



HAL
open science

Influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue d'un acier THR Dual Phase soudé par point

Frédérique Rossillon

► **To cite this version:**

Frédérique Rossillon. Influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue d'un acier THR Dual Phase soudé par point. Mécanique [physics.med-ph]. Université Blaise Pascal - Clermont-Ferrand II, 2007. Français. NNT: . tel-00279069

HAL Id: tel-00279069

<https://theses.hal.science/tel-00279069>

Submitted on 14 May 2008

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

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

UNIVERSITE BLAISE PASCAL – CLERMONT II

**Ecole Doctorale Sciences Pour l'Ingénieur de
Clermont-Ferrand**

Thèse

Présentée par

Frédérique ROSSILLON

Pour obtenir le grade de

Docteur d'Université

Spécialité : Génie mécanique

**Influence des conditions de soudage sur le comportement en
fatigue d'un acier THR Dual Phase soudé par point**

Soutenue publiquement le 15 Novembre 2007 devant le jury :

Mme	S. DEGALLAIX	Professeur à l'Ecole Centrale de Lille	Rapporteur
M.	S. CALLOCH	Professeur à l'ENSIETA de Brest	Rapporteur
M.	D. MARQUIS	Professeur à l'Ecole Centrale de Marseille	Examineur
M.	A. GALTIER	Ingénieur CETIM, Senlis	Examineur
M.	A. LENS	Ingénieur ArcelorMittal, Maizières	Examineur
M.	J.L. ROBERT	Professeur à l'Université Blaise Pascal, Montluçon	Directeur de thèse

« Si c'était à refaire...

Ou bien je renaîtrais nu comme au premier jour, avec le système nerveux vierge de l'enfant [...] Je ne referais rien puisque ce ne serait plus moi qui ferais, mais un autre, façonné par un autre milieu. [...]

Et puis surtout, que peut-on faire ou refaire seul ? [...] Si c'était à refaire, nous le ferions encore tous ensemble mais différemment, ce qui ne veut pas dire mieux ou plus mal. »

Henri Laborit, Eloge de la fuite, 1976

... alors je n'oublierais pas.

F.R.

« Là où il y a une volonté, il y a un chemin »



Je tiens à remercier les membres de mon jury de thèse et notamment Monsieur Didier MARQUIS, directeur de l'Ecole Centrale de Marseille et président du jury. Je remercie particulièrement Madame Suzanne DEGALLAIX, Professeur Emerite à l'Ecole Centrale Lille ainsi que Monsieur Sylvain CALLOCH, Professeur à l'ENSIETA de Brest, de m'avoir fait l'honneur de rapporter cette thèse.

Je remercie mes encadrants et tous ceux qui, de près ou de loin, ont su me transmettre leur expérience avec générosité et honnêteté intellectuelle mais aussi leur passion et plus particulièrement,

« Monsieur Le Professeur » Jean-Louis ROBERT, professeur à l'IUT GMP de Montluçon, qui fut directeur de thèse. Merci pour ton implication, les heures de voiture pour relier Montluçon à Metz et tes corrections aux stylos rouges.

André GALTIER, Ingénieur au CETIM, pour son honnêteté intellectuelle, son accessibilité, les échanges qui permettent profusion d'idées mais qui parfois ne donnent rien. Merci d'avoir joué le jeu jusqu'au bout malgré la distance. Merci pour tes rires à gorge déployée, les pauses cigarettes et ta manière d'être.

Michel DUCHET et Bastien WEBER du service MBIWS de l'Automotive Research Centre d'ArcelorMittal, pour m'avoir supportée au quotidien et mis à disposition tous les moyens d'essais nécessaire au bon déroulement de la thèse notamment de la MTS25B. Je vous remercie tous les deux pour votre soutien et votre bonne humeur.

Arnaud LENS, du service MBIWS, pour son aide précieuse et son appui de tous les instants.

Mohamed BOUZEKRI, du service CUSSE, pour ses visites en salle métal et, afin de ne pas l'oublier, répétons le encore une fois : « Tout le travail d'observation se fait, à côté, en salle de préparation ». Mohamed, merci pour ta sagesse.

Merci à tous pour ces moments de vie !!! Merci de m'avoir accompagnée dans cette aventure scientifique et humaine.

Heidi remercie toute l'équipe fatigue pour tous les « tralalaiou » qu'elle a pu chanter : Philippe, Bernard, Julie, Jacky, Marina. Merci aussi à tous les soudeurs : Dom, Soldat Henrion, Jean-Marie, Jérémy et tous les autres.

Special Bigup à Nicolas, c'est avec lui que la notion d'équipe prend tout son sens : efficacité dans l'action, confiance, échange, implication, professionnalisme. Si autant de résultats sont présentés dans ce manuscrit c'est aussi grâce à lui, pas seulement pour les essais qu'il a pu réaliser, mais aussi et surtout pour cette équipe, soutien de tous les jours qui ne laissait pas de place au découragement.

Merci à tous les autres qui ont vécu et partagé ce projet et qui m'ont soutenu sur la dernière ligne droite : mes parents, David, Maryll, Valérie, Jean-Marie, Anne-Claire, les Guillaume. Merci Stéphane.

Enfin, je remercie à l'avance ceux qui liront ce manuscrit, c'est vous qui le ferez vivre. Voici quelques graviers, qui, je l'espère, vous permettrons peut-être un jour de construire un édifice. Bonne lecture.



Influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue d'un acier THR Dual Phase soudé par point

Résumé : Les principaux modèles de comportement en fatigue des assemblages soudés par point ne prennent en compte que des paramètres géométriques. Or, les contraintes résiduelles, la microstructure de la Zone Affectée Thermiquement et la forme du fond d'entaille sont, a priori, autant de facteurs d'influence supplémentaires. L'objectif de ce travail est la compréhension des facteurs prédominants de la tenue en fatigue des assemblages soudés par point en acier THR, afin de proposer des conditions de soudage permettant un comportement amélioré. Pour analyser finement les résultats d'essais, des méthodologies et des outils d'observation sont développés : suivi de fissure, fractographie MEB, analyse métallographique. En soudage, l'observation des structures primaires permet de comprendre la formation du point de soudure. Dans certains cas, la solidification débute alors que le courant est encore délivré à l'assemblage. De nombreux essais de fatigue sont réalisés sur des assemblages de traction-cisaillement en acier Dual Phase pour étudier l'influence des conditions de soudage. Par l'utilisation combinée des différents outils, l'effet des conditions de soudage et les principaux facteurs d'influence sur la durée de vie de l'assemblage sont dégagés. L'étape de propagation de fissure est peu sensible aux conditions de soudage, une modélisation fiable de cette étape est proposée. L'amorçage de fissure se révèle être l'étape cruciale. Un cycle de soudage adapté permet d'obtenir un comportement en fatigue amélioré grâce à une modification favorable du champ de contraintes résiduelles en fond d'entaille, tout en gardant des séquences de soudage sur composant acceptables. Ces résultats ouvrent de réelles perspectives d'application industrielle.

Mots clés: fatigue, soudage par résistance par point, soudage, acier THR, acier Dual Phase, essais de fatigue, suivi de fissure, fractographie, métallographie, MEB, endommagement, traction-cisaillement, fond d'entaille, Zone Affectée Thermiquement, microstructure, solidification.

Welding conditions influence on the fatigue behaviour of a spot welded High Strength Dual Phase steel

Abstract: Models used for the fatigue assessment of spot-welded assembly only take into account geometrical parameters. Even so, residual stresses, microstructure of the Heat Affected Zone and notch root shape might be additional factors. This work consists in identifying the relevant parameters on the fatigue strength of spot welds made of High Strength Steel, to suggest welding conditions for an enhanced behaviour. To deeply analyze the tests results, methodologies and observation tools are developed: system to track the crack, SEM fractography and metallographic analysis. In the field of resistance spot welding, the primary structures observation enables to understand nugget growth formation. In some cases, solidification begins and occurs while current crosses the assembly. Many fatigue tests are carried out on tensile shear spot welded assembly made of Dual Phase steel. By the associated use of different observation tools, the welding conditions effect and the predominant influence factors are highlighted. There is few welding conditions influence on the propagation stage ; a reliability based model is proposed for this step. The initiation stage is a crucial step. An adapted weld cycle enables to obtain an enhanced fatigue behaviour thanks to an advantageous modification of the residual stresses field at notch root, by keeping admissible total weld time on component. These results open important outlooks for an industrial application.

Keywords: fatigue, resistance spot welding, welding, High Strength steel, Dual Phase steel, fatigue tests, PDM system, fractography, metallography, SEM, damage, tensile-shear, notch, Heat Affected Zone, microstructure, solidification.



Table des matières

Introduction.....	1
<i>Contexte industriel</i>	<i>1</i>
<i>Problématique scientifique.....</i>	<i>1</i>
<i>Guide de lecture.....</i>	<i>5</i>
Chapitre I. Synthèse bibliographique.....	7
1. Les aciers THR.....	7
1.1. Les aciers Dual Phase	9
1.2. Les aciers TRIP	9
1.3. Les aciers Multiphase	9
1.4. Les aciers Ferrite-Bainite.....	9
2. Le soudage par résistance par point.....	10
2.1. Description du procédé	10
2.2. Métallurgie du soudage	18
2.3. Quelques notions de solidification	21
2.4. Interactions électrique, thermique, métallurgique et mécanique	23
2.5. Conclusion	24
3. Le comportement en fatigue de l'assemblage soudé par point	25
3.1. Géométrie des éprouvettes	25
3.2. Les étapes successives d'endommagement par fatigue d'un point soudé sollicité en traction-cisaillement.....	27
3.3. Les facteurs d'influence sur la durée de vie de l'assemblage	28
3.4. Effet des conditions de soudage.....	32
3.5. Techniques de calcul de durée de vie	33
4. Conclusion	43
Chapitre II. Genèse de la zone fondue	45
1. Définition du matériau de l'étude.....	45
1.1. Composition chimique	45
1.2. Caractérisation métallographique	45
1.3. Tenue mécanique	46
1.4. Comportement en soudage	46

2. Techniques expérimentales en microscopie optique.....	49
2.1. Nital.....	49
2.2. Picral.....	50
2.3. Lepéra.....	50
2.4. Béchet-Beaujard.....	50
3. Genèse du point.....	53
3.1. Développement du point soudé.....	53
3.2. Approximation des vitesses de refroidissement.....	63
3.3. Perspectives.....	68
4. Conclusion.....	69
Chapitre III. Influence des conditions de soudage sur la tenue en fatigue de l'assemblage.....	71
1. Méthodologies d'observations.....	71
1.1. Approche statistique des dispersions.....	72
1.2. Système de mesure pour le suivi de fissure.....	76
1.3. Observation d'un faciès de rupture.....	81
1.4. Conclusion.....	85
2. Introduction aux résultats de fatigue.....	86
2.1. Rappel des facteurs d'influence sur la tenue en fatigue.....	86
2.2. Stratégie expérimentale.....	87
2.3. Conclusion.....	89
3. Comportement en fatigue sur le domaine de soudabilité [ROS 07].....	90
3.1. Tenue mécanique et comportement en fatigue.....	90
3.2. Analyse des mécanismes.....	92
3.3. Conclusion.....	96
4. Identification des grandes tendances.....	97
4.1. Influence de l'intensité.....	97
4.2. Influence de l'effort de soudage.....	98
4.3. Influence du cycle de passage du courant.....	99
4.4. Influence du type d'électrode.....	99
4.5. Influence du débit de refroidissement.....	100
4.6. Influence du post-chauffage ou " recuit machine ".....	101
4.7. Influence du temps de maintien.....	102
4.8. Conclusion.....	104

5. Influence du post-chauffage ou "recuit machine"	105
5.1. Définition des cycles de soudage	105
5.2. Résultats de fatigue	107
5.3. Conclusion	109
6. Influence de l'effort	110
6.1. Influence de l'effort au cours de la séquence de soudage	110
6.2. Influence de l'effort sur l'étape de forgeage	115
6.3. Conclusion	118
7. Influence du cycle de passage de courant	119
7.1. Conditions d'essais	119
7.2. Caractérisation des assemblages.....	121
7.3. Résultats de fatigue	124
7.4. Conclusion	134
8. Vérification des tendances observées sur un substrat d'épaisseur 1,5 mm	135
8.1. Métal de base	135
8.2. Influence du post-chauffage	137
8.3. Influence des cycles de soudage.....	140
8.4. Application des résultats sur une pièce réelle.	144
8.5. Conclusion	145
9. Proposition de modélisation	147
9.1. Etape de propagation de fissure au travers de l'épaisseur	147
9.2. Amorçage.....	154
10. Conclusions	155
Chapitre IV. Décorrélation des facteurs d'influence	157
1. Influence de la géométrie	157
2. Influence de la microstructure et des contraintes résiduelles	161
2.1. Description des cycles thermiques	161
2.2. Résultats de fatigue	166
2.3. Conclusion	168

3. Contribution à l'identification du champ de contraintes résiduelles en fond d'entaille	169
3.1. Approche qualitative du champ de contraintes par simulation numérique de soudage ..	169
3.2. Mesure de contraintes résiduelles en fond d'entaille par diffraction X	174
3.3. Conclusion	180
Conclusions et perspectives	181
Annexe A. Analyse statistique et détermination des incertitudes.....	185
1. Comparaison de séries de mesures.....	185
1.1. Incertitude de mesurage	185
1.2. Analyse de la variance [POI 93]	186
2. Méthode GUM [PIL 07]	188
2.1. Principe	188
2.2. Les différentes étapes	188
Annexe B. Simulation numérique du soudage par résistance par point	191
1. Description des modèles et des paramètres de simulation.....	191
1.1. Géométrie et maillage	191
1.2. Loi de comportement	192
1.3. Conditions aux limites et options de calcul	193
2. Résultats.....	194
3. Conclusion	199
Annexe C. Détermination de la taille des fissures de fatigue	201
Références bibliographiques	207

Table des illustrations

Figure 0-1 Schéma de principe des facteurs d'influence sur les prévisions de durée de vie pris en compte par les modèles actuels.....	1
Figure 0-2 Limite basse de l'intervalle de confiance à 95 % des limites d'endurance à 2 millions de cycles en effort maximum en fonction de l'épaisseur de la tôle, pour des assemblages de traction-cisaillement, toute nuance d'acier et tout diamètre de point confondus, et prévision du nombre de cycles par le modèle de Rupp et al. [RUPP 95]	2
Figure 0-3 Effort maximum en fonction du nombre de cycles à rupture pour deux diamètres de point différents, pour un acier DP d'épaisseur 1,2 mm.	3
Figure 0-4 Effort maximum en fonction du nombre de cycles à rupture pour deux aciers DP de même épaisseur et de même diamètre de point.....	4
Figure 0-5 Schéma de principe de prise en compte de l'influence des conditions de soudage et de leur couplage sur le comportement en fatigue de l'assemblage	5
Figure I-1 Représentation de l'emboutissabilité en fonction de la résistance des aciers a) laminés à chaud b) laminés à froid [CAT 03].....	8
Figure I-2 Position des points de soudure sur une caisse en blanc automobile	10
Figure I-3 Schéma de principe du soudage par point [DRO 93]	10
Figure I-4 Localisation des résistances dans le circuit [DRO 93].....	11
Figure I-5 Description d'un cycle de soudage	11
Figure I-6 Schéma de la séquence de soudage par pulsations.....	12
Figure I-7 Schéma d'une séquence de soudage avec " up slope " et " down slope "	13
Figure I-8 Schéma d'une séquence de soudage avec pré et post-chauffage.....	14
Figure I-9 Schéma représentatif du procédé de soudage par point d'après [DRO 93].....	17
Figure I-10 Evolution de la résistance dynamique pour un acier non revêtu en fonction du temps de soudage (d'après [DRO 93] et [DIC 80])	17
Figure I-11 Représentation schématique du point soudé à partir du diagramme d'équilibre, inspirée de [BLO 01] et de [SEF 59]	19
Figure I-12 Schéma des différentes zones du point soudé [DRA 07].....	20
Figure I-13 Schéma de principe de la surfusion de constitution et du critère de Chalmers.....	21
Figure I-14 Dendrites a) cliché MEB de pointes de dendrites obtenues en soudage par point b) schématisation des espacements primaires et secondaires.....	22
Figure I-15 Schéma des interactions entre les états électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques	23
Figure I-16 Géométrie des éprouvettes soudées par point pour l'essai de fatigue par traction-cisaillement.....	25

Figure I-17 Géométrie d'une éprouvette a) de traction en croix [ISO 03] b) de pelage [LON 07].....	26
Figure I-18 a) Double Omega pour sollicitation en torsion, b) Eprouvette en H pour sollicitation en traction-cisaillement, c) et dimension d'une éprouvette de pelage en H utilisée par Henrysson [HEN 02].....	26
Figure I-19 Formes des fonds d'entaille répertoriés par [LAM 89] a) type A b) type B.....	30
Figure I-20 Schéma de principe de l'approche développée par Rupp et al. [RUP 95].....	34
Figure I-21 Courbe S-N recommandée de contraintes structurelles nominales pour des assemblages soudés par point selon [MAD 92].....	35
Figure I-22 Modèle de noyau rigide pour les contraintes structurelles de la tôle avec les forces se référant au milieu de la tôle (a), (c) et modèle de poutre rigide pour les contraintes structurelles du noyau avec les forces se référant au plan de joint (b), (d), assemblage original (a), (b) et modèle simplifié (c), (d) [RAD 98].	35
Figure I-23 Contraintes structurelles radiales et tangentielles issues de [ZHA 01].....	39
Figure I-24 Représentation schématique de l'angle de bifurcation de fissure selon [LIN 06].....	41
Figure II-1 Détail de la microstructure au tiers de l'épaisseur après attaque Lepéra, la martensite apparaît en blanc, à différents grossissements a) x 500 b) x 1000	46
Figure II-2 Latitudes de soudage obtenues pour chaque condition	47
Figure II-3 Tenues mécaniques sous sollicitations de traction en croix et de traction cisaillement sur la latitude D1.....	48
Figure II-4 Coupe métallographique d'un assemblage homogène DP a) après attaque Nital, b) après attaque Picral, c) après attaque Lepéra, d) après attaque Béchet-Beaujard.....	50
Figure II-5 Vue macroscopique d'une coupe métallographique d'un point soudé en cycle pulsé avec 2 trains d'onde, après attaque Béchet-Beaujard. Les limites de la zone fondue après chaque pulse apparaissent très clairement	51
Figure II-6 Limite de la zone fondue et de la GGZAT d'un point soudé après attaque Béchet-Beaujard, une zone mixte est présente avec une fusion préférentielle aux joints de grains.....	51
Figure II-7 Zone fondue et GGZAT d'un point soudé après attaque Béchet-Beaujard. La structure de solidification est nettement révélée par une oxydation préférentielle des ségrégations interdendritiques	51
Figure II-8 Coupe métallographique après attaque Béchet-Beaujard, la fissure de fatigue s'amorce en fond d'entaille et se propage en GFZAT au travers des grains.....	52
Figure II-9 Micrographies après attaque Béchet-Beaujard – les différentes zones fondues après chaque pulsation sont visibles.....	54
Figure II-10 Définition des épaisseurs et diamètres mesurés	54
Figure II-11 Evolution a) des diamètres et b) des hauteurs de zones fondues développées par un cycle de courant de soudage à 3 pulsations, en fonction de la durée des " temps froids " pour une épaisseur de substrat de 1,5 mm	55
Figure II-12 Epaisseur et diamètre de la zone fondue	55

Figure II-13 Evolutions du diamètre et de l'épaisseur du noyau pour un assemblage homogène en acier DP d'épaisseur 1,2 mm	56
Figure II-14 Détail de la structure de solidification en limite de zone fondue, d'éprouvettes soudées en 14 et en 42 périodes	57
Figure II-15 Structures de solidification pour un temps de soudage de 42 périodes	57
Figure II-16 Evolution de l'espacement dendritique primaire en fonction de la distance au centre du point soudé, mesuré dans l'axe du point	58
Figure II-17 Principe de l'évolution du front de solidification en fonction de la vitesse de refroidissement	59
Figure II-18 Coupe macrographique et grossissement sur le centre du point pour des temps de soudage longs: une seconde zone est visible	63
Figure II-19 Evolution du rapport de la hauteur zone liquide en fin de soudage / la hauteur maximale fondue en fonction du temps de soudage exprimé en périodes	64
Figure II-20 Modélisation de l'avance du front de solidification pour la campagne d'essais concernée	64
Figure II-21 Evolution de la vitesse de solidification en fonction de la position par rapport au centre du point	65
Figure II-22 Evolution du gradient thermique en fonction du temps de soudage au moment de la solidification	66
Figure II-23 Evolution de la vitesse de refroidissement en fonction du nombre de périodes au niveau du front de solidification	67
Figure II-24 Signal d'intensité délivrée par la machine à souder fonctionnant a) à une fréquence de 50 Hz b) en courant " continu " ou 1000 Hz	68
Figure II-25 Formation de la zone fondue en fonction de la fréquence et du temps de passage de courant	69
Figure II-26 Cernes de solidification a) fréquence 50 Hz b) fréquence 1000 Hz	69
Figure III-1 Probabilité cumulée des nombres de cycles à rupture obtenue pour la condition de soudage de référence C14 pour le niveau de sollicitation en fatigue $F_{max}=3000$ N, $R_s=0,1$ à 30 Hz. 73	73
Figure III-2 Tolérances sur l'estimée de la moyenne du nombre de cycles à rupture avec une fiabilité de 95 % pour la condition C14	76
Figure III-3 Tolérances sur l'estimée de la moyenne du nombre de cycles à rupture avec une fiabilité de 95 % pour la condition P3	76
Figure III-4 Forme de la fissure de fatigue d'un assemblage soudé par point et sollicité en traction-cisaillement identifiée lors d'un essai interrompu et après rupture fragile	77
Figure III-5 Schéma de principe du suivi de fissure de fatigue par la MDP sur assemblage TC	77
Figure III-6 Courbes de réponse caractéristiques d'un suivi de fissure avec 4 prises de potentiel par la MDP sur un assemblage TC	78

Figure III-7 Mesures par émission acoustique pendant un essai de fatigue sur assemblage TC, amplitude des coups en fonction du temps.....	79
Figure III-8 Mesures par émission acoustique pendant un essai de fatigue sur assemblage TC, nombre de coups en fonction du temps	79
Figure III-9 Mesures par émission acoustique pendant un essai de fatigue sur assemblage TC, énergie cumulée en fonction du temps	80
Figure III-10 Photographie macroscopique d'un échantillon soudé par point rompu par fatigue - différentes zones distinctes sont observables.....	82
Figure III-11 Fond d'entaille (localisation macroscopique et cliché MEB) et schématisation du point soudé fissuré	82
Figure III-12 Cliché MEB d'une zone principale d'amorçage a) faciès de rupture, b) fond d'entaille. La hauteur moyenne des décrochements est indiquée par des flèches.....	83
Figure III-13 Schéma de principe du multi-amorçage, les décrochements sont symbolisés par les traits de direction globale verticale	83
Figure III-14 Clichés MEB à différents grossissements de l'échantillon oxydé à 75 000 cycles et signal de suivi de fissure. La zone sombre sur les clichés correspond à la zone oxydée.....	84
Figure III-15 Courbe Effort - Durée de vie de référence modélisée par le modèle de Basquin et définition du niveau de sollicitation de référence	88
Figure III-16 Evolution de la tenue mécanique en traction en croix et en traction-cisaillement sur le domaine de soudabilité.....	91
Figure III-17 Nombre de cycles des différentes étapes de durée de vie pour la sollicitation de fatigue de référence sur le domaine de soudabilité et prévision de durée de vie selon le modèle de Rupp et al. [RUP 95]	91
Figure III-18 Evolution du faciès de rupture (x500) en zone d'amorçage principal en fonction de l'intensité.....	92
Figure III-19 Faciès de rupture en haut de cassure (x1000) en fonction de l'intensité	93
Figure III-20 Micrographie optique après attaque Béchet-Beaujard et clichés MEB des ZAP pour a) la limite basse b) le milieu et c) la limite haute des intensités sur le domaine de soudabilité	95
Figure III-21 Evolution de la durée de vie en fonction de l'intensité de soudage selon les conditions préconisées par la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04] pour une épaisseur de 1,5 mm et appliquées à un substrat de 1,2 mm.....	97
Figure III-22 Influence de l'effort sur le nombre de cycles à rupture, type d'électrode TH8, cycle de soudage C14	98
Figure III-23 Influence du cycle de passage du courant en fonction de l'intensité, électrode TH8, effort 400 daN	99
Figure III-24 Influence du type d'électrode sur le nombre de cycles à rupture pour la sollicitation de référence en fonction de l'intensité de soudage, pour des cycles C14 et P2, effort 400 daN.....	99
Figure III-25 Influence du débit de refroidissement des électrodes sur le nombre de cycles à rupture en fonction de l'intensité pour un cycle C14 et P2, électrode de type TH8, effort 400 daN.....	100

Figure III-26 Influence du temps de post-chauffage (Ivisée = 6,5 kA) sur le nombre de cycles à rupture pour les conditions C14 et P2 à une intensité visée de soudage de 8,6 kA, effort 400 daN, électrode de type TH6.	101
Figure III-27 Influence de l'intensité de post-chauffage ou recuit machine sur le nombre de cycles à rupture pour un cycle continu 14 + 14, électrode TH6, intensité visée 8,6 kA.	102
Figure III-28 Influence du temps de maintien sur le nombre de cycles à rupture pour le cycle C14 pour deux intensités visées de soudage, électrodes de type TH6, effort 400 daN.	103
Figure III-29 Influence du temps de maintien sur le nombre de cycles à rupture pour la condition P2 selon différentes intensités de soudage, électrodes TH6, effort de 400 daN.	103
Figure III-30 Intégralité des durées de vie obtenues toutes conditions de soudage confondues.	104
Figure III-31 Conditions de soudage, schéma et noms associés.	105
Figure III-32 Coupe transversale des points après attaque Béchet-Beaujard.	106
Figure III-33 Tenue mécanique sous sollicitation monotone a) en sollicitation de traction en croix b) en sollicitation de traction-cisaillement.	107
Figure III-34 Estimée des moyennes des différentes étapes de durée de vie pour des conditions de soudage avec ou sans post-chauffage.	108
Figure III-35 Intervalle de confiance à 95 % de l'étape d'amorçage de fissure.	108
Figure III-36 Clichés MEB des zones d'amorçage principales (x1000).	109
Figure III-37 Description des conditions de soudage appliquées et schématisation associée.	110
Figure III-38 Tenue mécanique monotone sous sollicitation de a) traction en croix, b) traction-cisaillement.	111
Figure III-39 a) Estimées des moyennes des différentes étapes de durée de vie, b) Intervalle de confiance à 95% pour l'étape 2 de macropropagation (l'estimée de la valeur moyenne est symbolisée par un trait blanc).	112
Figure III-40 Intervalles de confiance à 95% pour l'étape d'amorçage de fissure, (l'estimée de la valeur moyenne est symbolisée par un trait blanc).	113
Figure III-41 Description des conditions de soudage effectuées et schématisation associée.	116
Figure III-42 Tenue mécanique monotone sous sollicitation a) de traction en croix, b) de traction-cisaillement.	117
Figure III-43 a) Estimée des moyennes des différentes étapes de durée de vie, b) Intervalle de confiance à 95% pour l'étape d'amorçage de fissure.	117
Figure III-44 Description des conditions de soudage retenues et schématisation associée.	119
Figure III-45 Vues macroscopiques des éprouvettes soudées par cycle continu (deuxième campagne de soudage), le front de solidification à la fin du passage du courant apparaît clairement.	121
Figure III-46 Vues macroscopiques après attaque Béchet-Beaujard des éprouvettes soudées par cycle pulsé (première campagne de soudage hormis P4), les marques des différentes pulsations sont visibles.	121

Figure III-47 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction en croix pour des cycles continus	123
Figure III-48 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction-cisaillement pour des cycles continus	123
Figure III-49 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction en croix pour des cycles pulsés	123
Figure III-50 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction –cisaillement pour des cycles pulsés	123
Figure III-51 Résultats de la première campagne d’essais a) estimée des moyennes des 3 étapes de durée de vie et b) intervalle de confiance à 95% pour l’étape 2.	124
Figure III-52 Intervalle de confiance à 95% pour l’étape d’amorçage de la première campagne de soudage	125
Figure III-53 Estimées des moyennes des étapes de durées de vie pour la sollicitation en fatigue de référence (seconde campagne de soudage).....	125
Figure III-54 Intervalle de confiance à 95% de l’étape d’amorçage pour la seconde campagne de soudage	126
Figure III-55 Principe d’équivalence force - nombre de cycles	126
Figure III-56 Effort maximum équivalent calculé pour l’étape d’amorçage	127
Figure III-57 Pourcentage d’amélioration de la tenue en fatigue de l’étape d’amorçage en terme d’effort en fonction du temps de passage du courant et du type de cycle	127
Figure III-58 Clichés MEB avec un grossissement de x200, des zones d’amorçage principales pour les quatre conditions de soudage en cycle continu	128
Figure III-59 Clichés des fonds d’entaille des éprouvettes sollicitées en fatigue soudées dans les conditions C14 et C42	129
Figure III-60 Clichés à différents grossissements des microstructures de fond d’entaille après attaque Nital.....	129
Figure III-61 Clichés MEB des microstructures de fond d’entaille pour les conditions C14 v2 et C42	130
Figure III-62 Clichés MEB de la ZAP pour les conditions de soudage en cycle pulsé.....	131
Figure III-63 Clichés après attaque Béchet-Beaujard, des fonds d’entaille des éprouvettes P3 et P4	132
Figure III-64 Points expérimentaux force-nombre de cycles jusqu’au percement de la tôle pour les conditions C14v3 et C42v3 et médianes du modèle de Basquin associé	133
Figure III-65 Etape de propagation points expérimentaux force-nombre de cycles pour les conditions C14v3 et C42v3 et médianes du modèle de Basquin associé.....	133
Figure III-66 Etape d’amorçage points expérimentaux force - nombre de cycles pour les conditions C14v3 et C42v3 et médianes du modèle de Basquin associé.....	134
Figure III-67 Détail de la microstructure du métal de base a) après attaque Nital, b) après attaque Lepéra, c) après attaque Klemm	136

Figure III-68 Observations MEB du métal de base a) grossissement de X2000, b) grossissement de X5000	136
Figure III-69 Tenue mécanique sous sollicitation de traction en croix en fonction de l'intensité de soudage visée pour les 3 conditions de soudage considérées.....	138
Figure III-70 Tenue mécanique sous sollicitation de traction en croix en fonction du diamètre de bouton obtenue pour les conditions de soudage P3, C18 et C18 PC.....	139
Figure III-71 Estimées des moyennes de l'effort à rupture pour 3 éprouvettes a) en traction en croix b) en traction-cisaillement.....	139
Figure III-72 Estimées des moyennes des différentes étapes de durée de vie pour la sollicitation de référence ($F_{max}=4000$ N, $R_s=0,1$, à 30 Hz)	140
Figure III-73 Estimée des moyennes de l'effort à rupture sur 3 éprouvettes pour une sollicitation a) de traction en croix b) de traction-cisaillement.....	141
Figure III-74 Estimée des moyennes des différentes étapes de durées de vie pour un assemblage homogène d'épaisseur 1,5 mm	142
Figure III-75 Intervalle de confiance à 95 % sur l'étape de macropropagation pour différentes conditions de soudage pour un assemblage d'épaisseur 1,5 mm	142
Figure III-76 Intervalles de confiance à 95 % de l'étape d'amorçage pour différentes conditions de soudage pour un assemblage d'épaisseur 1,5 mm.....	143
Figure III-77 Pourcentage d'amélioration de la tenue en fatigue sur l'étape d'amorçage pour un DP d'épaisseur 1,5 mm, en fonction du temps de passage de courant et du type de cycle	143
Figure III-78 a) Position du longeron sur la structure caisse en blanc, b) vue éclatée de la pièce.....	144
Figure III-79 Profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles en macropropagation sur un assemblage homogène en DP d'épaisseur 1,2 mm, pour la sollicitation de fatigue de référence ($F_{max}=3000$ N, $R_s=0,1$, 30 Hz)	148
Figure III-80 Facteurs d'intensité de contraintes équivalent pour un assemblage TC, en fonction de l'épaisseur, sous un chargement de 1 N, $d=5\sqrt{t}$	149
Figure III-81 Prévission de B donnée par les 3 modèles analytiques et valeurs expérimentales en fonction de l'épaisseur du substrat.....	151
Figure III-82 Variabilité prévue par les modèles analytiques de la littérature	152
Figure III-83 Estimée de B et intervalle de fiabilité à 95 %.....	153
Figure III-84 Prévission de l'intervalle d'équiprobabilité à 5% et 95% pour l'étape de macropropagation pour des épaisseurs de 1,2 mm à 2,5 mm	153
Figure IV-1 Principe de réalisation de la géométrie "point soudé", la géométrie est réalisée en plusieurs étapes	157
Figure IV-2 a) Vue 3D d'une coupe de la partie usinée dans la masse, b) plan associé pour la définition des cotes.....	158
Figure IV-3 Fond d'entaille a) fond d'entaille d'un point soudé en DP b) géométrie obtenue après électroérosion	158

Figure IV-4 Vue transversale de la soudure laser après attaque Nital	159
Figure IV-5 Coupe transversale après attaque Nital d'éprouvettes en XC38 a) soudées par point b) usinées dans la masse	159
Figure IV-6 Intervalles de confiance à 95 % des nombres de cycles à percement de la tôle obtenus pour les éprouvettes réalisées en XC38	160
Figure IV-7 Photographie du four de recuit continu	162
Figure IV-8 Schéma des cycles thermiques appliqués a) avec maintien en domaine subcritique b) avec maintien en domaine intercritique c) avec maintien dans le domaine austénitique ou surcritique d) avec maintien dans le domaine austénitique puis intercritique.....	162
Figure IV-9 Cliché au MO après attaque Nital des éprouvettes ayant subi différents traitements thermiques.....	164
Figure IV-10 Clichés de l'ancienne zone fondue après traitement et attaque Lepéra, la martensite apparaît en blanc, des structures basaltiques sont apparentes a)-traitement thermique DP2 b)-traitement thermique SC.....	165
Figure IV-11 Ancienne zone fondue après attaque Nital a) après traitement RB 425°C b) après traitement RB 650°C, les précipités carburés sont visibles.....	165
Figure IV-12 Estimée des moyennes des différentes étapes de durées de vie sur 5 éprouvettes en fonction des traitements thermiques.	166
Figure IV-13 Estimée du nombre de cycles pour la phase de propagation et intervalle de confiance	167
Figure IV-14 Intervalle de confiance à 95% sur le nombre de cycles à l'amorçage	167
Figure IV-15 Evolution de la température au cours du temps pour des points situés sur l'axe de symétrie, pour deux conditions de soudage.....	171
Figure IV-16 Champ de contraintes résiduelles radiales suivant les cycles de soudage appliqués...	171
Figure IV-17 Champ de contraintes résiduelles tangentiels suivant les cycles de soudage appliqués	172
Figure IV-18 Variation des contraintes résiduelles radiales en fonction de l'épaisseur, condition C16	172
Figure IV-19 Evolution des contraintes résiduelles radiales en fonction des cycles de soudage appliqués	173
Figure IV-20 Schéma de principe de la zone à analyser	174
Figure IV-21 Procédé d'enlèvement de matière par électroérosion appliqué au point soudé a) électrode b) centrage c) électroérosion d) retrait de la partie électroérodée	175
Figure IV-22 Point soudé après électroérosion a) vue macroscopique b) coupe transversale, une asymétrie de l'ordre de 500 µm est constatée	175
Figure IV-23 Modèle géométrique a) comparaison avec une coupe micrographique transverse b) schéma des différentes parties de l'assemblage	176
Figure IV-24 Vue macroscopique des contraintes résiduelles radiales avant et après enlèvement de matière.....	176

Figure IV-25 Vue macroscopique des contraintes résiduelles tangentiels avant et après enlèvement de matière.....	176
Figure IV-26 Evolution de la contrainte radiale au niveau de l'interface, le fond d'entaille est positionné à une distance de 3,5 mm	177
Figure IV-27 a) Machine de mesure par diffraction à rayon X b) collimateur obstrué avec une fente de 0,2 mm x3 mm.....	177
Figure IV-28 Définition des directions de mesures	178
Figure IV-29 Mesure de contraintes résiduelles radiales en fonction de la distance au fond d'entaille pour la condition C14, a) dans la direction 3 b) dans la direction 1.	178
Figure IV-30 Mesure des contraintes résiduelles radiales pour la condition C42 en fonction de la distance au fond d'entaille dans la direction 1	179
Figure IV-31 Mesures de contraintes résiduelles sur une éprouvette C42 dans les direction 2,4 a et b.	179
Figure A-1 Interprétation de l'analyse de la variance [POI 93].....	187
Figure B-1 Maillage des tôles et des électrodes	191
Figure B-2 Dénomination des différentes zones du point pour l'exploitation des résultats.....	194
Figure B-3 Evolution de la température au cours du temps pour des points situés sur l'axe de symétrie, pour les conditions de soudage C14 et C28DS.....	195
Figure B-4 Champ des contraintes résiduelles radiales suivant les cycles de soudage appliqués	195
Figure B-5 Champ des contraintes résiduelles tangentiels suivant les cycles de soudage appliqués	196
Figure B-6 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentiels en surface pour les cycles C16, C14 et C14 DS	196
Figure B-7 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentiels en surface pour les cycles C14, C28 DS, C28DS + 14 et P3	197
Figure B-8 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentiels à mi épaisseur pour les cycles C16, C14 et C14 DS	197
Figure B-9 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentiels à mi épaisseur pour les cycles C14, C28 DS, C28 DS + 14 et P3.....	198
Figure B-10 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentiels au niveau de l'interface des tôles pour les cycles C16, C14 et C14 DS.....	198
Figure B-11 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentiels au niveau de l'interface des tôles pour les cycles C14, C28 DS, C28 DS + 14 et P3	198

Figure C-1 Différence de potentiel en fonction du nombre de cycles de sollicitation pour les essais de fatigue interrompus.....	201
Figure C-2 Différence de potentiel en fonction du nombre de cycles en propagation (étape 2) pour les essais de fatigue interrompus	201
Figure C-3 Face 1 de l'éprouvette Ep1, essai interrompu à 80 000 cycles	202
Figure C-4 Face 1 de l'éprouvette Ep2, essai interrompu à 105 000 cycles	203
Figure C-5 Face 1 de l'éprouvette Ep3, essai interrompu à 130 000 cycles	203
Figure C-6 Face 2 de l'éprouvette Ep3, essai interrompu à 130 000 cycles	204
Figure C-7 Face 1 de l'éprouvette Ep4, essai interrompu à 155 000 cycles	204
Figure C-8 Face 2 de l'éprouvette Ep4, essai interrompu à 155 000 cycles	205
Figure C-9 Face 1 de l'éprouvette Ep5, essai interrompu à 170 000 cycles	205
Figure C-10 Profondeur de la fissure de fatigue en fonction du nombre de cycles en propagation ...	206
Figure C-11 Longueur de la fissure de fatigue en fonction du nombre de cycles en propagation.....	206

Liste des tableaux

Tableau I-1 Classification des aciers THR par famille et métallurgie [CAT 03]	8
Tableau I-2 Paramètres de soudage pour les tôles d'acier non revêtues de Rm supérieure à 380 MPa [ISO 04].....	15
Tableau I-3 Dimensions (en mm) des éprouvettes de fatigue par traction-cisaillement des grandeurs définies dans la figure I-16 selon la norme ISO 14234 : 2003 [ISO 03].....	25
Tableau I-4 Dimensions (en millimètres) des éprouvettes de fatigue par traction-cisaillement des grandeurs définies dans la figure I-16 selon la norme JIS Z 3138-1989 [JIS 89]	26
Tableau I-5 Expression des contraintes structurelles dans le cas d'un assemblage de traction cisaillement.....	42
Tableau I-6 Expression analytique des facteurs d'intensité de contrainte dans le cas d'un assemblage de traction-cisaillement.....	42
Tableau II-1 Composition chimique de l'acier DP de la thèse d'épaisseur 1,2 mm (% masse .10-3) ..	45
Tableau II-2 Tenue mécanique de l'acier DP d'épaisseur 1,2 mm dans les directions transverse (T), longitudinale (L) et à 45°.	46
Tableau II-3 Résumé des conditions de soudage pour la détermination des domaines de soudabilité	47
Tableau II-4 Récapitulatif des compositions chimiques des réactifs d'attaque testés (d'après [BEC 55] et [HAB 66])	49
Tableau II-5 Cartographies qualitatives des éléments Mn, Si et P et cartographie quantitative Mn pour différentes conditions de soudage.....	61
Tableau II-6 Composition chimique moyenne (poidsx10 ⁻³ %) des différentes zones observées.	62
Tableau III-1 Tableau récapitulatif des incertitudes sur l'estimée de la moyenne du logarithme du nombre de cycles à rupture selon deux conditions de soudage	75
Tableau III-2 Effet des paramètres intensité, effort, et temps de soudage sur les facteurs d'influence de la tenue en fatigue de l'assemblage soudé par point.....	86
Tableau III-3 Résumé des conditions de soudage pour déterminer l'influence du temps de maintien	102
Tableau III-4 Conditions de soudage pour l'influence du cycle de post-chauffage, électrodes de type TH6, effort de 400 daN.....	105
Tableau III-5 Diamètres de zone fondue et diamètres de couronne et schématisation des fonds d'entailles.....	106
Tableau III-6 Diamètres de zone fondue et de couronne mesurés sur des coupes transversales du point.....	111
Tableau III-7 Clichés au microscope optique des fonds d'entaille des différentes conditions de soudage étudiées avec leur schématisation associée	111
Tableau III-8 Clichés MEB du fond d'entaille, de la zone d'amorçage principale et du haut de cassure pour les deux conditions de soudage M400 et M600.....	114

Tableau III-9 Clichés des échantillons rompus par fatigue après attaque Béchet-Beaujard : vue macroscopique et zones de fissuration à partir du fond d'entaille	115
Tableau III-10 Diamètres de zone fondue et de couronne mesurés sur des coupes transversales du point.....	116
Tableau III-11 Clichés des fonds d'entaille des différentes conditions de soudage étudiées et schématisation associée	116
Tableau III-13 Résumé des conditions de soudage et schématisation associée	120
Tableau III-14 Diamètre de zone fondue et diamètre de couronne mesurés sur échantillons après attaque Béchet-Beaujard et schéma des fonds d'entaille	122
Tableau III-15 Valeur moyenne sur 3 points des duretés HV 0,5 en métal de base et en fond d'entaille	130
Tableau III-17 Composition chimique des aciers DP d'épaisseur 1,2 mm et 1,5 mm (% masse 10-3)	135
Tableau III-18 Tenue mécanique des aciers DP d'épaisseur 1,2 mm et 1,5 mm dans les directions transverse (T), longitudinale (L) et à 45°.....	136
Tableau III-19 Résumé des cycles de soudage utilisées (avec un effort 450 daN et des électrodes de type TH8).....	138
Tableau III-20 Conditions de soudage appliquées à l'acier DP d'épaisseur 1,5 mm avec la schématisation associée	141
Tableau III-21 Résumé des temps de soudage et masse associée du composant pour des épaisseurs 1,5 mm et 1,2 mm.....	145
Tableau III-23 Tableau récapitulatif des constantes A et B du modèle de Basquin, identifiées grâce au logiciel ESOPE®, pour les différentes durée de vie identifiées par MDP	150
Tableau III-24 Coefficients de la loi de Paris utilisés dans la littérature pour la prévision de la durée de vie des assemblages soudés par points	151
Tableau IV-1 Résumé des microstructures obtenues en ancienne zone fondue et dans le métal de base après application des cycles de traitements thermiques.....	164
Tableau IV-2 Récapitulatif des modalités de calcul effectuées.....	170
Tableau B-1 Récapitulatif des modalités de calcul effectuées.....	193
Tableau C-1 Nom des éprouvettes de fatigue et nombre de cycles de sollicitation associés	202

Introduction

Contexte industriel

Dans le cadre du protocole de Kyoto, qui vise à réduire les émissions de six gaz à effet de serre, l'Union Européenne a négocié un contrat avec les constructeurs automobiles européens, japonais et coréens. Ces derniers se sont engagés, d'ici à 2008 / 2009, à réduire les émissions moyennes de dioxyde de carbone des véhicules neufs, de 25% par rapport aux niveaux de 1995. Pour respecter ces engagements, deux solutions sont possibles, soit améliorer le rendement des moteurs soit réduire la masse des véhicules. Dans ce dernier cas, l'alternative la plus directe est la diminution de l'épaisseur des tôles de la structure. Or, pour un cahier des charges identique, la réduction d'épaisseur entraîne des contraintes plus importantes sur les composants. Les nuances d'acier utilisées doivent donc posséder des résistances mécaniques plus élevées. C'est dans ce cadre que les sidérurgistes développent et proposent aujourd'hui des produits plats à Très Haute Résistance.

Le soudage par point est une technique d'assemblage de tôles très couramment utilisée dans l'industrie automobile, notamment pour la réalisation du châssis et de la carrosserie des véhicules. Du point de vue de la conception et du dimensionnement des véhicules, les points soudés sont des éléments essentiels pour la tenue en service de la structure dont ils assurent la cohésion. Par eux transite l'ensemble des sollicitations appliquées au véhicule au cours du roulage. Les points soudés demeurent les points faibles de la structure car ils sont à l'origine de la plupart des défaillances observées en service. En effet, 75% des ruptures de fatigue sur une structure caisse en blanc sont constatées sur les assemblages soudés par point. Cet état de fait suscite et explique l'intérêt particulier des sidérurgistes et des concepteurs pour une analyse détaillée du phénomène de fatigue sur les points soudés.

Problématique scientifique

Les modèles présents dans la littérature prennent en compte deux catégories de paramètres pour la prévision du comportement en fatigue de l'assemblage soudé par point. Il s'agit du type de chargement appliqué et de la géométrie de l'assemblage au travers du diamètre de point et de l'épaisseur de la tôle.

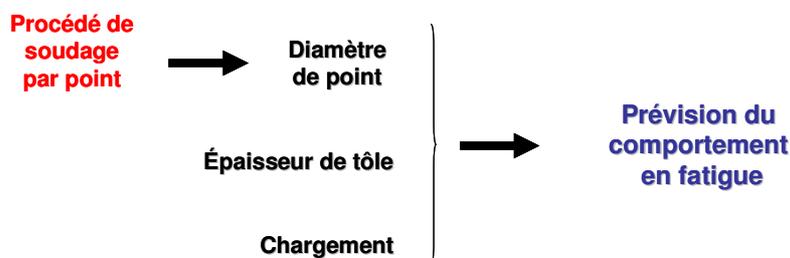


Figure 0-1 Schéma de principe des facteurs d'influence sur les prévisions de durée de vie pris en compte par les modèles actuels

Dans ces approches, la prise en compte des conditions de soudage s'effectue uniquement par la considération du diamètre de point (figure 0-1). L'effet de la nuance d'acier et de son grade est complètement négligé.

Une analyse préalable des résultats d'essais issus de la base de données d'ArcelorMittal pour des assemblages monopoints de traction-cisaillement a été effectuée. Les essais retenus respectent 3 critères :

- les éprouvettes sont sollicitées sous un rapport de charge de 0,1,
- les diamètres de point sont connus,
- l'amplitude de l'intervalle de confiance à 95 % sur la limite d'endurance à 2 millions de cycles est inférieure à 5 % de l'estimée de la moyenne de cette même limite.

Au total, 37 caractérisations en fatigue sont extraites de la base de données, 14 nuances d'acier sont représentées pour des épaisseurs comprises entre 1,2 mm et 2 mm.

La figure 0-2 représente les limites d'endurance en termes d'effort maximum, identifiées par la méthode de l'escalier pour l'intégralité des essais retenus en fonction de l'épaisseur de la tôle. Ici, tous les diamètres de points sont confondus. La prévision de la limite d'endurance par le modèle de Rupp *et al.* [RUPP 95] est tracée pour des diamètres de points de 6 mm et de 9 mm.

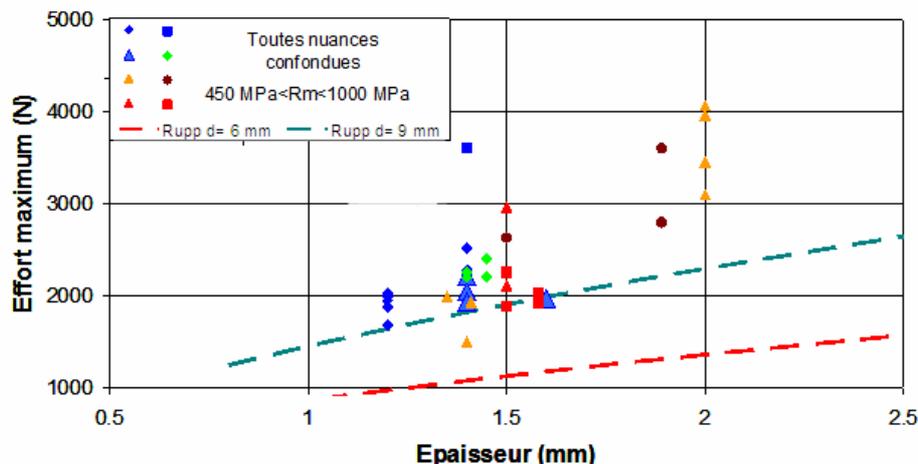


Figure 0-2 Limite basse de l'intervalle de confiance à 95 % des limites d'endurance à 2 millions de cycles en effort maximum en fonction de l'épaisseur de la tôle, pour des assemblages de traction-cisaillement, toute nuance d'acier et tout diamètre de point confondus, et prévision du nombre de cycles par le modèle de Rupp *et al.* [RUPP 95]

Tout d'abord, il est difficile de distinguer une tendance sur le comportement en fatigue de ces aciers en fonction de leur nuance ou de leur grade. Ensuite, le modèle de prévision de Rupp sous-estime systématiquement la limite d'endurance. Cette constatation était attendue puisque la prévision tend à décrire une courbe de dimensionnement. En revanche, la dispersion prévue par le modèle en fonction du diamètre de point n'est pas respectée. En effet, les dispersions des limites d'endurance sont très importantes expérimentalement. Par exemple, pour une épaisseur de 1,4 mm, les estimées des moyennes des limites d'endurance varient entre 1600 N et 3700 N en effort maximal, soit un intervalle

de plus de 2000 N. Le modèle de Rupp prévoit, en tenant compte de la variation du diamètre, un intervalle de 700 N. Les dispersions expérimentales sont donc beaucoup plus importantes. Certains points soudés présentent une tenue en fatigue remarquable, mais les conditions de soudage associées à ces assemblages ne sont pas connues avec précision, ce qui ne permet pas d'approfondir l'analyse. Obtenir la meilleure tenue en fatigue pour des applications industrielles est bien entendu un objectif très intéressant.

Les modèles prévoient une amélioration du comportement en fatigue avec l'augmentation du diamètre du point. La base de données a permis dix comparaisons d'assemblage, pour une même épaisseur et un même métal de base, mais avec des diamètres de points différents. Dans 80 % des cas, l'augmentation du diamètre du point n'entraîne pour la limite d'endurance, aucune modification voire même une légère diminution. La figure 0-3 illustre ce résultat pour un acier Dual Phase d'épaisseur 1,2 mm.

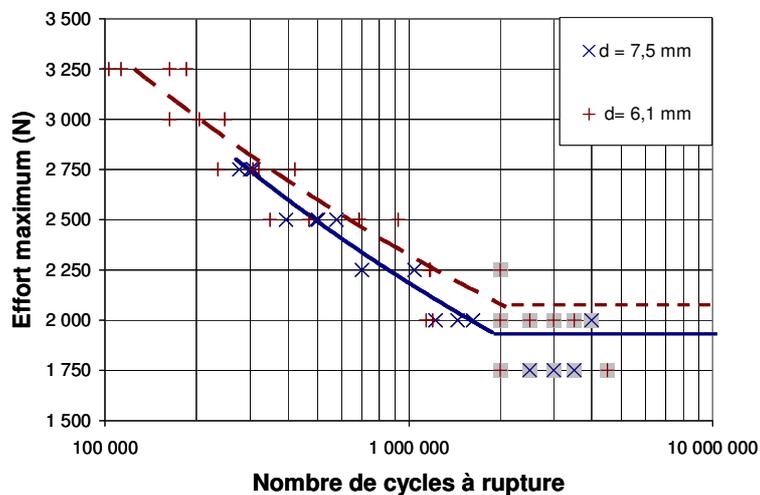


Figure 0-3 Effort maximum en fonction du nombre de cycles à rupture pour deux diamètres de point différents, pour un acier DP d'épaisseur 1,2 mm.

La comparaison du comportement en fatigue des assemblages (figure 0-4) de deux lots d'aciers DP d'épaisseur 1,4 mm sollicités en traction-cisaillement montre une forte disparité sur la limite d'endurance. Pourtant, ces assemblages sont caractérisés par un diamètre de point identique et par des métaux de base considérés comme équivalents du point de vue de la tenue mécanique mais de métallurgie différente.

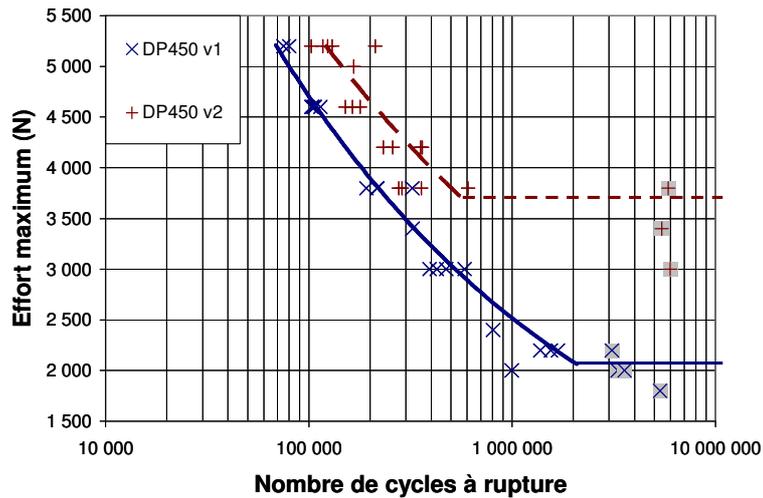


Figure 0-4 Effort maximum en fonction du nombre de cycles à rupture pour deux aciers DP de même épaisseur et de même diamètre de point

Pour cette configuration, les modèles de prévision estiment un comportement similaire des deux assemblages puisque les diamètres sont identiques. Des facteurs d'influence supplémentaires existent donc. Par exemple, les compositions chimiques des substrats sont différentes ainsi que leurs conditions de soudage.

En résumé, les modèles de prévision identifient les paramètres géométriques de l'assemblage (diamètre, épaisseur) comme les facteurs d'influence prépondérants sur le comportement en fatigue. L'analyse préalable des résultats expérimentaux antérieurs au travail de thèse montre en fait une grande dispersion des résultats, qui ne peut être expliquée par la seule considération des paramètres géométriques. Aussi, nous proposons de prendre en compte plus finement l'influence des conditions de soudage pour comprendre et améliorer à terme la tenue en fatigue des points soudés. En effet, le procédé de soudage par résistance est complexe car fortement couplé. Les historiques thermomécaniques que subit le point ne sont pas triviaux. Les gradients de microstructures et de contraintes résiduelles qui en résultent sont importants. Ceci augmente la difficulté de caractérisation de ces derniers. Pourtant, ce sont, a priori, des facteurs d'influence sur le comportement en fatigue (figure 0-5).

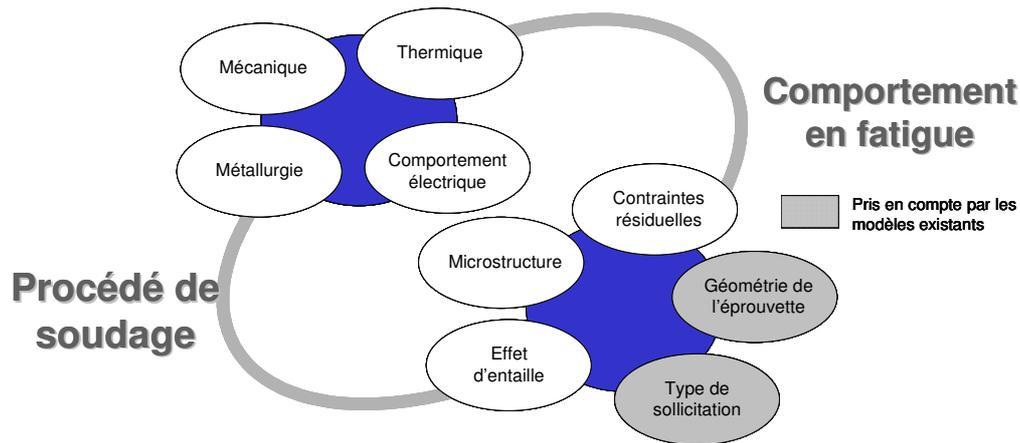


Figure 0-5 Schéma de principe de prise en compte de l'influence des conditions de soudage et de leur couplage sur le comportement en fatigue de l'assemblage

Pour parvenir à cet objectif, il est nécessaire de comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue de l'assemblage pour ensuite identifier les facteurs d'influence sur la durée de vie en fatigue. C'est dans ce cadre que s'inscrit cette thèse. Le travail réalisé vise à contribuer à l'avancement de chacun de ces deux aspects.

Guide de lecture

Ce mémoire se compose de quatre chapitres.

Le premier chapitre est une analyse de la littérature et possède trois axes principaux. Le premier axe présente la gamme des aciers à Très Haute Résistance (THR). Dans la seconde section, le procédé de soudage par résistance par point est exposé. Enfin, les connaissances actuelles sur le comportement en fatigue de l'assemblage soudé par point sont résumées.

Les mécanismes de formation du point soudé sont abordés dans le chapitre II. Le matériau étudié au cours de cette thèse est présenté, les outils d'analyse métallographique utilisés sont décrits et la formation de la zone fondue suivant les cycles de soudage est étudiée.

Dans le chapitre III, l'influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue de l'assemblage est étudiée. Tout d'abord les méthodologies et les outils mis en place sont décrits et la stratégie expérimentale est exposée. Ensuite, les grandes tendances de l'influence des conditions de soudage sont dégagées pour laisser place enfin à des investigations expérimentales approfondies. Les résultats obtenus sont alors comparés à ceux correspondant à une autre épaisseur de substrat afin de démontrer la justesse de la compréhension et des hypothèses faites sur les mécanismes d'endommagement.

Le quatrième et dernier chapitre présente les travaux qui contribuent à la décorrélation des facteurs d'influence tels que la géométrie, la microstructure et les contraintes résiduelles.

Chapitre I. Synthèse bibliographique

Ce chapitre possède trois axes principaux. Le premier vise à décrire la gamme des aciers Très Haute Résistance. La seconde partie présente le procédé de soudage par résistance par point. Les différentes séquences possibles de cycles sont décrites, ainsi que les mécanismes de formation de point. Enfin, une synthèse de la littérature est effectuée sur le comportement en fatigue de l'assemblage soudé par point. Elle expose les étapes d'endommagement de l'assemblage, recense les facteurs d'influence sur la tenue en service. Les modèles de prévision de durée de vie sont alors présentés.

1. Les aciers THR

Les sidérurgistes proposent aujourd'hui aux constructeurs automobiles une large gamme d'aciers sous forme de produits plats. Ils sont divisés en trois principales familles métallurgiques :

- Les aciers pour emboutissage : calmé aluminium ou acier "Interstitial Free" (IF),
- Les aciers à haute résistance (HR) : acier à haute limite d'élasticité (HLE), aciers rephosphorés, aciers isotropes ou à "bake hardening",
- Les aciers multiphasés à Très Haute Résistance (THR) : aciers "Dual Phase" (DP), "TRansformed Induced Plasticity" (TRIP), Ferrite-Bainite ou Multiphase

Les propriétés mécaniques de ces aciers résultent d'une combinaison de deux paramètres essentiels : la composition chimique et le processus thermomécanique. Les différentes gammes de produits sont représentées en fonction des critères de résistance mécanique et d'emboutissabilité (figure I-1). La famille des aciers THR vise principalement à obtenir des tenues mécaniques importantes tout en gardant une bonne ductilité (tableau I-1).

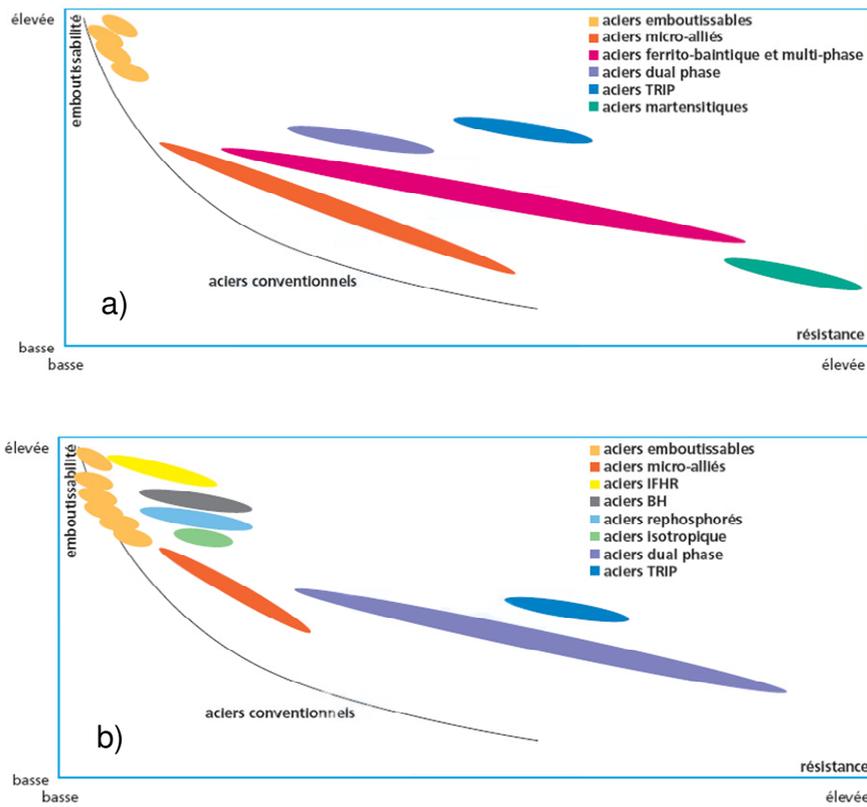


Figure I-1 Représentation de l'emboutissabilité en fonction de la résistance des aciers a) laminés à chaud b) laminés à froid [CAT 03]

Familles	Laminage à		Métallurgie	Compromis résistance/ductilité (indicatif, tout grade compris)
	froid	chaud		
Dual Phase	X	X	Ferrite + martensite	Rm : ~450-1200 MPa A% : ~6-30%
Ferrite-Bainite		X	Ferrite + bainite	Rm : ~450-670 MPa A% : ~20-33%
Multiphase		X	Ferrite (ou ferrite durcie), bainite, martensite	Rm : ~750-1300 MPa A% : ~5-14%
TRIP	X	X	Ferrite, bainite, austénite résiduelle (transformation de l'austénite en martensite par déformation)	Rm : ~590-900 MPa A% : ~21-30%

Tableau I-1 Classification des aciers THR par famille et métallurgie [CAT 03]

1.1. Les aciers Dual Phase

Les aciers Dual Phase se distinguent par un bon compromis résistance/emboutissabilité. Il provient de la microstructure constituée d'une phase dure, la martensite, distribuée dans une matrice ferritique. Ils ont une bonne aptitude à la répartition des déformations, et donc une bonne emboutissabilité ainsi que des limites d'élasticité importantes. Leur haute résistance mécanique se traduit par une bonne résistance à la fatigue ainsi qu'une bonne capacité d'absorption d'énergie. Ces aciers sont donc utilisés pour des pièces de structure et de renfort.

1.2. Les aciers TRIP

Les aciers TRIP sont conçus pour obtenir une résistance mécanique la plus élevée possible tout en conservant une certaine formabilité. Ils sont composés d'une matrice ferritique dans laquelle se trouvent des îlots de phase bainitique dure et d'austénite résiduelle. L'effet TRIP - TRansformed Induced Plasticity - est la transformation de l'austénite en martensite sous l'effet de la déformation plastique. C'est ainsi que les aciers TRIP conservent une bonne formabilité. Ils sont utilisés eux aussi pour des pièces de structure et de renfort.

1.3. Les aciers Multiphase

Les aciers Multiphase sont des aciers THR laminés à chaud. Leur microstructure est soit ferrito-bainitique très fine, soit bainitique durcie par précipitation ou encore martensitique. Ces aciers permettent la réalisation d'éléments de structure mis en forme à froid.

1.4. Les aciers Ferrite-Bainite

Ces aciers ont été développés pour répondre aux besoins d'allègement. Ils viennent compléter la gamme des aciers HSLA, tout en offrant une meilleure résistance mécanique. Ils conservent donc une excellente aptitude à la déformation. Leur microstructure est constituée de ferrite et de bainite en lattes.

Pour ces aciers THR, les propriétés d'usage comme la soudabilité et la fatigue des assemblages sont des points clés de leur développement.

2. Le soudage par résistance par point

Le procédé de soudage par point appartient à la classification de soudage par résistance. Elihu Thomson est le premier à découvrir en 1877 la possibilité de soudage à chaud par l'utilisation du courant électrique. Les années 1920 voient ensuite l'essor de ce procédé grâce à la construction automobile.

Les avantages de ce procédé sont nombreux : il est facile à mettre en œuvre et à automatiser, et permet de réaliser rapidement des assemblages d'une qualité contrôlée pour un coût minimum. Aujourd'hui, une structure de caisse en blanc compte entre 3000 et 5000 points de soudure (figure I-2)

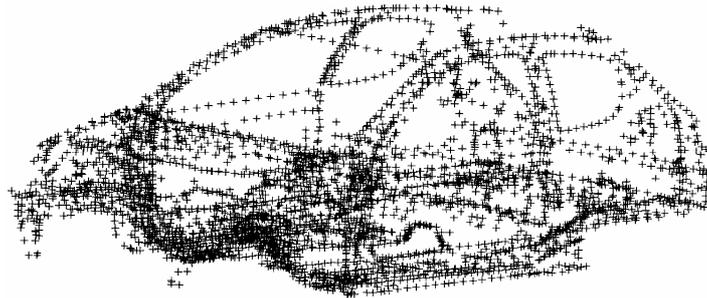


Figure I-2 Position des points de soudure sur une caisse en blanc automobile

2.1. Description du procédé

2.1.1. Principe

Le soudage par résistance est un assemblage par fusion autogène sous pression de deux pièces métalliques. Ici, le chauffage s'effectue par l'effet joule provoqué par un courant électrique qui traverse les deux pièces à assembler, et l'interpénétration métallique est obtenue par l'application simultanée d'un effort de forgeage (figure I-3). L'application de l'effort s'effectue par les électrodes. Ces dernières véhiculent le courant électrique, générateur d'effet Joule, et permettent également le refroidissement.

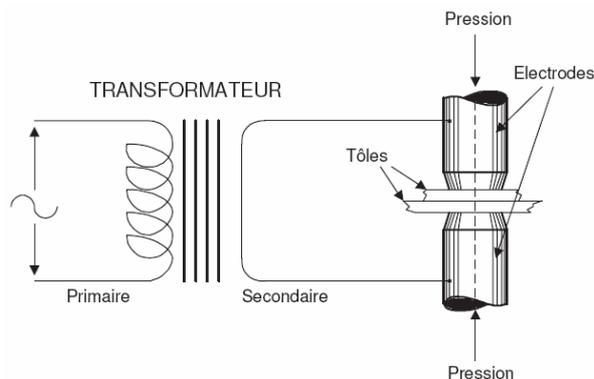


Figure I-3 Schéma de principe du soudage par point [DRO 93]

La quantité d'énergie calorifique dégagée lors du passage du courant électrique est donnée par la loi de Joule. On dénombre 5 résistances électriques principales dans le circuit électrique défini figure I-4.

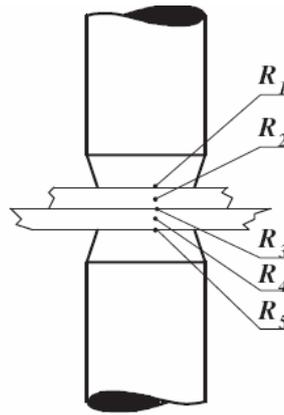


Figure I-4 Localisation des résistances dans le circuit [DRO 93]

La résistance globale du système est la résistance équivalente du système en série (figure I-4):

$$R = R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 \quad (I-1)$$

R_1 , R_3 et R_5 sont des résistances de contact entre les interfaces électrode-tôle (R_1 et R_5) et tôle-tôle (R_3). La résistance de contact dépend de la section de contact, de la nature des matériaux, de l'état de surface et de l'effort exercé sur le contact. R_2 et R_4 sont des résistances ohmiques. Elles dépendent de la résistivité électrique du matériau, fonction de la température.

2.1.2. Séquence de soudage

La séquence de soudage se décompose en 3 phases principales : l'accostage, le soudage et le forgeage (figure I-5).

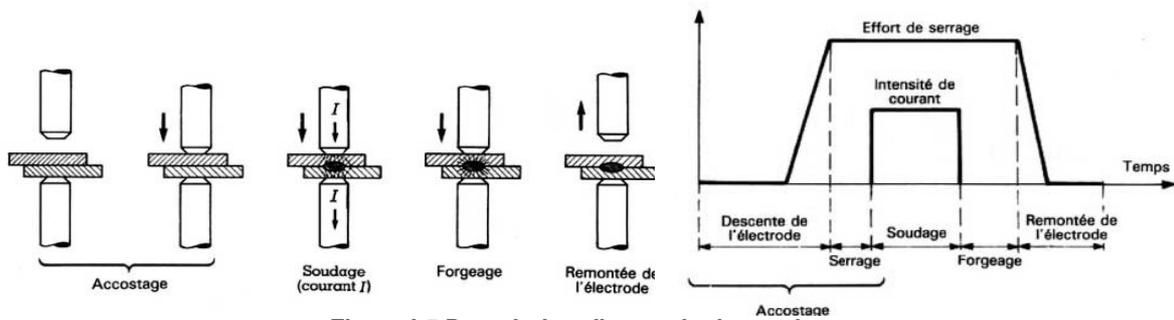


Figure I-5 Description d'un cycle de soudage

2.1.2.a. La phase d'accostage

Le rôle de la phase d'accostage est essentiellement mécanique. Elle vise à mettre en contact les pièces à souder et à atteindre la valeur de consigne de l'effort.

2.1.2.b. La phase de soudage

La seconde phase de la séquence de soudage, c'est-à-dire la phase de soudage proprement dite, permet de développer un effet Joule par l'établissement d'un courant électrique dans le circuit. Selon Drouart [DRO 93], l'effet Joule est influencé par deux facteurs principaux : l'intensité et le temps. Les élévations de température sont localisées au niveau des résistances prépondérantes du circuit et notamment au niveau du contact tôle-tôle.

- L'effort de soudage

L'effort de soudage est directement lié à la résistance de contact. La résistance de contact décroît, en effet, avec l'augmentation de l'effort appliqué. Selon Drouart [DRO 93], elle est inversement proportionnelle à l'effort. Il est donc souvent préconisé d'utiliser un effort de soudage peu important. D'autres constatent qu'un effort plus important permet de limiter les dispersions du procédé par un meilleur contrôle de la variabilité de la résistance de contact.

- Le courant électrique de soudage

Les formes du cycle de courant électrique appliqué pendant la phase de soudage sont variables. Le courant peut être appliqué en une seule séquence, qui correspond à un seul train d'ondes, que nous appelons "continu" comme sur la figure I-5. Il est important de noter que le terme "continu" s'applique à la forme de la séquence d'application du courant et non à la nature du courant électrique. Ce dernier est de nature alternative et possède généralement comme fréquence celle du réseau de distribution général (50 Hz).

Il est aussi possible d'appliquer des séquences multiples. Dans ce cas, il s'agit du soudage par pulsations, (figure I-6) qui consiste en la répétition d'une séquence composée d'un temps de passage de courant appelé " temps chaud " et d'un temps d'interruption du passage de courant appelé " temps froid "

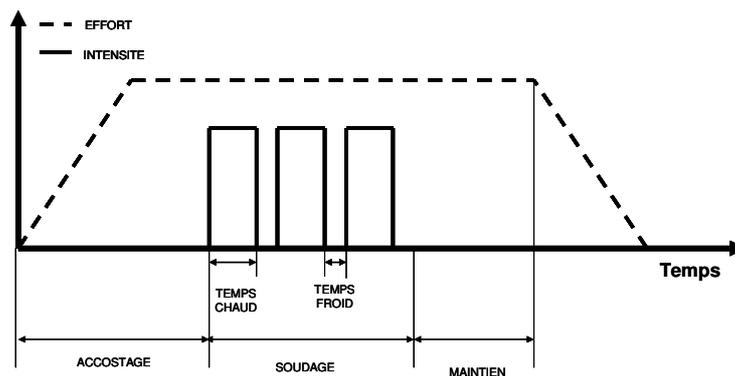


Figure I-6 Schéma de la séquence de soudage par pulsations

Enfin, au lieu de délivrer une intensité efficace constante pendant la phase de soudage, il est possible de réaliser des pentes ou rampes appelées " slope " en début et en fin de séquence de passage du courant, notées " up slope " et " down slope " (figure I-7).

Ainsi, en début de la phase de soudage, l'intensité peut suivre un "contrôle de pente positif" (up slope) qui fait partie de la phase de soudage. Il s'agit d'une mise en puissance progressive du transformateur de soudage. Cette étape peut être assimilée à une sorte de préchauffage. Le "down slope" (pente négative) est une extinction progressive de la puissance. C'est l'opération inverse du "up slope".

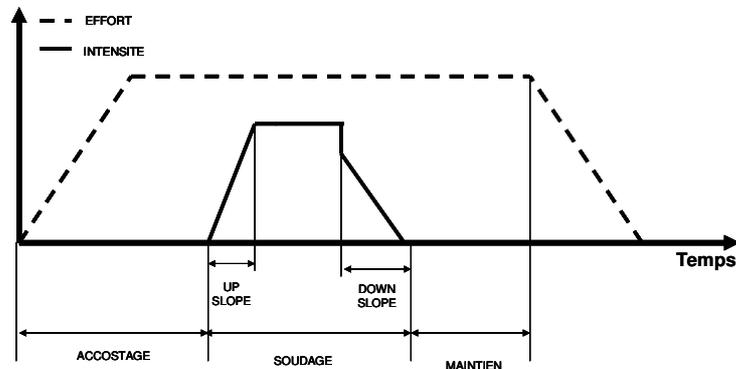


Figure I-7 Schéma d'une séquence de soudage avec " up slope " et " down slope "

Certains auteurs comme Zhang et Senkara [ZHA 06] préconisent le "down slope" pour repousser l'apparition du phénomène d'expulsion. L'expulsion ou le crachement correspond à la projection d'acier en fusion. Ils partent du principe que la formation du noyau et l'apparition de l'expulsion ne dépendent pas seulement de la quantité d'énergie délivrée au point soudé mais aussi de la manière dont cette énergie est délivrée. Zhang *et al.* [ZHA 06] remarquent que l'expulsion a lieu à la fin de l'étape de soudage. Le profil de courant constant, habituellement utilisé, produit approximativement une énergie délivrée constante qui a pour conséquence d'augmenter la pression de la zone fondue provoquant l'expulsion. Aussi, le taux d'énergie transmis au point soudé à la fin de la période de soudage déterminerait l'expulsion. L'application d'un "down slope", qui peut être de forme variable (linéaire, par plateau etc...), serait bénéfique. Certains constructeurs japonais appliquent un cycle continu à deux niveaux haut et bas, mais ne donnent pas les raisons de leur application. Nègre [NEG 79] préconise le même type de cycle pour contrôler le refroidissement du point en dessous de la vitesse critique de trempe.

2.1.2.c. La phase de forgeage

La phase de forgeage correspond à un temps de maintien de l'effort de pression des électrodes sur les tôles. Durant cette phase, le courant électrique n'est plus appliqué. L'effort exercé par les électrodes est maintenu et le refroidissement de la soudure s'effectue par les électrodes. Dès que l'effet joule est interrompu, un refroidissement accéléré est initié qui entraîne une contraction du matériau soudé. L'application de l'effort lors du refroidissement est destinée à permettre une bonne solidification et la formation d'un noyau homogène en résorbant les retassures. Ce n'est que dans ce cas qu'une bonne tenue mécanique est constatée.

Dans la plupart des séquences de soudage, l'effort est maintenu constant : il s'agit de maintien. Si l'effort est rendu plus important, on parle de forgeage. Drouart [DRO 83] préconise le forgeage pour

des tôles d'épaisseurs supérieures à 1,5 mm qui possèdent des coefficients de dilatation thermique importants.

2.1.2.d. Les autres phases d'une séquence de soudage : les traitements thermiques machine

Des étapes supplémentaires peuvent être ajoutées à la séquence de soudage pour effectuer des traitements thermiques sur le point de soudure. Il s'agit du préchauffage et du post-chauffage (figure I-8).

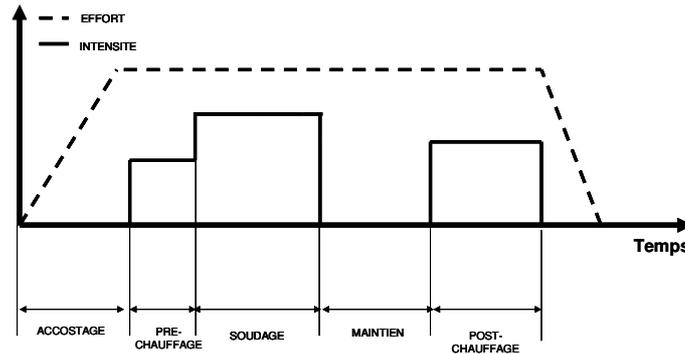


Figure I-8 Schéma d'une séquence de soudage avec pré et post-chauffage

▪ Le préchauffage

Le préchauffage est une phase supplémentaire de la séquence de soudage, antérieure à la phase de soudage. Elle consiste à appliquer une séquence continue de passage de courant de valeur constante et généralement inférieure à l'intensité visée de la phase de soudage (figure I-8). Selon Drouart [DRO 93], dans le cas du soudage de tôles de fortes épaisseurs, il est souvent souhaitable de parfaire l'accostage par une préchauffe des tôles. Les calories accumulées dans la zone environnant la zone fondue contribuent à réduire les vitesses de refroidissement lors du forgeage.

▪ Le post-chauffage

Le post-chauffage consiste à interrompre le cycle de refroidissement par une nouvelle injection thermique. Cette étape du procédé tend à effectuer des traitements thermiques de type recuit ou revenu. Le recuit consiste à élever la température au dessus de A_{c3} (température d'austénitisation) pour effectuer une recristallisation afin d'affiner la structure. Le revenu est l'application d'un palier de température en dessous de A_{c1} (température de transformation intercritique). Son objectif est d'éliminer les effets néfastes de la trempe et de provoquer une relaxation de contrainte si le temps de maintien est suffisamment long.

Aussi, le " recuit machine " est-il préconisé comme un moyen de redistribution et de relaxation des contraintes résiduelles, il conduit à un adoucissement de la structure de trempe. La détermination des conditions d'un recuit nécessite de connaître la structure obtenue en fonction de la température et du temps de maintien. Dans le cas du post-chauffage, les cycles sont effectués par passage du courant après le cycle classique de soudage. Comme le souligne Anastassiou [ANA 87], le cycle de température n'est donc ni isotherme ni homogène et est piloté par l'intermédiaire de l'intensité

délivrée. Nègre [NEG 79] stipule que le post-chauffage est très utile pour les aciers trempants mais il est défavorable pour les aciers doux. Par exemple, ce type de cycle est utilisé dans le cas des aciers TRIP pour améliorer leur soudabilité [CRE 03].

2.1.3. Notion de soudabilité

La soudabilité est, par définition, l'aptitude d'un substrat à vérifier des critères de soudabilité. La soudabilité dépend donc des critères que l'on considère. La latitude de soudage est la plage d'intensité électrique pour laquelle les critères de soudabilité sont respectés, elle est donc délimitée par deux bornes.

Dans le cas de la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04], pour un assemblage homogène, la limite basse du domaine de soudabilité est la valeur d'intensité efficace à 0,1 kA près, pour laquelle un diamètre moyen de bouton sur trois éprouvettes est obtenu. La limite haute d'acceptation du critère est la valeur d'intensité efficace à 0,1 kA près, avant l'apparition du phénomène d'expulsion ou de crachement. En fonction de l'épaisseur du substrat, de l'épaisseur du revêtement et de la tenue mécanique du métal de base, la norme définit les réglages à appliquer, à savoir le temps de soudage, le temps de maintien, le type d'électrode, l'effort appliqué par les électrodes et le débit minimum de refroidissement des électrodes.

Epaisseur de la tôle (mm)	Diamètre de l'électrode (mm)	Force sur les électrodes (kN)	Temps de soudage (en périodes)			Temps de maintien (périodes)
			Nombre de pulsations	Temps de soudage	Temps de maintien	
0.5	6	2.1	1	6		6
0.6	6	2.3	1	7		7
0.7	6	2.6	1	8		8
0.8	6	3.0	1	9		9
0.9	6	3.0	1	10		10
1	6	3.5	1	11		11
1.2	6	4.0	1	14		14
1.5	8	4.5	3	7	2	15
1.8	8	5.0	3	8	2	15
2.0	8	5.0	4	7	2	15
2.5	8	6.0	5	7	2	20
3	8	6.5	5	8	2	25

Tableau I-2 Paramètres de soudage pour les tôles d'acier non revêtues de Rm supérieure à 380 MPa [ISO 04]

Il est important de noter que la valeur de 1,35 mm en épaisseur marque une véritable frontière (tableau I-2). Pour une épaisseur inférieure à cette valeur, le cycle de soudage est composé d'un seul train d'ondes. Pour une valeur supérieure, le soudage s'effectue par pulsations.

Pour cette norme, aucune tenue mécanique n'est requise que ce soit en sollicitation de traction en croix ou en traction-cisaillement, même si celles-ci doivent figurer sur le procès verbal. Son principal critère est d'obtenir la formation du point.

L'existence de cette norme n'empêche pas les constructeurs automobiles d'avoir leurs propres usages et critères. Certains cahiers des charges de constructeurs, par exemple, requièrent un diamètre moyen de bouton ainsi qu'un effort à la rupture minimum pour une sollicitation de traction en croix; dans le cas de la sollicitation de traction-cisaillement, un effort à la rupture minimum est requis. Par exemple, il n'existe aucune normalisation JIS (Japanese Industrial Standard) associée à la soudabilité.

2.1.4. Formation du point

2.1.4.a. Contrôle du procédé

Les grandeurs physiques mesurées lors du soudage par point sont : le débit d'eau des électrodes, leur déplacement, l'effort appliqué par ces électrodes, la tension et l'intensité de soudage. Ces deux dernières grandeurs permettent d'avoir accès à l'évolution de la résistance dynamique. La résistance dynamique est le moyen de contrôle le plus courant du procédé de soudage par résistance par point car elle représente l'évolution de la résistance globale du circuit électrique.

