HAL open science

Analyse du lien entre microstructure, chargement mécanique et fissuration lors de la traction en croix de soudures par point par résistance d'un acier inoxydable martensitique

Constance Chanh

To cite this version:

Constance Chanh. Analyse du lien entre microstructure, chargement mécanique et fissuration lors de la traction en croix de soudures par point par résistance d'un acier inoxydable martensitique. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2022. Français. NNT : 2022UPSLM022 . tel-03864957

HAL Id: tel-03864957

https://pastel.hal.science/tel-03864957v1

Submitted on 22 Nov 2022

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

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

PSL UNIVERSITÉ PARIS

THÈSE DE DOCTORAT
DE L'UNIVERSITÉ PSL

Préparée à Mines Paris

Analyse du lien entre microstructure, chargement mécanique et fissuration lors de la traction en croix de soudures par point par résistance d'un acier inoxydable martensitique

Soutenue par

Constance CHANH

Le 06 juillet 2022

Ecole doctorale n° 621

Ingénierie des Systèmes, Matériaux, Mécanique, Energétique (ISMME)

Spécialité

Sciences et génie des matériaux

Composition du jury :

Sabine DENIS Professeure des universités, Université de Lorraine	*Présidente du jury*
Damien FABREGUE Professeur des universités, INSA Lyon	*Rapporteur*
Alain HAZOTTE Professeur émérite, Université de Lorraine	*Rapporteur*
Helmut KLÖCKER Directeur de recherche, IMT Mines Saint-Etienne	*Examinateur*
Bertrand PETIT Ingénieur, APERAM	*Examinateur*
Laurent LACOURT Ingénieur de recherche, Mines Paris	*Examinateur*
Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON Professeure, Mines Paris	*Directrice de thèse*

MINES PARIS | PSL

Remerciements

La poursuite de mon cursus de formation avec une thèse ne faisait pas partie de mes plans originaux. Cette expérience inoubliable a été rendue possible grâce au charisme de mon encadrant industriel, Bertrand Petit, et le soutient de mon professeur de matériaux à Chimie Lille, Jean-Bernard Vogt, qui m'ont convaincu des bénéfices liés à la réalisation d'une thèse. Ils avaient raison : aujourd'hui, je n'ai pas un ppm de regret.

J'aimerais donc profiter de quelques lignes dans ce manuscrit pour remercier en premier lieu, mon matériau : le MaX1.6, dont les propriétés au soudage nous ont posées tant de questions plus intéressantes les unes que les autres. Ensuite, un grand merci aux membres du jury : Sabine Denis et Damien Fabrègue, qui ont bravé la grève nationale pour venir poser leurs questions en personne et creuser chacune des problématiques scientifiques ; Alain Hazotte et Helmut Klöcker, qui étaient en visio mais qui ont marqué leur présence par leurs questions très pertinentes.

Contrairement à ce que certains peuvent penser, on ne travaille pas complètement seul durant une thèse. Ces travaux de recherche n'auraient jamais pu aboutir au présent manuscrit sans le soutient permanent de mon encadrement d'exception. Bertrand Petit, dont la générosité et le franc-parler ont rendu cette collaboration inoubliable. Laurent Lacourt, qui a rejoint l'encadrement en cours de route mais avec qui j'ai pris beaucoup de plaisir à apprendre et à travailler. Last but not least, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon, qui a été un véritable pilier durant toute la thèse. Elle constitue pour moi un modèle de bienveillance et un puit de connaissance sans pareil.

Un grand merci à tous les chercheurs et techniciens qui m'ont prêté main forte durant la thèse. Du côté du Centre des Matériaux : Antoine, Kévin, Lynh-Thy, Mohamed, Stéphanie, Abdennour, Fabrice, Henry, Yazid et toute l'équipe de l'atelier dirigée par René. Dans le nord, au Centre de Recherche d'Isbergues : Jérémy, Arnaud, Virginie, Guillaume, Sylvain, Nadège, Fabrice et mention spéciale à Coralie et Jean-Denis qui ont grandement participer à la pédagogie avec leurs retours constructifs durant toutes mes présentations.

Sur un plan plus personnel, j'aimerais remercier mes collègues doctorants : Benjamin, Glwadys, Luc et Hugo L. pour leur sociabilité sans limite qui m'ont permis de me sentir inclus dans la promo. Les liens sociaux les plus forts au labo restent cependant au sein du Thésarium (aka. la Team AFG : M. Cliche, Chloé, Adrien, Romain, Nicolas, JB, LH, Romain W, Arthur et Edouard), groupe avec lequel j'ai beaucoup apprécié les échanges autant scientifique que personnels autour d'un café, un thé ou bien une bière. En dehors du cercle professionnel, je me suis beaucoup appuyé sur ma bande de copains, affectionnément appelé le ZOO, mes animaux préférés qui m'ont aidé à décompresser. Enfin, je garde les derniers mots de cette page pour remercier tous les membres de ma famille, qui ne comprennent pas vraiment ce que j'ai étudié mais qui sont très fières de moi.

Constance Chanh

Liste des notations et abréviations

Notations

Paramètres liés au soudage et à la géométrie des soudures

d_b [mm]	Diamètre du bouton obtenu par rupture partielle à l'interface ou par déboutonnage
d_{min} [mm]	Diamètre minimal de zone fondue caractérisant le début du domaine de soudabilité (terme lié au domaine de soudabilité)
d_{max} [mm]	Diamètre maximal de zone fondue atteignable avant expulsion (terme lié au domaine de soudabilité)
d_{ZF} [mm]	Diamètre de zone fondue
F_w [kN]	Force imposée aux électrodes
I_w [kA]	Courant électrique imposé dans le circuit de soudage
r	Direction radial du point soudé dans le plan de l'interface
t [mm]	Épaisseur de tôle
t_h [ms]	Durée de l'étape de maintien (holding)
T_{max} [°C]	Température de pic atteinte pendant un cycle de soudage, pour un point donné
t_s [ms]	Durée de l'étape d'accostage (squeezing)
t_w [ms]	Durée de l'étape de soudage (welding)
z	Axe normal au plan des tôles
θ [°]	Angle azimutal le long du périmètre du point soudé

Paramètres métallurgiques

Ac_1 [°C]	Température de début de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ lors du chauffage
Ac_3 [°C]	Température de fin de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ lors du chauffage
M_s [°C]	Température de début de transformation martensitique
$T_{solidus}$ [°C]	Solidus
α	Ferrite alpha
α'	Martensite
ε	Carbure de transition epsilon
γ	Austénite

Paramètres mécaniques et grandeurs liées à la simulation numérique

a [mm]	Avancée de fissure interfaciale
F [N]	Charge imposée
G [kJ/m²]	Taux de restitution d'énergie
K_c [MPa.√m]	Ténacité
K_{eq} [MPa.√m]	Facteur d'intensité de contrainte équivalent
K_I [MPa.√m]	Facteur d'intensité des contraintes en mode I
K_{II} [MPa.√m]	Facteur d'intensité des contraintes en mode II
K_{III} [MPa.√m]	Facteur d'intensité des contraintes en mode III
$\mathcal{L}$	Paramètre de Lode
n	Coefficient d'écrouissage
r	Distance entre la pointe de fissure arrêtée au ligament de ZAT et l'élément dont les contraintes principales sont calculées
ra	Rayon du volume d'intégration dans la méthode G-theta
rb	Rayon du volume exclut de l'intégration dans la méthode G-theta
Re, σ_0 [MPa]	Limite d'élasticité
Rm [MPa]	Résistance mécanique
$Rp_{0,2}$ [MPa]	Contrainte donnant lieu à 0,2% de déformation plastique
U_x, U_y, U_z [mm]	Déplacement selon les axes x, y et z respectivement
α [°]	Angle entre le plan du front de fissure en créneau et le plan contenant la pointe de fissure et l'élément dont les contraintes principales sont calculées
σ_1, σ_2, σ_3 [MPa]	Contraintes principales
σ [MPa]	Contrainte de traction
τ [MPa]	Contrainte de cisaillement
φ [°]	Angle de bifurcation du front de fissure

