficacité viendrait plutôt de son aptitude à ralentir leur propagation. Or si plus d'endommagement a eu lieu sur les éprouvettes DSMS que les éprouvettes DS, il y a lieu de penser que les deuxième et troisième passes de martelage des procédés DSM2S et DSM3S pourrait engendrer encore plus d'endommagement. Ceci pourrait expliquer les moins bonnes performances en fatigue des échantillons martelés à plusieurs reprises. Notons toutefois que la surface de chaque spécimen testé a été polie avant l'essai et qu'aucun endommagement n'était visible sur les surfaces. Aucune trace d'endommagement n'a été observée non plus sur la découpe transversale effectuée pour les mesures de dureté en profondeur.

Les faciès de rupture de certaines éprouvettes de E309L DS et DSMS ont été observés suite aux essais de fatigue (Figure 4.29). On remarque que dans le cas des éprouvettes DS, il semble généralement y avoir un site d'amorce identifiable. En ce qui a trait au DSMS, la fissure semble plutôt s'amorcer à plusieurs endroits à la surface.

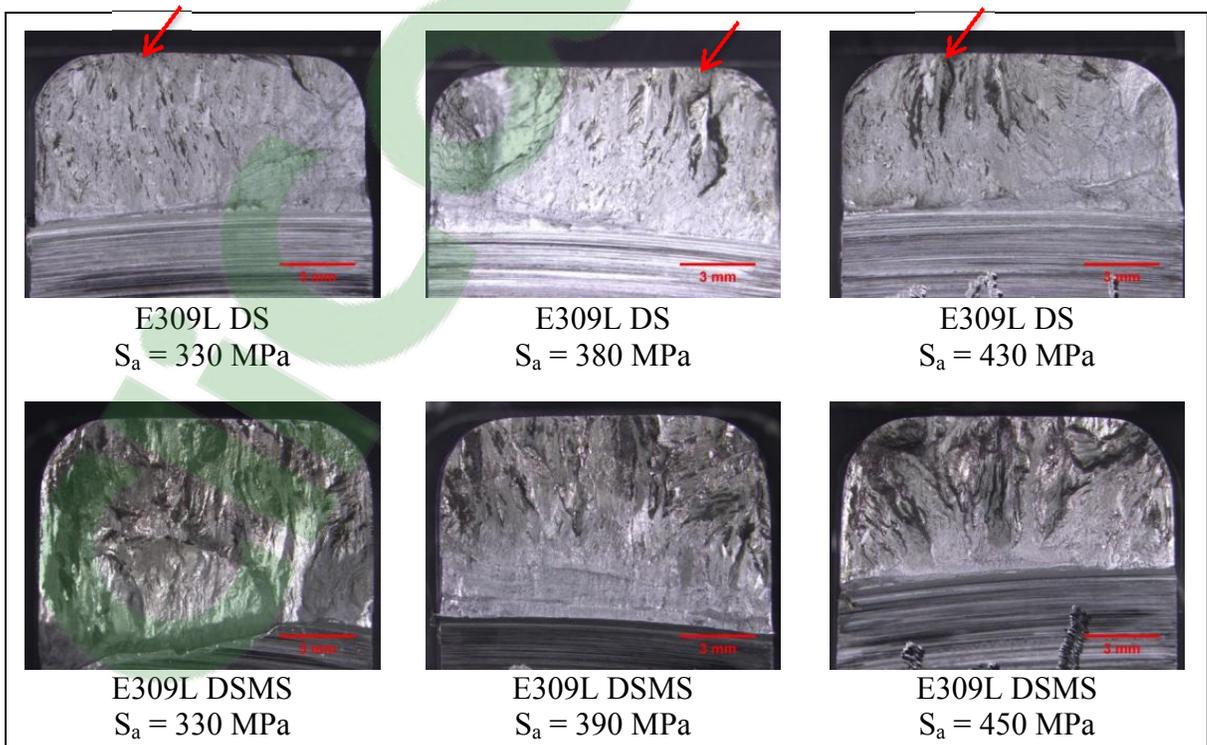


Figure 4.29 - Faciès de rupture des éprouvettes de E309L DS et DSMS avec site d'amorce identifié lorsque possible (flèche rouge)

4.9 Conclusion

L'étude présentée dans ce chapitre avait pour but de faire marteler du 415 et de varier la séquence d'opérations de martelage de dépôts de E309L afin d'observer l'influence sur la répartition des contraintes résiduelles et sur la vie en fatigue de ces aciers. Pour ce faire, une géométrie d'éprouvette de flexion a été développée et validée.

Les mesures de contraintes résiduelles ont démontré que peu importe que le dépôt soit surfacé avant ou non, le martelage induit des contraintes résiduelles de compression importantes jusqu'à une profondeur d'environ 3 mm sous la surface avec une valeur maximale avoisinant -300 MPa dans le premier millimètre. Le nombre de passes de martelage semble légèrement augmenter la profondeur de ces contraintes de compression, mais elle baisse également le niveau général des contraintes obtenues. Des contraintes de compression de l'ordre de -250 MPa sont également atteintes en martelant des plaques d'acier 415.

Le martelage a également une grande influence sur la dureté du matériau jusqu'à près de 4,5 mm sous la surface dans le cas du E309L. La dureté maximale à la surface passe de 220 HV pour le E309L non martelé à environ 300 HV après le martelage. La séquence d'opérations de martelage semble assez peu influencer ce phénomène. L'effet est moins drastique dans le 415 où la dureté à la surface passe de 276 HV à 291 HV suite au martelage. On note toutefois une augmentation de la dureté jusqu'à 3 mm sous la surface.

On observe toutefois de la variation entre les séquences de martelage en ce qui a trait à la résistance en fatigue. Le E309L DS a une résistance à la fatigue bien inférieure au 415, mais similaire au CA6NM étudié précédemment à l'IREQ. Le martelage permet d'augmenter grandement la résistance en fatigue des dépôts, mais il semble que ce gain en fatigue ait lieu dans la phase de propagation de fissures plutôt que dans la phase d'initiation. On remarque également que la séquence DSMS permet d'obtenir les meilleurs gains en fatigue et que des passes additionnelles de martelage peuvent atténuer, voir annuler, ces gains.