La résistance dynamique est calculée comme le rapport de la tension sur l'intensité. Cependant, le signal de tension est composé de deux contributions, l'une résistive et l'autre inductive. Aussi, la résistance dynamique est calculée par demi période de passage du courant. La partie inductive du signal est nulle lorsque le signal d'intensité atteint ses maxima.

$$u(t) = L \frac{di(t)}{dt} + R.i(t) \quad (I-2)$$

avec L: l'inductance globale du circuit et R: la résistance du circuit

De nombreux travaux, [SAV 78], [DIC 80], [GED 86], [GED 87] et [DRO 93], décrivent l'évolution de la résistance dynamique avec le développement du point pour des tôles revêtues ou non. Dans toutes ces approches, l'augmentation du temps de soudage implique une augmentation de la température et un meilleur développement de la zone fondue (figure I-9).

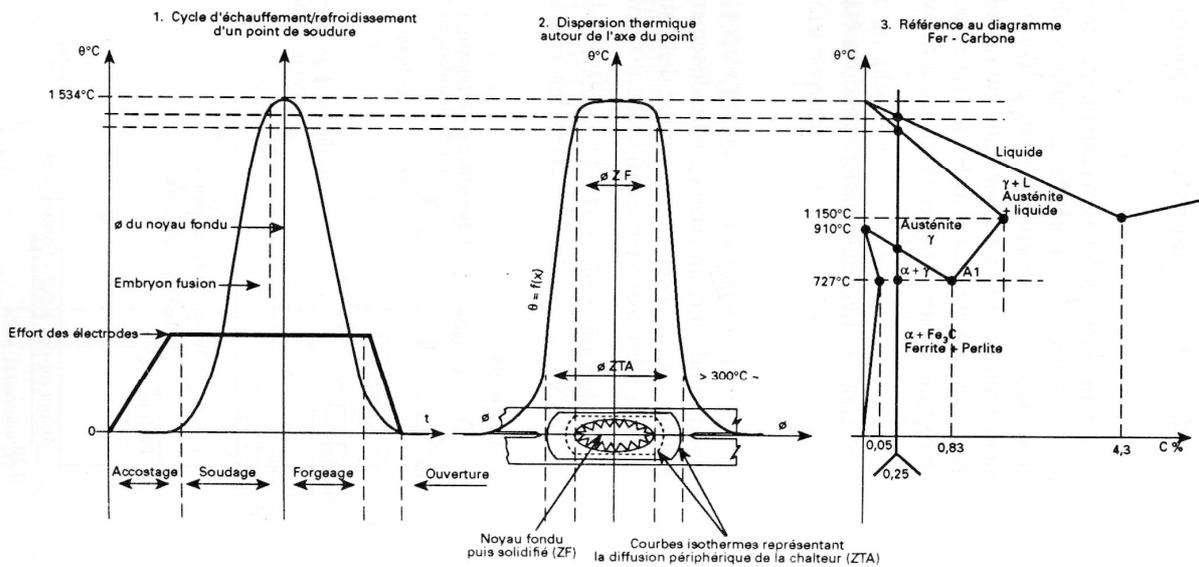


Figure I-9 Schéma représentatif du procédé de soudage par point d'après [DRO 93]

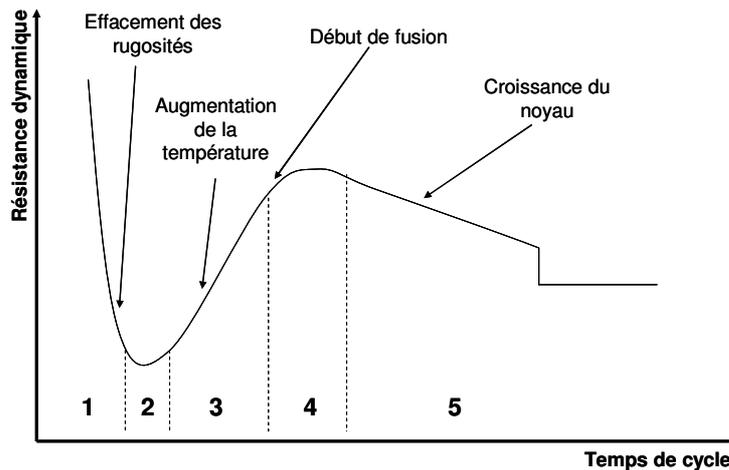


Figure I-10 Evolution de la résistance dynamique pour un acier non revêtu en fonction du temps de soudage (d'après [DRO 93] et [DIC 80])

Dans le cas d'une tôle sans revêtement, l'évolution de la résistance dynamique est divisée en 5 étapes (figure I-10).

1. la décroissance rapide due à l'effacement des aspérités de surface,
2. la fin de l'affaissement de la résistance : les aspérités des résistances de contact sont totalement effacées et le métal s'échauffe. La résistance ohmique du métal croît avec la température et la résistance globale augmente lorsque ce phénomène l'emporte.
3. l'augmentation de la résistance à cause d'une augmentation de la température
4. l'échauffement entraîne la fusion à l'interface, la zone fondue croît rapidement, le taux d'accroissement est une combinaison de l'augmentation de la résistivité et la chute de la résistance de contact électrode/tôle par l'augmentation de la surface de contact

5. la décroissance de la résistance comme conséquence de l'indentation.

Seuls William et Parker [WIL 04] constatent qu'il est souvent difficile de faire un lien entre l'évolution de la résistance dynamique et le diamètre du point. Ils soulignent que l'estimation des caractéristiques de la résistance dynamique est sérieusement limitée par les moyens de mesure utilisés jusqu'alors.

2.1.4.b. Autres méthodes

Du point de vue expérimental, le comportement thermique de l'assemblage et la formation du noyau ont été investigués en fonction de la séquence de soudage.

Cho *et al.* [CHO 89] et Gould [GOU 87] identifient les différentes grandeurs caractéristiques du point par examen métallographique. Lane *et al.* [LAN 87], Kim et Eagar [KIM 89] et Cho et Rhee [CHO 03] filment un demi point avec des caméras à haute vitesse d'acquisition. Lane *et al.* [LAN 87] cherchent à identifier l'influence des pré et post-chauffages sur la formation du point. Kim et Eagar [KIM 89] utilisent le même principe avec une caméra infrarouge pour identifier les flux de chaleur.

Gould [GOU 87] note quatre étapes de formation de point. La première est une période d'incubation où rien ne se passe, il observe ensuite une croissance très rapide du point puis assiste à une décroissance de la vitesse de développement et à l'expulsion. Cho et Cho [CHO 89] et William et Parker [WIL 04] constatent que dans le cas de tôles minces, dès le début de la fusion, plus de 90% de la croissance du noyau s'effectue en quelques périodes de soudage. Enfin Cho et Rhee [CHO 03] remarquent que le noyau oscille selon une fréquence égale au double de la fréquence de passage du courant et notent que sa taille tend à saturer

2.2. Métallurgie du soudage

Les transformations métallurgiques subies par l'acier lors de l'opération de soudage par résistance sont très importantes et complexes, compte tenu de la rapidité des cycles thermomécaniques appliqués. En effet, un point de soudure est réalisé en quelques dixièmes de seconde et les vitesses de chauffage et de refroidissement sont de l'ordre de 1000 °C/s.

La rapidité des cycles thermiques de soudage ne permet pas de raisonner à partir du diagramme d'équilibre pour prévoir la nature des différentes phases [LEG 05].

Une hystéresis A_c-A_r est mise en évidence selon que la transformation se fait au chauffage ou au refroidissement. Son amplitude augmente avec les cinétiques de chauffage et de refroidissement [BAR 97]. Aussi, lors du soudage, les températures des transformations sont décalées par rapport à celles du diagramme d'équilibre. Néanmoins afin de faciliter la définition des différentes zones microstructurales et leur interprétation, le raisonnement se fait à partir du diagramme d'équilibre.

2.2.1. Transformations en phases solides au chauffage

En partant du métal de base vers la zone fondue, au chauffage, différentes zones peuvent être distinguées (figure I-11) :

- une Zone Affectée Thermiquement SubCritique, notée SCZAT, où aucun changement de phase n'est observé avec une température de pic en dessous de A_{C1} . Selon [BAR 97], certaines modifications (précipitation, revenu) peuvent être décelées selon l'état initial du métal de base.
- Une zone de transformation partielle ou ZAT InterCritique -ICZAT- dont les températures de pic sont comprises entre A_{C1} et A_{C3} . Dans ce domaine coexistent la ferrite α et l'austénite γ . Selon [BAR 97], cette zone est le début de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).
- A partir de la température A_{C3} , la transformation austénitique est totale. Cette nouvelle structure remplace la structure antérieure. Cette zone austénitique est divisée en deux parties. Pour des températures proches de A_{C3} , une zone à grains austénitiques fins est notée, il s'agit de la ZAT à Grain Fin (GFZAT), par opposition à la zone où un grossissement des grains austénitiques est observé pour des températures de pic proches de la température de liquidus. Dans ce cas, cette zone à Gros Grains est notée GGZAT.
- Pour des températures supérieures à la limite de liquidus, il y a fusion du métal.

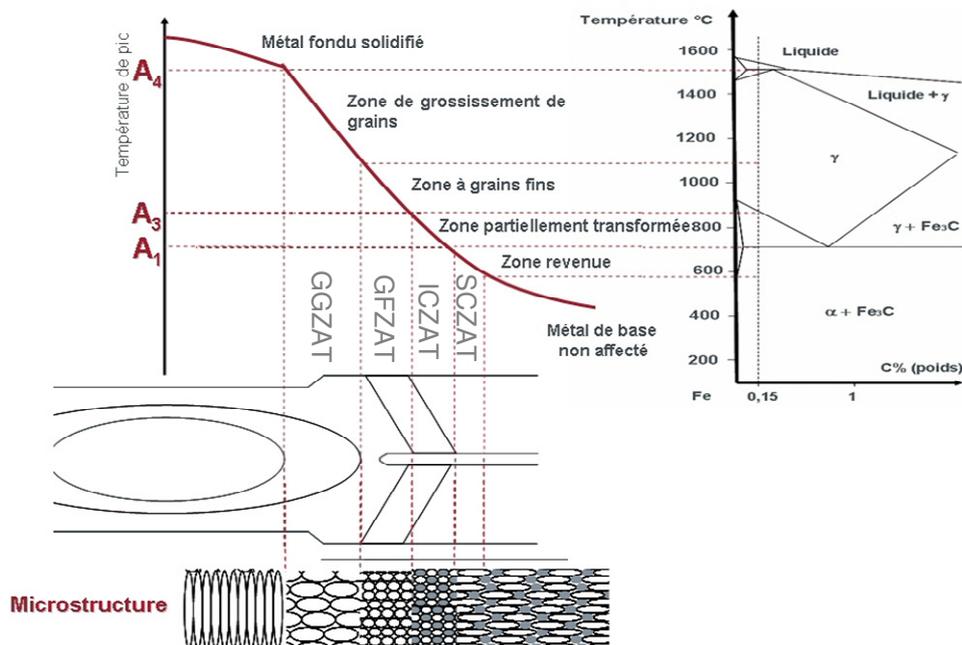


Figure I-11 Représentation schématique du point soudé à partir du diagramme d'équilibre, inspirée de [BLO 01] et de [SEF 59]

2.2.2. Transformations en phase solide au refroidissement

Les transformations en phase solide au refroidissement peuvent être étudiées à partir de diagrammes TRC (Transformation en Refroidissement Continu). Ces diagrammes sont réalisés à partir d'essais dilatométriques et permettent de déterminer les températures de début et de fin de transformations, ainsi que la nature et la proportion des constituants qui apparaissent, pour des vitesses de refroidissement et des températures d'austénitisation données. Ces diagrammes identifient trois modes distincts de transformation de l'austénite suivant les cinétiques de refroidissement [SAI 06]:

- le mode perlitique pour des refroidissements lents, ce mode de transformation conduit à des états proches de l'équilibre thermodynamique
- le mode martensitique, pour des refroidissements rapides qui se produisent loin de l'équilibre thermodynamique. Lorsque l'austénite est refroidie rapidement, le carbone n'a pas le temps de diffuser et la ferrite ne peut apparaître. Aussi pour une température suffisamment basse (notée Ms), l'austénite, sous l'effet d'une force motrice de transformation importante, se transforme en ferrite sursaturée en carbone : la martensite
- le mode bainitique intervient pour des refroidissements intermédiaires.

Dans le cas du soudage par point, il est difficile de définir la température d'austénitisation, d'autant plus qu'il n'y a pas de palier de maintien. De plus, les vitesses de refroidissement sont telles que les microstructures observées en ZAT qui correspondent aux produits de décomposition de l'austénite, sont essentiellement des structures de trempe de type martensitique.

2.2.3. Identification des ZAT sur une coupe transversale

Les différentes grandeurs géométriques du point soudé identifiables sur une coupe transversale sont définies par la figure I-12. Les numéros 1, 2, 3 et 4 correspondent respectivement au métal de base, à la zone fondue, à la zone affectée thermiquement et à l'indentation des électrodes.

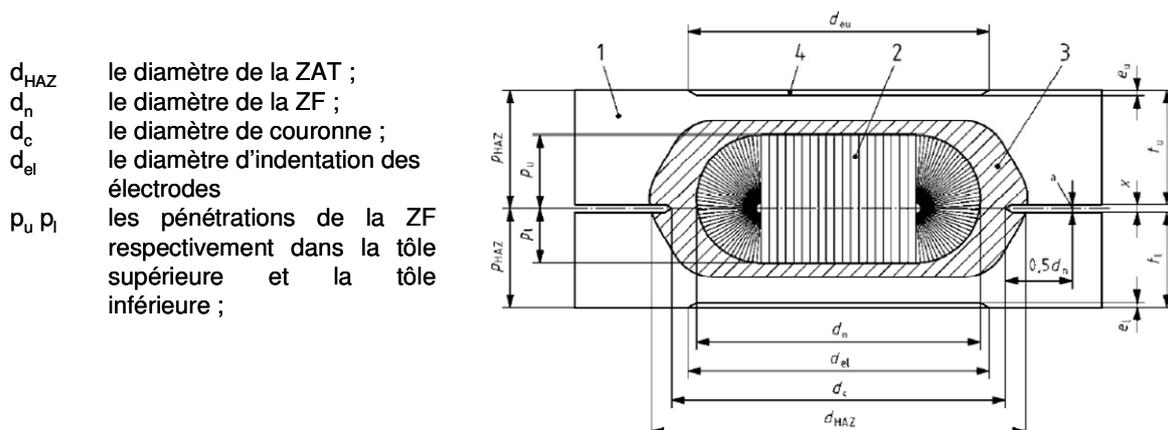


Figure I-12 Schéma des différentes zones du point soudé [DRA 07]

On note que les différentes parties de la ZAT ne sont pas différenciées. La limite extérieure de ZAT est donc la ZAT intercritique (ICZAT).

2.3. Quelques notions de solidification

La conséquence première de la solidification est la brutale chute de mobilité de la matière. La solidification s'accompagne d'un dégagement de chaleur important ainsi que d'une contraction de volume variant de 3 à 6% suivant les métaux.

2.3.1. Tension interfaciale et mode de croissance

Selon Lesoult [LES 04], [LES 86], la tension interfaciale liquide/solide est une des grandeurs physico-chimiques qui régit les conditions d'équilibre thermodynamique local entre liquide et solide à travers une interface de forme quelconque. Dans le cas d'un corps pur, la relation de Gibbs-Thomson relie la température d'équilibre local à la courbure locale dans le cas d'une tension interfaciale isotrope.

A l'interface, une réaction chimique hétérogène se produit. Cette réaction interfaciale ne peut progresser que sous l'effet d'une force motrice souvent exprimée en terme d'écart de température par rapport aux conditions d'équilibre. La morphologie d'un front de solidification peut être lamellaire, cellulaire ou colonnaire.

Selon Bobadilla [BOB 05], le critère de Chalmers simplifié [TIL 53] permet de connaître la morphologie de l'interface (front plan ou dendritique). Ce critère est fondé sur l'application du principe de surfusion chimique liée au rejet de soluté en pointe de dendrite.(figure I-13). L'interface est déstabilisée et la croissance est donc dendritique si :

$$G_{critique} = \frac{\partial T_L}{\partial z} > \frac{\partial T_q}{\partial z} = G_l \tag{I-3}$$

Avec T_q variation de la température réelle du liquide en fonction de la distance à l'interface

T_L variation locale de la température de liquidus en fonction de la distance à l'interface

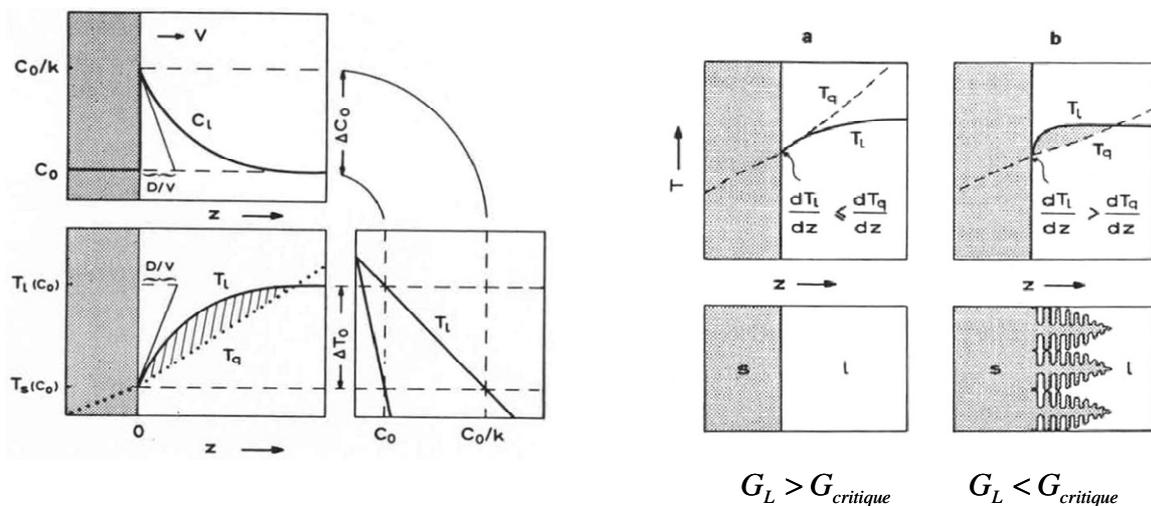


Figure I-13 Schéma de principe de la surfusion de constitution et du critère de Chalmers

Dans ce cas, le critère s'écrit donc :
$$G_l < \frac{T_l - T_s}{D^l / v}, \quad (I-4)$$

Avec : T_l température de liquidus

T_s température de solidus

v vitesse de solidification

D^l coefficient de diffusion du soluté le plus lent dans le liquide

Dans le cas d'un acier DP Fe -0.12%C: $T_l - T_s \approx 80^\circ\text{C}$, $D^l \approx 10^{-4} \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$, $G_l \approx 500^\circ\text{C}\cdot\text{mm}^{-1}$ et

$v \approx 1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Ainsi $\frac{T_l - T_s}{D^l} \approx 8 \cdot 10^5$ est supérieur à $\frac{G_l}{v} \approx 5 \cdot 10^4^\circ\text{C}\cdot\text{s}\cdot\text{cm}^{-2}$.

D'après ce critère, il y a donc formation de dendrites lors du refroidissement.

2.3.2. La structure dendritique

Que la texture du métal coulé soit colonnaire ou équiaxe, son élément de base à l'échelle du centimètre ou du millimètre, est le grain. L'observation la plus courante d'une coupe métallographique de lingots d'acier, d'alliage léger ou de pièces moulées en superalliage, permet de distinguer un réseau périodique à deux dimensions à l'intérieur de chaque grain, de période moyenne comprise, le plus souvent, entre 50 et 500 μm : c'est le réseau dendritique. La structure dendritique, véritable élément de base à l'échelle des 100 μm correspond à des hétérogénéités chimiques : la ségrégation mineure.

Lors de la formation des zones à texture colonnaire, les dendrites croissent à une vitesse imposée par un flux de chaleur macroscopique (du liquide vers le solide). La surfusion régnant à la pointe des dendrites s'adapte alors à la vitesse imposée. La structure dendritique est d'autant plus fine que la chaleur est extraite plus rapidement pendant la solidification (figure I 14-a).

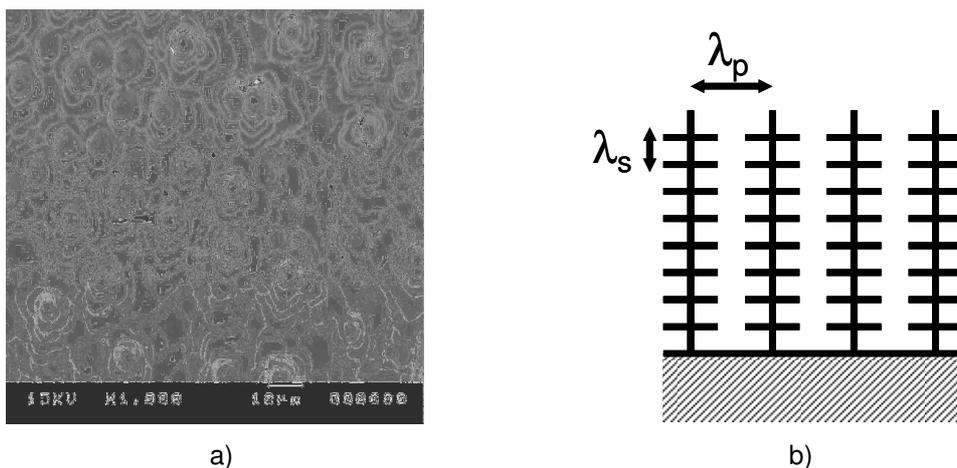


Figure I-14 Dendrites a) cliché MEB de pointes de dendrites obtenues en soudage par point b) schématisation des espacements primaires et secondaires

Les dimensions de la structure dendritique sont importantes car elles sont bien souvent le seul moyen de connaître les conditions thermiques locales régnant dans le métal au moment de sa solidification. Les distances caractéristiques λ entre les branches de dendrites qu'elles soient primaires ou secondaires peuvent être résumées par la relation suivante (figure I 14-b) :

$$\lambda = M t_{sc}^n \tag{I-5}$$

avec M et n des constantes propres à chaque alliage
 t_{sc} le temps local de solidification complète

L'identification expérimentale des structures secondaires par observation métallographique de barreaux Trempés en cours de Solidification Dirigée (TSD) permet d'exprimer les lois de croissance secondaire sous la forme de l'équation (I-5). Dans le cas de la structure primaire, sa densité est plus sensible au gradient thermique qu'à la vitesse de solidification, les résultats sont donc exprimés sous la forme générale suivante :

$$\lambda_p = M_p G^a v^b \tag{I-6}$$

Avec : M_p , a et b des constantes à ajuster pour chaque alliage
 G gradient de température moyen dans la zone pâteuse entre le liquidus et le solidus
 v la vitesse de solidification

2.4. Interactions électrique, thermique, métallurgique et mécanique

La difficulté de la compréhension du mécanisme de la formation de la soudure en soudage par résistance par point consiste, en la connaissance des différents états électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques et de leurs interactions (figure I-15).

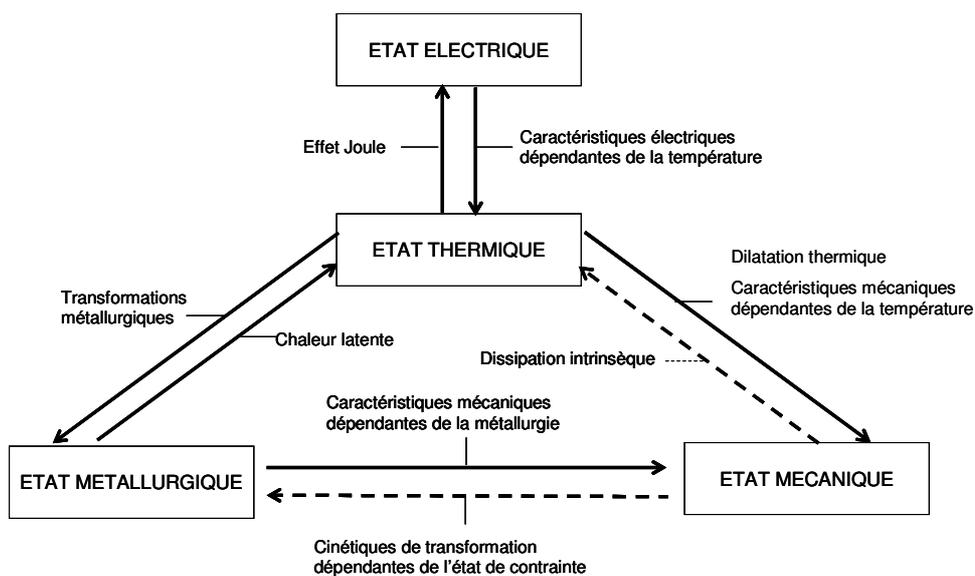


Figure I-15 Schéma des interactions entre les états électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques

Les interactions électrothermiques traduisent l'influence du comportement électrique sur la thermique et réciproquement. Les variations de température induisent des changements de résistivité du matériau. A son tour, l'effet Joule introduit une variation de la température.

Les interactions thermo-métallurgiques représentent l'influence de la thermique sur la métallurgie et réciproquement. Les variations de températures au chauffage et au refroidissement engendrent des transformations microstructurales. Ces transformations s'accompagnent de dégagement ou d'absorption de chaleur et modifient les propriétés thermiques de la matière.

La variation des propriétés mécaniques avec la température et le phénomène de dilatation thermique représentent l'influence de la thermique sur la mécanique. De même, les transformations inélastiques engendrent un dégagement de chaleur, souvent négligé. Ces interactions sont thermomécaniques.

Enfin, les interactions métal-mécaniques prennent en compte la dépendance des propriétés mécaniques en fonction de la métallurgie ainsi que les conséquences mécaniques qu'elles génèrent telles que les déformations de transformation ou la plasticité de transformation. A cela s'ajoute l'influence de la mécanique sur les cinétiques de transformation.

2.5. Conclusion

En conclusion, le soudage par résistance par point est un procédé utilisé depuis déjà de nombreuses années. Son développement s'est effectué par une approche plus phénoménologique que théorique.

Néanmoins, les phénomènes mis en jeu lors d'un cycle de soudage sont loin d'être triviaux car de nombreux couplages existent entre les états électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques. Les cinétiques de réalisation d'un point sont élevées, rendent l'instrumentation difficile et quand celle-ci est possible, elle demande une connaissance de chaque état.

Aujourd'hui, même si le procédé est ancien, il fait encore l'objet de nombreux travaux de recherches [RAT 03], [YAN 04], [GOU 06], [SUN 07], [DAN 07].

3. Le comportement en fatigue de l'assemblage soudé par point

3.1. Géométrie des éprouvettes

L'analyse de la tenue en fatigue des assemblages soudés par point est souvent basée sur des données d'essais effectués sur des éprouvettes monopoint. De nombreux formats d'éprouvettes sont utilisés, normalisés ou non. La géométrie de l'éprouvette choisie dépend du type de chargement que l'on veut reproduire sur l'éprouvette.

3.1.1.a. Les assemblages monopoint

- Essai en traction-cisaillement

L'éprouvette monopoint utilisée le plus fréquemment est l'éprouvette de Traction-Cisaillement (TC) (figure I-16). La géométrie d'éprouvettes de traction-cisaillement est définies par les normes ISO 14234 : 2003 [ISO 03] (tableau I-3) ou encore par la norme JIS Z 3138-1989 [JIS 89] (tableau I-4). Dans ce cas, le point est sollicité essentiellement en cisaillement, mais cette sollicitation n'est pas pure. Un moment de flexion est induit.

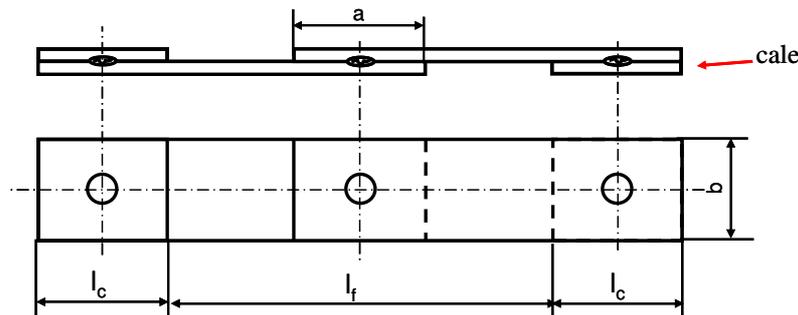


Figure I-16 Géométrie des éprouvettes soudées par point pour l'essai de fatigue par traction-cisaillement

Epaisseur t_1	Largeur de l'éprouvette b	Recouvrement a	Longueur libre entre les mors de fixation l_f
$0,5 \leq t_1 \leq 1,5$	$45 \pm 0,5$	35	160
$1,5 < t_1 \leq 3$	$60 \pm 0,5$	45	200
$3 < t_1 \leq 6$	$90 \pm 0,8$	60	240

Tableau I-3 Dimensions (en mm) des éprouvettes de fatigue par traction-cisaillement des grandeurs définies dans la figure I-16 selon la norme ISO 14234 : 2003 [ISO 03]

Epaisseur t_1	Largeur de l'éprouvette b	Recouvrement a	Longueur libre entre les mors de fixation l_f
$0,5 \leq t \leq 1,6$	40	40	160
$1,6 < t \leq 3,2$	50	50	200
$3,2 < t \leq 6$	60	60	240

Tableau I-4 Dimensions (en millimètres) des éprouvettes de fatigue par traction-cisaillement des grandeurs définies dans la figure I-16 selon la norme JIS Z 3138-1989 [JIS 89]

▪ Essai de traction

La sollicitation de traction est reproduite par les éprouvettes de traction en croix (figure I-17-a) et de pelage (figure I-17-b). Les éprouvettes de traction en croix possèdent généralement une résistance à la fatigue réduite de 20 % par rapport à la sollicitation de traction cisaillement [LAM 89]

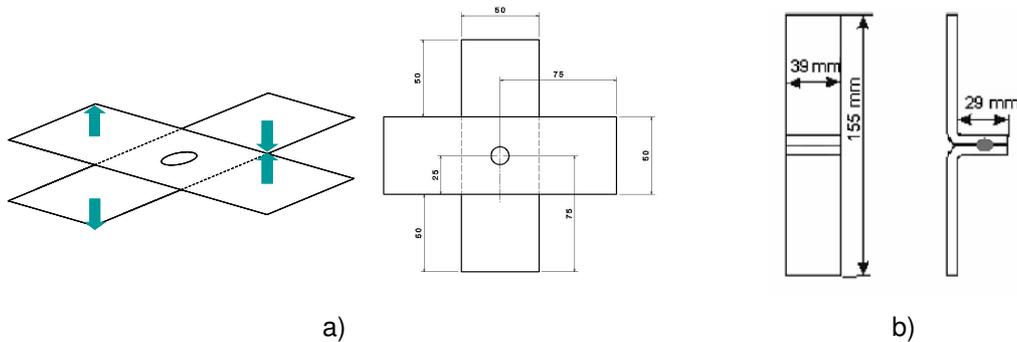


Figure I-17 Géométrie d'une éprouvette a) de traction en croix [ISO 03] b) de pelage [LON 07]

3.1.1.b. Les éprouvettes multipoints

Même si les propriétés de fatigue sur les assemblages soudés par point sont déterminées sur des assemblages monopoint, d'autres assemblages multipoints ont été proposés pour une application plus directe sur structure automobile. Néanmoins, même si des travaux de normalisation sont en cours aucune norme n'a été publiée à ce jour.

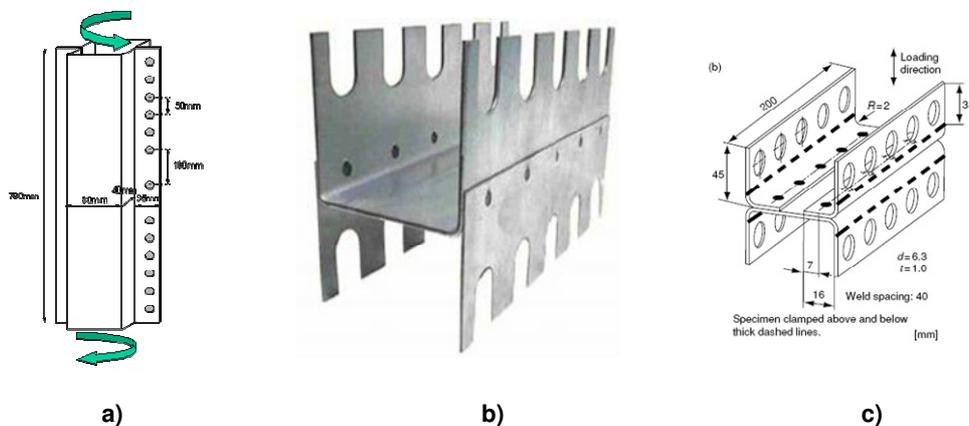


Figure I-18 a) Double Omega pour sollicitation en torsion, b) Eprouvette en H pour sollicitation en traction-cisaillement, c) et dimension d'une éprouvette de pelage en H utilisée par Henrysson [HEN 02]

3.2. Les étapes successives d'endommagement par fatigue d'un point soudé sollicité en traction-cisaillement

La ruine par fatigue d'un assemblage soudé par point sollicité en traction-cisaillement (TC) – défini selon la norme ISO 14234 :2003 [ISO 03] provient d'un multi-amorçage de fissures dans la zone affectée thermiquement près du fond d'entaille entre les deux tôles. La fissure se propage ensuite de manière circonférentielle et au travers de l'épaisseur de la tôle.

La fissure de fatigue reste invisible pendant la majeure partie de la durée de vie. McMahon *et al.* [MAC 90] soulignent le fait qu'il est difficile de s'accorder sur la durée de vie d'un échantillon TC en raison du manque de définition uniforme des différentes phases de propagation des fissures de fatigue. Néanmoins, la durée de vie en fatigue des points soudés est scindée habituellement en trois étapes, une définition est proposée par Wang *et al.* [WAN 85], c'est celle que nous utiliserons :

- Etape 1: amorçage et croissance de la fissure ; à la fin de cette étape une fissure est présente sur la périphérie du noyau,
- Etape 2: propagation de la fissure présente à la périphérie du noyau, jusqu'à la traversée de l'épaisseur de la tôle,
- Etape 3: propagation de la fissure latéralement dans le sens de la largeur de l'éprouvette jusqu'à ce que la rupture provienne d'une instabilité plastique.

De nombreux critères peuvent déterminer la fin de l'essai de fatigue : une perte de rigidité, une limite d'allongement de l'éprouvette, l'instabilité plastique, la première apparition d'une fissure à la surface, etc. Swellam *et al.* [SWE 92] notent qu'une définition pratique de la rupture par fatigue de l'échantillon TC est la fin de l'étape II, puisque la fissure devient alors visible.

La plus grande difficulté est la perception du passage de l'étape 1 à l'étape 2. Aussi, diverses méthodes ont été développées pour permettre cette identification. Une solution consiste à effectuer des essais interrompus à intervalles réguliers et à réaliser des observations micrographiques. Il s'agit d'une méthode destructive à laquelle s'ajoute la difficulté d'obtenir une bonne répétitivité, étant donné la dispersion de la rupture par fatigue. Une autre technique, développée par McMahon *et al.* [MAC 90], consiste à utiliser un échantillon spécifique prédécoupé en demi point pour suivre et mesurer visuellement la croissance des fissures. Dans ce cas la sollicitation locale est modifiée et il est nécessaire d'effectuer un calcul pour obtenir une sollicitation équivalente. D'autres méthodes permettent de suivre et de mesurer la fissure directement sur l'échantillon en cours d'essai. Ces techniques sont toutes basées sur le même principe : la croissance ou propagation de la fissure de fatigue peut être déduite de la variation de la grandeur physique qui est mesurée.

Des jauges de déformation sont utilisées par Abe et Satoh [ABE 93], pour observer la variation de l'amplitude de déformation locale, Xu *et al.* [XU 02], [XU 04] utilisent la méthode thermique avec des thermocouples, Cooper et Smith [COO 85], [COO 86], Swellam *et al.* [SWE 92], et Duchet *et al.* [DUC 94], [DUC 06] se servent d'une méthode électrique basée sur l'évolution du potentiel électrique. Ils

interprètent le changement du potentiel mesuré comme une évolution de la fissure. La précision de la détection de chaque étape dépend de la technique utilisée.

Même si la détection des différentes étapes d'endommagement par fatigue est possible, suivant les écoles de pensée, les auteurs considèrent ou non la phase d'amorçage de fissure comme négligeable. Aussi, Shang et Barkey [SHA 06], Mac Mahon et Lawrence [MAC 90], Lawrence, Wang et Corten [LAW 83], Wang *et al.* [WAN 85], Le Duff *et al.* [LED 89] et Swellam, Banas et Lawrence [SWE 94] prennent en compte une étape d'amorçage dans la durée de vie totale de l'assemblage. En revanche, Cooper et Smith [COO 85], [COO86] considèrent que l'étape d'amorçage est négligeable et que la durée de vie dépend uniquement de la propagation de fissure. Aussi, toutes les approches fondées sur la mécanique de la rupture, partent de cet état de fait. Pan et Sheppard [PAN 03], Zhang [ZHA 97], [ZHA 99], [ZHA 01], Pook [POO 75b]. Seul Lindgren *et al.* [LIN 96] qui adoptent une approche basée sur la mécanique de la rupture notent, en comparant leur modèle avec des essais, que la durée de vie totale inclut une phase d'amorçage.

3.3. Les facteurs d'influence sur la durée de vie de l'assemblage

3.3.1. Facteurs géométriques

3.3.1.a. Influence du diamètre de point

Selon Sperle [SPE 83], dans le cas d'essais de traction-cisaillement la limite de fatigue exprimée en terme de contrainte nominale, croît avec le diamètre de point. Cet effet est plus marqué pour les faibles nombres de cycles. Anastassiou [ANA 87] confirme ces résultats pour des durées de vie de $10^{4,5}$ cycles mais ne remarque plus d'influence pour des durées de vie intermédiaires de 10^6 cycles. Overbeeke et Draisma [OVE 74] ne constatent aucune influence du diamètre de point sur la résistance à la fatigue, dans le cas des assemblages de traction-cisaillement qui ne rompent pas en plan de joint.

Selon Dhers [DHE 89] la raison essentielle de l'amélioration en fatigue qu'apporte l'augmentation du diamètre de point est la diminution de la flexion secondaire au cours de l'essai de traction-cisaillement.

Les modèles de prévision de durée de vie développés, par Rupp *et al.* [RUP 95], Radaj [RAD 89], [RAD 90], [RAD 95], [RAD 98], Pook [POO 75a],[POO 75b], [POO 79], Zhang [ZHA 97], [ZHA 99], [ZHA 01] qui visent à prendre en compte la durée de vie totale, prévoient tous une amélioration de la durée de vie avec l'augmentation du diamètre, soit par une diminution de la contrainte appliquée soit par la diminution du facteur de concentration de contrainte. Seul Swellam *et al.* [SWE 94], après confrontation de leur modèle avec des essais, font intervenir un facteur qui vise à réduire l'influence du diamètre sur le facteur de concentration de contrainte.

Nous retiendrons que la littérature prévoit une augmentation de la durée de vie avec le diamètre de point, même si certains auteurs émettent des réserves.

3.3.1.b. La largeur de tôle et la distance entre les points

Sur des assemblages monopoint, Charara [CHA 84] met en évidence une largeur critique à partir de laquelle l'augmentation de la largeur n'améliore plus la tenue en fatigue. Dans le cas de l'assemblage de traction-cisaillement, Maddox [MAD 92] fait intervenir la largeur de tôle dans le calcul de contraintes structurelles.

Cette influence dépend du critère de fin d'essai. Dans le cas d'un critère de fin d'essai fondé sur une limite de déplacement des mors de la machine de fatigue, et pour une éprouvette de traction-cisaillement, l'étape de propagation de fissure au travers de l'épaisseur de la tôle est particulièrement influencée par la largeur de tôle et le moment de flexion secondaire. Dans ce cas, une augmentation de la largeur de tôle induit une amélioration de la tenue en fatigue. En revanche, en considérant comme critère de fin d'essai le percement de fissure à la surface de la tôle, l'influence de ce paramètre géométrique est moins marqué.

Sur des assemblages multipoints, l'augmentation du nombre de points ou la diminution de la distance entre les points a pour effet d'augmenter globalement la résistance de l'assemblage [SPE 83]. Par contre, la résistance par point diminue avec la distance entre les points. Selon Dhers [DHE 89], l'augmentation globale de la durée de vie avec celle du nombre de points est liée à la répartition des contraintes entre plusieurs points. Par contre, la résistance à la fatigue dépend de la distribution des points, qui induit des états de contraintes différents liés au bridage par exemple.

3.3.1.c. Epaisseur de tôle

Les essais à force imposée montrent un accroissement de la durée de vie lié à l'augmentation de l'épaisseur de tôle [SPE 83], [OVE 74], [DHE 89], [LAM 89]. Selon Lambert [LAM 89], cet effet est particulièrement important aux grands nombres de cycles. Trois causes peuvent être évoquées pour expliquer cet accroissement de résistance à la fatigue :

- une augmentation de la rigidité de l'assemblage
- une augmentation de la hauteur du noyau à même diamètre d'électrode
- une augmentation de la part de propagation dans la durée de vie

3.3.2. Effet d'entaille

La littérature distingue deux formes majeures de fonds d'entaille (figure I-19) Dans le cas de l'entaille de type A (figure I-19-a), le noyau est elliptique et éloigné de l'extrémité, une zone de liaison est présente. La fissure de fatigue se propage dans le prolongement de l'extrémité puis bifurque à l'approche de la zone fondue. Pour une entaille de type B (figure I-19-b), le noyau a tendance à se rapprocher du fond d'entaille, il n'y a plus de zone de liaison et la fissure se propage directement dans l'épaisseur de la tôle. La tenue en fatigue d'un assemblage avec une entaille de type B est généralement moins bonne qu'avec une entaille de type A, mais dans ce cas, les résultats sont plus dispersés [LAM 89].

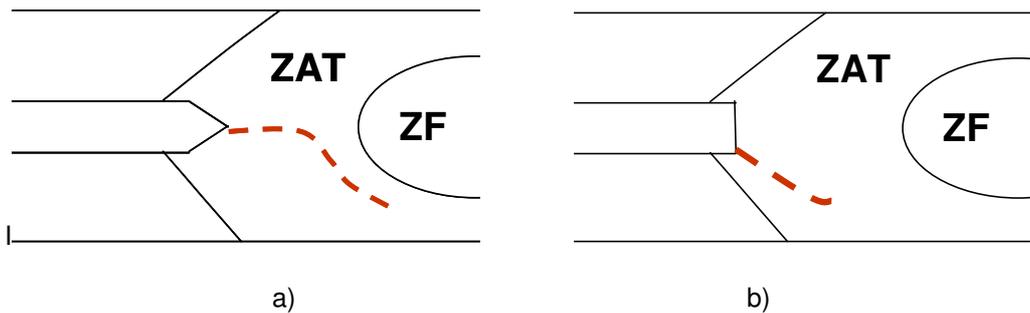


Figure I-19 Formes des fonds d'entaille répertoriés par [LAM 89] a) type A b) type B

La difficulté majeure provient ici du soudage. Comme le soulignent Radaj et Sonsino [RAD 98], la forme du fond d'entaille varie selon les conditions de soudage, mais surtout elle n'est pas identique sur l'intégralité de la périphérie du point.

3.3.3. Influence du métal de base

Dans le domaine des faibles charges et des grandes durées de vie, aucune influence du métal de base n'est mise en évidence [SPE 84], [LAW 83]. Selon Dhers [DHE 89], l'effet d'entaille du point de soudure gomme l'influence du matériau puisqu'il induit un amorçage très rapide des fissures. En revanche, dans le cas des faibles durées de vie, une augmentation de la résistance du métal de base améliore la durée de vie de la soudure [SUD 82]. On retrouve dans ce cas, les mêmes effets que pour une sollicitation statique.

Une difficulté s'ajoute encore, elle est liée au soudage. Dans le cas d'amorçage de fissure en fond d'entaille, la fissure se propage en zone affectée thermiquement (ZAT). Les propriétés de cette ZAT dépendent de la séquence de soudage appliquée et de la nature du métal de base. Les gradients de microstructure en ZAT sont très importants, et il faut être capable de caractériser finement ces microstructures. Henrysson [HEN 02] par exemple prend en compte les propriétés élasto-plastique de la ZAT et de la zone fondue pour montrer la nécessité de prise en compte de ce paramètre dans la tenue en fatigue.

3.3.4. Influence des contraintes résiduelles

Selon Lambert [LAM 89], la tenue à la fatigue du joint soudé par point est largement influencée par les contraintes résiduelles. L'existence des contraintes résiduelles contribue à modifier la contrainte moyenne et donc le rapport de charge.

La principale difficulté consiste à déterminer l'état de ce champ de contraintes après l'opération de soudage. Le point soudé est le siège de forts gradients de contraintes de l'ordre de 200 MPa / mm [ANA 90]. Cette observation implique deux points :

- la mesure doit être assez locale pour s'affranchir de l'effet de moyenne,
- il est nécessaire d'avoir accès à la zone de mesure

Les méthodes de mesure de contraintes résiduelles sont de deux types suivant si ces méthodes sont destructives ou non.

Dans les méthodes non destructives, on recense la diffraction des rayons X [ANA 87] [ANA 90], [HEN99], [BAE 03], la diffraction des neutrons, la méthode ultrasonore ou encore les méthodes magnétiques [ABU 86]. Ces méthodes sont fondées sur les relations entre un paramètre physique ou métallographique et l'état des contraintes résiduelles.

Les méthodes de diffraction des rayons X ou de diffraction des neutrons sont fondées sur la mesure de déformations en étudiant les variations des espacements des interplans cristallins dans le matériau polycristallin. Les méthodes par rayons X mesurent les déformations résiduelles en surface du matériau et la méthode par diffraction des neutrons mesure les déformations résiduelles dans un volume. La méthode par ultrasons mesure la variation du temps de parcours entre les ondes ultrasonores, qui peuvent être reliées à l'état de contraintes résiduelles. Les méthodes magnétiques relient l'interaction entre la magnétisation et les déformations élastiques dans les matériaux ferromagnétiques. La méthode par diffraction des neutrons nécessite une source radioactive, c'est son principal inconvénient. Les autres méthodes restent souvent semi quantitatives et sont utiles pour des comparaisons.

Les autres méthodes sont destructives et permettent de mesurer des déformations macroscopiques qui sont relâchées quand le matériau est enlevé mécaniquement. Elles s'appuient sur des théories élastiques. Nous retiendrons la méthode du trou incrémental qui consiste à mesurer les déformations résiduelles mesurées introduites par le percement d'un trou. Une rosette de jauges de déformations est centrée sur le trou. Khanna *et al.* [KHA 01] proposent une amélioration de cette méthode en mesurant les déformations résiduelles par interférométrie moirée. L'avantage de cette méthode est de mesurer l'intégralité du champ de déformations planes près de la périphérie du trou, là où les relaxations de contraintes sont maximales par rapport à la méthode avec les rosettes qui possède une sensibilité au désalignement et intègre les déformations lors de forts gradients.

La simulation numérique du soudage est un outil utilisé pour approcher le champ de contraintes résiduelles [HEN 99], [BAE 03]. Cependant, la simulation numérique ne peut s'affranchir de mesures expérimentales pour valider ses modèles.

Les auteurs s'accordent tous sur l'état de contraintes résiduelles en surface du point de soudure [KER 06], [KHA 01], [HEN 99], [ANA 87], [ANA 90], [BAE 03], [ABU 86]. En considérant le point soudé comme axisymétrique, dans la direction radiale, une forte traction est constatée au centre de l'assemblage. La valeur des contraintes radiales décroît ensuite avec la distance au centre du point jusqu'à atteindre une valeur nulle. Les valeurs maximales sont de 400 MPa [ANA 90] et [HEN 99], 200 MPa [ABU 86], 230 MPa [KHA], 70 MPa [BAE 03]. Dans la direction orthoradiale, les contraintes résiduelles tangentielles sont positives au centre de l'assemblage. Elles décroissent rapidement ensuite pour créer un état de compression. Au loin de l'axe de symétrie du point soudé, ces contraintes sont proches de zéro.

En revanche, les avis sont partagés en ce qui concerne le signe des contraintes résiduelles radiales en fond d'entaille au niveau du plan de joint. La raison principale réside dans l'absence d'accessibilité du fond d'entaille sans enlèvement de matière et la modification du champ de contraintes induit par ce dernier. Anastassiou [ANA 87], [ANA 90] utilise une attaque électrochimique par couches successives.

Bae *et al.* [BAE 03] enlèvent la moitié supérieure du point. Ils considèrent la variation du champ de contraintes comme négligeable. Anastassiou mesure une contrainte résiduelle radiale de traction au niveau de l'entaille de l'ordre de 200 MPa. Bae *et al.* [BAE 03] mesurent une contrainte résiduelle de compression de – 40 MPa.

Enfin des études ont été effectuées sur le réarrangement des contraintes résiduelles au cours de l'essai de fatigue. Henrysson [HEN 02] par calcul par la méthode des éléments finis avec une analyse élasto-plastique montre, qu'après quelques cycles de chargement, les contraintes résiduelles radiales sont en compression en surface et au niveau de l'entaille. Khanna *et al.* [KHA 01], sur un essai de traction-cisaillement, observent une chute de 30 % de la valeur des contraintes résiduelles radiales de surface après 10 000 cycles de chargement, mais ces contraintes sont toujours de traction.

Les avis sont très partagés quand à l'état des contraintes résiduelles radiales dans le point soudé. Cette divergence d'avis provient de la difficulté expérimentale de détermination de ce champ de contraintes tant d'un point de vue incertitudes de mesures, reproductibilité des mesures et accessibilité. Aujourd'hui, cette problématique fait l'objet de grands projets de recherche comme Musica qui associe de nombreux partenaires.

3.4. Effet des conditions de soudage

Les conditions de soudage ne sont pas reliées directement au comportement en fatigue de l'assemblage. Leur effet est pris en compte par les variations induites sur les facteurs d'influence décrits dans la partie précédente.

3.4.1. L'intensité de soudage

Selon Lambert *et al.* [LAM 89], [DHE 89], l'augmentation de l'intensité de soudage accroît la taille de la zone fondue et entraîne une légère augmentation de la résistance à la fatigue. Anastassiou [ANA 87] mesure une augmentation des contraintes résiduelles radiales avec l'intensité.

L'expulsion se produit lorsque l'intensité de soudage est élevée. Selon Dehrs [DEH 89], l'expulsion permet une augmentation du noyau et un état de contraintes résiduelles favorables. Anastassiou [ANA 87] remarque une chute des contraintes résiduelles radiales de traction.

3.4.2. Le temps de soudage

Selon [LAM 89], l'augmentation du temps de soudage permet d'augmenter le diamètre de point et le diamètre de ZAT. Cette augmentation entraîne donc une amélioration de la tenue en fatigue. Anastassiou [ANA 87] remarque que le fond d'entaille est modifié d'une manière défavorable pour un temps de soudage de 15 périodes, les valeurs du champ de contraintes résiduelles ne sont que peu modifiées.

3.4.3. L'effort de soudage

Selon [LAM 89], une augmentation de l'effort de soudage a pour effet de diminuer la taille de la zone fondue et accroît l'acuité d'entaille, ce qui semble avoir une influence défavorable. En revanche [DRO 93] remarque qu'une augmentation de l'effort pendant le maintien permet d'accompagner la contraction thermique. La compression du point permet de modifier le champ de contraintes résiduelles.

3.4.4. Les traitements thermiques

Les traitements thermiques appliqués au point de soudure sont des post-chauffages.

Selon [LAM 89], le recuit machine vise à éliminer les contraintes résiduelles et à améliorer le comportement en fatigue de l'assemblage. Sudo *et al.* [SUD 82] montrent qu'il existe un optimum de temps de post-chauffage qui permet d'améliorer la tenue en fatigue de l'assemblage. En revanche Anastassiou [ANA 87] pour les conditions qu'il a étudiées, ne constate pas d'amélioration. Les modifications de microstructures évoluent dans un sens plutôt défavorable.

En conclusion, il est difficile de comparer les différents avis de la littérature, puisque leurs conclusions sont effectuées sur des configurations expérimentales qu'il est difficile de comparer, en terme de nuance et d'épaisseur d'acier utilisé, de même d'un point de vue des conditions de soudage. Nous retiendrons que l'augmentation de l'intensité de soudage et du temps de soudage sont favorables à la tenue en fatigue puisque le diamètre de point augmente.

3.5. Techniques de calcul de durée de vie

Si assez de données d'essais sont disponibles, une analyse de type force - durée de vie peut être effectuée prenant en compte de multiples facteurs. Cependant, il peut être intéressant d'utiliser un paramètre d'endommagement par fatigue pour les assemblages soudés par point afin d'appliquer les résultats obtenus à des structures plus complexes.

Ce n'est qu'au début des années 1980 que les auteurs ont développé des modèles visant à appliquer des résultats d'essais sur éprouvettes à des structures réelles. Ces approches se rapportent à un paramètre local. Dans les approches paramétriques d'endommagement, un modèle analytique est développé pour déterminer comment la contrainte, la déformation ou l'intensité de contrainte dépend du chargement appliqué. Ces quantités sont ensuite reliées à un critère d'endommagement par fatigue et enfin calibrées par des essais.

Afin d'appliquer ces critères d'endommagement aux structures réelles, une modélisation de la structure est effectuée par la méthode des éléments finis, un calcul dans le domaine élastique sous un chargement unitaire permet d'identifier les chargements résultants de chaque point de la structure. L'historique des sollicitations sur les paramètres d'endommagement est ensuite déterminé par une application linéaire de l'historique des chargements structurels.

De nombreuses techniques utilisant la méthode des éléments finis pour déterminer les chargements sur chaque point sont utilisées. Ces techniques possèdent toutes le même objectif : modéliser la rigidité de la structure afin de caractériser au mieux les efforts qui sont transmis par le point.

3.5.1. Approche par les contraintes structurelles

Cette approche a été développée par RUPP et *al.* [RUP 95], les contraintes structurelles sont définies comme des grandeurs représentatives du comportement en fatigue des assemblages soudés par point. Ces contraintes sont induites par la transmission des efforts par le point soudé dans la structure. Cette approche néglige l'effet des contraintes résiduelles, de la concentration de contrainte en fonction de la forme du fond d'entaille ou la variation de la microstructure.

3.5.1.a. Principe

Le critère de fatigue développé prend en compte deux mécanismes de rupture par fatigue et donc deux modes de défaillance de l'assemblage, à savoir :

- la rupture par fissuration dans la tôle au niveau du point soudé en ZAT ou en dehors,
- la rupture par fissuration dans le noyau ou encore rupture en plan de joint.

Aussi l'analyse de la structure est effectuée comme suit (figure I-20) : pour chaque mode de défaillance, la détermination des contraintes structurelles maximales équivalentes est effectuée pour chaque point de la structure ; ces dernières sont comparées ensuite à une courbe (S-N) de référence. Par défaut, cette courbe de référence est la courbe IIW de classe 125 (figure I-21). Une courbe " utilisateur " qui décrit mieux le comportement du matériau ou un mode de sollicitation particulier peut être utilisée. Dans le cas d'un chargement d'amplitude variable, l'endommagement est calculé grâce à une loi de Miner modifiée.

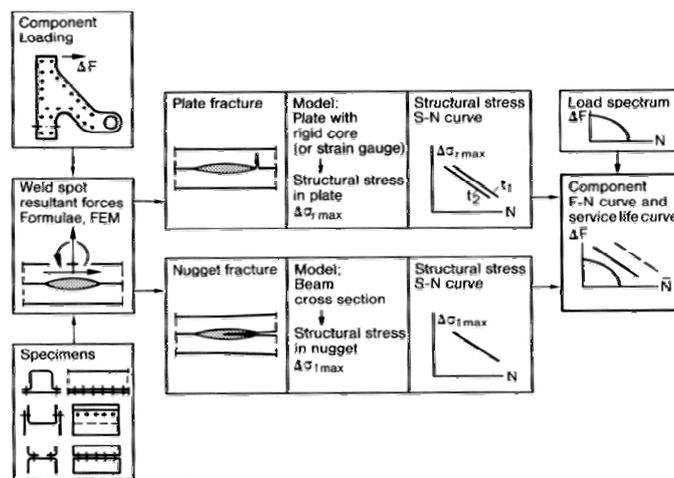


Figure I-20 Schéma de principe de l'approche développée par Rupp *et al.* [RUP 95]

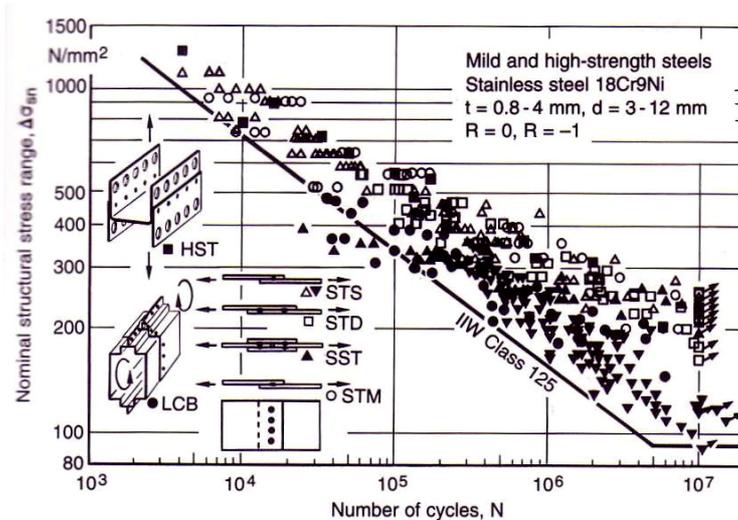


Figure I-21 Courbe S-N recommandée de contraintes structurales nominales pour des assemblages soudés par point selon [MAD 92]

3.5.1.b. Calcul des contraintes structurales selon Radaj et Sonsino [RAD 98]

Les contraintes structurales sont calculées à l'aide d'un modèle de noyau rigide modélisant le point soudé. La figure I-22 illustre ces modèles et définit les appellations utilisées.

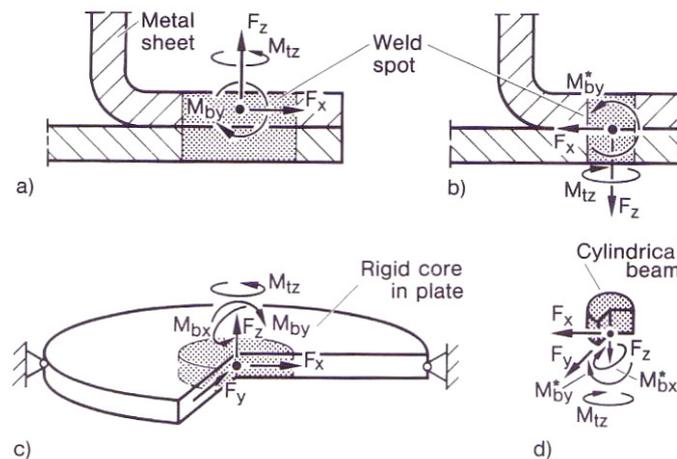


Figure I-22 Modèle de noyau rigide pour les contraintes structurales de la tôle avec les forces se référant au milieu de la tôle (a), (c) et modèle de poutre rigide pour les contraintes structurales du noyau avec les forces se référant au plan de joint (b), (d), assemblage original (a), (b) et modèle simplifié (c), (d) [RAD 98].

▪ Contraintes structurales dans la tôle

La contrainte structurale radiale maximale est considérée comme initiatrice de fissure. Cette contrainte est approximativement égale à la contrainte équivalente de Von Mises maximale qui est considérée comme un critère de fissuration adéquat pour les matériaux ductiles. Les contraintes moyennes et alternées issues du calcul ou de la mesure sont transformées à l'aide d'un diagramme de Haigh en une contrainte équivalente en traction répétée ($R = 0$). Les contraintes transformées des différentes résultantes sont alors superposées par un calcul de contrainte équivalente de type Von Mises pour les matériaux ductiles. La contrainte maximale équivalente (σ_{sneq}) est alors déterminée.

$$\sigma_{sneq} = \sqrt{(1-\nu + \nu^2) \cdot \sigma_{sn}^2 + 3 \cdot \tau_{sn}^2} \quad (I-7)$$

La contrainte structurelle nominale dans la tôle provenant du chargement du noyau par la force F_x dans le plan médian de la tôle est la contrainte de membrane radiale maximale au niveau de

l'entaille $\sigma_{mr \max}$:

$$\sigma_{sn} = \sigma_{mr \max} = \frac{F_x}{\pi \cdot d \cdot t} \quad (I-8)$$

La contrainte structurelle nominale dans la tôle provenant du chargement du noyau par le moment fléchissant M_{by} dans le plan médian de la tôle est la contrainte de flexion radiale maximale au niveau

de l'entaille $\sigma_{br \max}$:

$$\sigma_{sn} = \sigma_{br \max} = \frac{6 \cdot M_{by}}{\pi \cdot d \cdot t^2} \quad (I-9)$$

La contrainte structurelle nominale provenant de l'effort normal F_z dans le noyau est :

$$\sigma_{sn} = \sigma_{br \max} = \frac{3 \cdot F_z}{\pi \cdot t^2} \cdot \left[\frac{1 - (1 + \nu) \ln(d/D)}{1 + \nu + (1 - \nu)(d/D)^2} - \frac{1}{2} \right] \quad (I-10)$$

Plusieurs approximations de cette formule ont été faites, Rupp *et al.* [RUP 95] considèrent dans leur approche un rapport $D/d = 10$ et $\nu = 0,3$ ainsi :

$$\sigma_{sn} = 1,744 \frac{F_z}{t^2} \quad (I-11)$$

La contrainte structurelle nominale du chargement du noyau par un moment de torsion M_{tz} perpendiculaire au plan de la tôle est la contrainte de membrane tangentielle maximale à l'entaille $\tau_{mt \max}$:

$$\tau_{sn} = \tau_{mt \max} = \frac{2 \cdot M_{tz}}{\pi \cdot d^2 \cdot t} \quad (I-12)$$

▪ Contraintes structurelles dans le noyau

× Contrainte structurelle nominale équivalente

Dans le cas de la fissuration du noyau, une contrainte structurelle spéciale est définie au niveau de l'entaille et est considérée comme initiatrice de fissure. Cette contrainte est calculée par la théorie des poutres. Le noyau est considéré comme étant un cylindre compact, il est chargé par les résultantes et les moments agissant sur le milieu de la plaque. La contrainte nominale équivalente (σ_{sneq}) est déterminée grâce aux contraintes normales de flexion (σ_{sn}) et les contraintes de cisaillement transverses (τ_{sn}) selon le critère de rupture en mode I pour les matériaux fragiles.

$$\sigma_{sneq} = \frac{1}{2} \sigma_{sn} + \frac{1}{2} \sqrt{\sigma_{sn}^2 + 4 \cdot \tau_{sn}^2} \quad (I-13)$$

La partie moyenne et la partie alternée des contraintes sont calculées séparément. La contrainte alternée est transformée en une contrainte alternée équivalente ayant une partie moyenne nulle à l'aide d'une transformation basée sur un diagramme de Haigh. La contrainte alternée maximale équivalente est extraite. Cette contrainte maximale est limitée par une courbe S-N obtenue avec des échantillons rompus par fissure du noyau.

× Contraintes structurelles nominales

Les contraintes structurelles nominales dans le noyau près de l'entaille, où la fissure s'initie, sont définies selon Rupp [RUP 95] comme les contraintes maximales dans une petite poutre de section circulaire.

La contrainte structurelle nominale dans la poutre provenant d'un effort tranchant F_z normal au plan de joint est :

$$\sigma_{sn} = \frac{F_z}{\pi \cdot d^2} \quad (\text{I-14})$$

La contrainte structurelle nominale dans la poutre provenant d'un moment fléchissant M_{by} (ou M_{bx}) dans le plan de joint est :

$$\sigma_{sn} = \frac{32 \cdot M_{by}}{\pi \cdot d^3} \quad (\text{I-15})$$

La contrainte structurelle nominale provenant d'un effort F_x (ou F_y) au plan de joint est la contrainte maximale tangentielle de cisaillement dans la poutre :

$$\tau_{sn} = \frac{16 \cdot F_x}{3 \cdot \pi \cdot d} \quad (\text{I-16})$$

La contrainte structurelle nominale provenant d'un moment de torsion M_{tz} au plan de joint est la contrainte tangentielle de cisaillement dans la poutre :

$$\tau_{sn} = \tau_t = \frac{16 \cdot M_{tz}}{\pi \cdot d^3} \quad (\text{I-17})$$

× Autres formulations

Rupp *et al.* [RUP 95] utilisent une formule dans le cas de la rupture de la plaque qui est dérivée d'une proposition de Radaj. Elle est ajustée aux résultats de limite de fatigue avec un facteur $K = 0,6\sqrt{t}$ de correction de contraintes, déterminé expérimentalement sur la contrainte de flexion secondaire :

$$\sigma_{sn} = \frac{F_x}{\pi \cdot d \cdot t} + 1,872 \cdot K \cdot \frac{M_{by}}{d \cdot t^2} \quad (\text{I-18})$$

Maddox [MAD 92] définit une contrainte structurelle nominale dérivée, à partir de la supposition que, la force transmise par la tôle agit uniformément sur la moitié de la circonférence du point soudé et que le moment fléchissant agit uniformément sur le pas des points soudés ou la largeur de l'échantillon.

$$\sigma_{sn} = \frac{2.F_x}{\pi.d.t} + \frac{6.M_{by}}{t^2.w} \quad (I-19)$$

3.5.1.c. Domaine de validité et critique du modèle

Selon Radaj et Sonsino [RAD 98], cette approche est valide dans le domaine des moyennes et grandes durées de vie : $N \geq 10^4$ cycles. Seules les contraintes résultant des forces et des moments supportés par le point soudé supposé être une poutre sont prises en compte, les contraintes résiduelles sont négligées. Cependant, par rapport aux approches issues de la mécanique de la rupture, cette approche est suffisante puisque les facteurs d'intensité de contraintes sont proportionnels aux contraintes structurelles.

Ce modèle développé est celui qui est implémenté dans les codes de calcul comme "FE fatigue" de nCode par exemple. Une analyse sur une structure complexe composée de nombreux points modélisés par des éléments poutres et coques peut être effectuée. Le point le plus faible de la structure est ainsi localisé et son mode de défaillance est identifié. Il répond à son objectif premier : permettre le dimensionnement d'une structure au sens de l'ingénieur.

Ce modèle prend en compte le mode de sollicitation, la géométrie de l'assemblage (épaisseur de tôle, diamètre de point et espacement des points). L'influence des contraintes résiduelles ou encore de la microstructure sont ici négligés.

3.5.2. Approche par la mécanique de la rupture

3.5.2.a. Principe de la méthode

Dans ces approches, la mécanique élastique linéaire de la rupture est utilisée afin d'estimer la durée de vie en propagation des assemblages par utilisation de la loi de Paris [PAR 63]. La loi de Paris est donnée par :

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (I-20)$$

où a est la longueur de fissure

N est le nombre de cycles

C et m sont des constantes dépendant du matériau

K est le facteur d'intensité de contrainte

L'objectif majeur de ces approches est donc de déterminer le Facteur d'Intensité de Contrainte (FIC). Ces méthodes considèrent l'entaille présente entre les deux tôles comme une fissure préexistante.

Nous présentons ici les deux principales méthodes développées.

3.5.2.b. Méthode basée sur les contraintes structurelles [ZHA 97], [RAD 89]

Selon Pook [POO 79], la propagation de fissure au niveau de l'entaille est contrôlée par le FIC en pointe de fissure au niveau du fond d'entaille. Ceci est valable à la seule condition qu'une relation existe entre les contraintes structurelles et la concentration des contraintes en fond d'entaille. Cette relation est exprimée sous la forme suivante :

$$K_I = k_I \sigma_b \sqrt{t} \quad (I-21)$$

$$K_{II} = k_{II} \sigma \sqrt{t} \quad (I-22)$$

$$K_{III} = k_{III} \tau \sqrt{t} \quad (I-23)$$

où σ_b , σ et τ sont les contraintes structurelles, t est l'épaisseur de la tôle et k_I , k_{II} et k_{III} des facteurs de correction. Pook [POO 79] fixe ces facteurs $k_I = 1/\sqrt{3}$, $k_{II} = 1/2$ et $k_{III} = \sqrt{2}$ dans trois cas de chargement spécifiques.

Les travaux de Radaj [RAD 89] et Zhang [ZHA 97] s'appuient sur ceux de Pook. Les contraintes structurelles considérées dans les équations suivantes sont définies sur la figure I-23.

Radaj [RAD 89] donne des expressions plus complexes comme suit :

$$K_I = [0.58(\sigma_{ui} - \sigma_{uo} + \sigma_{li} - \sigma_{lo}) + 2.23(\tau_{qu} - \tau_{ql})] \sqrt{t} \quad (I-24)$$

$$K_{II} = [0.25(\sigma_{ui} - \sigma_{li}) + 0.55(\tau_{qu} + \tau_{ql})] \sqrt{t} \quad (I-25)$$

$$K_{III} = 1.41(\tau_{ui} - \tau_{li}) \sqrt{t} \quad (I-26)$$

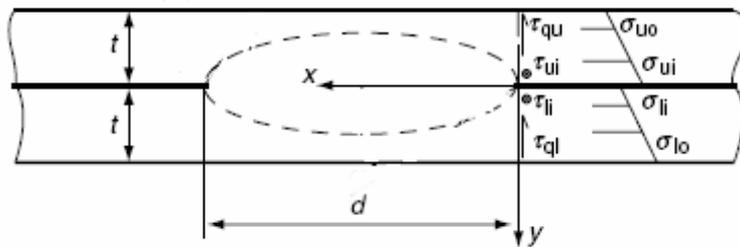


Figure I-23 Contraintes structurelles radiales et tangentielles issues de [ZHA 01]

Cependant, après élimination des termes négligeables, il revient sur les relations écrites précédemment par Pook. Zhang [ZHA 97] écrit des relations semblables à celles de Radaj, mais avec d'autres facteurs :

$$K_I = \frac{1}{6} \left[\frac{\sqrt{3}}{2} (\sigma_{ui} - \sigma_{uo} + \sigma_{li} - \sigma_{lo}) + 5\sqrt{2} (\tau_{qu} - \tau_{ql}) \right] \sqrt{t} \quad (I-27)$$

$$K_{II} = \left[\frac{1}{4} (\sigma_{ui} - \sigma_{li}) + \frac{2}{3\sqrt{5}} (\tau_{qu} + \tau_{ql}) \right] \sqrt{t} \quad (I-28)$$

$$K_{III} = \frac{\sqrt{2}}{2} (\tau_{ui} - \tau_{li}) \sqrt{t} \quad (I-29)$$

Il est important de noter que relier les FIC par une dépendance à la racine de l'épaisseur revient à considérer en mécanique de la rupture une fissure initiale de la longueur de l'épaisseur.

3.5.2.c. Méthode basée sur les efforts à l'interface

L'approche présentée précédemment nécessite d'identifier les contraintes appliquées à chaque point soudé. Ceci demande un temps de calcul important dans le cas d'une analyse de structure. Aussi, l'approche exposée ici est basée sur les efforts à l'interface, c'est à dire les efforts transmis par le point soudé si celui-ci était une poutre. Des méthodes pour estimer les contraintes structurelles en fonction des forces appliquées à l'interface ont été développées par Rupp [RUP 95], Maddox [MAD 92], ou encore Swellam et al. [SWE 94]. Ces derniers décrivent les FIC en mode I et II, pour un demi point sollicité par un chargement axial P, un cisaillement Q et un moment M, selon les relations suivantes:

$$K_I = K_{axial} + K_{moment} \quad (I-30)$$

$$K_{II} = K_{cisaillement} \quad (I-31)$$

$$\text{Où : } K_{axial} = \frac{P}{d \sqrt{\pi \frac{d}{2}}} \quad (I-32), \quad K_{cisaillement} = \frac{Q}{d \sqrt{\pi \frac{d}{2}}} \quad (I-33), \quad K_{moment} = \frac{6M}{d^2 \sqrt{\pi \frac{d}{2}}} \quad (I-34)$$

Afin de se rapporter à un FIC équivalent en mode I, ils utilisent une relation inspirée par Broek :

$$K_{I_{eq}} = \sqrt{K_I^2 + \beta \cdot K_{II}^2} \quad (I-35)$$

où : β est une constante empirique qui reflète la sensibilité du matériau au chargement en mode II.

De plus, ces auteurs constatent une faible dépendance de la durée de vie par rapport au diamètre de point et divisent le FIC équivalent par un facteur de correction géométrique G :

$$G = \sqrt{\frac{8t^2 w}{d^3} \left(\frac{36t^2}{d^2} + 1 \right)} \quad (I-36)$$

où w est la largeur de l'éprouvette ou le pas entre deux points soudés

D'autres auteurs essaient de prendre en compte l'angle initial de propagation de fissure de fatigue comme Henrysson [HEN 02] par la méthode des éléments finis ou encore Lin et al. [LIN 06] de manière analytique. Il s'agit là encore de calculer un FIC équivalent prenant en compte l'orientation de la fissure réelle par rapport à l'orientation de la supposée " fissure " en fond d'entaille (figure I-24).

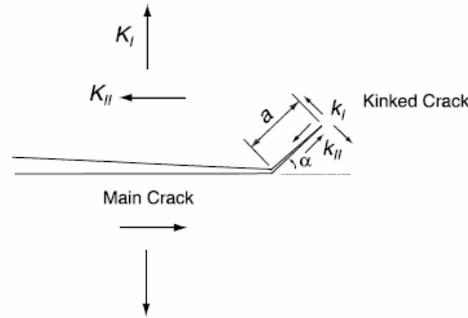


Figure I-24 Représentation schématique de l'angle de bifurcation de fissure selon [LIN 06]

Ainsi ils expriment les FIC locaux k_I et k_{II} selon les relations suivantes :

$$k_I = \frac{1}{4} \left(3 \cos \frac{\alpha}{2} + \cos \frac{3\alpha}{2} \right) K_I + \frac{3}{4} \left(\sin \frac{\alpha}{2} + \sin \frac{3\alpha}{2} \right) K_{II} \quad (\text{I-37})$$

$$k_{II} = -\frac{1}{4} \left(\sin \frac{\alpha}{2} + \sin \frac{3\alpha}{2} \right) K_I + \frac{1}{4} \left(\cos \frac{\alpha}{2} + 3 \cos \frac{3\alpha}{2} \right) K_{II} \quad (\text{I-38})$$

Ils calculent ensuite un FIC local équivalent du même type que celui donné par l'équation I 35:

$$k_{eq} = \sqrt{k_I^2 + \gamma \cdot k_{II}^2} \quad (\text{I-39})$$

3.5.2.d. Méthode basée sur le calcul de l'intégrale J

Pan et Sheppard [PAN 03] utilisent le calcul de l'intégrale J pour estimer les FIC dans les 3 modes. Un modèle 3D leur permet de modéliser la propagation de fissure dans la structure. Dans ce cas, la valeur des FIC est supposée dépendante de l'évolution de la longueur de fissure.

$$J = \int_{\Gamma} \left(W n_1 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) ds \quad (\text{I-40})$$

avec W la densité d'énergie de déformation, T_i les composantes de l'effort appliqué et u_i les composantes du déplacement.

Ils relient les FIC à la valeur de l'intégrale en surface par la relation :

$$J = \frac{1}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + 2\mu K_{III}^2 \quad (\text{I-41})$$

Lee et Choi [LEE 05a] se servent du même principe, leur objectif est d'établir un modèle prédictif reliant la durée de vie à un paramètre J_e notamment dans le cas de fort chargement. Le calcul de l'intégrale J s'effectue par modélisation par la méthode des éléments finis, grâce à un modèle élasto-plastique prenant en compte les différentes propriétés mécaniques de la ZAT.

Ces modèles se veulent plus fins que ceux présentés précédemment, ils sont aussi plus complexes et demandent une modélisation par la méthode des éléments finis en 3D. Le premier prend en compte la propagation de fissure au travers de l'épaisseur et montre que dans le cas des assemblages TC, les FIC sont constants pour la majeure partie de la propagation. Dans le second cas, qui ne prend pas en

compte l'avancée de fissure, il est nécessaire de connaître les propriétés mécaniques de la ZAT. Ces modèles demandent beaucoup de temps d'analyse.

3.5.3. Résumé des équations sur l'assemblage de traction-cisaillement

Dans les cas de l'assemblage soudé par point et sollicité en traction cisaillement, les formules analytiques des différents modèles sont simplifiées et sont résumées dans les tableaux suivants (tableaux I-5, I-6).

3.5.3.a. Formules pour les contraintes structurelles

Modèles	Contrainte structurelle nominale
Radaj et Sonsino [RAD 98]	$\sigma_{sn} = \frac{4.F_x}{\pi.d.t}$
Rupp <i>et al.</i> [RUP 95]	$\sigma_{sn} = \frac{F_x}{\pi.d.t} + 0,562 \frac{F_x}{d.\sqrt{t}}$
Maddox [MAD 92]	$\sigma_{sn} = \frac{2.F_x}{\pi.d.t} + \frac{3.F_x}{t.w}$

Tableau I-5 Expression des contraintes structurelles dans le cas d'un assemblage de traction cisaillement

3.5.3.b. Formules pour les FIC

Modèles	K_I	K_{II}
Pook [POO 75a] [POO 79]	$K_I = \frac{P}{d\sqrt{d}} \left[0.964 \left(\frac{d}{t} \right)^{0.397} \right]$	$K_{II} = \frac{P}{d\sqrt{d}} \left[0.798 + 0.458 \left(\frac{d}{t} \right)^{0.710} \right]$
Swellam <i>et al.</i> [SWE 94]	$K_I = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \frac{6tF}{d^2\sqrt{d}}$	$K_{II} = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \frac{F}{d\sqrt{d}}$
Zhang [ZHA 97][ZHA 99]	$K_I = \frac{\sqrt{3}F}{2.\pi.d\sqrt{t}}$	$K_{II} = \frac{2F}{\pi.d\sqrt{t}}$

Tableau I-6 Expression analytique des facteurs d'intensité de contrainte dans le cas d'un assemblage de traction-cisaillement

4. Conclusion

Les aciers Très Haute Résistance sont des produits sophistiqués. Ils sont fondés sur des principes métallurgiques qu'il faut maîtriser en terme de procédé d'élaboration et de fabrication afin d'obtenir des tenues mécaniques élevées tout en conservant de bonnes propriétés d'usage.

Le soudage par point est un procédé qui s'est développé empiriquement. Les possibilités de séquences de soudage sont nombreuses. Néanmoins, les phénomènes mis en jeu lors d'un cycle de soudage sont loin d'être triviaux car de nombreux couplages existent entre les états électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques.

Enfin, la littérature est abondante sur le comportement en fatigue de l'assemblage. L'influence des conditions de soudage sur la tenue en service de l'assemblage est issue essentiellement de règles métier. De plus, les avis sont souvent partagés car les conclusions des investigations sont obtenues pour des configurations expérimentales différentes qu'il est difficile de comparer. Les principaux modèles de prévision de durée de vie prennent en compte les conditions de soudage par un seul paramètre: le diamètre de point.

Chapitre II. Genèse de la zone fondue

Le matériau utilisé dans la thèse est présenté dans le premier volet de ce chapitre. La section suivante présente les outils d'observation métallurgique des différentes zones microstructurales du point soudé. Le cycle thermique appliqué lors du soudage est différent suivant la distance au point soudé ; l'observation métallographique d'une coupe transversale du point montre la palette des microstructures générées et leur répartition dans et au voisinage du point soudé, depuis la structure martensitique de la zone fondue jusqu'à la microstructure du métal de base. Plusieurs réactifs d'attaque métallographique sont comparés et leurs capacités à révéler les différentes microstructures existant au niveau des zones d'amorçage et de propagation des fissures dans le point soudé sont validées. Enfin, l'outil développé est utilisé pour comprendre la formation du point de soudure.

1. Définition du matériau de l'étude

Le matériau choisi pour la thèse est un acier Dual Phase (DP). Cette nuance présente l'intérêt d'être un acier Très Haute Résistance (THR) et de posséder une latitude de soudage importante. De plus, cette nuance THR a montré un large éventail de comportements en fatigue. L'épaisseur du substrat est fixée à 1,2 mm. Cette épaisseur est proche de la frontière de 1,35 mm définie par la norme, qui délimite la forme du cycle de courant " continu " et " pulsé ". Enfin, le matériau est choisi sans revêtement afin d'éviter tout problème d'usure d'électrodes et ainsi améliorer la reproductibilité du soudage.

La traction-cisaillement est le principal mode de sollicitation en service des assemblages soudés par point sur une structure caisse en blanc. C'est donc cette sollicitation qui est retenue pour les essais de fatigue dans la thèse.

1.1. Composition chimique

La composition chimique de l'acier DP est résumée dans le tableau II-1.

C	Mn	S	N	P	Si	Cu	Ni	Cr	Al	Mo	Ti
120	1434			17	353						

Tableau II-1 Composition chimique de l'acier DP de la thèse d'épaisseur 1,2 mm (% masse $\cdot 10^{-3}$)

1.2. Caractérisation métallographique

Deux phases sont en présence : des îlots martensitiques sont observés au sein de la matrice ferritique (figure II-1). Le pourcentage de martensite, identifié par coupe micrographique, est d'environ 13 %.

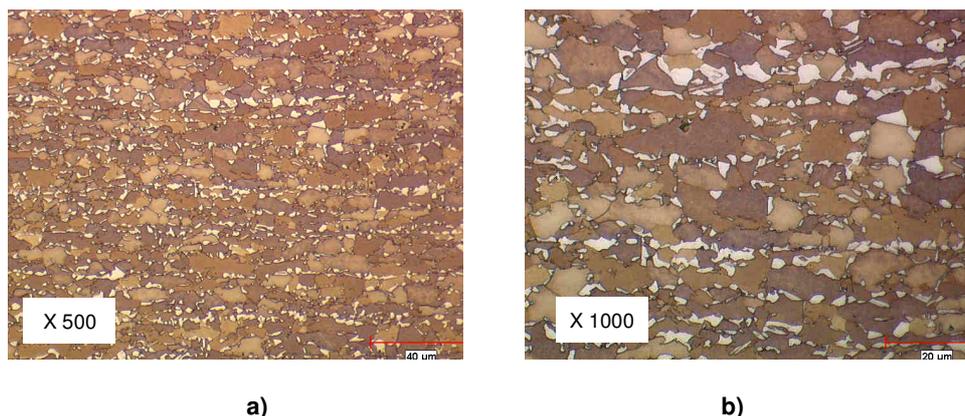


Figure II-1 Détail de la microstructure au tiers de l'épaisseur après attaque Lepéra, la martensite apparaît en blanc, à différents grossissements a) x 500 b) x 1000

1.3. Tenue mécanique

Les caractéristiques mécaniques dans les directions longitudinale, transverse et à 45° sont résumées dans le tableau II-2.