Abréviations

Régions de soudures

ZF	Zone fondue
ZAT	Zone Affectée Thermiquement

ICZAT	Zone Affectée Thermiquement Inter-Critique
SCZAT	Zone Affectée Thermiquement Sous-Critique
DBZ	Zone soudée par diffusion (Diffusion Bonded Zone)
MB	Métal de Base

Autres

APMTN	Après maintenance du système de refroidissement de la soudeuse
AVMTN	Avant maintenance du système de refroidissement de la soudeuse
αCTS	Charge maximale en traction en croix, normalisée par $d_{ZF} * t$
CTS	Charge maximale atteinte en traction en croix (Cross Tensile Strength)
EDS	Spectroscopie à dispersion d'énergie (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)
FIC	Facteur d'intensité de contrainte
MEB	Microscope électronique à balayage
MET	Microscope électronique à transmission
MSS	Aciers inoxydables martensitiques (Martensitic Stainless Steels)
PAGS	Taille du grain γ parent (Primary Austenite Grain Size)
PB	Paint-baking (recuit peinture)
PR	Rapport de déboutonnage (Plug Ratio)
SPR	Soudage par Point par Résistance
THR	Aciers à très haute résistance
WDS	Analyse dispersive en longueur d'onde (Wavelength Dispersive X-ray Spectroscopy)

Liste des notations et abréviations 1

Introduction 7

Chapitre 1 : Influence du cycle de soudage sur la tenue mécanique 9

1. Etat de l'art sur l'effet des paramètres de soudage sur la tenue mécanique 9

1.1. Principe du soudage par résistance par point 9

1.2. Evaluation de la performance mécanique des points soudés 11

1.3. Stratégies d'amélioration des performances en traction en croix 14

2. Evaluation de la sensibilité du CTS vis-à-vis de la taille de zone fondue 17

2.1. Description du montage de SPR et du métal base 17

2.2. Elaboration de cycles faisant varier d_{ZF} 18

2.3. Caractérisations des soudures 20

2.4. Résultats des essais de traction en croix 24

3. Evaluation de la sensibilité du CTS face à un revenu après ou pendant le cycle de soudage 25

3.1. Caractérisations de soudures traitées post-soudage 25

3.2. Caractérisations de soudures traitées par revenu intégré 26

3.3. Résultats des essais de traction en croix 28

4. Conclusion 31

Chapitre 2 : Détermination du scénario de fissuration durant l'essai CTS 32

1. Etat de l'art sur l'étude de la rupture en traction en croix 33

1.1. Méthodologies de suivi de fissure dans les soudures lors d'un essai mécanique 33

1.2. Contribution des régions de soudure 36

2. Procédure expérimentale pour la détermination du chemin de fissuration 39

2.1. Dispositifs de soudage et de traction 39

2.2. Marquage et mesure de l'avancée de fissure 42

3. Résultats 44

3.1. Rupture de la DBZ 44

3.2. Rupture de la ZF 47

3.3. Rupture du ligament de ZAT 55

4. Conclusion 57

Chapitre 3 : Analyse mécanique de la sollicitation en traction en croix .. 58

1. Etat de l'art sur la mécanique de la rupture des points soudés 59

1.1. Grandeurs critiques établies par solutions analytiques ... 59
1.2. Identification des lois d'écrouissage des régions de la soudure ... 62
1.3. Modélisation de la rupture ... 66
2. Développement d'un modèle EF pour la simulation de l'essai en croix ... 71
2.1. Hypothèses et buts de la simulation ... 71
2.2. Identification des lois de comportement des régions de soudure ... 73
2.3. Description du modèle de traction en croix ... 79
3. Résultats : distribution et évolution des facteurs d'intensité de contrainte ... 83
3.1. Calculs des facteurs d'intensité de contrainte critiques ... 83
3.2. Effets de la charge et de d_{ZF} ... 85
3.3. Effets de l'avancée interfaciale ... 86
4. Résultats : étude de la bifurcation de fissure ... 87
4.1. Facteurs impactant la bifurcation ... 87
4.2. Simulation de bifurcations successives ... 90
4.3. Réaction à des perturbations de la bifurcation ... 93
5. Chargement mécanique à l'amorçage dans le ligament de ZAT ... 94
5.1. Procédures de post-traitement des simulations ... 96
5.2. Résultats des analyses de chargement mécanique ... 98
6. Conclusions ... 100

Chapitre 4 : Effet de la microstructure sur la rupture et la fissuration .102
1. Etat de l'art sur le lien entre microstructure et rupture ... 103
1.1. Développement des microstructures de soudures par point d'AHSS ... 103
1.2. Eléments impactant l'amorçage et la propagation du clivage ... 107
1.3. Eléments microstructuraux impactant la transition ductile-fragile ... 107
2. Microstructure et rupture en ZF ... 110
2.1. Approches expérimentales et numériques ... 110
2.2. Résultats de la caractérisation du clivage en ZF ... 116
2.3. Micro-texture issue du soudage en lien avec la propagation interfaciale ... 120
2.4. Effet de la précipitation en ZF sur le CTS ... 121
3. Microstructure et rupture dans le ligament de ZAT ... 124
3.1. Démarches expérimentales et numériques ... 125
3.2. Résilience des ZAT simulées ... 132
3.3. Comportement en cisaillement des ZAT simulées ... 135
4. Conclusions ... 140

Conclusion et perspectives **142**

Références **146**

Annexe 1 : SORPAS : Simulation numérique du soudage par résistance **154**

1. Paramètres matériau **154**

2. Confrontation des résultats de calculs aux mesures expérimentales **155**

2.1. Suivi de température en peau ***155***

2.2. Estimation de la température à cœur de soudure ***156***

2.3. Comparaison de l'indentation par les électrodes avec les valeurs expérimentales 157

Annexe 2 : Corrections des courbes de micro-traction **158**

1. Origines des mouvements hors plan **158**

2. Correction numérique des courbes de micro-traction **159**

Annexe 3 : Etudes de convergence et ajustement des ressorts du modèle numérique **161**

1. Convergence vis-à-vis de la taille du maillage **161**

2. Ajustement de la rigidité des ressorts **163**

3. Volume d'intégration dans la méthode G-theta de Z-cracks **164**

Annexe 4 : Extraction de lames MET **165**

Annexe 5 : Seuillage de la cémentite **167**

Introduction

Le contexte industriel de l'allègement des véhicules, en vue de réduire l'impact environnemental des véhicules, est toujours d'actualité. Au cours des vingt dernières années, de nouveaux matériaux non-métalliques ont été testés afin de répondre au challenge. Néanmoins, aujourd'hui encore, afin d'assurer la sécurité des pièces de structure, les fabricants du secteur automobile ont besoin des excellentes propriétés des aciers à très haute résistance (THR).

L'assemblage d'une structure métallique complexe comme une caisse en blanc, nécessite de souder les pièces entre elles. Dans l'industrie automobile, c'est le soudage par point par résistance (SPR), qui prédomine de par sa simplicité, sa rapidité et son faible coût. Des aciers de plus en plus sophistiqués sont développés, en termes de composition chimique et de traitements thermiques d'élaboration. Cette tendance impacte négativement la soudabilité mais aussi les performances de l'assemblage après soudage. Celles-ci sont pourtant soumises à des critères de plus en plus stricts de la part des fabricants automobiles. Parmi les nouvelles nuances envisagées, les aciers inoxydables martensitiques (MSS) représentent des candidats potentiels, du fait de leur excellente trempabilité qui assure une microstructure martensitique après la mise en forme par trempe sous presse, même pour des conditions de refroidissement peu sévères. D'autres avantages qu'offre ces types d'acier sont leur résistance à la corrosion et leurs bonnes propriétés en fatigue. Cependant, une fois soudés, les MSS sont particulièrement fragiles et présentent des modes de rupture partiellement ou totalement à l'interface dans le cas de deux tôles soudées par recouvrement.

L'objectif de cette thèse est de contribuer à la compréhension de l'impact du cycle thermique sur la formation des microstructures de soudage par point par résistance, ainsi que d'apporter des éléments de compréhension quant aux contributions respectives de la microstructure et de la sollicitation mécanique lors de l'essai de traction en croix, sur les modes de rupture observés pour une nuance inoxydable martensitique.