Les gains en fatigue étaient supérieurs lorsque le dépôt était surfacé avant le martelage (DSMS) que lorsque le martelage était effectué directement sur la surface du dépôt (DMS). Cette dernière façon est néanmoins plus simple à effectuer et permettait quand même une amélioration par rapport aux dépôts non martelés. Le fait de ne pas surfacer le dépôt après le martelage (DSM) diminue également les gains pouvant être obtenus en raison du fini de surface irrégulier qui peut entraîner des créer concentrations de contraintes et camoufler des défauts de surface qui, autrement, seraient apparent.

Il n'est pas possible de quantifier l'effet du martelage de l'acier 415 sur sa résistance en fatigue, mais puisque le bris s'est amorcé dans des zones non martelées des éprouvettes, il y a lieu de penser que le martelage pourrait également améliorer l'endurance à la fatigue de cet acier.

CONCLUSION

Cette étude de maîtrise a permis d'étudier les effets de l'utilisation du procédé de martelage sur un dépôt d'acier E309L similaire à celui d'une réparation de fissure sur une aube de turbine d'acier inoxydable martensitique 13% Cr-4 % Ni UNS-S41500. La revue de littérature a permis de démontrer que le martelage a déjà été utilisé par le passé pour permettre d'importants gains sur la résistance en fatigue des matériaux traités. Ces gains sont principalement attribués à l'augmentation de la dureté des surfaces traitées ainsi qu'aux fortes contraintes de compression qui sont créées sous les surfaces.

Des dépôts d'acier E309L et 410 NiMo ont été effectués sur des plaques d'acier 415 préparées afin de représenter une réparation de fissure *in situ*. Ces dépôts ont reçu les traitements postsoudage respectifs de martelage et de revenu. Les mesures de contraintes résiduelles sur ces dépôts ont démontré qu'à l'état tel que soudé la surface du E309L est soumise à d'importantes contraintes résiduelles de tension, dépassant même la limite d'élasticité du matériau. Le martelage permet d'inverser ces contraintes à la surface et d'induire plutôt des contraintes de compressions de l'ordre de -400 MPa à -500 MPa, tant dans les directions transversales que longitudinales. Dans le cas du 410 NiMo, le soudage laisse des contraintes de compression à la surface des derniers cordons déposés, mais la répartition de ces contraintes est beaucoup moins homogène que dans le E309L martelé. Le revenu effectué sur ces dépôts permet néanmoins d'abaisser énormément le niveau des contraintes résiduelles en plus d'adoucir la microstructure.

On a également pu constater que le martelage augmente grandement la dureté à la surface des dépôts de E309L, pouvant la faire monter localement à 380 HV contre 225 HV en moyenne pour le métal déposé non martelé. Contrairement au E309L, la dureté du dépôt de 410 NiMo varie beaucoup dans une soudure multipasse. Le traitement de revenu permet d'uniformiser la dureté près de 300 HV, ce qui dépasse légèrement la dureté du métal de base 415, soit 280 HV.

La seconde portion des travaux portait premièrement sur une comparaison de l'endurance en fatigue du métal de base et des dépôts de E309L, martelés ou non. On a démontré que le martelage permet d'améliorer grandement la vie en fatigue des échantillons testés. À un niveau de contrainte alternée de 330 MPa, on note en effet une augmentation moyenne de 585% de la vie en fatigue des échantillons qui ont été martelés. Malgré tout, on n'identifie pas de limite d'endurance pour le E309L, alors que celle du 415 est déterminée à 483 MPa. Une comparaison avec des essais de fatigue effectués sur l'acier CA6NM par (Lanteigne, Baillargeon et Marcouiller (2001)) a toutefois démontré que cet acier a une résistance à la fatigue similaire à celle du E309L non martelé. Le cordon d'une réparation effectuée au E309L martelé pourrait alors être plus résistant que le métal de base.

L'autre série d'essais portant sur la variation de la séquence d'opérations de fabrication des plaques avec dépôt de E309L a permis d'observer que la procédure qui donnerait les meilleurs résultats en fatigue consiste à déposer le E309L, le surfacer, le marteler puis le surfacer à nouveau. L'ajout de passes additionnelles de martelage dégrade les performances en fatigue, tout comme le fait de marteler directement le dépôt ou encore de laisser le fini de martelage intact à la surface. Les champs de contraintes résiduelles obtenus avec chacune de ces procédures sont toutefois similaires, sauf en ce qui a trait au martelage multiple qui abaisse les contraintes maximales de compression à la surface. Ces mesures ont également indiqué que le surfaçage final semble diminuer le niveau des contraintes résiduelles de surface, tant pour le E309L martelé que non-martelé.

Les essais de fatigue ont aussi permis d'observer un point très intéressant qui n'a pu être mesuré. En effet, il semble que dans le cas des éprouvettes martelées, les fissures s'amorçaient après un nombre de cycles similaire aux éprouvettes non martelées. L'augmentation de la vie en fatigue semblait donc être le fruit d'une augmentation du délai de propagation des fissures, ce qui améliore la tolérance au dommage du matériau. Un effet similaire a été observé dans les essais de fatigue portant sur du 415 martelé. Si le martelage minimise l'influence des défauts dans un essai de fatigue, il est possible que son utilisation bonifie les performances de l'acier CA6NM qui recèle beaucoup de défauts de coulée.

RECOMMANDATIONS

Le programme expérimental initial avait pour but de réaliser des essais en fatigue sur le 410 NiMo également, mais ces essais n'ont pas eu lieu par manque de temps. Il serait toutefois essentiel d'en réaliser puisque les propriétés en fatigue des aciers 13 %Cr-4% Ni peuvent être supérieures à celle du E309L.