Direction	Epaisseur (mm)	Re (MPa)	Rm (MPa)	A%
T	1,190	382	711	22,5
L	1,198	376	706	23,8
45°	1,192	388	710	23,0

Tableau II-2 Tenue mécanique de l'acier DP d'épaisseur 1,2 mm dans les directions transverse (T), longitudinale (L) et à 45°.

1.4. Comportement en soudage

La notion de soudabilité dépend des critères utilisés. Ici, 4 domaines de soudage (ou latitudes) ont été déterminés afin de connaître ce matériau et de mieux appréhender son comportement par la suite. Les conditions de soudage pour la détermination des domaines sont résumées dans le tableau II-3. La condition D1 correspond à celle préconisée par la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04] pour cette épaisseur de substrat, la condition D4 correspond au cycle recommandé par cette même norme pour une épaisseur de 1,5 mm.

Nom	Type d'électrode	Effort (daN)	Soudage (périodes)	Maintien (périodes)
D1	TH6	400	14	14
D2	TH6	500	14	14
D3	TH6	400	3 x (7+2)	15
D4	TH8	450	3 x (7+2)	15

Tableau II-3 Résumé des conditions de soudage pour la détermination des domaines de soudabilité

La soudabilité est déterminée pour une sollicitation de traction en croix. La latitude de soudage est l'intervalle ou plage des valeurs de l'intensité efficace pour laquelle les critères d'acceptation sont respectés. La borne inférieure de la latitude de soudage choisie ici correspond à l'obtention d'un diamètre de bouton, sur 3 éprouvettes, d'au moins 4 mm. La borne supérieure est fixée juste avant l'apparition de l'expulsion. Les latitudes associées à chaque condition sont représentées figure II-2.

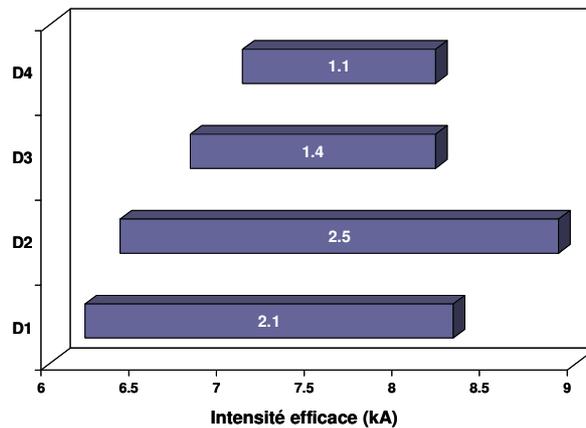


Figure II-2 Latitudes de soudage obtenues pour chaque condition

La latitude de soudage D1, préconisée par la norme, est supérieure à 2 kA, ce qui correspond à une bonne soudabilité pour un acier THR. Les tenues mécaniques sous sollicitations de traction en croix et de traction-cisaillement sont représentées figure II-3. Elles augmentent avec l'intensité efficace.

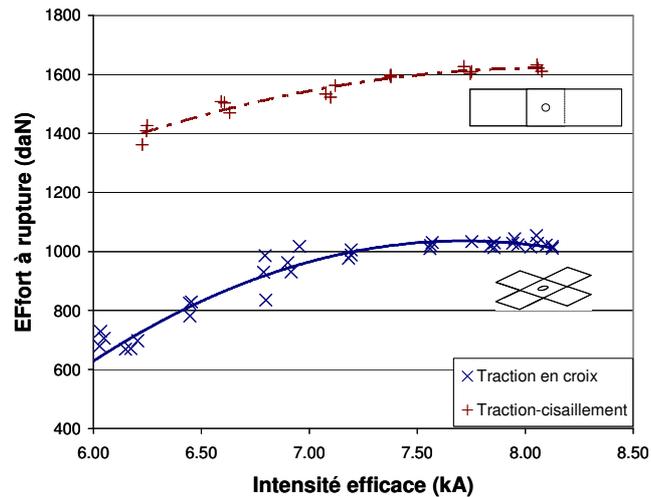


Figure II-3 Tenues mécaniques sous sollicitations de traction en croix et de traction cisaillement sur la latitude D1

L'augmentation de l'effort appliqué par les électrodes augmente la valeur de la latitude de soudage principalement par le décalage de la borne supérieure (figure II-2 comparaison D1, D2). L'expulsion est retardée par l'application d'une pression plus importante. Un léger décalage est constaté au niveau de la borne inférieure. Un effort plus important "écrase" les rugosités des tôles, ce qui a pour conséquence de réduire la valeur de la résistance de contact entre les tôles. Il est donc nécessaire de délivrer un courant plus important pour amorcer la fusion. A température donnée, un effort plus important améliore la profondeur de soudage par diffusion. Aussi, l'augmentation de l'effort de soudage décale la latitude de soudage vers des valeurs d'intensité plus importantes et l'élargit.

L'application d'un cycle par pulsations (D3) au lieu d'un cycle en un seul train d'ondes (D1) tend à réduire la latitude de soudage de 2,1 kA à 1,4 kA. Cette réduction de latitude est liée au critère d'acceptation de la borne inférieure du domaine. Pour des valeurs d'intensité faibles, le diamètre de bouton minimal n'est pas obtenu car les ruptures en plan de joint et les ruptures mixtes sont favorisées.

Le domaine D4 possède une latitude faible de l'ordre de 1 kA. C'est la condition de soudage préconisée pour une épaisseur de substrat de 1,5 mm. Dans ce cas, pour des intensités faibles et malgré une zone arrachée importante, de nombreuses ruptures mixtes sont constatées qui empêchent l'obtention du diamètre de bouton minimal visé. Le diamètre de l'électrode est ici plus important, ce qui a pour conséquence de réduire la pression appliquée ; la profondeur de la zone soudée par diffusion est moins importante.

2. Techniques expérimentales en microscopie optique

Les transformations métallurgiques subies par l'acier lors de l'opération de soudage par résistance sont très importantes et complexes compte tenu de la rapidité des cycles thermomécaniques appliqués. Rappelons, en effet, qu'un point de soudure est réalisé en quelques dixièmes de seconde et que les vitesses de chauffage et de refroidissement sont de l'ordre de 1000°C/s.

Afin d'identifier au mieux les différentes zones microstructurales d'un point soudé en acier DP, une comparaison de plusieurs réactifs d'attaque métallographique a été effectuée. Deux objectifs sont recherchés : avoir une bonne caractérisation en microscopie optique des points soudés et définir une méthodologie selon les zones cibles à observer ultérieurement après sollicitation de fatigue.

Quatre réactifs d'attaque ont été comparés : le Nital, le Picral, le Lepéra et le Béchet-Beaujard. Les compositions chimiques de ces attaques sont résumées dans le tableau II-4.

Réactif	Composition
Nital	- 4% de HCL - Solvant: éthanol
Picral	- 4% d'acide picrique - Solvant : éthanol
Béchet-Beaujard	- Solution aqueuse saturée en acide picrique - 0,5% Teepol
Lepéra	- 50% Picral - 50% Métabisulfite 1%

Tableau II-4 Récapitulatif des compositions chimiques des réactifs d'attaque testés (d'après [BEC 55] et [HAB 66])

2.1. Nital

Le Nital est un réactif couramment utilisé. Ce réactif colorant attaque le carbone aux joints de grains. Sur un assemblage soudé homogène en acier DP, les différentes zones microstructurales sont révélées macroscopiquement (figure II-4-a). La limite entre la zone fondue et la GGZAT n'est cependant pas très nette. A fortiori, à plus petite échelle, cette délimitation est floue.

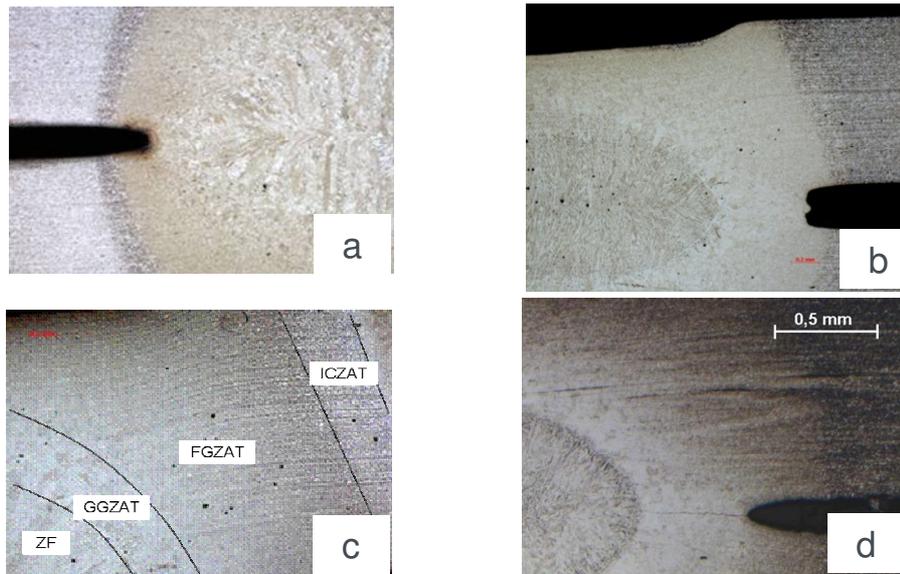


Figure II-4 Coupe métallographique d'un assemblage homogène DP a) après attaque Nital, b) après attaque Picral, c) après attaque Lepéra, d) après attaque Béchet-Beaujard

2.2. Picral

L'attaque Picral est le pendant de l'attaque Nital : il s'agit d'une attaque colorante qui permet une bonne identification macroscopique des différentes zones microstructurales de l'assemblage soudé par point. La délimitation entre la ZF et la GGZAT est plus nette qu'avec le réactif Nital et permet donc une caractérisation plus aisée (figure II-4-b).

2.3. Lepéra

Le Lepéra met en évidence les îlots martensitiques ainsi que la ferrite. Ce réactif d'attaque ne révèle pas les joints de grains. La ZAT intercritique est ici très bien révélée (figure II-4-c) ainsi que la structure du métal de base, macroscopiquement et à plus forts grossissements. En effet, pour les zones qui ont supporté des températures de pic au dessus de A_{c3} , constituées majoritairement de structures de trempe, la différenciation à petite échelle est difficile, parce que ni les joints de grains ni la limite de zone fondue ne sont révélés.

2.4. Béchet-Beaujard

Selon Béchet et Beaujard [BEC 55], le réactif d'attaque du même nom est utilisable pour la détermination de l'ancien grain austénitique des aciers trempés ou trempés et revenus. Ce réactif d'attaque est appliqué dans le cas présent aux assemblages soudés par point pour révéler la granulation austénitique par attaque des anciens joints de grains γ , afin de révéler plus pertinemment la frontière entre la GGZAT et la GFZAT.



Figure II-5 Vue macroscopique d'une coupe métallographique d'un point soudé en cycle pulsé avec 2 trains d'onde, après attaque Béchet-Beaujard. Les limites de la zone fondue après chaque pulse apparaissent très clairement

Du point de vue macroscopique, les limites de la zone fondue (figures II-4-d, II-6 et II-7) sont très nettement révélées, quelle que soit l'échelle d'observation. En effet, une oxydation préférentielle des ségrégations interdendritiques révèle la structure de solidification, ainsi que la limite du liquidus. De plus, dans certaines conditions de soudage avec des cycles de courant par pulsations, il est possible d'observer les limites des différentes zones de fusions interpulses (figure II-5). L'identification de ces limites est essentielle pour la compréhension de la formation de la zone fondue au cours de l'opération de soudage, du fait de la complexité des couplages de ce procédé, pour la validation de la simulation numérique du procédé de soudage par point par exemple.

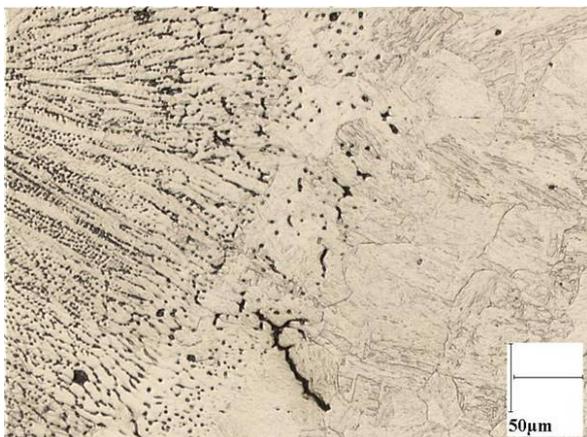


Figure II-6 Limite de la zone fondue et de la GGZAT d'un point soudé après attaque Béchet-Beaujard, une zone mixte est présente avec une fusion préférentielle aux joints de grains



Figure II-7 Zone fondue et GGZAT d'un point soudé après attaque Béchet-Beaujard. La structure de solidification est nettement révélée par une oxydation préférentielle des ségrégations interdendritiques

En zone surcritique, les anciens joints de grains austénitiques sont parfois révélés. Une mesure précise de la taille des grains est néanmoins difficile étant donnée l'hétérogénéité de la structure.

Pour un essai de fatigue interrompu, l'observation métallographique après attaque Béchet-Beaujard permet de statuer sur la nature intragranulaire de la fissure (figure II-8).

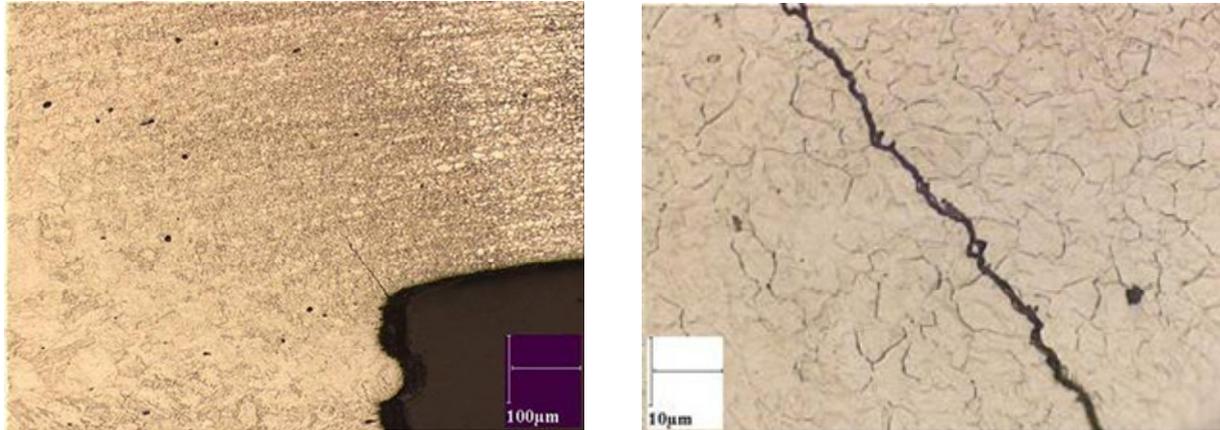


Figure II-8 Coupe métallographique après attaque Béchet-Beaujard, la fissure de fatigue s'amorce en fond d'entaille et se propage en GFZAT au travers des grains

L'attaque Béchet-Beaujard appliquée à des assemblages de tôles DP soudées par point permet de révéler la structure primaire (anciens joints de grains γ) ainsi que la structure de solidification. C'est donc un outil d'un grand intérêt pour la compréhension des phénomènes métallurgiques survenant lors du soudage.

3. Genèse du point

Dans le cas du soudage par point, sur une distance de l'ordre de 5 mm, un large éventail de microstructures est présent allant de la structure du métal de base à des structures de trempe issues de la fusion. Le gradient de microstructure est donc très important. Qui plus est suivant le cycle de soudage appliqué, les historiques thermomécaniques de l'assemblage sont plus ou moins complexes. La caractérisation précise des microstructures finales est donc difficile et demande une analyse métallographique fine. Aussi, pour analyser l'effet des cycles thermomécaniques appliqués, combinés à des cinétiques très élevées, les observations de la structure primaire sont préférables. Identifier la structure de solidification, c'est comprendre la genèse du noyau fondu et donc la formation de l'assemblage.

Dans cette section, nous nous attachons à observer le développement de la zone fondue en fonction du temps de soudage et de la forme du cycle de courant appliqué. Par une analyse des structures de solidification, le front de solidification à l'arrêt du passage du courant est identifié. Il permet ensuite d'estimer la vitesse moyenne d'avance du front ainsi que le gradient thermique au sein de la structure lors de la solidification, pour estimer les vitesses de refroidissement. Enfin, les perspectives d'investigations supplémentaires sont discutées.

3.1. Développement du point soudé

Le développement de la zone fondue lors du passage du courant, et selon la forme du cycle, est l'objet principal de cette partie. Il est nécessaire de rappeler que, selon la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04], les paramètres de soudage dépendent de l'épaisseur de la tôle d'acier et de son grade par la prise en compte de la résistance mécanique. Pour une épaisseur inférieure à 1,35 mm, le cycle de courant est " continu ", le courant alternatif suit un train d'ondes continu d'amplitude constante. Pour une épaisseur supérieure, le courant est appliqué par pulsations : plusieurs trains d'ondes continus ou " temps chaud " sont délivrés, séparés par des " temps froids " durant lesquels aucune intensité n'est appliquée par les électrodes (chapitre I).

La campagne d'essais porte principalement sur l'acier Dual Phase (DP) d'épaisseur 1,2 mm, dont les caractéristiques sont décrites dans la section précédente. Ici, seul le cycle de soudage est modifié. Les autres conditions de soudage sont fixes : les électrodes sont de type TH6 et appliquent un effort de 400 daN, l'intensité visée est de 7,2 kA et le temps de maintien de 14 périodes. Les observations métallographiques sont effectuées sur des coupes transversales du point après attaque Béchet-Beaujard [BEC 55].

3.1.1. Influence du cycle de courant par pulsations

Deux facteurs d'influence sont ici étudiés : le nombre de pulsations et la durée des "temps froids" (chapitre I).

Pour le soudage par pulsations, des discontinuités de structures de solidification sont constatées. Il s'agit des différentes limites des zones liquides générées par les pulsations (figure II-9). Lors de la

première pulsation, la zone liquide formée possède la pénétration maximale. La seconde pulsation augmente légèrement le diamètre de zone fondue, mais son épaisseur décroît. Enfin pour le troisième pulse, le volume de métal liquide est le plus petit. Il n'y a pas d'augmentation de l'épaisseur de point ni du diamètre.

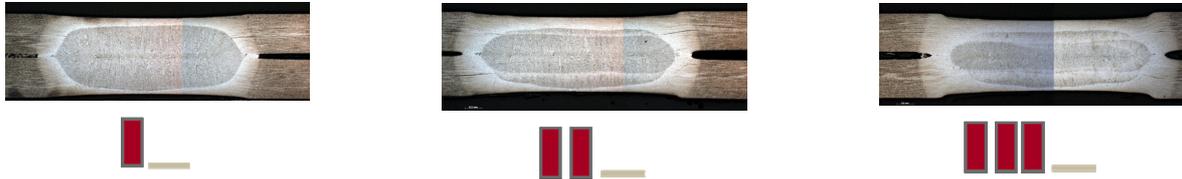


Figure II-9 Micrographies après attaque Béchet-Beaujard – les différentes zones fondues après chaque pulsation sont visibles

Ce phénomène est encore plus marqué lorsque la durée des " temps froids " augmente. Pour une épaisseur de 1,2 mm, la marque de la troisième pulsation disparaît dès l'application de 4 temps froids, ce qui signifie que l'assemblage est complètement solidifié.

Pour un substrat d'épaisseur 1,5 mm, similaire au substrat d'épaisseur 1,2 mm d'un point de vue composition chimique et comportement mécanique, l'évolution des hauteurs et des diamètres (définis figure II-10) est présentée dans la figure II-11. La réduction des zones générées par les différentes pulsations se fait d'abord en hauteur puis en diamètre. Aussi la solidification se produit pour des intervalles de temps très court d'interruption de l'intensité de l'ordre 40 millisecondes.

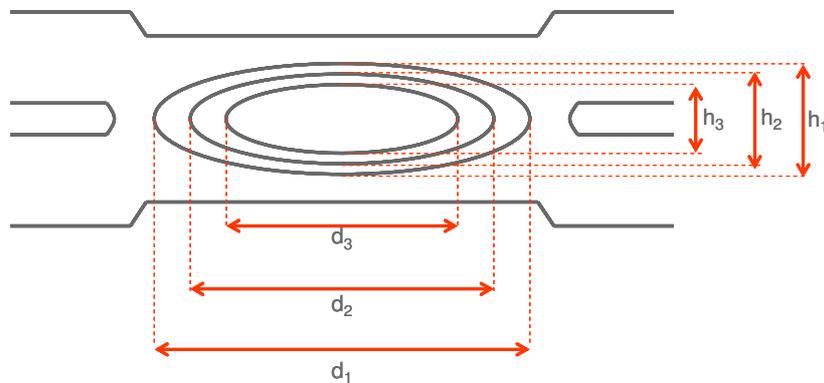


Figure II-10 Définition des épaisseurs et diamètres mesurés

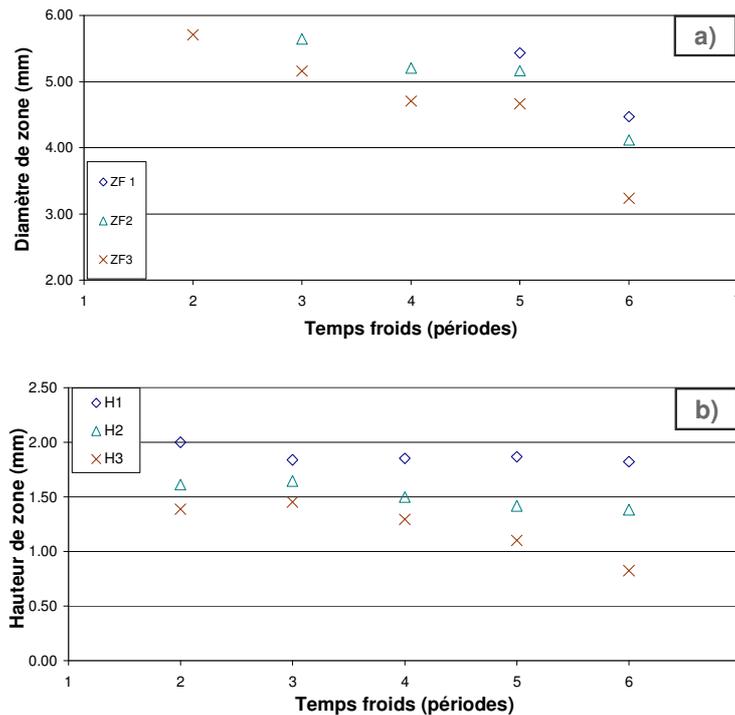


Figure II-11 Evolution a) des diamètres et b) des hauteurs de zones fondues développées par un cycle de courant de soudage à 3 pulsations, en fonction de la durée des " temps froids " pour une épaisseur de substrat de 1,5 mm

L'arrêt bref de l'intensité lors des temps froids (quelques centièmes de seconde), permet d'amorcer la solidification de l'assemblage, alors le développement de la zone liquide lors des pulsations successives est limité. Ce phénomène, fonction de l'épaisseur de tôle, possède une sensibilité à l'intensité efficace du courant délivré lors du soudage. Ces résultats, obtenus en terme de développement de la zone fondue, ne sont pas applicables à la Zone Affectée Thermiquement.

3.1.2. Influence du temps de passage du courant en train d'ondes continu

Pour un cycle de soudage en un seul train d'ondes, les diamètres et les hauteurs de la zone fondue sont définis par la figure II-12. L'évolution de ces deux dimensions en fonction du temps de soudage (exprimé en périodes) est illustrée par figure II-13.

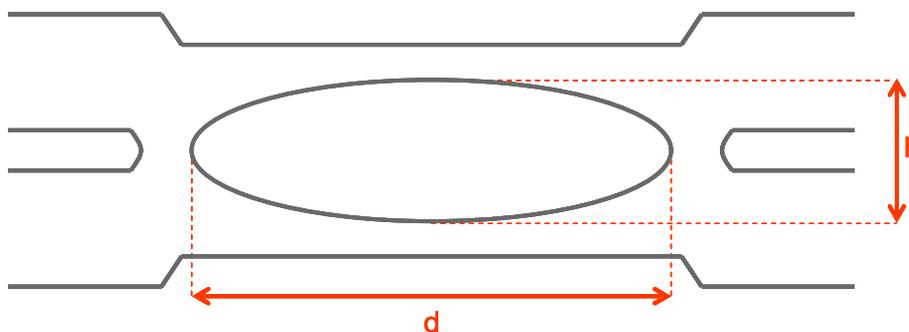


Figure II-12 Epaisseur et diamètre de la zone fondue

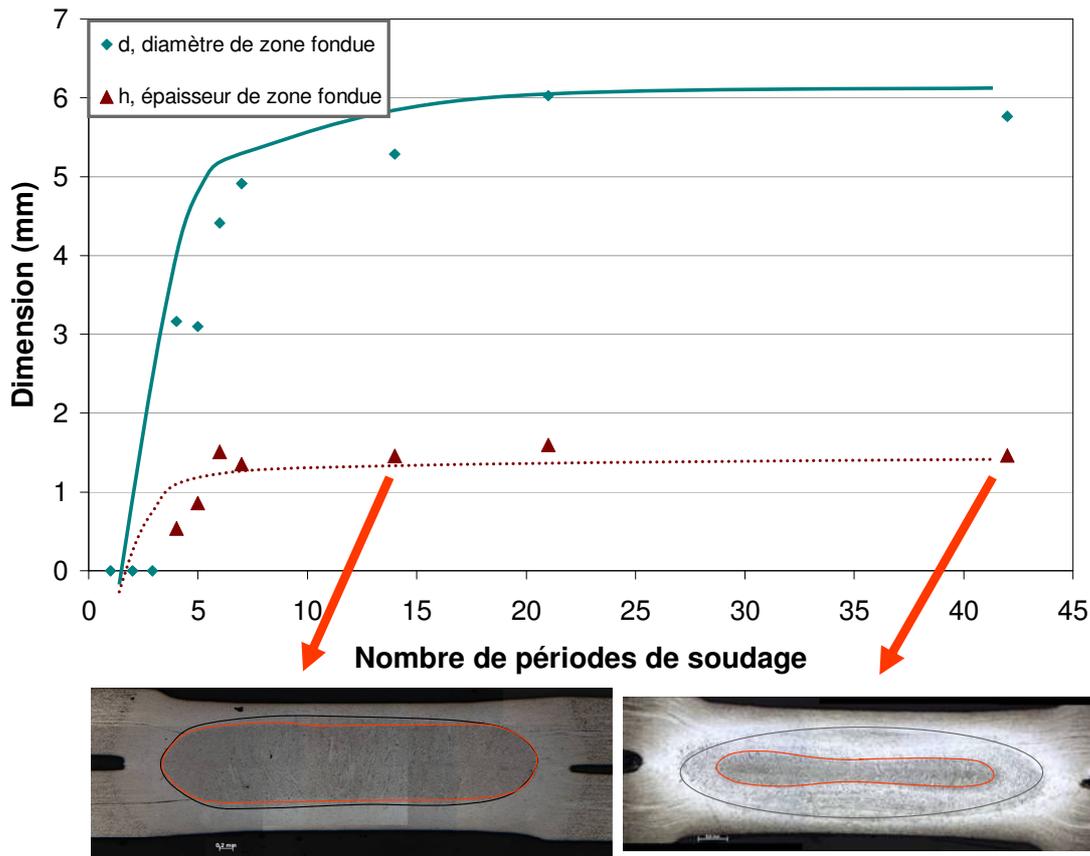


Figure II-13 Evolutions du diamètre et de l'épaisseur du noyau pour un assemblage homogène en acier DP d'épaisseur 1,2 mm

Les tendances observées sont en accord avec les résultats de Cho et Cho [CHO 89] obtenus pour un acier doux d'épaisseur 1,6 mm. Une fois que la fusion a commencé, ici après 4 périodes, le noyau s'étend dans toutes les directions. A partir de la première fusion, la hauteur et le diamètre maximal du noyau atteignent une valeur d'équilibre. Cette valeur est atteinte après respectivement 2-3 périodes et une dizaine de périodes pour la hauteur et le diamètre (figure II-13). William et Parker [WIL 04] observent un phénomène similaire dans le cas du soudage de tôles fines : dès la création d'une zone en fusion, plus de 90 % de la croissance totale du volume de liquide de produit pendant les 2 à 4 périodes suivantes de passage du courant. Cho et Rhee [CHO 03] observent à l'aide d'une caméra haute vitesse le mécanisme de formation du noyau. Ils remarquent que la zone de fusion suit des oscillations selon une fréquence double de la fréquence de passage du courant et notent que sa taille tend à saturer.

Cependant, à partir d'un temps de passage du courant de 14 périodes une seconde zone est observée macroscopiquement (figure II-14), d'une hauteur inférieure à celle de la hauteur de la zone fondue. Avec l'augmentation du temps de soudage, cette zone décroît d'abord en hauteur et ensuite en diamètre (figure II-14 pour 42 périodes de soudage). Aussi, L'hypothèse suivante est avancée : la limite observée représente le front de solidification à l'arrêt du passage du courant.

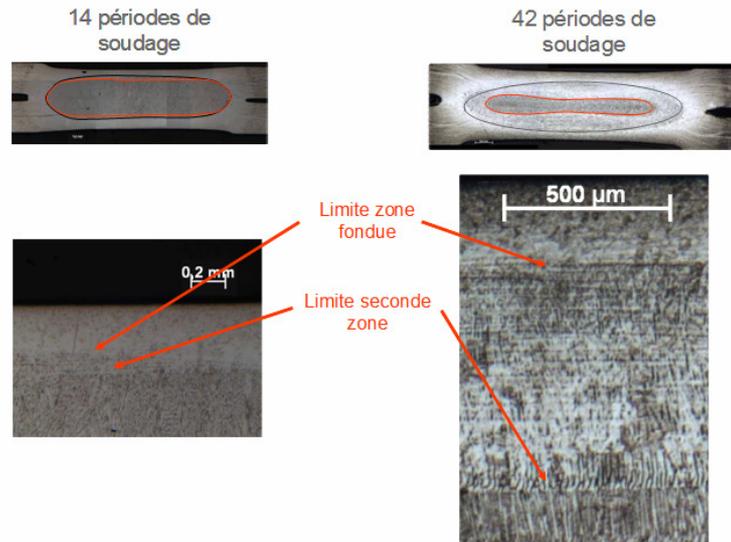


Figure II-14 Détail de la structure de solidification en limite de zone fondue, d'éprouvettes soudées en 14 et en 42 périodes

La figure II-15 montre les différentes structures colonnaires de solidification pour l'échantillon soudé avec un cycle de 42 périodes. La zone 1 est marquée par une structure dendritique fine. De nombreuses cernes sont présentes : ce sont les marques des variations de vitesses de progression du front de solidification (ségrégations positives et négatives). Des structures plus grossières caractérisent la zone 2. Enfin, la zone 3, qui correspond à la seconde zone observée macroscopiquement, possède des structures beaucoup plus fines. Les espacements secondaires sont visibles dans cette zone.

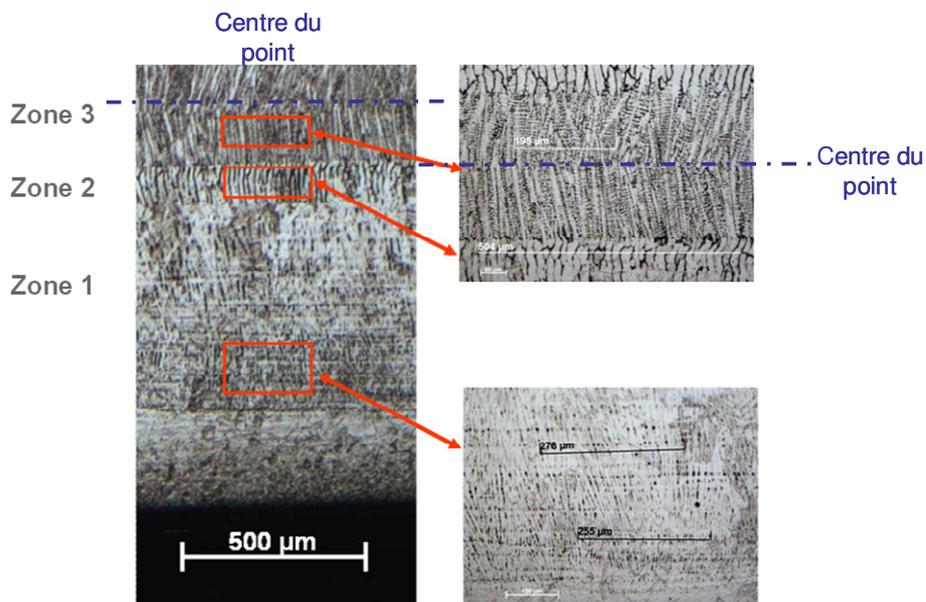


Figure II-15 Structures de solidification pour un temps de soudage de 42 périodes

Selon Lesoult [LES 86], dans le cas de structures dendritiques bien formées, les distances sont mesurées perpendiculairement aux branches. Dans le cas de structures confuses, il faut se contenter de mesures faites le long de droites implantées au hasard sur les coupes métallographiques. Cette

dernière méthode est utilisée dans notre cas pour un comptage de l'espacement dendritique. Les résultats des mesures sont résumés dans la figure II-16.

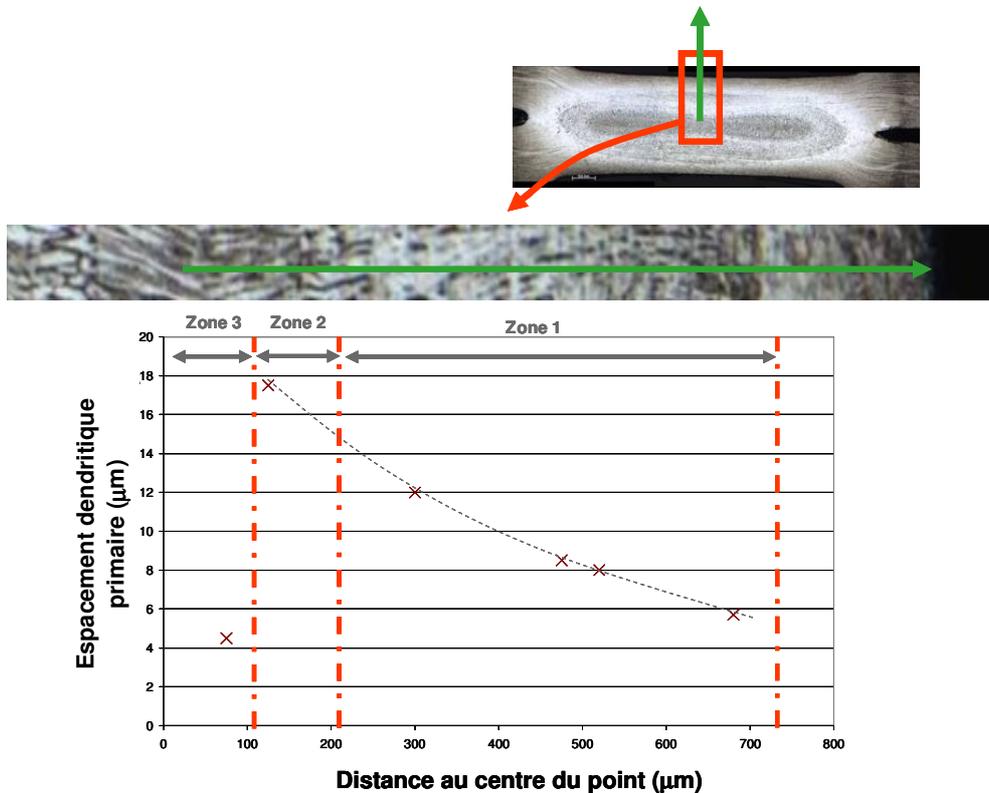


Figure II-16 Evolution de l'espacement dendritique primaire en fonction de la distance au centre du point soudé, mesuré dans l'axe du point

A la lumière de ces observations, deux zones sont à distinguer, selon la discontinuité de la taille de la structure primaire:

- la zone centrale, appelée précédemment zone 3 d'un point de vue macroscopique, est caractérisée par une taille de structure très fine de l'ordre de 5 µm,
- la zone extérieure (zones 1 et 2) est marquée par une évolution de la taille des espacements primaires : à proximité des électrodes, la taille moyenne est de l'ordre de 5 µm pour croître dans l'épaisseur jusqu'à obtenir une taille de l'ordre de 15 µm.

Une discontinuité de la taille des dendrites primaires est nettement marquée. La structure primaire étant fortement dépendante de la vitesse de refroidissement, seule une forte variation de l'extraction de chaleur ou un changement de vitesse de refroidissement peut expliquer cette différence de taille de structure. Etant donné que la taille de cette zone est fonction du temps de passage du courant, ceci signifie que la frontière entre les deux zones représente l'avancée du front de solidification juste avant l'arrêt du passage du courant, avant l'étape de maintien des électrodes. Ceci signifie que la solidification commence alors que l'intensité est encore apportée à l'assemblage.

Afin de mieux décrire le mécanisme observé, le raisonnement est effectué pour une composition chimique et un gradient thermique fixé. La figure II-17 représente l'évolution de la morphologie du front

de solidification en fonction de la vitesse de refroidissement. Aussi, de la zone 1 à la 2, la solidification se produit continûment avec des vitesses de refroidissement de plus en plus faibles, la taille des dendrites primaires augmente alors jusqu'à la coalescence (zone 2). Ensuite, à l'arrêt du passage de l'intensité dans l'assemblage, l'effet Joule n'est plus délivré, la vitesse de refroidissement varie donc rapidement. Aussi, la structure primaire formée de la zone 3 est très fine.

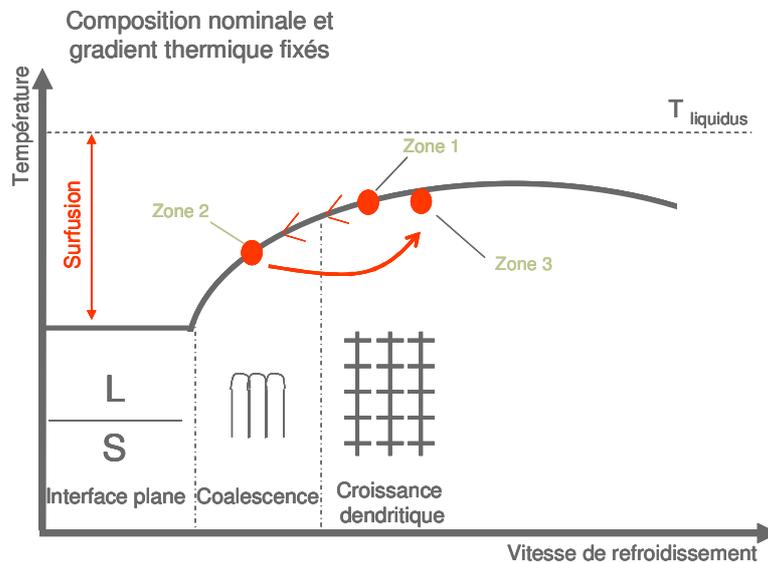
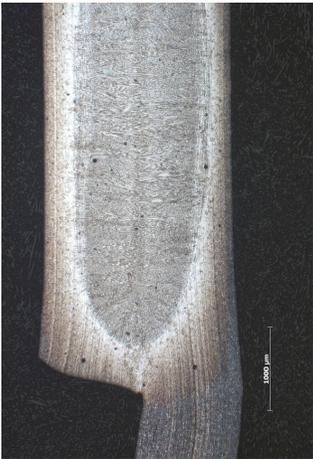
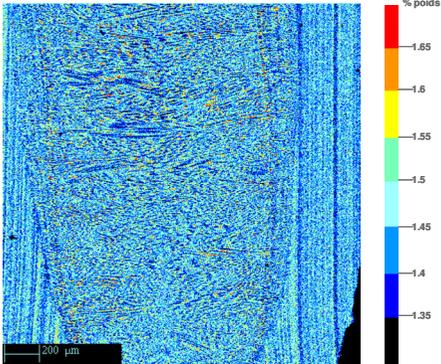
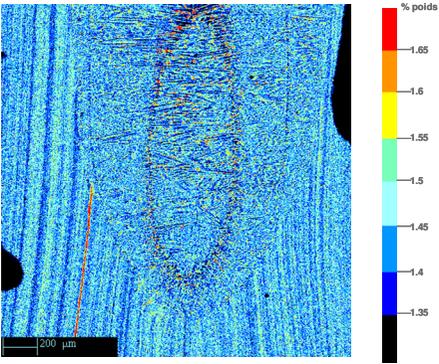
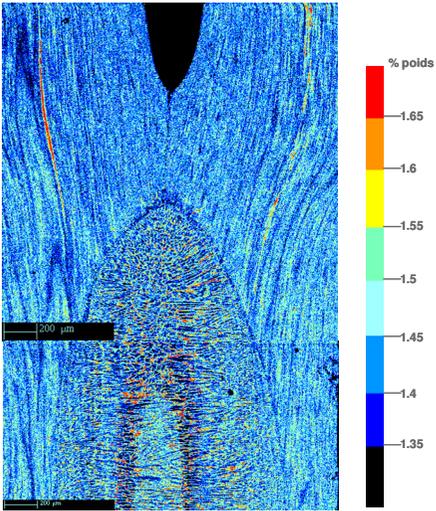


Figure II-17 Principe de l'évolution du front de solidification en fonction de la vitesse de refroidissement

3.1.3. Analyse des compositions chimiques locales à la microsonde électronique

Afin de déterminer si les contrastes observés sur les micrographies correspondent à des différences de compositions chimiques, une analyse à la microsonde des éléments manganèse, silicium et phosphore a été réalisée. Trois conditions de soudage ont fait l'objet de mesures, les micrographies et les cartographies associées sont rapportées dans le tableau II-5:

- un seul train d'ondes de 14 périodes, noté C14,
- trois pulsations de 7 temps chauds et 2 temps froids, noté P3,
- un seul train d'ondes de 42 périodes, noté C42.

		C14	P3	C42
Micrographies				
Mn	Cartographies quantitatives			

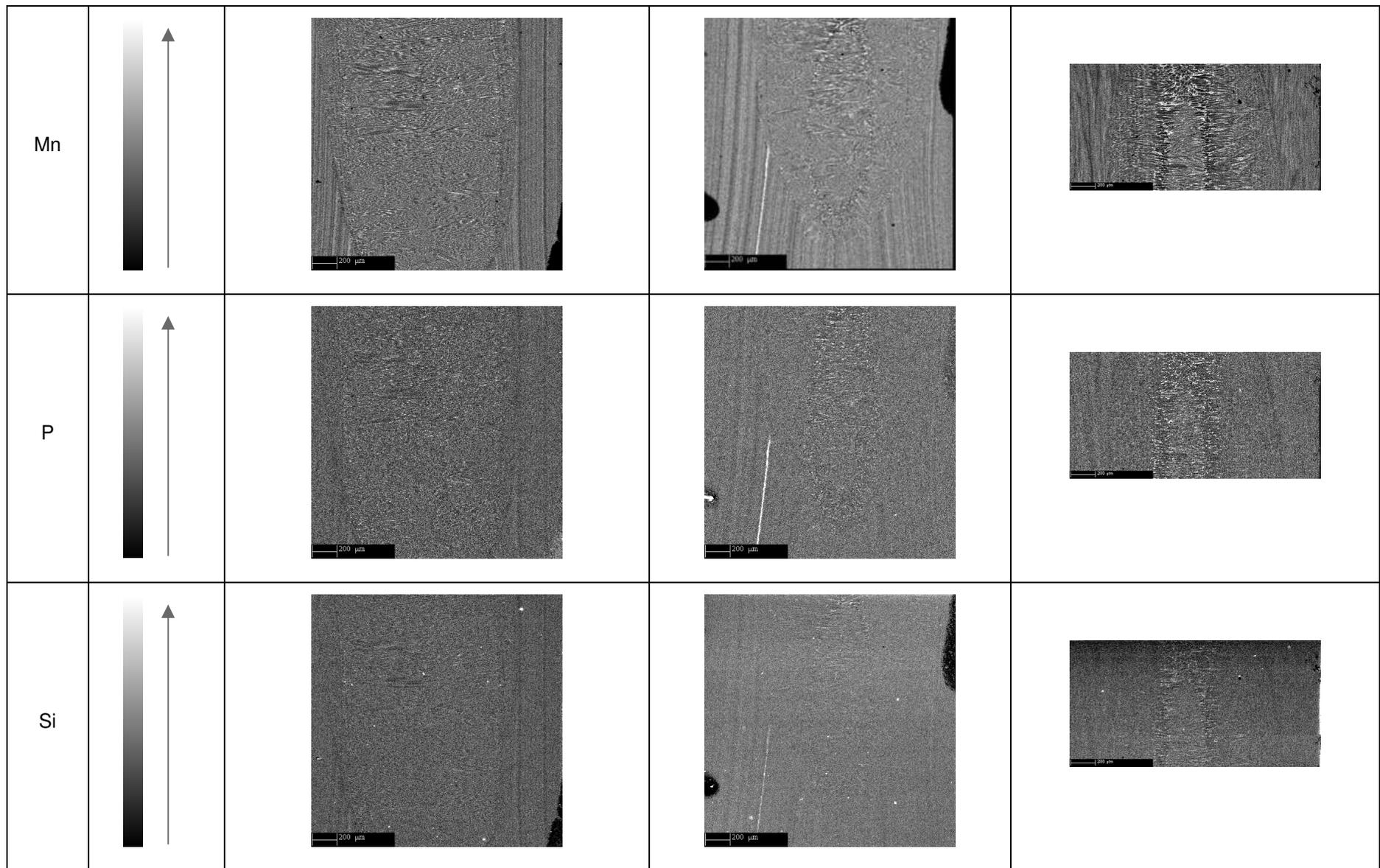


Tableau II-5 Cartographies qualitatives des éléments Mn, Si et P et cartographie quantitative Mn pour différentes conditions de soudage

Pour les éprouvettes étudiées, les variations de compositions en éléments analysés quantitativement peuvent être considérées comme négligeables.

Le tableau II-6 résume l'évolution de la composition chimique pour la condition C42 selon les différentes zones définies figure II-15 ainsi que le taux de ségrégation pour l'élément manganèse (composition maximum / minimum) identifié sur des profils de composition. Des variations de la composition chimique moyenne locale existent mais sont faibles.

	Mn	Si	P	Taux de microségrégation (Mn)
Métal de base	1434	353	17	
Zone 1	1445	360	19	1,4
Zone 2	1431	359	19	1,6
Zone 3	1466	360	19	1,2

Tableau II-6 Composition chimique moyenne (poidsx10⁻³%) des différentes zones observées.

L'évolution du taux de ségrégation confirme les observations effectuées sur la taille des structures de solidification. Plus la structure observée est grossière, plus le taux de ségrégation est important.

3.1.4. Conclusion

L'analyse métallographique après attaque Béchet-Beaujard permet d'observer les différents fronts de solidification développés pendant le soudage. Ceci n'est pas possible avec des réactifs d'attaque utilisés plus classiquement comme le Nital. Les résultats présentés ont été obtenus pour une épaisseur de 1,2 mm. Les mêmes observations ont été effectuées sur un acier de composition chimique identique d'épaisseur 1,5 mm.

Pour des cycles de soudage en train d'ondes simple ou multiple, les résultats sont similaires en terme de développement de zone fondue. Dès le début de la fusion, la zone liquide se développe rapidement. Dans le cas du soudage par pulsations, le volume de la zone liquide décroît avec l'augmentation du nombre de pulsations et ceci est lié à la présence des temps froids : l'effet Joule n'est pas continûment délivré à l'assemblage. Dans le cas d'un unique train d'ondes, la solidification se produit alors que l'intensité est délivrée à l'assemblage et le front de solidification à l'arrêt du passage du courant est observé.

Les simulations numériques de soudage prévoient un développement continu de la zone fondue lorsque le courant est délivré : Wang [WAN 06a] sur un acier Dual Phase de grade différent ou Anastassiou [ANA 87] pour un acier doux. Nous proposons ici de déterminer expérimentalement les ordres de grandeur des vitesses moyennes de solidification, des gradients thermiques et enfin les vitesses de refroidissement.

3.2. Approximation des vitesses de refroidissement

La solidification du noyau se produit alors qu'un courant est encore délivré par les électrodes. Etant donné que le front de solidification est révélé, nous proposons ici une méthode pour approcher expérimentalement les vitesses de refroidissement au moment de la solidification. La démarche s'effectue en trois étapes :

1. Les vitesses d'avancée du front de solidification sont déterminés expérimentalement au moyen d'essais interrompus à différents temps de soudage.
2. Les gradients thermiques sont alors estimés grâce à une loi de croissance primaire.
3. Les vitesses de refroidissements sont calculées.

Nous effectuerons un raisonnement simplifié unidimensionnel sur l'axe de symétrie du point de soudure. Nous considérons que les cinétiques de refroidissement sont du même ordre de grandeur et n'influent pas sur l'intervalle de solidification. L'avance du front de solidification est supposée continue, malgré la présence de cernes de solidification.

3.2.1. Vitesse d'avancée du front de solidification

Afin de connaître l'allure générale de l'évolution de la position du front de solidification en fonction du nombre de périodes de passage du courant, une autre campagne de soudage est réalisée avec les mêmes paramètres de soudage (figure II-18). La zone dendritique fine centrale se réduit avec le nombre de périodes. A partir d'un temps de passage de courant de l'ordre de 100 périodes pour l'épaisseur de 1,2 mm, cette zone n'est plus observée.

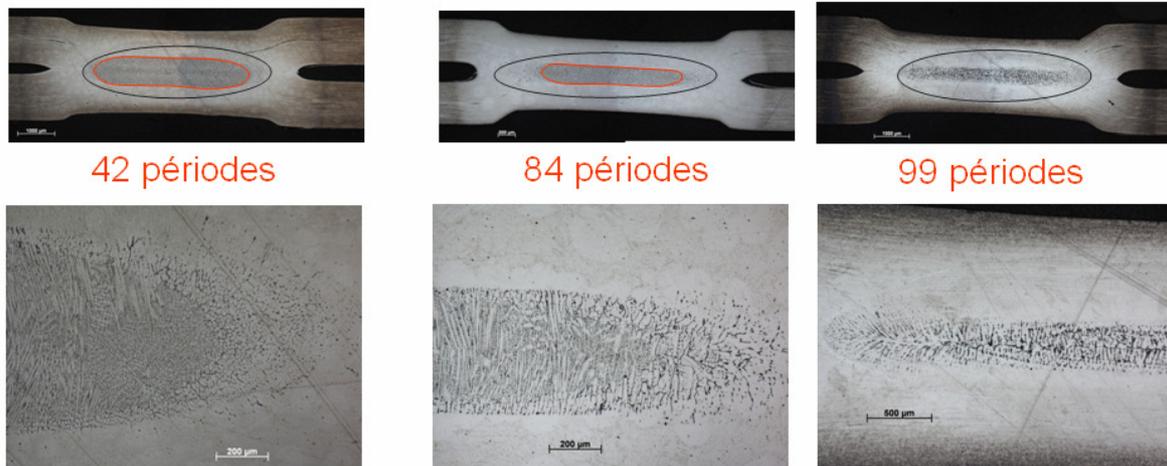


Figure II-18 Coupe macrographique et grossissement sur le centre du point pour des temps de soudage longs: une seconde zone est visible

La figure II-19 illustre l'évolution du rapport entre les hauteurs de la dernière zone liquide à l'arrêt de l'application du courant électrique et les hauteurs maximales de zone fondue en fonction du nombre de périodes. Dans le cas de ces essais, une évolution logarithmique (équation II-1) relie l'avancée du front de solidification au temps de soudage (figure II-19).

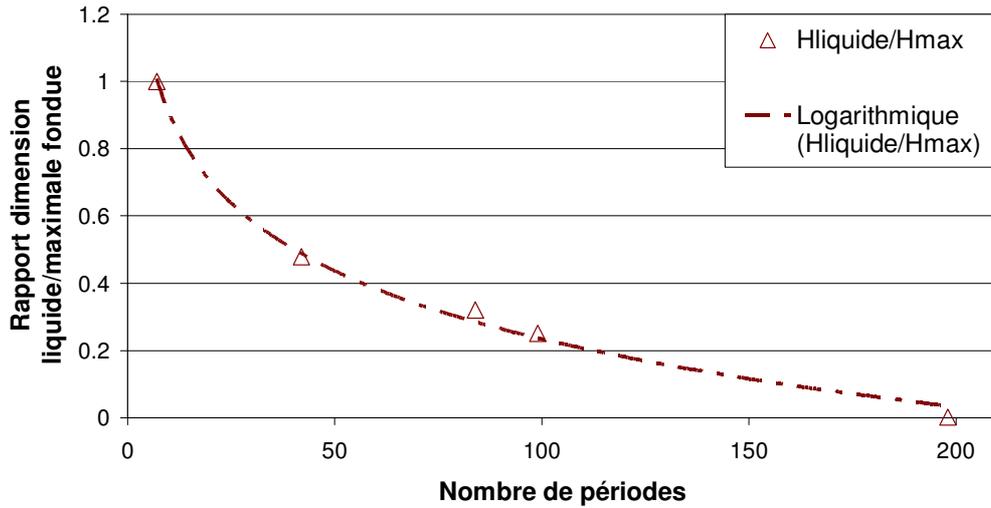


Figure II-19 Evolution du rapport de la hauteur zone liquide en fin de soudage / la hauteur maximale fondue en fonction du temps de soudage exprimé en périodes

$$\frac{h_{\text{liquide}}}{h_{\text{max}}} = A \cdot \ln(t) + B \quad (\text{II-1})$$

Entre deux campagnes d'essais, des dispersions en terme de formation du point peuvent apparaître. Il est donc nécessaire de calibrer la relation empirique entre la position du front de solidification et le temps de soudage pour la campagne d'essais concernée appliquée au même substrat (figure II-20).

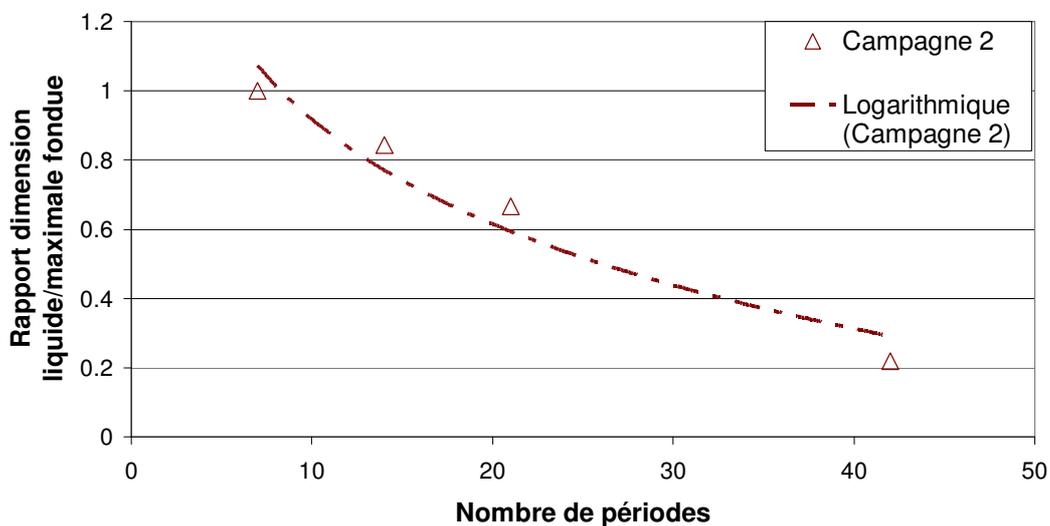


Figure II-20 Modélisation de l'avance du front de solidification pour la campagne d'essais concernée

Ainsi, pour cette campagne d'essais, l'estimation de la vitesse de solidification v est donnée par l'équation II-2.

$$\forall t \in [6 \text{ périodes}, 42 \text{ périodes}] \quad v = v(t) = \frac{\partial h}{\partial t} = h_{\text{max}} \frac{A}{t} \quad (\text{II-2})$$

La vitesse de solidification (figure II-21) dépend de la position dans l'épaisseur du point et du temps. Ces vitesses sont comprises entre 0,2 et 2 mm.s⁻¹. Par conséquent, les cinétiques de refroidissement sont du même ordre de grandeur.

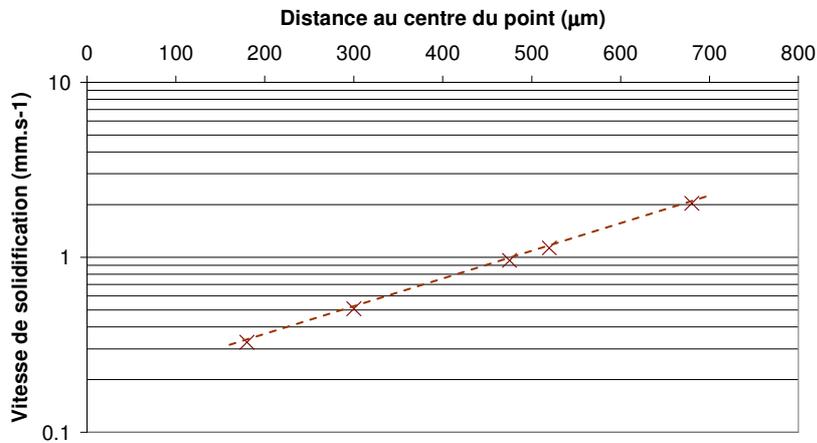


Figure II-21 Evolution de la vitesse de solidification en fonction de la position par rapport au centre du point

3.2.2. Loi de croissance et gradient thermique

Nous supposons ici que les vitesses d'avancée moyenne du front de solidification identifiées dans le paragraphe précédent et les tailles de structures sont liées. Aussi, en utilisant la loi de croissance (II-3) donnée par Lesoult [LES 86], [LES 04], le gradient thermique est calculé en fonction de la taille des espacements primaires :

$$\lambda_p = M_p G^a v^b \quad \text{(II-3)}$$

Avec : M_p , a et b des constantes à ajuster pour chaque alliage

G gradient de température moyen dans la zone pâteuse entre le liquidus et le solidus

v la vitesse de solidification

Dans notre cas, les valeurs de M_p , a et b sont respectivement 1896, -0,72 et -0,26. Ces valeurs sont issues des tables données par Lesoult [LES 86] pour un acier à 0,59% de carbone et 1,1 % de manganèse. L'expression du gradient thermique est donc la suivante :

$$G(h, t) = \left(\frac{1}{M_p} \frac{\lambda_p[h(t)]}{v(t)^b} \right)^{1/a} \quad \text{(II-4)}$$

Ainsi, pour chaque position sur l'axe du point, un instant de solidification, un espacement dendritique primaire λ_p , une vitesse de solidification et un gradient thermique sont associés. L'évolution du gradient thermique identifié au moment de la solidification en fonction du temps est présentée figure II-2. Il est compris entre 300 et 800 °C.mm⁻¹. Ces valeurs sont du même ordre de grandeur que celles obtenues par simulation numérique du refroidissement calculé pendant l'étape de maintien.

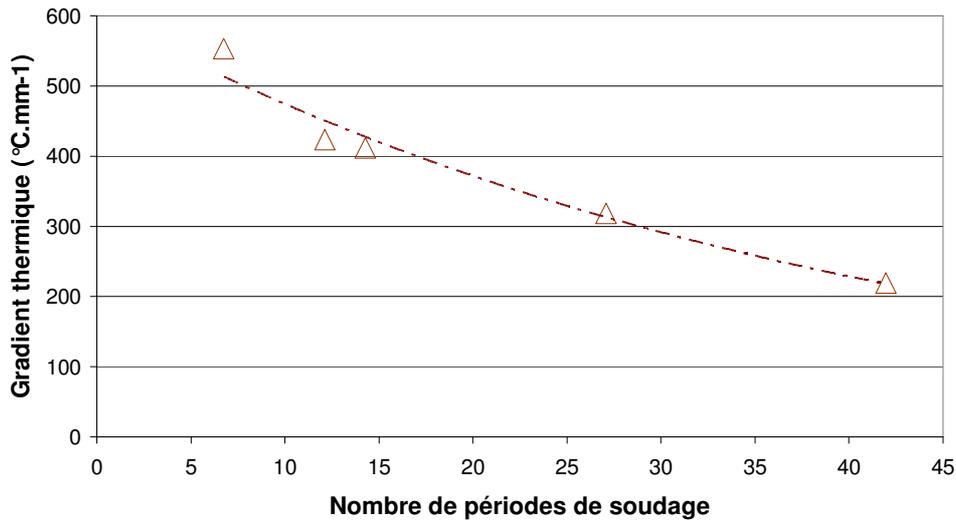


Figure II-22 Evolution du gradient thermique en fonction du temps de soudage au moment de la solidification

3.2.3. Vitesse de refroidissement

La vitesse de refroidissement est le produit du gradient thermique par la vitesse d'avancée du front de solidification. Les différentes vitesses identifiées pendant le passage du courant électrique sont représentées dans la figure II-23 entre 0 et 42 périodes.

En revanche, lors de l'étape de maintien des électrodes (ici après 42 périodes) la zone centrale se solidifie et la vitesse de front n'est pas connue. La démarche précédente ne peut pas être appliquée. Cependant, la mesure de la taille des structures secondaires associée à une loi de croissance (équation II-5) permet d'obtenir des ordres de grandeurs des vitesses de refroidissement. Dans la zone centrale du point, qui formée après l'arrêt du passage du courant, les espacements secondaires sont de l'ordre de 3 μm .

$$\lambda_s = M \cdot \left(\frac{\Delta T_s}{V_R} \right)^n \quad (\text{II-5})$$

où: λ_s est l'espacement dendritique secondaire, ΔT_s est l'intervalle de solidification ici 80 °C, V_R la vitesse de refroidissement et M et n des constantes qui dépendent de l'alliage. Ils sont fixés respectivement à 15,8 et 0,44 pour un acier à 0,59% de carbone et 1,1 % de manganèse [LES 86]

L'évolution de la vitesse de refroidissement en fonction du nombre de périodes est représentée figure II-23. Lors du passage du courant et de la décroissance de la zone liquide, les vitesses évoluent de 1000 °C.s⁻¹ jusqu'à des valeurs très faibles, presque nulles. En revanche, durant la phase de maintien, le temps local de solidification complète est de l'ordre de 0,02 seconde ; en supposant un intervalle de solidification constant, les vitesses de refroidissement sont de l'ordre de 3000 °C.s⁻¹. La vitesse de refroidissement est donc 3 fois plus importante pendant l'étape de maintien, mais l'assemblage est déjà solidifié en partie.

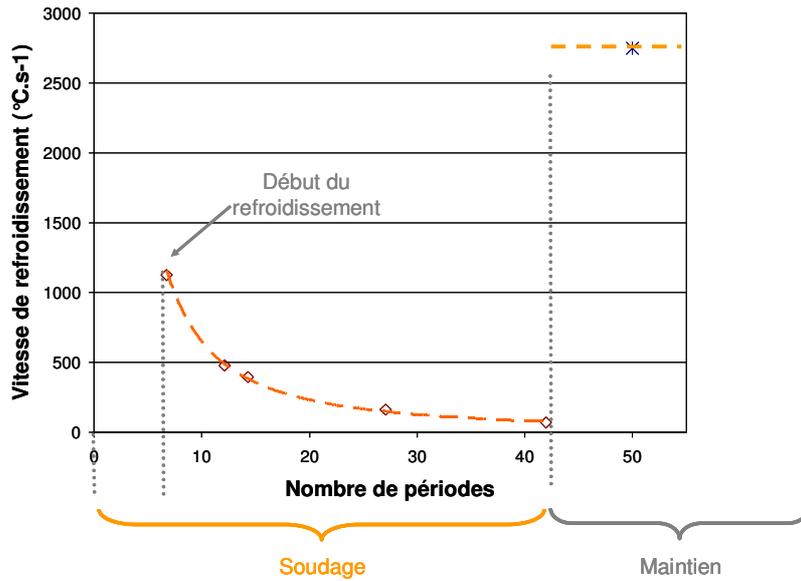


Figure II-23 Evolution de la vitesse de refroidissement en fonction du nombre de périodes au niveau du front de solidification

Deux axes principaux d'amélioration pourraient être apportés à cette démarche :

- Une étude plus approfondie de la position du front de solidification en fonction du temps de soudage pourrait permettre une meilleure connaissance de la vitesse de solidification.
- Les constantes matériaux issues de la littérature des lois de croissance ne correspondent pas à la composition chimique de la nuance étudiée. Aussi, une connaissance plus précise des constantes est source d'amélioration, soit à partir de formules théoriques, soit par détermination expérimentale. Dans ce cas, elles sont généralement identifiées par des essais sur des barreaux Trempés en cours de Solidification Dirigée (TSD). Cependant, les gradients thermiques et les vitesses d'avancée du front de solidification sont nettement inférieures à ceux constatés en soudage par point. Par exemple, la loi de croissance qui relie la taille des dendrites secondaires avec le temps local de solidification complète pour un acier Dual Phase, identifiée par TSD chez ArcelorMittal, nous donne des temps de l'ordre de 0,2 millisecondes, soit 100 fois plus rapides que ce qui est estimé pour un acier à 0,54 % de carbone et 1,1 % de manganèse.

Néanmoins, l'intérêt du raisonnement et les conclusions obtenues sur l'évolution des gradients thermiques et de la vitesse de refroidissement n'en reste pas moins valable.

En conclusion, l'identification du front de solidification à l'arrêt du passage du courant est possible. La solidification se produit alors que le courant est encore délivré. Ceci est en contradiction avec ce qui est communément admis dans la littérature [DRO 93] ou encore avec les résultats de simulation numérique du soudage.

La caractérisation des structures de solidification ouvre des perspectives importantes pour la compréhension des mécanismes du soudage par point et semble un outil adapté à la calibration de la simulation numérique.

L'origine de la décroissance de la zone liquide avec l'augmentation du temps de soudage n'est pas expliquée aujourd'hui. Dans le paragraphe suivant, des pistes de réflexion sont proposées dans une perspective d'éclaircissement du mécanisme.

3.3. Perspectives

L'origine du phénomène de réduction de la zone liquide au cours du passage du courant électrique dans l'assemblage n'est pas clairement identifiée aujourd'hui. En tout état de cause, l'effet Joule n'est pas assez important pour développer la zone fondue pendant l'intégralité de l'étape de soudage.

En considérant l'évolution du signal d'intensité délivré avec une fréquence de 50 Hz, le signal s'annule (figure II-24-a). L'effet Joule s'annule donc à de nombreuses reprises pendant l'étape de soudage. De plus, les temps locaux de solidification estimés sont du même ordre de grandeur que la période du signal. Il est donc possible que la solidification se produise à chaque alternance, ce qui expliquerait la présence des cernes de solidification.

Néanmoins, dans le cas du soudage appelé "continu", c'est-à-dire avec une fréquence de 1000 Hz et une valeur de consigne qui oscille autour d'une valeur non nulle (figure II-24-b), le phénomène de réduction de la zone liquide est encore plus marqué (figure II-25). Des cernes de solidification sont présentes (figure II-26). La réduction de la zone liquide est donc bien sensible à la fréquence mais ne provient pas de l'annulation de l'intensité, puisque dans le cas du soudage "continu", l'intensité oscille autour d'une valeur de consigne non nulle.

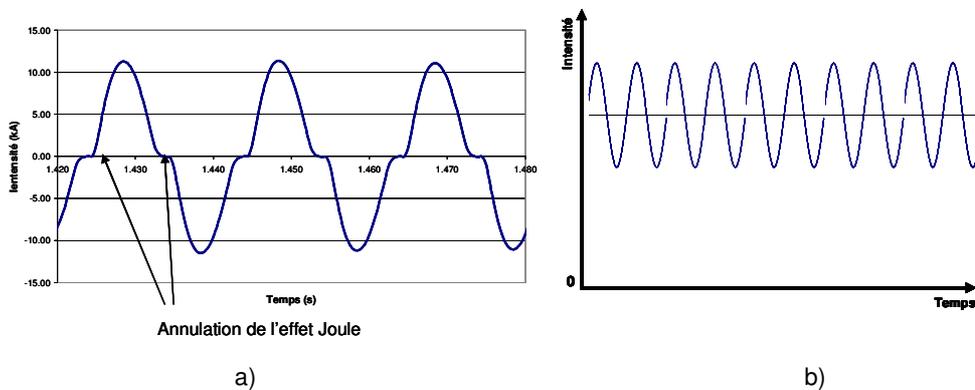


Figure II-24 Signal d'intensité délivrée par la machine à souder fonctionnant a) à une fréquence de 50 Hz b) en courant " continu " ou 1000 Hz

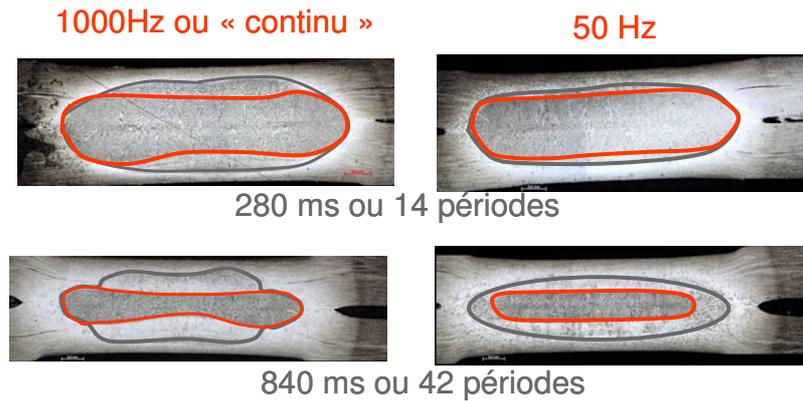


Figure II-25 Formation de la zone fondue en fonction de la fréquence et du temps de passage de courant

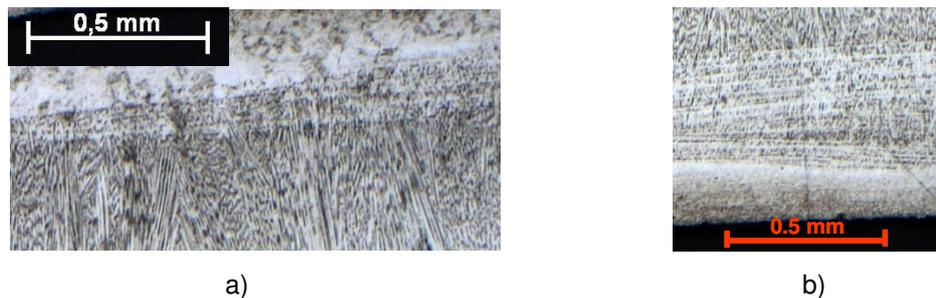


Figure II-26 Cernes de solidification a) fréquence 50 Hz b) fréquence 1000 Hz

4. Conclusion

Les différents réactifs d'attaque permettent une bonne caractérisation au microscope optique des différentes zones microstructurales du point soudé. Les réactifs Picral et Nital, faciles à mettre en œuvre, permettent une caractérisation macroscopique des différentes zones. Le Picral permet une meilleure délimitation de la zone fondue. Le Lepéra révèle avec pertinence la structure de la zone intercritique. Enfin, les structures de solidification et les structures primaires sont révélées après attaque Béchet-Beaujard ce qui fait de ce réactif un outil essentiel pour la compréhension de la formation du noyau et de la rupture en fatigue du point soudé.

Ainsi il est donc possible de comprendre la genèse du point. Lors du passage du courant, la zone fondue s'étend en pénétration puis en diamètre en quelques périodes qui suivent le début de la fusion. Alors que l'intensité est toujours délivrée, la solidification de la zone liquide commence, en pénétration puis en diamètre. Cette solidification est d'autant plus lente que la zone est petite jusqu'à solidification complète si les temps de soudage sont suffisamment longs. L'énergie délivrée par effet Joule n'est pas suffisante pour maintenir dans l'état liquide le noyau pendant l'intégralité de l'étape de soudage. De plus, la présence de cernes, marques de ségrégations positives, montre que les avancées du front de solidification s'effectuent par à-coups. Les effets étant reliés directement aux causes, seul un mécanisme alternatif ou discontinu peut expliquer ce phénomène.

Les vitesses d'avancée du front de solidification sont déterminées expérimentalement. A partir d'une loi de croissance, les gradients thermiques sont estimés. La détermination des vitesses de refroidissement sont donc possibles ainsi que leur évolution en fonction du temps de soudage. Cette méthode est un outil majeur pour la calibration des simulations numériques de soudage.

Chapitre III. Influence des conditions de soudage sur la tenue en fatigue de l'assemblage

Dans ce chapitre, l'influence des conditions de soudage sur la tenue en fatigue sont étudiées. La première section décrit les outils et les méthodologies développées pour les investigations expérimentales. La stratégie d'essais adoptée est ensuite exposée. Les résultats d'essais sont ensuite présentés. L'influence de l'intensité sur le domaine de soudabilité, les influences majeures des conditions de soudage sont ensuite dégagées, puis des analyses approfondies sont menées sur des conditions de soudage qui ont retenu notre attention. Les résultats sont ensuite confirmés sur un substrat d'épaisseur différente et une proposition de modélisation est faite.

1. Méthodologies d'observations

L'objectif de cette section est la présentation d'outils d'investigation et d'observation du processus de défaillance des points soudés par fatigue : l'analyse statistique des dispersions, le suivi de la fissuration du point soudé par une méthode électrique, l'observation du faciès de rupture par fatigue (fractographie), et l'analyse micrographique du métal au sein même du point.

Le premier outil, de nature statistique, vise à quantifier les dispersions des durées de vie des assemblages soudés par point introduites par la variabilité des paramètres de soudage en fonction des conditions utilisées.

Le deuxième outil, le suivi de la fissuration, est basé sur le principe de la variation de la résistance électrique du point soudé en fonction de la taille des fissures se développant à son voisinage. La mesure simultanée de plusieurs différences de potentiel permet de suivre la fissuration progressive de chacune des deux tôles assemblées et du point soudé dans sa globalité, ceci tout au long de l'essai de fatigue. Plusieurs étapes successives d'endommagement par fatigue apparaissent ainsi et leurs parts respectives en terme de fraction de vie peuvent être alors quantifiées. Les potentialités du suivi de fissures par la méthode acoustique sont aussi investiguées.

Le dernier volet d'analyse est l'observation au Microscope Electronique à Balayage (MEB) du faciès de rupture. Le ou les sites d'amorçage sont en général facilement identifiables et le trajet et la direction de propagation sont eux aussi clairement perceptibles.

La compréhension et l'analyse de la défaillance en fatigue sont ainsi facilitées par le recoupement des informations tirées de chaque moyen d'observation. L'enjeu est la compréhension de la variation de la résistance à la fatigue selon les différentes conditions de soudage.

1.1. Approche statistique des dispersions

1.1.1. Procédure de soudage

Les bornes du domaine de soudabilité sont sensibles aux caractéristiques de la campagne de soudage ainsi qu'à la machine de soudage utilisée. Cependant, l'étendue de la latitude de soudage reste identique : seules les bornes de la latitude sont translatées. De plus, des dispersions importantes en terme de résultats de fatigue ont été notées entre les campagnes de soudage réalisées à des moments différents. Aussi, afin de s'affranchir de telles dispersions et pour obtenir une bonne reproductibilité des essais de soudage, au début de chaque campagne de fabrication d'éprouvettes, la procédure suivante a été établie spécifiquement pour la thèse et appliquée après le rodage des électrodes :

1. Réalisation de 3 éprouvettes de traction en croix pour les valeurs d'intensité correspondant aux bornes inférieure et supérieure du domaine de soudabilité, identifiées selon les conditions de la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04],
2. Comparaison des valeurs des diamètres de bouton et des efforts à rupture obtenus, pour une sollicitation de traction en croix, avec celles correspondant aux bornes du domaine,
3. Calcul des nouvelles bornes de domaine et répétitions des étapes 1 et 2 jusqu'à obtention de résultats similaires en terme de diamètre de bouton et d'effort à rupture, pour une sollicitation de traction en croix, avec celles du domaine de soudabilité de référence,
4. Réalisation de 3 éprouvettes de traction en croix pour la valeur d'intensité correspondant au milieu du domaine de soudabilité, comparaison des valeurs de diamètre de bouton et des efforts à rupture avec ceux du domaine de soudabilité initial. Retour à l'étape 1 si les résultats ne sont pas satisfaisants,
5. Soudage de 5 éprouvettes de fatigue en traction-cisaillement pour une estimation, a posteriori, de la moyenne des nombres de cycles à rupture pour une sollicitation en fatigue donnée.

Cette procédure est contraignante expérimentalement. Elle a pour objectif de limiter les incertitudes introduites par la reproductibilité du procédé de soudage par point sur la condition de soudage correspondant au milieu du domaine de soudabilité qui est considérée ici comme une référence. Nous allons donc quantifier ces dispersions et ces incertitudes.

1.1.2. Quantification des incertitudes

Il s'agit de déployer la méthode GUM (annexe A) sur le mesurande "moyenne des nombres de cycles à rupture pour 5 mesures". Les sources d'incertitude sont au nombre de deux : la première est de type A et est liée à la campagne de soudage ; la seconde est de type B et est liée au nombre de mesures. Il faut donc les quantifier et les combiner pour enfin calculer l'incertitude élargie. Le nombre de cycles à rupture est supposé suivre une distribution logarithmique-normale.

L'incertitude élargie sera calculée pour deux conditions de soudage et pour une sollicitation de fatigue fixée. La condition notée C14 correspond à un cycle de soudage de 14 périodes et à un maintien de 14 périodes : c'est la condition de référence de la procédure. La condition notée P3 correspond à un cycle de soudage par pulsation de $3 \times (7+2)$ périodes et à une étape de maintien de 15 périodes. L'intensité visée est identique dans les deux cas, et est définie par la procédure. Les électrodes sont de type TH6 et appliquent un effort de 400 daN.

1.1.2.a. Vérification de la distribution

Pour la condition C14, les séries des nombres de cycles à rupture pour chaque campagne de soudage ont fait l'objet d'une analyse de la variance (annexe A). L'hypothèse d'équivalence n'a pas été rejetée. Avec une confiance de 95 %, il n'est pas possible de distinguer ces séries dans une même population. Nous pouvons donc, a priori, les regrouper.

Pour tous les essais sous cette condition, la probabilité cumulée en fonction du nombre de cycles à rupture est tracée (figure III-1). L'allure générale de la courbe est similaire à celle de la fonction de répartition d'une distribution logarithmique normale.

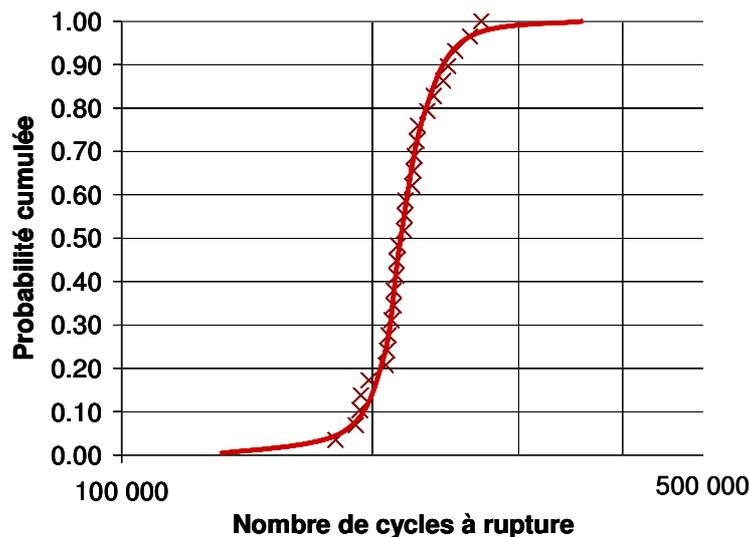


Figure III-1 Probabilité cumulée des nombres de cycles à rupture obtenue pour la condition de soudage de référence C14 pour le niveau de sollicitation en fatigue $F_{max}=3000$ N, $R_s=0,1$ à 30 Hz.

Pour tous ces essais, l'incertitude étendue à 95 % sur le logarithme du nombre de cycles à rupture est de 0,19. Sous l'hypothèse que cette incertitude étendue est constante pour des nombres de cycles de l'ordre de 10^5 , les intervalles d'incertitude associés sont respectivement de l'ordre de $\pm 40 000$, $\pm 60 000$ et $\pm 110 000$ cycles pour des durées de vie de 200 000, 300 000 et 600 000 cycles.

Dans le cas d'essais où une seule éprouvette par condition de soudage est testée, et donc où l'intervalle de confiance n'est pas défini, ces incertitudes permettront de nuancer les variations de durées de vie constatées.

1.1.2.b. Incertitude de type A liée à la campagne de soudage

Cette incertitude possède pour origine les variabilités des paramètres de soudage entre les campagnes d'essais sur le nombre de cycles à rupture. Elle est calculée à l'aide de l'estimée de l'écart-type sur l'intégralité des nombres de cycles à rupture toutes campagnes de soudage confondues.

Les conditions C14 et P3 ont fait respectivement l'objet de 6 et 3 campagnes de soudage. Les écart-types obtenus sont de 0,09 pour la condition C14 et 0,26 pour la condition P3. Les valeurs des écart-types ne sont pas du même ordre de grandeur. La reproductibilité du soudage est donc sensible à la condition de soudage.

1.1.2.c. Incertitude sur la moyenne des durées de vie liée au nombre de mesures

Cette incertitude n'est autre que l'intervalle de confiance. Elle dépend de la dispersion intrinsèque du phénomène mesuré et du nombre de tirages effectués pour avoir une estimation de la valeur moyenne. Par exemple, si le nombre de tirages est infini, la connaissance de la moyenne est parfaite et l'intervalle de confiance est nul.

L'intervalle de confiance u_α à α pourcents de confiance, pour une variable aléatoire qui suit une loi de répartition de Gauss-Laplace, est donné par :

$$u_\alpha = \frac{\sigma \cdot t_{\alpha,n}}{\sqrt{n}}$$

avec $t_{\alpha,n}$ le coefficient de Student (confiance α , n degrés de libertés) et σ l'estimation de l'écart type

Les écart-types associés au logarithme du nombre de cycles à rupture, pour les conditions C14 et P3 sont respectivement égaux à 0,09 et 0,15.

1.1.2.d. Incertitude type combinée et incertitude élargie

Le résultat final est fonction des incertitudes introduites par la campagne de soudage et par l'estimation de la valeur moyenne. Ces deux incertitudes ne sont pas corrélées entre elles. Aussi, l'incertitude type combinée u_c vaut :

$$u_c = \sqrt{u_{\text{soudage}}^2 + u_{\text{estimation}}^2}$$

L'incertitude élargie U s'obtient en multipliant l'incertitude type combinée u_c par un facteur d'élargissement k . Pour un intervalle ayant un niveau de confiance de 95 %, le facteur d'élargissement vaut 2 [PIL07].