Les sujets abordés au cours de ce manuscrit découlent les uns des autres mais sont suffisamment différents pour justifier un fractionnement de l'état de l'art, afin de ne pas perdre le lecteur. Chaque début de chapitre consistera donc en une mise en contexte des travaux de thèse, vis-à-vis de la littérature existante sur le sujet.

Le Chapitre 1 adresse l'état des lieux expérimental du comportement de nos soudures, nous y présentons donc les cycles de soudage de la thèse et l'impact des paramètres de soudage sur la tenue mécanique en traction en croix.

Le Chapitre 2, qui a donné lieu à une publication dans le journal *International Journal of Fracture*, introduit un protocole expérimental permettant d'obtenir le chemin de fissuration durant l'essai en croix. Ce protocole a été appliqué à deux types de soudures parmi celles du Chapitre 1, qui

présentent des tenues mécaniques très contrastées. La comparaison de leurs chemins de fissuration respectifs donne lieu à une proposition de scénario menant au mode de rupture partielle à l'interface et à l'identification des étapes clés de la propagation durant l'essai en croix.

Dans le Chapitre 3, ce scénario est confronté aux prédictions de l'analyse mécanique du chargement en pointe de fissure, durant les phases de propagation interfaciale et déviée. Nous optons pour un modèle explicatif qui contraste avec les approches prédictives de la littérature, ce qui nous permet de séparer la contribution de la mécanique de l'essai, de celle de la microstructure, quant à l'obtention de la rupture partielle à l'interface.

Enfin, le Chapitre 4 aborde plus en détail les éléments microstructuraux des différentes régions générées par les cycles de soudage et leur impact sur la fissuration. Nous nous intéressons en particulier au devenir du carbone en solution solide durant l'historique thermique des soudures et aux propriétés à rupture du ligament de la zone affectée thermiquement, en-dessous et au-dessus de la zone fondue. À notre connaissance, cette zone a été très peu étudiée alors qu'elle se trouve sur le chemin de la fissure.

Chapitre 1 : Influence du cycle de soudage sur la tenue mécanique

1. Etat de l'art sur l'effet des paramètres de soudage sur la tenue mécanique

1.1. Principe du soudage par résistance par point

Le procédé de soudage par point par résistance (SPR) se base sur la production d'énergie par effet Joule. Sur la **Fig.1.1**, nous pouvons distinguer les différentes étapes du procédé. En premier lieu, l'accostage (de durée t_s), qui va assurer le contact entre les pièces, ainsi que la stabilisation de la force imposée aux électrodes (F_w). Puis l'étape de soudage, caractérisée par l'injection d'un courant I_w, sur une durée t_w, pendant laquelle la température s'élève localement au-dessus de la température de fusion du matériau. Le noyau fondu reste confiné grâce au circuit de refroidissement dans les électrodes (généralement, eau circulante). La dernière étape est la période de maintien (t_h), pendant laquelle la soudure refroidit principalement par conduction à travers les électrodes, jusqu'à ce que celles-ci se retirent. Le refroidissement se termine alors à l'air ambiant.

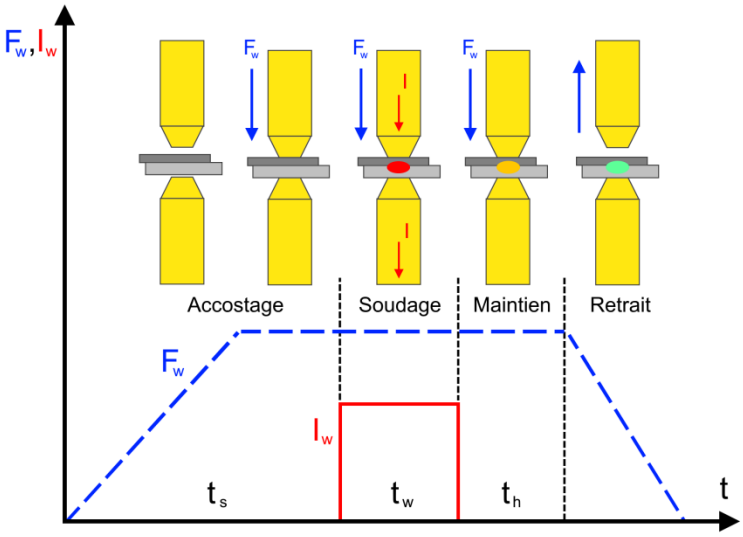

Fig.1.1 *Illustration d'un cycle de SPR avec l'évolution dans le temps des paramètres de soudage (F_w, la force imposée aux électrodes et I_w, le courant imposé) [KRA13A]*

La géométrie typique d'une soudure par point est illustrée sur la **Fig.1.2**, la forme des régions et l'orientation des structures de solidification sont le produit de la compétition entre la génération de chaleur par effet Joule et le refroidissement par conduction à travers les électrodes et le reste de la pièce. Comme le procédé est extrêmement rapide (moins d'une seconde), il implique un chauffage et surtout un refroidissement extrême, qui engendre une structure dendritique colonnaire en zone fondue (ZF), aussi appelée noyau. Dans l'exemple présenté sur la **Fig.1.2**, les dendrites, dont la direction de solidification est principalement verticale, indiquent que le refroidissement par les électrodes est plus important que le transfert de chaleur par les pièces assemblées.

Une autre région formée par le soudage est la zone affectée thermiquement (ZAT). Elle est caractérisée par une température de pic, T_{max}, comprise dans une large gamme de valeurs [ZHA06].

Nous distinguons ainsi :

- la ZAT supercritique, totalement réausténitisée, lorsque $Ac_3 < T_{max} < T_{solidus}$. Le terme général « ZAT » est souvent utilisée pour désigner cette zone ;
- la ZAT inter-critique (ICZAT), définie pour $Ac_1 < T_{max} < Ac_3$, qui est caractérisée par une transformation partielle en austénite donc la présence de phases non rencontrées dans le métal de base (MB). Selon la composition du matériau et le cycle de soudage, cette région peut ne pas exister ;
- la ZAT sous-critique (SCZAT), pour laquelle $T_{max} < Ac_1$. Cette zone est parfois difficile à distinguer du MB, mais dans les soudures d'aciers martensitiques, elle est reconnaissable par la chute de dureté provoquée par le revenu de la martensite.

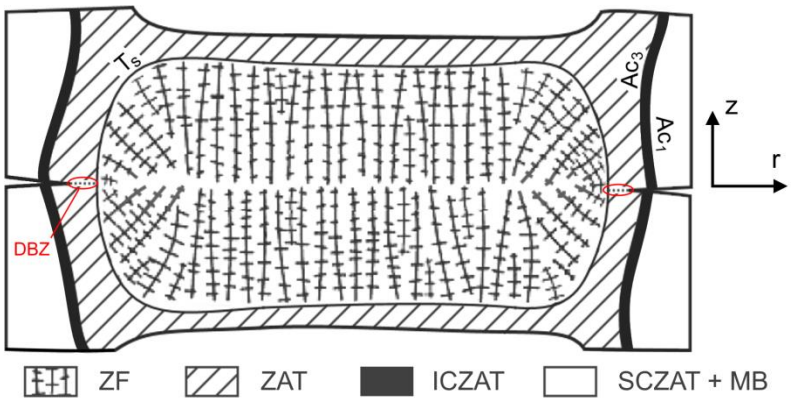

Fig.1.2 *Délimitation des régions de soudure et schéma de la structure de solidification en ZF (noyau). Figure basée sur un schéma de H. Zhang and J. Senkara [ZHA06]*

La dernière région d'intérêt est la zone soudée par diffusion, ou Diffusion Bonded Zone (DBZ), qui forme une bande sur la circonférence du noyau (**Fig.1.2**). La température élevée en combinaison avec la force exercée dans la zone, sont suffisantes pour joindre les pièces par diffusion à l'état solide, à l'interface des deux tôles. Etant donné la rapidité du cycle de soudage, la résistance à la rupture de cette zone est particulièrement faible. Une observation plus détaillée du lien entre thermique de soudage et microstructure est présentée dans le chapitre 4.