Dans une phase d'essai de fatigue future, il serait également très intéressant de modifier le plan de prélèvement des éprouvettes afin de faire en sorte que la section critique de l'éprouvette soit alignée avec la ZAT du dépôt. En effet, il est tout à fait possible que cette zone soit plus fragile que le reste du dépôt martelé et que les gains intéressants mesurés dans cette étude soient compromis lorsque la ZAT est également sollicitée.

Lors de ces essais futurs, il serait essentiel de prendre les dispositions nécessaires afin d'identifier le nombre de cycles nécessaires pour l'initiation de fissure. Ceci donnerait une métrique très intéressante sur le rôle du martelage dans la vie en fatigue d'une pièce.

Dans la séquence d'opération DSMS, le dépôt est surfacé jusqu'à arriver au même niveau que le métal de base. Suite au martelage, la surface du dépôt est plus basse que celle du métal de base ce qui implique que le surfacage final retire du métal de base. Ceci n'est bien entendu pas viable dans le contexte d'une réparation et il faudrait alors quantifier exactement le changement d'épaisseur postmartelage afin que le surfacage initial laisse une épaisseur de dépôt équivalente à l'empreinte de martelage. Ainsi, le surfacage final n'enlèverait que du métal d'apport sans affecter le métal de base.

Après avoir constaté que les meilleurs gains en fatigue étaient obtenus après une seule passe de martelage, il serait probablement intéressant d'optimiser les paramètres de recouvrement de la pièce lors du martelage.