	U_{soudage}	$U_{\text{estimation}}$	U_c	$U_{\text{élargie}}$
C14	0,09	0,04	0,10	0,21
P3	0,26	0,08	0,29	0,54

Tableau III-1 Tableau récapitulatif des incertitudes sur l'estimée de la moyenne du logarithme du nombre de cycles à rupture selon deux conditions de soudage

Les valeurs des incertitudes nécessaires au calcul de l'incertitude élargie sont résumées dans le tableau III-1. La condition de soudage P3 possède une incertitude élargie beaucoup plus importante que la condition C14 et ceci est essentiellement dû aux incertitudes issues des variabilités du soudage.

La procédure de soudage des échantillons mise en place permet une bonne reproductibilité de la condition C14. C'est un résultat attendu puisque cette procédure vise à identifier l'intensité de milieu de domaine de soudabilité avec un cycle de soudage basé sur la condition C14. En revanche, cette procédure ne nous permet pas d'obtenir une bonne reproductibilité d'autres conditions de soudage comme la condition P3 par exemple. Dans la section II-3, nous avons vu que les mécanismes de formation du point sont différents pour ces deux conditions de soudage.

En supposant que la valeur de l'incertitude élargie sur le logarithme du nombre de cycles est constante pour des durées de vie de l'ordre de 10^4 - 10^5 cycles, les incertitudes peuvent être calculées en fonction de l'estimée de la moyenne des nombres de cycles à rupture. Pour exprimer cet intervalle de fiabilité à 95 % en nombre de cycles, les figures III-2 et III-3 représentent les nombres de cycles à ajouter ou à retrancher à la valeur moyenne pour les conditions C14 et P3.

Par exemple, avec l'incertitude quantifiée pour la condition C14, avec une fiabilité de 95 %, la tolérance est de + 50 000 et de – 40 000 pour une estimée de moyenne de 200 000 cycles. Alors, la valeur vraie de la moyenne est comprise entre 160 000 et 250 000 cycles. Pour une valeur de moyenne de 500 000 cycles, la valeur vraie est comprise entre 400 000 et 620 000 cycles. En revanche, pour la condition P3, la valeur vraie de la moyenne est comprise entre 120 000 et 350 000 cycles pour une estimée à 200 000 cycles et entre 290 000 et 850 000 cycles pour une estimée à 500 000 cycles. Pour cette condition de soudage, pour 5 essais de fatigue, et pour des campagnes de soudage différentes, les intervalles de confiance se chevauchent : les estimées des moyennes à 200 000 et à 500 000 cycles ne sont pas différenciées.

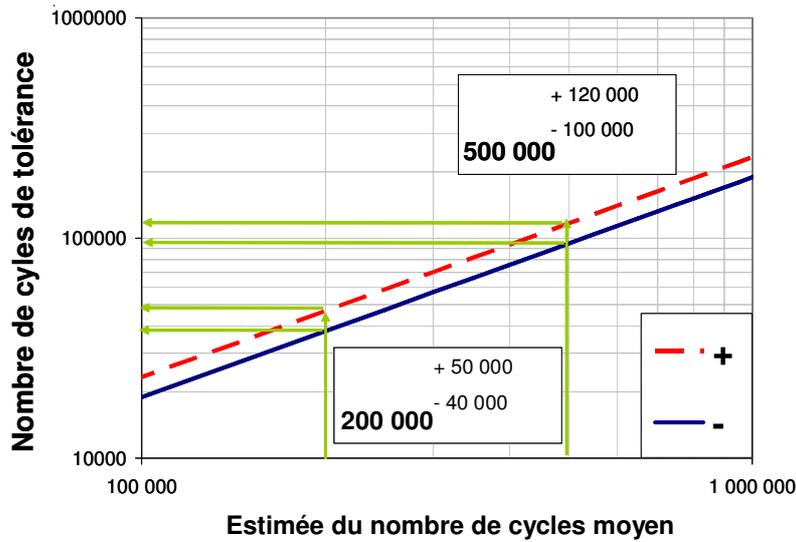


Figure III-2 Tolérances sur l'estimée de la moyenne du nombre de cycles à rupture avec une fiabilité de 95 % pour la condition C14

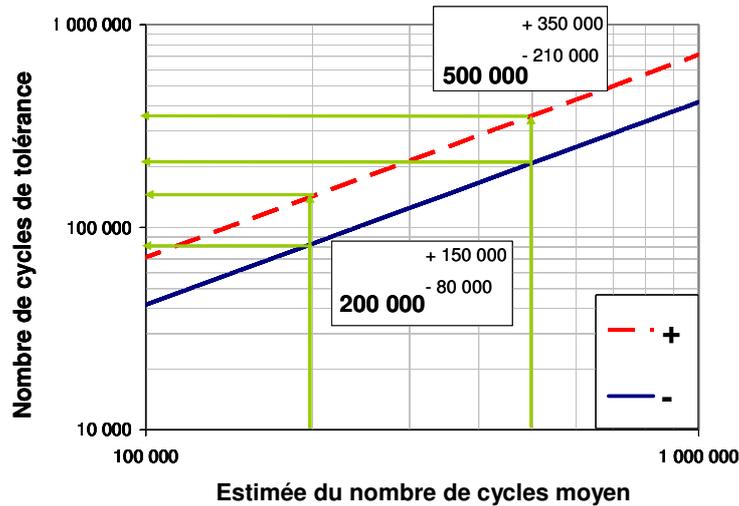


Figure III-3 Tolérances sur l'estimée de la moyenne du nombre de cycles à rupture avec une fiabilité de 95 % pour la condition P3

Aussi, à la lumière de ces essais et pour obtenir des résultats concluants en limitant les dispersions et donc les incertitudes, les résultats de fatigue ne seront comparés que lorsque les échantillons seront issus de campagnes de soudage identiques. Cette contrainte expérimentale est lourde et demande d'effectuer la réalisation d'une référence pour chaque campagne de soudage mais les incertitudes sur les résultats sont alors seulement acceptables.

1.2. Système de mesure pour le suivi de fissure

La ruine par fatigue d'un assemblage soudé par point et sollicité en traction-cisaillement (TC), défini selon la norme ISO 14234 :2003 [ISO 03], provient d'un multi-amorçage de fissures dans la zone affectée thermiquement près du fond d'entaille entre les deux tôles. La fissure se propage ensuite de manière circonférentielle et au travers de l'épaisseur de la tôle (figure III-4).

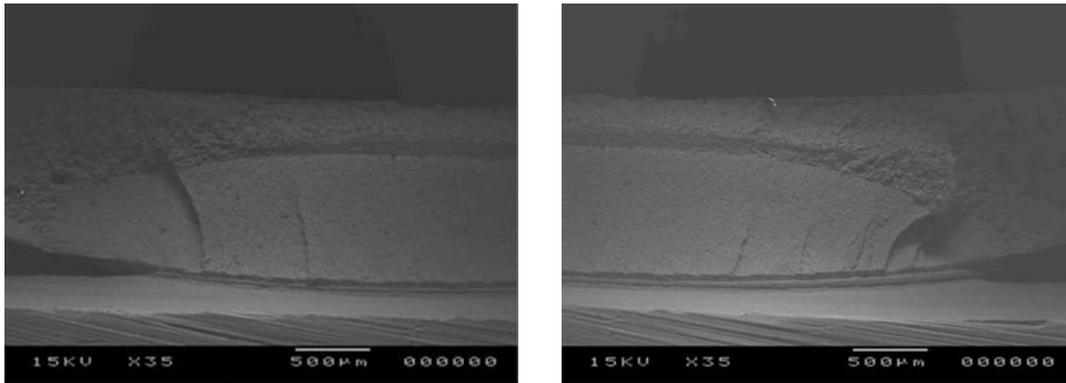


Figure III-4 Forme de la fissure de fatigue d'un assemblage soudé par point et sollicité en traction-cisaillement identifiée lors d'un essai interrompu et après rupture fragile

1.2.1. Suivi de fissure par la méthode de différence de potentiel

Dans le cas de fissures planes ou d'extension de fissures planes, la méthode de suivi électrique par différence de potentiel (MDP) est choisie comme moyen de mesure de la longueur des fissures de fatigue [AST 99]. Un niveau élevé d'intensité, continu ou alternatif, traverse l'échantillon pendant l'essai de fatigue et le potentiel induit est mesuré. L'évolution de la tension de sortie est corrélée à la taille de la fissure et à sa propagation pendant l'essai. Dans le cas présent la fissure n'est pas plane. Néanmoins, le suivi de fissure par MDP est utilisé ici pour distinguer les différentes étapes de l'endommagement par fatigue par identification du changement des vitesses de fissuration qui correspond au changement de pente de la courbe du potentiel en fonction du nombre de cycles (figure III-6).

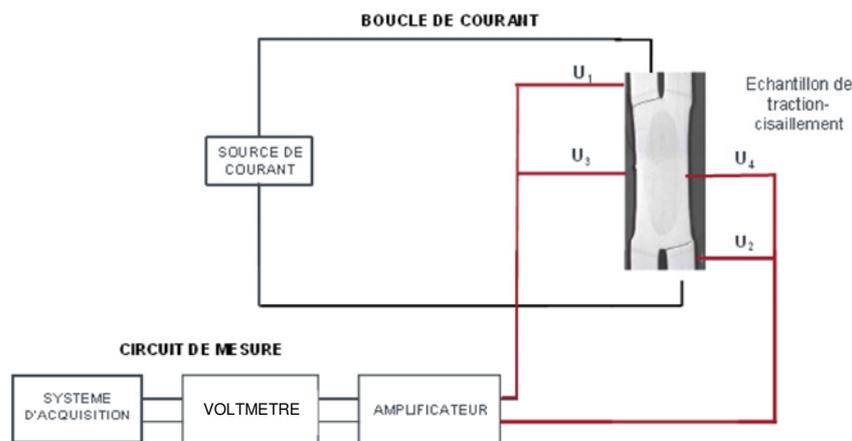


Figure III-5 Schéma de principe du suivi de fissure de fatigue par la MDP sur assemblage TC

Le suivi de fissure par MDP est réalisé sur les échantillons TC en utilisant un courant continu. Quatre prises de potentiel sont fixées par soudage à décharge de condensateur sur l'échantillon, deux des prises à environ 2 mm de l'indentation des électrodes, près de la position attendue de la fissure et les dernières de part et d'autre de l'indentation (figure III-5).

Selon les recommandations de l'ASTM [AST 99], les forces électromotrices induites par le circuit de mesure sont évaluées et la mesure du potentiel est corrigée. De plus, il a été vérifié que

l'échauffement de l'éprouvette, traversée par le courant continu, induit une variation de potentiel négligeable. Ainsi, les informations propres à chaque fissure sont relevées séparément.

L'évolution de la mesure u_2-u_1 représente l'évolution globale des deux macro-fissures et est plus sensible à la détection de l'amorçage. La variation des mesures u_2-u_3 et u_4-u_1 fournit l'évolution des fissures respectives de fatigue au sein de chacune des deux tôles de l'assemblage et permet d'indiquer les percements respectifs des tôles correspondantes.

La courbe de réponse pour les points soudés, représentant l'évolution du potentiel en fonction du temps est donnée figure III-6 et est illustrée par des coupes micrographiques. Les différentes étapes de la propagation des fissures sont ainsi identifiées.

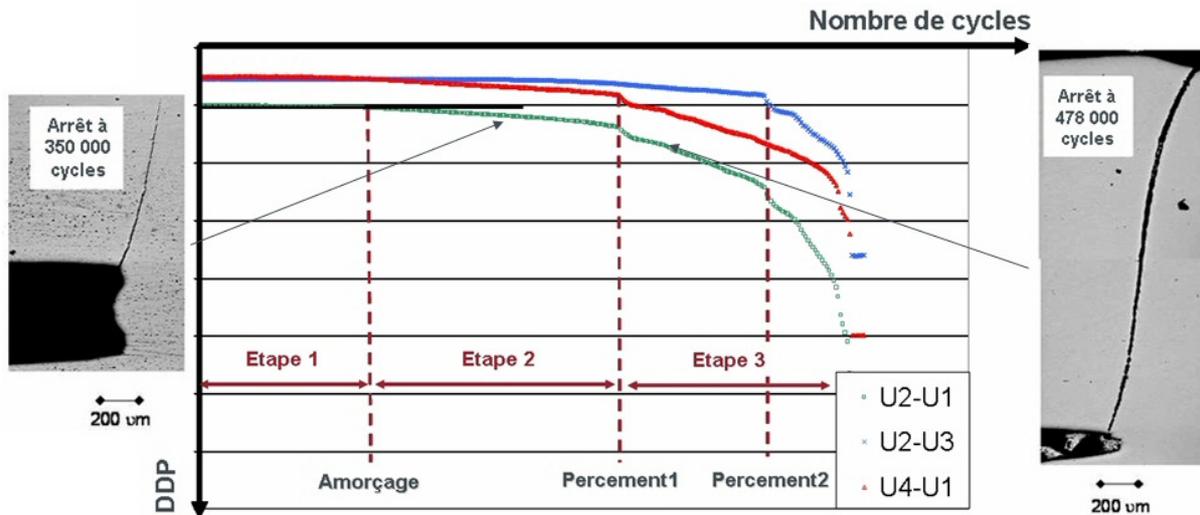


Figure III-6 Courbes de réponse caractéristiques d'un suivi de fissure avec 4 prises de potentiel par la MDP sur un assemblage TC

Des essais de fatigue sont interrompus à différents nombres de cycles. Des coupes micrographiques sont effectuées pour mesurer la longueur de fissure. Ces données sont ensuite corrélées à l'évolution du potentiel pour justifier l'existence de points caractéristiques sur les courbes de réponse. Le premier changement de pente correspond à la fin de la phase 1, c'est à dire à l'amorçage de fissures. Le second changement de pente avec un angle aigu, correspond au premier percement, lorsque la première fissure débouche sur la surface externe de la tôle. C'est la fin de l'étape 2. Pour un critère d'arrêt en déplacement des mors de 5 mm, la courbe de réponse globale obtenue dans le cas de la figure III-6, possède une phase d'amorçage de l'ordre de 20%-30% de la durée de vie totale ; le percement intervient à environ 70% de la durée de vie, la phase de macro-propagation (étape 2) dure donc approximativement 30%-40%.

1.2.2. Suivi de fissure par la méthode d'émission acoustique

La méthode de mesure de l'émission acoustique est appliquée ici lors des essais de fatigue. Cette méthode est fondée sur la variation du signal acoustique. Elle possède donc a priori une sensibilité de détection différente. Elle est source d'informations supplémentaires potentielles.

1.2.2.a. Mise en place de l'essai

Deux capteurs piézoélectriques sont fixés de part et d'autre de l'éprouvette, à 2 cm des positions attendues des fissures. Au préalable, le bruit ambiant du circuit hydraulique est mesuré sur l'éprouvette entre les mors de la machine de fatigue. Il est particulièrement important : des filtres de 40dB et 45dB sont mis en place pour chacun des capteurs. En début et en fin d'essai, une vérification du couplage des deux capteurs est effectuée systématiquement.

Plusieurs essais de fatigue ont été instrumentés avec des capteurs acoustiques. Les éprouvettes ont été soudées selon différentes conditions de soudage. Quel que soit le capteur ou l'éprouvette, les courbes d'amplitude des coups en fonction du temps (figure III-7) et du nombre de coups en fonction du temps (figure III-8) possèdent toutes la même allure. Les signaux mesurés sont donc représentatifs d'un phénomène physique donné.

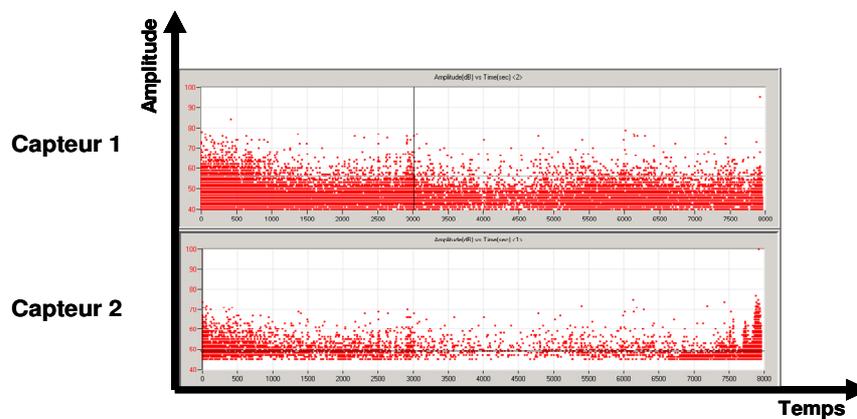


Figure III-7 Mesures par émission acoustique pendant un essai de fatigue sur assemblage TC, amplitude des coups en fonction du temps

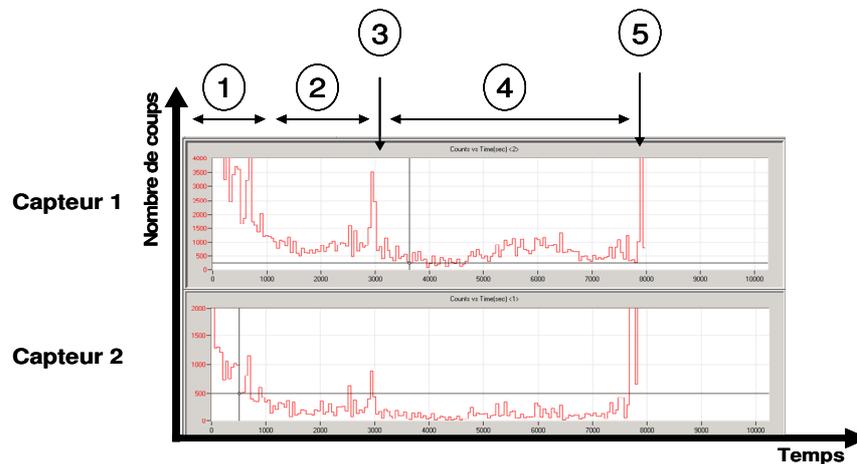


Figure III-8 Mesures par émission acoustique pendant un essai de fatigue sur assemblage TC, nombre de coups en fonction du temps

Lorsqu'on considère l'évolution du nombre de coups en fonction du temps (figure III-8), une première phase de forte activité est observée (figure III-8- zone 1). Cette activité acoustique se stabilise ensuite pour entrer dans un régime stationnaire (figure III-8- zone 2). Une seconde phase est identifiée ensuite : des salves plus nombreuses et plus énergétiques sont enregistrées avec un regain d'activité (figure III-8 – zone 3) pour repasser en régime stationnaire (figure III-8 – zone 4). Enfin, une reprise

intense d'activité acoustique est constatée avant d'observer la fissure débouchante qui correspond au percement (figure III-8 – zone 5).

Le nombre de cycles entre les deux reprises d'activité est de l'ordre de grandeur du nombre de cycles en propagation de la macro fissure identifié par MDP (figure III-8 – zone 4) sur le lot d'éprouvettes considéré. Pour préserver l'intégrité des capteurs piézo-électriques, la mesure simultanée par différence de potentiel et par émission acoustique n'a pas été effectuée. Néanmoins, des essais interrompus avec marquage de fissure par oxydation de l'éprouvette montrent que la reprise d'activité (figure III-8 - 3) s'effectue au passage en macro-propagation.

Aussi, les étapes d'amorçage et de macropropagation identifiées par MDP correspondent respectivement aux étapes 1+2 et 4 identifiées par la mesure d'émission acoustique. De plus, le tracé de l'énergie cumulée en fonction du nombre de cycles possède les mêmes changements de pente que le signal de différence de potentiel en fonction du nombre de cycles (figure III-9).

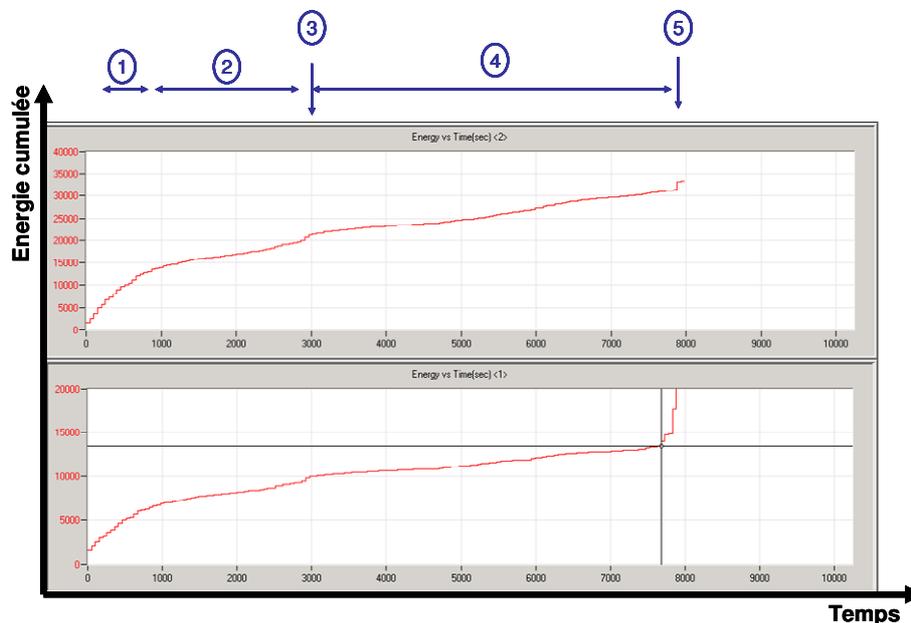


Figure III-9 Mesures par émission acoustique pendant un essai de fatigue sur assemblage TC, énergie cumulée en fonction du temps

Les essais de mesure par MDP et par émission acoustique permettent donc d'identifier les mêmes étapes d'endommagement par fatigue. Ces deux méthodes se valident mutuellement.

1.2.2.b. Signatures acoustiques

Les facteurs de formes du nombre de coups et la durée des coups en fonction de l'amplitude sont tracés pour chaque phase extraite du signal et sont utilisés afin d'identifier les signatures acoustiques. Les phases 1, 3 et 5 sont caractérisées par des salves très énergétiques, de forte durée et de forte amplitude. Alors que les phases 2 et 5 sont caractérisées par des salves peu énergétiques : de faible durée et de faible amplitude.

1.2.2.c. Phase d'adaptation

Sur le signal de MDP, dans certains cas, une phase d'adaptation du signal est constatée en début d'essai de fatigue. Deux phénomènes peuvent induire cette variation de potentiel électrique :

- la rupture de la zone de couronne lorsque celle-ci est caractérisée par une profondeur de diffusion faible qui rompt dès les premiers cycles de la sollicitation en fatigue,
- l'effet de la plasticité locale et de l'échauffement en début d'essai qui fait varier le signal par la modification de la résistivité.

Les mesures par la méthode d'émission acoustique ont été effectuées lors d'essais de fatigue sur des éprouvettes dont la zone de couronne rompait dès les premiers cycles. Dans ce cas, une augmentation importante de la phase 1 a été observée avec des salves très énergétiques. La méthode acoustique ne possède aucune sensibilité aux phénomènes de plasticité. Aussi, il est clair maintenant que la phase d'adaptation observée en début d'essai par la MDP correspond à la rupture de la zone de couronne.

1.2.3. Conclusion

Le suivi de fissure par la méthode de différence de potentiel est un outil efficace et facile à mettre en œuvre pour identifier les différentes étapes d'endommagement par fatigue de l'assemblage soudé et sollicité en traction-cisaillement. Un autre système de suivi de fissure par la méthode d'émission acoustique a été utilisé. Cet outil supplémentaire est complémentaire et est capable d'identifier les mêmes étapes d'endommagement par fatigue que le suivi de fissure par MDP. Il nous renseigne d'avantage sur la tenue en fatigue de la zone de couronne qui peut rompre dès les premiers cycles de sollicitation suivant les conditions de soudage. Pour des raisons de facilité d'utilisation, nous instrumenterons les essais de fatigue avec la MDP. La détection du passage de l'étape d'amorçage à l'étape de macro-propagation est maintenant possible.

1.3. Observation d'un faciès de rupture

Peu d'analyses en fractographie appliquées à la fatigue des assemblages soudés par point sont présentes dans la littérature et elles ne permettent pas de dégager une analyse précise du faciès de rupture [VUR 06].

L'observation du faciès de rupture livre pourtant des informations qu'il faut savoir exploiter. Une description des différentes zones du point et de leurs particularités est détaillée ci-dessous. Ce sont les résultats d'une campagne d'observations basée sur plusieurs lots d'échantillons soudés homogènes réalisés sur le matériau de l'étude pour des durées de vie de l'ordre de 10^5 cycles.

1.3.1. Définition macroscopique du point

Sur un échantillon rompu par fatigue, plusieurs zones sont identifiées (figure III-10). Tout d'abord, la tôle supérieure (1) traversée par la fissure, la tôle inférieure (2), ainsi que la zone indentée (6) sont à noter. La fissure de fatigue s'amorce à proximité du fond d'entaille (3) (étape 1), traverse ensuite la

tôle dans le sens de l'épaisseur (étape 2) et crée la zone principale du faciès de rupture (4) jusqu'à percement. Enfin, la fissure se propage dans le sens de la largeur jusqu'à rupture de l'échantillon (étape 3) et crée la zone secondaire du faciès de rupture.

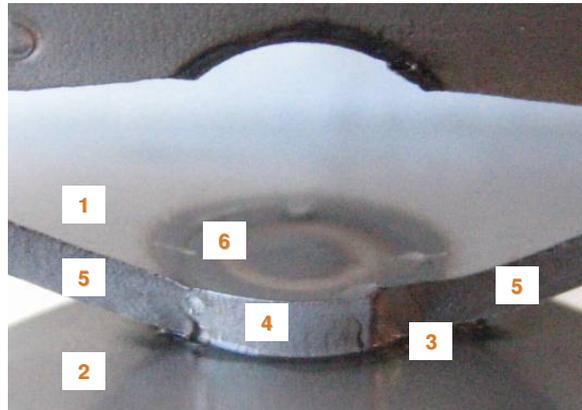


Figure III-10 Photographie macroscopique d'un échantillon soudé par point rompu par fatigue - différentes zones distinctes sont observables

1.3.2. Fond d'entaille

Le fond d'entaille peut être observé de face ou latéralement (figure III-11). L'observation au MEB permet de caractériser la forme du fond d'entaille sur le pourtour du point, ce qui n'est pas possible via une coupe micrographique puisque seule une section du point est accessible dans ce cas là. Cette observation permet de situer la position de la fissure par rapport au fond d'entaille.

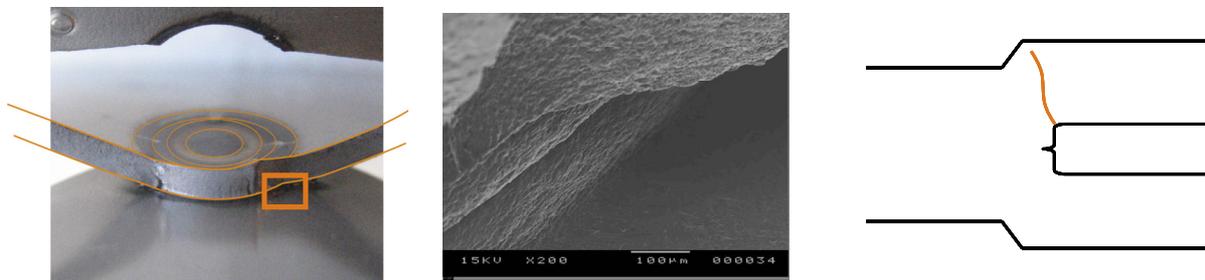


Figure III-11 Fond d'entaille (localisation macroscopique et cliché MEB) et schématisation du point soudé fissuré

1.3.3. Partie supérieure de la zone de rupture

La partie supérieure du faciès de rupture correspond à la zone parcourue par la fissure avant percement de la tôle. Comme pour le faciès de la zone principale d'amorçage, aucune strie de fatigue n'est visible. La zone traversée par la fissure se situe encore en ZAT. Cependant, par comparaison entre cette zone et la zone principale d'amorçage, les détails du faciès de rupture sont plus fins dans la partie supérieure de la zone de rupture. Cette différence de détail révèle que la fissure a traversé différentes zones microstructurales, dont les tailles de grains de la structure primaire diffèrent.

1.3.4. Zone principale d'amorçage

Le faciès ne possède aucune strie de fatigue visible, comme il est possible d'en voir sur des faciès de matériaux ferritiques. Il est perturbé par la présence de microstructures aiguillées sous-jacentes, de type martensitique ou bainitique. Ces structures de trempe, présentes en zone affectée thermiquement (ZAT), sont le résultat des cycles thermomécaniques du soudage.

En revanche, près du fond d'entaille, de nombreux décrochements sont visibles. Ils sont le signe d'un multi-amorçage. En effet, de multiples fissures s'amorcent sur les aspérités du fond d'entaille dans différents plans (figure III-12). Elles coalescent ensuite, pour créer une fissure d'envergure supérieure, les décrochements en sont le témoignage. Ainsi, deux fissures de fatigue se sont amorcées de part et d'autre d'un décrochement (figure III-13).

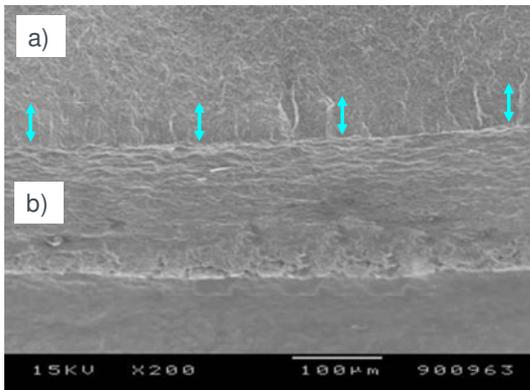


Figure III-12 Cliché MEB d'une zone principale d'amorçage a) faciès de rupture, b) fond d'entaille. La hauteur moyenne des décrochements est indiquée par des flèches

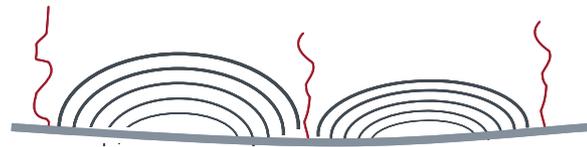


Figure III-13 Schéma de principe du multi-amorçage, les décrochements sont symbolisés par les traits de direction globale verticale

L'observation à faible grossissement de la zone principale d'amorçage permet d'identifier une longueur moyenne des décrochements. Les hauteurs des décrochements sont, en effet, toutes du même ordre de grandeur. Une plus grande densité de décrochements est observée dans la zone la plus sollicitée.

1.3.5. Corrélation entre le suivi de fissure et le faciès de rupture

Dans le cas d'une rupture prise comme référence, réalisée sur l'acier DP de 1,2 mm d'épaisseur et non revêtu, et pour une condition de soudage dont l'intensité correspond au milieu du domaine de soudabilité défini par la norme ISO 18278-2:2004, l'hypothèse suivante est avancée : la longueur moyenne des décrochements observés sur le faciès de rupture correspond à la longueur initiale de la fissure macroscopique lors du changement de pente du signal de suivi de fissure enregistré durant l'essai de fatigue.

Cooper et Smith [COO 86] soulignent la difficulté de mesurer les premières étapes du développement de la fissure de fatigue car elle reste invisible pendant la majeure partie de la vie de l'échantillon. Ils ajoutent qu'il est difficile de marquer le front de fissure pour des fissures de petite taille, de longueur inférieure à 220 µm [COO 85].

Afin de valider l'hypothèse avancée, il est nécessaire de marquer le front de fissure. Plusieurs méthodes de marquage ont été utilisées : marquage mécanique, ressuage et oxydation des échantillons. Seule la dernière méthode donne des résultats probants. Concernant le marquage mécanique, aucune marque des blocs de chargement à rapport de charge 0,9 n'a pu être observée sur le faciès de rupture. Les microstructures traversées, de type aiguillées, ne sont pas imprimées par ces blocs. Ces observations viennent confirmer l'absence de stries de fatigue sur le faciès de rupture remarqué précédemment.

Pour la sollicitation de fatigue testée, avec un effort maximum de 3000 N et un rapport de charge de 0,1, un arrêt à 75 000 cycles a été effectué pour appliquer un cycle de 30 min à 500 °C dans un four en atmosphère oxydante. L'essai a été ensuite conduit jusqu'à rupture de l'éprouvette.

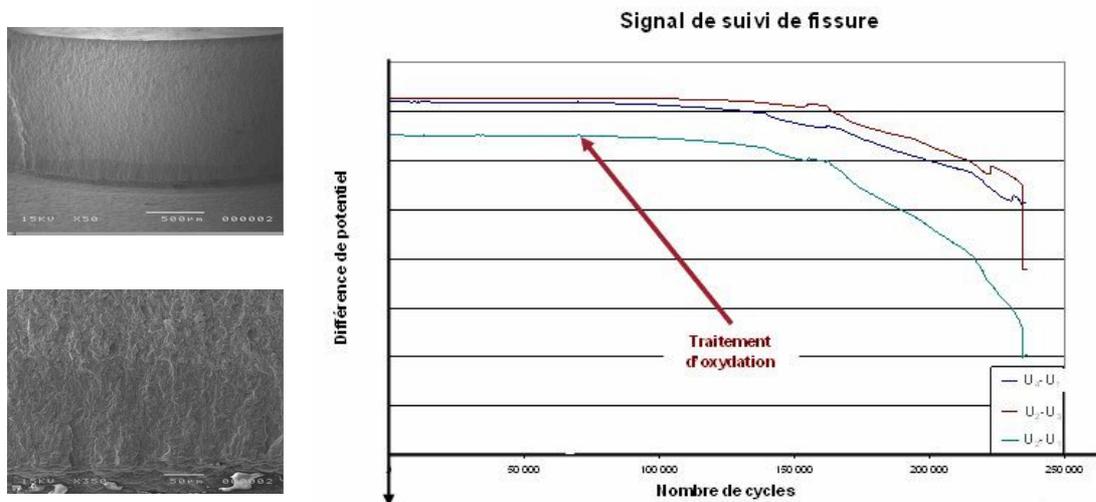


Figure III-14 Clichés MEB à différents grossissements de l'échantillon oxydé à 75 000 cycles et signal de suivi de fissure. La zone sombre sur les clichés correspond à la zone oxydée.

Sur le faciès de rupture (figure III-14), une hauteur d'oxydation de 150 µm est observée. Les décrochements sont moins marqués que sur un faciès habituel. L'hypothèse est validée. Lors de la phase d'amorçage, seules les fissures multiples se propagent.

Le changement de pente observé sur le signal de suivi de fissure en cours d'essai de fatigue, correspond donc au changement de mécanisme de rupture de l'échantillon. Les fissures multiples se rejoignent pour créer une macro-fissure qui se propage au travers de l'épaisseur.

Ces fissures multiples possèdent une longueur moyenne qu'il est possible d'observer sur le faciès de rupture. Une longueur initiale de macro fissure est donc identifiée. Cette longueur est variable selon les nuances d'acier et les conditions de soudage.

Pour résumer, l'observation du faciès de rupture permet d'accéder à la forme du fond d'entaille sur la périphérie du point et de localiser la surface de rupture par rapport au fond d'entaille. De plus, la zone principale d'amorçage renseigne sur l'étape de multi-amorçage et une mesure de la longueur moyenne des décrochements est possible. Enfin, la finesse des détails géométriques du faciès est le témoignage des différentes zones microstructurales traversées par la fissure.

1.4. Conclusion

Le suivi de fissure au cours d'un essai de fatigue, l'observation du faciès de rupture et l'analyse métallographique sont des outils essentiels, de par la richesse et la complémentarité des informations qu'ils révèlent, pour la compréhension de l'endommagement par fatigue jusqu'à rupture d'un assemblage soudé par point et soumis à une sollicitation de traction-cisaillement. Ces différents moyens d'observation ont été développés et mis à contribution pour un assemblage homogène en acier Dual Phase mais pourraient tout aussi bien s'appliquer à d'autres assemblages Très Haute Résistance.

Ce chapitre présentait donc les outils d'observation et d'investigation développés pour cette étude, à savoir : l'analyse statistique, qui permet de justifier la stratégie expérimentale et de quantifier l'influence de la variabilité des paramètres du procédé de soudage sur le comportement en fatigue ; le suivi de fissure au cours d'un essai de fatigue , celui-ci permettant d'identifier les différentes étapes de la ruine de l'assemblage et leurs durées respectives ; l'observation du faciès de rupture, qui permet d'évaluer la longueur de la fissure initiale à la fin de l'étape d'amorçage, d'apprécier la densité du multi-amorçage et d'informer sur les zones microstructurales traversées par la fissure lorsqu'elle se propage.

Etant donné la complexité du mécanisme de ruine, ces méthodes d'observations développées sont des outils clés pour identifier les facteurs d'influence et leur poids respectif sur la tenue en fatigue de l'assemblage soudé par point. Ces outils permettront de comprendre les influences des conditions de soudage sur la durée de vie de l'assemblage.

2. Introduction aux résultats de fatigue

L'objectif de cette section est de faire un bilan sur les variations potentielles des conditions de soudage pour modifier le comportement en fatigue de l'assemblage soudé par point et d'expliquer la stratégie expérimentale mise en œuvre pour ce travail de thèse.

2.1. Rappel des facteurs d'influence sur la tenue en fatigue

Pour un mode de sollicitation donné, la littérature recense trois facteurs majeurs d'influence sur la tenue en fatigue de l'assemblage soudé par point : la géométrie, le fond d'entaille et le champ des contraintes résiduelles. Le facteur géométrique comprend le diamètre de point et l'épaisseur de tôle. Ce dernier paramètre n'est pas modifié par les conditions de soudage. Drouart [DRO 93] explique que pour obtenir la même formation d'un point, de nombreux réglages des paramètres, effort, intensité et temps sont possibles, puisqu'ils sont intimement liés. Le tableau III-2 résume l'effet de ces trois paramètres sur les facteurs d'influence de la tenue en fatigue de l'assemblage soudé par point, d'après la littérature (chapitre I).

	Diamètre de point	Forme du fond d'entaille	Contraintes résiduelles
Intensité ↗	+	+	-
Effort ↗	-	-	+
Temps de soudage ↗	+	?	?

Tableau III-2 Effet des paramètres intensité, effort, et temps de soudage sur les facteurs d'influence de la tenue en fatigue de l'assemblage soudé par point.

Malgré une littérature abondante, il est difficile de mettre en application ces résultats car ils sont obtenus dans des cas particuliers. Les investigations portent, en effet, sur des substrats différents en terme d'épaisseur, de nuance ou de grade de produit. Les conditions de soudage sont parfois inconnues et quand elles le sont, elles ne sont pas identiques. De plus, les essais de fatigue ne sont pas toujours réalisés dans les mêmes conditions et pour comparer les résultats le critère de fin d'essai est essentiel. Aussi, il est difficile de dégager des tendances générales de ces résultats.

Même si la norme de soudage [ISO 04] définit des conditions bien précises et ne laisse varier que le paramètre intensité, de nombreuses possibilités de modifications des conditions de soudage sont envisagées (chapitre I-2). Ainsi, pour le seul paramètre intensité les possibilités sont nombreuses : cycle par pulsations ou en un seul train d'ondes, contrôle de pente positif (up slope) et / ou décroissance progressive (down slope), amplitude du signal, cycles de préchauffage et de post-chauffage, temps d'application. La valeur de l'effort appliqué peut varier suivant les phases de la séquence de soudage, de même que la forme des électrodes, le débit de refroidissement, etc... Les modalités expérimentales sont donc infinies puisqu'il est possible de combiner tous ces paramètres.

Aussi, leurs conséquences sur la formation de l'assemblage sont souvent mal connues et dictées par des "règles métier" issues de l'expérience des soudeurs. A fortiori, leur influence sur le comportement en fatigue n'est pas explicitement connue.

2.2. Stratégie expérimentale

2.2.1. Objectif

L'objectif de la campagne d'essais est d'identifier les conditions de soudage qui conduisent à une amélioration de la limite de fatigue. Une fois cette étape réalisée, des investigations expérimentales peuvent alors être approfondies pour comprendre les mécanismes d'endommagement par fatigue, propres à ces conditions particulières.

Le nombre de paramètres potentiels d'influence recensés est important. Pour dégager des tendances, il faut donc tester beaucoup de configurations. Cependant, pour obtenir des résultats dans un intervalle de temps raisonnable, il est nécessaire de réduire le temps de caractérisation. La stratégie expérimentale vise à répondre à ces deux exigences.

Aussi, nous décidons d'effectuer une caractérisation en fatigue réduite. Elle consiste à identifier la durée de vie pour un seul niveau de sollicitation de fatigue, aux alentours des nombres de cycles "moyens" (de l'ordre de 10^5 cycles) déterminé à partir d'une condition de soudage de référence. Les durées de vie correspondantes aux différentes conditions de soudage sont alors comparées à ce nombre de cycles de référence. Dans le cas d'une condition de soudage impliquant une amélioration de quelques pourcents de la limite d'endurance (effort), ceci devrait se traduire, pour une sollicitation en fatigue de référence, en une forte augmentation de la durée de vie (nombre de cycles). Nous nous intéressons donc aux fortes variations en terme de nombres de cycles.

2.2.2. Définition des références

Il convient maintenant de statuer sur la condition de soudage qui définit un comportement en fatigue considéré comme la référence. Le comportement en fatigue est alors identifié par la réalisation d'une courbe complète "Force - Nombre de cycles". A partir de celle-ci, le niveau d'effort de sollicitation en fatigue est déterminé.

2.2.2.a. Condition de référence

La condition de soudage considérée comme comportement en fatigue de référence, est une des conditions de soudage préconisées par la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04], dont l'intensité correspond au milieu du domaine de soudabilité. Les conditions de soudage sont donc :

- type d'électrode : TH6,
- effort appliqué : 400 daN,
- temps de soudage : 14 périodes,
- temps de maintien : 14 périodes,
- intensité efficace visée (déterminée par la procédure): approximativement 7,2 kA.

2.3. Conclusion

Le cadre des investigations expérimentales est fixé. Les méthodologies d'observations sont définies et mises en place (section III-1). L'influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue de l'assemblage peut désormais être étudiée.

L'influence de l'intensité de soudage est la première cible de l'investigation. Tout d'abord, parce qu'il s'agit du seul paramètre que la norme ISO18278-2 :2004 laisse varier. Ensuite, parce que l'augmentation de l'intensité de soudage implique une augmentation du diamètre de point. Dans les modèles de prévision de durée de vie, cette grandeur est systématiquement intégrée dans les modèles.

Les résultats d'essais sur de nombreuses configurations de soudage permettront ensuite de dégager les tendances principales quant à l'influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue.

Des investigations expérimentales plus poussées seront alors pratiquées sur les conditions de soudage particulières les plus intéressantes.

3. Comportement en fatigue sur le domaine de soudabilité [ROS 07]

L'augmentation de l'intensité de soudage, tout autres paramètres de soudage fixés, implique un accroissement du diamètre de zone fondue, du diamètre de couronne et du diamètre de ZAT. Il est donc communément admis [LAM 89] que l'augmentation de l'intensité implique une augmentation de la durée de vie par l'accroissement du diamètre de point. Les modèles fondés sur les approches des contraintes structurelles et de la mécanique de la rupture prennent en compte la géométrie de l'assemblage et notamment le diamètre de point comme facteur d'influence sur le comportement en fatigue. Aussi, prévoient-ils tous une augmentation de la durée de vie avec l'accroissement du diamètre.

Dans cette section nous nous intéressons au facteur d'influence le plus évident sur le comportement en fatigue des assemblages de traction-cisaillement, à savoir l'intensité de soudage. Nous restons dans le cadre du domaine de soudabilité défini par la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04].

3.1. Tenue mécanique et comportement en fatigue

La latitude de soudage correspond à l'intervalle d'intensité efficace quand tous les autres paramètres de soudage sont fixés. La limite inférieure du domaine de soudabilité correspond à la valeur d'intensité efficace pour laquelle le diamètre de bouton obtenu en sollicitation de traction en croix est de 4 mm. La limite haute de la latitude est fixée avant l'apparition de l'expulsion. Pour cette épaisseur de substrat et cette nuance d'acier, les conditions sont :

- type d'électrode : TH6,
- force appliquée : 4000 N
- temps de soudage : 14 périodes
- temps de maintien : 14 périodes

Tout autre paramètre de soudage fixé, hormis l'intensité, l'augmentation de l'intensité de soudage implique une croissance des diamètres de Zone Fondue (ZF), de Zone Affectée Thermiquement (ZAT) et de zone de couronne. De plus, la forme du fond d'entaille est, elle aussi, modifiée. De forme aiguë pour des valeurs d'intensité faibles, le congé du fond d'entaille s'arrondit ensuite jusqu'à la limite de l'expulsion. Enfin, l'indentation des électrodes est de plus en plus importante, de même que l'écartement des tôles.

3.1.1. Tenue mécanique

La tenue mécanique en sollicitation monotone est représentée figure III-16 pour des géométries de traction en croix et de traction-cisaillement. Pour ces deux modes de sollicitation, la tenue mécanique croît avec la valeur de l'intensité efficace. Ici, pour les points expulsés, la tenue mécanique reste

constante. Ce n'est pas le cas habituellement, où il est observé une chute de la tenue mécanique avec l'apparition de l'expulsion.

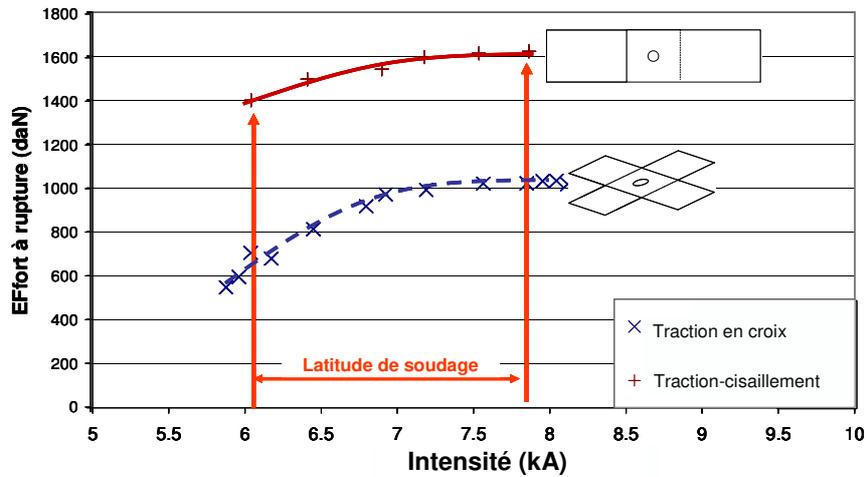


Figure III-16 Evolution de la tenue mécanique en traction en croix et en traction-cisaillement sur le domaine de soudabilité

3.1.2. Evolution de la durée de vie

Pour la sollicitation de fatigue définie comme la référence dans la section précédente, l'évolution du nombre de cycles à rupture est représentée par la figure III-17. Pour des valeurs d'intensité faibles, en dessous de la limite basse de la latitude de soudage, la fissuration se produit dans le plan de joint ce qui est en accord avec les observations de Radaj et Sonsino [RAD 98]. Pour les autres valeurs d'intensité efficace, une rupture par fissuration au travers de la tôle est constatée. Les différentes étapes de l'endommagement par fatigue, identifiées par la Méthode de Différence de Potentiel (MDP), sont alors représentées.

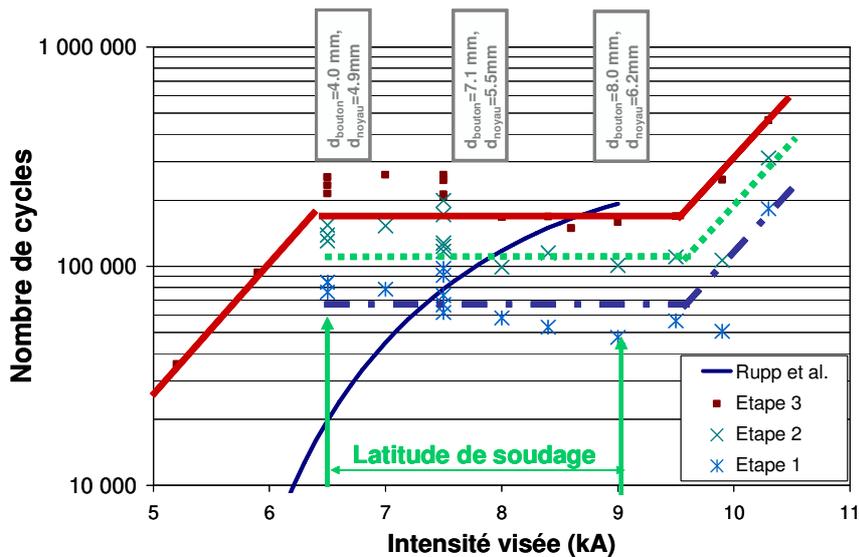


Figure III-17 Nombre de cycles des différentes étapes de durée de vie pour la sollicitation de fatigue de référence sur le domaine de soudabilité et prévision de durée de vie selon le modèle de Rupp et al. [RUP 95]

Nous utilisons ici le modèle de prévision de Rupp *et al.* [RUP 95], issu des méthodes fondées sur l'approche par les contraintes structurelles, pour prévoir la durée de vie des éprouvettes dans ce mode de sollicitation et ce mode de rupture. Le diamètre de point utilisé est le diamètre de bouton obtenu sur le domaine de soudabilité.

La tendance du modèle de prévision n'est pas respectée expérimentalement ici. On confirme la présence d'un "plateau" pour les intensités appartenant à la latitude de soudage. L'expulsion semble bénéfique au comportement en fatigue. Ces résultats sont en accord avec ceux d'Anastassiou [ANA 87] obtenus pour un assemblage homogène en acier extra doux d'épaisseur 0,8 mm pour des durées de vies de l'ordre de 10^6 cycles.

La prise en compte des seuls paramètres géométriques tels que le diamètre de point ne permet donc pas d'expliquer le comportement en fatigue.

3.2. Analyse des mécanismes

3.2.1. Zone d'amorçage principal ZAP

Les clichés au Microscope Electronique à Balayage (MEB) des zones d'amorçage principal (ZAP) sont présentés à la figure III-18 en fonction de l'intensité. Les détails des faciès de rupture sont grossiers pour des valeurs faibles d'intensité et s'affinent avec l'augmentation de la consigne d'intensité. La finesse des détails de la ZAP renseigne sur la taille de la microstructure sous jacente (chapitre III-1). L'amorçage des fissures s'effectue donc dans des zones de plus en plus fines au fur et à mesure que l'intensité de soudage augmente.

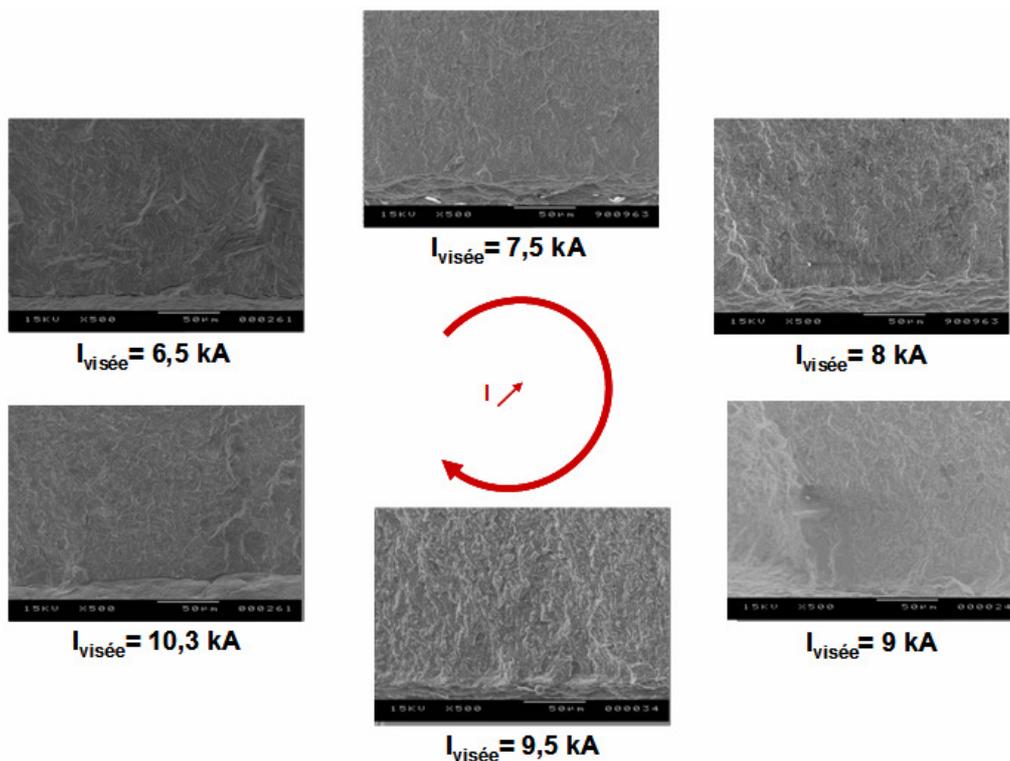


Figure III-18 Evolution du faciès de rupture (x500) en zone d'amorçage principal en fonction de l'intensité

Pour une intensité efficace visée de 6,2 kA (figure III-18), une fissure est présente à la périphérie du fond d'entaille. Cette observation nous permet d'affirmer que la fissure de fatigue s'est amorcée en GGZAT et qu'il ne s'agit en aucun cas d'une bifurcation de fissure du mode II vers le mode I.

Ceci est en contradiction avec ce que remarquent Lambert et Devillers [LAM 89]. Ils constatent effectivement une tenue en fatigue légèrement améliorée par rapport à un autre type de fond d'entaille. Cependant, ils expliquent ce phénomène par une fissure de fatigue qui se propage au plan de joint et qui bifurque ensuite.

3.2.2. Partie haute du faciès de rupture

L'observation au MEB du haut de la cassure (figure III-19) montre que le percement s'effectue toujours en zone de microstructure fine, c'est-à-dire en GFZAT.

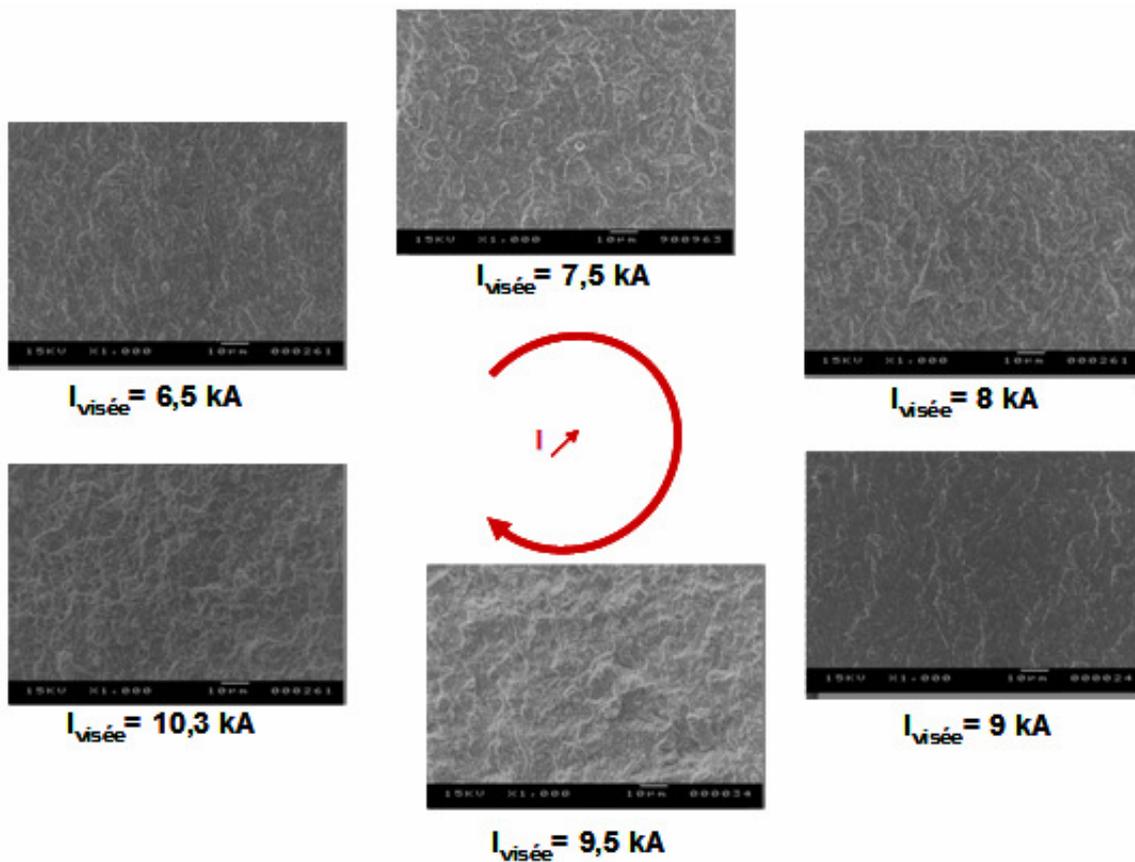


Figure III-19 Faciès de rupture en haut de cassure (x1000) en fonction de l'intensité

3.2.3. Corrélation des observations

Pour des valeurs d'intensité faibles (figure III-20-a), l'amorçage de fissure s'est produit à la limite de la GGZAT et de la zone fondue. La présence de fissures (figure III-20-a) au niveau de l'ancien plan de joint démontre qu'il ne s'agit pas d'une bifurcation de fissure mais bien d'un amorçage. En effet, la zone de couronne rompt dès les premiers cycles de fatigue. Ce phénomène est observé sur le signal de suivi de fissure par MDP et a été confirmé par des essais instrumentés par suivi acoustique. La profondeur de diffusion est vraisemblablement trop peu importante. Une "nouvelle" entaille est donc créée à la limite de la GGZAT et de la zone fondue. C'est le lieu d'amorçage de fissure. La fissure traverse ensuite la ZAT et le percement se produit en GFZAT.

Pour des valeurs d'intensité plus importantes (figure III-20-b et III-20-c), la fissure s'amorce en fond d'entaille dans une microstructure fine en GFZAT, traverse l'épaisseur de la tôle et se propage dans la même zone.

L'état de soudage par diffusion de la zone de couronne joue donc un rôle prépondérant sur la localisation de la zone d'amorçage principal. En fonction de sa tenue en fatigue, la zone de couronne peut jouer le rôle d'une nouvelle entaille. Aussi, en balayant les valeurs de l'intensité sur le domaine de soudabilité, les amorçages de fissure de fatigue se produisent de manière progressive dans différentes zones en fonction de l'état du soudage par diffusion (figure III-20-b).

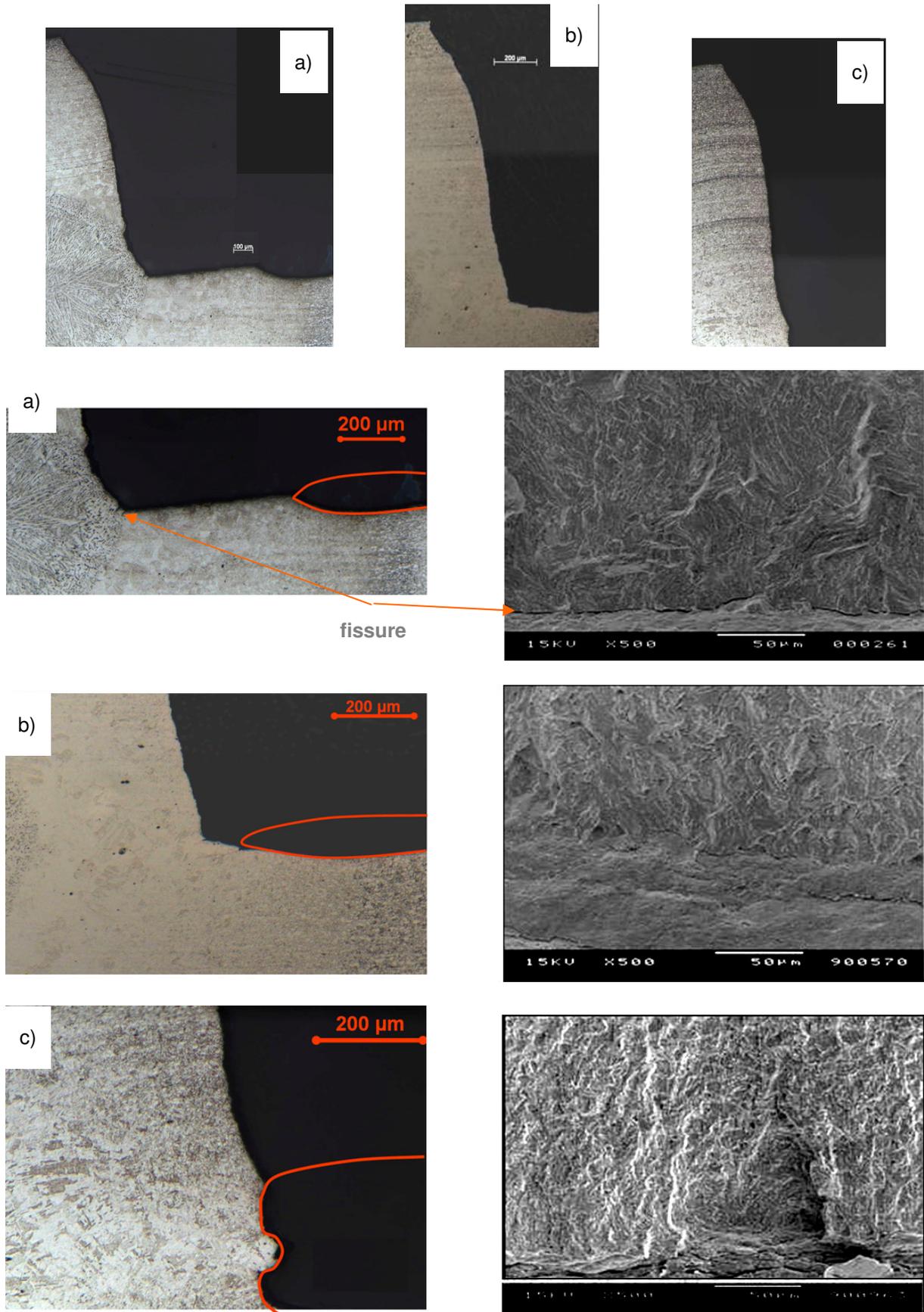


Figure III-20 Micrographie optique après attaque Béchot-Beaujard et clichés MEB des ZAP pour a) la limite basse b) le milieu et c) la limite haute des intensités sur le domaine de soudabilité

Aussi, la ruine par fatigue sur le domaine de soudabilité suit toujours le même scénario : l'amorçage de fissure se produit en périphérie du "fond d'entaille" et la fissure se propage ensuite. La valeur de l'intensité de soudage influence, a priori, la tenue en fatigue de la zone de couronne qui est prépondérante sur la localisation de l'entaille au sens large du terme. L'amorçage se produit donc dans différentes microstructures mais toujours en ZAT. La fissure traverse ensuite la ZAT et le percement se produit en GFZAT. Les variations de l'intensité de soudage possèdent donc une influence sur la zone de l'amorçage de fissure mais ne modifient en rien le mécanisme de ruine.

Ces observations montrent la difficulté de définir le diamètre comme un facteur prépondérant dans la tenue en fatigue de l'assemblage, puisque la section qui transmet les efforts est à chaque fois différente. Elle varie du diamètre de zone fondue au diamètre de couronne. De plus, en fonction des zones d'amorçage de fissure, les microstructures primaires varient ainsi que les contraintes résiduelles qui sont, a priori, très différentes.

3.3. Conclusion

Pour la sollicitation en fatigue étudiée, la durée de vie reste stable sur le domaine de soudabilité. Ce comportement expérimental est comparé au modèle de prévision de Rupp *et al.* [RUP 95]. Ce dernier prévoit une augmentation du nombre de cycles à rupture avec l'intensité, en conséquence d'une augmentation du diamètre de point. L'analyse des mécanismes d'endommagement par fatigue montre que la tenue en fatigue de la zone de couronne est prépondérante dans la localisation de l'amorçage de fissure. En revanche, même si les microstructures primaires d'amorçage de fissure sont différentes, le scénario de fissuration est à chaque fois identique : l'amorçage de fissure se produit en ZAT, dans des microstructures dures et aiguillées ; la fissure se propage ensuite et le percement se produit en GFZAT.

4. Identification des grandes tendances

Les résultats présentés sont les tendances qui se dégagent de plus de 120 conditions de soudage testées. Pour la plupart des conditions de soudage, une seule éprouvette a été testée sous la sollicitation de référence ($F_{\max}=3000$ N, rapport de charge 0,1, fréquence 30 Hz). Ici, seul le nombre de cycles à rupture est présenté pour un critère d'arrêt final qui correspond à une limite de déplacement de 5 mm des mors. Dans cette approche, aucune dispersion ne peut être quantifiée. Il ne s'agit pas de l'objet de l'étude. Un ordre de grandeur des incertitudes pour la condition de référence a été présenté au début de ce chapitre (section 1). Nous nous intéressons donc aux fortes variations du comportement en fatigue en terme de nombre de cycles.

4.1. Influence de l'intensité

L'influence de l'intensité du courant sur le comportement en fatigue de l'assemblage sur le domaine de soudabilité a fait l'objet de la section précédente. Les mécanismes d'endommagement ont été explicités. Les conclusions ont été obtenues pour une condition de soudage qui correspond au cycle préconisé par la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04]. La figure III-21 illustre l'évolution du nombre de cycles à rupture en fonction de l'intensité efficace visée pour d'autres conditions (électrode de type TH8, temps de soudage 3 x (7+2), temps de maintien 15, effort 450 daN). Il s'agit des préconisations de la norme de soudage, pour un substrat d'épaisseur 1,5 mm, appliquées à une épaisseur de 1,2 mm. Pour ces conditions de soudage, la latitude a été présentée au chapitre II.

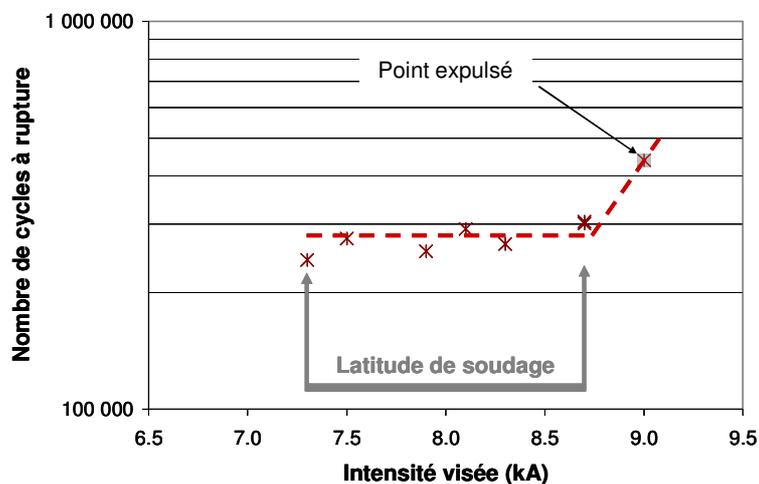


Figure III-21 Evolution de la durée de vie en fonction de l'intensité de soudage selon les conditions préconisées par la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO04] pour une épaisseur de 1,5 mm et appliquées à un substrat de 1,2 mm

Un plateau de durée de vie est constaté sur la latitude de soudage. L'apparition de l'expulsion entraîne là encore une amélioration du nombre de cycles. L'intensité n'a donc pas d'influence sur une plage de valeurs qui se situent au niveau du domaine de soudabilité quels que soient les paramètres de soudage fixés. Par la suite, pour les autres conditions de soudage, les latitudes ne sont pas connues, mais nous retiendrons l'hypothèse que la durée de vie atteint un plateau.

4.2. Influence de l'effort de soudage

La variation de l'effort de soudage a été étudiée pour un cycle de 14 périodes de soudage et 14 périodes de maintien, et pour des électrodes de type TH8. L'évolution des nombres de cycles à rupture pour 3 efforts appliqués en fonction de l'intensité visée (400, 600 et 800 daN) est présentée figure III-22. Pour ces efforts, les latitudes de soudage ne sont pas connues. Cependant, la variation de l'effort de soudage décale les bornes des domaines (chapitre II-2). Pour ces trois efforts, l'augmentation de l'intensité implique une amélioration de la tenue en fatigue. Un plateau de durée de vie existe pour une certaine plage des valeurs d'intensité avant l'apparition de l'expulsion. Les valeurs moyennes des durées de vie associées à ces plateaux sont respectivement de 270 000, 330 000 et 470 000 cycles pour des efforts de 400, 600 et 800 daN.

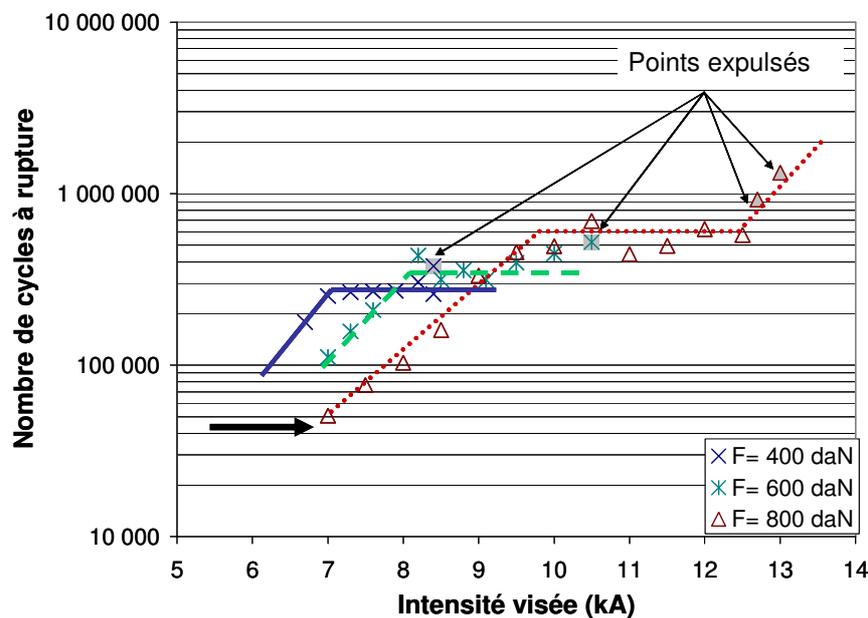


Figure III-22 Influence de l'effort sur le nombre de cycles à rupture, type d'électrode TH8, cycle de soudage C14

En conclusion, l'augmentation de l'effort de soudage implique une amélioration du nombre de cycles à rupture. Anastassiou [ANA 87] remarque l'influence de l'effort de soudage. Cependant, il note que cette influence est moins marquée que celle de l'intensité au niveau de l'endurance ainsi qu'aux durées de vie de l'ordre de 10^5 cycles. Aussi nos résultats sont en apparente contradiction avec ses observations. Il est important de noter que nous ne caractérisons pas le comportement de l'assemblage à l'endurance et que ses conclusions sont obtenues pour un acier doux avec des variations d'effort moins importantes.

4.3. Influence du cycle de passage du courant

La figure III-23 donne le nombre de cycles en fonction de l'intensité pour trois conditions de soudage différentes :

- C14: une séquence de 14 périodes,
- P2 : deux pulsations de 7 temps chauds et 2 temps froids ou " 2 x (7+2) ",
- P3 : trois pulsations de 7 temps chauds et 2 temps froids ou " 3 x (7+2) ".

Le cycle de passage du courant ne semble pas avoir d'influence.

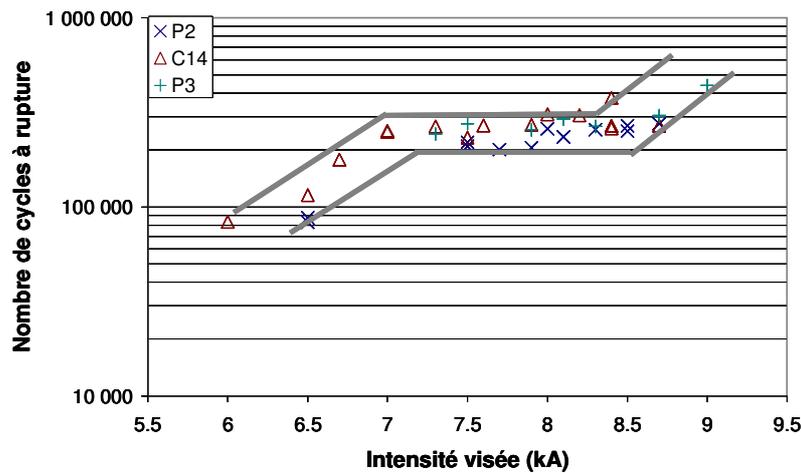


Figure III-23 Influence du cycle de passage du courant en fonction de l'intensité, électrode TH8, effort 400 daN

4.4. Influence du type d'électrode

Les électrodes se différencient par le diamètre de la face active. Les électrodes de type TH6 et TH8 sont caractérisées par des diamètres respectifs de 6 et 8 mm. La face active de l'électrode détermine le champ d'application de l'effort, le champ de passage du courant et contrôle aussi le refroidissement de l'assemblage.

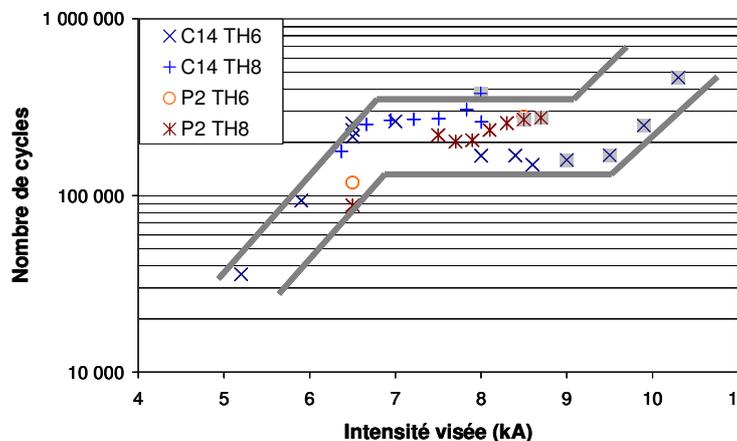


Figure III-24 Influence du type d'électrode sur le nombre de cycles à rupture pour la sollicitation de référence en fonction de l'intensité de soudage, pour des cycles C14 et P2, effort 400 daN.

La figure III-24 illustre le nombre de cycles à rupture en fonction de l'intensité de courant pour deux cycles de passage de courant C14 et P2, et pour un effort appliqué constant de 400 daN. Aucune différence notable de comportement en fatigue entre les deux types d'électrode n'est remarquée.

4.5. Influence du débit de refroidissement

Le refroidissement est étudié en vue de modifier les cinétiques de transformation au refroidissement, et donc de modifier les microstructures de trempe. Le refroidissement de l'assemblage est contrôlé par le diamètre de la face active de l'électrode, qui vient d'être étudié, le débit de refroidissement et la température de l'eau du circuit de refroidissement. Il n'est pas possible d'avoir accès à ce dernier paramètre. En revanche, l'influence de deux débits de refroidissement sur le nombre de cycles à rupture a été testée pour les cycles C14 et P2 (figure III-25).

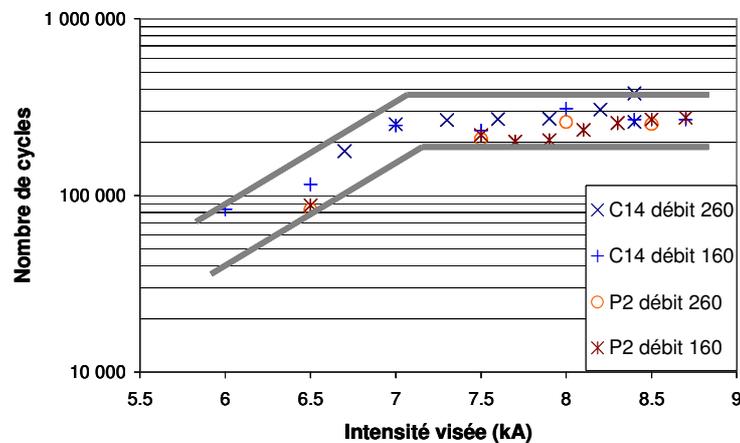


Figure III-25 Influence du débit de refroidissement des électrodes sur le nombre de cycles à rupture en fonction de l'intensité pour un cycle C14 et P2, électrode de type TH8, effort 400 daN

Le débit de refroidissement ne possède pas d'influence sur la tenue en fatigue de l'assemblage pour les conditions testées. Les variations du débit sont peut être trop faibles et le soudage sans refroidissement n'a pas été étudié, et ce pour deux raisons pratiques. Tout d'abord, la non-existence de refroidissement détériore les électrodes de soudage, ce qui a un impact sur la reproductibilité du procédé, que nous voulons éviter. Ensuite, pour des valeurs d'intensité élevées, les électrodes se soudent avec l'assemblage. Anastassiou [ANA 87] a réalisé ce type d'essai, pour une valeur d'intensité de milieu de latitude, sans sollicitation de fatigue. Il ne note aucune différence en terme de géométrie de ZF et de ZAT. Au niveau du champ de contraintes résiduelles peu de variations sont soulignées. Il impute cette diminution du champ de contraintes résiduelles à la variation de la température initiale de l'électrode : sans refroidissement, l'électrode s'échauffe avec le nombre de points.

4.6. Influence du post-chauffage ou " recuit machine "

Le recuit sur machine est préconisé dans la littérature comme un moyen de redistribution et de relaxation des contraintes résiduelles, lequel est associé à un adoucissement de la structure de trempe. La détermination des conditions d'un recuit nécessite de connaître la structure obtenue en fonction de la température et du temps de maintien. Dans le cas du post-chauffage appelé abusivement "recuit machine", le cycle de passage du courant est appliqué après le cycle classique de soudage. Le cycle de température n'est donc, ni isotherme, ni homogène et est piloté par l'intermédiaire de l'intensité délivrée. Deux paramètres permettent de contrôler le cycle de post-chauffage, il s'agit du temps et de l'intensité. Ils sont étudiés ici.

4.6.1. Influence du temps de post-chauffage

L'influence du temps de post-chauffage est ici étudiée pour une intensité visée de post-chauffage de 6,5 kA. Deux cycles de passage de courant C14 et P2 ont été étudiés dont l'intensité visée de soudage est de 8,6 kA. Aucune influence majeure n'est notée (figure III-26)

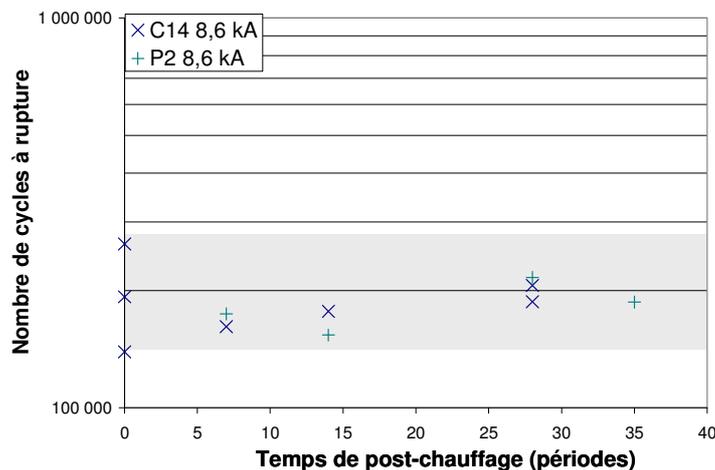


Figure III-26 Influence du temps de post-chauffage (Ivisée = 6,5 kA) sur le nombre de cycles à rupture pour les conditions C14 et P2 à une intensité visée de soudage de 8,6 kA, effort 400 daN, électrode de type TH6.

Ces observations sont en accord avec les résultats obtenus par Anastassiou [ANA 87]. En revanche, l'optimum de temps perçu par Sudo *et al.* [SUD 82], n'a pas été observé. L'intensité visée du post-chauffage n'est peut être pas assez importante pour modifier le champ de contraintes résiduelles.

4.6.2. Influence de l'intensité du post-chauffage

L'influence de l'intensité délivrée sur un cycle de post-chauffage est étudiée pour un temps de cycle de 28 périodes afin de s'assurer d'un temps assez long, après un cycle de soudage continu de 14 périodes (figure III-27). Là encore peu d'influence sur le nombre de cycles à rupture est observée. Seule une intensité de 8,6 kA semble améliorer la durée de vie par un facteur 2. Il s'agit peut être de la condition proche de l'optimum décrit par Sudo *et al.* [SUD 82].

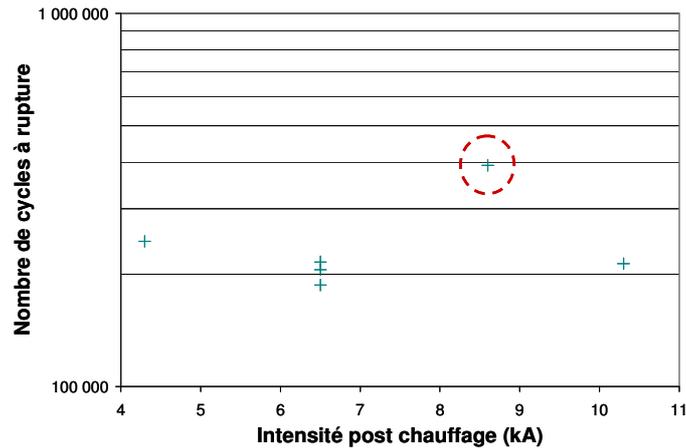


Figure III-27 Influence de l'intensité de post-chauffage ou recuit machine sur le nombre de cycles à rupture pour un cycle continu 14 + 14, électrode TH6, intensité visée 8,6 kA.

En conclusion, dans les conditions testées, le temps du cycle de post-chauffage ne semble pas avoir d'influence sur la durée de vie à rupture. En revanche, l'intensité de post-chauffage semble posséder une légère influence, mais trop peu d'essais ne nous permettent pas de conclure avec certitude. Elle fera l'objet d'investigations supplémentaires.

4.7. Influence du temps de maintien

Les conditions de soudage réalisées pour étudier l'influence du temps de maintien sont résumées dans le tableau III-3. Deux cycles de passage du courant ont été étudiés et, pour chacun d'entre eux, deux intensités de soudage.

Nom	Type d'électrode	Soudage (périodes)	Intensité visée (kA)	Effort (daN)
C14 7,5 kA	TH6	14	7,5	400
C14 8,6 kA	TH6	14	8,6	400
P2 6,4 kA	TH8	3 x (7+2)	6,4	450
P2 8,6 kA	TH8	3 x (7+2)	8,6	450

Tableau III-3 Résumé des conditions de soudage pour déterminer l'influence du temps de maintien

La figure III-28 représente le nombre de cycles à rupture pour le cycle C14 pour deux intensités. Un temps de maintien de 28 périodes semble favorable pour une intensité visée de soudage de 8,6 kA. Cependant lorsque l'on répète l'expérience, on remarque qu'il ne s'agit que d'une augmentation de la dispersion. Dans le cas d'une intensité visée de 7,5 kA, aucune influence n'est notée.