Pour un assemblage donné, les dimensions et microstructures de chacune de ces régions dépendent de la variation dans le temps du couple (F_w, I_w). La soudabilité d'un assemblage, pour une force donnée, est définie par la largeur du domaine de courant pour lequel le diamètre de ZF (d_{ZF}), se situe entre d_{min} et d_{max}. La valeur de d_{min} varie selon les normes et les constructeurs mais une valeur typique correspond à $3{,}5\sqrt{t}$, avec t, l'épaisseur de la tôle la plus fine [ISO16A]. La grandeur d_{max} désigne le diamètre de noyau maximal atteignable avant d'arriver à l'expulsion du métal fondu, phénomène qui a lieu lorsque la taille du bain liquide excède celle de la zone confinée par les électrodes.

L'expulsion à l'interface des tôles est nocive pour la tenue mécanique des soudures, puisqu'elle provoque une perte de matière donc une réduction du diamètre de noyau [BRO95, DIC80, GOU87, ZHA06]. Or, comme nous le verrons dans la partie suivante, d_{ZF} est un paramètre de premier ordre lorsque la performance mécanique des soudures est concernée. C'est pourquoi on préfère les assemblages présentant un large domaine de soudabilité, qui offrent une plus grande fenêtre opérationnelle/sécurité pour les industriels.

Pour permettre la définition du domaine de soudabilité, des cycles de forme simple doivent être utilisés, i.e. avec un seul pic de courant. Selon l'épaisseur et les propriétés mécaniques du MB, les paramètres de soudage préconisés sont spécifiés dans la norme ISO 18278-2 [ISO16A].

1.2. Evaluation de la performance mécanique des points soudés

La tenue mécanique des soudures par point est un critère d'évaluation essentiel pour assurer l'intégrité des assemblages en service. Il existe ainsi plusieurs types d'essais selon les sollicitations auxquelles seront soumises les soudures en service. Dans l'industrie automobile, les essais de fatigue par traction-cisaillement (**Fig.1.3a**) et traction en croix (**Fig.1.3b**) permettent d'estimer la durée de vie des véhicules dans des conditions proches de celles en situation de service standard [DAN09, HIL07, ISO03A, LON08, RUI93, XU08]. Tandis que les situations irrégulières (accidents, routes escarpées, conduite brutale…) devraient être modélisées par des essais par choc [ZHA01]. Pourtant, malgré des conditions qui s'éloignent des chargements vécus lors de situations accidentelles, les essais industriels les plus communs et normalisés restent les essais monotones en régime statique et quasi-statique (pelage, traction-cisaillement, traction en croix), du fait de la simplicité de leur dispositif et du coût plus faible, relativement aux essais dynamiques [AWS97, ISO15, POU13, ZHA06].

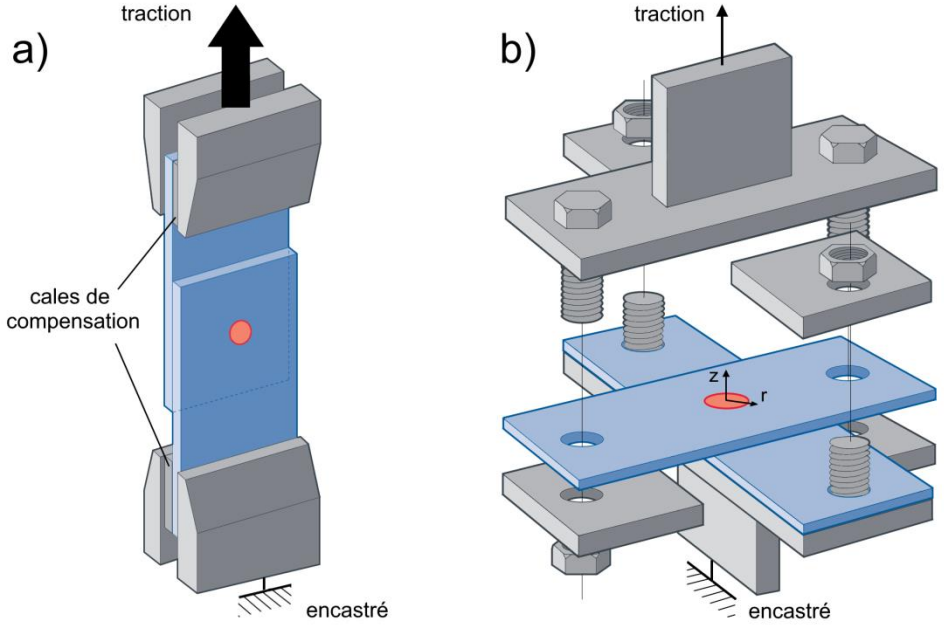

Fig.1.3 *Dispositifs des essais de (a) traction cisaillement et de (b) traction en croix*

Il est important de noter que l'évaluation de la tenue mécanique des soudures diffère de celle des matériaux homogènes, du fait de la géométrie des éprouvettes ainsi que par leur nature en multi-matériaux (MB + ZAT + ZF) dans le cas des soudures. Les grandeurs considérées lors des essais sont donc la charge imposée et le déplacement traverse, plutôt que la contrainte et la déformation qui sont hétérogènes [ZHA06].

La fin de l'essai est signalée par la rupture de la soudure et les trois principaux modes de rupture observables sont illustrés sur les **Fig.1.4b, c, d** :

- Le déboutonnage (ou Button Pull-Out, BPO), est caractérisé par l'absence de propagation de fissure dans la ZF. Le front de fissure autour de la soudure dévie suivant la direction axiale (z) pour avancer dans le MB ou dans la ZAT (**Fig.1.4b**) et la fissure forme ainsi un bouton de diamètre $d_b \geq d_{ZF}$. L'obtention du BPO est souvent un critère nécessaire pour les standards industriels car il est souvent synonyme de rupture ductile et de résistance élevée à la rupture ;
- La rupture partielle à l'interface (ou Partial Interfacial Failure, PIF) ressemble au déboutonnage, à la différence près qu'une propagation partielle du front de fissure est observée dans la ZF, suivant le plan interfacial des tôles. La déviation selon l'axe z se fait donc dans la ZF et donne un bouton de dimension $d_b < d_{ZF}$ (**Fig.1.4c**).
- La rupture interfaciale totale (ou Full Interfacial Failure, FIF), produit un faciès de rupture globalement plat, puisque le front de fissure se propage exclusivement selon le plan interfacial (**Fig.1.4d**).

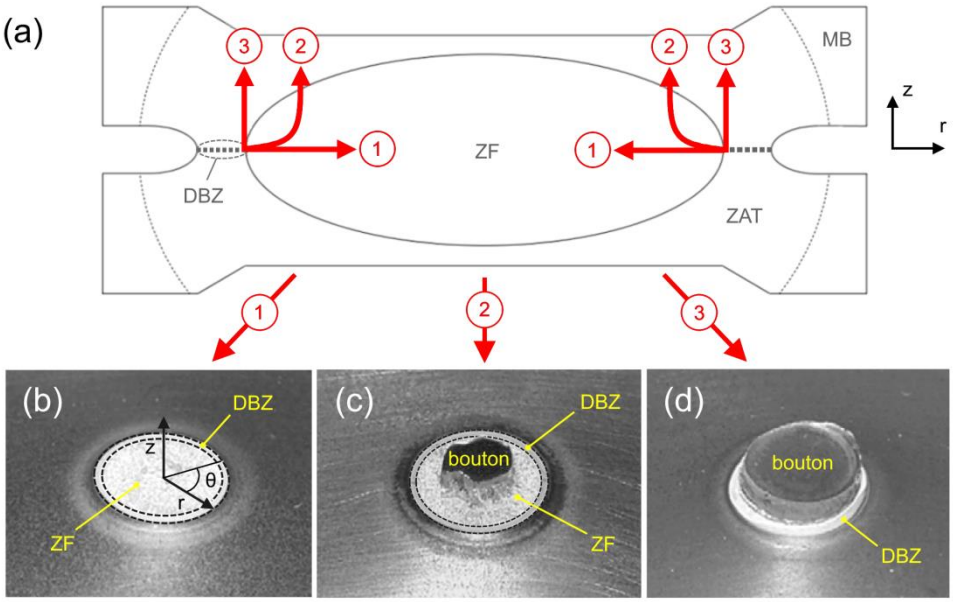

Fig.1.4 *(a) Illustration des trois principaux modes de ruptures possibles lors d'essais destructifs de points soudés : (b) FIF, (c) PIF, (d) BPO. Photos de soudures rompues non annotées, provenant de Hilditch et al. [HIL07]*

L'acceptabilité d'une soudure est alors déterminée suivant la charge maximale mesurée pendant l'essai (notée CTS, pour Cross Tensile Strength), le mode de rupture et le diamètre de bouton obtenu (d_b) [ISO03B]. Les valeurs et modes de rupture jugés acceptables dépendent de l'application et de l'industriel, chaque constructeur ayant ses propres spécifications. La préférence pour le BPO est cependant bien marquée dans l'industrie automobile.