ANNEXE I

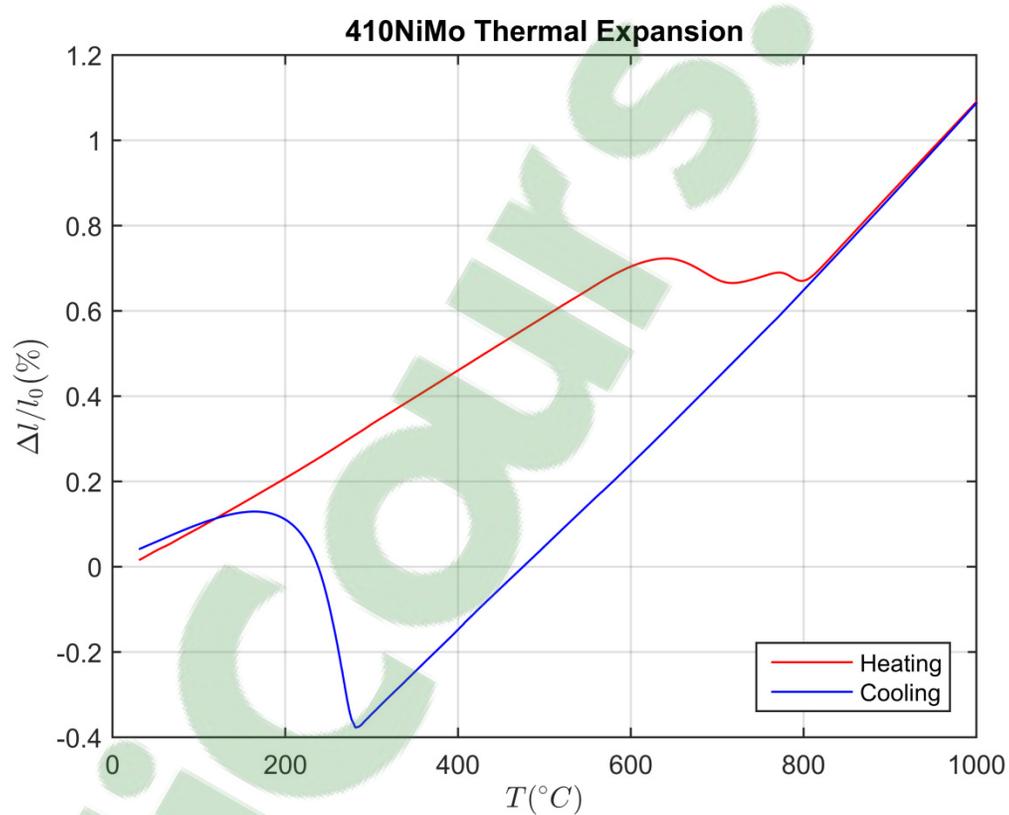
PLAN DE FABRICATION DES PLAQUES POUR DÉPÔT DE MÉTAL D'APPORT

ANNEXE II

COURBE DILATOMÉTRIQUE DU 410 NiMo

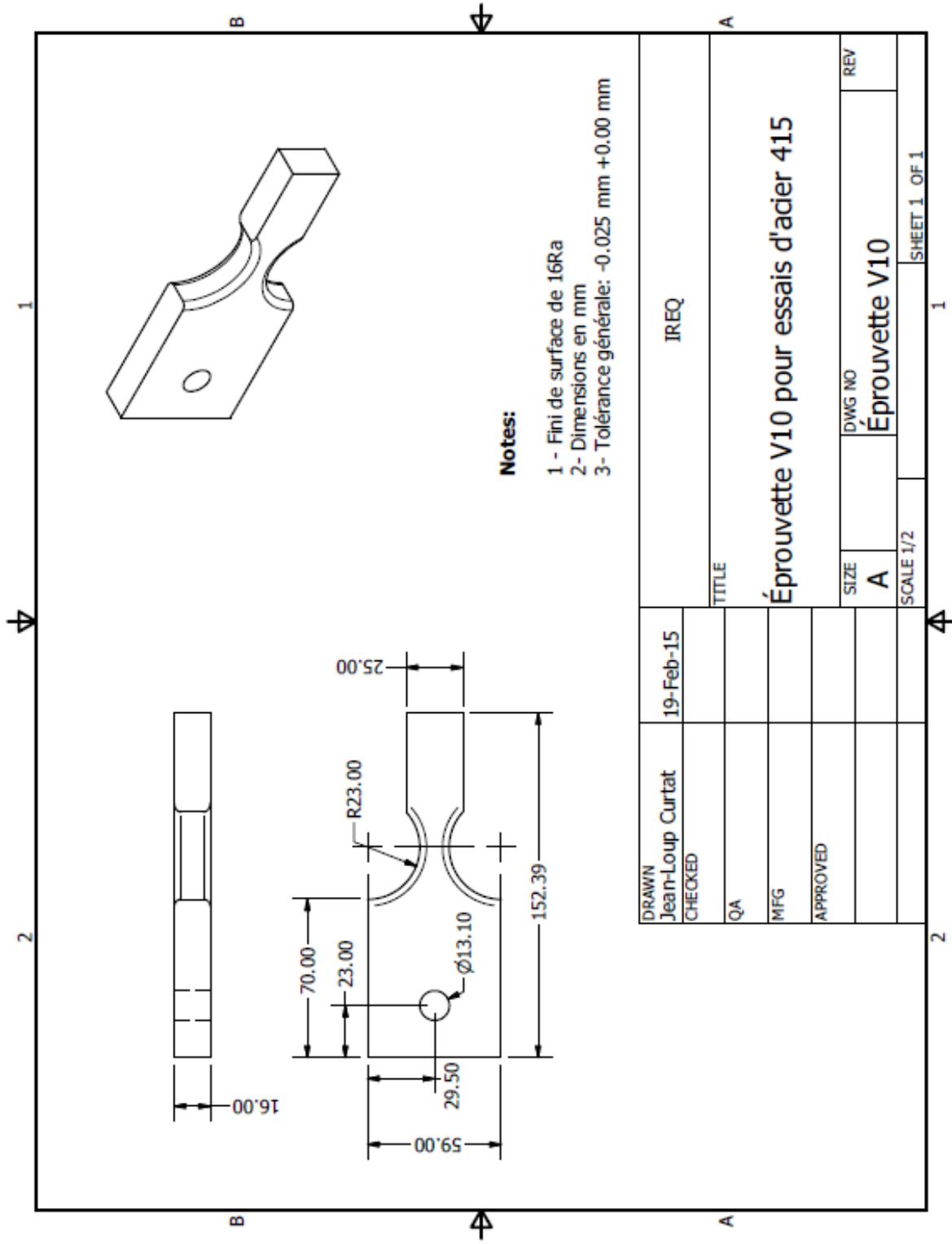
Courbe mesurée par Jean-Benoît Lévesque à l'IREQ.

Mesurée sur le Netzsch DIL 402 au S-70-21 avec un taux de 1°C/min jusqu'à 1050°C.



ANNEXE III

DESSIN DE L'ÉPROUVETTE DE FATIGUE



Notes:

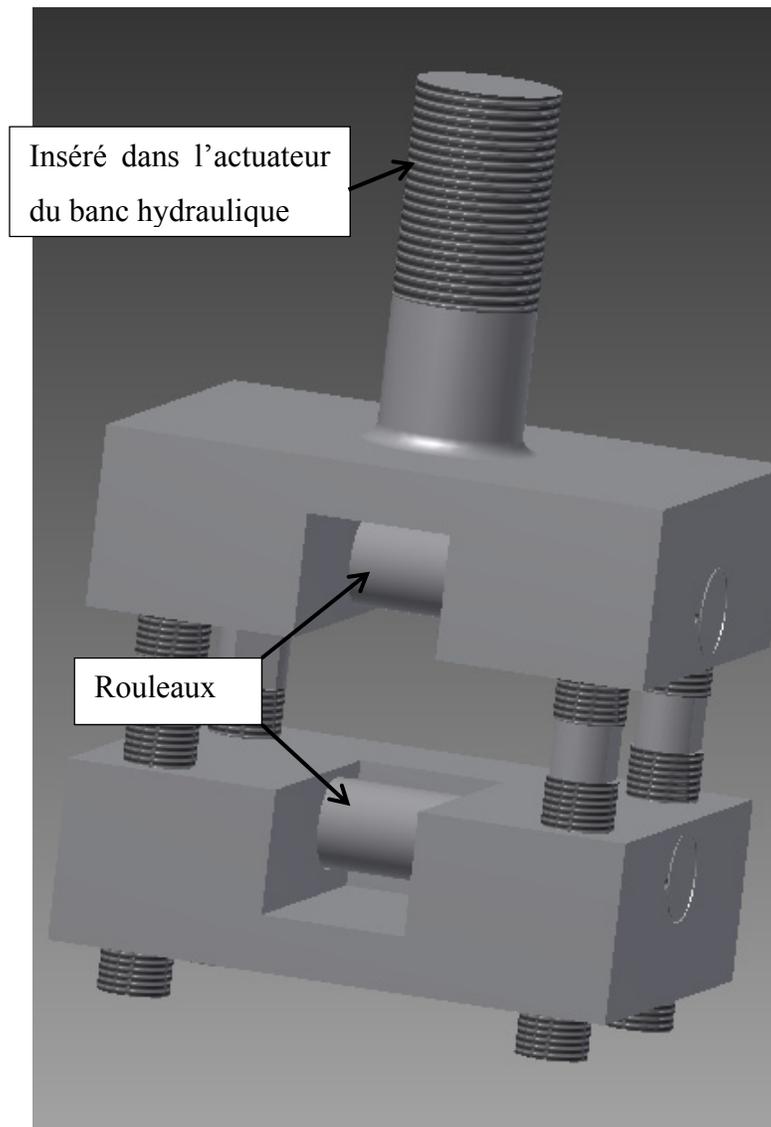
- 1 - Fini de surface de 16Ra
- 2- Dimensions en mm
- 3- Tolérance générale: -0.025 mm +0.00 mm