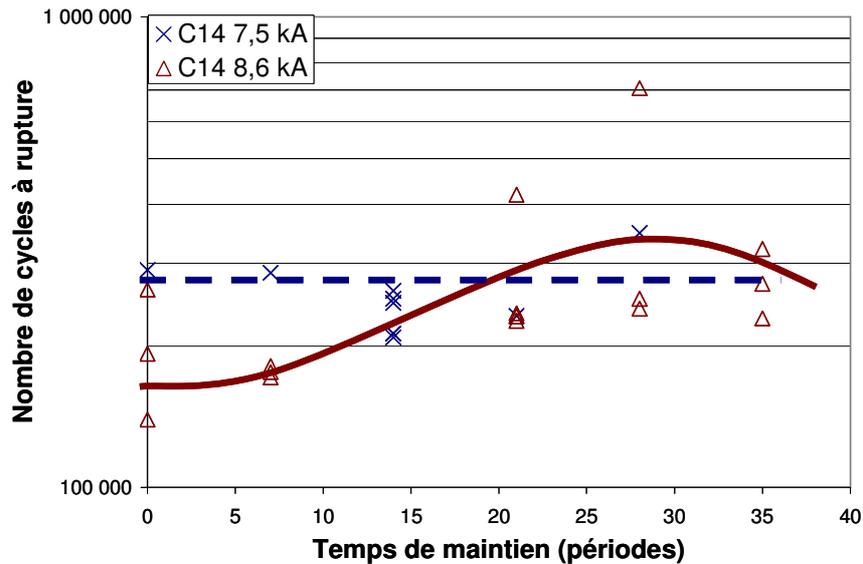


Figure III-28 Influence du temps de maintien sur le nombre de cycles à rupture pour le cycle C14 pour deux intensités visées de soudage, électrodes de type TH6, effort 400 daN.

Pour le cycle P2, un temps de maintien long semble être bénéfique pour une intensité visée de 8,6 kA (figure III-29). Une non rupture est observée pour un temps de maintien de 21 périodes.

Lorsque l'expérience est répétée (figure III-29 P2, 8,6 kA bis), une augmentation de la valeur moyenne du nombre de cycles à rupture est effectivement constatée. L'estimée de la moyenne du nombre de cycles pour 6 éprouvettes est de 340 000 cycles, mais c'est au détriment de son intervalle de confiance à 95% qui est de 260 000 cycles.

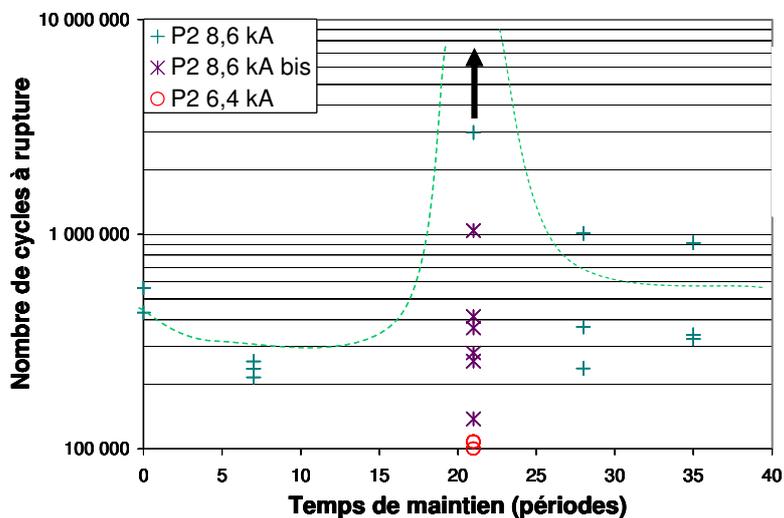


Figure III-29 Influence du temps de maintien sur le nombre de cycles à rupture pour la condition P2 selon différentes intensités de soudage, électrodes TH6, effort de 400 daN

En conclusion, l'augmentation du temps de maintien peut introduire une augmentation du nombre de cycles à rupture mais augmente aussi de manière considérable les dispersions de fatigue. Aussi ce bon comportement est à relativiser. Nous cherchons des conditions de soudage qu'il est possible de répéter et qui ne dépendent pas d'une optimisation donnée des conditions de soudage pour un type de substrat. Ce n'est pas le cas de ces conditions.

4.8. Conclusion

Les conclusions apportées par ces essais sont surprenantes : malgré le nombre de conditions de soudage testées, peu de variations de durée de vie sont observées (figure III-29). Pour la sollicitation en fatigue de référence, 80 % des durées de vie sont comprises entre 150 000 et 600 000 cycles. En se rapportant à la courbe de référence, cet écart en nombre de cycles équivaut à environ 500 N en effort maximum.

Seules 9 éprouvettes ont des durées de vie à rupture supérieures à 600 000 cycles. Elles sont caractérisées soit par le phénomène d'expulsion, soit par des efforts de soudage important (800 daN) ou encore un temps de maintien long. Dans ce dernier cas, c'est au détriment d'une augmentation des dispersions et ce comportement n'est pas répétable. Vingt-deux conditions de soudage aboutissent à des durées de vie inférieures à 150 000 cycles. Ces éprouvettes sont caractérisées par des ruptures en plan de joint, qui correspondent à des diamètres de point peu importants et des intensités de soudage faibles.

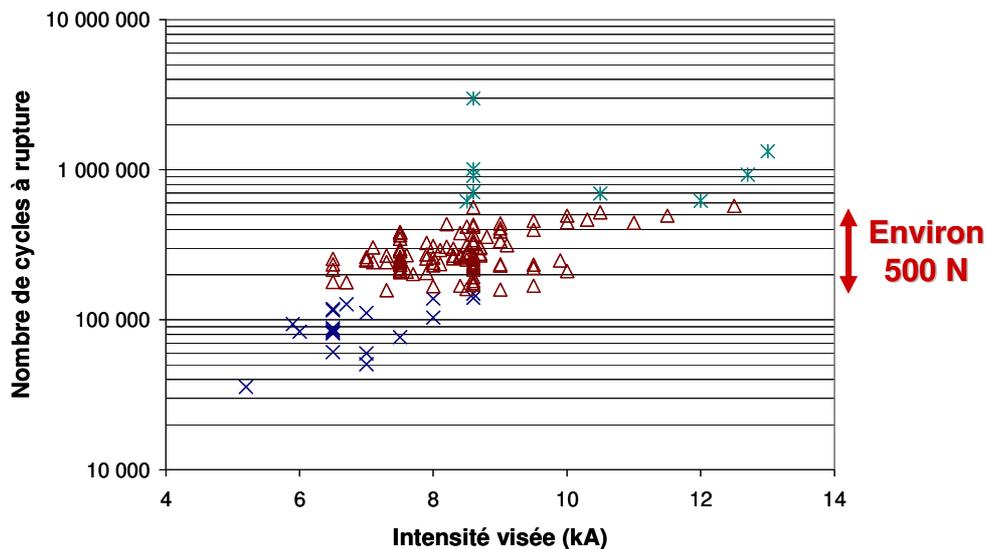


Figure III-30 Intégralité des durées de vie obtenues toutes conditions de soudage confondues

Dans les conditions testées et les plages de variations explorées, le débit de refroidissement des électrodes, le type d'électrode, le cycle de passage de courant, ainsi que le temps de cycle de post-chauffage ne semblent pas avoir d'influence majeure. Pour une certaine plage de variation de l'intensité, correspondant à la latitude de soudage, la durée de vie est stable malgré l'augmentation du diamètre de point.

L'augmentation du temps de maintien semble améliorer la tenue en fatigue au détriment de la dispersion. Seule l'augmentation de l'effort de soudage améliore la durée de vie en fatigue mais dans de faibles proportions, ainsi qu'une condition d'intensité du post-chauffage.

5. Influence du post-chauffage ou "recuit machine"

Le post-chauffage a une incidence favorable quant à la tenue du point soudé aussi bien pour une sollicitation monotone qu'une sollicitation de fatigue du fait d'une diminution de la dureté du noyau, d'une amélioration de la ductilité du point et d'une redistribution favorable des contraintes résiduelles [LAM 89]. Il produirait un adoucissement de la structure et un affinement du grain. Sudo *et al.* [SUD 82] montrent l'existence d'un optimum du temps de cycle pour la tenue en fatigue. De plus, à la section 4, une tendance à l'amélioration des propriétés de fatigue a été constatée. Les essais sont approfondis dans cette section pour confirmer ou non ces résultats.

5.1. Définition des cycles de soudage

Nous étudions ici l'influence du cycle de post-chauffage sur deux cycles de passage de courant. Ces quatre conditions de soudage servant à cette étude sont rappelées dans le tableau III-4. Les schémas associés à ces conditions et leurs représentations graphiques symboliques sont illustrés figure III-31. L'effort de 400 daN est appliqué par des électrodes de type TH6. Le cycle de post-chauffage est réalisé après un temps de maintien de 35 périodes afin de s'assurer que l'assemblage est suffisamment refroidi. Nous négligeons ici l'influence du temps de maintien sur la tenue en fatigue de l'assemblage (section 4). L'intensité de post-chauffage est identique à l'intensité de soudage.

Nom	Cycle de soudage (périodes)	Intensité efficace de soudage (kA)	Maintien (périodes)	Post chauffage (périodes)	Intensité efficace post-chauffage (kA)
C14	14	7,2	14	0	0
C14 PC	14	7,2	35	14	7,2
P3	3x(7+2)	7,2	14	0	0
P3 PC	3x(7+2)	7,2	35	14	7,2

Tableau III-4 Conditions de soudage pour l'influence du cycle de post-chauffage, électrodes de type TH6, effort de 400 daN

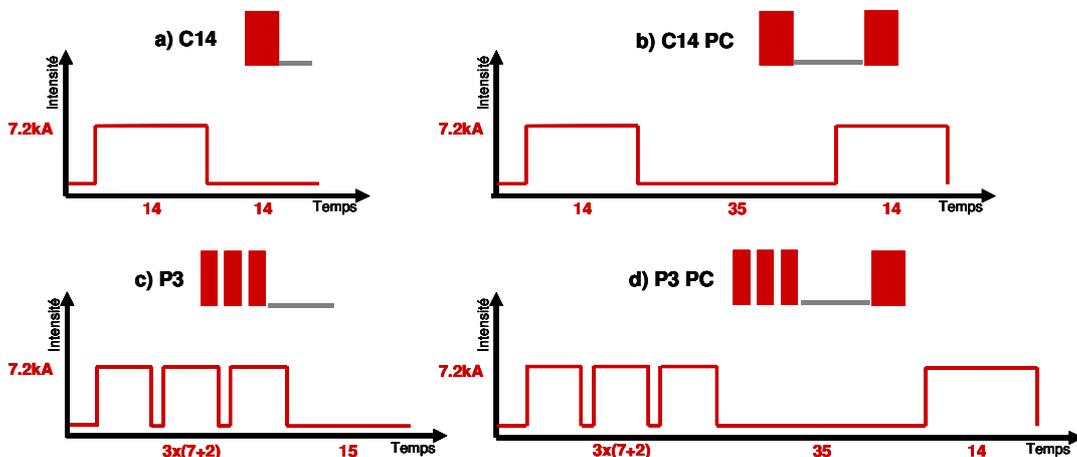


Figure III-31 Conditions de soudage, schéma et noms associés

5.1.1. Influence du post-chauffage sur la géométrie de l'assemblage

Les caractéristiques géométriques des assemblages sont résumées dans le tableau III-5. Une étude interne à ArcelorMittal donne une incertitude de $\pm 0,3$ mm sur la mesure des diamètres par identification micrographique. L'application d'un cycle de post-chauffage ne modifie en rien le diamètre de zone fondue et le diamètre de couronne. De plus, les profils des fonds d'entailles où se produit la fissuration de fatigue sont schématisés. Lorsque l'ancien plan de joint est visible, il est indiqué par des pointillés à titre indicatif sur l'état de la zone de couronne. La géométrie des fonds d'entaille reste inchangée par le cycle de post-chauffage.

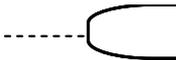
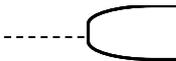
Condition de soudage	Diamètre de zone fondue (mm)	Diamètre de couronne (mm)	Schéma de la géométrie des fonds d'entaille	
C14	5,4 \pm 0,3	6,5 \pm 0,3		
C14 PC	5,8 \pm 0,3	6,8 \pm 0,3		
P3	5,2 \pm 0,3	6,5 \pm 0,3		
P3 PC	5,4 \pm 0,3	6,8 \pm 0,3		

Tableau III-5 Diamètres de zone fondue et diamètres de couronne et schématisation des fonds d'entailles

L'observation métallographique après attaque Béchet-Beaujard (figure III-32) permet de montrer qu'il y a eu une nouvelle fusion du point avec le cycle de post-chauffage.

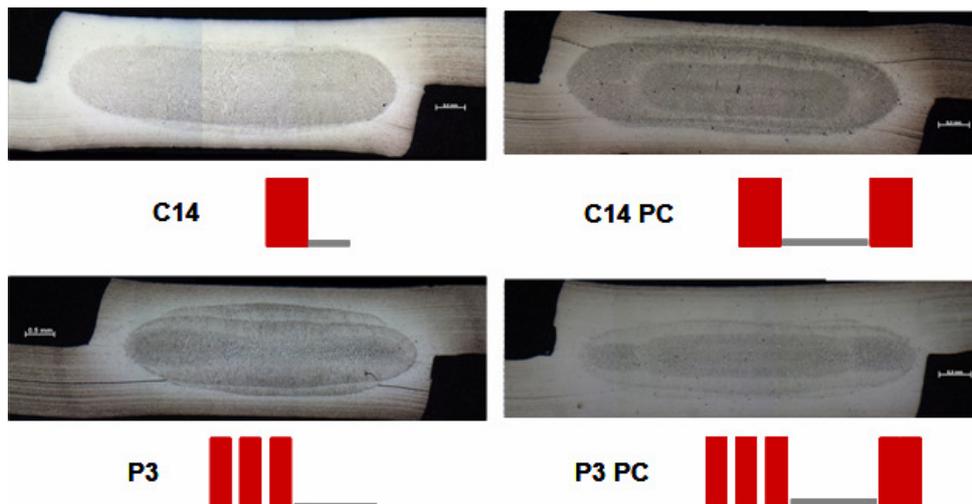


Figure III-32 Coupe transversale des points après attaque Béchet-Beaujard

5.1.2. Tenue mécanique

Les tenues mécaniques sous sollicitation monotone de traction en croix et de traction-cisaillement sont caractérisées à l'aide de 3 éprouvettes. L'application d'un cycle de post-chauffage entraîne une nette amélioration de la tenue mécanique sous sollicitation de traction en croix (figure III-33-a), particulièrement marquée pour un cycle P3 (+2000 N). En revanche, la tenue mécanique en TC n'est pas modifiée pour les deux cycles de passage du courant testés (figure III-33-b).

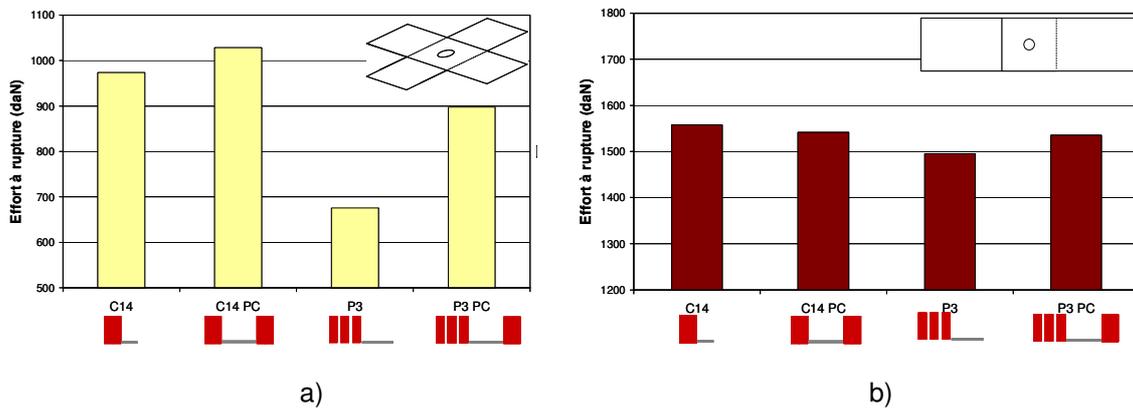


Figure III-33 Tenue mécanique sous sollicitation monotone a) en sollicitation de traction en croix b) en sollicitation de traction-cisaillement

5.2. Résultats de fatigue

Afin d'obtenir une bonne estimation de la durée de vie, cinq éprouvettes sont testées par condition de soudage. Les essais de fatigue s'effectuent avec la sollicitation de référence (section 2) et sont instrumentés avec la MDP. La répartition des nombres de cycles est supposée logarithmique-normale. Les estimées des moyennes des différentes étapes de l'endommagement par fatigue sont représentées dans la figure III-34. Le cycle de soudage semble posséder une influence sur la durée de vie de l'assemblage et notamment sur la phase d'amorçage. Cependant, n'étant pas l'objet de cette section, cet effet sera étudié ultérieurement. En revanche, à cycle de soudage identique, l'application d'un cycle de post-chauffage ne modifie pas la durée de vie à rupture de l'assemblage ni son étape intermédiaire qu'est l'amorçage.

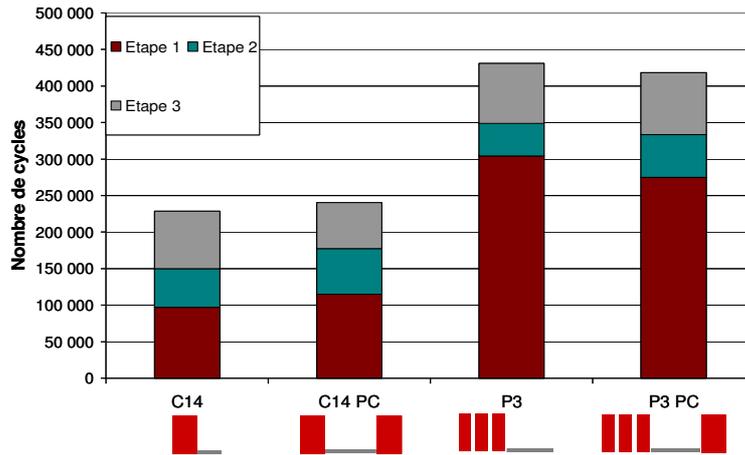


Figure III-34 Estimée des moyennes des différentes étapes de durée de vie pour des conditions de soudage avec ou sans post-chauffage

L'intervalle de confiance à 95 % de l'étape d'amorçage pour les 4 conditions de soudage est représenté sur la figure III-35. Les intervalles de confiance des couples C14 et C14 PC d'une part, P3 et P3 PC d'autre part, se chevauchent. Aussi, avec une confiance de 95 %, les couples de séries ne sont pas différents en valeur moyenne. Les mêmes conclusions sont obtenues à l'issue d'une analyse statistique identique réalisée sur le nombre de cycles de macro propagation.

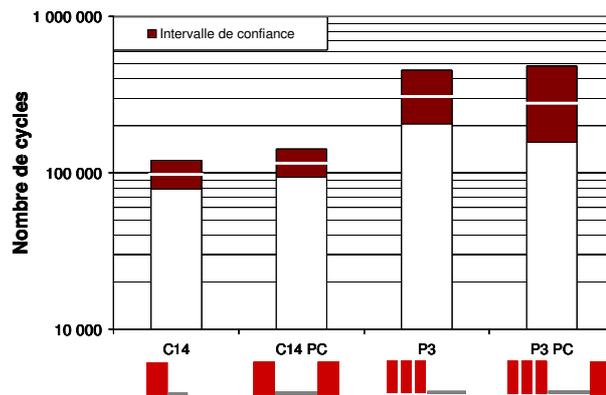


Figure III-35 Intervalle de confiance à 95 % de l'étape d'amorçage de fissure

Les zones principales d'amorçage (figure III-36) montrent que l'amorçage de fissure se produit en GFZAT pour les conditions C14 et C14 PC et en GGZAT pour les conditions P3 et P3 PC. Ainsi, les mécanismes d'amorçage de fissure sont identiques au sein de chaque couple de conditions.

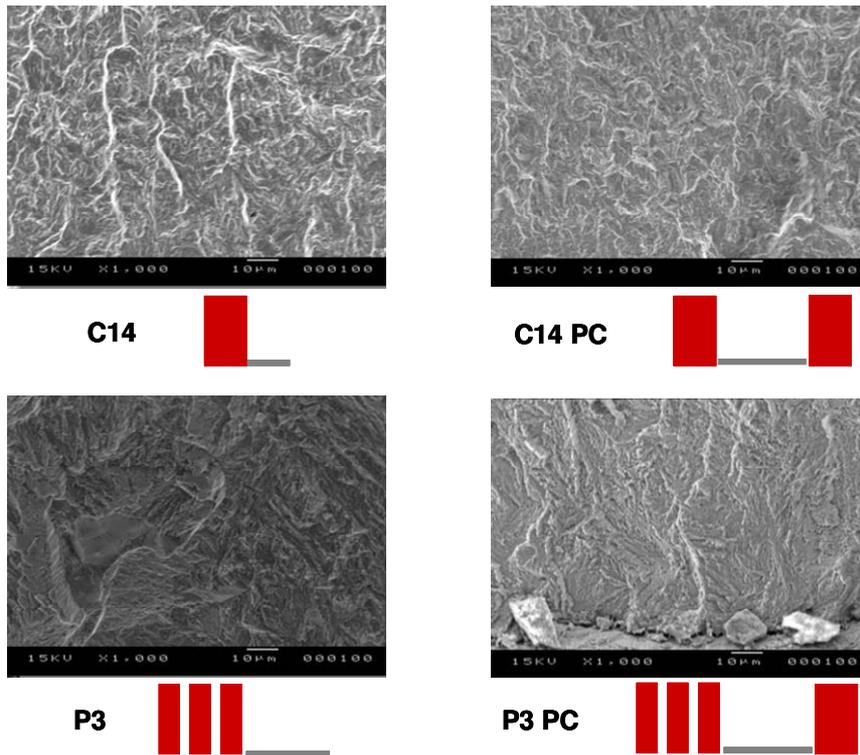


Figure III-36 Clichés MEB des zones d'amorçage principales (x1000)

5.3. Conclusion

Pour les conditions de soudage testées (C14 et P3), l'application d'un cycle de post-chauffage améliore la tenue mécanique monotone en traction en croix des assemblages. Cependant, la tenue en fatigue de l'assemblage n'est aucunement modifiée. Les mécanismes d'amorçage de fatigue sont identiques avec et sans cycle de post-chauffage. Ces résultats sont en accord avec les résultats de fatigue obtenus par Anastassiou dans sa thèse [ANA 87] sur des assemblages d'épaisseur 0,8 mm en acier extra-doux.

6. Influence de l'effort

A la section 4 de ce chapitre, nous avons constaté que l'augmentation de l'effort de soudage conduit à une amélioration de la durée de vie. Pour expliquer ce phénomène, l'hypothèse suivante est avancée : lors du refroidissement de l'assemblage, un effort important peut réduire les contraintes de traction liées à la contraction thermique ou peut même induire des contraintes de compression. Les essais précédents ne nous permettent pas de conclure sur cette hypothèse étant donné que l'étape de chauffage est fortement influencée par la pression des électrodes.

Aussi, nous proposons tout d'abord d'approfondir les résultats obtenus en appliquant un effort plus important sur l'intégralité de la séquence de soudage, puis afin de mesurer l'effet de l'effort sur la tenue en fatigue, une valeur encore plus importante de ce paramètre a été appliquée dès l'arrêt du passage du courant. Dans ce cas il s'agit du forgeage.

6.1. Influence de l'effort au cours de la séquence de soudage

6.1.1. Description et caractérisation des conditions de soudage étudiées

Deux conditions de soudage différentes sont réalisées, elles sont schématisées sur la figure III-37.

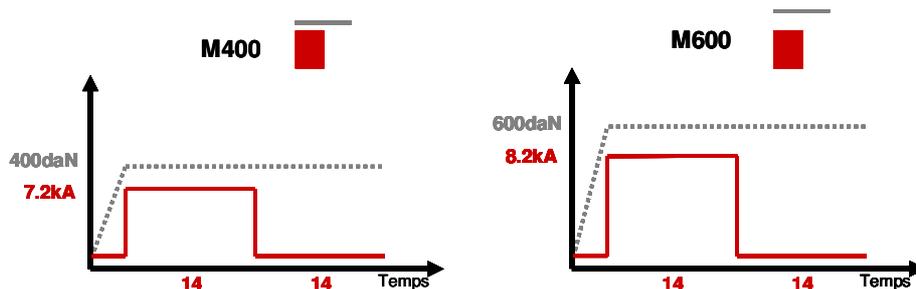


Figure III-37 Description des conditions de soudage appliquées et schématisation associée

La condition de soudage notée " M400 " correspond à la condition de soudage de référence définie par la procédure (section 1), l'effort est fixé à 400 daN. L'effort appliqué par les électrodes dans le cas de la condition " M600 " est de 600 daN. L'intensité visée pour cette condition a été augmentée pour compenser la diminution de la résistance de contact.

La condition M600 possède un diamètre de zone fondue et un diamètre de couronne légèrement supérieurs à ceux mesurés pour la condition M400. Cette différence n'est pas significative au regard des incertitudes de mesures (tableau III-6). En revanche, les formes de fond d'entaille sont différentes (tableau III-7). L'écartement entre les tôles est plus important pour la condition M600 en raison d'une indentation plus marquée.

Condition de soudage	Diamètre de zone fondue (mm)	Diamètre de couronne (mm)
M400	5,4 ±0,3	6,6 ±0,3
M600	5,6 ±0,3	7,1 ±0,3

Tableau III-6 Diamètres de zone fondue et de couronne mesurés sur des coupes transversales du point

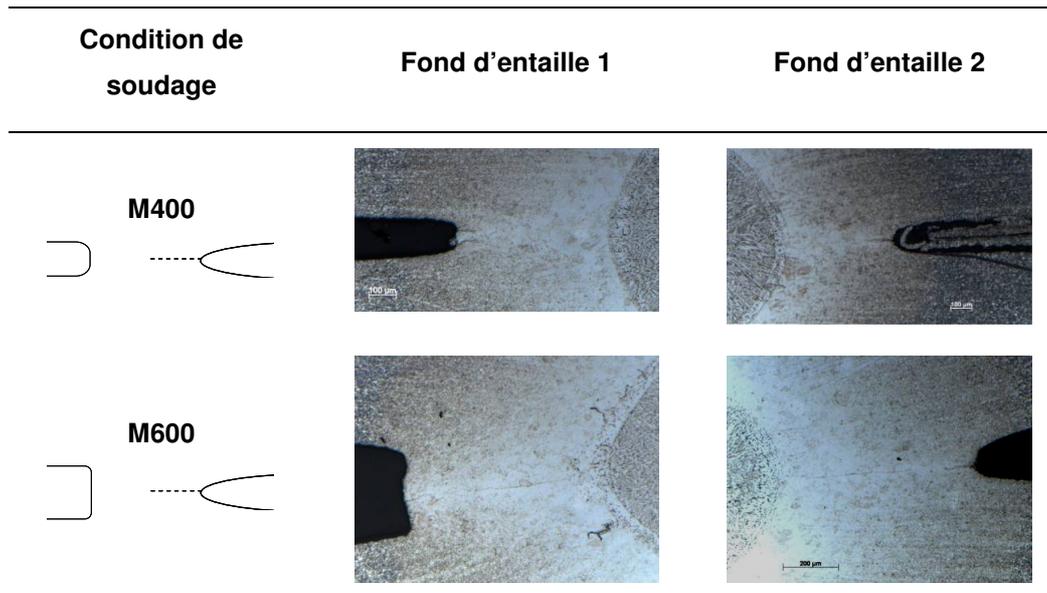


Tableau III-7 Clichés au microscope optique des fonds d'entaille des différentes conditions de soudage étudiées avec leur schématisation associée

Pour les deux modes de sollicitation monotone, l'augmentation de l'effort sur la séquence de soudage implique une meilleure tenue mécanique (figure III-38).

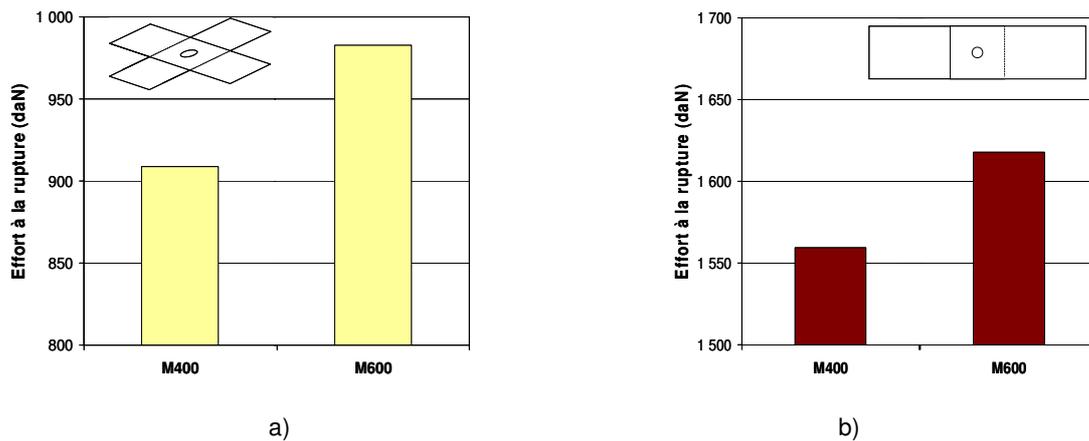


Figure III-38 Tenue mécanique monotone sous sollicitation de a) traction en croix, b) traction-cisaillement

6.1.2. Résultats de fatigue

6.1.2.a. Analyse du nombre de cycles

Afin d'obtenir une bonne estimation des nombres de cycles, cinq éprouvettes par condition ont été testées en fatigue sous la sollicitation de référence (effort maximum de 3000 N, rapport de charge égal à 0,1, fréquence de 30 Hz). Les estimées de moyenne des différentes étapes de durée de vie sont représentées selon une échelle linéaire (figure III-39-a). Une augmentation de 130 000 cycles à rupture est constatée entre les conditions M400 et M600. Ces résultats sont cohérents avec les observations avec la section 4-2 obtenues avec un autre type d'électrodes. L'amélioration de la durée de vie totale provient d'une amélioration de l'amorçage. L'étape de macropropagation reste constante : les intervalles de confiance à 95 % des conditions M400 et M600 se chevauchent (figure III-39-b). Les estimées de moyenne ne peuvent pas être considérées comme statistiquement différentes pour ce niveau de confiance.

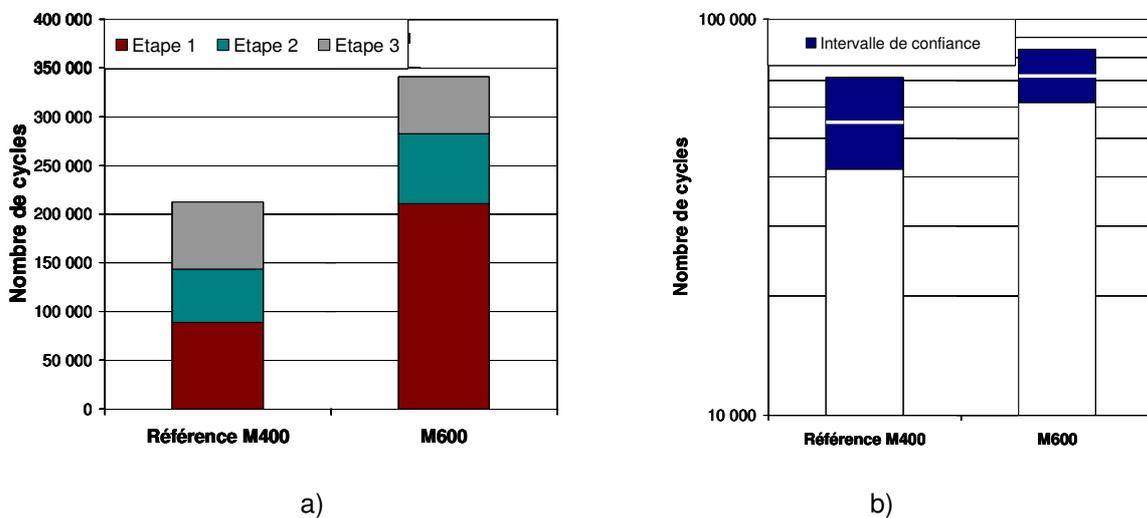


Figure III-39 a) Estimations des moyennes des différentes étapes de durée de vie, b) Intervalle de confiance à 95% pour l'étape 2 de macropropagation (l'estimée de la valeur moyenne est symbolisée par un trait blanc)

En revanche, en considérant l'étape d'amorçage et son intervalle de confiance à 95 % (figure III-40), les intervalles de confiance sont dissociés et 110 000 cycles différencient les durées de vie à l'amorçage de ces deux séries.

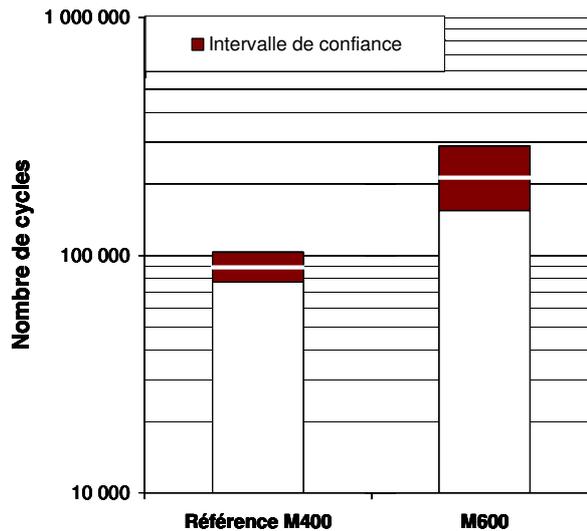


Figure III-40 Intervalles de confiance à 95% pour l'étape d'amorçage de fissure, (l'estimée de la valeur moyenne est symbolisée par un trait blanc)

Ainsi, l'augmentation de l'effort sur la séquence de soudage implique un meilleur comportement en fatigue grâce à une augmentation de la durée de l'étape d'amorçage.

6.1.2.b. Analyse des mécanismes

Pour les fonds d'entaille, les clichés MEB (tableau III-8) confirment les observations métallographiques précédentes (tableau III-7). Dans les deux cas, l'amorçage de fissure se produit au niveau du congé de fond d'entaille. Les zones d'amorçage principales (ZAP) sont toutes caractérisées par des détails fins qui laissent supposer une microstructure sous-jacente fine de type GFZAT. Néanmoins, la comparaison des ZAP montre que le faciès des échantillons M400 est légèrement plus grossier que celui des échantillons M600. Les observations métallographiques (tableau III-9) sont en accord avec ces observations et montrent que la fissure s'est amorcée en GFZAT près de la frontière entre la GGZAT et la GFZAT pour la condition M400. En haut de cassure, les faciès sont similaires, la fissure a traversé la GFZAT.

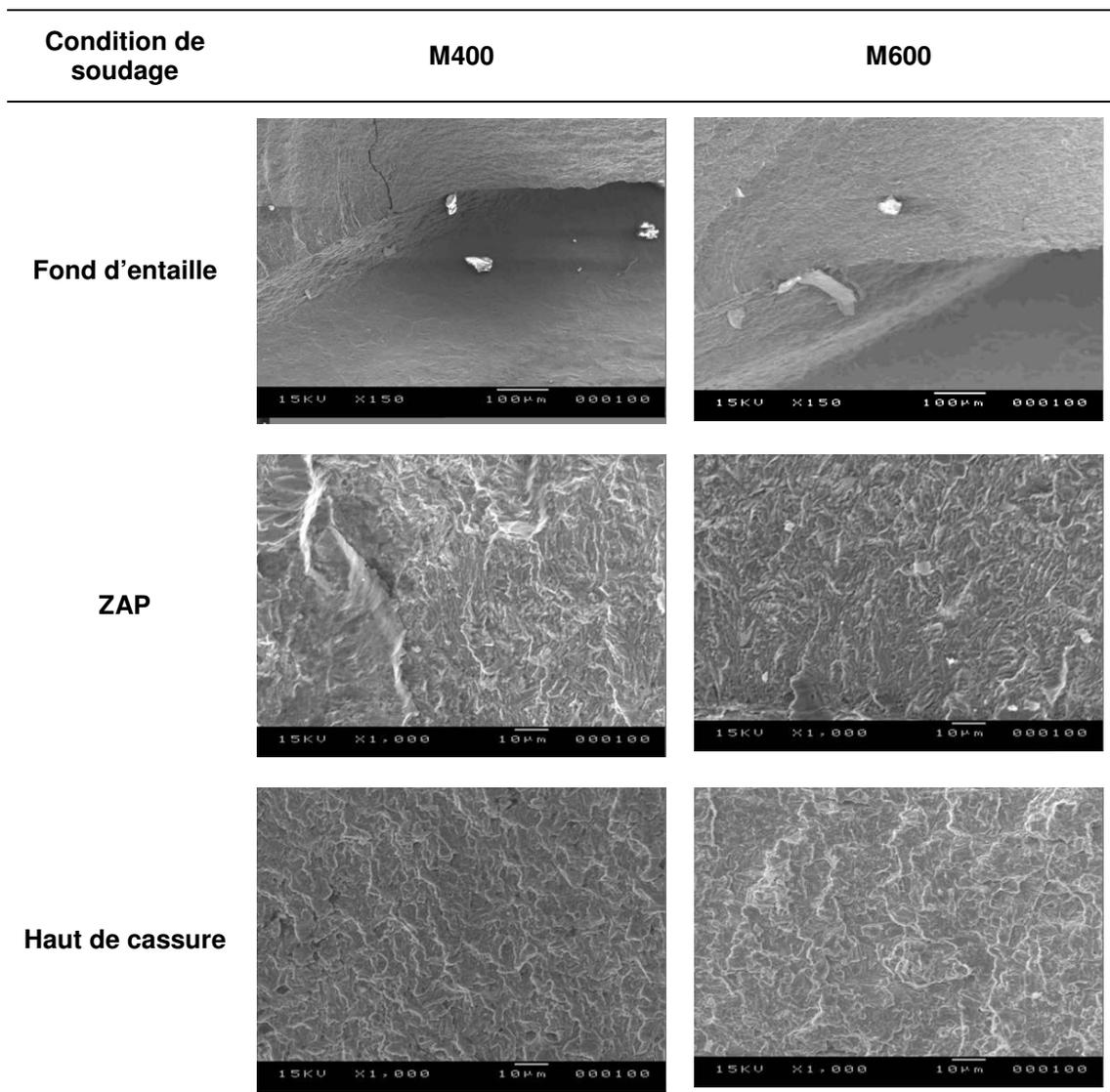


Tableau III-8 Clichés MEB du fond d'entaille, de la zone d'amorçage principale et du haut de cassure pour les deux conditions de soudage M400 et M600

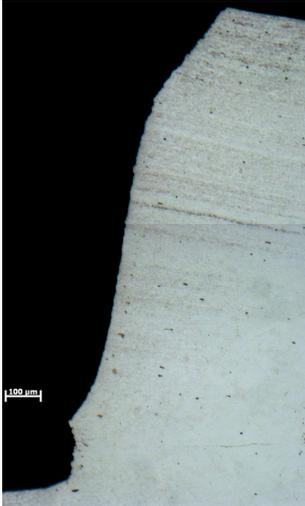
Condition de soudage	M400	M600
Vue macroscopique		
Fond d'entaille		
Fond d'entaille		

Tableau III-9 Clichés des échantillons rompus par fatigue après attaque Béchet-Beaujard : vue macroscopique et zones de fissuration à partir du fond d'entaille

6.2. Influence de l'effort sur l'étape de forgeage

Deux conditions de soudage font l'objet d'investigations. Nous conservons la condition M400 déjà présentée dans la première partie de cette section. Une nouvelle condition de soudage notée F600 est définie. L'effort appliqué par les électrodes est augmenté pendant l'étape dite de forgeage (figure III-41). Lors du passage du courant (cycle de soudage), les conditions de soudage M400 et F600 sont identiques. La résistance de contact n'est donc pas modifiée : le développement de la zone fondue est donc similaire à la dispersion de l'opération de soudage près.

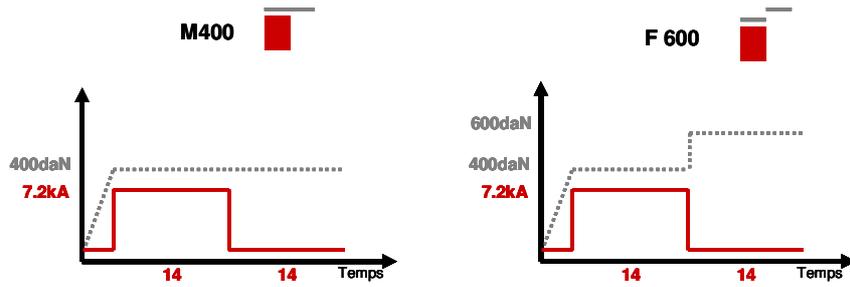


Figure III-41 Description des conditions de soudage effectuées et schématisation associée

6.2.1. Caractérisation des assemblages obtenus

Que ce soit en termes de diamètre de zone fondue, de diamètre de couronne (tableau III-10) ou encore de forme de fond d'entaille (tableau III-11), aucune influence particulière du forgeage n'est notée.

Condition de soudage	Diamètre de zone fondue (mm)	Diamètre de couronne (mm)
M400	5,4 ±0,3	6,6 ±0,3
F600	5,7 ±0,3	6,8 ±0,3

Tableau III-10 Diamètres de zone fondue et de couronne mesurés sur des coupes transversales du point

Condition de soudage	Fond d'entaille 1	Fond d'entaille 2
<p>M400</p> 		
<p>F600</p> 		

Tableau III-11 Clichés des fonds d'entaille des différentes conditions de soudage étudiées et schématisation associée

Les comportements mécaniques monotones sous sollicitation de traction en croix et de traction-cisaillement sont représentés figure III-42. Aucune différence significative de la tenue mécanique n'est constatée entre les conditions M400 et F600 pour les deux modes de sollicitation.

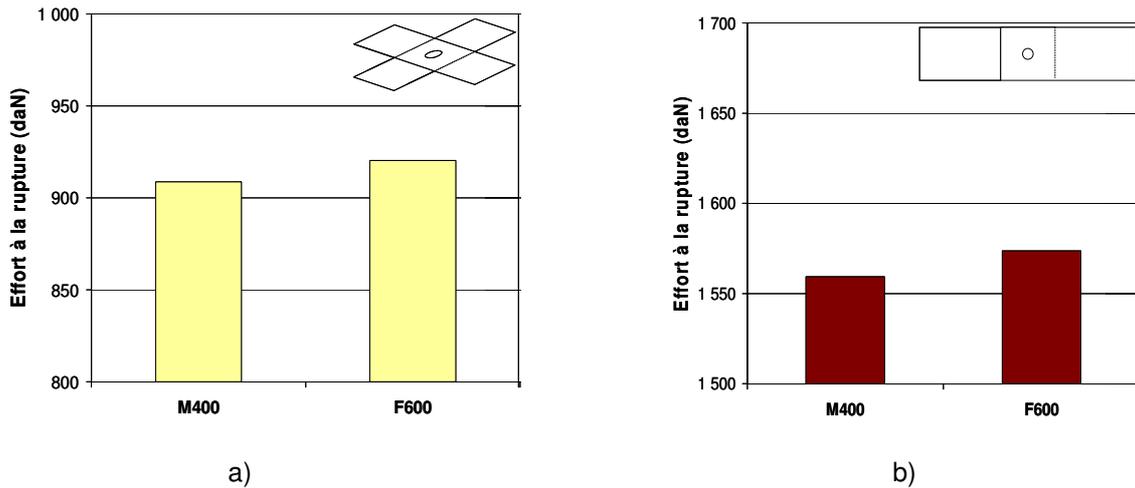


Figure III-42 Tenue mécanique monotone sous sollicitation a) de traction en croix , b) de traction-cisaillement

L'augmentation de l'effort appliqué par les électrodes à l'arrêt du passage du courant ne possède pas de conséquence ni sur la géométrie de l'assemblage, ni sur son comportement en sollicitation monotone.

6.2.2. Analyse du comportement en fatigue

Pour chacune de ces deux conditions de soudage, cinq éprouvettes sont testées en fatigue sous la sollicitation de référence (effort maximum de 3000 N, rapport de charge 0,1, fréquence 30 Hz). Les estimées de moyennes des différentes étapes de durée de vie sont représentées dans la figure II-43-a. Les estimées de moyennes du nombre de cycles à rupture sont de 210 000 cycles pour les deux conditions. Les estimées de moyennes du nombre de cycles à l'amorçage sont aussi identiques et leur intervalles de confiance à 95 % se chevauchent (figure III-43-b). La même analyse a été effectuée sur le nombre de cycles en macropropagation et les conclusions sont identiques.

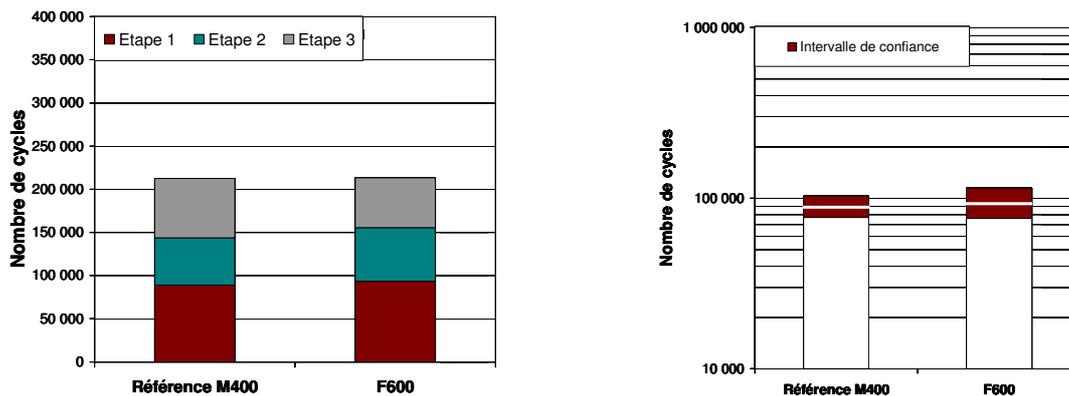


Figure III-43 a) Estimée des moyennes des différentes étapes de durée de vie, b) Intervalle de confiance à 95% pour l'étape d'amorçage de fissure

L'observation au MEB du fond d'entaille, de la ZAP et du haut de cassure montre des scénarii d'endommagement identiques. La fissure s'amorce au niveau du congé du fond d'entaille en GFZAT, proche de la limite avec la GGZAT. La fissure traverse ensuite la GFZAT.

6.3. Conclusion

Une étude de l'influence de l'effort appliqué par les électrodes au cours de la séquence de soudage a été menée. L'augmentation de l'effort sur la totalité de la séquence de soudage est favorable au comportement mécanique sous sollicitation monotone et cyclique. L'amélioration de la durée de vie totale provient de l'accroissement de l'étape d'amorçage. Elle s'effectue toujours dans des zones similaires. Il est probable que lors du refroidissement de l'assemblage, une augmentation de l'effort appliqué par les électrodes modifie les transformations de phases, ainsi que l'état du champ de contraintes résiduelles de soudage par limitation de l'effet de contraction thermique.

Une valeur plus importante de l'effort à l'arrêt du passage du courant (étape de forgeage), n'entraîne pas de variation significative de la tenue mécanique et du comportement en fatigue de l'assemblage de traction-cisaillement. Ce résultat est valable aussi bien pour la durée de vie que pour le mécanisme d'endommagement par fatigue. L'amorçage de fissure s'effectue, en effet, dans les mêmes zones microstructurales. La structure primaire n'est influencée en fait que par l'historique thermomécanique de l'étape de chauffage de l'assemblage.

Nous avons vu au chapitre II-3 que le chauffage de l'assemblage se produit au début de l'étape de soudage (id est application de l'intensité) et que la zone fondue commence à se solidifier alors que le courant électrique passe encore. Il est donc fort probable que l'augmentation de l'effort, appliqué à l'arrêt du passage du courant, s'effectue beaucoup trop tard pour avoir une quelconque influence au niveau de l'assemblage puisqu'il est déjà partiellement solidifié et que sa température est déjà abaissée.

Pour des raisons d'efficacité, il est primordial que l'augmentation de l'effort soit appliquée dès le début du refroidissement de l'assemblage. Or cet événement ne coïncide pas avec la fin du passage du courant (chapitre II-3). Pour une meilleure appréhension du phénomène et vérifier cette hypothèse, l'étude d'un forgeage anticipé pourrait être envisagée. Cette étude n'a pas été réalisée étant donné la difficulté de réalisation sur la machine à souder utilisée et aussi dues à l'apparition du phénomène d'expulsion.

7. Influence du cycle de passage de courant

Dans cette section nous cherchons à comprendre l'influence de la forme du cycle de passage de courant ainsi que l'influence du temps de passage du courant. Dans la section 4, aucune influence du cycle de soudage n'a été relevée. Cependant, l'observation de la formation du noyau fondu au chapitre II, a révélé des mécanismes de formation bien différents. Nous cherchons ici à étudier leur influence en terme de comportement en fatigue.

7.1. Conditions d'essais

Nous étudions ici les comportements en fatigue pour deux formes de cycles : un cycle de soudage en un seul train d'ondes ou " continu " et un cycle de soudage par multiples pulsations ou " pulsé ". Le temps de soudage fait aussi l'objet d'une investigation propre.

7.1.1. Description des cycles de soudage

Huit conditions de soudage ont été réalisées, elles sont schématisées dans la figure III-4. Les électrodes sont de type TH6 et appliquent un effort de 400 daN. L'intensité visée correspond à celle identifiée par la procédure de soudage, c'est celle du milieu de domaine de soudabilité de l'ordre de 7,2 kA. Les différents cycles de soudage sont décrits dans le tableau III 13.

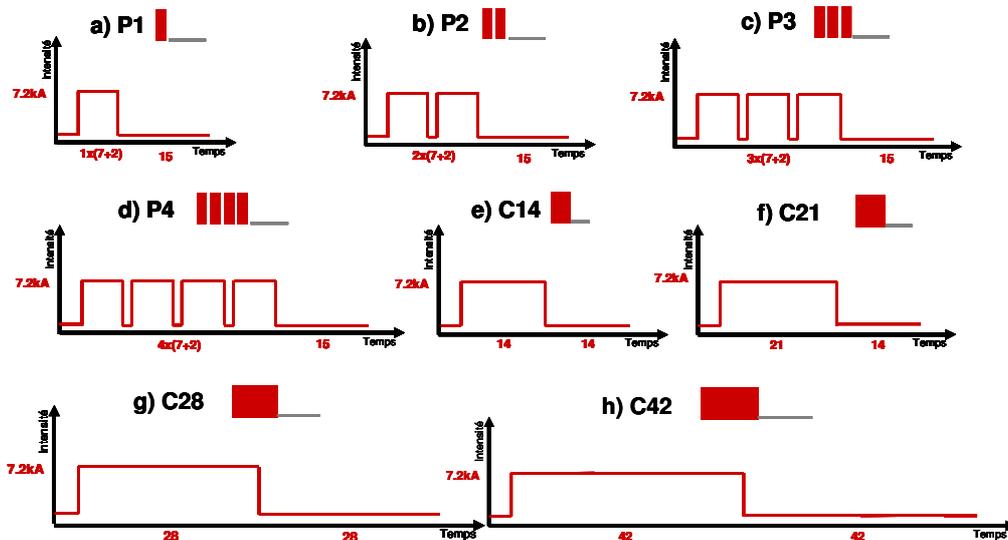


Figure III-44 Description des conditions de soudage retenues et schématisation associée

La condition C14 correspond encore une fois à la condition de soudage que nous considérons comme la référence puisqu'il s'agit de celle préconisée par la norme ISO 18278-2 :2004. Les conditions de préfixe " C " correspondent à des cycles de passage du courant en train d'ondes continu, la lettre C étant suivie du nombre de périodes appliquées. Les temps de maintien ne sont ici pas identiques, et ce afin de s'affranchir d'un plan d'expériences trop important. En effet, l'objectif de cette campagne d'essai n'est pas d'optimiser le cycle de soudage en terme de durée. Certains temps de maintien sont donc particulièrement importants afin de s'assurer que l'assemblage est totalement refroidi.

Les conditions de soudage correspondant à des cycles de passage de courant par pulsations (ou cycles pulsés), sont désignées par la lettre " P " suivie ensuite du nombre de pulsations. La pulsation élémentaire est formée de 7 périodes de temps chauds et de 2 périodes de temps froids, ce qui correspond, là encore, aux recommandations de la norme ISO 18278-2 :2004 pour une épaisseur de tôle de 1,5 mm.

Condition de soudage	Forme du cycle de courant	Cycle de soudage (périodes)	Temps de maintien (périodes)	Schématisation associée
C14	Continu	14	14	
C21	Continu	21	14	
C28	Continu	28	28	
C42	Continu	42	42	
P1	Pulsé	1x(7+2)	15	
P2	Pulsé	2x(7+2)	15	
P3	Pulsé	3x(7+2)	15	
P4	Pulsé	4x(7+2)	15	

Tableau III-13 Résumé des conditions de soudage et schématisation associée

7.1.2. Conditions et campagne de soudage

Afin de limiter les incertitudes introduites par l'opération de soudage (chapitre III-1), nous ne comparons que les éprouvettes issues d'une même campagne de soudage. Les résultats présentés sont issus de 3 campagnes de soudage. C'est à cette condition que sont obtenus des résultats indépendants des conditions de réalisation qui varient d'une campagne à l'autre et qui ne sont pas maîtrisées. Les conditions de soudage relatives aux trois campagnes de soudage sont :

- pour la première campagne : C14 v1, P1, P2 et P3 v1,
- pour la seconde : C14 v2, P3 v2, C21, C28, P4 et C42 v2
- pour la troisième : C14v3, C42v3

7.2. Caractérisation des assemblages

7.2.1. Formation de la zone fondue

Pour visualiser et analyser les structures de solidification, les observations métallographiques sont effectuées après attaque Béchet-Beaujard.

Sur les vues macroscopiques des éprouvettes soudées avec un cycle continu, la marque du front de solidification à l'arrêt du passage du courant est visible (figure III-45). Plus le nombre de périodes de soudage est important, plus la zone de fusion est petite jusqu'à être à peine perceptible (figure III-45 condition C42 v2). Dans ce cas, le noyau fondu s'est presque totalement solidifié à la fin du cycle. En terme de développement du noyau fondu, une asymétrie est notée. Elle est particulièrement remarquable pour des temps de soudage de 28 et de 42 périodes. Cette asymétrie peut s'expliquer par le désalignement des électrodes.

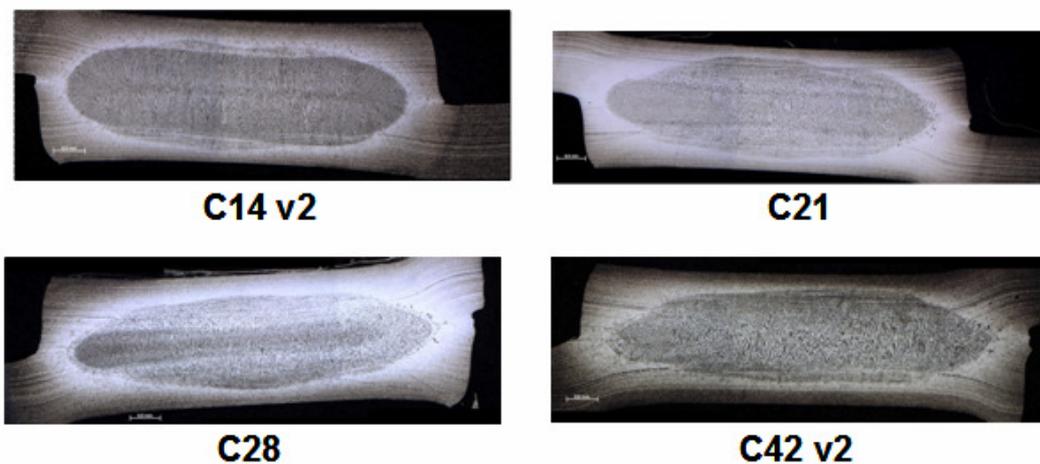


Figure III-45 Vues macroscopiques des éprouvettes soudées par cycle continu (deuxième campagne de soudage), le front de solidification à la fin du passage du courant apparaît clairement.

Pour les conditions de soudage par cycle pulsé, les différentes marques des pulsations apparaissent (figure III-46). Les zones fondues générées diminuent en pénétration avec l'augmentation du nombre de pulsations, jusqu'à devenir de forme annulaire (figure III-46 P3 v1 et P4).

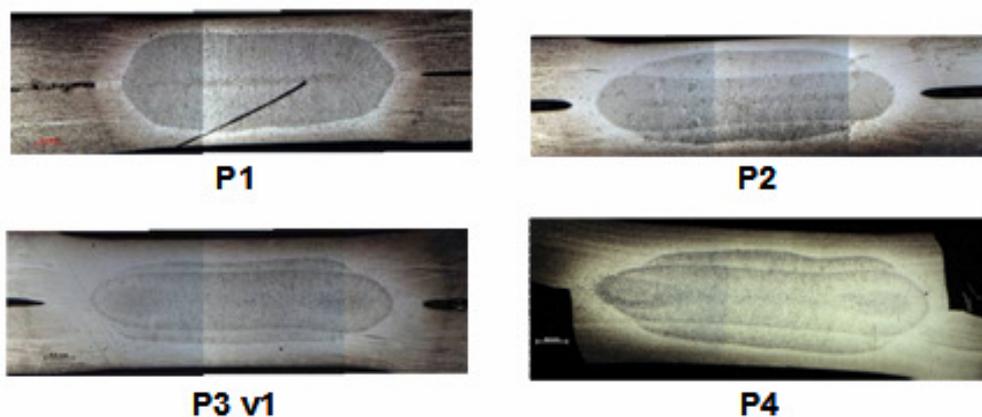


Figure III-46 Vues macroscopiques après attaque Béchet-Beaujard des éprouvettes soudées par cycle pulsé (première campagne de soudage hormis P4), les marques des différentes pulsations sont visibles

Les huit conditions de soudage possèdent des formations de zone fondue différentes. Chaque assemblage possède donc son historique thermomécanique propre.

7.2.2. Géométrie de l'assemblage

Les diamètres de zone fondue et de couronne ainsi que la géométrie schématisée des fonds d'entaille sont donnés dans le tableau III 14. Ils ont été mesurés après attaque Béchet-Beaujard. Lorsque l'ancien plan de joint est visible sur les observations au microscope optique, il est représenté par des pointillés. Il s'agit d'un témoin sur le soudage par diffusion de la zone de couronne. Il est, en effet, difficile de caractériser une profondeur de diffusion. De plus, la visibilité du plan de joint sur les observations dépend du type d'attaque métallographique utilisé et du temps d'exposition à ce réactif.

Condition de soudage	Diamètre de zone fondue (mm) $\pm 0,3$ mm	Diamètre de couronne (mm) $\pm 0,3$ mm	Schéma des fonds d'entaille	
C14 v1	5,8	6,8		
C14 v2	5,4	6,3		
C21	5,9	7,1		
C28	5,8	7,2		
C42	6,0	7,3		
P1	4,8	5,9		
P2	5,5	6,4		
P3 v1	5,2	6,5		
P3 v2	5,1	5,8		
P4	5,1	6,3		

Tableau III-14 Diamètre de zone fondue et diamètre de couronne mesurés sur échantillons après attaque Béchet-Beaujard et schéma des fonds d'entaille

Les diamètres de zone fondue sont similaires pour les cycles de soudage " continu " et " pulsés " hormis pour la condition P1 qui présente un diamètre de zone fondue de 4,8 mm. Les cycles de soudage par pulsations, obtiennent des fonds d'entaille plus aigus.

7.2.3. Tenue mécanique monotone

Dans ce paragraphe est étudié l'effet des cycles sur la tenue mécanique sous sollicitation monotone. Les résultats présentés sont les estimées de valeurs moyennes sur trois éprouvettes, en supposant une répartition gaussienne des comportements mécaniques pour les deux sollicitations considérées.

En sollicitation de traction en croix (figure III-47), pour des cycles continus de passage de courant, la tenue mécanique de la condition de soudage préconisée par la norme, notée ici C14v1 et C14v2 donne les meilleurs résultats. Cette sollicitation est celle qui permet de valider la soudabilité de l'acier. En revanche, dans le cas de la sollicitation monotone de TC (figure III-48), l'augmentation du temps de passage du courant pour un cycle continu implique une amélioration de la tenue mécanique.

Les conditions C14 v1 et C14 v2 donnent des résultats de tenue mécanique qui ne sont statistiquement pas différentes si l'on considère l'intervalle de confiance à 95%.

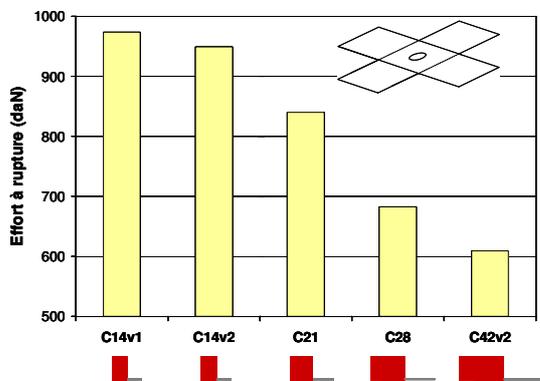


Figure III-47 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction en croix pour des cycles continus

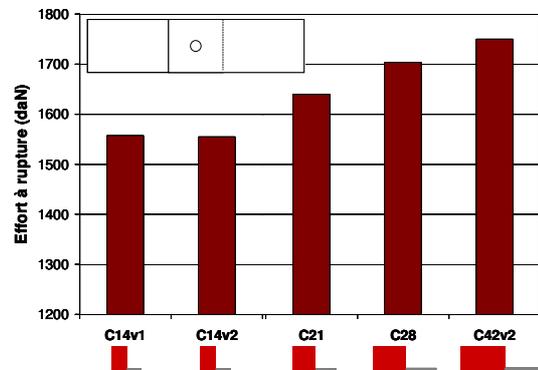


Figure III-48 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction-cisaillement pour des cycles continus

Les mêmes graphiques sont dressés pour les conditions de soudage par courant pulsé. La condition P2 présente la meilleure tenue mécanique pour la sollicitation de traction en croix (figure III-49). La tenue mécanique n'est donc pas dépendante uniquement de la taille du noyau. Sous sollicitation monotone de traction-cisaillement (figure III-50), seule la condition P1 présente une faible tenue mécanique et des ruptures en plan de joint.

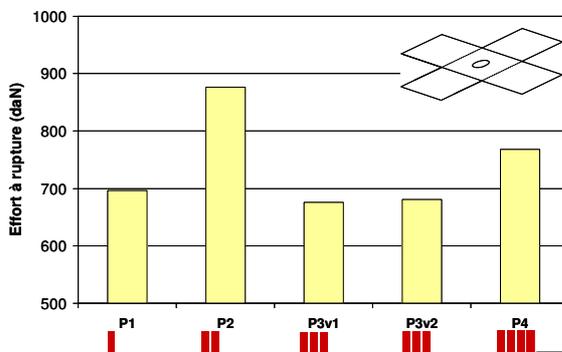


Figure III-49 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction en croix pour des cycles pulsés

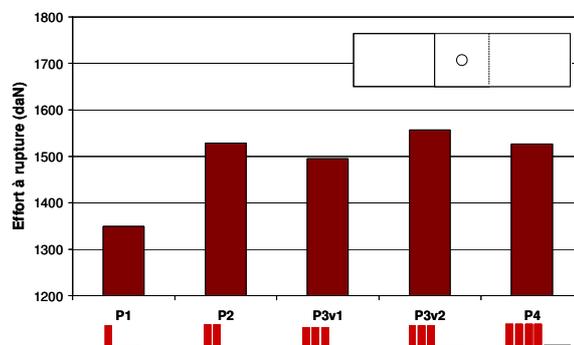


Figure III-50 Tenue mécanique monotone en sollicitation de traction –cisaillement pour des cycles pulsés

7.3. Résultats de fatigue

Les essais de fatigue sont effectués selon la condition de chargement définie précédemment comme référence : rapport de charge de 0,1, effort maximal de 3000 N et sollicitation à une fréquence de 30 Hz. Pour chaque condition, 5 éprouvettes sont testées. La répartition des nombres de cycles est supposée suivre une loi logarithmique-normale.

7.3.1. Résultats de la première campagne d'essais

Les estimées des moyennes des différentes étapes de durées de vie en fonction des conditions de soudage, sont représentées dans la figure III-51-a. Aucune rupture en plan de joint n'est observée.

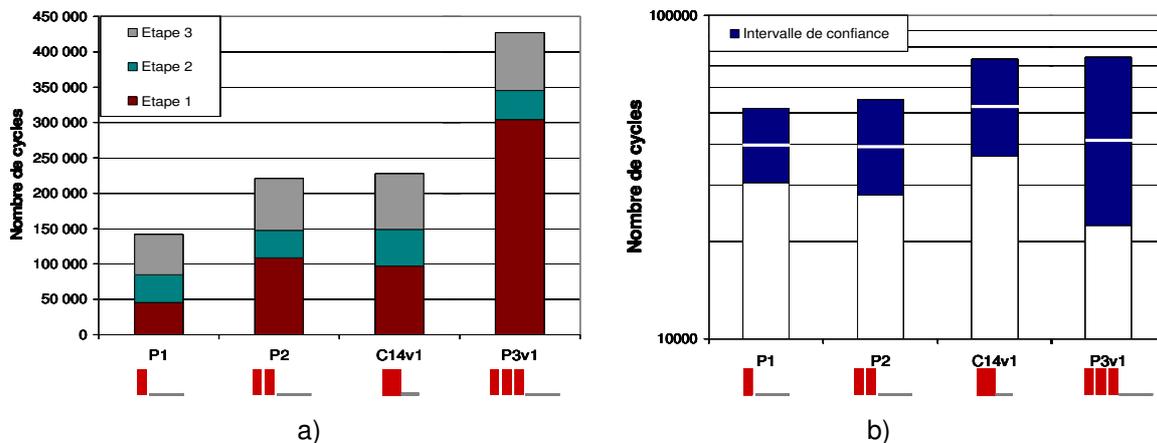


Figure III-51 Résultats de la première campagne d'essais a) estimée des moyennes des 3 étapes de durée de vie et b) intervalle de confiance à 95% pour l'étape 2.

Dans cette première campagne, l'augmentation du nombre de pulsations entraîne une augmentation du nombre de cycles à rupture. Cette augmentation de la durée de vie est principalement liée à l'augmentation de l'étape d'amorçage de fissure.

Le nombre de cycles représentant l'étape de macropropagation est sensiblement constant. En effet, les intervalles de confiance à 95% (figure III-51-b) se chevauchent. De plus, en effectuant une analyse de la variance, l'hypothèse d'équivalence des séries n'est pas rejetée. Les séries ne sont statistiquement pas différentes en valeur moyenne et en répartition. La valeur moyenne de la durée de vie pour l'étape de macropropagation est de 42 000 cycles.

L'intervalle de confiance à 95% (figure III-52) pour l'étape d'amorçage montre que les conditions P2 et C14 v1 ne sont pas différentes. En revanche, une augmentation du nombre de pulsations entraîne une période d'amorçage plus importante, environ 50 000, 100 000 et 300 000 cycles respectivement pour P1, P2 et P3.

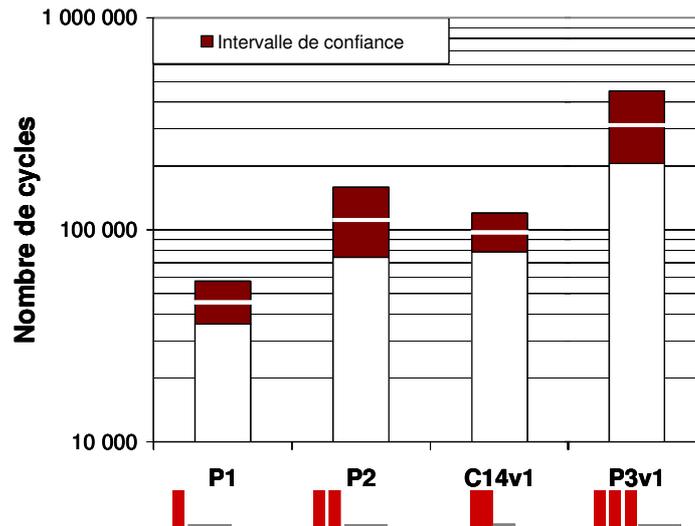


Figure III-52 Intervalle de confiance à 95% pour l'étape d'amorçage de la première campagne de soudage

7.3.2. Deuxième campagne d'essai

La seconde campagne de soudage donne des résultats similaires à la première en terme d'estimées des moyennes de durée de vie (figure III-53). Il est à noter que la série d'éprouvettes C42 v2 a été sollicitée à un effort maximum de 4000 N car les 5 éprouvettes sollicitées à 3000 N n'ont pas fissuré à 2 millions de cycles. L'analyse du nombre de cycles ne peut donc pas porter sur cette série d'éprouvettes, la sollicitation de fatigue étant très nettement différente de celle des autres éprouvettes.

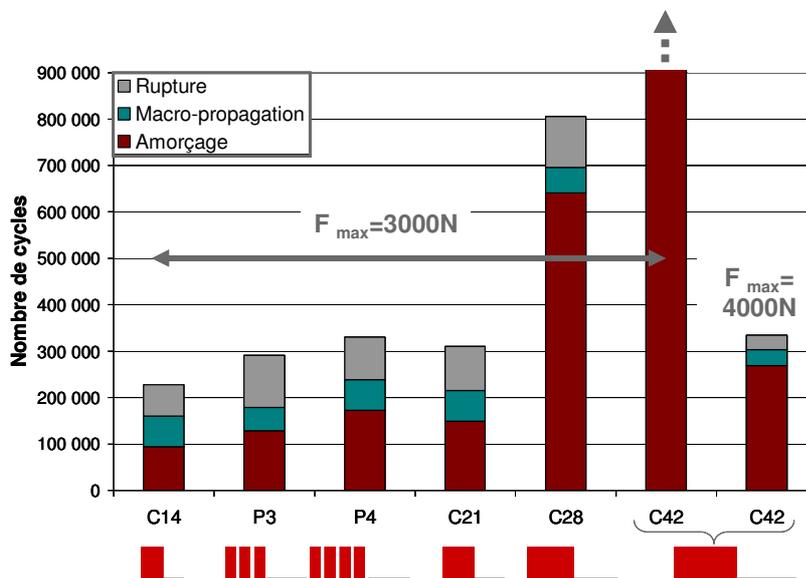


Figure III-53 Estimées des moyennes des étapes de durées de vie pour la sollicitation en fatigue de référence (seconde campagne de soudage)

Pour ces séries, en comparant les intervalles de confiance à 95% et en effectuant une analyse de la variance, il en résulte que l'étape de macro-propagation (étape 2) n'est statistiquement pas différente en moyenne et en répartition. La durée de vie moyenne pour cette étape est de 60 000 cycles.

En ce qui concerne la phase d'amorçage dont l'intervalle de confiance à 95% est représenté (figure III-54), les séries soudées selon les conditions P3v2, C21 et P4 ne peuvent pas être considérées

comme différentes. Cependant, pour les cycles pulsés une tendance peut être dégagée : l'augmentation du nombre de pulsations entraîne une augmentation de l'étape 1. De même, pour un cycle continu, l'augmentation du temps de soudage implique une amélioration du comportement en fatigue (C14 v2, C21, C28).

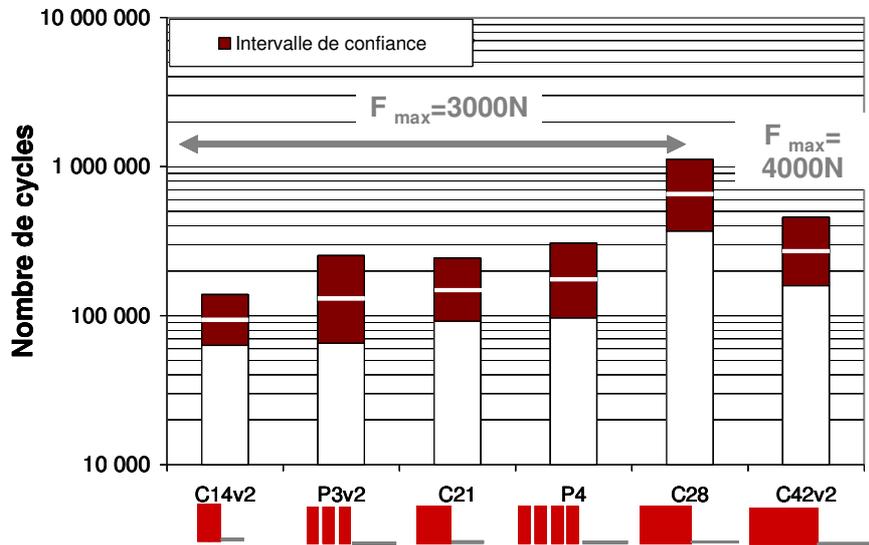


Figure III-54 Intervalle de confiance à 95% de l'étape d'amorçage pour la seconde campagne de soudage
 La condition P3v2 possède une estimée de moyenne à l'amorçage de 130 000 cycles alors que la condition P3v1 avait une estimée de moyenne de 300 000 cycles. L'opération de soudage n'est donc pas répétable, alors qu'aucune différence n'a pourtant été notée en terme de tenue mécanique sous sollicitation monotone.

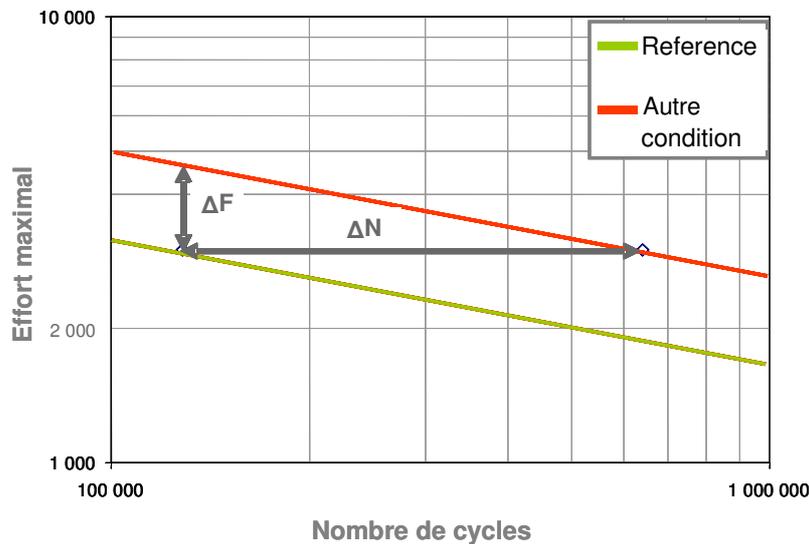


Figure III-55 Principe d'équivalence force - nombre de cycles

Afin de quantifier une amélioration de la durée de vie terme d'effort, l'hypothèse suivante est faite : le comportement à l'amorçage, modélisé par la droite de Basquin, possède une pente constante quelle que soit la condition de soudage. Ainsi, une transformation bijective relie les variations du nombre de cycles à l'amorçage avec l'effort maximum de sollicitation (figure III-55). L'effort maximum équivalent

peut donc être quantifié pour chaque résultat d'essais de fatigue associé aux conditions de soudage par rapport à la condition de soudage de référence (figure III-56). Pour les conditions C28 et C42v2, les efforts équivalents correspondent respectivement à 4000 et 4600 N.

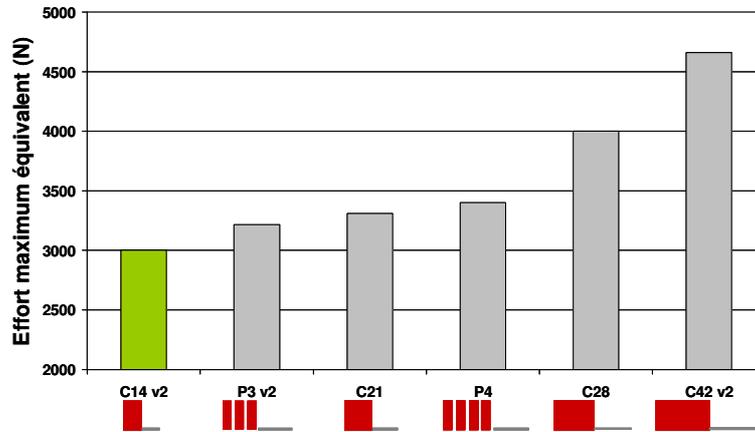


Figure III-56 Effort maximum équivalent calculé pour l'étape d'amorçage

Le pourcentage d'amélioration sur la phase d'amorçage en terme d'effort par rapport à la condition de référence en fonction du temps de soudage est représenté figure III-57.

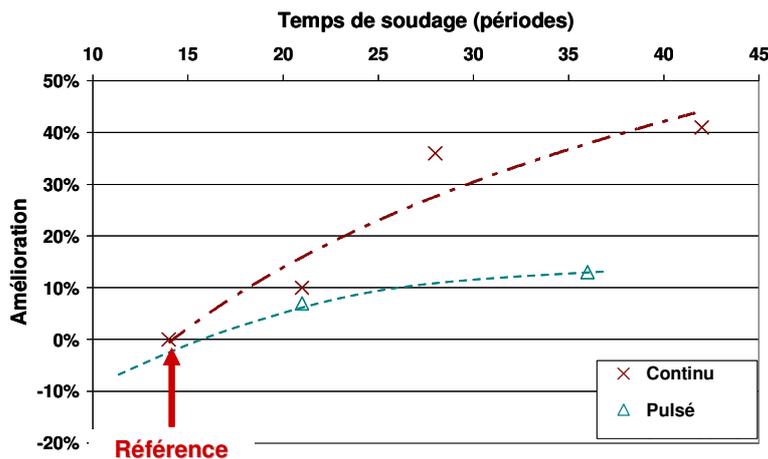


Figure III-57 Pourcentage d'amélioration de la tenue en fatigue de l'étape d'amorçage en terme d'effort en fonction du temps de passage du courant et du type de cycle

Aussi, l'augmentation des temps de soudage avec un cycle continu permet une nette amélioration de la tenue en fatigue, jusqu'à 40%. Dans ce cas, le temps de soudage a été multiplié par 3 par rapport à la condition de soudage de référence. De même, l'augmentation du nombre de pulsations permet une augmentation de l'effort équivalent. Ici, seules deux conditions P3 et P4 ont été testées mais la première campagne d'essai a montré les mêmes tendances pour 1, 2 et 3 pulsations.

A temps de soudage équivalent, le cycle continu apporte donc un meilleur comportement en fatigue que le cycle pulsé.

Pour résumer, l'augmentation du temps de soudage implique une amélioration de la tenue en fatigue de l'assemblage en raison d'une amélioration du comportement à l'amorçage. La durée de vie en

macro-propagation reste pour sa part constante. A paramètres de soudage fixés, le cycle de courant continu est plus efficace que le cycle pulsé.

7.3.3. Observation des zones d'amorçage

Nous avons mis en évidence le caractère prédominant de l'étape d'amorçage sur la durée de vie. Dans ce paragraphe sont observées les zones liées à cette étape. Quelles que soient les conditions de soudage testées en fatigue, aucune rupture en plan de joint n'a été constatée. L'amorçage s'effectue toujours à partir du fond d'entaille.

7.3.3.a. Cycle de courant continu

- Zone d'amorçage principale

Les clichés MEB des ZAP pour les conditions C14v2, C21, C28 et C42v2 sont présentés dans la figure III-58. L'amorçage de fissure s'effectue dans le congé du fond d'entaille en zone microstructurale fine de type GFZAT. Cependant, les détails de la ZAP sont de plus en plus "grossiers" au fur et à mesure de l'augmentation du temps de passage du courant. L'analyse des décrochements n'a pas permis de dégager de tendance claire.

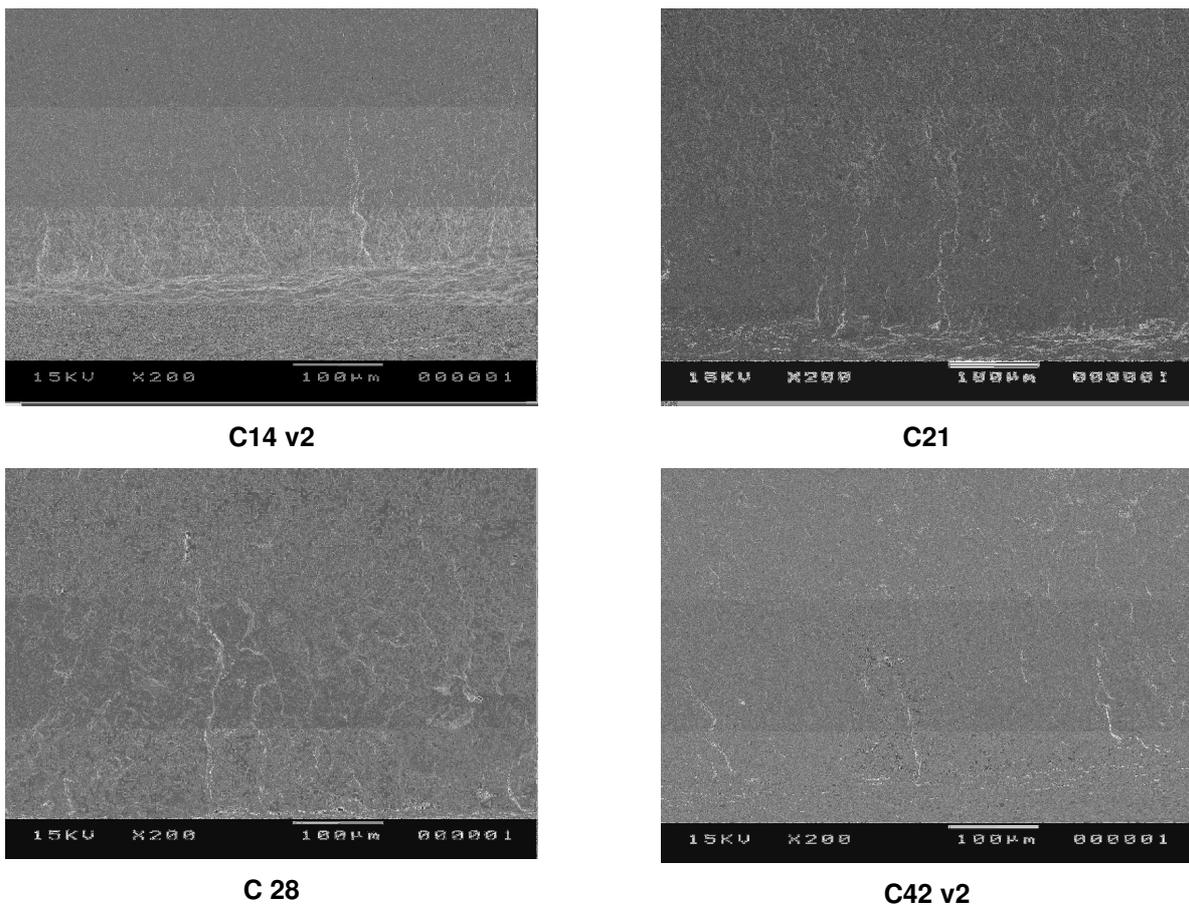


Figure III-58 Clichés MEB avec un grossissement de x200, des zones d'amorçage principales pour les quatre conditions de soudage en cycle continu

▪ Caractérisation des microstructures de fond d'entaille

Les clichés des fonds d'entaille (figure III-59) montrent que l'espacement des tôles est plus important avec l'augmentation du temps de soudage. Le moment de flexion induit est donc le plus important pour la condition C42 v2.