Etant donné sa formation par refroidissement rapide à partir de l'état liquide, la ZF est généralement plus fragile que le MB ou la ZAT, l'énergie absorbée en FIF (et PIF) est donc supposée inférieure à celle en BPO. Néanmoins, depuis le développement des aciers à haute et très haute résistance, la rupture en FIF n'est plus toujours synonyme de charge à rupture faible, certaines soudures affichant même des CTS similaires en FIF et BPO [MAR05], d'où la reconsidération des modes de rupture acceptables par certaines organisations [AWS05, BOU10, ZHA06].

Pour le contexte de notre étude, nous nous intéresserons exclusivement à la tenue mécanique pendant les essais en croix (i.e. le CTS), dont les performances sont plus critiques pour les aciers à très haute résistance. En effet, plusieurs auteurs ont noté que l'augmentation de la résistance mécanique (Rm) du MB amène à une amélioration de la charge à rupture des soudures par points résultantes, sous chargement de traction-cisaillement. Alors qu'en traction en croix, la tendance s'inverse rapidement à partir d'un Rm de 800 MPa (**Fig.1.5**) [OIK07, GOO82].

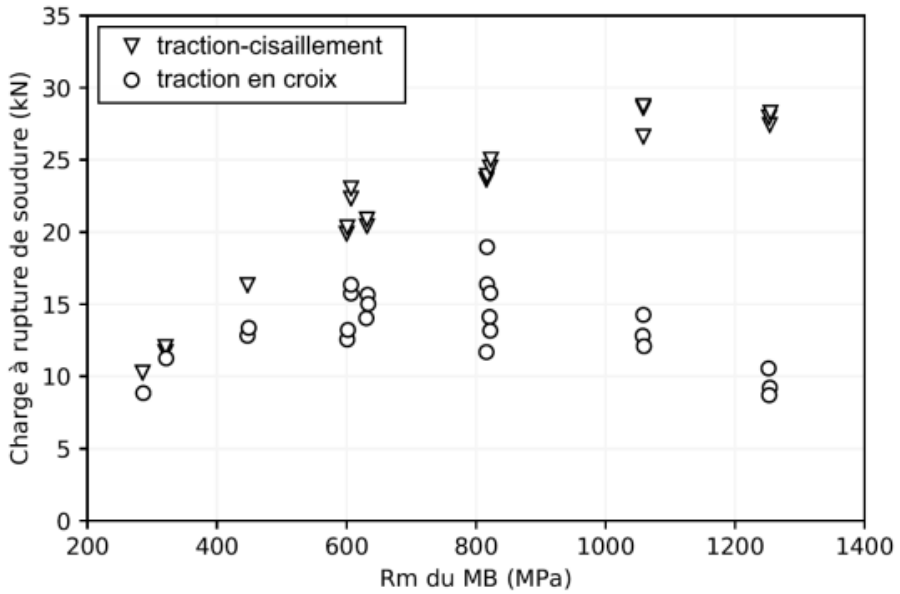

Fig.1.5 *Evolution des performances en traction-cisaillement et traction en croix, en fonction de la résistance mécanique du MB. Tous les assemblages testés ont pour caractéristiques t = 1,6 mm et d_{ZF} = 6,7 mm. Valeurs de Oikawa et al. [OIK07]*

Ces résultats nous amènent à nous intéresser aux solutions développées en lien avec le procédé de soudage pour augmenter la charge à rupture des soudures d'aciers à très haute résistance.

1.3. Stratégies d'amélioration des performances en traction en croix

1.3.1. Modification de la taille de soudure

Afin d'optimiser la charge maximale obtenue lors d'un essai de traction en croix, l'une des stratégies principales est l'augmentation de d_{ZF}. Pour un assemblage donné, la **Fig.1.6** montre que la variation du CTS en fonction du diamètre de soudure peut être approximée par une droite. Pour obtenir un noyau plus gros, avec une taille d'électrode et un couple de matériaux donnés, le paramètre de premier ordre est le courant de soudage.

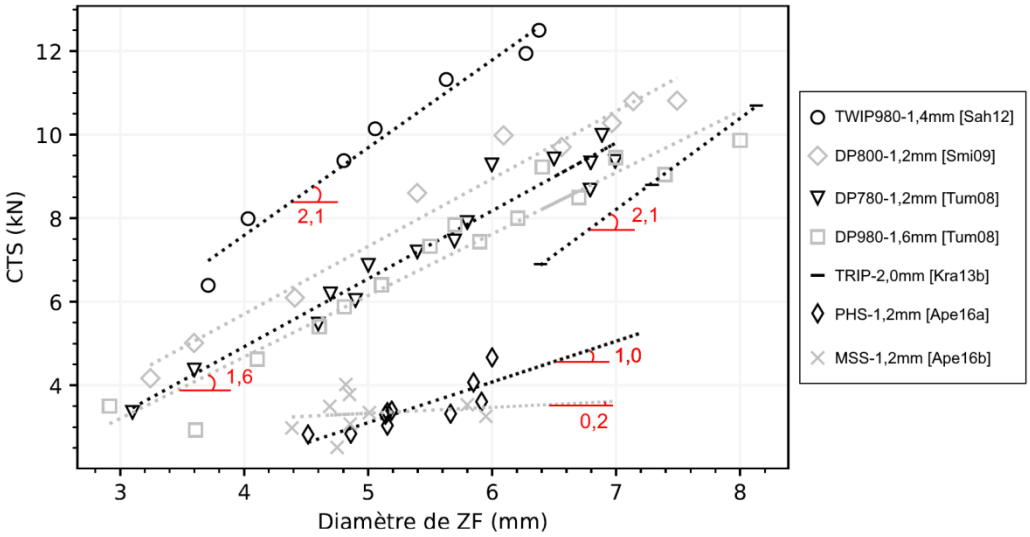

Fig.1.6 *Résultats d'essais en croix pour différentes nuances d'aciers à très haute résistance en fonction de leur taille de soudure. Les pentes caractéristiques des différentes familles de matériaux sont indiquées en rouge*

La cinétique de croissance du noyau fondu dépend de la composition chimique des matériaux soudés mais globalement, d_{ZF} augmente de manière quasi-linéaire avec I_w, avant d'atteindre l'expulsion [MAR05, SAH12, SMI09, TUM08]. Toutefois, la sensibilité du CTS vis-à-vis de d_{ZF} varie fortement d'un assemblage à un autre. La **Fig.1.6** montre, par exemple, que les performances des nuances PHS et MSS sont beaucoup moins sensibles à l'augmentation de d_{ZF}, en plus de présenter des CTS plus faibles, ce qui renforce la tendance illustrée sur la **Fig.1.5**.