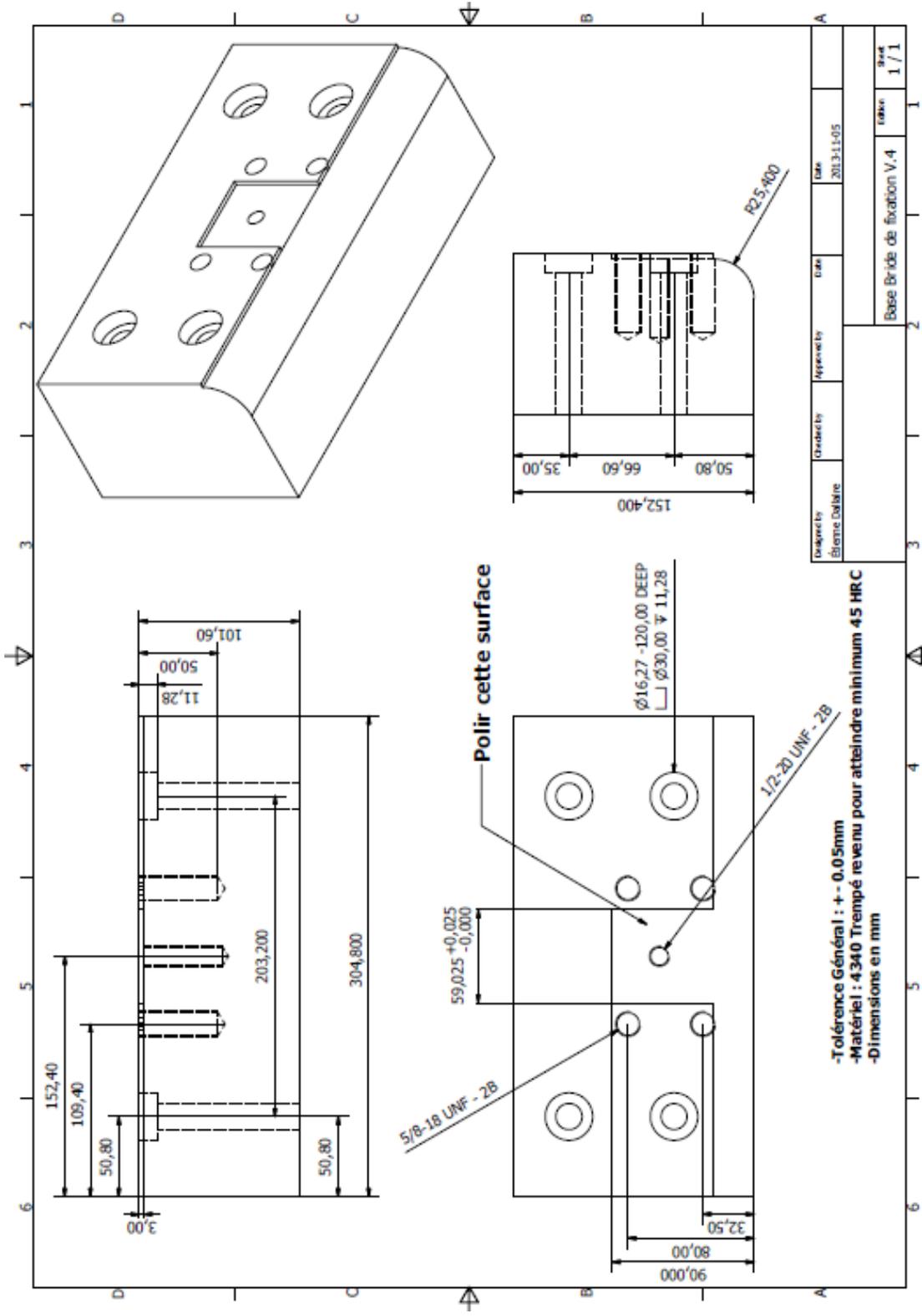
DRAWN	Jean-Loup Curtat	19-Feb-15	IREQ		
CHECKED					
QA			TITLE		
MFG			Éprouvette V10 pour essais d'acier 415		
APPROVED					
			SIZE	DWG NO	REV
			A	Éprouvette V10	
			SCALE 1/2		SHEET 1 OF 1