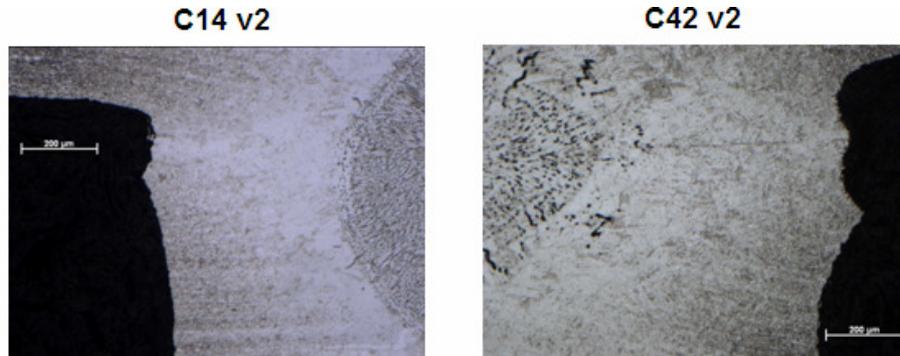


Figure III-59 Clichés des fonds d'entaille des éprouvettes sollicitées en fatigue soudées dans les conditions C14 et C42

Les microstructures de fonds d'entaille (figure III-60) sont martensitiques. L'amorçage de fissure s'est produit en zone primaire fine.

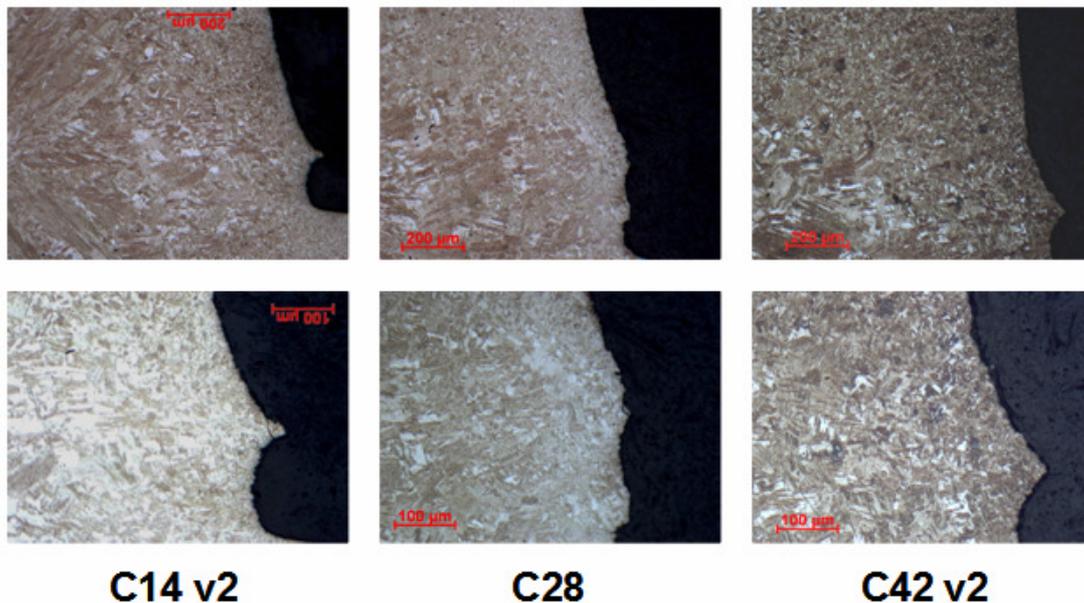
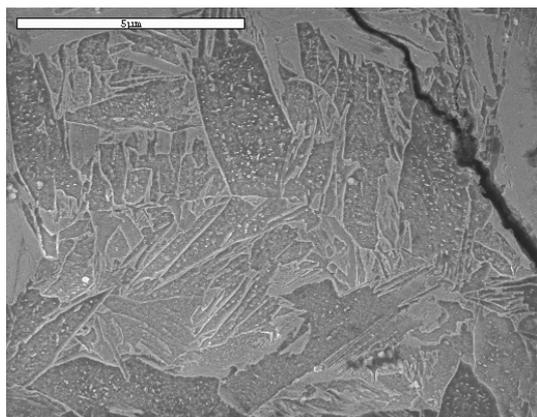
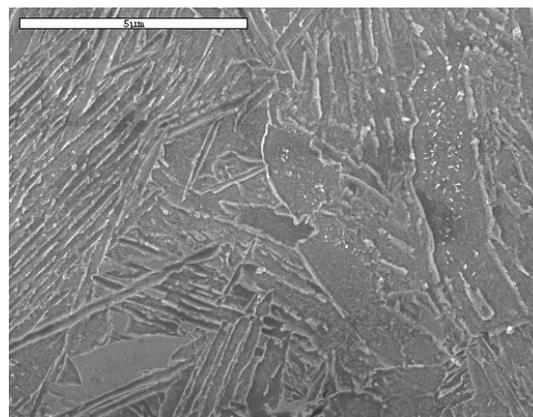


Figure III-60 Clichés à différents grossissements des microstructures de fond d'entaille après attaque Nital

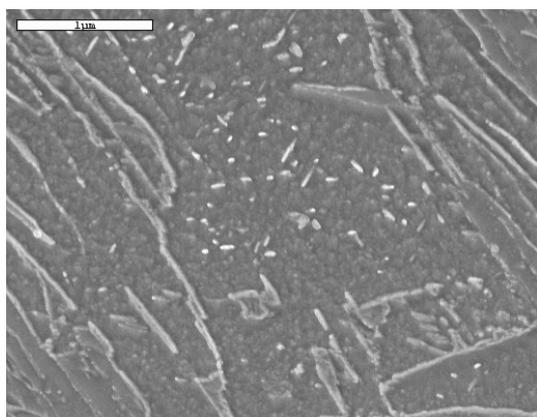
A fort grossissement, l'observation au MEB (figure III-61) révèle la présence de carbures dans les premières lattes de martensite. Celles-ci sont les plus grosses, elles se sont formées dans le grain austénitique à une température proche de M_s , estimée à 452°C selon la formule de Steven et Haynes. A cette température, le revenu de la martensite est possible. Les lattes développées ensuite, plus fines, remplissent le grain austénitique. Elles se sont formées à des températures plus basses et ne possèdent pas de signe de revenu. La présence de revenu dans les premières lattes de martensite a été observée pour les deux conditions de soudage (C14 et C42) dans la zone fondue.



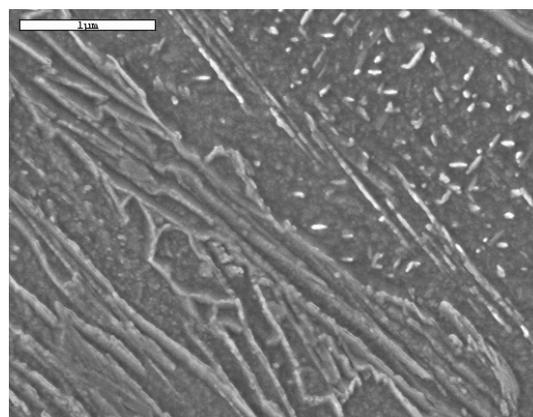
a) C14 v2



b) C42 v2



c) C14 v2



d) C42 v2

Figure III-61 Clichés MEB des microstructures de fond d'entaille pour les conditions C14 v2 et C42

Les microstructures de fond d'entaille des échantillons C14 v2 et C42 ne présentent pas de différences marquées. Il semble que des aiguilles plus fines et plus allongées soient présentes pour la condition C42 v2.

Des essais de dureté HV0,5 ont été réalisés dans le métal de base et à proximité du fond d'entaille. Les résultats sont résumés dans le tableau III 15.

	C14 v2	C21	C42 v2
Métal de base	238 ±10	245 ±10	230 ±10
Fond d'entaille	428 ±10	388 ±10	394 ±10

Tableau III-15 Valeur moyenne sur 3 points des duretés HV 0,5 en métal de base et en fond d'entaille

Les duretés obtenues pour le métal de base sont identiques, et de l'ordre de 235 HV0,5. En revanche, à proximité du fond d'entaille, les valeurs de duretés sont plus élevées. La condition C14v2 possède la dureté maximale de l'ordre de 430 HV0,5. Les conditions C21 et C42v2 ont des duretés de l'ordre de 390 HV 0,5. Cette variation de dureté en fond d'entaille, de 40 Hv 0,5, est significative.

La dureté est reliée à la résistance mécanique. Une baisse de la valeur de la dureté correspond à une baisse de la résistance mécanique. De plus, sur métal de base, une relation de proportionnalité relie la résistance mécanique à la limite d'endurance [BRA 99]. De ce fait, les microstructures de fond d'entaille pour les conditions C21 et C42 v2 sont moins favorables à la résistance à l'amorçage d'une fissure par rapport aux microstructures obtenues par la condition C14 v2.

En conclusion, les évolutions de l'écartement des tôles et de la microstructure en fond d'entaille avec l'augmentation du temps de passage de courant sont défavorables à la tenue en fatigue en termes d'amorçage de fissures. Ces éléments ne peuvent donc pas expliquer l'amélioration de la tenue en fatigue observée avec l'augmentation du temps de cycle. Le facteur d'influence responsable de ce comportement pourrait être le champ de contraintes résiduelles.

7.3.3.b. Cycles pulsés

Pour les cycles pulsés, l'amorçage de fissure se produit en zone grossière de type GGZAT (voir figure III-62). Ceci s'explique par la présence d'une zone soudée par diffusion qui ne possède pas une bonne cohérence au sens mécanique et qui joue le rôle d'une nouvelle entaille. Cette entaille localise l'amorçage de fissure en GFZAT. Ce mécanisme a déjà été observé pour le comportement en fatigue sur le domaine de soudabilité pour des intensités de soudage dans le bas du domaine. Le cliché de la condition P4 (figure III-62) montre qu'il ne s'agit pas d'une bifurcation de fissure mais bien d'un amorçage puisque l'"entaille" est encore visible.

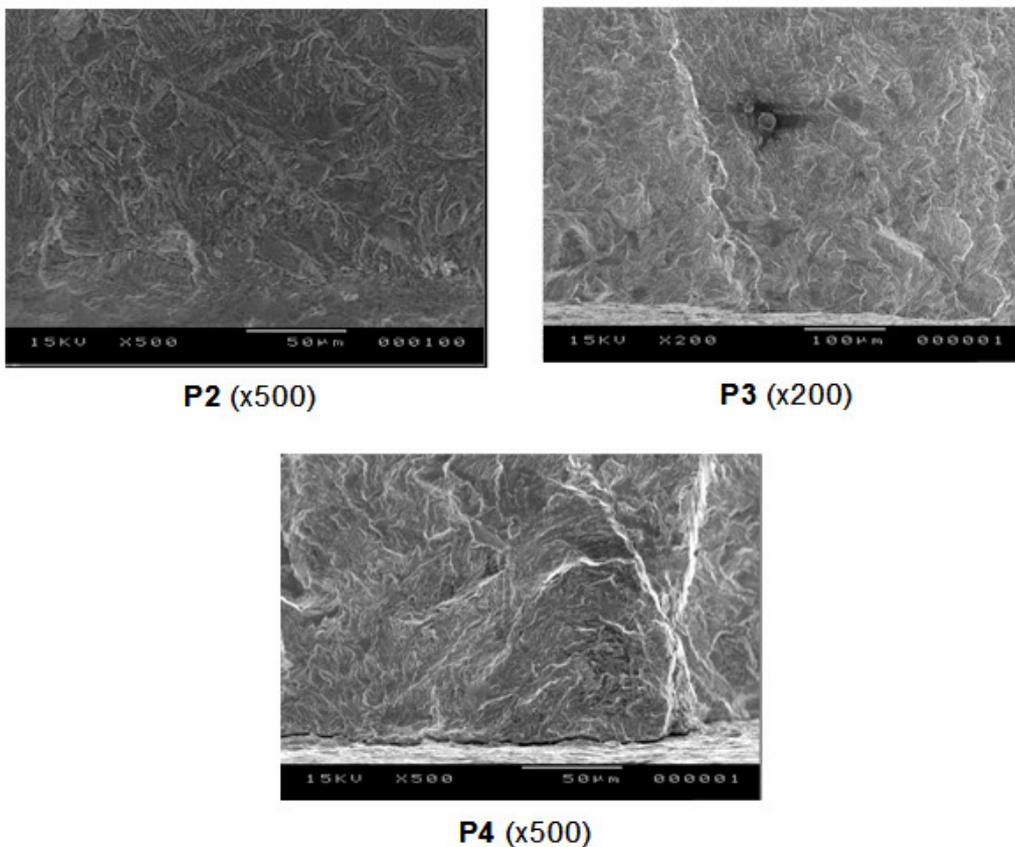


Figure III-62 Clichés MEB de la ZAP pour les conditions de soudage en cycle pulsé

Ces observations sont confirmées par les coupes métallographiques après attaque Béchet-Beaujard (figure III-63). Le plan de joint est encore apparent.

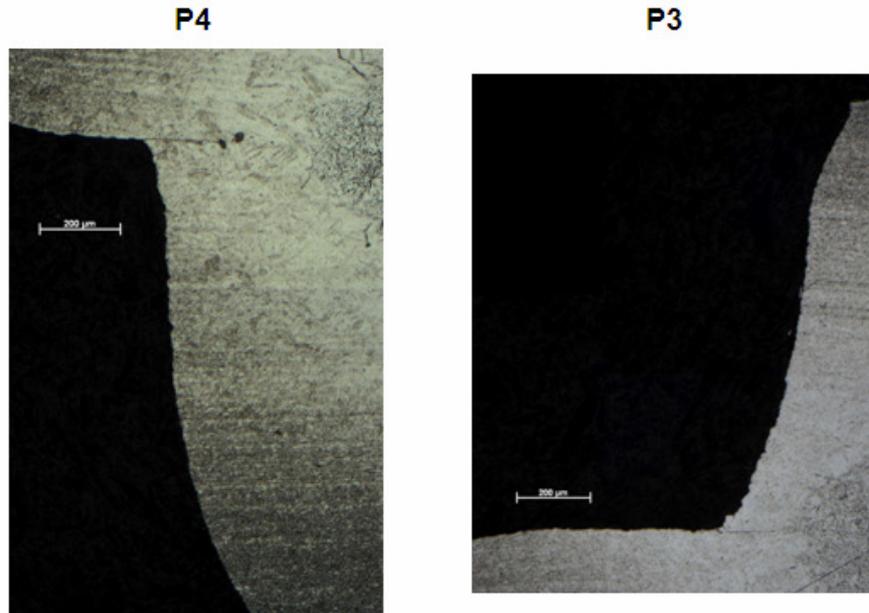


Figure III-63 Clichés après attaque Béchet-Beaujard, des fonds d'entaille des éprouvettes P3 et P4

En conclusion, pour les cycles de soudage continus, l'amorçage de fissure se produit à proximité du congé du fond d'entaille dans des zones microstructurales fines de type FGZAT. Pour les cycles de soudage pulsés, la zone soudée par diffusion rompt dès les premiers cycles et joue le rôle d'une nouvelle entaille. La fissure de fatigue s'amorce dans la GGZAT.

7.3.4. Caractérisation en fatigue

Les conditions C14 et C42 ont été réalisées lors d'une troisième campagne de soudage afin de pouvoir faire une caractérisation de fatigue complète. Ces conditions sont nommées C14v3 et C42v3.

Les essais de fatigue ont été réalisés avec un rapport de charge de 0,1 et à une fréquence de 30 Hz. Les limites d'endurance à 2 millions de cycles sont déterminées par la méthode de l'escalier. Pour les conditions C14v3 et C42v3, les estimées des moyennes de ces limites valent respectivement 2125 N et 3625 N. La condition C42v3 présente une amélioration en effort maximum de 70 % pour sa limite d'endurance. Les intervalles de confiance n'ont pu être déterminés. Les escaliers ne sont composés que de deux niveaux. On peut malgré tout considérer que la confiance est correcte puisque l'écart type est inférieur à la moitié du pas de l'escalier, ici de 250 N.

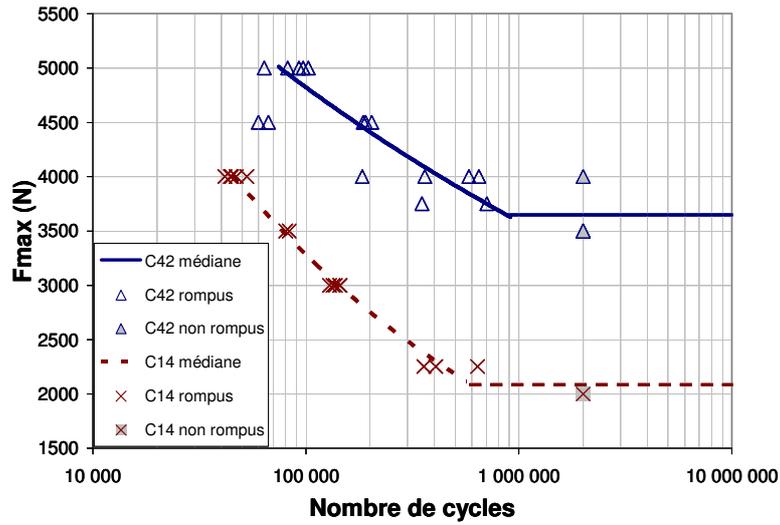


Figure III-64 Points expérimentaux force-nombre de cycles jusqu'au percement de la tôle pour les conditions C14v3 et C42v3 et médianes du modèle de Basquin associé

Les résultats en nombre de cycles jusqu'au percement de la tôle sont illustrés par la figure III-64. Les contributions respectives de l'étape de macropropagation et de l'étape d'amorçage sont représentées figure III-65 et III-66. Il est clair que seule l'étape d'amorçage est sensible aux variations de ces conditions de soudage. De plus, les dispersions des durées de vie sont dues essentiellement à la phase d'amorçage de fissure.

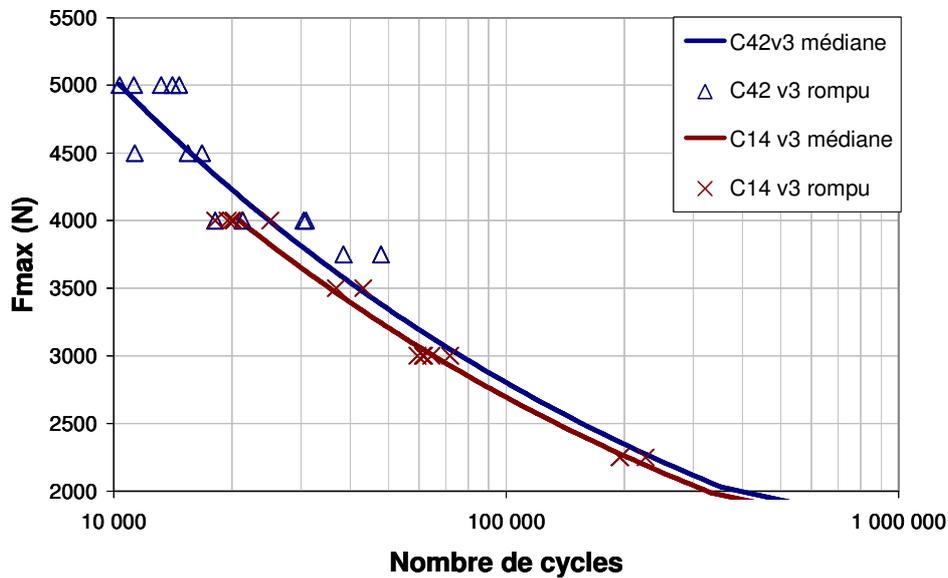


Figure III-65 Etape de propagation points expérimentaux force-nombre de cycles pour les conditions C14v3 et C42v3 et médianes du modèle de Basquin associé

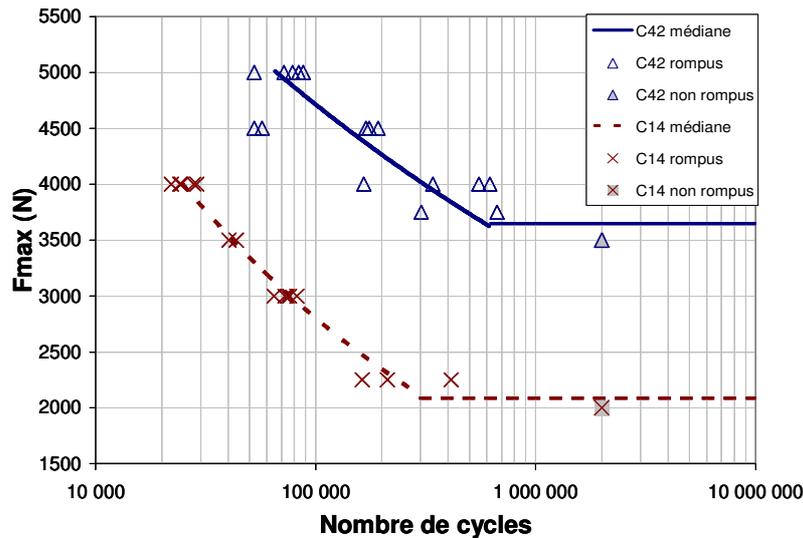


Figure III-66 Etape d'amorçage points expérimentaux force - nombre de cycles pour les conditions C14v3 et C42v3 et médianes du modèle de Basquin associé

En observant la figure III-66, l'hypothèse selon laquelle la pente de la droite de Basquin est constante n'est pas vérifiée. Les pentes sont de 3,9 et 6,9 pour C14v3 et C42v3. Cette hypothèse nous a seulement permis de faire une équivalence entre une différence de nombre de cycles et un effort maximal. Nous retiendrons que cette hypothèse tend à sous-estimer le gain obtenu en effort.

Il existe cependant des dispersions en terme de comportement en fatigue entre les conditions C42v2 et C42v3. En effet, les estimées de moyennes de nombre de cycles à l'amorçage, pour un effort maximum de 4000 N, sont de 270 000 et 370 000 cycles pour les conditions C42v2 et C42v3 respectivement.

7.4. Conclusion

L'augmentation du temps de soudage pour un cycle de courant en train d'ondes continu, permet d'améliorer la résistance à la fatigue de manière considérable. L'estimée de la limite d'endurance à 2 millions de cycles est augmentée de plus de 70 % en effort maximum par rapport au comportement de référence. Cette augmentation de la durée de vie totale provient de la modification de l'étape d'amorçage de fissure. La propagation au travers de l'épaisseur de la tôle reste pour sa part inchangée.

La microstructure de fond d'entaille, caractérisée finement, ne permet d'expliquer une telle amélioration. De même, le diamètre de zone fondue ne possède pas d'influence. Aussi, la modification du champ de contraintes résiduelles au niveau du fond d'entaille est l'hypothèse la plus plausible pour expliquer ce phénomène. Les historiques thermiques très particuliers de ces conditions de soudage appuient cette hypothèse (chapitre II-3). L'identification du champ de contraintes résiduelles en fond d'entaille est l'objet du chapitre suivant.

8. Vérification des tendances observées sur un substrat d'épaisseur 1,5 mm

Les sections précédentes ont permis de dégager les influences des conditions de soudage sur le comportement en fatigue de l'assemblage TC. Ces résultats ont été obtenus sur une tôle en acier DP d'épaisseur 1,2 mm. Le comportement en fatigue de l'assemblage reste globalement stable et peu sensible à la variation de certaines des conditions de soudage. Seule la phase d'amorçage contribue à une meilleure tenue en fatigue. Cette étape est sensible à l'effort de soudage, au cycle de courant appliqué et au temps de passage du courant. Nous proposons ici d'étudier et de vérifier l'application de deux des résultats obtenus, à savoir l'influence du post-chauffage et l'influence de la phase de soudage, à un assemblage d'épaisseur supérieure afin de valider notre compréhension des mécanismes d'endommagement par fatigue sur une même nuance.

8.1. Métal de base

L'acier utilisé pour cette nouvelle étude est un DP laminé à froid, non revêtu et d'épaisseur 1,5 mm. Pour cette épaisseur, supérieure à 1,35 mm, la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04] préconise d'utiliser un cycle de passage de courant par pulsations, ce qui a pour conséquence d'augmenter les temps de soudage.

8.1.1. Composition chimique

Les compositions chimiques des deux DP d'épaisseur 1,2 mm et 1,5 mm sont résumées dans le tableau III 17. Leurs compositions chimiques sont voisines. Les deux substrats sont donc équivalents.

	C	Mn	S	N	P	Si	Cu	Ni	Cr	Al	Mo	Ti
DP 1,2 mm	120	1434			17	353						
DP 1,5 mm	128	1414			16	367						

Tableau III-17 Composition chimique des aciers DP d'épaisseur 1,2 mm et 1,5 mm (% masse 10^{-3})

8.1.2. Caractérisation métallographique

La caractérisation du métal de base révèle une santé interne propre avec la présence de quelques inclusions de type alumines. Deux phases sont en présence : des îlots martensitiques sont observés au sein de la matrice ferritique (figure III-67). Le pourcentage de martensite est d'environ 14 %. La présence de très fines phases carburées est par ailleurs constatée (figure III-68).

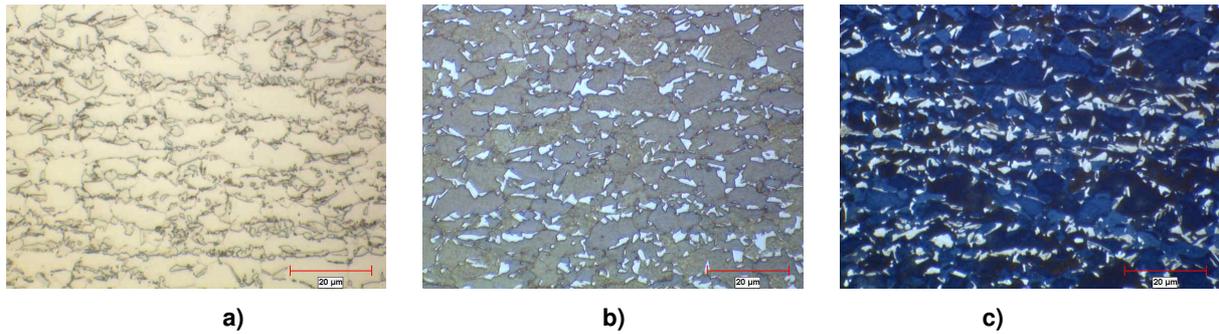


Figure III-67 Détail de la microstructure du métal de base a) après attaque Nital, b) après attaque Lepéra, c) après attaque Klemm

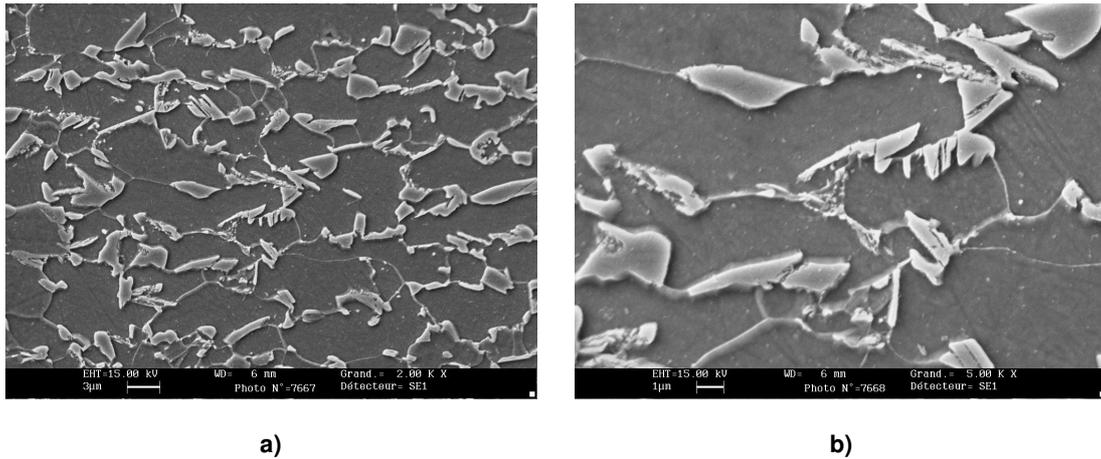


Figure III-68 Observations MEB du métal de base a) grossissement de X2000, b) grossissement de X5000

8.1.3. Tenue mécanique

Les caractéristiques mécaniques du substrat d'épaisseur 1,5 mm sont résumées dans le tableau III-18 avec celles du DP d'épaisseur 1,2 mm. Leurs limites d'élasticité sont comparables. Dans le cas de l'épaisseur de 1,5 mm, la résistance mécanique maximale est légèrement plus faible mais correspond au cahier des charges d'un acier DP.

	Épaisseur (mm)	Direction	Re (MPa)	Rm (MPa)	A%
DP 1,2 mm	1.190	T	382	711	22.5
	1.198	L	376	706	23.8
	1.192	45°	388	710	23.0
DP 1,5 mm	1.484	T	379	667	24.3
	1.483	L	367	662	25.1
	1.485	45°	381	669	22.9

Tableau III-18 Tenue mécanique des aciers DP d'épaisseur 1,2 mm et 1,5 mm dans les directions transverse (T), longitudinale (L) et à 45°.

D'après les tableaux III 17 et III 18, le substrat prélevé est donc un acier DP d'épaisseur 1,5 mm comparable à l'acier DP étudié précédemment, tant d'un point de vue de la composition chimique que du point de vue de la tenue mécanique.

8.1.4. Sollicitation de référence en fatigue

Afin de limiter la durée des essais, une démarche identique à celle présentée à la section 2 est appliquée. Pour une condition de soudage de référence, le niveau de sollicitation en fatigue est déterminé pour obtenir des durées de vie de l'ordre de 10^5 cycles. Conformément aux résultats de la section 3, nous supposons que l'intensité n'a pas d'influence sur la limite de fatigue. La condition de soudage de référence est donc choisie selon les préconisations de la norme ISO 18278-2 :2004 pour une intensité visée de 8,3 kA. Pour cette condition de soudage, une durée de vie totale de 200 000 cycles est obtenue pour une sollicitation de fatigue de 4000 N en effort maximal, avec un rapport de charge de 0,1 et une fréquence de sollicitation de 30 Hz. La sollicitation de fatigue de référence est donc établie.

8.2. Influence du post-chauffage

Pour les conditions de soudage préconisées par la norme de soudage [ISO 04] et une sollicitation de traction en croix, de nombreuses ruptures en plan de joint et des ruptures mixtes limitent la latitude de soudage du fait d'une expulsion proche du diamètre de bouton cible. Néanmoins, la tenue mécanique dans ce mode de sollicitation respecte le cahier des charges de plusieurs constructeurs automobiles.

Les mécanismes de formation de la zone fondue ont été étudiés pour cette nouvelle épaisseur et sont conformes aux mécanismes décrits au chapitre II-3. Aussi, afin de valider l'influence de l'épaisseur sur l'apparition des ruptures dans le plan de joint, des coupons ont été rectifiés afin d'obtenir une épaisseur de tôle de 1,2 mm. Ils ont été soudés selon les recommandations de la norme et comparés aux résultats obtenus précédemment (chapitre II). Pour les valeurs de l'intensité retenues, les efforts à rupture et les diamètres de boutons obtenus pour une sollicitation de traction en croix ont donné lieu à des résultats tout à fait similaires. Aussi, pour cette nuance aucun problème métallurgique de formation de point ne modifie le soudage, l'épaisseur est le seul facteur limitant la latitude de soudage.

Les résultats de la section 5 ont montré que l'application d'un cycle de post-chauffage ne modifie en rien les mécanismes de rupture par fatigue d'un assemblage TC. Il permet simplement d'améliorer la tenue mécanique monotone sous sollicitation de traction en croix et favorise le mode de rupture par déboutonnage. Nous allons donc appliquer ce résultat afin d'obtenir, pour un temps de soudage et un comportement en fatigue identiques, une amélioration de la tenue mécanique et du diamètre de bouton.

8.2.1. Evolution de la tenue mécanique

Pour valider l'influence du cycle de post-chauffage, trois conditions de soudage sont comparées. Elles sont résumées dans le tableau III-19. L'effort appliqué par les électrodes de type TH8 est de 450 daN. Trois conditions de soudage sont testées. Le cycle P3 correspond à la préconisation de la norme ISO 18278-2 :2004 [ISO 04]. Les cycles C18 et C18 PC présentent un cycle de soudage en train d'onde continu. Le terme " PC " indique la présence du post-chauffage dont l'intensité visée est identique à celle du cycle de soudage.

	Soudage (périodes)	Maintien (périodes)	Post-chauffage (périodes)	Durée du cycle (périodes)	Schéma
P3	3 x (7+2)	15	0	42	
C18	18	18	0	36	
C18 PC	18	18	6	42	

Tableau III-19 Résumé des cycles de soudage utilisées (avec un effort 450 daN et des électrodes de type TH8)

Pour la plage d'intensité étudiée (figure III-69), les conditions P3 et C18 possèdent des tenues mécaniques similaires. En revanche, le post-chauffage a permis d'améliorer la tenue mécanique monotone en traction en croix pour le cycle C18 PC.

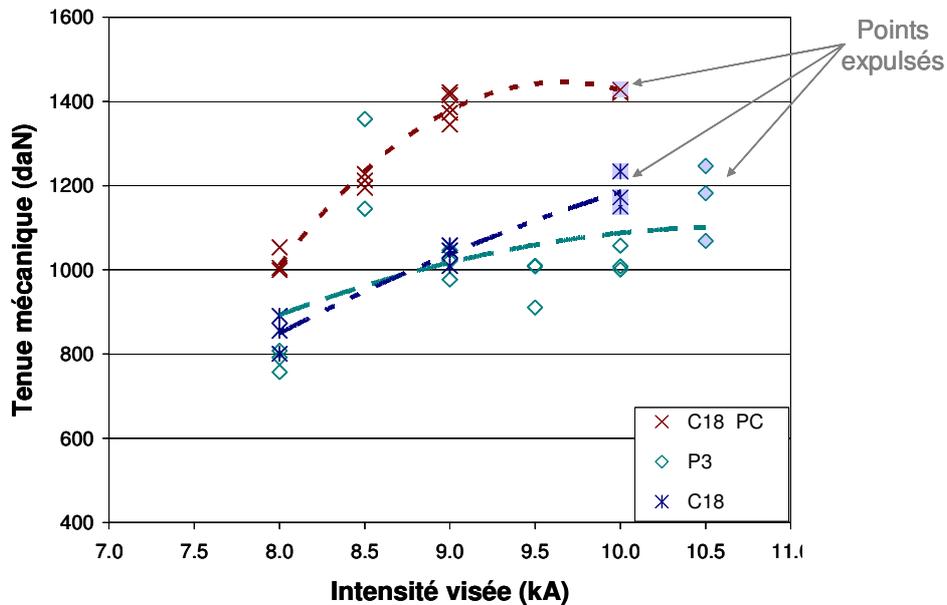


Figure III-69 Tenue mécanique sous sollicitation de traction en croix en fonction de l'intensité de soudage visée pour les 3 conditions de soudage considérées

Pour le même mode de sollicitation, l'effort à rupture en fonction du diamètre de bouton est représenté figure III-70.

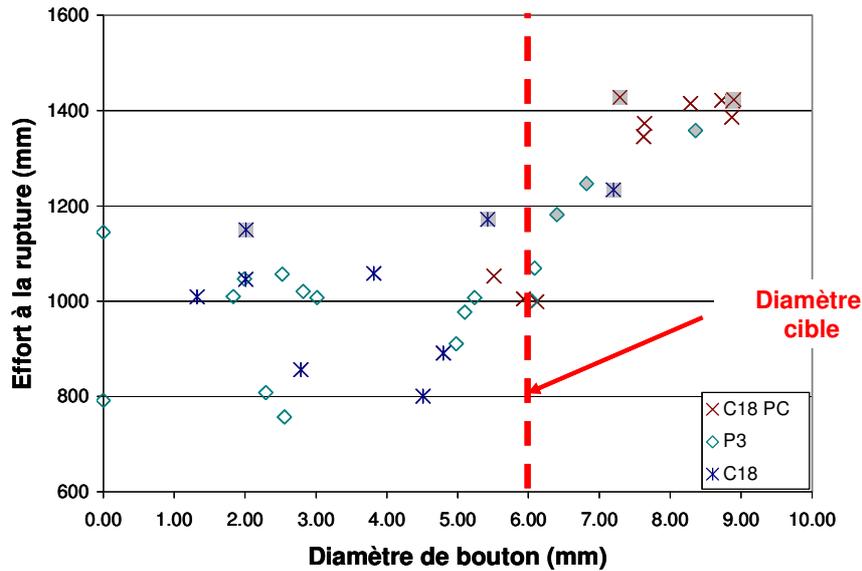


Figure III-70 Tenue mécanique sous sollicitation de traction en croix en fonction du diamètre de bouton obtenue pour les conditions de soudage P3, C18 et C18 PC

Seule la condition C18 PC permet d'obtenir des diamètres de bouton supérieurs à 6 mm en s'éloignant du phénomène d'expulsion. De plus, cette condition de soudage correspond au meilleur compromis entre la tenue mécanique et le diamètre de bouton.

8.2.2. Comportement en fatigue

Pour limiter la durée des essais de fatigue, les 3 cycles de soudage présentés dans le tableau III 19 sont testés pour une seule valeur d'intensité visée, respectivement 8,3 kA, 8,3 kA et 8,5 kA pour les conditions P3, C18 et C18 PC. Pour ces configurations particulières, les tenues mécaniques monotones sont évaluées à nouveau (figure III-71). Pour la sollicitation de traction en croix, la condition C18 PC correspond à l'effort à rupture maximal, de l'ordre de 12 kN. Pour la sollicitation de traction-cisaillement, les tenues mécaniques sont sensiblement stables et supérieures à 20 kN.

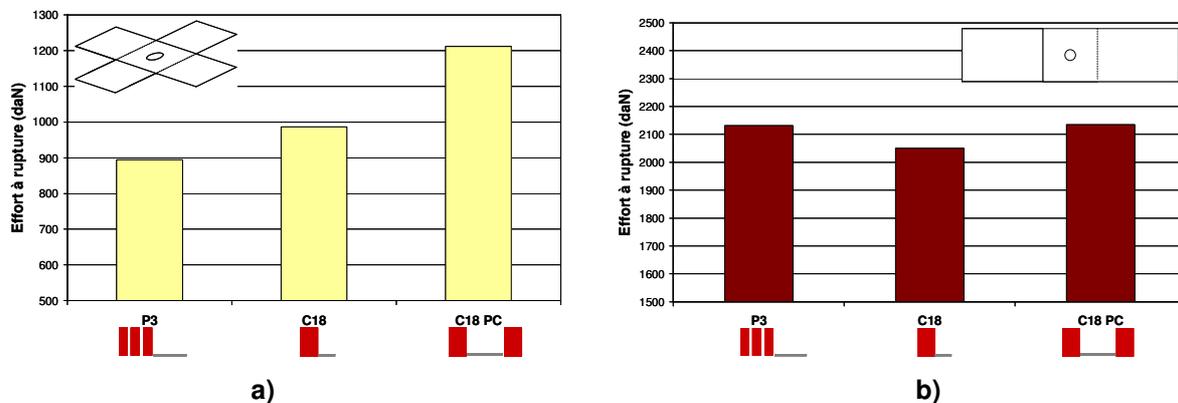


Figure III-71 Estimations des moyennes de l'effort à rupture pour 3 éprouvettes a) en traction en croix b) en traction-cisaillement

Cinq éprouvettes par condition sont sollicitées en fatigue afin de fournir une estimation des valeurs moyennes des différentes étapes de durées de vie (figure III-72). Les intervalles de confiance à 95 %, des étapes d’amorçage et de macropropagation, ne sont pas disjoints pour les 3 séries considérées. De plus, l’analyse de la variance sur ces deux étapes de durée ne distingue pas les trois séries. Pour les étapes d’amorçage et de macropropagation, les séries ne sont statistiquement pas différentes en moyenne et en répartition. Finalement le comportement monotone est modifié par les conditions de soudage alors que le comportement en fatigue lui ne l’est pas. A ce niveau de sollicitation, l’étape d’amorçage n’est pas modifiée et donc le comportement en fatigue demeure identique.

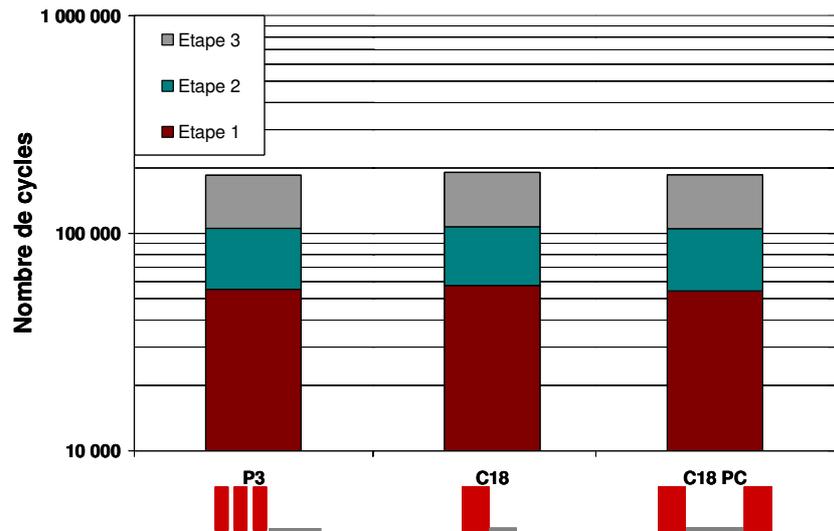


Figure III-72 Estimées des moyennes des différentes étapes de durée de vie pour la sollicitation de référence ($F_{max}=4000$ N, $R_s=0,1$, à 30 Hz)

En conclusion, pour un temps de cycle équivalent et sans modification du comportement en fatigue, l’application d’un cycle de soudage adapté avec un cycle de post-chauffage permet d’améliorer la soudabilité de l’acier par un élargissement de la latitude de soudage et par une amélioration de la tenue mécanique en traction en croix. Cette investigation montre la possibilité de prendre en compte deux propriétés d’usage ainsi que la contrainte industrielle du temps de soudage pour réaliser une optimisation d’une de ces trois contraintes.

8.3. Influence des cycles de soudage

Dans la section précédente, une forte influence du cycle de soudage et du temps de soudage sur la durée de vie à l’amorçage a été constatée. Nous cherchons ici à vérifier l’amélioration de la tenue en fatigue par l’augmentation du temps de soudage pour le DP d’épaisseur 1,5 mm.

8.3.1. Description des cycles

Les investigations expérimentales ont porté sur 6 cycles de soudage (tableau III-20). Les électrodes sont de type TH8, l’effort appliqué est de 450 daN et l’intensité visée est de 8,5 kA.

Condition de soudage	Forme du courant	Cycle de soudage (périodes)	Temps de maintien (périodes)	Schématisation associée
C17	Continu	17	17	
C21	Continu	21	14	
C42	Continu	42	42	
P2	Pulsé	2x(7+2)	15	
P3	Pulsé	3x(7+2)	15	
P4	Pulsé	4x(7+2)	15	

Tableau III-20 Conditions de soudage appliquées à l'acier DP d'épaisseur 1,5 mm avec la schématisation associée

8.3.2. Tenue mécanique

Aucune tendance de la tenue mécanique en traction en croix (figure III-73-a) ne peut être dégagée en fonction du temps de passage de courant. En traction-cisaillement au contraire (figure III-73-b), l'effort à rupture augmente avec le temps de soudage.

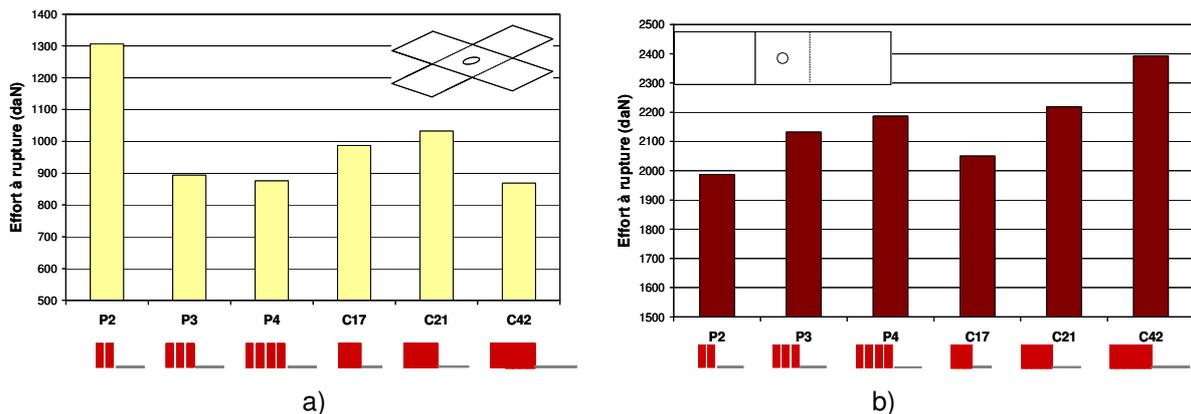


Figure III-73 Estimée des moyennes de l'effort à rupture sur 3 éprouvettes pour une sollicitation a) de traction en croix b) de traction-cisaillement

8.3.3. Analyse de la durée de vie

Pour chaque condition de soudage, 5 éprouvettes sont testées au niveau de la sollicitation de fatigue de référence ($F_{max}=4000$ N, $R_s=0,1$, 30 Hz). L'évolution des estimées de moyenne de chaque étape de durée de vie (figure III-74) nous permet de constater les mêmes tendances que celles observées à la section 7. La modification de la durée de vie s'effectue par la durée de l'étape d'amorçage, celle-ci étant améliorée par l'augmentation du temps de soudage en cycle continu.

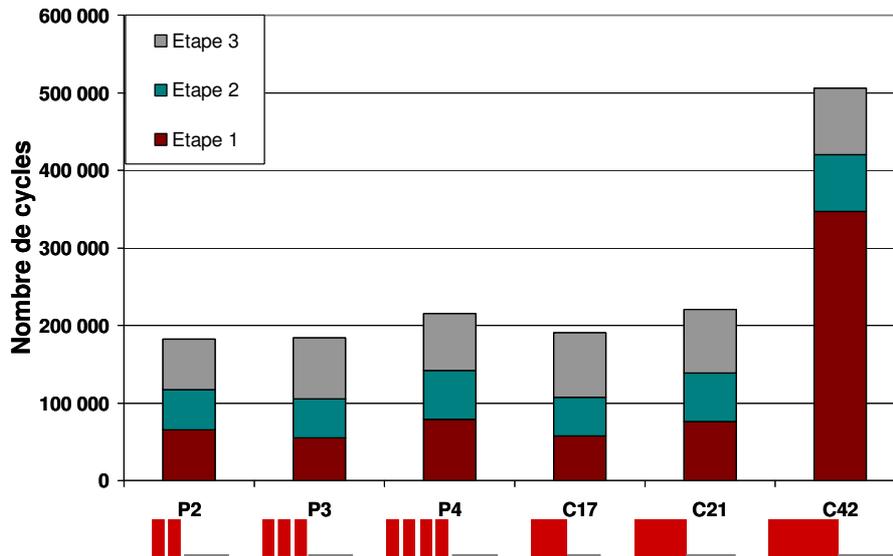


Figure III-74 Estimée des moyennes des différentes étapes de durées de vie pour un assemblage homogène d'épaisseur 1,5 mm

Les intervalles de confiance à 95% sur le nombre de cycles à macropropagation se chevauchent (figure III-75). L'analyse de la variance avec une confiance de 95 % nous indique que :

- pour les conditions P2, P3, P4, C17 et C21, la phase de propagation dure environ 55 000 cycles,
- pour la condition C42, statistiquement différente, cette phase dure 75 000 cycles.

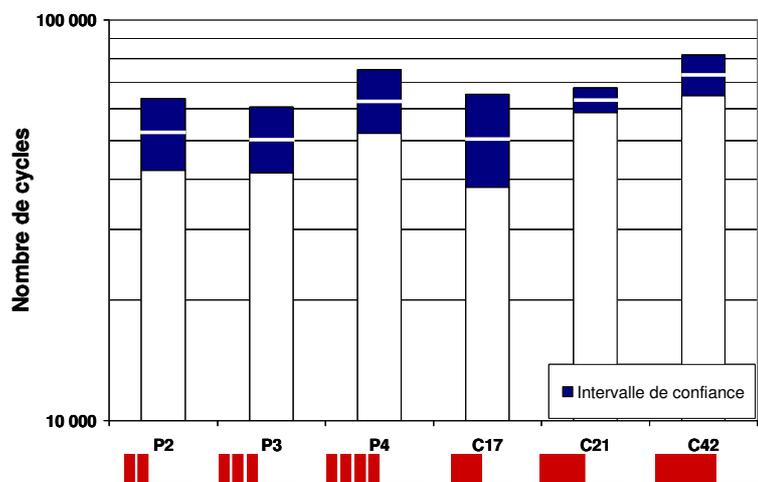


Figure III-75 Intervalle de confiance à 95 % sur l'étape de macropropagation pour différentes conditions de soudage pour un assemblage d'épaisseur 1,5 mm

Sous l'hypothèse que la pente de la droite de la courbe de Basquin, modélisant l'étape d'amorçage, est fixe, il est possible de calculer un effort maximum équivalent en fonction des estimées de moyennes du nombre de cycles (figure III-76).

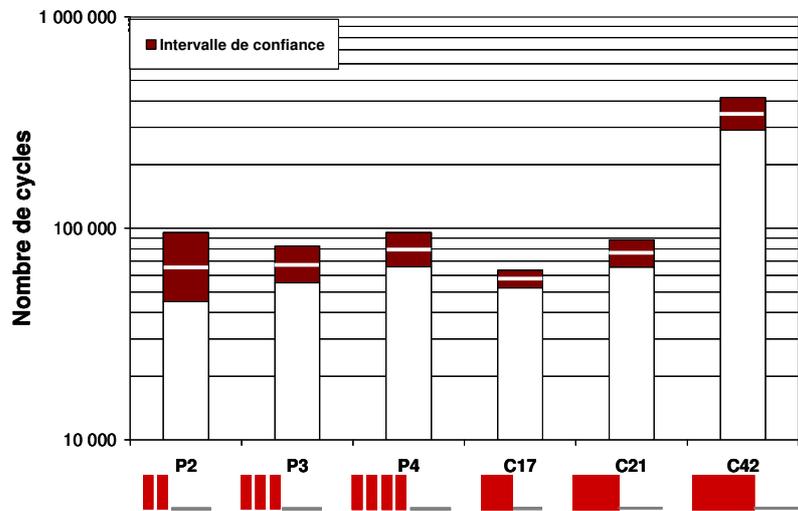


Figure III-76 Intervalles de confiance à 95 % de l'étape d'amorçage pour différentes conditions de soudage pour un assemblage d'épaisseur 1,5 mm

Le pourcentage d'amélioration est calculé par rapport au comportement de la condition P3 préconisée par la norme de soudage. Il est représenté figure III-77 en fonction du temps de soudage. Ce graphique est similaire à celui de la figure III-57 (de la section précédente).

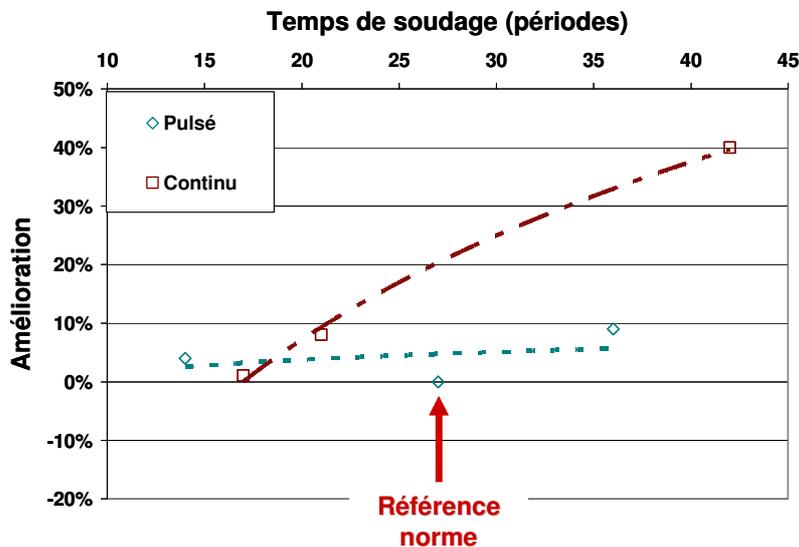


Figure III-77 Pourcentage d'amélioration de la tenue en fatigue sur l'étape d'amorçage pour un DP d'épaisseur 1,5 mm, en fonction du temps de passage de courant et du type de cycle

En cycle de courant continu, l'augmentation du temps de soudage apporte une amélioration du comportement en fatigue. La condition C42 présente ainsi une amélioration de 40 % de la tenue en fatigue à l'amorçage, alors que le temps du cycle de soudage a été multiplié par un facteur 1,5. Les temps de maintien ne sont ici pas représentatifs d'une pratique industrielle et peuvent être réduits. Néanmoins en considérant l'intégralité de la séquence, il est possible d'améliorer de 40 % la tenue en fatigue en terme d'effort, en doublant la durée totale de la séquence de soudage

8.4. Application des résultats sur une pièce réelle.

Nous proposons ici d'illustrer les résultats obtenus par la proposition d'une réduction d'épaisseur sur un composant de structure, un longeron. La figure III-78 présente la position du composant dans la structure ainsi qu'une vue éclatée. Réalisé en acier Dual Phase d'épaisseur 1,5 mm, il est assemblé à l'aide d'environ 50 points de soudure et possède une masse de 4,4 kg. Nous supposons que 20 pourcent des points sont « critique » du point de vue de la fatigue, soit 10 points de l'assemblage, c'est-à-dire que le dimensionnement du longeron est effectué sur ces points par un calcul de prévision du comportement en fatigue pour une sollicitation de traction-cisaillement.

Nous proposons de réduire l'épaisseur de l'assemblage à 1,2 mm et d'appliquer la séquence de soudage C42 présentée dans la section 7 sur les 10 points critiques, tout en conservant le même comportement en fatigue. Pour les autres points, non critiques, nous utilisons la séquence de soudage préconisée par la norme ISO18278-2:2004 [ISO 04], soit la condition C14.

Les résultats obtenus sur l'acier DP d'épaisseur 1,5 mm, soudé selon la condition préconisée par la norme ISO18278-2:2004 [ISO 04], notée P3, possède un nombre de cycles moyen à percement de la tôle (étape 2), pour une sollicitation de 4000 N avec un rapport de charge de 0,1 de 130 000 cycles dont 70 000 cycles d'amorçage. Dans le cas du DP d'épaisseur 1,2 mm, soudé selon la condition C42, pour la même sollicitation le nombre de cycles à percement est estimé à 300 000 cycles et dont plus de 200 000 cycles pour la phase d'amorçage. Nous supposons donc que la limite d'endurance à 2 millions de cycles, pour la condition C42, est au moins égale à la limite d'endurance du même acier pour une épaisseur de 1,5 mm soudé selon la condition P3.

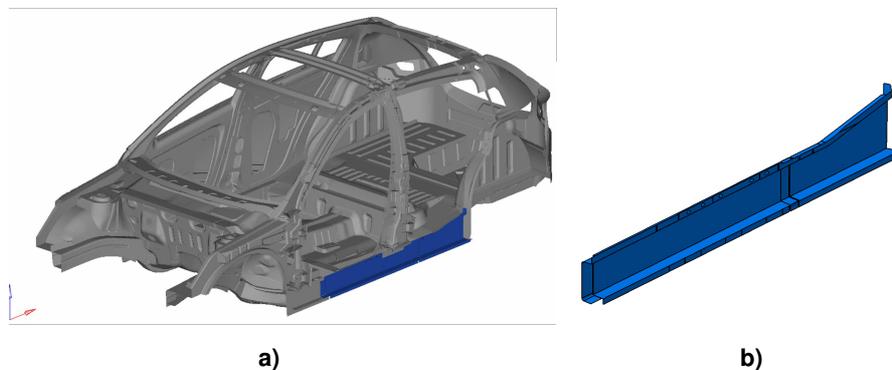


Figure III-78 a) Position du longeron sur la structure caisse en blanc, b) vue éclatée de la pièce

Pour un comportement en fatigue de l'assemblage identique, la masse est réduite de 20 % et le temps total de la séquence de soudage est diminué légèrement de 6 % (tableau III 21). Cet exemple montre l'intérêt des résultats obtenus en terme d'amélioration du comportement en fatigue des assemblages soudés par point. L'application de la séquence de soudage adaptée aux points les plus sollicités de l'assemblage permet un gain de masse de certains composants du véhicule et permet de se soustraire à une opération de post-traitement par exemple, qui augmente dans ce cas le temps de réalisation de la structure.

	Epaisseur 1,5 mm	Epaisseur 1,2 mm	Gain (%)
Masse (kg)	4,4	3,5	20
Temps de la séquence de soudage [ISO 04] (périodes)	42	28	
Nombre de points	50	40	
Temps de la séquence améliorée (périodes)		84	
Nombre de points pour une séquence améliorée		10	
Temps total de la séquence de soudage (périodes)	2100	1960	6

Tableau III-21 Résumé des temps de soudage et masse associée du composant pour des épaisseurs 1,5 mm et 1,2 mm.

8.5. Conclusion

La compréhension de l'influence des conditions de soudage sur les mécanismes d'endommagement par fatigue, permet d'appliquer les résultats obtenus à un assemblage d'épaisseur plus importante.

Dans un large domaine autour des conditions préconisées par la norme de soudage, la tenue en fatigue reste stable parce que l'étape d'amorçage n'est pas modifiée. La modification du cycle de soudage sans modification du temps de cycles permet d'améliorer la soudabilité avec le même comportement en fatigue.

Améliorer la tenue en fatigue de l'assemblage revient à améliorer le comportement à l'amorçage de fissure. Le principal levier pour modifier l'étape d'amorçage est le cycle de passage du courant et le temps de soudage. Un cycle continu de passage de courant avec un temps de soudage long est fortement favorable à l'étape d'amorçage. Pour l'épaisseur considérée, une augmentation de 50 % du temps de soudage implique une augmentation de 40% de l'effort à l'amorçage.

Ces deux propriétés démontrent le caractère essentiel de la compréhension des mécanismes pour une application adéquate. Les principaux facteurs d'amélioration en terme de conditions de soudage sur le comportement en fatigue ont été identifiés. Les résultats obtenus sont prometteurs et ils pourraient être appliqués à d'autres nuances et d'autres épaisseurs. Cependant, il faut rester prudent et vérifier avant tout les mécanismes de formation du point soudé qui dépendent fortement de l'épaisseur du substrat et de sa composition chimique. De plus, le champ de contraintes résiduelles induit, qui est supposé être à l'origine de l'amélioration de la durée de vie à l'amorçage, peut dépendre de la nuance d'acier et de son grade, ne serait ce que par la tenue mécanique et la température de début de transformation martensitique.

Enfin, les résultats obtenus pour les deux épaisseurs d'acier Dual Phase sont appliqués à titre d'exemple à un longeron. Une réduction de 20 % de la masse du composant est possible sans altérer la tenue en fatigue de l'assemblage, et sans modifier le temps de la séquence de soudage. L'intérêt des résultats obtenus et leur potentiel en terme d'application sont donc ainsi mis en évidence.

9. Proposition de modélisation

Les sections précédentes nous ont démontré que l'endommagement en fatigue de l'assemblage soudé par point est composé de deux étapes principales : l'étape d'amorçage et l'étape de propagation de fissure. De plus, seule la phase d'amorçage est sensible aux conditions de soudage. Pour une même épaisseur de substrat, la propagation de fissure reste identique. Nous proposons d'appliquer notre compréhension des mécanismes afin de modéliser cette seconde étape.

9.1. Etape de propagation de fissure au travers de l'épaisseur

D'après les résultats obtenus sur les assemblages DP, l'étape de macropropagation est indépendante des conditions de soudage, de la microstructure de zone affectée thermiquement et du diamètre de point. Cette étape ne dépend que de la traversée de l'épaisseur. Nous proposons de modéliser l'étape de macropropagation par une équation du type Basquin :

$$\ln(N) = A \ln(F) + B(t) \quad (\text{III-1})$$

La modélisation de l'étape de propagation de fissure par le modèle de Basquin revient à intégrer la loi de Paris en supposant les Facteurs d'Intensité de Contraintes (FIC) constants. Les paragraphes suivants visent à vérifier ces hypothèses.

9.1.1. Vérification des hypothèses

9.1.1.a. Validité de la mécanique linéaire élastique de la rupture

Au début de l'étape de macropropagation, la fissure initiale possède une taille d'environ 150 µm dans une microstructure martensitique composée de lattes très fines (chapitre III). Cette fissure n'est donc ni microstructuralement courte, ni mécaniquement courte [BAT 97]. La mécanique des milieux continus s'applique ici puisque la taille de fissure est largement supérieure à l'élément de base de la microstructure. De plus, la condition de plasticité confinée en fond de fissure est respectée. Aussi, les conditions d'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) sont validées.

9.1.1.b. Facteur d'intensité de contraintes

Les modèles analytiques de prévision de durée de vie des assemblages soudés par point, présents dans la littérature et fondés sur la mécanique de la rupture, considèrent que les facteurs d'intensité de contraintes (FIC) sont indépendants de la taille de fissure [POO 75a], [POO 79], [SWE 94], [ZHA.97].

Dans le cas de l'assemblage de traction-cisaillement (TC), Pan et Sheppard [PAN 03] vérifient par des calculs par éléments finis que le facteur d'intensité de contraintes reste constant pour des longueurs de fissure de 0,25 mm à 1,1 mm pour un assemblage homogène d'épaisseur 1,4 mm. Des essais de fatigue interrompus et les éprouvettes rompues de manière fragile (annexe C) permettent de relier la profondeur de la première fissure de fatigue au nombre de cycles de propagation (figure III-79). La hauteur de fissure évolue linéairement avec le nombre de cycles pour le chargement

d'amplitude constante donné. La vitesse de fissuration est, de ce fait, constante pour le niveau de sollicitation appliqué, le FIC est donc constant et indépendant de la taille de fissure.

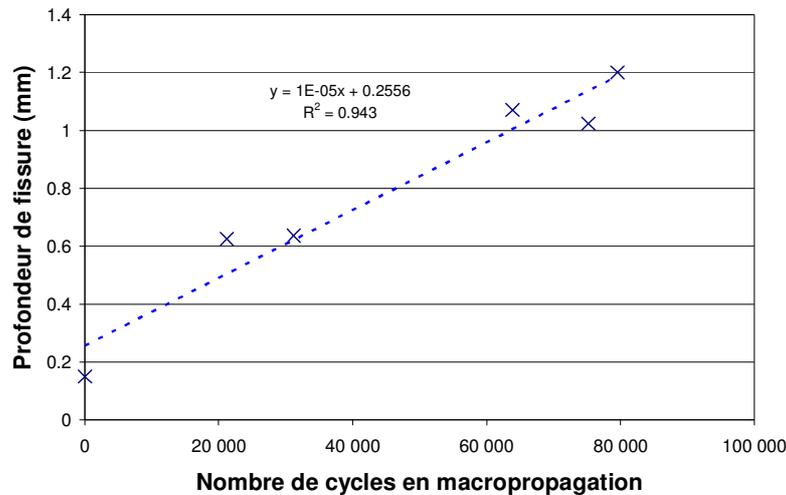


Figure III-79 Profondeur de fissure en fonction du nombre de cycles en macropropagation sur un assemblage homogène en DP d'épaisseur 1,2 mm, pour la sollicitation de fatigue de référence ($F_{max}=3000$ N, $R_s=0,1$, 30 Hz)

Aussi, dans le cas de l'assemblage soudé par point sollicité en traction-cisaillement, l'hypothèse, selon laquelle les FIC sont indépendants de la taille de fissure, est vérifiée.

9.1.1.c. Intégration de la loi de Paris

Il est donc possible d'intégrer la loi de Paris. En supposant $\Delta K = H\Delta F$, on obtient alors :

$$\ln N = -m \ln \Delta F + \ln(t - a_0) - m \ln H - \ln C$$

Avec m et C des constantes du matériau, H est un facteur géométrique et a_0 est la longueur initiale de fissure mesurée par fractographie (chapitre III-1).

9.1.2. Prévision du nombre de cycles en macropropagation

9.1.2.a. Facteurs d'intensité de contraintes

Le tableau III-22 résume trois formules analytiques de FIC présentes dans la littérature pour le cas d'un assemblage TC. Les lettres d, t et w sont respectivement le diamètre du point, l'épaisseur de tôle et la largeur de tôle. Swellam *et al.* [SWE 94] font intervenir un paramètre matériau β fixé à 2 pour un acier bas carbone, à 3 pour un acier faiblement allié. Dans le cas des aciers THR, qui sont plus fortement alliés, nous fixons ce paramètre à 5.

	Zhang [ZHA 97] [ZHA 99]	Pook	Swellam et al. [SWE 94]
K_I	$K_I = \frac{\sqrt{3}F}{2.\pi.d\sqrt{t}}$	$K_I = \frac{F}{d\sqrt{d}} \left[0.964 \left(\frac{d}{t} \right)^{0.397} \right]$	
K_{II}	$K_{II} = \frac{2F}{\pi.d\sqrt{t}}$	$K_{II} = \frac{F}{d\sqrt{d}} \left[0.798 + 0.458 \left(\frac{d}{t} \right)^{0.710} \right]$	
K_{eq}	$K_{eq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2}$	$K_{eq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2}$	$K_{eq} = (1-R)^{0.85} \cdot \frac{F\sqrt{36t^2 + \beta.d^2}}{2.t\sqrt{\pi.w.(36t^2 + d^2)}}$

Tableau III-22 Formules analytiques de facteurs d'intensité de contraintes

Ici, nous fixons $d = 5\sqrt{t}$. Cette valeur est souvent utilisée dans la littérature [RAD 95], car elle correspond au diamètre visé de la face active de l'électrode pour obtenir un diamètre de point du même ordre de grandeur [NEG 79], [DRO 93]. Aussi, le FIC équivalent pour ces formules est bien le produit de l'effort appliqué F et d'un facteur géométrique. Il est donc possible de l'exprimer sous la forme : $\Delta K_{analytique} = H_{analytique} \Delta F$.

L'évolution des FIC équivalents en fonction de l'épaisseur de la tôle est représentée figure III-80 pour les trois modèles. Leurs évolutions sont nettement différentes.

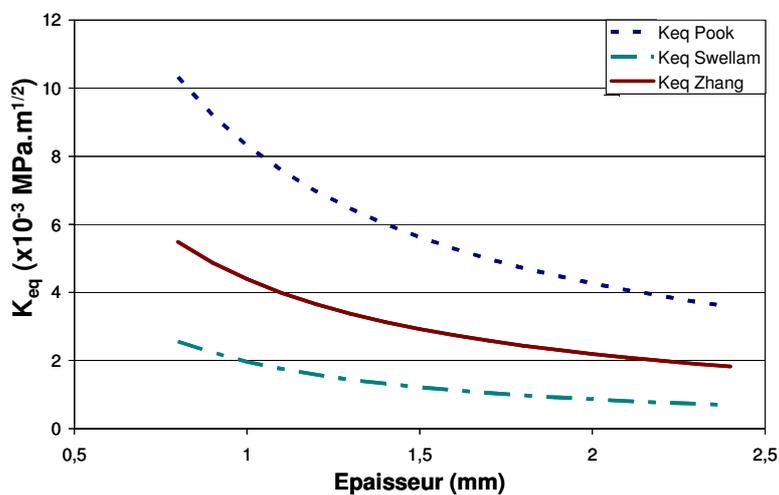


Figure III-80 Facteurs d'intensité de contraintes équivalent pour un assemblage TC, en fonction de l'épaisseur, sous un chargement de 1 N, $d=5\sqrt{t}$

9.1.2.b. Identification des coefficients de la loi de Paris

Nous proposons d'identifier le coefficient m à l'aide des résultats sur des essais de fatigue instrumentés par la MDP issus du guide THR d'ArcelorMittal. Au total 11 nuances d'acier THR sont répertoriées pour des épaisseurs de substrats comprises entre 1,2 mm et 2,5 mm. Le tableau III-23 donne les coefficients A et B du modèle de Basquin identifiés grâce au logiciel ESOPE® pour les étapes 1 et 2 de la durée de vie.

Nuance	Epaisseur (mm)	Etape 1 : amorçage		Etape 2 : macropropagation		Etape 1 + étape 2	
		A	B	A	B	A	B
Toutes nuances confondues (350 MPa < R_m < 1000 MPa)	1,5	-4,73	51,04	-3,45	40,13	-4,13	46,67
	1,2	-7,46	74,66	-3,43	38,61	-7,76	77,32
	1,5	-6,44	63,97	-3,25	37,99	-5,13	54,03
	1,5	-5,64	56,79	-3,51	40,40	-4,18	46,27
	1,5	-4,34	46,80	-3,85	43,14	-4,20	46,52
	1,5	-4,91	51,64	-3,84	43,08	-4,43	48,58
	2	-4,06	46,17	-3,63	42,86	-3,83	45,11
	2	-4,12	46,05	-3,53	41,90	-3,73	43,95
	2	-4,71	51,45	-3,65	42,42	-4,19	47,79
	2,25	-3,84	44,25	-3,66	43,66	-3,73	44,53
	2,5	-3,17	39,12	-3,70	43,90	-3,60	43,63
	2	-4,44	48,64	-3,40	40,88	-3,67	43,47
2	-4,21	47,21	-3,48	41,28	-3,89	45,29	
Moyenne		-4,64	50,32	-3,59	41,4	-4,28	48,26
Ecart-type		1,07	8,85	0,15	1,62	1,12	9,29

Tableau III-23 Tableau récapitulatif des constantes A et B du modèle de Basquin, identifiées grâce au logiciel ESOPE®, pour les différentes durée de vie identifiées par MDP

En considérant, les valeurs moyennes et les écart-types obtenus pour les deux étapes de durée de vie, le coefficient A pour l'étape de macro-propagation reste identique quel que soit : la nuance d'acier, l'épaisseur de substrat et la condition de soudage. Abe *et al.* [ABE 86] notent aussi que l'étape de propagation de fissure n'est pas affectée par la nature du métal de base. Aussi, l'hypothèse selon laquelle l'étape de macro-propagation ne dépend que de l'épaisseur de la tôle à traverser est vérifiée. Par identification, l'exposant m de la loi de Paris est de 3,5. La propagation de fissure pour ces essais sur aciers THR s'effectue en ZAT. Les compositions chimiques des aciers sont différentes mais la ZAT est toujours constituée de microstructures de trempé.

Le tableau III-24 résume les coefficients de la loi de Paris utilisés dans la littérature pour prévoir la durée de vie des assemblages soudés par point. Malgré des fissurations en ZAT, les auteurs utilisent des coefficients identifiés pour des caractéristiques qui varient de celles du métal de base à celles d'un acier martensitique.

	m	C x10 ⁻¹⁰	Utilisation
[LEE 06], [LIN 05]	2,25	1,36	Acier martensitique
[LIN 05]	3	6,89.10 ⁻²	Ferrite Perlite
[LED 89]	3,03	4,38.10 ⁻²	ZAT acier E24-3
[WAN 85]	5	10 ⁻³	ZAT
[LIN 96]	4,04	1,36	Acier martensitique
[LIN 96]	3,52	4,72	DP 600
[LIN 96]	3,82	1,58	HSLA 350
[HOB 07]	3		Joints soudés

Tableau III-24 Coefficients de la loi de Paris utilisés dans la littérature pour la prévision de la durée de vie des assemblages soudés par points

Nous choisissons d'utiliser le couple de données fournies par Lindgreen et al. [LIN 96] et dont l'exposant m se rapproche le plus de nos constatations expérimentales.

9.1.2.c. Comparaison des modèles

Les essais de fatigue ont été réalisés avec un rapport de charge de 0,1. Aussi, l'étendue correspond à :

$$\Delta F = 0,9.F \tag{III-2}$$

La figure III-81 représente les valeurs expérimentales du coefficient B (équation III-3) obtenues et celles prévues par les modèles (équation III-4).

$$B_{\text{expérimental}} = \ln N + m \ln \Delta F \tag{III-3}$$

$$B_{\text{modèle}} = \ln(t - a_0) - m \ln H_{\text{modèle}} - \ln C \tag{III-4}$$

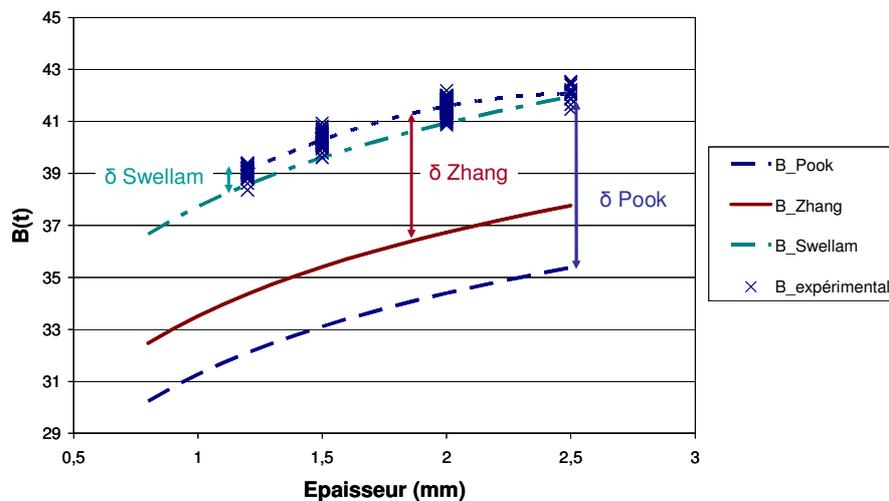


Figure III-81 Prévision de B donnée par les 3 modèles analytiques et valeurs expérimentales en fonction de l'épaisseur du substrat

Les modèles développés par Zhang et Pook sont fortement sécuritaires. Ils sont en général utilisés pour évaluer le nombre total de cycles à rupture pour une propagation de fissure au travers de l'épaisseur. Le modèle de Swellam est celui qui possède la meilleure prévision. Cependant, il n'est pas sécuritaire pour des épaisseurs de 2,5 mm alors qu'il s'agit d'un modèle de dimensionnement. L'écart moyen est défini figure III-81 entre les modèles développés et les données expérimentales. Il est ajouté aux valeurs des prévisions afin de comparer l'évolution des modèles en fonction de l'épaisseur (figure III-82). Au regard des dispersions, les modèles décrivent tous l'évolution du paramètre B en fonction de l'épaisseur de manière similaire, alors que leurs formulations sont fondamentalement différentes. La courbure expérimentale est plus forte que celle des modèles.

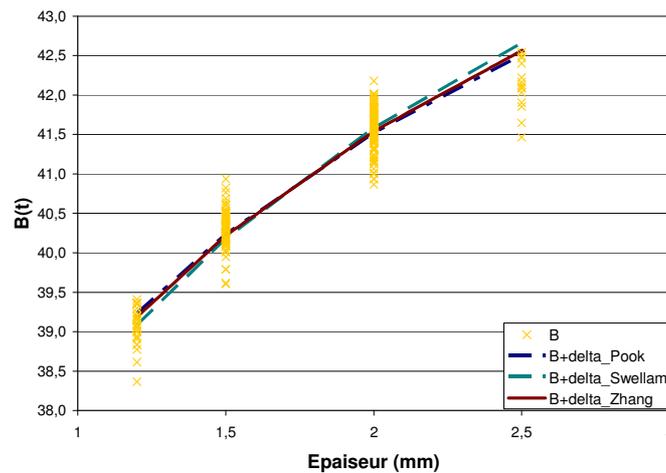


Figure III-82 Variabilité prévue par les modèles analytiques de la littérature

9.1.2.d. Proposition d'un modèle

Nous proposons de décrire l'évolution du paramètre B en fonction de l'épaisseur de substrat à partir des données expérimentales sans calcul de facteur d'intensité de contraintes, mais en quantifiant les dispersions du phénomène. La figure III-83 représente la courbe médiane obtenue avec une extrapolation par un polynôme d'ordre 2 ainsi que les courbes d'équiprobabilité à 5 et 95 %. Le coefficient de régression linéaire pour la courbe médiane est de 0,93. Les dispersions prises en compte sont globales, au sens où les incertitudes sur l'estimée de la pente m sont directement répercutées sur le paramètre B.

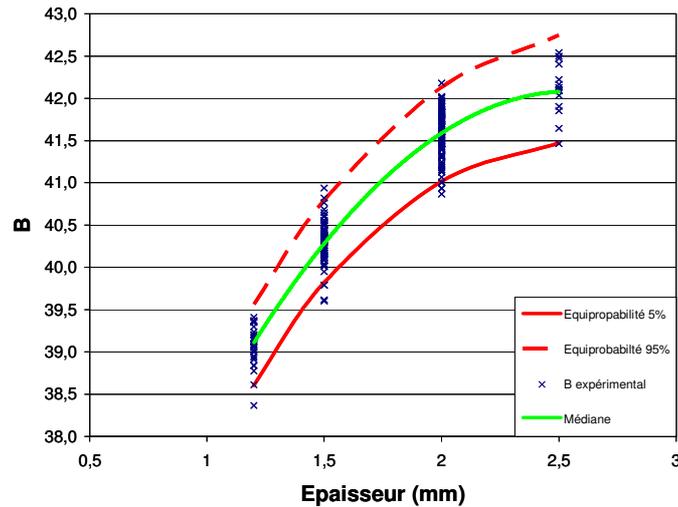


Figure III-83 Estimée de B et intervalle de fiabilité à 95 %

Ainsi, le nombre de cycles en macropropagation est prévu par le modèle, ainsi que l'intervalle d'équiprobabilité entre 5% et 95% de rupture (figure III-84). Par exemple pour un substrat d'épaisseur 1,2 mm, le nombre de cycles de macropropagation expérimentale est d'environ 200 000 cycles. L'intervalle d'équiprobabilité se situe entre 100 000 cycles et 300 000 cycles.

Dans la section III-1, dans le cas de la condition de soudage P3, pour une estimée de nombre de cycles à rupture sur 5 éprouvettes de 200 000 cycles, la valeur vraie est comprise entre 120 000 cycles et 350 000 cycles. Cet intervalle est obtenu sur un même acier pour une seule condition de soudage. Aussi, les intervalles d'équiprobabilité sont faibles pour l'étape de macropropagation au regard des incertitudes sur le nombre de cycles total. D'autant plus que les dispersions considérées ici sont valables pour toutes les nuances d'aciers THR, toutes les conditions de soudage et toutes les épaisseurs.

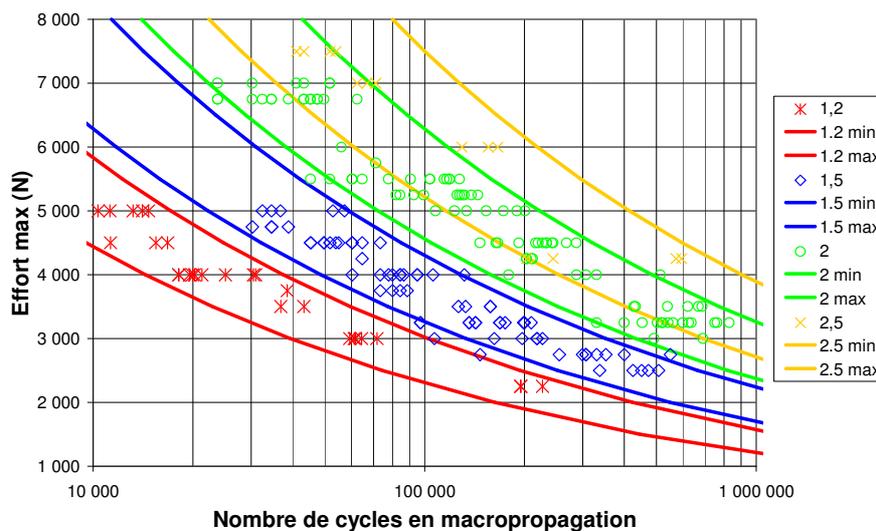


Figure III-84 Prédiction de l'intervalle d'équiprobabilité à 5% et 95% pour l'étape de macropropagation pour des épaisseurs de 1,2 mm à 2,5 mm

9.1.3. Conclusion

Les modèles issus de la mécanique linéaire élastique de la rupture présents dans la littérature sont confrontés aux résultats expérimentaux pour l'étape de macropropagation de fissure.

Un modèle hybride est proposé pour décrire l'étape de macropropagation de fissure de fatigue. Il est fondé sur l'identification des paramètres influents qui pilotent principalement cette étape d'endommagement, c'est-à-dire que seule l'épaisseur de tôle possède une influence ; et sur l'analyse des dispersions. Aussi ce modèle, est fondé sur des considérations mécaniques plus simples que ceux développés, mais il possède l'avantage d'une approche fiabiliste.

9.2. Amorçage

L'amorçage de fissure joue un rôle prépondérant dans le mécanisme d'endommagement par fatigue des assemblages soudés par point.

Cette étape est influencée par les conditions de soudage. Elle est sensiblement améliorée par l'augmentation du temps de passage de l'intensité délivrée par un train d'onde continu ainsi que l'effort appliqué par les électrodes. Néanmoins, il est difficile aujourd'hui de fournir une modélisation robuste de cette étape de durée de vie, car le rôle que joue la microstructure et/ou les contraintes résiduelles n'est pas clairement établi. La modélisation de l'étape de macropropagation nous a démontré le bien fondé de la compréhension pour effectuer une modélisation adaptée. Aussi, la compréhension du mécanisme exige d'être approfondie. Il est nécessaire avant tout de vérifier sur d'autres nuances d'acier THR, si des comportements similaires sont observés. Ainsi, l'influence de la métallurgie pourra être quantifiée. Ce ne sera qu'ensuite qu'une modélisation sera possible.

Néanmoins, si l'expérience, par l'optimisation des conditions de soudage, permet de mieux définir le nombre de cycles à l'amorçage, alors nous savons de façon semi empirique modéliser la tenue en service du point en intégrant les conditions de soudage.

Des voies d'amélioration de la tenue en fatigue sont donc possibles, soit par l'optimisation des conditions de soudage (III-8), soit par l'application de post-traitement [DUC 07].

10. Conclusions

L'analyse statistique, le suivi de fissure par la Méthode de Différence de Potentiel, l'observation du faciès de rupture sont des outils clés qui nous ont permis d'investiguer finement l'influence des conditions de soudage sur l'endommagement par fatigue de l'assemblage soudé par point.