1.3.2. Traitements de revenu de la soudure

Dans l'industrie automobile, les valeurs seuil préconisées en traction en croix se trouve autour de 4,5 kN, pour les nuances martensitiques. Les valeurs de CTS insuffisantes sont souvent associées à une fragilité importante de la ZF, illustrée par de la rupture en clivage, ou parfois même intergranulaire. En effet, les vitesses de refroidissement extrêmes (-10^4 °C/s) rencontrées en SPR ont tendance à produire des ZF martensitiques dans la plupart des assemblages d'acier à haute résistance, dont la microstructure optimale n'est souvent pas de la martensite brute de trempe. Or la martensite est particulièrement sensible au chargement induit par la traction de la soudure, comme illustré dans les travaux de H. Aghajani, qui ajoute un feuillard de Ni entre ses tôles de MSS afin produire une ZF austénitique. Malgré une portée industrielle limitée, ces travaux montrent que le changement de phase en ZF permet un changement du mode de rupture (FIF → PIF) et une

amélioration significative du CTS (x4) par rapport à une ZF martensitique [AGH19A]. Plusieurs études proposent donc un revenu de la soudure pour adoucir la martensite brute de soudage.

Dans le secteur automobile, l'étape de « recuit-peinture », ou *paint-baking* (PB), est nécessaire pour fixer la peinture déposée par cataphorèse sur la caisse en blanc. Cette étape consiste en un traitement court (20 à 30 min) à faible température (170 à 200°C) [KAI80]. Malgré le changement peu significatif de la dureté en ZF (à peine -2%), plusieurs auteurs ont noté une augmentation appréciable du CTS (+120%) pour des assemblages d'aciers à hautes performances [SMI09]. P. Eftekharimilani *et al.* associent cette amélioration à la précipitation de carbures de transition ε observés en ZF et en ZAT, au microscope électronique à transmission (MET) [EFT18]. Une autre hypothèse est proposée par G. Park *et al.*, qui suggèrent que le CTS augmente grâce à la formation d'austénite de réversion en ZAT pendant le PB [PAR19]. L'auteur observe initialement de la rupture intergranulaire suivant le bord de la ZF. Suite à un revenu autour de 200°C, la rupture se fait en semi-clivage dans la ZAT, avec une forte densité de ligaments ductiles. Le mécanisme de réversion, évoqué pour justifier l'amélioration de la ténacité, peut être soumis à discussion étant donné la température relativement basse du traitement de PB [NAK11, YUA12].

Des revenus *in-situ* sont aussi proposés dans la littérature. H. Aghajani et M. Pouranvari [AGH19B, POU19] parviennent à améliorer la tenue en CTS de soudures en acier inoxydable martensitique AISI420 grâce à un pic de revenu intégré (**Fig.1.7**), après lequel les auteurs observent la précipitation de carbures de chrome $M_{23}C_6$ en ZF, au microscope électronique à balayage (MEB).

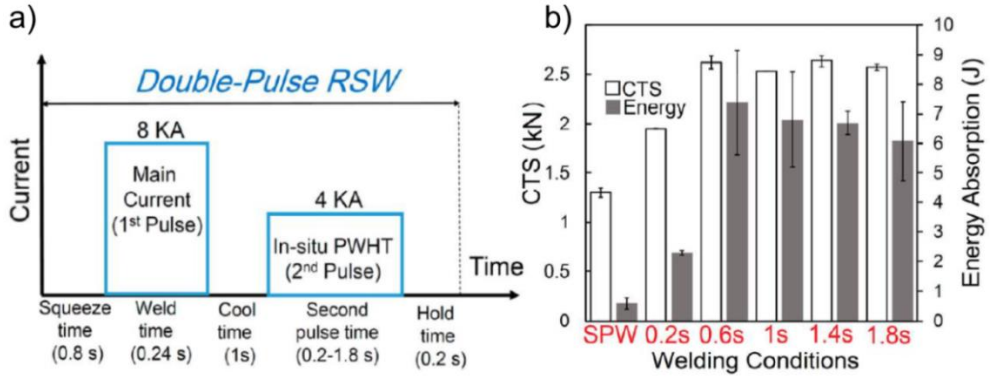

Fig.1.7 *(a) Cycle de soudage avec revenu in-situ, (b) résultats de traction en croix des soudures résultantes, en fonction de la durée de la deuxième impulsion de courant [POU19]*

Une nette amélioration des propriétés à rupture est donc possible, même pour des temps de revenu très faibles (0,2 à 1,8 s) relativement aux procédés métallurgiques classiques. Nous notons cependant, que malgré l'augmentation du CTS, la rupture reste en FIF pour toutes les soudures et les CTS relevés n'atteignent pas les niveaux typiquement requis par le secteur visé dans l'étude (environ 4,5 kN).

1.3.3. Dissolution de phases délétères

Le développement de nuances de plus en plus performantes tend vers une complexification des compositions chimiques et des traitements thermo-mécaniques menant au produit final (pour nous, le MB). L'apport thermique des procédés de soudage constitue alors un risque de fragilisation par la

formation de constituants microstructuraux non souhaitées en ZAT ou en ZF. Pour les nuances TRIP et DP et IF, plusieurs travaux montrent la présence de phosphures de fer et/ou de sulfures précipités avec le Mn ségrégé dans les espaces interdendritiques (**Fig.1.8**), ce qui peut causer une baisse de ténacité en ZF [KRA13B] ou de la fragilisation par décohésion des espaces interdendritiques [LI19, TON05]. La majorité du silicium relevé par EDS provient des particules de silice de polissage piégées dans les défauts de solidification.

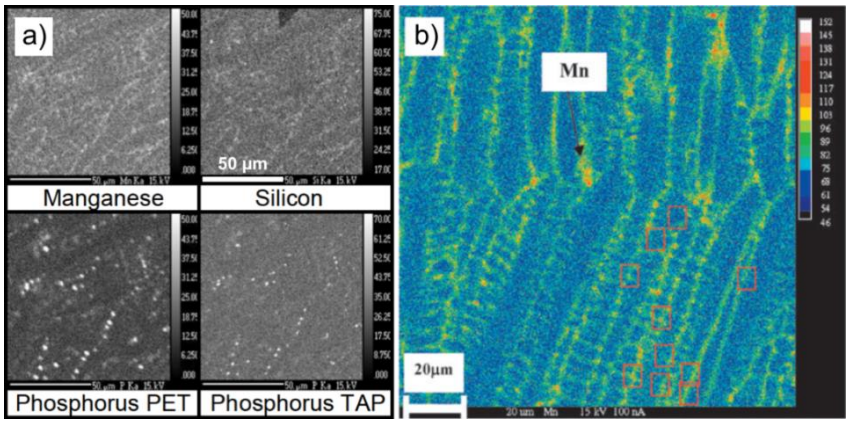

Fig.1.8 *Cartographie de composition chimique en ZF de soudure d'aciers DP – (a) Distribution de Mn, Si et P par analyse WDS [KRA13B], (b) distribution de Mn par EDS [TON05]*

Afin de pallier ce problème, F. Krajcarz [KRA13B] introduit un courant post-soudage pour ralentir la vitesse de solidification en pointe d'entaille et améliorer la ténacité en diminuant localement la ségrégation de phosphore. L'auteur atteint ainsi une amélioration de près de 50% de la ténacité en ZF, qui se reflète aussi sur le CTS (+50%) mais sans pour autant parvenir à avoir un mode de rupture autre que la FIF. Dans d'autres études sur les aciers TRIP, un courant de post-soudage est utilisé pour réinitialiser la microstructure martensitique brute de soudage, par réausténitisation pour obtenir des grains austénitiques plus équiaxes [HER12], ou bien par re-fusion partielle de la ZF [UIJ06].

Pour tous ces cycles développés sur-mesure, les paramètres d'ajustement étant le temps et l'intensité du courant, l'optimisation est d'autant plus délicate que les cycles ne doivent pas dépasser 1 s au total pour être viables industriellement et que la température dans la soudure n'est pas mesurable. L'utilisation de la simulation numérique est donc indispensable pour minimiser le nombre d'essais requis pour l'optimisation des paramètres de soudage.

Nous pouvons en conclure que les cycles de soudage par résistance offrent une large gamme de possibilités quant à la personnalisation des paramètres pour modifier à la fois la géométrie des soudures mais aussi leur microstructure, afin d'améliorer leurs performances en traction en croix. L'optimisation des cycles reste cependant empirique, étant donné les aspects encore irrésolus concernant les paramètres microstructuraux du premier ordre, qui permettent l'augmentation des propriétés mécaniques des différentes régions de soudure et leur contribution respective au CTS. Dans la suite de ce chapitre, nous présenterons les cycles de soudage développés chez APERAM, dans le cadre de l'exploration des stratégies d'amélioration, dans le but de déterminer les facteurs de premier ordre affectant le CTS de nos assemblages.