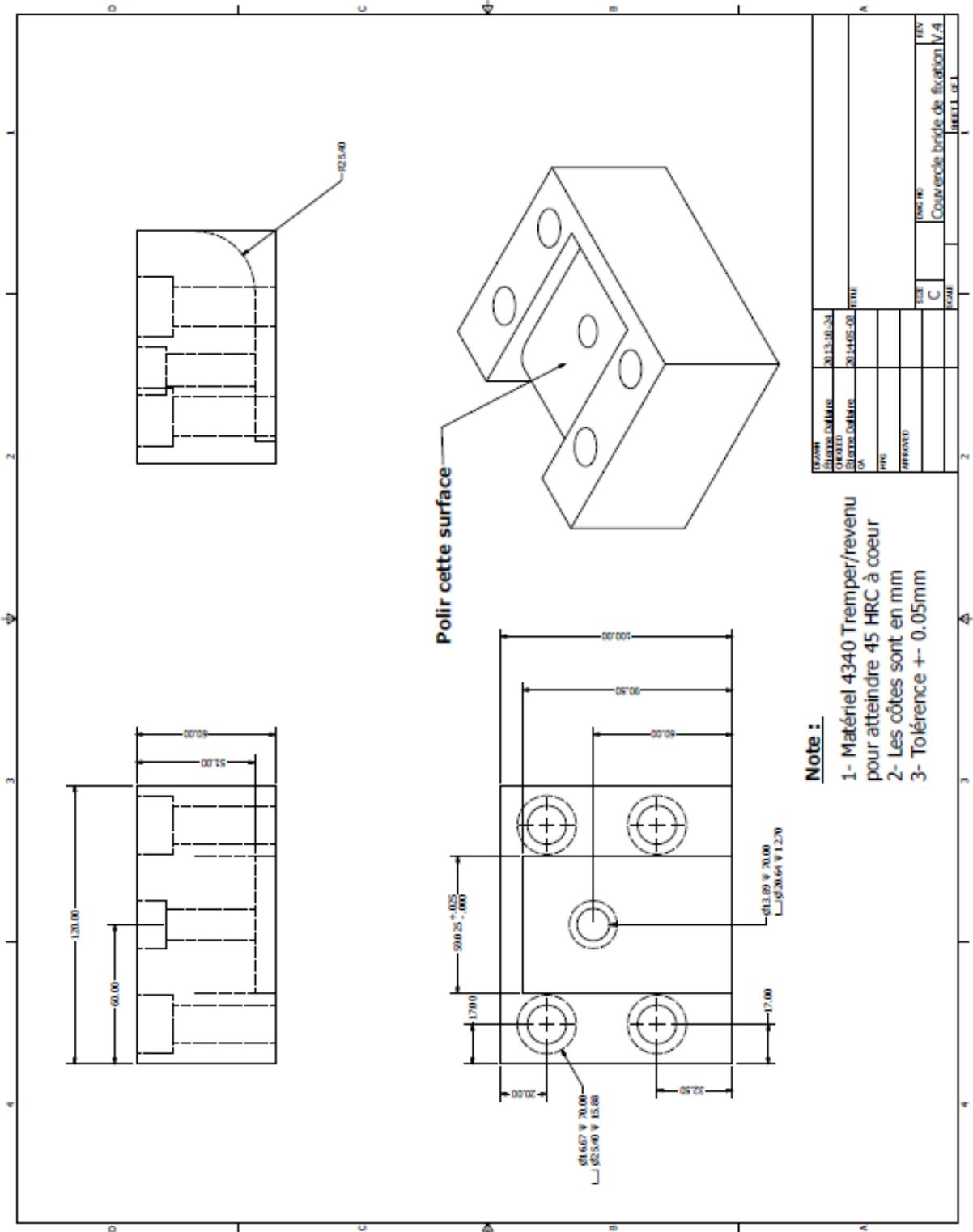
ANNEXE IV

ÉLÉMENTS DU MONTAGE EXPÉRIMENTAL DE FATIGUE

Pince de serrage permettant l'application de la force sur l'éprouvette. Le bout de l'éprouvette est installé entre les deux rouleaux avec un serrage léger.







LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Adjassoho, B., E. Kozeschnik, C. Lechner, F. Bleicher, S. Goessinger et C. Bauer. 2013. « Controlled surface treatment with machine Hammer Peening ». In *Proceedings of the 22nd international conference on metallurgy and materials, Czech Republic*.
- Almar-Naess, A. 1985. *Fatigue Handbook Offshore Steel Structures*. Trondheim: Tapir.
- Altenberger, I, B Scholtes, U Noster et RO Ritchie. 2001. « Characterisation of fatigue crack formation in mechanically surface treated austenitic stainless steel ». In *Proc. Intl. Conf. on Fracture 10*. (Honolulu). Elsevier Science.
- ASTM. 2010. *ASTM E739-10 Standard Practice for Statistical Analysis of Linear Or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life ([epsilon]-N) Fatigue Data*. ASTM International.
- Bailon, J., et J. Dorlot. 2000. *Des matériaux, 3e édition*. Canada: Presses Internationales Polytechnique, 736 p.
- Benedetti, M., V. Fontanari, P. Scardi, C. L. A. Ricardo et M. Bandini. 2009. « Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminium alloy: The role of residual stress relaxation ». *International Journal of Fatigue*, vol. 31, n° 8–9, p. 1225-1236.
- Berkovits, A., D. W. Kelly et S. Di. 1998. « Considerations of the effect of residual stresses on fatigue of welded aluminium alloy structures ». *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 21, n° 2, p. 159-170.
- Bokuchava, GD., VV. Luzin, J. Schreiber et Yu V. Taran. 1999. « Residual stress investigations in austenitic steel samples with different degree of low cycle fatigue ». *Texture, Stress, and Microstructure*, vol. 33, n° 1-4, p. 279-289.
- Booth, GS. 1977. *The effect of mean stress on the fatigue lives of ground or peened fillet welded steel joints*. Welding Institute.
- Branco, C. M., V. Infante et R. Baptista. 2004. « Fatigue behaviour of welded joints with cracks, repaired by hammer peening ». *Fatigue and Fracture of Engineering Material and Structures*, vol. 27, n° 9, p. 785-98.
- Cheng, X., J. W. Fisher, H. J. Prask, T. Gnäupel-Herold, B. T. Yen et S. Roy. 2003. « Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures ». *International Journal of Fatigue*, vol. 25, n° 9–11, p. 1259-1269.

- Curtat, J-L., J. Lanteigne, É. Dallaire, D. Paquet, Y. Laroche et J.-B. Lévesque. En cours de dépôt. *Avancement dans les travaux de mesure de la vie en fatigue des assemblages soudés en acier martensitique 415*. IREQ, 35 p.
- Dowling, N.E. 2013. *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*, 4th. Pearson Education, 936 p.
- Fisher, John W., PA. Albrecht, Be T. Yen, DJ. Klingerman et BM. McNamee. 1974. « Fatigue strength of steel beams with transverse stiffeners and attachments ». *NCHRP Report*, vol. 147.
- Folkhard, E. 1988. « Metallurgical Phenomena in Secondary Crystallization of Stainless Steels and Weld Metals ». In *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. p. 78-102. Springer Vienna.
- Gharizadeh, A., B. Samali et A. Saleh. 2013. « Investigation of Residual Stress Effect on Fatigue Life of Butt Weld Joints Subjected to Cyclic Bending ». In *5th Asia Pacific Congress on Computational Mechanics (APCOM2013)*. (Singapore, 11-14 Dec. 2013).
- Godin, S., D. Thibault et J-B. Lévesque. 2014. « An experimental comparison of weld-induced residual stresses using different stainless steel filler metals commonly used for hydraulic turbines manufacturing and repair ». In *Materials Science Forum*. Vol. 768, p. 628-635.
- Gope, P. 2002. « Determination of Minimum Number of Specimens in S-N Testing ». *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 124, n° 4, p. 421-427.
- Haagensen, P.J. 1985. « Improving the strenght of welded joints ». In *Fatigue handbook*, sous la dir. de A, Almar-Naess. Trondheim.
- Haagensen, P.J. 2011. « 11. Fatigue Strength Improvement Methods ». In *Fracture and Fatigue of Welded Joints and Structures*, sous la dir. de Macdonald, K.A.: Woodhead Publishing.
- Haagensen, P.J., et S.J. Maddox. 2003. « IIW recommendations on post weld improvement of steel and aluminium ». *IIW Doc*, vol. 13, p. 1815-1820.
- Haagensen, P.J., E.S. Statnikov et L. Lopez-Martinez. 1998. « Introductory fatigue tests on welded joints in high strength steel and aluminium improved by various methods including ultrasonic impact treatment (UIT) ». *IIW Doc*, vol. 13, p. 1748-98.
- Hacini, L, et VN Lê. 2009. « Étude des effets du martelage répétitif sur les contraintes résiduelles ». Montréal, École de technologie supérieure, 169 p.