La phase d'amorçage est prépondérante sur la tenue en service puisque c'est la seule qui est sensible aux conditions de soudage. Pour la plupart des conditions de soudage, aucune modification de durée de vie n'est constatée. Dans la séquence de soudage, l'étape de soudage est primordiale car pendant cette étape la zone fondue se développe et se solidifie partiellement. Le refroidissement de l'assemblage a donc déjà commencé. Aussi, pour modifier les microstructures et l'état des contraintes résiduelles il est nécessaire d'agir au tout début du refroidissement et donc avant l'étape de maintien de l'effort par les électrodes.

Si le point est bien développé, l'intensité de soudage ne possède pas d'influence sur le domaine de soudabilité. Dans ce cas, le diamètre de point n'a aucune influence. Le temps de maintien, le recuit machine ne possèdent que peu d'influence, si la durée de vie moyenne est augmentée, c'est au détriment des dispersions. L'augmentation de l'effort pendant le maintien ou forgeage n'a pas d'influence car il intervient trop tard dans la formation du point. Seul le temps de passage du courant en train d'ondes continu possède une influence notable et est répétable. Plus de 50% d'amélioration est constatée sur la limite d'endurance à 2 millions de cycles par un accroissement de la phase d'amorçage sur un assemblage DP d'épaisseur 1,2 mm. Cette amélioration serait liée à une modification du champ de contraintes résiduelles et sera abordé dans le chapitre suivant.

Les résultats sont ensuite utilisés sur une épaisseur de substrat supérieure afin de valider et de confirmer notre compréhension des mécanismes. Un exemple d'application des résultats sur une pièce réelle illustre l'intérêt de l'optimisation du cycle de soudage.

Enfin, une modélisation partielle de la durée de vie est proposée. Un modèle hybride de l'étape de propagation est proposé. Il est fondé sur la compréhension de la phase de propagation que nous avons acquise et sur l'utilisation d'une base de données. Ce modèle donne accès aux dispersions.

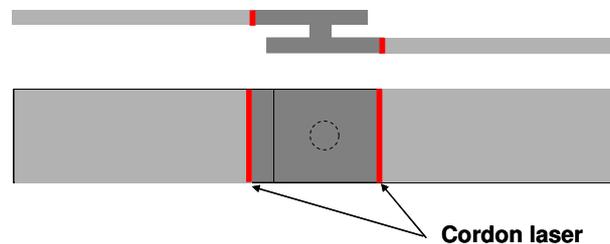
Chapitre IV. Décorrélation des facteurs d'influence

Nous avons vu que la microstructure de ZAT, la géométrie de l'assemblage ou encore le champ de contraintes résiduelles sont des facteurs d'influence sur la tenue en fatigue de l'assemblage soudé par point (chapitre I). Les couplages thermomécaniques du procédé de soudage par point ne permettent pas de décorrélérer ces facteurs entre eux par la seule modification des conditions du procédé. Le propos de ce chapitre est l'observation de l'influence de la géométrie d'une part et l'influence des contraintes résiduelles et de la microstructure d'autre part.

1. Influence de la géométrie

Nous cherchons à déterminer expérimentalement l'influence seule de la géométrie sur la tenue en fatigue sans variation de microstructure et sans champ de contraintes résiduelles. Pour ce faire, une géométrie "point soudé" a été usinée dans la masse.

La difficulté majeure réside dans la réalisation de tels échantillons pour une épaisseur faible. Il s'agit d'usiner une entaille circulaire, possédant un congé, qui soit fine (0,3 mm) et profonde (19 mm) sur une épaisseur de substrat de 2,4 mm. Pour cela, la géométrie est réalisée en deux temps : la partie centrale est d'abord usinée, puis le reste de la géométrie est complété par soudage laser par deux coupes (figure IV-1).



**Figure IV-1 Principe de réalisation de la géométrie "point soudé",
la géométrie est réalisée en plusieurs étapes**

La figure IV-1 illustre la géométrie de la partie centrale et ses dimensions avec une tolérance js13. Cette partie centrale a été électroérodée à partir d'un cylindre. L'ébauche de l'entaille est d'abord réalisée par électroérosion par fil. La finition est effectuée par électroérosion par enfonçage à l'aide d'une électrode en carbone biseautée.

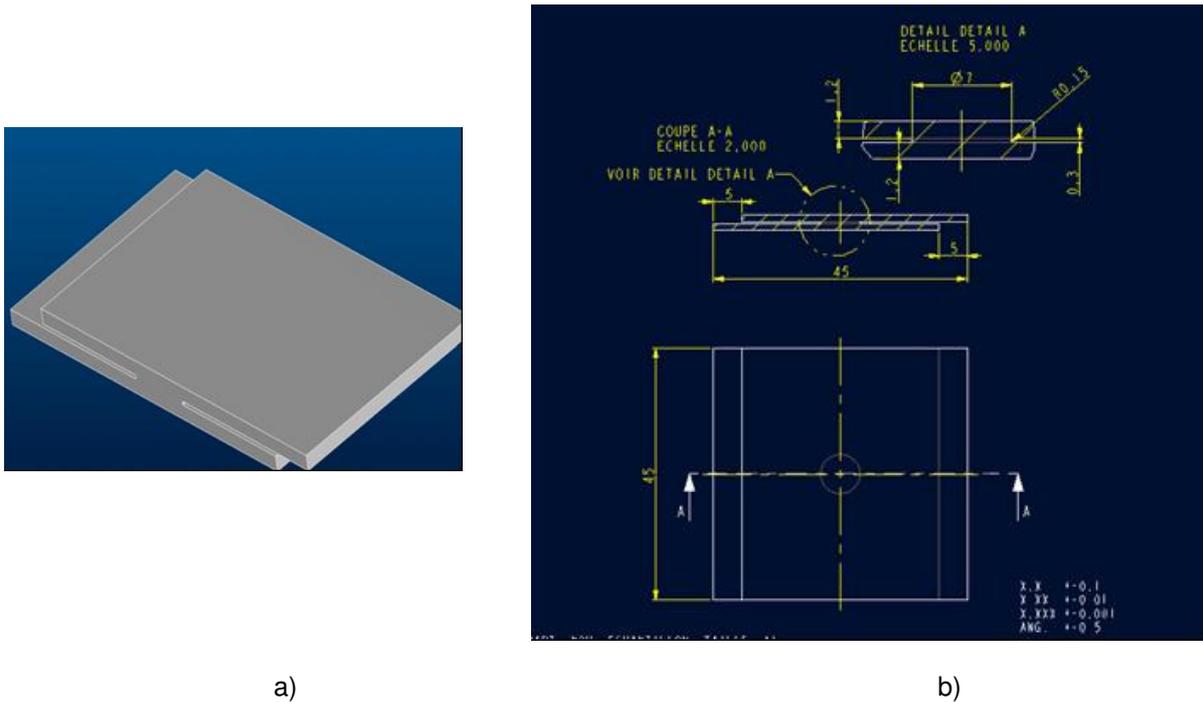


Figure IV-2 a) Vue 3D d'une coupe de la partie usinée dans la masse, b) plan associé pour la définition des cotes

Les tolérances géométriques ont été respectées, la microgéométrie du fond d'entaille est illustrée par la figure IV-3-b et est comparée à un fond d'entaille classique obtenu par soudage par point. La réalisation d'une telle géométrie demande plus de 15 heures d'utilisation machine.

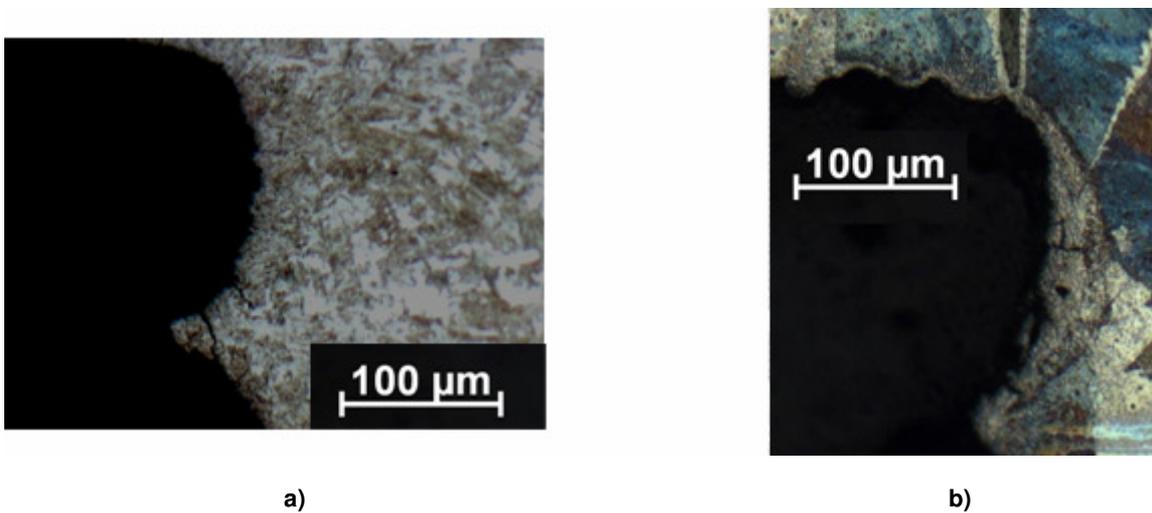


Figure IV-3 Fond d'entaille a) fond d'entaille d'un point soudé en DP b) géométrie obtenue après électroérosion

Etant donné les épaisseurs de matière nécessaires à l'usinage, le matériau utilisé pour cette étude est un acier XC38 pour traitement thermique. Dans cette étude, aucun traitement thermique ne sera effectué. Son fort pourcentage de carbone (0,38 %) a demandé de s'assurer de la soudabilité laser de ce produit. Des essais ont permis de régler la puissance du faisceau et sa vitesse. Une vue en coupe de la soudure laser (figure IV-4) montre une soudure bien réalisée.



Figure IV-4 Vue transversale de la soudure laser après attaque Nital

Les éprouvettes " usinées dans la masse " sont testées en fatigue et leur tenue est comparée à celle des éprouvettes soudées par point, issues du même substrat en XC38.

L'observation des coupes transversales (figure IV-5) met en évidence la présence de grains de la taille de l'épaisseur de tôle. Ils sont de plus orientés dans la direction de propagation de fissure. Ces éléments expliquent les faibles durées de vie obtenues pour ce type d'éprouvettes.

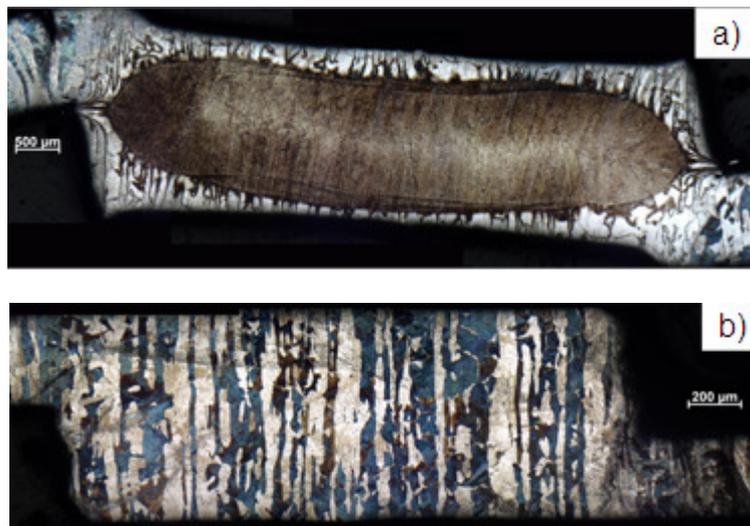


Figure IV-5 Coupe transversale après attaque Nital d'éprouvettes en XC38
a) soudées par point b) usinées dans la masse

De plus, un nombre de cycles à rupture identique est obtenu pour les deux configurations. En revanche, le signal de suivi de fissure, fortement perturbé, ne permet pas de détecter l'amorçage. Une détection du percement est possible et les intervalles de confiance à 95% pour cette étape d'endommagement par fatigue sont illustrés par la figure IV-6. Ils ne sont pas disjointes.

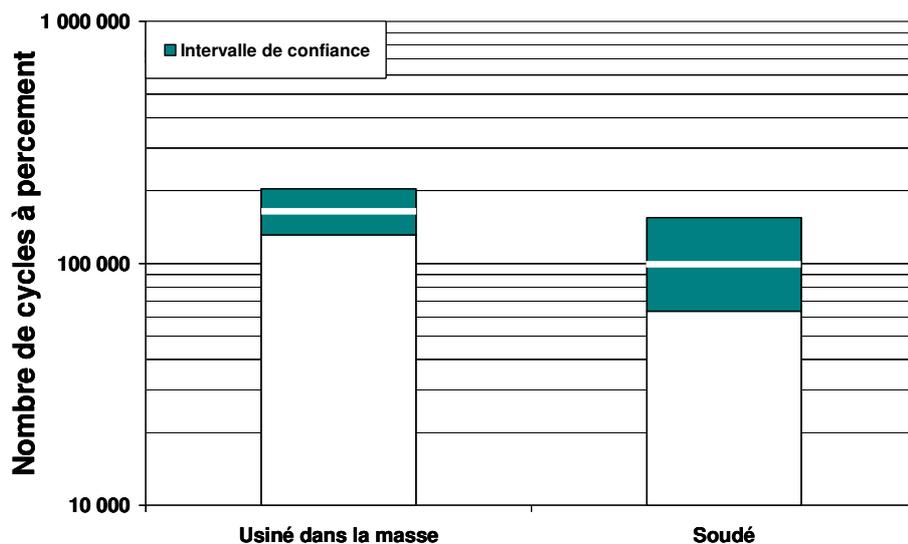


Figure IV-6 Intervalles de confiance à 95 % des nombres de cycles à percement de la tôle obtenus pour les éprouvettes réalisées en XC38

A ce stade, aucune conclusion n'est possible en terme de comportement. Nous pouvons tout de même noter que la démarche entreprise pour l'étude de la géométrie est prometteuse. Même si l'acier XC38 s'est révélé être un mauvais candidat pour cette expérience, la démarche reste valable et pourra être appliquée à un autre acier.

2. Influence de la microstructure et des contraintes résiduelles

Afin d'aborder l'influence de la microstructure et des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue, divers traitements thermiques sur éprouvettes TC brutes de soudage ont été appliqués. Etant donné le couplage fort qui relie l'état des contraintes résiduelles et la microstructure, deux types de traitements thermiques ont été retenus : des traitements thermiques " longs " visant une relaxation des contraintes sans modifier la taille de grain et des traitements thermiques " courts " visant à modifier la microstructure

2.1. Description des cycles thermiques

Ces deux types de traitement nécessitent des outils différents : un four de recuit base et un four de recuit continu. Les températures de transformations de phases sont déterminées à l'équilibre à partir de la composition chimique de la nuance de l'étude grâce au logiciel Ceqsi. Ainsi Ac_1 et Ac_3 ont pour valeurs respectives 690 °C et 825 °C.

2.1.1. Traitement thermique visant la modification de la microstructure

L'objectif principal de ces traitements est l'influence de la microstructure sur la tenue en fatigue par une modification de cette dernière. Ces traitements modifient l'état des contraintes résiduelles du fait des transformations de phases. Elles sont totalement relâchées au passage de Ac_3 , car la transformation austénitique est complète, le réarrangement de la microstructure initiale est total. Des contraintes liées au refroidissement peuvent être introduites.

L'échantillon soudé par point possède une microstructure et une composition chimique locales hétérogènes. Ces hétérogénéités peuvent s'accroître avec la température. Lors du chauffage, la croissance des grains austénitiques dépend, en effet, de leur taille. Au refroidissement, la trempabilité dépend, elle aussi, de la taille de grain.

2.1.1.a. Description de l'outil

Les traitements thermiques sont réalisés sur un four de recuit continu (figure IV-7). Comme son nom l'indique, ce four est utilisé pour simuler des cycles thermiques réalisés sur les lignes de recuit continu. Le chauffage s'effectue par lampes infrarouges par la face supérieure, le thermocouple étant fixé sur la face opposée. Le refroidissement s'effectue à l'aide de buses d'air sur chaque face de l'échantillon. La température maximum de chauffage est de 900 °C. Cet outil est capable d'appliquer des vitesses de chauffage et de refroidissement de l'ordre de quelques dizaines de degrés par seconde.



Figure IV-7 Photographie du four de recuit continu

Pour cet appareil, l'homogénéité du traitement thermique est certifiée pour une épaisseur comprise entre 0,5 mm et 1,5 mm. Or, les éprouvettes brutes de soudage sont d'épaisseur 2,4 mm au minimum. De plus, l'interface entre les tôles modifie la conduction de chaleur. Aussi, l'homogénéité du traitement thermique a été validée au préalable par une étude de faisabilité. L'observation au Microscope Optique (MO) de la microstructure, au niveau de la zone de l'entaille, n'a révélé aucune hétérogénéité majeure dans l'épaisseur. De même, les valeurs de mesures de microdureté n'ont pas souligné de différences.

2.1.1.b. Description des cycles appliqués

Trois cycles thermiques avec des temps de maintien identiques sont choisis avec des températures de palier dans les domaines subcritique, intercritique et surcritique (figure IV-8-a, b et c). Le quatrième cycle thermique retenu est composé de deux paliers de maintien en température, le premier dans le domaine austénitique puis dans le domaine intercritique (figure IV-8-d).

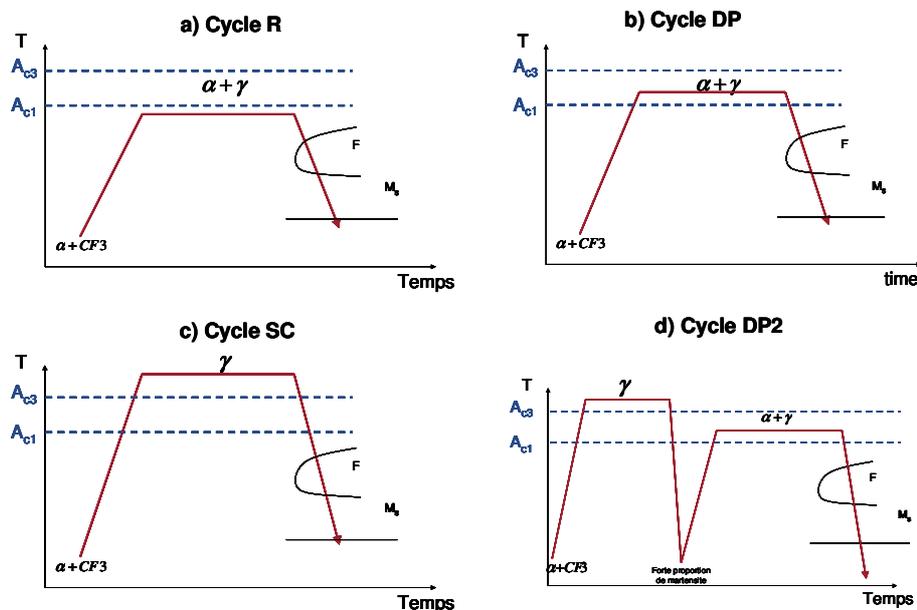


Figure IV-8 Schéma des cycles thermiques appliqués a) avec maintien en domaine subcritique b) avec maintien en domaine intercritique c) avec maintien dans le domaine austénitique ou surcritique d) avec maintien dans le domaine austénitique puis intercritique

- Cycle en dessous de Ac1 : cycle de revenu ou cycle " R "

L'objectif est de relaxer les contraintes sans modification de la taille de grain. A cette température qui correspond au domaine subcritique : il est attendu un revenu de la martensite avec précipitation de carbures dans le Métal de Base (MdB) et en Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

- Cycle dans le domaine intercritique : cycle Dual Phase ou cycle " DP "

Les contraintes résiduelles de soudage sont relaxées puisque la microstructure est modifiée au passage de Ac1. L'objectif est d'obtenir une microstructure biphasée de type Dual Phase comme celle du MdB.

- Cycle avec palier dans le domaine austénitique : cycle surcritique ou cycle " SC "

L'objectif est d'obtenir une microstructure biphasée avec un ratio de phase martensitique maximal. Un maintien en température dans le domaine γ ou domaine surcritique permet de mettre en solution tous les éléments d'alliages, notamment dans la zone fondue et en ZAT. Une trempe de l'ordre de $15^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ permet ensuite d'obtenir une structure biphasée ferrite martensite.

Etant donné l'hétérogénéité de la microstructure initiale, un maintien dans le domaine austénitique peut accroître les hétérogénéités en terme de taille de grains de la structure initiale. En passant Ac3, les grains austénitiques de la ZAT à gros grains continuent à croître alors que dans le MdB, les grains austénitiques vont germer. Comme la trempabilité dépend de la taille de grains, le pourcentage de la phase martensitique résultant de la trempe varie selon les zones du point.

- Cycle DP avec contrôle de la taille de grain : cycle " DP2 "

Ce cycle est un cycle Dual Phase avec passage dans le domaine austénitique pour effacer l'historique du soudage. Afin de limiter la croissance d'hétérogénéité, une trempe entre les deux paliers de maintien est réalisée afin de figer la taille de grain austénitique. Des déformations résiduelles supplémentaires sont induites par deux trempes successives.

2.1.1.c. Analyse métallographique des échantillons obtenus

Pour ces traitements thermiques, il a été vérifié par micrographie après attaque Nital qu'aucune décarburation ne s'est produite que ce soit en peau ou en fond d'entaille. Les traitements thermiques sont donc considérés comme valides. La figure IV-9 montre une observation macroscopique au MO des coupes transversales après attaque Nital des éprouvettes rompues par fatigue. Les microstructures obtenues en métal de base et en ancienne zone fondue sont résumées dans le tableau IV-1.

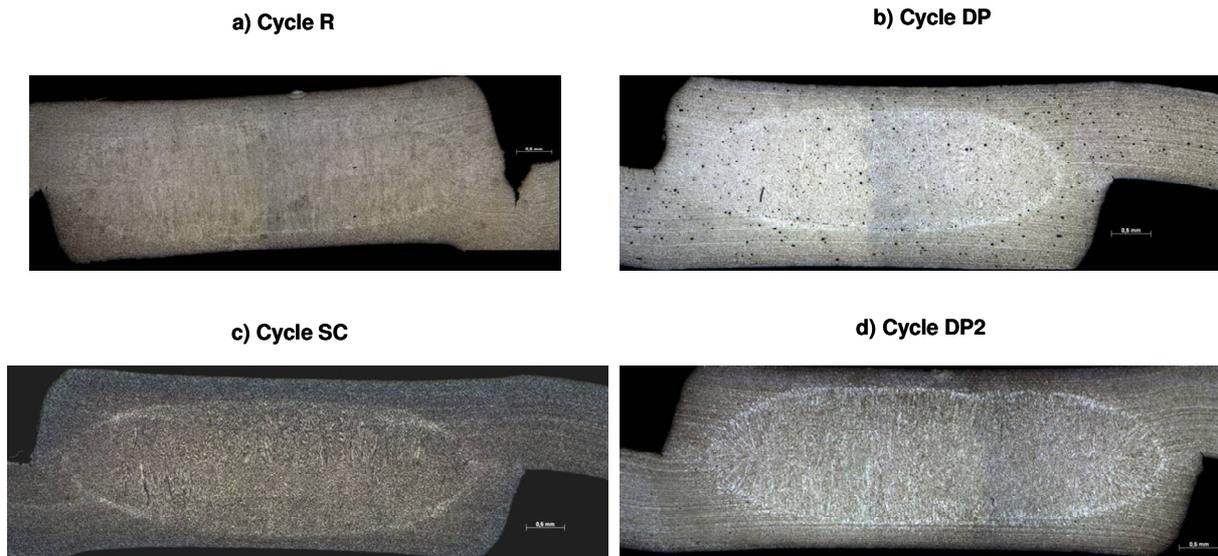


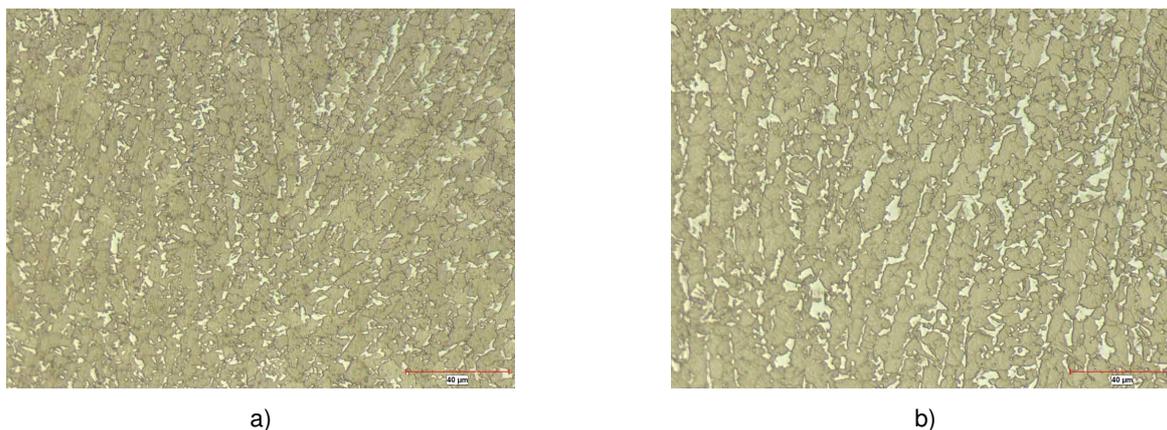
Figure IV-9 Cliché au MO après attaque Nital des éprouvettes ayant subi différents traitements thermiques

L'ancienne zone fondue est l'endroit où l'épaisseur de l'échantillon est la plus importante. Pour le traitement thermique " R " avec un palier de maintien en température en domaine subcritique à 650°C, la structure martensitique de la zone fondue est toujours présente. La présence de précipités carburés est le signe du revenu.

	Température de palier	Ancienne zone fondue	Métal de base
cycle R	650°C	Martensite revenue	Structure DP avec présence de précipités carburés dans la martensite
Traitement intercritique DP	760°C	Structure DP	Structure DP
Traitement SC	850°C	Structure DP basaltique 15 % de martensite	Structure DP - 12% martensite
Traitement DP2	770°C	Structure DP basaltique 12 % de martensite	Structure DP - 9% martensite

Tableau IV-1 Résumé des microstructures obtenues en ancienne zone fondue et dans le métal de base après application des cycles de traitements thermiques

Pour les traitements thermiques DP2 et SC avec des paliers de maintien en domaine intercritique et surcritique, une microstructure biphasée composée de martensite et de ferrite est présente. Cette structure est basaltique (voir figure IV-10) : les îlots de martensite ont germé au niveau des anciennes ségrégations interdendritiques, ils sont donc alignés sur l'ancienne structure de solidification.



**Figure IV-10 Clichés de l'ancienne zone fondue après traitement et attaque Lepéra, la martensite apparaît en blanc, des structures basaltiques sont apparentes a)-traitement thermique DP2
b)-traitement thermique SC**

Quel que soit le traitement thermique appliqué, une microstructure DP est observée dans le métal de base. Pour le traitement de revenu des précipités carburés sont observés dans les îlots martensitiques. Pour le traitement thermique SC, le pourcentage de phase dure est supérieur à celui du traitement DP2, respectivement de l'ordre de 12% et 9%. Cette différence de pourcentage de phase n'est pas significative. Néanmoins, le traitement SC possède une température de palier avant refroidissement plus élevée et possède une vitesse de refroidissement supérieure. Ainsi, à composition chimique identique, la proportion de martensite formée est plus importante.

2.1.2. Traitement thermique visant à une relaxation des contraintes

Afin d'éviter toute décarburation, les essais sont réalisés sous vide secondaire. Deux cycles thermiques sont testés avec des temps de maintien de 6 heures. Un traitement d'auto diffusion du fer avec le palier en température de 425°C, noté RB 425°C, et un traitement de relaxation à 650°C en dessous de A_{c1} , noté RB 650°C. L'objectif de ces cycles thermiques est de relâcher les contraintes résiduelles sans modifier la taille de grain et sans introduire de contraintes résiduelles dues à un refroidissement brutal.

L'analyse métallographique ne révèle aucune modification majeure de la structure, des précipités carburés sont présents en ancienne zone fondue pour le traitement RB 650°C, c'est le signe du revenu de la martensite (figure IV-11).

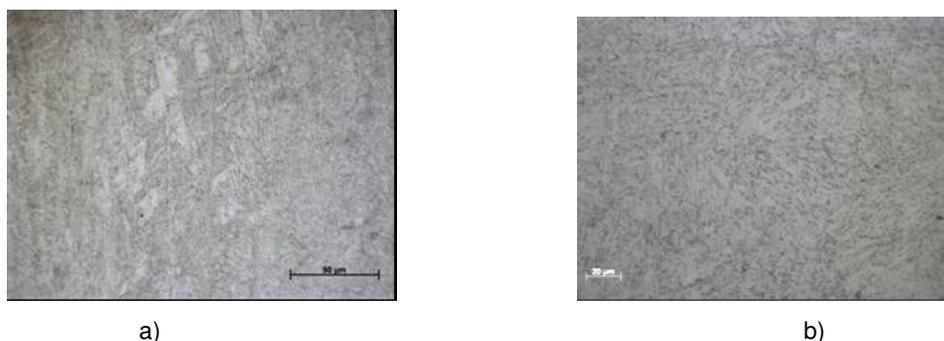


Figure IV-11 Ancienne zone fondue après attaque Nital a) après traitement RB 425°C b) après traitement RB 650°C, les précipités carburés sont visibles

2.2. Résultats de fatigue

Les éprouvettes sont toutes soudées selon la même condition de soudage. Il s'agit de la condition C14 identifiée par la procédure de soudage (chapitre III-1). La géométrie des éprouvettes est donc identique à la dispersion de l'opération de soudage près.

Les essais de fatigue sont réalisés avec un effort maximum de 3000 N, avec un rapport de charge de 0,1 et une fréquence de 30 Hz (chapitre III-2). Cinq éprouvettes sont testées par condition de traitement thermique. Pour les traitements thermiques réalisés avec le four de recuit-continu, les éprouvettes possèdent des déformations résiduelles à cause de la trempe à l'air. Les éprouvettes choisies pour les essais de fatigue sont celles qui sont marquées par des déformations minimales.

Les intervalles de confiance sur les nombres de cycles à rupture sont tous du même ordre de grandeur. Comme cet intervalle est calculé pour le même nombre d'échantillon, il est représentatif de la dispersion (annexe A). Aussi, la dispersion du phénomène n'est pas modifiée : l'opération de traitement thermique possède une bonne reproductibilité.

2.2.1. Influence sur le nombre de cycle total

Pour tous les traitements thermiques, les estimées de moyenne des nombres de cycles à rupture et à percement sont inférieures à celle de la condition de référence (figure IV-12). Cette diminution du nombre de cycles est liée à la décroissance de la durée d'amorçage.

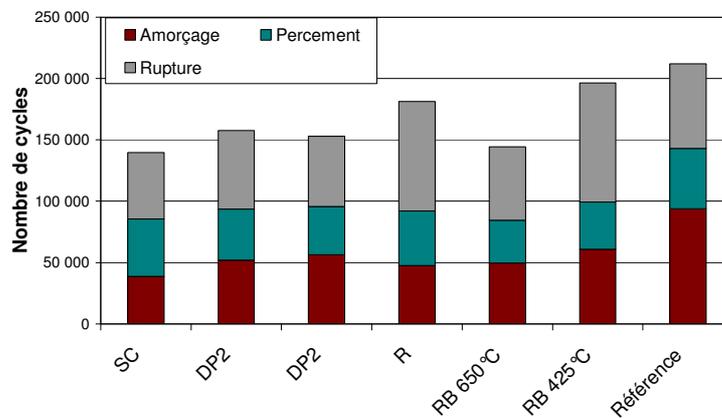


Figure IV-12 Estimée des moyennes des différentes étapes de durées de vie sur 5 éprouvettes en fonction des traitements thermiques.

2.2.2. Influence des traitements thermiques sur la phase de propagation

Les intervalles de confiance à 95% de la phase de propagation se chevauchent (figure IV-13). De plus, l'analyse de la variance ne permet pas de différencier les séries entre elles. Les séries peuvent donc être regroupées et le nombre de cycles moyen de l'étape de propagation est de 44 000 cycles.

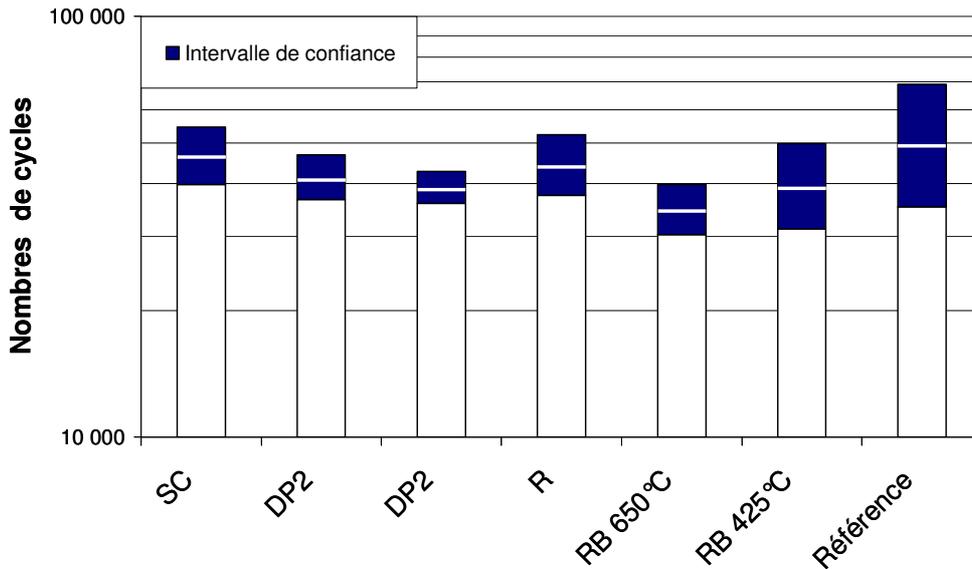


Figure IV-13 Estimée du nombre de cycles pour la phase de propagation et intervalle de confiance

2.2.3. Influence des traitements thermiques sur la phase d'amorçage

Les intervalles de confiance à 95% de l'étape d'amorçage sont représentés (figure IV-14). Pour les éprouvettes ayant subi un traitement thermique, leurs intervalles se chevauchent tous. En revanche, les éprouvettes brutes de soudage possèdent une durée de vie moyenne à l'amorçage différente puisque l'intervalle de confiance est disjoint des autres conditions.

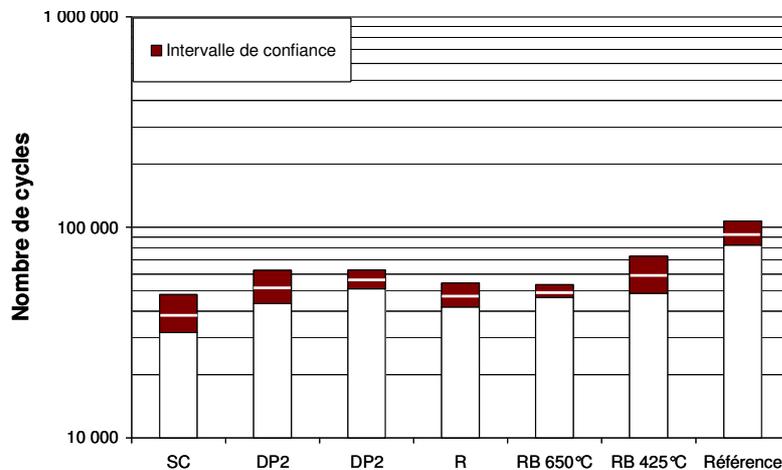


Figure IV-14 Intervalle de confiance à 95% sur le nombre de cycles à l'amorçage

L'analyse de la variance avec une confiance de 95 % nous indique que :

- pour les séries DP, DP2, R, RB650 °C et RB 425 °C, la phase d'amorçage dure environ 54 000 cycles, ce qui correspond à une chute de 44% du nombre de cycles par rapport à la référence,
- pour la série SC, statistiquement différente, cette phase dure 40 000 cycles.

A ce stade, il n'est pas possible de partager les influences des microstructures et des contraintes résiduelles. Néanmoins, aucune différence de comportement à l'amorçage n'est constatée pour des

microstructures de fond d'entaille allant de la martensite revenue à une microstructure Dual Phase. De plus, seul un écart faible de 3% de proportion martensitique est observé dans les microstructures obtenues entre le cycle " DP2 " et le cycle " S ". Il nous semble donc que l'effet observé est celui des contraintes résiduelles.

Ainsi, si la réduction de la phase d'amorçage est liée à la modification du champ de contraintes résiduelles, deux hypothèses peuvent être avancées :

- soit le champ de contraintes résiduelles est globalement de compression au niveau local de l'entaille, la relaxation de ce champ de contraintes induit donc une diminution de la durée de vie,
- soit le champ de contraintes résiduelles est de forte traction au niveau de l'entaille, dès les premiers cycles de chargement, une plasticité locale modifie le champ de contraintes qui rentre en compression. Aussi, ce mécanisme n'aurait plus lieu et la durée de vie à l'amorçage en serait impactée.

Nous l'avons vu précédemment dans la partie bibliographique, ces deux hypothèses sont présentes dans la littérature. Il est donc difficile de conclure sans mesure.

2.3. Conclusion

Une démarche expérimentale pour observer l'influence seule de la géométrie sur la tenue en fatigue de l'assemblage a été mise en place et semble prometteuse.

Les essais de traitements thermiques d'échantillons bruts de soudage permettent de travailler à géométrie identique en faisant varier l'état microstructural ainsi que celui des contraintes résiduelles. Une décroissance de la durée de vie a été constatée par rapport à la condition de référence. Cette diminution de la durée de vie provient de la phase d'amorçage. L'étape de macropropagation de fissure n'est pas modifiée. Pourtant, les variations de microstructures sont beaucoup plus importantes que celles induites par le procédé de soudage par point, puisque dans ce cas la fissure traverse la ZAT. Cette constatation confirme les observations du chapitre III-9 et les hypothèses du modèle développé. La propagation de fissure dépend uniquement de l'épaisseur.

Pour la phase d'amorçage, il n'est pas possible de conclure sur l'influence d'un paramètre plutôt qu'un autre, même s'il semble que la modification du champ de contraintes résiduelles est à l'origine de ce phénomène de décroissance de durée de vie.

3. Contribution à l'identification du champ de contraintes résiduelles en fond d'entaille

Les résultats d'essais de fatigue du chapitre précédent montrent le caractère essentiel de l'étape d'amorçage de fissure sur la variation de durée de vie en fatigue. L'amorçage se produit au niveau du congé du fond d'entaille. Nous cherchons donc à connaître l'évolution du champ de contraintes résiduelles au niveau de l'entaille sur des assemblages possédant des comportements à l'amorçage de fissure bien distincts. Deux approches sont présentées dans cette section. Tout d'abord, l'évolution du champ de contraintes résiduelles en fonction des cycles de soudage est abordée par l'utilisation qualitative de l'outil de simulation numérique. Ensuite, la mesure de contraintes résiduelles par la méthode de diffraction des rayons X, combinée à une méthode d'enlèvement de matière, nous permet de quantifier le champ de contraintes au niveau du fond d'entaille.

3.1. Approche qualitative du champ de contraintes par simulation numérique de soudage

Le chapitre II-3 nous a révélé que la solidification se produit alors que l'intensité est encore délivrée à l'assemblage. Par la modification du profil d'intensité, nous limitons l'effet Joule fourni à l'assemblage, afin d'essayer de reproduire un cycle thermique représentatif des observations du chapitre II-3. Nous analyserons ensuite qualitativement l'évolution du champ de contraintes résiduelles radiales en fond d'entaille.

3.1.1. Modélisation

Les calculs ont été réalisés grâce au logiciel SYSWELD®. La simulation numérique s'effectue en deux temps : la première étape consiste à réaliser un calcul électro-thermo-métallurgique ; dans la seconde, l'analyse mécanique est réalisée. Il s'agit d'un couplage mécanique " faible ". La description complète de la modélisation est présente en annexe C. Afin de limiter le temps de développement et de calibration du modèle, ces simulations sont fondées sur les géométries utilisées par Wang [WAN 06a] et la modélisation des transformations métallurgiques est issue des travaux de Srikunwong [SRI 05] pour un acier DP600.

En tout, six modalités ont fait l'objet de calculs (tableau IV 2). La modalité C16 permet de "valider" le modèle par comparaison aux résultats de Wang [WAN 06a]. L'application d'un front de courant descendant ou " down slope ", pour les configurations C14DS, C28DS et C28DS+14, limite l'énergie apportée lors du soudage à l'assemblage. Cette astuce de calcul essaie de reproduire la réduction de volume de la zone fondue observée au chapitre II-3. Les conditions C14 et P3 correspondent aux cycles de soudage " continu " et " pulsé ".

Nom	Cycle de soudage (périodes)	Cycle de maintien	Intensité efficace (kA)	Forme du cycle de courant
Référence C16	16	16	7	
C14	14	14	8	
C14 DS	14 avec down slope	14	8	
C28 DS	28 avec down slope	28	8	
C28 DS + 14	28 avec down slope	14	8	
P3	3 x (7+2)	15	8	

Tableau IV-2 Récapitulatif des modalités de calcul effectuées

3.1.2. Résultats

3.1.2.a. Evolution de la température

La figure IV-15 représente l'évolution de la température en fonction du temps pour 3 points situés sur l'axe de symétrie : à l'interface, à mi-épaisseur et en surface de tôle, pour les modalités C14 et C28 DS. Pour le cycle C14, les températures augmentent avec le temps d'application de l'intensité. L'allure du champ de température correspond à celui obtenu par Anastassiou au centre du point [ANA 87]. Au centre de l'assemblage une température de 2000 °C est atteinte. Ceci correspond à une surfusion d'environ 600°C. L'application d'un " down slope " permet de réduire la température de l'assemblage. Cependant, la solidification est totale à l'arrêt du passage de l'intensité.

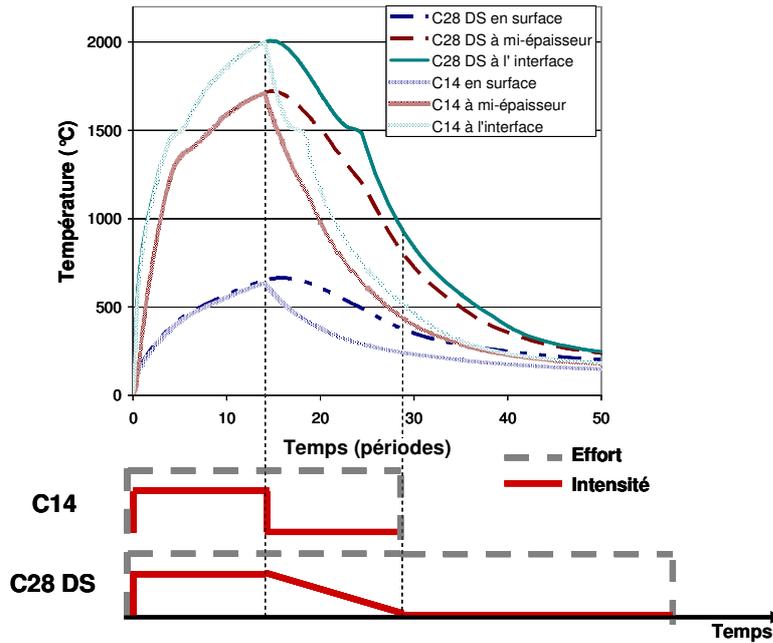


Figure IV-15 Evolution de la température au cours du temps pour des points situés sur l'axe de symétrie, pour deux conditions de soudage

3.1.2.b. Evolution des contraintes résiduelles

Les résultats de Wang [WAN 06] montrent que le champ de contraintes n'évolue plus 20 secondes après le retrait des électrodes. Nous nous sommes assurés de dépasser ce temps de réponse de l'assemblage pour considérer le champ de contraintes résiduelles.

- Forme générale

La figure IV-16 présente le champ de contraintes résiduelles radiales pour les 6 modalités, pour une même échelle de couleur. Les contraintes radiales sont toutes de traction. Les valeurs de traction maximales sont constatées en surface de point. Les contraintes décroissent avec la distance au centre du point.

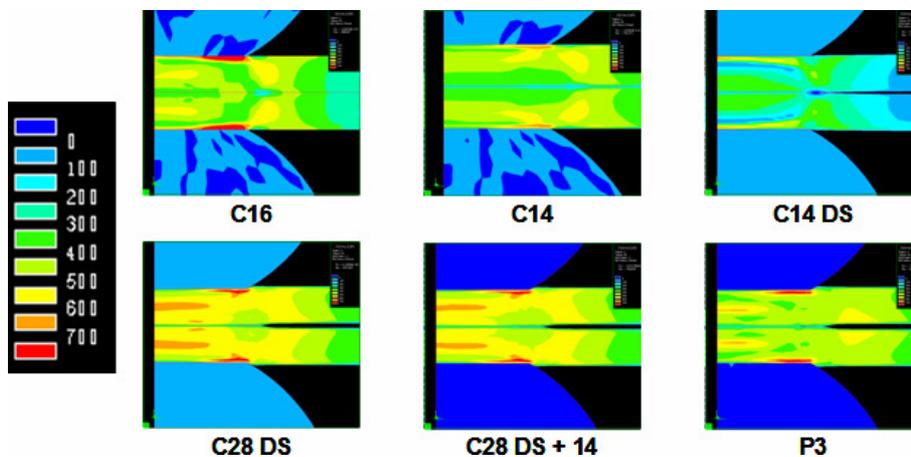


Figure IV-16 Champ de contraintes résiduelles radiales suivant les cycles de soudage appliqués

Les contraintes résiduelles tangentielles ou ortho radiales sont présentées dans la figure IV-17. Les contraintes sont de traction au centre du point et de compression au loin du point. La valeur maximale du champ est constatée à la limite de la ZAT.

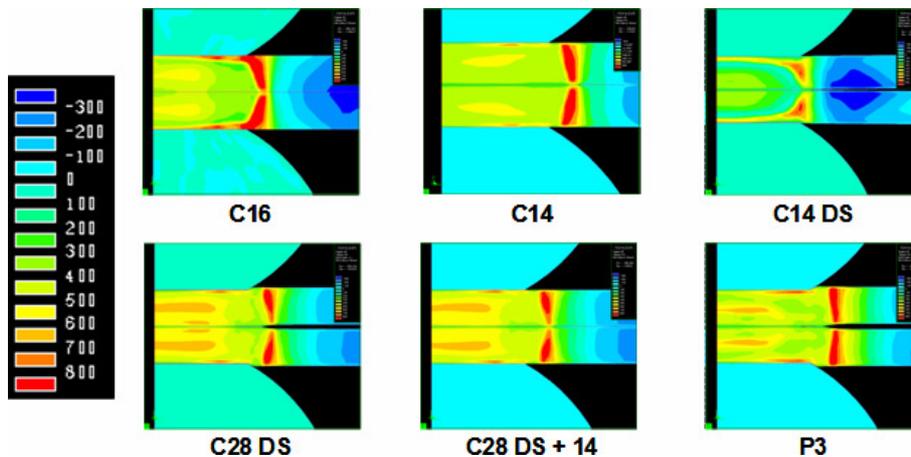


Figure IV-17 Champ de contraintes résiduelles tangentielles suivant les cycles de soudage appliqués

- Variation dans l'épaisseur

Nous nous intéressons maintenant à la variation des contraintes radiales en fonction de l'épaisseur. La figure IV-18 représente l'évolution des contraintes radiales en fonction de la distance au centre en surface et au niveau de l'interface des deux tôles. Une diminution de l'amplitude des contraintes est observée dans l'épaisseur. Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus par Anastassiou [ANA 87], [ANA 90], Bae *et al.* [BAE 03] et Henrysson *et al.* [HEN 99].

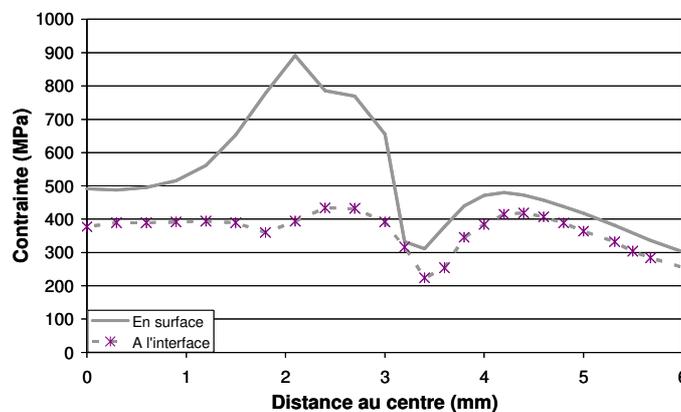


Figure IV-18 Variation des contraintes résiduelles radiales en fonction de l'épaisseur, condition C16

- Forme générale du champ au niveau de l'interface

La figure IV-19 représente la variation des contraintes radiales en fonction de la distance au centre pour toutes les simulations. Tout d'abord, la forme du champ de contraintes est la même pour toutes les configurations. Une forte traction est constatée au niveau du centre entre 300 et 600 MPa. Un puits de contraintes apparaît à proximité de l'entaille, pour la condition C14DS, la contrainte est inférieure à 100 MPa. Une décroissance est observée enfin avec l'augmentation de la distance au centre de l'assemblage. Henrysson *et al.* [HEN 99] obtiennent des variations similaires par simulation numérique.

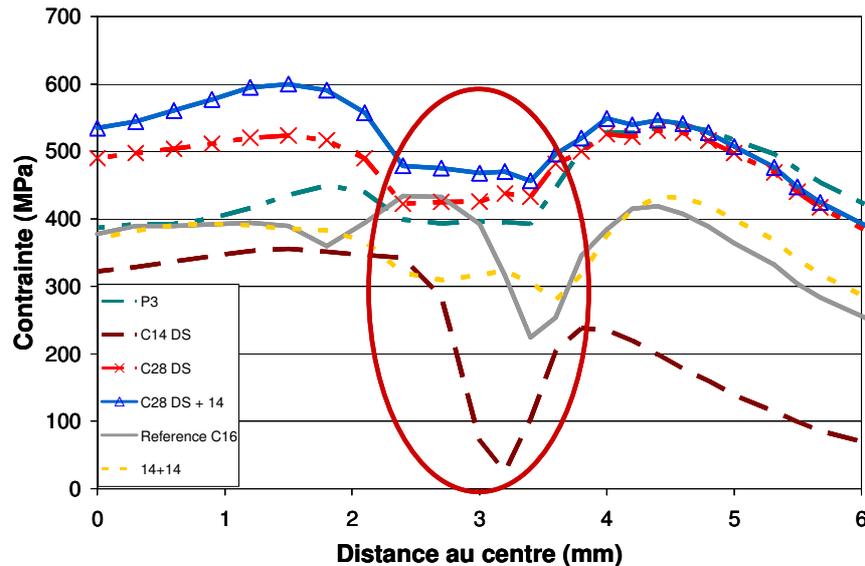


Figure IV-19 Evolution des contraintes résiduelles radiales en fonction des cycles de soudage appliqués

La variation du profil de courant électrique entraîne une diminution trop importante de l'effet Joule: la zone fondue ne s'étend plus mais la décroissance lente de cette zone n'est pas reproduite. Un refroidissement trop rapide de l'assemblage est donc simulé. La décroissance en température pour les configurations C14DS, C28DS et C28DS+14 est, en effet, trop forte, puisque dans ces cas, l'assemblage est totalement solidifié à l'arrêt de l'application de l'intensité. La forme des champs thermiques n'est donc pas suffisamment modifiée et le profil des contraintes n'évolue pas. Pour la configuration P3, en revanche, la zone fondue croît jusqu'à la troisième pulsation. Là encore, le phénomène physique n'est pas représenté. Aussi, des développements ultérieurs sont nécessaires pour décrire plus finement les variations du champ des températures constatées au chapitre II-3 supplémentaires afin de connaître leur influence sur le champ des contraintes résiduelles. Il s'agit, en effet, de reproduire l'évolution de la zone fondue au cours du soudage, et notamment sa décroissance. Les méthodes d'identification des vitesses d'avancée de front de solidification, des gradients thermiques et des vitesses de refroidissement (présentés au chapitre II-3) sont des outils qui permettent d'effectuer des calibrations de modèles thermiques.

Enfin, au niveau de l'entaille, une chute des contraintes résiduelles est constatée. Wang et Barkey [WAN 06b] constatent que l'amorçage de fissure ne se produit pas en fond d'entaille mais à proximité, alors que la concentration de contraintes due à l'effet d'entaille est maximum. Aussi, la présence de ce puit de contraintes met en exergue la compétition qui existe entre l'effet d'entaille et les contraintes résiduelles. Néanmoins, il est nécessaire de rester prudent sur les résultats de simulation au niveau de l'interface. Le fond d'entaille est une singularité géométrique. Il est possible que les résultats ne soient pas représentatifs de la réalité étant donné la difficulté de maillage de cette zone.

3.2. Mesure de contraintes résiduelles en fond d'entaille par diffraction X

Les résultats présentés dans cette partie proviennent d'une collaboration avec l'ENSAM Angers dans le cadre d'un projet d'expertise [ESP 07].

La littérature ne s'accorde pas sur le signe des contraintes résiduelles à proximité du fond d'entaille (chapitre I). Cette diversité d'opinion provient des difficultés d'identification de ce champ de contraintes combiné à la reproductibilité du soudage. Les gradients de contraintes résiduelles sont importants de l'ordre de 200 MPa/mm [ANA 90] et impliquent :

- de mesurer très localement les contraintes au détriment de la précision des mesures,
- d'accéder à la zone de mesure, sans modifier le champ.

L'originalité de ces travaux réside dans le développement d'une méthode d'enlèvement de matière et dans la mesure du champ de contraintes sur des échantillons caractérisés par des comportements à l'amorçage de fissure bien distincts (chapitre III-7 conditions C14 et C42) et donc des champs de contraintes résiduelles a priori très différents. La démarche est composée de trois étapes :

1. le choix de la méthode d'enlèvement de matière,
2. la validation de la variation de contraintes résiduelles obtenue,
3. les mesures par diffraction au rayon X et la comparaison entre deux conditions de soudage.

3.2.1. Choix de la méthode d'enlèvement de matière

Le principe est identique à celui utilisé par Bae *et al.* [BAE 03] où la moitié supérieure de l'assemblage est retirée. Nous cherchons ici à minimiser les modifications des champs de contraintes en limitant le volume de matière enlevé (figure IV-20).

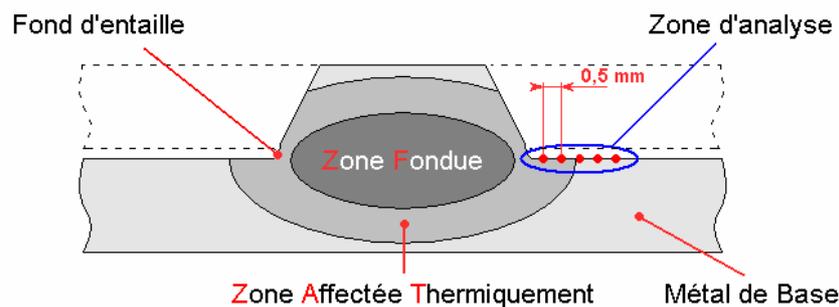


Figure IV-20 Schéma de principe de la zone à analyser

Trois procédés d'enlèvement de matière ont été testés : le fraisage, le tournage et l'électroérosion. Le procédé d'électroérosion a été retenu. Il offre, en effet, le meilleur compromis entre la variation de température et les efforts induits par le procédé, la précision dimensionnelle et le positionnement de l'éprouvette.

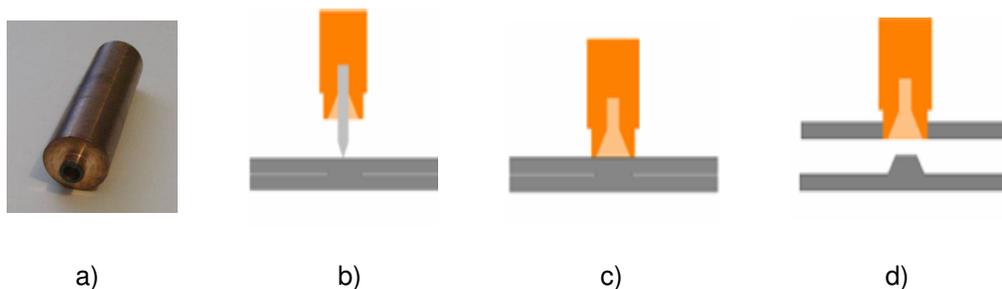


Figure IV-21 Procédé d'enlèvement de matière par électroérosion appliqué au point soudé a) électrode b) centrage c) électroérosion d) retrait de la partie électroérodiée

L'électrode utilisée est en cuivre et a été usinée sur un tour conventionnel (figure IV-21-a). Sa géométrie prend en compte la distance moyenne d'électroérosion. Un chanfrein a été effectué sur l'entrée de l'électrode pour permettre une mesure au plus près du point. Ainsi, le faisceau n'est pas perturbé lorsque la tête oscille.

Une pointe amovible permet l'alignement visuel de l'électrode avec le centre de l'indentation (figure IV-22-b). L'électroérosion s'effectue ensuite et s'arrête entre 50 et 100 μm avant la traversée de la première tôle (figure IV-21-c) pour ne pas éroder la surface sur laquelle les mesures sont effectuées. La tôle est ensuite séparée manuellement.

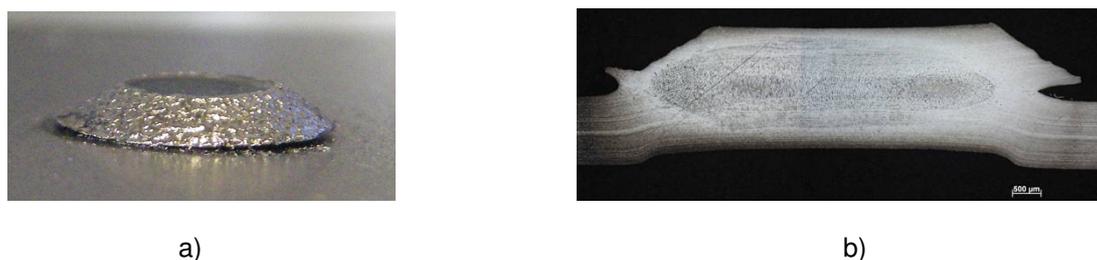


Figure IV-22 Point soudé après électroérosion a) vue macroscopique b) coupe transversale, une asymétrie de l'ordre de 500 μm est constatée

Les résultats obtenus après électroérosion sont présentés par la figure IV-22. Une asymétrie est à noter. Les mesures au plus près du fond d'entaille seront réalisées à 0,2 mm.

3.2.2. Influence de l'enlèvement de matière sur le champ de contraintes résiduelles

L'influence de l'enlèvement de matière sur la modification du champ de contraintes résiduelles a été analysée par des calculs éléments finis. Il convient de simuler l'assemblage soudé par point soumis à un champ de contraintes résiduelles et ensuite de calculer l'enlèvement de matière pour observer le réarrangement des contraintes. Ici, l'influence du procédé d'électroérosion, tel que l'échauffement local induit, n'est pas modélisée.

La géométrie utilisée est celle d'un assemblage d'épaisseur 1,2 mm pour un diamètre de point correspondant au milieu du domaine de soudabilité (chapitre II). Les caractéristiques géométriques sont identifiées par des coupes micrographiques (figure IV-23-a). L'assemblage est considéré comme axisymétrique

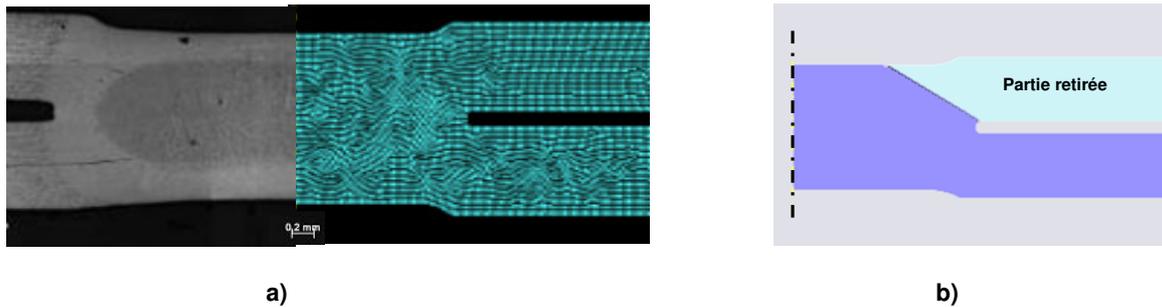


Figure IV-23 Modèle géométrique a) comparaison avec une coupe micrographique transverse b) schéma des différentes parties de l'assemblage

L'analyse numérique s'effectue donc en trois étapes. L'introduction du champ de contraintes résiduelles s'effectue par assignation aux éléments des contraintes résiduelles associées en fonction de leur position dans l'assemblage. Ce champ de contraintes est supposé représentatif du champ de contraintes résiduelles introduit par le procédé de soudage par point basé sur les résultats de Wang [WAN 06a]. Ensuite, l'équilibrage de contraintes est calculé puisque le champ introduit n'est pas idéalement équilibré. Enfin, l'enlèvement de matière est simulé par la modification du module de Young qui devient proche de zéro dans la partie de l'assemblage retirée (figure IV-23-b).

Les figures IV-24 et IV-25 illustrent l'évolution des champs de contraintes résiduelles radiales et tangentielles initiaux et après enlèvement de matière. Les modifications de contraintes se produisent principalement au niveau de la partie supérieure du point qui subsiste après enlèvement de matière.

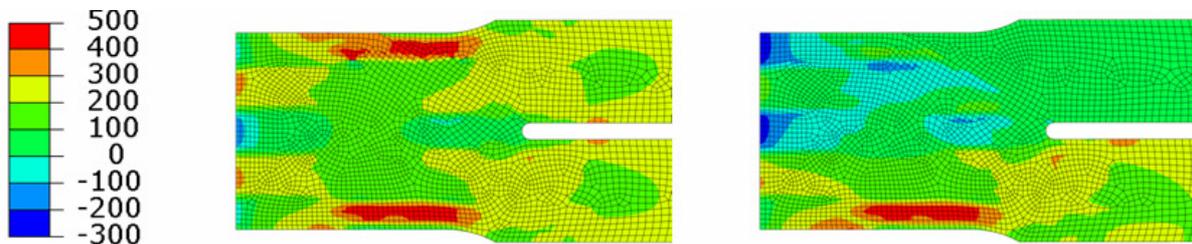


Figure IV-24 Vue macroscopique des contraintes résiduelles radiales avant et après enlèvement de matière

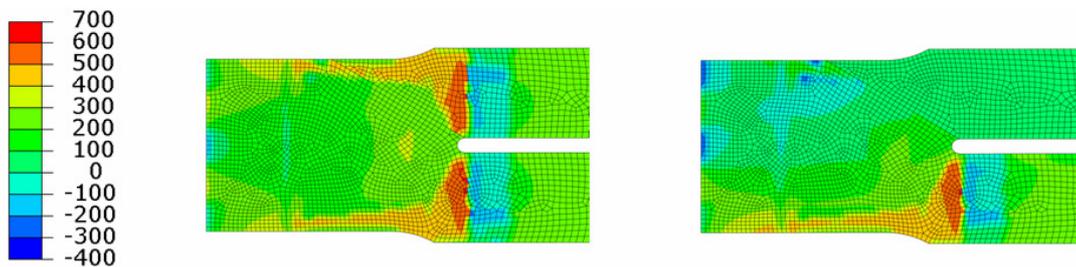


Figure IV-25 Vue macroscopique des contraintes résiduelles tangentielles avant et après enlèvement de matière

En revanche, au niveau de l'interface, où sont effectuées les mesures, l'évolution du champ de contraintes en fonction de la distance à l'entaille reste la même et la variation de contraintes d'enlèvement de matière est inférieure à 60 MPa (figure IV-26). Au regard des incertitudes de mesures par diffraction X de ± 40 MPa, cette variation reste faible.

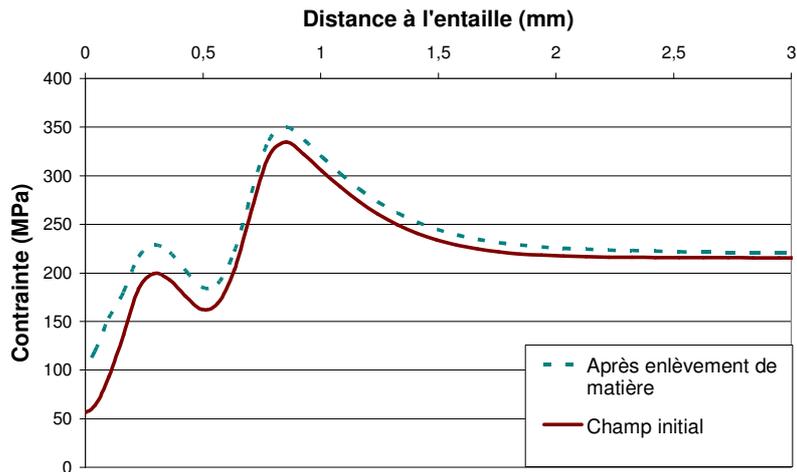


Figure IV-26 Evolution de la contrainte radiale au niveau de l'interface, le fond d'entaille est positionné à une distance de 3,5 mm

Aussi, sous l'hypothèse que le champ de contraintes introduit est représentatif du champ réel, l'enlèvement de matière possède un effet négligeable sur la forme du champ de contraintes résiduelles et sur sa valeur.

3.2.3. Résultats des mesures de diffraction X

L'analyse par diffraction X s'effectue à l'aide d'un collimateur fin en chrome (0,2*3mm) pour limiter la zone d'irradiation (figure IV-27).



a)



b)

**Figure IV-27 a) Machine de mesure par diffraction à rayon X
b) collimateur obstrué avec une fente de 0,2 mm x 3 mm**

La mesure d'un point s'effectue en une heure car les analyses par diffraction des rayons X sont réalisées avec les paramètres suivants :

- temps d'exposition : 6 secondes,
- nombre d'expositions : 40,
- intensité : 4 mA,

- tension appliquée : 20 kV pour les analyses et 16.8 kV pour le gain,
- nombre de déclinaisons: 7, se répartissant de -30 à +30 degrés.

Les mesures ont été réalisées sur des éprouvettes soudées selon les conditions C14 (condition de référence) et C42 (condition qui possède la meilleure tenue en fatigue) définies au chapitre III-7. Les directions de mesures sur les échantillons sont définies par la figure IV-28.

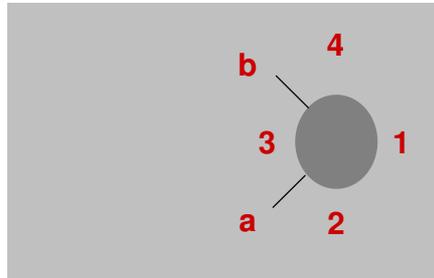


Figure IV-28 Définition des directions de mesures

Pour la condition de soudage C14 (figure IV-29), les contraintes résiduelles à 1 mm de l'entaille sont de l'ordre de 150-200 MPa en traction et décroissent avec la distance à l'entaille. A proximité de l'entaille, une tendance à la décroissance est observée dans la direction 3. Des mesures supplémentaires sont en cours afin de confirmer ces observations.

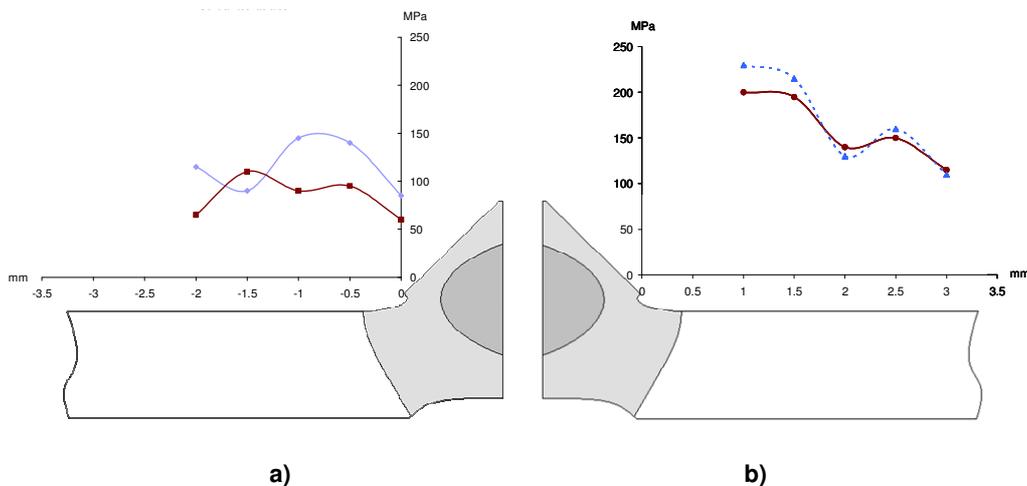


Figure IV-29 Mesure de contraintes résiduelles radiales en fonction de la distance au fond d'entaille pour la condition C14, a) dans la direction 3 b) dans la direction 1.

Les éprouvettes de type C42 ont fait l'objet de plusieurs séries de mesures (figures IV-30 et IV-31). Des contraintes de traction de l'ordre de 200 MPa sont mesurées. Les premières mesures effectuées sur les éprouvettes C42 (figure IV-30) montrent un puits de contraintes au niveau du fond d'entaille avec des valeurs faibles de contraintes ou des valeurs négatives.

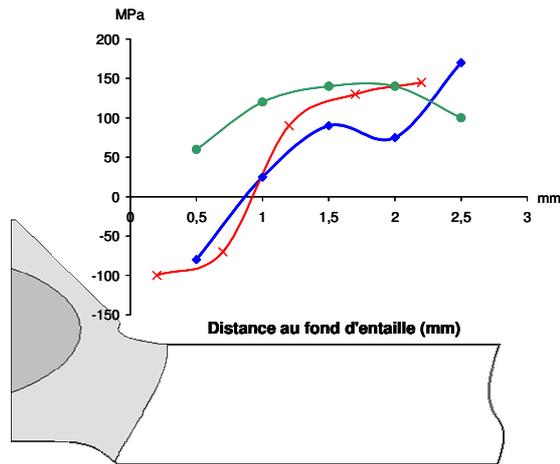


Figure IV-30 Mesure des contraintes résiduelles radiales pour la condition C42 en fonction de la distance au fond d'entaille dans la direction 1

De nouvelles mesures ont été réalisées sur un autre échantillon dans les directions 2, 4 a et b (figure IV-31) et montrent les mêmes tendances : des contraintes de traction de l'ordre de 200 MPa sont mesurées pour des distances comprises entre 1 mm et 2 mm du fond d'entaille. A proximité de l'entaille une chute des contraintes est observée. Dans deux cas des contraintes de compression sont mesurées. Aussi, les contraintes résiduelles radiales en fond d'entaille sont: soit de faible traction, soit de compression.

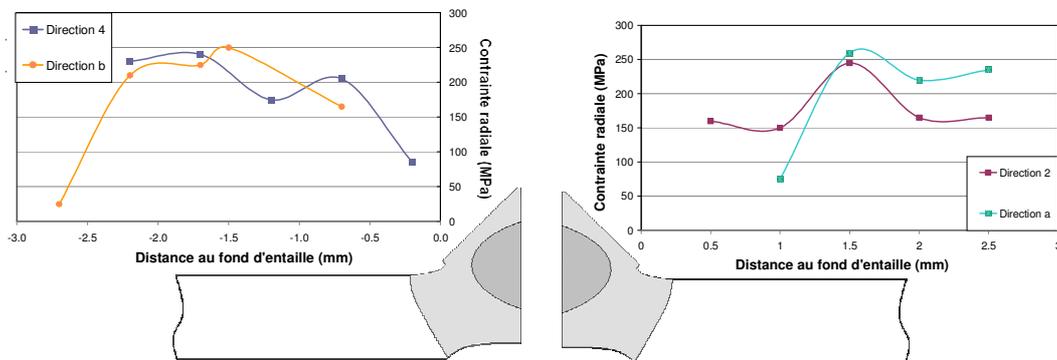


Figure IV-31 Mesures de contraintes résiduelles sur une éprouvette C42 dans les directions 2, 4 a et b.

On constate que l'hypothèse de distribution axisymétrique n'est pas respectée. Plusieurs hypothèses peuvent être avancées :

- Le champ de contraintes résiduelles de soudage n'est pas symétrique (dissymétrie liée au soudage),
- l'enlèvement de matière n'est pas axisymétrique et déforme en conséquence le champ résultant. Cette hypothèse paraît peu probable étant donné que la variation des contraintes calculées par l'enlèvement de matière est faible,
- la position des mesures par rapport à la distance à l'entaille est entachée d'incertitudes, aussi les profils de contraintes peuvent être translatés de $\pm 0,2$ mm,

- la ligne de mesure ne passe pas par l'axe de symétrie du point, aussi une composante de contrainte résiduelle radiale peut être mesurée et fausse les mesures si l'amplitude des contraintes est importante. Des mesures de contraintes résiduelles tangentielles sont en cours et répondrons à cette question.

3.3. Conclusion

Une utilisation qualitative de l'outil de simulation numérique montre l'existence d'un puits de contraintes au niveau du fond d'entaille dans la direction radiale. En dehors de cette zone, des contraintes de traction entre 300 et 500 MPa sont calculées.

Une méthode d'enlèvement de matière a été développée afin d'avoir accès à la proximité du fond d'entaille (0,2 mm) pour mesurer les contraintes résiduelles. Dans le cas de la condition C42, des contraintes résiduelles de traction de l'ordre de 200 MPa sont mesurées dans une couronne située à une distance de l'entaille variant entre 1 et 2 mm. A proximité du fond d'entaille, un puits de contraintes est observé, de faibles contraintes de traction sont mesurées et, dans certains cas, une compression est constatée.

Conclusions et perspectives

L'objectif de ce travail de thèse était de comprendre l'influence des conditions de soudage sur les mécanismes d'endommagement en fatigue de l'assemblage soudé par point afin d'améliorer sa durée de vie. Pour remplir cet objectif, des compétences et des connaissances dans le domaine du soudage et de la fatigue des assemblages sont indispensables. Aujourd'hui des méthodologies sont développées et l'application de ces outils robustes nous permet d'accéder à une certaine compréhension de cette problématique multi-physique.

Dans le domaine du soudage par résistance par point, l'observation de la structure de solidification donne accès à la compréhension de la genèse de la zone fondue. Lorsque l'intensité est délivrée à l'assemblage, la zone fondue croît rapidement à partir du début de la fusion, mais la solidification se produit bien alors que le courant est encore appliqué. Ces observations remettent en cause un fait établi par une compréhension intuitive du procédé et par la littérature qui consiste à prévoir une croissance de la zone fondue dans l'assemblage au fur et à mesure que le courant électrique est délivré à l'assemblage. A partir de ces observations, une méthodologie est présentée visant à fournir un outil pour la calibration des simulations numériques du soudage, en terme d'évolution de gradient thermique et de la vitesse de refroidissement.

Pour comprendre le comportement en fatigue de l'assemblage, il est nécessaire de s'affranchir des dispersions et des incertitudes intrinsèques au phénomène physique; d'identifier finement les différentes étapes d'endommagement et d'observer ensuite les zones clés de l'endommagement. Des méthodologies ont été mises en place et appliquées. Leur combinaison permet d'analyser avec pertinence les résultats d'essais et d'obtenir des conclusions mieux étayées et donc plus robustes.

La durée de vie de l'assemblage est composée d'une étape d'amorçage des fissures et d'une étape de propagation. Pour modifier le comportement en fatigue de l'assemblage, il s'agit de modifier la phase d'amorçage : elle est donc cruciale. En effet, seule cette étape est influencée par les conditions de soudage et peu donc être améliorée. Si la fissure initiale de fatigue n'apparaît pas, elle ne peut pas se propager et la rupture de l'assemblage ne se produit pas. L'étape de propagation de fissure n'est sensible qu'à l'épaisseur de la tôle qu'elle traverse. Un modèle empirique est proposé pour prévoir la durée de cette étape. De plus, il est combiné à une approche statistique où les probabilités de rupture sont quantifiées.

Le point soudé est toujours constitué d'une entaille qui se situe au niveau de la Zone Affectée Thermiquement. Cette dernière est issue d'anciens grains austénitiques de taille variable. Dans le cas des aciers Très Haute Résistance, la microstructure qui en résulte est une microstructure de trempe majoritairement martensitique. La forme du fond d'entaille varie, et suivant la profondeur de diffusion de la zone de couronne, la localisation de l'amorçage de fissure est modifiée.

Lorsque les conditions de soudage varient (valeur de l'intensité, cycle de post-chauffage, forgeage, recuit machine, temps de maintien) aucune modification de l'étape d'amorçage n'est constatée ou alors, si de meilleurs comportements sont observés, c'est au détriment des dispersions qui augmentent. Le diamètre de point ne possède pas d'influence car l'entaille crée toujours une telle concentration de contraintes, que l'amorçage se produit en fond d'entaille au niveau des aspérités présentes. Aussi, pour un comportement "classique" de l'assemblage soudé par point, une phase d'amorçage d'environ 30% de la durée de vie totale est constatée. Ces observations proviennent du fait que peu de facteurs d'influence de la tenue en fatigue de l'assemblage ont été modifiés pendant la formation de l'assemblage.

La compréhension de la formation de l'assemblage permet d'appréhender les paramètres sur lesquels il faut agir pour modifier la genèse du point. L'augmentation du temps de soudage en train d'ondes continu induit une solidification de la zone fondue au cours du soudage et permet aussi d'améliorer le comportement en fatigue de l'assemblage par l'amélioration de la tenue en fatigue à l'amorçage. L'application d'un cycle de soudage adapté nous permet d'obtenir une amélioration de plus de 50 % de la limite d'endurance. L'utilisation de tels cycles de soudage pour réaliser les points critiques d'une structure (critique du point de vue de la fatigue) permettrait de se soustraire aux opérations de parachèvement sur ces points. Aujourd'hui, il n'est pas possible de conclure totalement sur l'origine de cette amélioration. Cependant les investigations expérimentales sur la décorrélation des facteurs d'influence oriente fortement vers l'hypothèse d'une modification du champ de contraintes résiduelles, qui, au niveau de l'entaille, serait de très faible traction voire parfois de compression dans le cas d'une très nette amélioration constatée de la tenue en fatigue.

Et si le temps m'était donné...

Pour finaliser la compréhension du mécanisme et notamment apporter une explication robuste à l'amélioration en fatigue, il faut démystifier le rôle des contraintes résiduelles. Leur mesure est un sujet difficile mais nous maîtrisons désormais les conditions de soudage qui permettent une amélioration substantielle de la durée de vie pour un acier DP. Les mesures par diffraction X peuvent donner accès aux tendances. La diffraction de neutrons serait une piste pour obtenir des mesures plus précises et en profondeur. Des approches qualitatives, comme l'utilisation des traitements thermiques ou encore la simulation numérique de soudage, peuvent aussi nous renseigner sur ces conditions de soudage particulières. Pour la simulation, la compréhension de la formation du point est essentielle, des outils pour permettre une calibration plus fine sont présentés. Il faut maintenant les utiliser.

Il est nécessaire de confirmer les résultats obtenus pour un acier DP sur d'autres nuances d'acier THR afin de connaître l'influence de la métallurgie sur la phase d'amorçage. Ainsi, une base de données fournie et combinée à l'utilisation des outils d'analyse des résultats d'essais mis en place permettrait de modéliser l'étape d'amorçage. La valorisation des aciers THR d'un point de vue comportement en fatigue de l'assemblage sera ainsi étendue aux autres nuances.

Enfin, c'est sans doute à l'origine du point qu'il faut s'intéresser et comprendre la raison de la décroissance de la taille de la zone liquide au cours du soudage. La maîtrise du soudage par résistance par point est essentielle et les sources de dispersions non maîtrisées sont nombreuses. Aussi, ce procédé dont le développement s'est fait empiriquement nécessite une connaissance théorique approfondie. Cette approche doit être couplée avec une démarche probabiliste de quantification des incertitudes afin de parvenir à une maîtrise supérieure du procédé.

Annexe A. Analyse statistique et détermination des incertitudes

Cette annexe présente les outils d'analyse statistique utilisés dans la thèse pour comparer deux séries de mesures et la méthode de détermination des incertitudes ou méthode GUM [GUM 99].

1. Comparaison de séries de mesures

Pour différencier deux séries de mesures, il est nécessaire tout d'abord de vérifier si elles sont différentes en terme de valeur moyenne et ensuite en terme de répartition. Dans le premier cas, il s'agit de comparer les intervalles de confiance associés à l'estimation de valeur moyenne. Dans le second cas, la différenciation des séries s'effectue grâce à un test d'analyse de la variance.

1.1. Incertitude de mesurage

Afin de prendre en compte la dispersion d'un phénomène, plusieurs essais sont généralement réalisés. Ces essais nous permettent d'avoir accès à une estimation de la valeur moyenne. A cette valeur nous souhaitons associer un intervalle de confiance [GAL 07]. Cet intervalle dépend de la dispersion intrinsèque du phénomène mesuré et du nombre de tirages effectués pour avoir une estimation de la valeur moyenne. Par exemple, si le nombre de tirage est infini, la connaissance de la moyenne est parfaite et l'intervalle de confiance est donc nul.

L'intervalle de confiance u_α à α pourcents de confiance pour une variable aléatoire, qui suit une loi de répartition de Gauss-Laplace, est donné par :

$$u_\alpha = \frac{\sigma \cdot t_{\alpha,n}}{\sqrt{n}} \quad (\text{A-1})$$

avec $t_{\alpha,n}$: le coefficient de Student (confiance α , n degrés de liberté)

σ : l'estimation de l'écart type.

Aussi, pour distinguer deux estimées de valeurs moyennes A et B, et répondre à la question " est ce que A et B sont différents ?", il est nécessaire de comparer les intervalles avec un niveau α de confiance. Si les intervalles respectifs de A et B sont disjoints, alors A et B sont différents avec une confiance de α .

1.2. Analyse de la variance [POI 93]

1.2.1. Hypothèse

Les facteurs dont on cherche s'ils ont (ou non) une influence significative sur les résultats de mesures sont appelés " facteurs contrôlés ". L'étude de leur action se fait à partir d'une expérience composée d'un ensemble de mesures ; les mesures sont caractérisées par des valeurs définies (niveaux) de ces facteurs.

La technique d'analyse de la variance suppose que les résultats de mesures sont distribués selon une même loi de Gauss quelle que soit la valeur du facteur étudié susceptible d'avoir une influence sur les résultats de mesures.

1.2.2. Analyse de la variance à simple entrée

On isole un facteur, celui vis-à-vis duquel on cherche à prendre une décision, appelé facteur contrôlé, et on rejette dans le " paquet " des facteurs non contrôlés tous les autres facteurs. On rangera parmi ceux-ci ,aussi bien ceux qu'on ne connaît pas que ceux qu'on connaît mais vis-à-vis desquels on ne se propose pas, à ce stade, de prendre une décision.

On note A_i le niveau i du facteur contrôlé. Il y a k niveaux du facteur contrôlé A ; pour le niveau i on dispose de n_i résultats de mesures. Chaque résultat de mesure individuel est noté x_{ij} , avec i le niveau du facteur contrôlé et j le numéro du résultat.