2. Evaluation de la sensibilité du CTS vis-à-vis de la taille de zone fondue

2.1. Description du montage de SPR et du métal base

Comme nous avons pu le voir dans l'état de l'art, l'un des paramètres les plus suivis lors de l'étude des soudures par point est le diamètre de ZF. Nous choisissons donc d'élaborer des soudures présentant des tailles de noyau variées afin d'étudier la sensibilité du CTS de notre assemblage vis à vis du paramètre d_{ZF}. Toutes les soudures sont des assemblages autogènes de deux tôles (i.e. les deux tôles sont faites du même matériau) réalisés avec une soudeuse DeltaSpot® V500 fabriquée par Fronius. Les caractéristiques du montage sont présentées dans le **Tableau 1.1**.

Tableau 1.1 *Caractéristiques du montage de SPR*

Courant		*Electrodes*	*Système de refroidissement*		
Type	*Fréquence*	*Type [ISO16B]*	*Type*	*Température*	*Débit*
DC (continu)	*1000 Hz*	*A2/2 ISO 5182:2016*	*Eau adoucie*	*25°C*	*4,0 l/min*

Le matériau de base est un acier de type AISI410, dont la composition est décrite dans le **Tableau 1.2**. Après le processus de fabrication, les tôles sont fournies à l'état recuit (ferrite + carbures), pour qu'une structure martensitique puisse être obtenue après mise en forme par emboutissage à chaud chez le client. Les températures de transformation du matériau sont caractérisées par dilatométrie (chauffage à 10°C/s, refroidissement par air pulsé) [APE19] :

Ac_1 = 833 °C, Ac_3 = 928 °C et Ms = 317 °C

Tableau 1.2 *Composition nominale du métal de base et teneurs en éléments résiduels*

éléments	*C*	*Cr*	*Nb*	*Si*	*Mn*	*Ni*	*Fe*	***résidus***	*N*	*P*	*Ti*
%pds	*0,14*	*11,12*	*0,15*	*0,35*	*0,49*	*0,43*	*bal.*	***%pds***	*0,046*	*0,019*	*0,006*

Dû au contexte de notre étude, seule la soudabilité du matériau à l'état trempé sous presse est évaluée. Les tôles à l'état recuit sont austénitisées à 1025°C pendant 5 min (incluant le temps de montée en température de la pièce) puis trempées entre des outils de presse (tas plats) équipés de système de refroidissement. La microstructure obtenue est majoritairement martensitique avec une faible fraction de ferrite α résiduelle (< 1% de la surface en seuillage de micrographies optiques) et des carbures non dissous dus au temps d'austénitisation très court. La ferrite α résiduelle, les joints des anciens grains γ, ainsi que les carbures de chrome $M_{23}C_6$ sont visibles au microscope optique après une attaque électrolytique à la soude[1] (**Fig.1.9a**), tandis que la matrice martensitique (α') n'est pas affectée par l'attaque. Des observations à l'échelle du MEB sont nécessaires pour distinguer les fins carbonitrures de niobium (NbC) après une attaque Villela[2] (**Fig.1.9b**). La solution chimique permet de révéler les différents types de carbures en présence mais ne permet ni la distinction des

[1] 60 s à 100 mA dans une solution à 30%pds de NaOH dans de l'eau distillée
[2] 7 s en immersion dans une solution 1 g d'acide picrique + 5 mL de HCl + 95 mL d'éthanol

anciens joints γ, parmi les autres joints à forte désorientation, ni la différenciation de la ferrite résiduelle par rapport aux carbures de chrome.

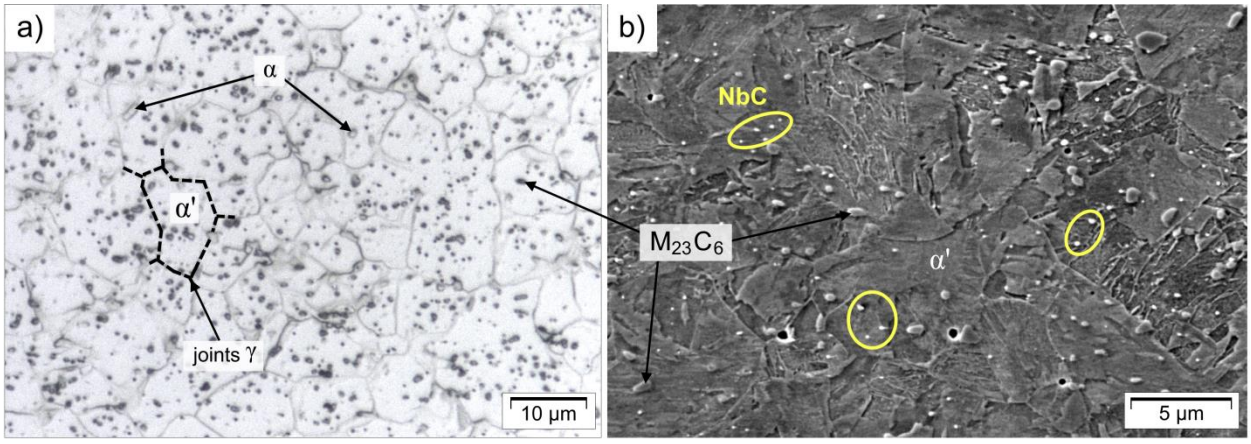

Fig.1.9 (a) *Micrographie optique du MB après attaque électrolytique à la soude. La ferrite α résiduelle apparaît sous forme de globules blancs alors que les carbures apparaissent plus foncés.* ***(b)*** *Image MEB (mode SE) du MB après attaque Villela, révélant les carbures de niobium et les carbures de chrome*

Après le traitement d'austénitisation, la surface des tôles est légèrement oxydée. Les plages d'oxydes formées augmentent considérablement la résistance de contact entre les coupons à souder et réduisent ainsi le domaine de soudabilité en provoquant des expulsions. Les tôles sont donc préalablement sablées avant l'usinage des coupons (1,2 x 50 x 150 mm³), afin de s'affranchir de la dispersion induite par l'épaisseur variable de la couche d'oxydes.

2.2. Elaboration de cycles faisant varier d_{ZF}

2.2.1. Variations de la hauteur du pic de soudage

Le cycle de soudage de référence est celui de la norme SEP1220-2 [SEP11] pour des tôles t = 1,2 mm d'épaisseur, comme décrit sur la **Fig.1.11a**, les paramètres de soudage sont t_s = 50 ms, t_w = 280 ms et t_h = 200 ms.

Les mesures de d_{ZF} sont effectuées sur des soudures après traction jusqu'à rupture (**Fig.1.10b**). Etant donné que le seul mode de rupture obtenu est le PIF, la mesure sur des vues d'ensemble à la loupe binoculaire permet d'éviter la sous-estimation du diamètre de soudure qui est susceptible d'être faite sur les coupes métallographiques, selon l'emplacement de découpe.

Le domaine de soudabilité obtenu pour le MB (**Fig.1.10a**) se trouve entre 4,6 et 5,8 kA (1,2 kA d'amplitude). En se plaçant aux extrémités de ce domaine, les cycles SEP46 et SEP58 sont définis suivant leur valeur de I_w. Les paramètres de soudage et les dimensions obtenues sont décrits sur la **Fig.1.11a** et dans le **Tableau 1.3**, respectivement.