- Hacini, L., V.N. Lê et P. Bocher. 2008a. « Effect of impact energy on residual stresses induced by hammer peening of 304L plates ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 208, n° 1, p. 542-548.
- Hacini, L., V.N. Lê et P. Bocher. 2008b. « Evaluation of residual stresses induced by robotized hammer peening by the contour method ». *Experimental Mechanics*, vol. 49, n° 6, p. 775-783.
- Hatamleh, O, J. E. D. Lyons et R Forman. 2007. « Laser peening and shot peening effects on fatigue life and surface roughness of friction stir welded 7075-T7351 aluminum ». *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 30, n° 2, p. 115-130.
- Huther, I., HP. Lieurade, R. Souissi, A. Nussbaumer, B. Chabrolin et JJ. Janosch. 1996. « Analysis of results on improved welded joints ». *Welding in the World/Le Soudage dans le Monde*, vol. 37, n° 5, p. 242-266.
- Iswanto, PT., SI. Nishida et N. Hattori. 2002. « Effect of compressive mean stress and compressive residual stress on fatigue properties of stainless steel SUS304 ». In *The Twelfth International Offshore and Polar Engineering Conference*. International Society of Offshore and Polar Engineers.
- James, MN, DJ Hughes, Z Chen, H Lombard, DG Hattingh, D Asquith, JR Yates et PJ Webster. 2007. « Residual stresses and fatigue performance ». *Engineering Failure Analysis*, vol. 14, n° 2, p. 384-395.
- Juvinall, R. C., et K. M. Marshek. 2006. *Fundamentals of machine component design* (2006), 4th ed. Hoboken, N.J.: J. Wiley & Sons, xvi, 832 p. p.
- Kaplan, D., et G. Murry. 2010. « Thermal, Metallurgical and Mechanical Phenomena in the Heat Affected Zone ». In *Metallurgy and Mechanics of Welding*. p. 89-131. ISTE.
- Kirkhope, K. J., R. Bell, L. Caron, R. I. Basu et K. T. Ma. 1999. « Weld detail fatigue life improvement techniques. Part 1: review ». *Marine Structures*, vol. 12, n° 6, p. 447-474.
- Knight, JW. 1978. « Improving the fatigue strength of fillet welded joints by grinding and peening ». *Weld. Res. Int.*, vol. 8, n° 6, p. 519-540.
- Kopsov, I. E. 1991. « The influence of hammer peening on fatigue in high-strength steel ». *International Journal of Fatigue*, vol. 13, n° 6, p. 479-482.
- Lampman, S. 1997. *Weld Integrity and Performance - A Source Book Adapted from ASM International Handbooks, Conference Proceedings, and Technical Books*. ASM International.

- Lanteigne, J, et C Baillargeon. 2004. *Analyse préliminaire de l'influence du martelage sur l'endurance en fatigue d'aciers au carbone de types A-27 coulé et A-516-70 laminé*. IREQ-2004-168: IREQ, 35 p.
- Lanteigne, J. 2004. *Simulation élasto-plastique 2D du martelage: Application à l'acier carbone A-516 et à l'acier inoxydable 304*. IREQ-2004-172: IREQ, 90 p.
- Lanteigne, J., C. Baillargeon et L. Marcouiller. 2001. *Mesure de la résistance à la fatigue de certains aciers utilisés dans la fabrication et la réparation de roues de turbines hydrauliques*. IREQ-2001-107C, 60 p.
- Laroche, Y., R. Dubois, P. Mongenot, B. Hazel et J.L. Fihey. 2002. *Renforcement de la couronne du groupe 19 de la centrale de Beauharnois*. IREQ, 54 p.
- Lefebvre, F., C. Revilla-Gomez, J.Y. Buffière, C. Verdu et C. Peyrac. 2014. « Understanding the Mechanisms Responsible for the Beneficial Effect of Hammer Peening in Welded Structure under Fatigue Loading ». In *Advanced Materials Research*. Vol. 996, p. 761-768. Trans Tech Publ.
- Lévesque, J.-B., J. Lanteigne et D. Paquet. 2015. *Programme de calcul des contraintes résiduelles par la méthode du contour*. IREQ-2015-0054. Varennes: IREQ.
- Liu, J, WX Gou, W Liu et ZF Yue. 2009. « Effect of hammer peening on fatigue life of aluminum alloy 2A12-T4 ». *Materials & Design*, vol. 30, n° 6, p. 1944-1949.
- Maddox, S. J. 1998. « Fatigue of steel fillet welds hammer peened under load ». *Welding in the World, Le Soudage Dans Le Monde*, vol. 41, n° 4, p. 343-349.
- Marquis, G., et Z. Barsoum. 2013. « A Guideline for Fatigue Strength Improvement of High Strength Steel Welded Structures Using High Frequency Mechanical Impact Treatment ». *Procedia Engineering*, vol. 66, n° 0, p. 98-107.
- Mattson, R.L., et J.G. Roberts. 1959. « The effect of residual stresses induced by strain peening upon fatigue strength ». In *Symposium internal stresses and fatigue in metals*. (New York), sous la dir. de Rassweiler, G.M., et W.L. Grube, p. 338-357.
- McGuire, M.F. 2008. *Stainless steels for design engineers*. ASM International.
- Morin, N. 2001. *Essais de martelage robotisé*. IREQ, 30 p.
- Mossoba, Y. 2006. *Réparation par soudage d'une roue de turbine hydraulique*. P-APP-G-017-00: Hydro-Québec Production.