On définit par $x_{i\bullet}$ (A-2) la moyenne intraclasse pour un niveau donné et par $x_{\bullet\bullet}$ (A-3) la moyenne générale pour tous les niveaux.

$$x_{i\bullet} = \frac{1}{n_i} \sum_{j=1}^{n_i} x_{ij} \quad (\text{A-2})$$

$$x_{\bullet\bullet} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^{n_i} x_{ij} \text{ avec } N = \sum_i n_i \quad (\text{A-3})$$

Chaque mesure x_{ij} présente un écart vis-à-vis de la moyenne générale $x_{\bullet\bullet}$; cet écart est $x_{ij} - x_{\bullet\bullet}$.

La variation totale T (A-4) est le carré de la distance séparant chaque résultat de la moyenne générale. Cette variation prend en compte l'effet des facteurs contrôlés et les facteurs non contrôlés :

$$T = \sum_{ij} (x_{ij} - x_{\bullet\bullet})^2 \quad (\text{A-4})$$

La variation résiduelle ou variation intraclasse est notée R (A-5). Cette variation représente l'effet de la distribution naturelle ou intrinsèque du phénomène observé, c'est-à-dire des facteurs non contrôlés.

$$R = \sum_j \sum_i (x_{ij} - x_{i\bullet})^2 \quad (\text{A-5})$$

Il est donc possible de considérer la variation supplémentaire entre les facteurs contrôlés et non contrôlés. Il s'agit de la variation interclasse A (A-6) :

$$A = T - R \quad (\text{A-6})$$

Ainsi, il est possible de calculer la variance court terme ou intraclasse v_A (A-7) et la variance long terme ou interclasse v_R (A-8), où N est le nombre de résultats et k le nombre de niveaux contrôlés :

$$v_A = \frac{A}{k-1} \quad (\text{A-7})$$

$$v_R = \frac{R}{N-k} \quad (\text{A-8})$$

Le rapport de ces deux variances suit une loi de Fischer-Snedecor $F(k-1; N-k)$ et permet de comparer l'homogénéité des classe ou séries.

$$\frac{v_A}{v_R} \leq F_\alpha(k-1; N-k) \quad (\text{A-9})$$

Aussi, avec une confiance α , si l'inéquation (A-9) est vérifiée, la variation expérimentale de A est négligeable devant la variation expérimentale de R (figure A-1-a). Dans ce cas, on conclue qu'au seuil α il n'est pas possible de rejeter l'hypothèse d'avoir une population homogène. Dans le cas contraire, il est alors possible de rejeter l'hypothèse d'homogénéité des séries (figure A-1-b)

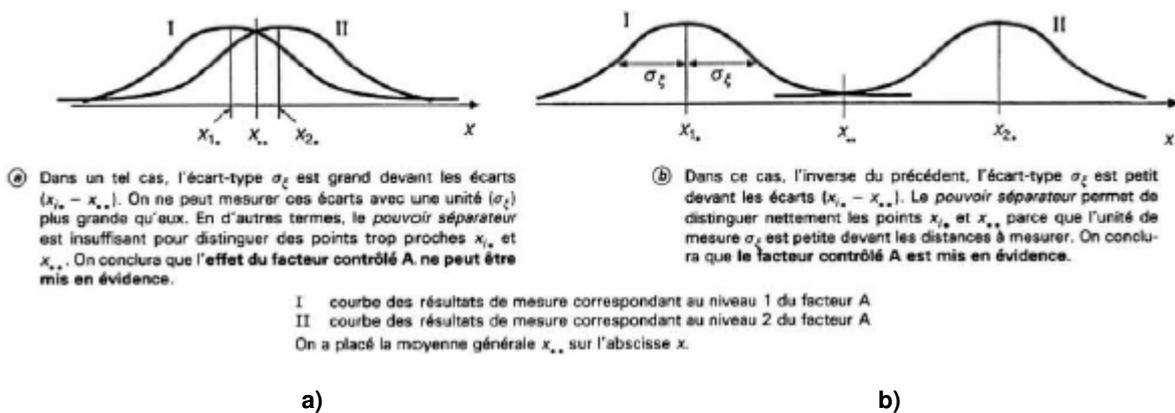


Figure A-1 Interprétation de l'analyse de la variance [POI 93]

2. Méthode GUM [PIL 07]

GUM est le terme employé pour désigner le guide d'expression de l'incertitude de mesure référencé aujourd'hui sous la norme NF ENV 13 005 [GUM 99]. Le GUM est un guide qui fournit les règles pour l'expression de l'incertitude de mesure aussi bien en normalisation que dans l'étalonnage. Il possède deux objectifs :

- donner toute l'information pour aboutir à une expression de l'incertitude,
- rendre comparable des résultats de mesures sur le plan international.

2.1. Principe

Le GUM est une approche analytique qui consiste à composer l'incertitude sur la grandeur de sortie à partir des incertitudes sur les grandeurs d'entrée. Le concept est le suivant : le mesurage d'un mesurande n'est pas réalisé directement, mais il est déterminé à partir d'autres grandeurs d'entrée par une relation fonctionnelle. Les grandeurs d'entrée et de sortie sont considérées comme étant des variables aléatoires.

Les grandeurs d'entrée peuvent représenter, entre autre, le type d'instrument de mesure, la température ambiante, la dextérité de l'opérateur et peuvent elles-mêmes être envisagées comme mesurande.

2.2. Les différentes étapes

Cette modélisation du processus de mesure ainsi que la détermination de l'incertitude sur le mesurande sont réalisées en 5 étapes principales :

- identifier et réduire les sources d'erreur,
- déterminer le modèle mathématique,
- estimer les incertitudes types,
- calculer l'incertitude type composée,
- déterminer l'incertitude élargie.

2.2.1. Identification des sources d'erreur

L'erreur de mesure est la différence entre un mesurage et la valeur vraie du mesurande. Les erreurs sont classées en deux grandes catégories : les erreurs systématiques et les erreurs aléatoires. Les erreurs systématiques sont corrigées dans la plupart des cas du moment que leur origine est connue. Par exemple, la détermination d'une origine de mesure en début d'essai vise à supprimer l'erreur systématique. L'erreur aléatoire n'est pas corrigeable car totalement imprévue.

2.2.2. Détermination du modèle mathématique

Il s'agit du modèle utilisé pour calculer le mesurande. Dans le cas d'un mesurande " surface d'un rectangle " le modèle mathématique est le produit longueur par largeur.

2.2.3. Estimation des incertitudes types

Le GUM définit deux incertitudes types :

- de type A : il s'agit des incertitudes déterminées de manière statistique,
- de type B : elles sont déjà déterminées comme par exemple les incertitudes liées à la classe d'étalonnage d'un appareil de mesure.

2.2.4. Calcul de l'incertitude type composée

L'incertitude type composée est calculée par la combinaison des incertitudes types. Cette combinaison est réalisée grâce à une loi de propagation des incertitudes. Dans le cas de sources d'incertitude qui ne sont pas corrélées entre elles, le carré de l'incertitude composée est la somme des carrés des incertitudes types.

2.2.5. Incertitude élargie

L'incertitude de type composée est supposée suivre une distribution normale. Aussi, l'incertitude élargie U (A 10) s'obtient en multipliant l'incertitude type combinée u_c par un facteur d'élargissement k .

$$U = k \cdot u_c \quad \text{(A-10)}$$

Le facteur d'élargissement se calcule en fonction du niveau de confiance que l'on fixe sur les résultats. Pour un niveau de confiance de 95 %, k vaut 2.

Au final, le résultat se note :

$$S = s \pm U \quad \text{(A-11)}$$

Annexe B. Simulation numérique du soudage par résistance par point

Cette annexe vise à détailler les modèles numériques utilisés dont les résultats sont présentés au chapitre VI.

1. Description des modèles et des paramètres de simulation

Les calculs ont été réalisés grâce au logiciel SYSWELD®. La simulation numérique s'effectue en deux temps : la première étape consiste à réaliser le calcul électro-thermo-métallurgique, dans la seconde, l'analyse mécanique est effectuée. Il s'agit d'un couplage mécanique " faible ". Afin de limiter le temps de développement et de calibration du modèle, ces simulations sont fondées sur les géométries utilisées par Wang [WAN 06a] et la modélisation des transformations métallurgiques est issue des travaux de Srikunwong [SRI 05] pour un acier DP600.

1.1. Géométrie et maillage

Le modèle est supposé axisymétrique. La géométrie et le maillage sont générés automatiquement par l'exécution des fichiers de commande SIL de SYSWELD®. L'assemblage est homogène, composé de deux tôles d'épaisseur 1,2 mm et les électrodes sont de type TH6. La géométrie de l'assemblage et le maillage (figure B-1) sont identiques à ceux utilisés par P. Wang [WAN 06 a]. L'épaisseur de la tôle au niveau de l'axe de symétrie de l'assemblage est discrétisée par 8 éléments.

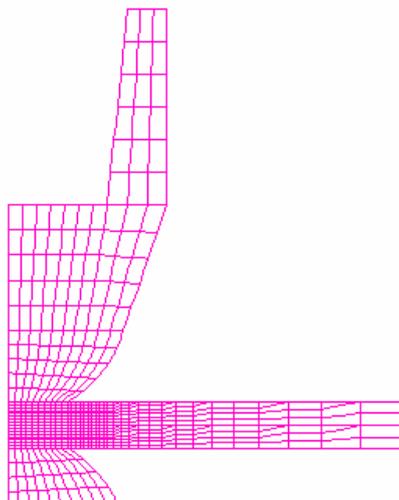


Figure B-1 Maillage des tôles et des électrodes

1.2. Loi de comportement

Les lois de comportement du modèle sont celles utilisées par P. Wang [WAN 06a]. La modélisation prend en compte l'existence de trois phases métallurgiques, à savoir : le DP780, l'austénite et la martensite.

Au chauffage: les températures de transformations de phases sont prises en compte par les températures A_{c1} et A_{c3} qui dépendent de la vitesse de chauffage. A l'équilibre, les températures de transformation A_1 et A_3 de l'acier modélisé sont de 735 °C et 820 °C. Pour l'acier DP de l'étude, les températures de transformation à l'équilibre, identifiées par le logiciel Ceqsi® sont de 690 °C et 825 °C pour A_1 et A_3 .

Etant donné les vitesses de refroidissement importantes en soudage par point, les structures obtenues en Zone Affectée Thermiquement (ZAT) sont des structures de trempe. Aussi, numériquement, seule la transformation austénite → martensite est prise en compte lors du refroidissement. Cette transformation est gérée numériquement par deux paramètres : la température de début de transformation martensitique M_s et le coefficient de Koistinen-Marburger. Dans la simulation la température M_s est fixée à 425°C. Pour l'acier DP, cette température est estimée à 450°C par la formule de Steven et Haynes.

Les lois de comportement utilisées dépendent toutes de la température, elles sont énumérées ci-dessous en fonction des phénomènes physiques auxquels elles sont rattachées :

- Electrique
 - Résistance de contact tôle-tôle
 - Résistance de contact tôle-électrode
 - Conductivité électrique de l'électrode
 - Résistivité électrique du DP780
- Thermique
 - Conductivité thermique de la phase α (DP780 et martensite)
 - Conductivité thermique de la phase γ (austénite)
 - Contact thermique électrode / tôle
 - Enthalpie
- Mécanique
 - Module de Young
 - Loi d'érouissage
 - Déformation thermique

1.3. Conditions aux limites et options de calcul

Les conditions aux limites sont gérées par les routines Sysweld® en commande SIL à partir des paramètres des conditions de soudage. Cette routine permet de gérer le contact entre les éléments, l'application de l'effort par les électrodes, etc.... L'effort est fixé à 400 daN.

Les cycles de soudage appliqués sont résumés dans le tableau B-1. En tout, six modalités ont fait l'objet de calculs. La modalité C16 permet de "valider" le modèle par comparaison aux résultats de Wang [WAN 06a]. L'application d'un front de courant descendant ou "down slope", pour les configurations C14DS, C28DS et C28DS+14, limite l'énergie apportée lors du soudage à l'assemblage. Cette astuce de calcul essaie de reproduire la réduction de la zone fondue observée au chapitre II-3. Les conditions C14 et P3 correspondent aux cycles de soudage " continu " et " pulsés ". Pour les cycles particuliers (P3 et DS), une modification du code des commandes SIL a été effectuée.

Nom	Cycle de soudage (périodes)	Cycle de maintien (périodes)	Intensité efficace (kA)	Forme du cycle de courant
Référence C16	16	16	7	
C14	14	14	8	
C14 DS	14 avec down slope	14	8	
C28 DS	28 avec down slope	28	8	
C28 DS + 14	28 avec down slope	14	8	
P3	3 x (7+2)	15	8	

Tableau B-1 Récapitulatif des modalités de calcul effectuées

Le calcul s'effectue selon les paramètres suivants :

- le courant délivré à l'assemblage est continu. Cette option de calcul permet de réduire considérablement les temps de calcul. Une étude interne a démontré que les résultats en terme de prévision de zone fondue sont identiques avec ou sans prise en compte des alternances de l'intensité.
- Les pas de temps sont déterminés automatiquement.
- L'option de prise en compte de l'enthalpie de transformation de phase solide ↔ liquide est activée afin de limiter l'énergie accumulée dans la zone fondue.

2. Résultats

La figure B-2 schématise la géométrie du modèle et nous permet de définir les zones utiles pour l'exploitation des résultats de simulation numérique.

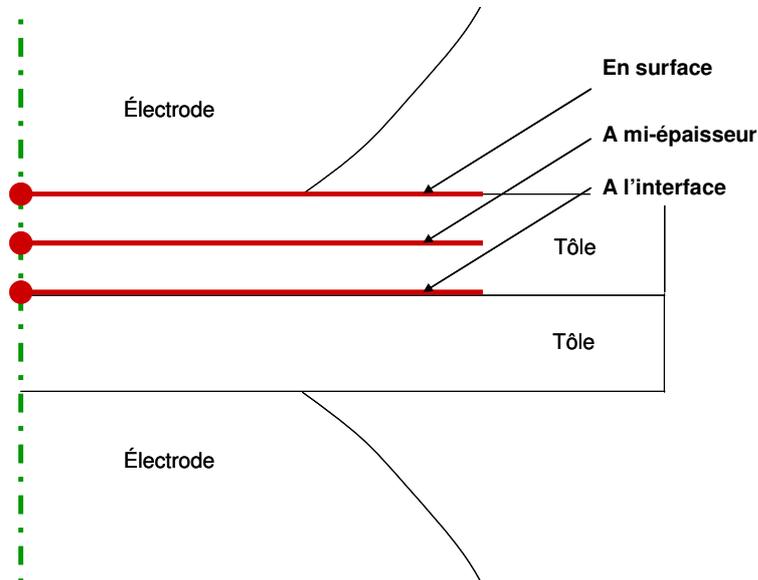


Figure B-2 Dénomination des différentes zones du point pour l'exploitation des résultats

2.1. Evolution de la température

La figure B-3 représente l'évolution de la température en fonction du temps pour 3 points situés sur l'axe de symétrie : à l'interface, à mi épaisseur et en surface de tôle, pour les modalités C14 et C28 DS. Pour le cycle C14, les températures augmentent avec la durée d'application de l'intensité. L'allure du champ de température correspond à celle obtenue par Anastassiou au centre du point [ANA 87]. Au centre de l'assemblage une température de 2000 °C est atteinte. Ceci correspond à une surfusion d'environ 600°C. L'application d'un " down slope " permet de réduire la température de l'assemblage. Cependant, la solidification est totale à l'arrêt du passage de l'intensité.

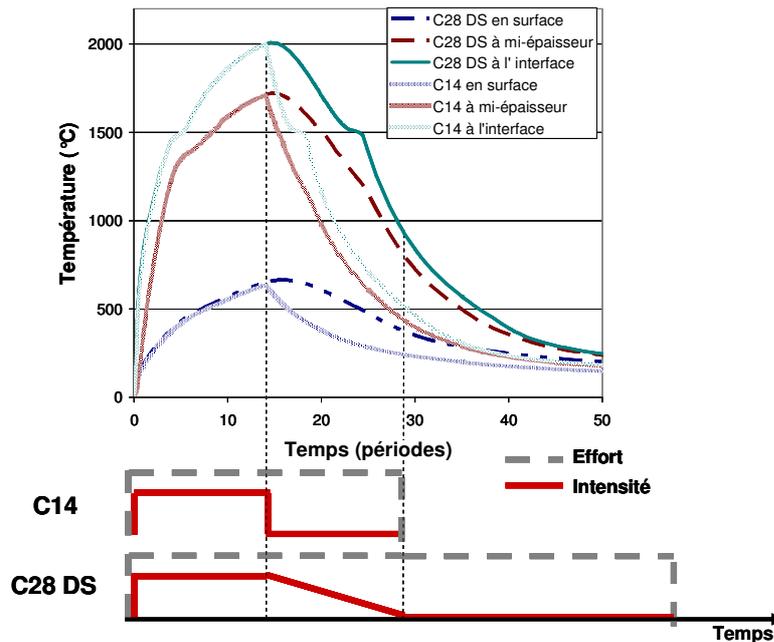


Figure B-3 Evolution de la température au cours du temps pour des points situés sur l'axe de symétrie, pour les conditions de soudage C14 et C28DS

2.2. Evolution du champ des contraintes résiduelles

Les résultats de Wang [WAN 06a] montrent que le champ des contraintes n'évolue plus 20 secondes après le retrait des électrodes. Nous nous sommes assurés de dépasser ce temps de réponse de l'assemblage pour considérer le champ des contraintes résiduelles.

2.2.1. Forme générale

La figure B-4 présente le champ des contraintes résiduelles radiales pour les 6 modalités, avec une même échelle de couleur. Les contraintes radiales sont toutes de traction. Les valeurs maximales sont constatées en surface de point. Les contraintes décroissent avec la distance au centre du point.

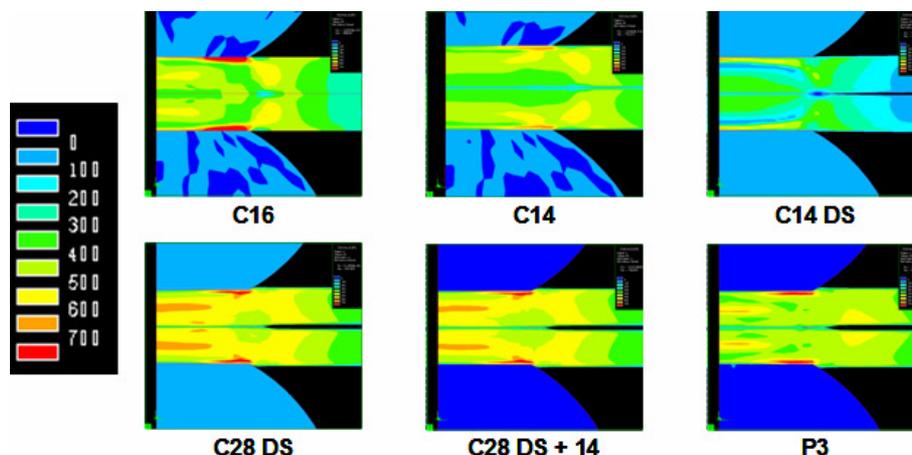


Figure B-4 Champ des contraintes résiduelles radiales suivant les cycles de soudage appliqués

Les contraintes résiduelles tangentielles (ou ortho radiales) sont présentées sur la figure B-5. Les contraintes sont de traction au centre du point et de compression au loin du point. La valeur maximale du champ est constatée à la limite de la ZAT.

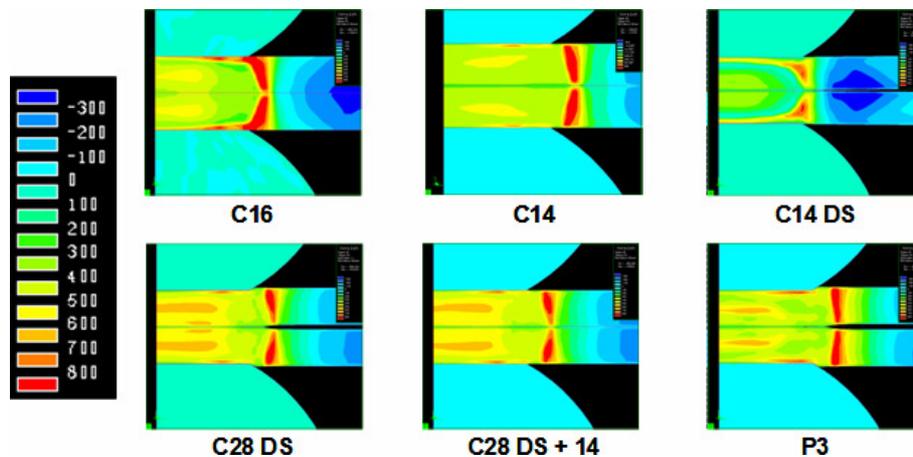


Figure B-5 Champ des contraintes résiduelles tangentielles suivant les cycles de soudage appliqués

2.2.2. Champ des contraintes en surface

Les figures B-6 et B-7 représentent l'évolution des contraintes radiales et tangentielles en fonction de la distance au centre de l'assemblage à la surface de l'assemblage. Au centre du point, les contraintes radiales sont supérieures à 400 MPa sauf pour le cycle de soudage C14DS. Un puits de contraintes est observé avant la transition ZAT / métal de base (MdB). Au niveau de cette transition un pic de contraintes toujours en ZAT est constaté. Les contraintes radiales décroissent ensuite. Les contraintes tangentielles sont en traction dans la zone fondue et la ZAT et passent en compression dans le métal de base. Un pic de traction important est constaté au niveau de la transition ZAT/MdB. Ces résultats sont en accord avec les observations de Wang [WAN 06b].

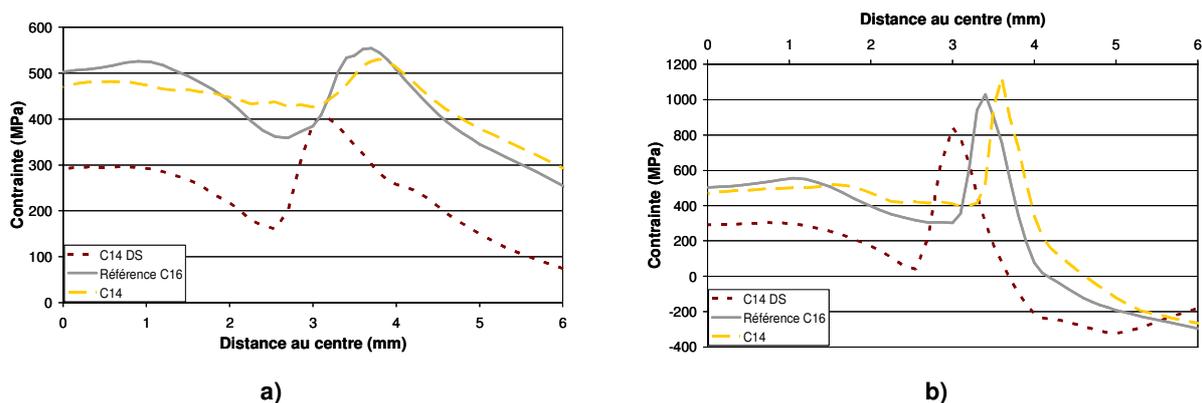


Figure B-6 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentielles en surface pour les cycles C16, C14 et C14 DS

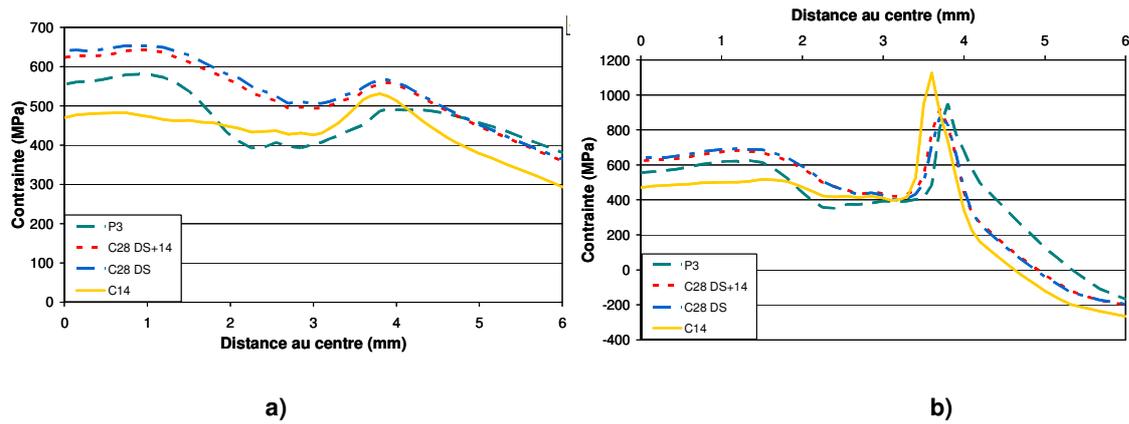


Figure B-7 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentielles en surface pour les cycles C14, C28 DS, C28DS + 14 et P3

2.2.3. Champ des contraintes à mi-épaisseur

Les figures B-8 et B-9 représentent l'évolution des contraintes radiales et tangentielles en fonction de la distance au centre du point à mi épaisseur de tôle. Le profil des contraintes résiduelles tangentielles est similaire à celui calculé en surface. Les valeurs des champs sont moins importantes.

En revanche, le profil des contraintes radiales a changé. Un puits de contraintes est toujours constaté avant la transition ZAT/ MdB. Cependant un pic de traction apparaît à une périphérie de 2-3 mm du centre du point allant jusqu'à des contraintes de 900 MPa en ZAT qui correspond à de la martensite.

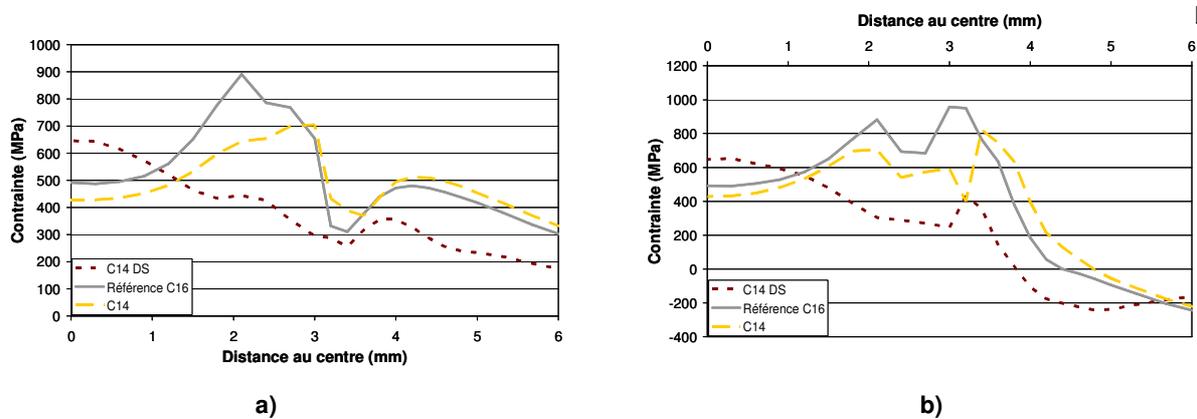


Figure B-8 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentielles à mi épaisseur pour les cycles C16, C14 et C14 DS

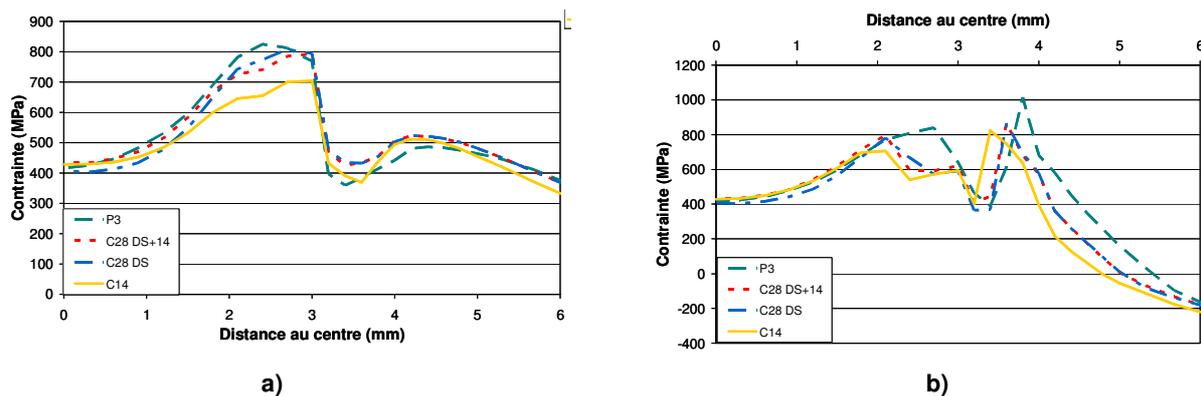


Figure B-9 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentielles à mi épaisseur pour les cycles C14, C28 DS, C28 DS + 14 et P3

2.2.4. Champ des contraintes à l'interface

L'évolution des contraintes résiduelles au niveau de l'interface des tôles est représentée par les figures B-10 et B-11. L'évolution des champs est similaire à celle des champs observés en surface de point, les valeurs des contraintes résiduelles sont néanmoins moins importantes. Pour les contraintes radiales le puits de contraintes est toujours constaté avant la transition ZAT/MdB. Ce puits de contraintes se situe au niveau du fond d'entaille.

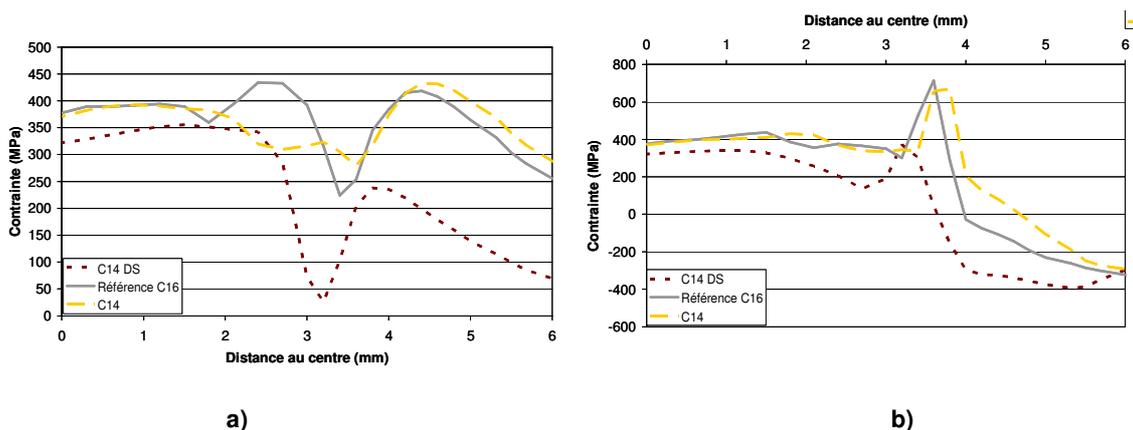


Figure B-10 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentielles au niveau de l'interface des tôles pour les cycles C16, C14 et C14 DS

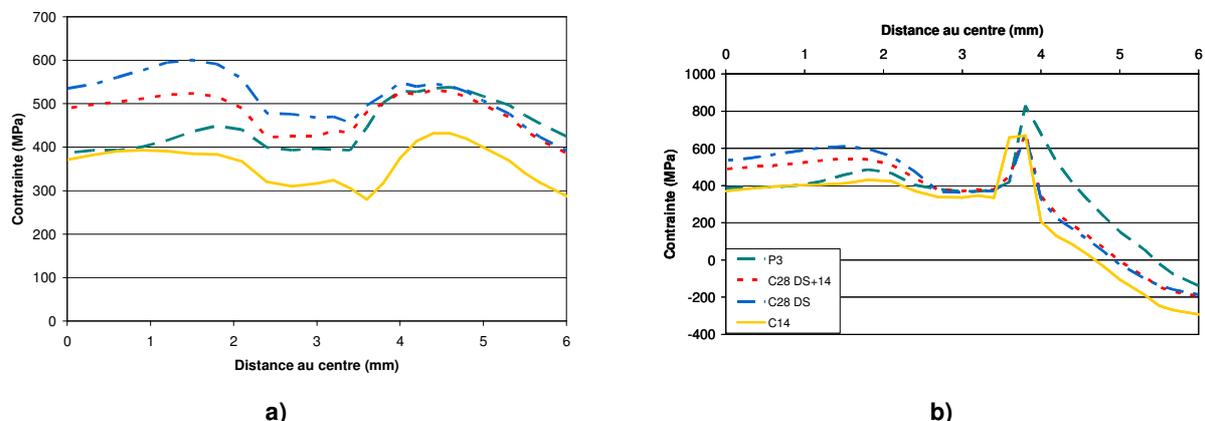


Figure B-11 Contraintes résiduelles a) radiales et b) tangentielles au niveau de l'interface des tôles pour les cycles C14, C28 DS, C28 DS + 14 et P3

3. Conclusion

La variation du profil de courant électrique entraîne une diminution trop importante de l'effet Joule: la zone fondue ne s'étend plus mais la décroissance lente de cette zone n'est pas reproduite. Un refroidissement trop rapide de l'assemblage est donc simulé. La décroissance en température pour les configurations C14DS, C28DS et C28 est, en effet, trop forte, puisque dans ces cas, l'assemblage est totalement solidifié à l'arrêt de l'application de l'intensité. La forme des champs thermiques n'est donc pas modifiée suffisamment et le profil des contraintes n'évolue pas. Pour la configuration P3, en revanche, la zone fondue croît jusqu'à la troisième pulsation. Là encore, le phénomène physique n'est pas reproduit. Aussi, des développements ultérieurs sont nécessaires pour décrire plus finement les variations du champ des températures constatées au chapitre IV afin de connaître leur influence sur le champ des contraintes résiduelles. Il s'agit, en effet, de reproduire l'évolution de la zone fondue au cours du soudage, et notamment sa décroissance. Les méthodes d'identification des vitesses d'avancée de front de solidification, des gradients thermiques et des vitesses de refroidissement (présentés au chapitre IV) sont des outils qui permettent d'effectuer des calibrations de modèles thermiques.

Enfin, au niveau de l'entaille, une chute des contraintes résiduelles (puits de contraintes) est constatée juste avant la transition ZAT/MdB. Wang et Barkey [WAN 06b] constatent que l'amorçage de fissure ne se produit pas en fond d'entaille mais à proximité, alors que la concentration des contraintes due à l'effet d'entaille est maximum. Aussi, la présence de ce puits de contraintes met en avant la compétition qui existe entre l'effet d'entaille et les contraintes résiduelles. Il est nécessaire malgré tout de rester prudent sur les résultats de simulation au niveau de l'interface. Le fond d'entaille est une singularité géométrique, il est possible que les résultats ne soient pas représentatifs de la réalité étant donné la difficulté de maillage de cette zone.

Annexe C. Détermination de la taille des fissures de fatigue

Des essais de fatigue interrompus à différents nombres de cycles ont été réalisés sur le DP d'épaisseur 1,2 mm, ceci afin d'identifier l'évolution de la fissure de fatigue pendant l'étape de propagation.

Les éprouvettes testées sont toutes issues de la même campagne de soudage et soudées selon la condition déterminée par la procédure de soudage (chapitre III). Les essais de fatigue sont réalisés à un niveau d'effort maximum de 3000 N avec un rapport de charge de 0,1 et une fréquence de 30 Hz. Ils sont instrumentés avec le système de suivi de fissure par la méthode de différence de potentiel (MDP) (figures C-1 et C-2).

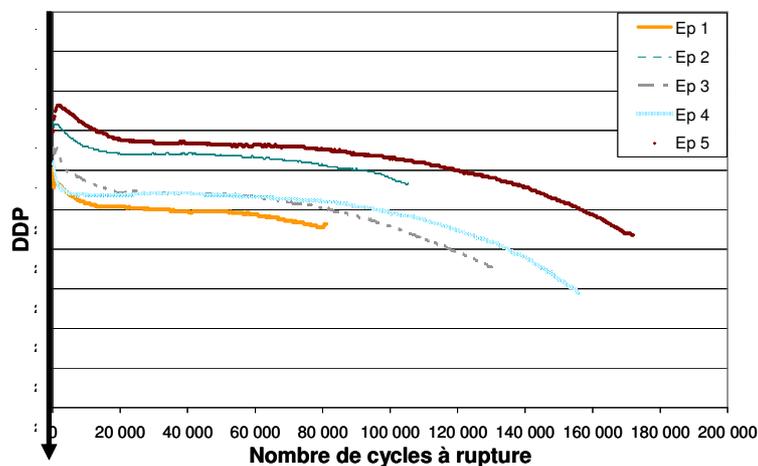


Figure C-1 Différence de potentiel en fonction du nombre de cycles de sollicitation pour les essais de fatigue interrompus

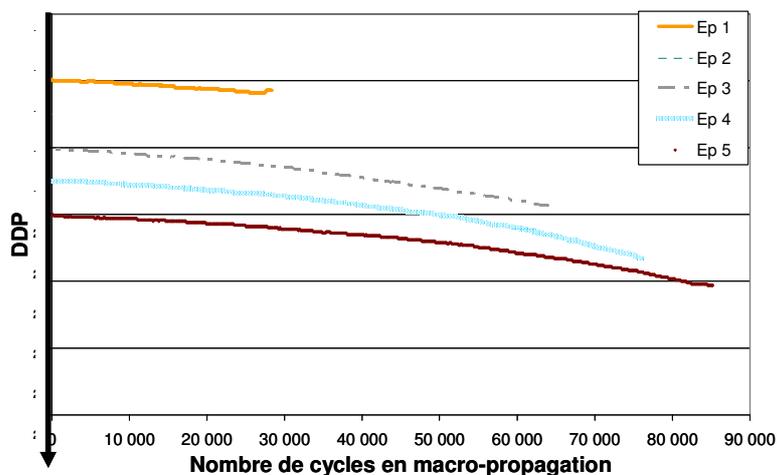


Figure C-2 Différence de potentiel en fonction du nombre de cycles en propagation (étape 2) pour les essais de fatigue interrompus

Le tableau C-1 résume les résultats d'essais pour chaque éprouvette: le nombre de cycles associés aux différentes étapes de l'endommagement par fatigue.

Repère de l'éprouvette	Essai interrompu (cycles)	Nombre de cycles à l'amorçage	Nombre de cycles de macropropagation
Ep 1	80 000	59 000	21 000
Ep 2	105 000	74 000	31 000
Ep 3	130 000	66 000	64 000
Ep 4	155 000	80 000	75 000
Ep 5	170 000	90 000	80 000

Tableau C-1 Nom des éprouvettes de fatigue et nombre de cycles de sollicitation associés

Les essais sont interrompus à différents nombres de cycles et les éprouvettes sont rompues par casse fragile afin d'être observées au Microscope Electronique à Balayage (MEB) (figures C-3, C-4, C-5, C-6, C-7, C-8 et C-9).

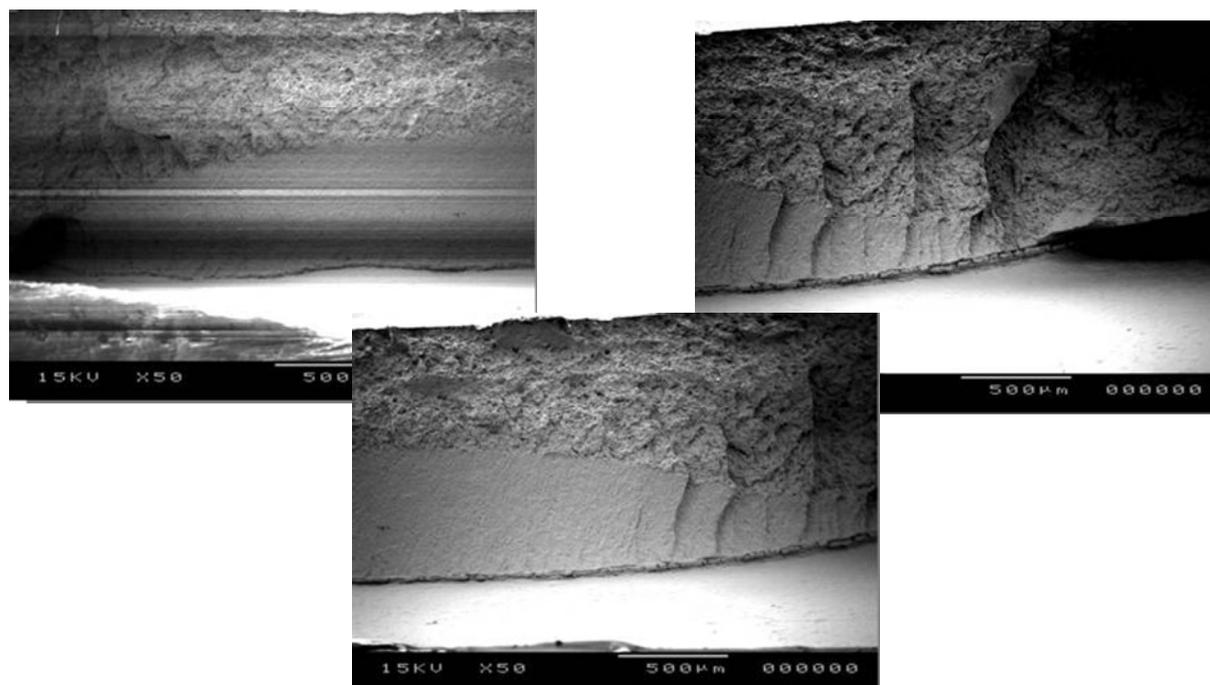


Figure C-3 Face 1 de l'éprouvette Ep1, essai interrompu à 80 000 cycles

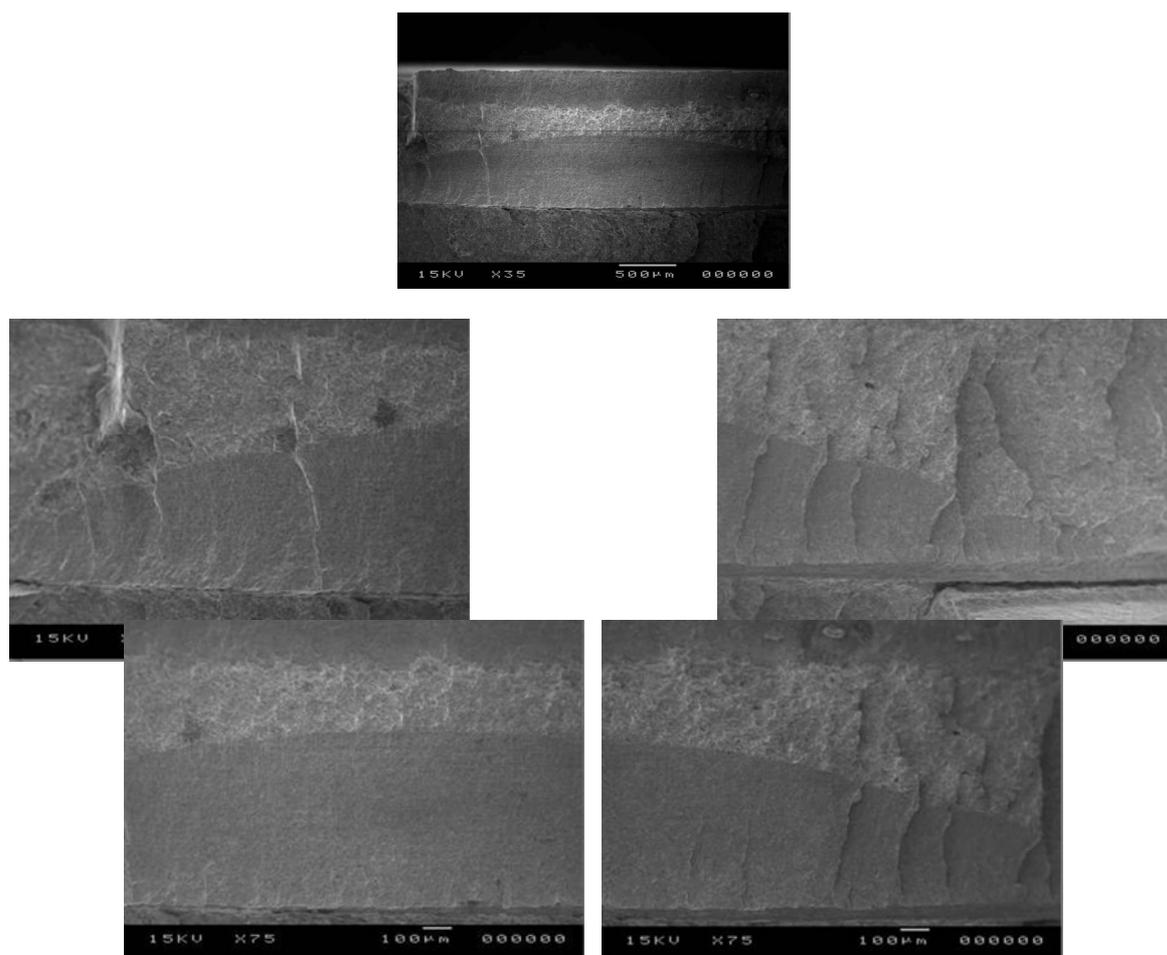


Figure C-4 Face 1 de l'éprouvette Ep2, essai interrompu à 105 000 cycles

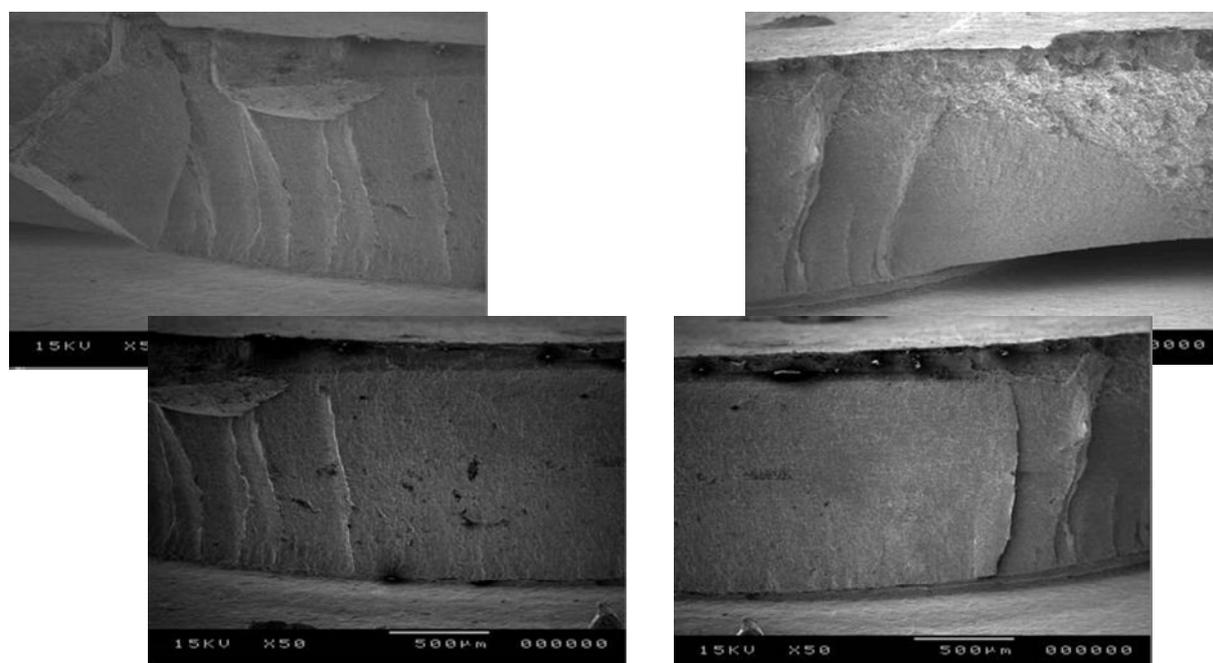


Figure C-5 Face 1 de l'éprouvette Ep3, essai interrompu à 130 000 cycles

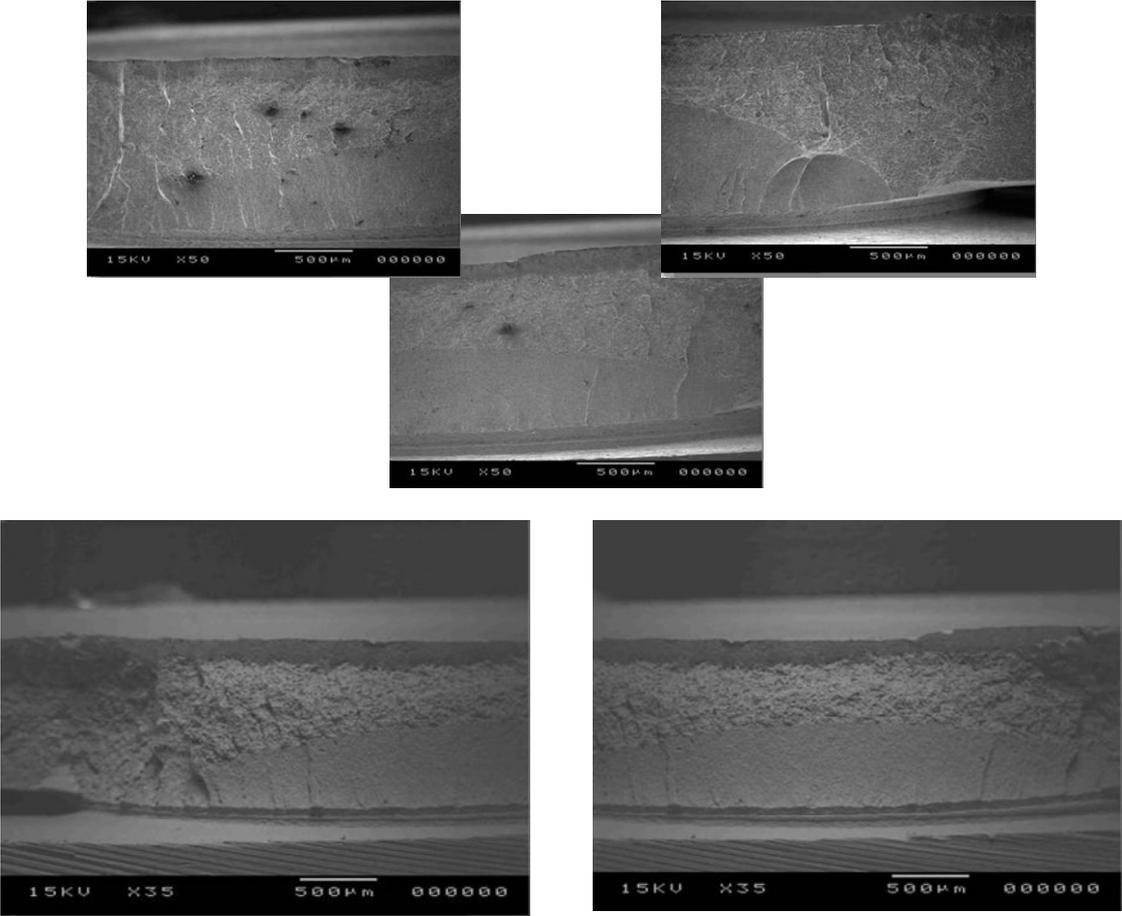


Figure C-6 Face 2 de l'éprouvette Ep3, essai interrompu à 130 000 cycles

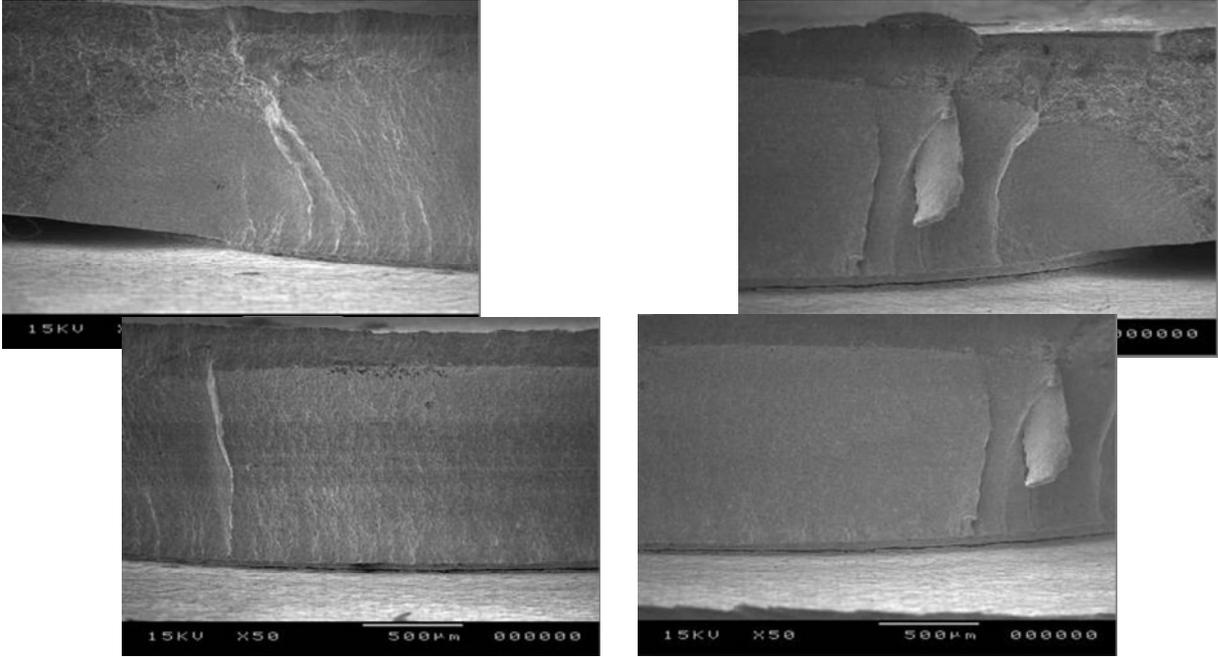


Figure C-7 Face 1 de l'éprouvette Ep4, essai interrompu à 155 000 cycles

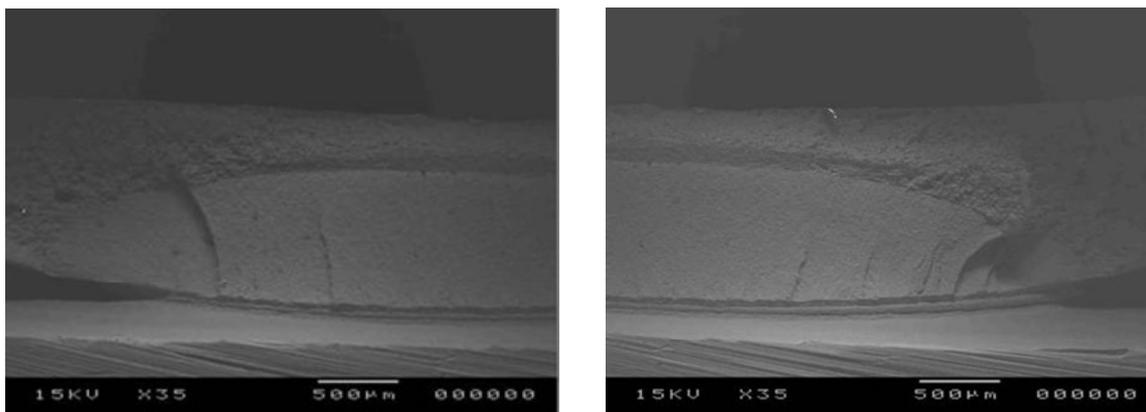


Figure C-8 Face 2 de l'éprouvette Ep4, essai interrompu à 155 000 cycles

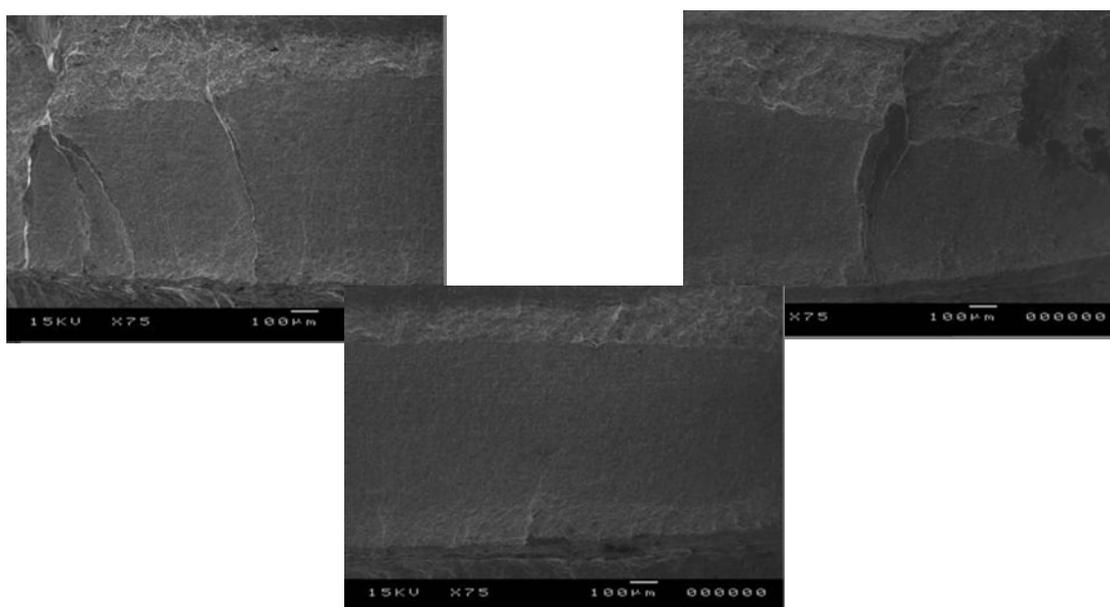


Figure C-9 Face 1 de l'éprouvette Ep5, essai interrompu à 170 000 cycles

La profondeur et la longueur des fissures de fatigue sont donc mesurées et reportées en fonction du nombre de cycles de macropropagation (figures C-10 et C-11). La profondeur des fissures varie linéairement en fonction du nombre de cycles de propagation. Ceci signifie que la vitesse de fissuration est constante pour un niveau de sollicitation en fatigue constant. Le facteur d'intensité de contrainte pendant la phase de propagation au travers de l'épaisseur est donc lui aussi constant.

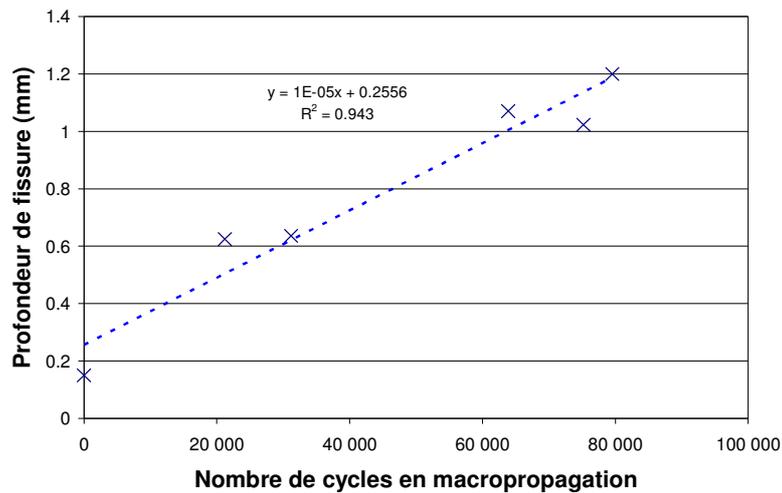


Figure C-10 Profondeur de la fissure de fatigue en fonction du nombre de cycles en propagation

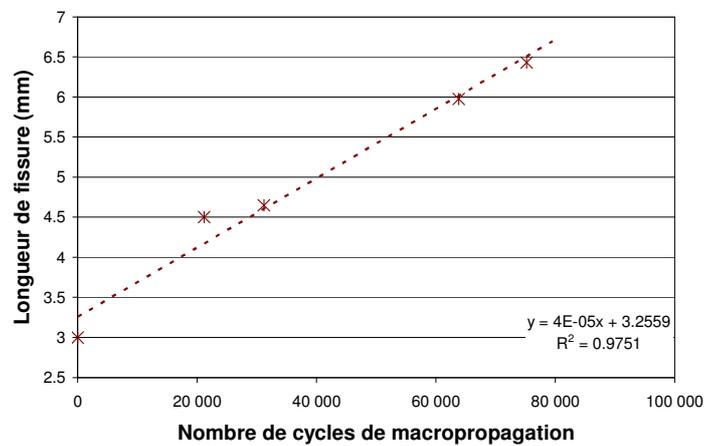


Figure C-11 Longueur de la fissure de fatigue en fonction du nombre de cycles en propagation

Les essais de fatigue interrompus nous permettent de connaître l'évolution de la taille de fissure en fonction du nombre de cycles en propagation pour un niveau de sollicitation donné. La fissure de fatigue initiale possède une profondeur d'environ 150-250 μm , soit 10 % de l'épaisseur, et une largeur comprise entre 3 et 3,5 mm. Comme la vitesse de fissuration est constante au cours de l'essai pour un niveau de chargement donné, il en résulte que le facteur d'intensité de contrainte est constant et indépendant de la taille de fissure.

Références bibliographiques

- [ABE 86] ABE H., KATAOKA S., SATOH T., *Empirical Formula for fatigue strength of single-spot-welded joint specimens under tensile shear loading*, SAE Transactions, Vol.95, pp:786-798, 1986.
- [ABE 93] ABE H., SATOH T., *Development and investigation of a strain gauge for estimation of fatigue life of multi-spot-welded joints- confirmation of validity using spot-welded joint specimens*, Welding international, vol.7, n°1, pp:35-41, 1993
- [ABU 86] ABUKU S., *Measurement of the residual stress around the welded point by means of magnetic probe*, Proceedings of international conference on experimental mechanics, Beijinj, pp.727-732, 1986
- [ANA 87] ANASTASSIOU M., *Influence des conditions de soudage sur les contraintes résiduelles dans un point soudé par résistance sur tôles minces d'acier à bas carbone, Relation avec la tenue en fatigue*, Thèse ENSAM Paris, 1987
- [ANA 90] ANASTASSIOU M., BABBIT M., LEBRUN J.L., *Residual stresses and microstructure distribution in spot-welded steel sheet: relation with fatigue behaviour*, Materials Science and Engineering, Vol. 125, pp.141-156, 1990
- [AST 99] *Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates*, ASTM E647-99
- [BAE 03] BAE D.H., SOHN I.S., HONG J. K., *Assessing the effect of residual stresses on the fatigue strength of spot-welds*, Welding Journal, Research Supplement, Vol. 78, pp.18-23, 2003
- [BAR 97] BARRALIS J., MAEDER G., *Précis de métallurgie*, Nathan, 1997
- [BEC 55] BECHET S., BEAUJARD L., *Nouveau réactif pour la mise en évidence du grain austénitique des aciers trempés ou trempés-revenus*, Revue de métallurgie, vol.10, pp. 1045-1052, 1955
- [BLO 01] BLONDEAU R., *Métallurgie et mécanique du soudage*, Mécanique et Ingénierie des Matériaux, Ed. Lavoisier, 2001
- [BOB 05] BOBADILLA M., *Mécanismes de solidification, quelques éléments de réflexion pour le soudage*, formation interne Arcelor, 2005
- [BRA 99] BRAND A., FLAVENOT J.F., GREGOIRE R., TOURNIER C., *Données technologiques sur la fatigue*, Publications CETIM, 1999
- [CAT 03] *Catalogue Produits Plats Arcelor Auto*, Arcelor, 2003
- [CHA 84] CHARARA I., *Prédiction des durées de vie des assemblages soudés par point*, Rapport DEA, ENPC, 1984
- [CHO 03] CHO Y. RHEE S., *Experimental study of nugget formation in resistance spot welding*, Welding Journal, pp: 195-201, August 2003
- [CHO 89] CHO H.S., CHO Y. S., *A study of thermal behaviour in resistance spot welds, experimental study of nugget formation in resistance spot welding*, Welding Research Supplement, pp: 236-244, June 1989
- [COO 85] COOPER J.F., SMITH R.A., *The measurement of fatigue cracks at spot-weld*, International Journal of fatigue 7, n°3, pp137-140, 1985

- [COO 86] COOPER J.F., SMITH R.A., *Fatigue crack propagation at spot welds*, Metal construction, June 1986
- [CRE 03] CRETTEUR L., KORUK A.L., *Heat treatments to improve weldability of new multiphase strength steels*, Materials Science Forum, Vol.2, pp 1225-1230, 2003
- [DAN 07] DANCETTE S, FABREGUE D., MERLIN J., MASSARDIER-JOURDAN V., BOUZEKRI M., *Welding of advanced high strength steels: study of the microstructures obtained and damage mechanism during cross tension test*, Internal Report Internal Report, 2007 7737 AUP, December 2007.
- [DHE 89] DDHERS J., *Fatigue des assemblages soudés par points*, Rapport Unirec, RI 89-608, 1989
- [DIC 80] DICKINSON D.W., FRANKLIN J.E., STANYA A., *Characterization of spot welding behaviour by dynamic electrical parameter monitoring*, Welding Journal, Vol 59, pp 170 1765, 1980
- [DRA 07] *DRAFT INTERNATIONAL STANDARD ISO/ DIS 17677-1 Resistance welding – Vocabulary - Part 1: Spot, projection and seam welding*
- [DRO 93] DROUART C., *Soudage par résistance*, Publications du Soudage et de ses Applications, 1993
- [DUC 06] DUCHET M., ROSSILLON F., GALTIER A., LANDY M., EASTERBROOK E., *Improvement of Fatigue Strength of Spot Welds Using the StressWave™ Technique*, Welding in the world, à paraître en 2006
- [DUC 94] DUCHET M., *Etude de la tenue en fatigue des assemblages soudés par points*, rapport DESU, Université de Metz, 1994
- [ESP 07] ESPESSON N., PELLIZZARI F., *Détermination des contraintes résiduelles dans un point soudé en acier DP600*, Projet d'expertise PE22 ENSAM Angers, 2007.
- [GAL 07] GALTIER A., *Calcul des incertitudes liées au tracé de courbes*, Note interne ArcelorMittal, 2007 5451 AUP, 2007
- [GED 86] GEDEON S.A., EAGAR T.W., *Resistance spot welding of galvanized steel: part II Mechanism of spot weld nugget formation*, Metallurgical transactions, Vol 17, pp 887 901, 1986
- [GED 87] GEDEON S.A., SORENSEN C.D., ULRICH K.T., EAGAR T.W., *Measurement of dynamical electrical and mechanical properties of resistance spot welds*, Welding Journal, Vol 66, pp 378 385, 1987
- [GOU 06] GOULD J. E., KHURANA S. P., LI T., *Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels*, Welding Journal. Vol. 85, n° 5, pp. 111-116., 2006
- [GOU 87] GOULD J.E., *An examination of nugget development during spot welding, using both experimental and analytical techniques*, Welding Journal, Research Supplement, Vol. 66, 1987
- [GUM 99] *Guide pour l'expression de l'incertitude de mesure*, NF ENV 13005, AFNOR, 1999
- [HAB 66] HABRAKEN L., DE BROUWER J.L., *De Ferri Metallographia Vol. I*, Presse Académique Européenne, CNRM, 1966
- [HEN 02] HENRYSSON H.F., *Effect of mean stress and crack closure on fatigue life of spot welds*, Fatigue and Fracture Engineering for Materials and Structures, Vol. 25, pp.1175-1185, 2002

- [HEN 99] HENRYSSON H.F., ABDULWAHAB F., JOSEFSON B.L., FERMER M., , *Residual stresses in resistance spot welds: finite element simulations, X-ray measurements and influence on fatigue behaviour*, Welding in the World, Vol. 43, pp.55-63, 1999
- [HOB 07] HOBACHER A., *Recommendations for fatigue design of welded joints and components*, Document IIW, XIII-2151r1-07/XV-1254r1-07, 2007
- [ISO 03] *ISO 14234 :2003 Soudage par résistance- Essais destructifs des soudures- Méthode pour les essais de fatigue sur les assemblages soudés par points*, 2003
- [ISO 04] *ISO 18278-2 :2004 Soudage électrique par résistance- Caractérisation de la soudabilité par résistance par point de produits plats revêtus ou non*, 2004
- [JIS 89] *JIS Z 3138-1989 : Japanese Industrial Standard - Method of fatigue testing for spot welded joint*, 1989
- [KHA 01] KHANNA S.K., HE C, GRAWAL H.N., *Residual stress measurement in spot welds and the effect of fatigue loading on redistribution of stresses using high sensitivity Moiré interferometry*, Transaction of the ASME, Vol. 123, pp.132-138, 2001
- [KIM 89] KIM E.W., EAGAR T.W., *Measurement of transient temperature response during resistance spot welding*, Welding Journal, Research Supplement, Vol. 68, pp.303-312, 1989
- [KRE 06] KREBS J., KASSNER M., *Influence of welding residual stresses on fatigue design of welded joints and components*, IIW Paper XV-1220-06, 2006
- [LAM 89] LAMBERT Y., DEVILLERS L., *Appréciation de la qualité d'une soudure par point dans le cas des aciers à haute résistance : caractérisation statique et cyclique –revue bibliographique*, Rapport interne IRSID, RI 89311, 1989
- [LAN 87] LANE T.C., SORENSEN C.D., HUNTER G.B., GEDEON S.A., EAGAR T.W., *Cinematography of resistance spot welding of galvanized steel sheet*, Welding Journal, Research Supplement, Vol. 66, pp.260-265, 1987
- [LAW 83] LAWRENCE F.V., WANG P.C., CORTEN H.T., *An empirical method for estimating the fatigue resistance of tensile-shear spot-welds*, SAE Paper 830035, 1983
- [LED 89] LE DUFF J.A., MASALSKI D., DUCHANOIS G., *Evaluation de la résistance en fatigue des assemblages soudés par point en tenant en compte de l'influence des contraintes résiduelles*, Document IIS XIII, 1348, 1989
- [LEE 05a] LEE H., CHOI J., *Overload analysis and fatigue life prediction of spot-welded specimens using an effective J-integral*, Mechanics of Materials, Vol. 37, pp.12-32, 2005
- [LEE 05b] LEE Y.L., PAN J., HATHAWAY R., BARKEY M., *Fatigue Testing and Analysis, Theory and Practice*, Elsevier Butterworth Heinemann, 2005
- [LEG 05] LE GALL L., *Métallurgie du soudage par point des aciers pour automobile*, rapport projet de fin d'étude, INSA Lyon, 2005
- [LES 04] LESOULT G., *Elaboration et traitement : matériaux cristallisés, Partie III*, Cours Ecole des Mines de Nancy, Vol. 6, 2004
- [LES 86] LESOULT G., *Cristallisation et microstructures*, Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, M58, 1986

- [LIN 06] LIN S.H., PAN J., WUNG P., CHIANG J., *A fatigue crack growth model for spot welds under cyclic loading conditions*, International Journal of Fatigue, Vol. 28, pp.792-803, 2006
- [LIN 96] LINDGREN C., SPERLE J.O., JONSSON M., *Fatigue strength of spot welded beams in high strength steels*, Welding in the world, Vol. 37, pp.90-104, 1996
- [LON 07] LONG X., KHANNA S.K., *Fatigue properties and failure characterization of spot-welded high strength steel sheet*, International Journal of Fracture, Vol. 29, pp.879-886, 2007
- [MAC 90] MC MAHON J.C., SMITH G.A., LAWRENCE F.V., *Fatigue crack initiation and growth in tensile shear spot weldments*, Fatigue and fracture testing of weldments, ASTM STP 1058, McHENRY H.I., POTTER J.M., Eds., American Society for testing and materials, Philadelphia, , pp.47-77,1990
- [MAD 92] MADDOX S. J., *Fatigue design of welded structures*, Engineering design in welded constructions, Oxford, Pergamon, 1992, pp 31-56.
- [NEG 79] NEGRE J., *Le soudage électrique par résistance*, Troisième édition, Publication de la soudure autogène, 1979
- [OVE 74] OVERBEEKE J.L., DRAISMA J., *Fatigue characteristics of heavy-duty spot-welded lap joints*, Metal Construction and British welding Journal, Vol. 16, pp: 213-219, 1974
- [PAN 03] PAN N., SHEPPARD S.D., *Stress intensity factor in spot welds*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 70, pp.671-684, 2003
- [PAR 63] PARIS P.C., ERDOGAN F., *A critical analysis of crack propagation laws*, Transaction ASME, Journal of Basic engineering, Vol.4, 1963
- [PIL 07] PILLER T., *Application de la méthode GUM au soudage par point pour améliorer la maîtrise des caractéristiques du domaine de soudabilité*, Mémoire de fin d'étude CNAM, 2007
- [POI 93] POIRIER J, *Analyse de la variance et de la régression. Plan d'expérience*, Techniques de l'ingénieur, R-260, 1993
- [POO 75a] POOK L.P., *Approximate Stress intensity factors for spot and Similar Welds*, NEL Report 588, 1975
- [POO 75b] POOK L.P., *Fracture mechanics analysis of fatigue behaviour of spot welds*, International Journal of Fracture, Vol. 11, pp.173-176, 1975
- [POO 79] POOK L.P., *Approximate Stress intensity factors obtained fom simple plate bending theory*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 12, pp.505-202, 1979
- [RAD 89] RADAJ D., *Stress singularity, notch stress and structural stress at spot-welded joint*, Engineering fracture mechanics, Vol. 34, pp.495-506, 1989
- [RAD 90] RADAJ D., ZHAOYUN Z., MÖHRMANN W., *Local stress parameters at the weld spot of various specimens*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 37, pp.933-951, 1990
- [RAD 95] RADAJ D., GIERING A., *Local stress parameters of the spot welded specimen*, Welding in the world, Vol. 35, pp.12-22, 1995
- [RAD 98] RADAJ D., SONSINO C. M., *Fatigue assessment of welded joints by local approaches*, Abington Publishing, 1998

- [RAT 03] RATHBUN R. W., MATLOCK D. K., SPEER J. G., *Fatigue Behavior of Spot Welded High-Strength Sheet Steels*, Welding Journal. Vol. 82, n° 8, pp. 207-218., 2003
- [ROS 07] ROSSILLON F., GALTIER A., ROBERT J.L., DUCHET M., LENS A., OIKAWA H., *Effect of welding cycles on the fatigue behaviour of resistance spot welded Dual Phase Steel*, IIW Paper, III-1458-07, 2007
- [RUP 95] RUPP A., STOERZEL K., GRUBISIC V., *Computer-aided dimensioning of automotive structures*, SAE Technical Paper 950711, Warrendale Pa, SAE, 1995
- [SAI 06] SAINT GERMAIN B., *Etude expérimentale et numérique des distorsions de structures mécano-soudées*, Mémoire de thèse de l'ECP, 2006
- [SAV 78] SAVAGE W.F., NIPPES E.F., WASSELL F.A., *Dynamic contact resistance of series spot welds*, Welding Journal, Vol 57, pp 43-50, 1978
- [SEF 59] SEFERIAN D., *Métallurgie de la soudure*, Dunod, 1959
- [SHA 06] SHANG D.G., BARKEY M.E., *Analysis of fatigue crack behaviour based on dynamic response simulations and experiments for tensile-shear spot-welded joints*, Fatigue and fracture engineering for materials and structure, Vol. 29, pp.23-30, 2006
- [SPE 83] SPERLE J.O., *Strength of spot welds in high-strength steels*, Metal Construction, Vol. 15, pp: 200-203, 1983
- [SPE 84] SPERLE J.O., *Fatigue strength of non-load carrying spot-welds*, Metal Construction, Vol. 16, pp: 678-679, 1984
- [SRI 05] SRIKUNWONG C., *Modélisation du procédé de soudage par point*, Thèse ENSMP, 2005
- [SUD 82] SUDO M., NOMURA S, MIZOGICHI T., *Soudabilité par points des tôles minces en acier à haute résistance*, Tetsu to Hagané, Vol. 68, pp :1411-1420, 1982
- [SUN 07] SUN S., STEPHENS E.V., KHALEEL M.A., *Effect of Fusion Zone Size and failure mode on Peak Load and Energy Absorption of Advanced High-Strength Steel Spot welds*, Welding Journal, Research Supplement, Vol. 88, pp.18-25, 2007
- [SWE 92] SWELLAM M.H. , KURATH P. LAWRENCE F.V., *Electric-potential drop studies of fatigue crack development in tensile-shear spot welds*, Advances in Fatigue lifetime predictive techniques, ASTM STP 1122, MITCHELL M.R., LANDGRAF R.W., Eds., American Society for testing and materials, Philadelphia,1992, pp.383-401
- [SWE 94] SWELLAM M.H., BANAS G., LAWRENCE F.V., *A fatigue design parameter for spot welds*, Fatigue and fracture engineering for materials and structure, Vol. 17, N°10, pp.1197-1204, 1994
- [TIL 53] TILLER W.A., JACKSON K.A., RUTTER J.W., CHALMERS B., *Acta Metallurgica*, p428, 1953.
- [VUR 06] VURAL M., AKKUS A., ERYÜREK B, *Effect of welding nugget diameter on the fatigue strength of the resistance spot welded joints of different steel sheets*, Journal of Materials Processing Technology, vol. 176, pp.127-132, 2006.
- [WAN 06a] WANG P., *Etude par SYSWELD® de l'apparition de fissures dans la surface des points soudés par point du DP780*, Rapport de Master Recherche, 2006.
- [WAN 06b] WANG G., BARKEY M.E., *Investigating the spot weld fatigue crack growth using X-Ray imaging*, Welding Journal, Vol. 84, pp: 84-90, 2006.

- [WAN 85] WANG P.C., CORTEN H.T., LAWRENCE F.V., *A fatigue life prediction method for tensile shear spot welds*, SAE Technical paper 850370, Society of automotive engineers, Warrendale, PA, 1985.
- [WIL 04] WILLIAMS N.T., PARKER J. D., *Review of resistance spot welding of steel sheets, Part 1 Modelling and control of the weld nugget formation*, International Materials Reviews, vol. 49, n°2, pp: 45-75, 2004
- [XU 02] XU. P., LEHMKUHL B., *Temperaturemessung zum Ermitteln der Rissentstehung und der Rissfortschritt an widerstandspunktgeschweissten Verbindungen bei Ermüdungsversuchen, Measuring of temperature to determine the crack initiation and crack propagation at spot weld joints by fatigue testing*, DVM-Tagungsband "Kennwertermittlung für die Praxis", Wiley-VCH Verlag, Weinheim, pp:211-216, 2002
- [XU 04] XU P., *Determination of fatigue crack initiation and crack propagation at spot welded joint with high-precision thermometry*, Welding in the world, Vol.48, n°11/12, 2004
- [YAN 04] YAN B., ZHU H., LALAM SH., BACZKOWSKI S., COON T., *Spot Weld Fatigue of Dual Phase Steels*, Proceedings SAE World Congress, Detroit, MI, USA, Session: Innovations in Steel Sheet Products & Processing (Part 1 & 2), 2004.
- [ZHA 00a] ZHANG Y., TAYLOR D., *Sheet thickness effect of spot welds based on crack propagation*, Engineering fracture mechanics, Vol. 67, pp.55-63, 2000
- [ZHA 00b] ZHANG G., RICHTER B., *A new approach to the numerical fatigue-life prediction of spot-welded structures*, Fatigue and fracture of engineering materials and structures, Vol. 23, pp.499-508, 2000
- [ZHA 01] ZHANG S., *Recent developments in analysis and testing of spot welds*, SAE Report n° 2001-01-0432, 2001
- [ZHA 06] ZHANG H., SENKARA J., *Resistance welding Fundamentals and Applications*, Taylor & Francis, 2006
- [ZHA 97] ZHANG S., *Stress intensities at spot welds*, International Journal of Fracture, Vol. 88, pp.167-185, 1997
- [ZHA 99] ZHANG S., *Approximate stress intensities factors and notch stresses for common spot welded specimens*, Welding Journal, Research Supplement, Vol. 78, pp.173-179, 1999

Influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue d'un acier THR Dual Phase soudé par point

Résumé : Les principaux modèles de comportement en fatigue des assemblages soudés par point ne prennent en compte que des paramètres géométriques. Or, les contraintes résiduelles, la microstructure de la Zone Affectée Thermiquement et la forme du fond d'entaille sont, a priori, autant de facteurs d'influence supplémentaires. L'objectif de ce travail est la compréhension des facteurs prédominants de la tenue en fatigue des assemblages soudés par point en acier THR, afin de proposer des conditions de soudage permettant un comportement amélioré. Pour analyser finement les résultats d'essais, des méthodologies et des outils d'observation sont développés : suivi de fissure, fractographie MEB, analyse métallographique. En soudage, l'observation des structures primaires permet de comprendre la formation du point de soudure. Dans certains cas, la solidification débute alors que le courant est encore délivré à l'assemblage. De nombreux essais de fatigue sont réalisés sur des assemblages de traction-cisaillement en acier Dual Phase pour étudier l'influence des conditions de soudage. Par l'utilisation combinée des différents outils, l'effet des conditions de soudage et les principaux facteurs d'influence sur la durée de vie de l'assemblage sont dégagés. L'étape de propagation de fissure est peu sensible aux conditions de soudage, une modélisation fiable de cette étape est proposée. L'amorçage de fissure se révèle être l'étape cruciale. Un cycle de soudage adapté permet d'obtenir un comportement en fatigue amélioré grâce à une modification favorable du champ de contraintes résiduelles en fond d'entaille, tout en gardant des séquences de soudage sur composant acceptables. Ces résultats ouvrent de réelles perspectives d'application industrielle.

Mots clés: fatigue, soudage par résistance par point, soudage, acier THR, acier Dual Phase, essais de fatigue, suivi de fissure, fractographie, métallographie, MEB, endommagement, traction-cisaillement, fond d'entaille, Zone Affectée Thermiquement, microstructure, solidification.

Welding conditions influence on the fatigue behaviour of a spot welded High Strength Dual Phase steel

Abstract: Models used for the fatigue assessment of spot-welded assembly only take into account geometrical parameters. Even so, residual stresses, microstructure of the Heat Affected Zone and notch root shape might be additional factors. This work consists in identifying the relevant parameters on the fatigue strength of spot welds made of High Strength Steel, to suggest welding conditions for an enhanced behaviour. To deeply analyze the tests results, methodologies and observation tools are developed: system to track the crack, SEM fractography and metallographic analysis. In the field of resistance spot welding, the primary structures observation enables to understand nugget growth formation. In some cases, solidification begins and occurs while current crosses the assembly. Many fatigue tests are carried out on tensile shear spot welded assembly made of Dual Phase steel. By the associated use of different observation tools, the welding conditions effect and the predominant influence factors are highlighted. There is few welding conditions influence on the propagation stage ; a reliability based model is proposed for this step. The initiation stage is a crucial step. An adapted weld cycle enables to obtain an enhanced fatigue behaviour thanks to an advantageous modification of the residual stresses field at notch root, by keeping admissible total weld time on component. These results open important outlooks for an industrial application.

Keywords: fatigue, resistance spot welding, welding, High Strength steel, Dual Phase steel, fatigue tests, PDM system, fractography, metallography, SEM, damage, tensile-shear, notch, Heat Affected Zone, microstructure, solidification.