- Nakano, T., K. Nakanishi et Y. Morikage. 2015. *Method of Improving Fatigue Strength by Peening on Base Metal and Development of Mechanized System*. Coll. « JFE Technical Report ».
- Nakazawa, H., et S. Kodama. 1987. « Statistical S-N testing method with 14 specimens: JSME standard method for determination of S-N curves ». In *Statistical research on fatigue and fracture*. p. 59-69. London, UK: Elsevier Applied Science Publishers.
- Nikitin, I., B. Scholtes, H. J. Maier et I. Altenberger. 2004. « High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel AISI 304 ». *Scripta Materialia*, vol. 50, n° 10, p. 1345-1350.
- Paquet, D., J. Lanteigne, M. Bernard et C. Baillargeon. 2014. « Characterizing the effect of residual stresses on high cycle fatigue (HCF) with induction heating treated stainless steel specimens ». *International Journal of Fatigue*, vol. 59, p. 90-101.
- Park, MJ., HN. Yang, D.Y. Jang, JS. Kim et TE. Jin. 2004. « Residual stress measurement on welded specimen by neutron diffraction ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 155–156, n° 0, p. 1171-1177.
- Pollard, B, et R.J. Cover (544-554). 1972. *Fatigue of Steel Weldments*, 51. Coll. « Welding Research Supplement ». Defense Technical Information Center.
- Prime, M. B. 2001. « Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut ». *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 123, n° 2, p. 162-168.
- Revilla-Gomez, C., J. Y. Buffiere, C. Verdu, C. Peyrac, L. Daflon et F. Lefebvre. 2013. « Assessment of the Surface Hardening Effects from Hammer Peening on High Strength Steel ». *Procedia Engineering*, vol. 66, p. 150-160.
- Schneider, CRA, et SJ Maddox. 2003. « Best practice guide on statistical analysis of fatigue data ». *The Welding Institute Report*.
- Sidhom, N., K. Makhlouf, A. Khlifi, C. Braham et H. Sidhom. 2014. « Assessment of low cycle fatigue improvement of machined AISI 316 stainless steel by brush hammering ». *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 37, n° 10, p. 1087-1100.
- Simoneau, R. 2004. *Déformation de plaques d'aciers par le martelage multi-passe robotisé*. IREQ-2004-161. Varennes: IREQ, 59 p.
- Simoneau, R., D. Thibault et J.L. Fihey. 2009. « A Comparison of Residual Stress in Hammer-Peened, Multi-Pass Steel Welds—A514 (S690Q) and S41500 ». *Welding in the World*, vol. 53, n° 5-6, p. R124-R134.

- Smith, K. N., P. Watson et T. H. Topper. 1970. « A stress-strain function for the fatigue of metals ». *Journal of Materials*, vol. 5, n° 4, p. 767-78.
- Tai, M., et C. Miki. 2014. « Fatigue strength improvement by hammer peening treatment—verification from plastic deformation, residual stress, and fatigue crack propagation rate ». *Welding in the World*, vol. 58, n° 3, p. 307-318.
- Teng, T-L., et C-C. Lin. 1998. « Effect of welding conditions on residual stresses due to butt welds ». *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 75, n° 12, p. 857-864.
- Thibault, D., P. Bocher et M. Thomas. 2009. « Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel ». *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, n° 4, p. 2195-2202.
- Thibault, D., R. Simoneau, J. Lanteigne et J-L. Fihey. 2005. « Residual stresses induced by robotized hammer-peening ». In *Materials Science Forum*. Vol. 490, p. 352-357. Trans Tech Publ.
- Torres, M. A. S., et H. J. C. Voorwald. 2002. « An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel ». *International Journal of Fatigue*, vol. 24, p. 877-886.
- Totten, G., M. Howes et T. Inoue. 2002. « 4. Stability of Residual Stresses ». In *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. ASM International.
- Totten, George E. 2002. *Handbook of residual stress and deformation of steel*. ASM international.
- Trufyakov, V., P. Mikheev et Y. Kudryavtsev. 1995. *Fatigue Strength of Welded Structures. Residual Stresses and Improvement Treatments*. London: Harwood Academic Publishers GmbH, 100 p.
- Wick, A, V Schulze et O Vöhringer. 1999. « Influence of the shot peening temperature on the relaxation behaviour of residual stresses during cyclic bending ». In *7th International Conference on Shot Peening, Ed. by Prof. A. Nakonieczny, Warsaw, Poland*. p. 102-109.
- Wick, A., V. Schulze et O. Vöhringer. 2000. « Effects of warm peening on fatigue life and relaxation behaviour of residual stresses in AISI 4140 steel ». *Materials Science and Engineering: A*, vol. 293, n° 1–2, p. 191-197.

- Yildirim, H. C., et G. B. Marquis. 2012. « Fatigue strength improvement factors for high strength steel welded joints treated by high frequency mechanical impact ». *International Journal of Fatigue*, vol. 44, p. 168-176.
- Yonghe, Y. 1990. « The Effect Of Shot Peening On Strain-controlled Fatigue Behaviours ». In *ICSP-4 Proceedings*. (Tokyo, Japon), p. 411-418.
- Zhuang, W. Z., et G. R. Halford. 2001. « Investigation of residual stress relaxation under cyclic load ». *International Journal of Fatigue*, vol. 23, Supplement 1, p. 31-37.