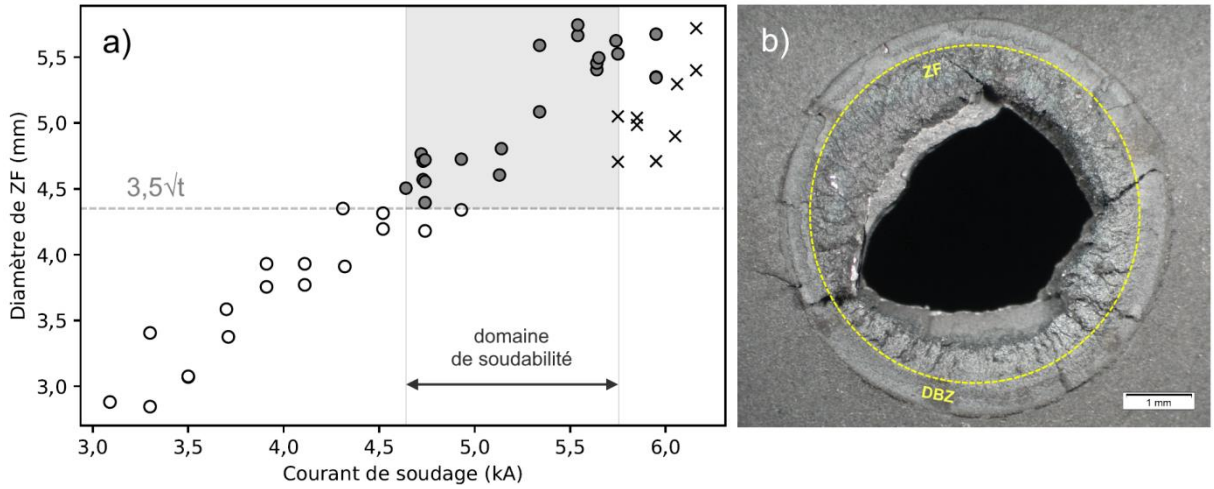

Fig.1.10 (a) *Domaine de soudabilité du MB à partir de données APERAM [APE16C],* ***(b)*** *délimitation de la ZF sur le trou d'une soudure rompue en mode PIF*

2.2.2. Changement de forme du cycle de soudage

Dans le but de passer outre les limites du domaine de soudabilité et obtenir des soudures plus larges, un cycle de forme non conventionnelle a été développé chez APERAM en 2017 [FON17]. L'ajustement des paramètres de temps et de courant a été réalisé à l'aide du logiciel commercial SORPAS®, développé par Swantec pour la simulation numérique du procédé de SPR [SWA21].

Le cycle 3P55 illustré sur la **Fig.1.11b** consiste en une succession de trois pics de soudage (t_w = 180 ms chacun), dont le courant augmente par paliers de 0,5 kA, séparés de temps froids de 50 ms.

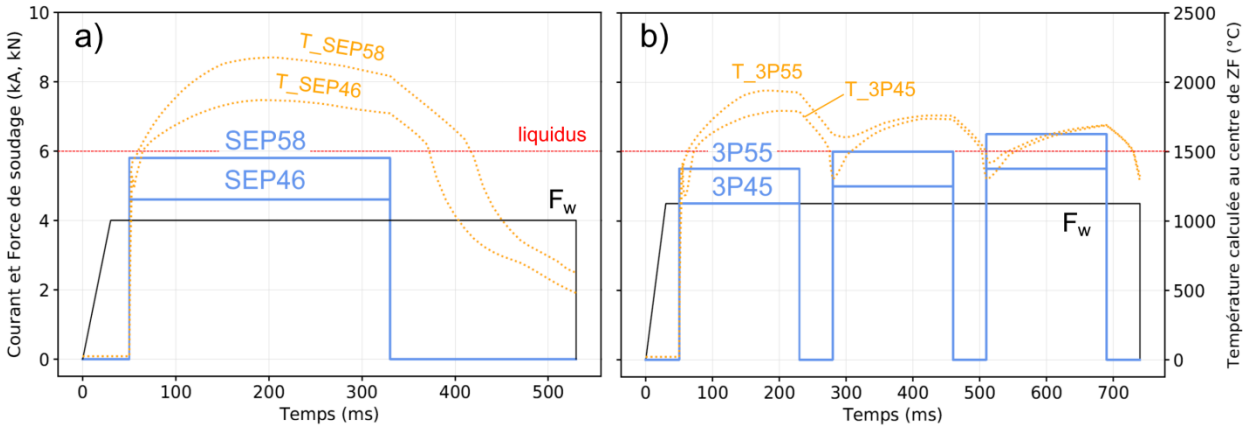

Fig.1.11 *Cycles de soudage permettant de faire varier d_{ZF} :* ***a)*** *cycles SEP et* ***b)*** *cycles 3P*

Les refusions successives après un temps froid permettent un élargissement lent de la ZF, qui minimise ainsi les risques d'expulsion, ce qui produit une augmentation du diamètre moyen de presque 10% par rapport au cycle de référence en haut de domaine (SEP58).

Afin d'obtenir une taille de soudure intermédiaire dans notre étude, une variante du cycle 3P55 est conçue en abaissant tous les pics de 1 kA, ce nouveau cycle est nommé 3P45. Le récapitulatif des dimensions obtenues selon les cycles est présenté dans le **Tableau 1.3**.

Tableau 1.3 *Diamètre moyen de ZF en fonction du cycle de soudage*

Cycle	*SEP46*	*SEP58*	*3P45*	*3P55*
d_{ZF} *moyen (mm)*	*4,4 ± 0,1*	*5,3 ± 0,2*	*4,7 ± 0,3*	*5,6 ± 0,3*

Les moyennes sont réalisées à partir de mesures sur 6 à 13 soudures par cycle et les incertitudes correspondent à la moitié de l'étendue de chaque série. Des précisions sur l'outil de simulation SORPAS sont disponibles dans l'ANNEXE-I.

2.3. Caractérisations des soudures

Etant donné que la forme des cycles de soudage SEP et 3P diffèrent, il est nécessaire de caractériser les microstructures obtenues afin de s'assurer qu'elles sont suffisamment similaires pour considérer que d_{ZF} est le seul paramètre que nous faisons varier dans notre étude du CTS.

2.3.1. Mesures de dureté

Pour chaque soudure, des cartographies de dureté sont réalisées sur une surface polie jusqu'au grade 1µm, à l'aide d'un microduromètre DuraScan® 70 G5 (Emco), équipé d'un indenteur Vickers (0,2 kgf). Les empreintes sont toutes séparées d'une distance de 90 µm dans les directions horizontale et verticale. Suite aux mesures de dureté, les échantillons sont repolis jusqu'à effacer toutes les empreintes d'indentation, puis attaqués chimiquement avec une solution Beraha[3]. La superposition des cartes de dureté avec les métallographies attaquées (**Fig.1.12**) permet de visualiser la variation de dureté en fonction des régions de soudure.

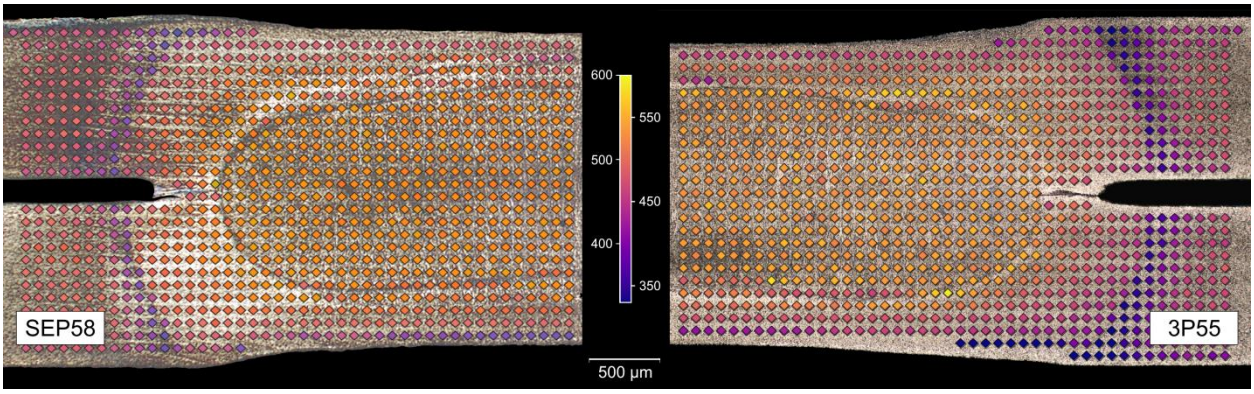

Fig.1.12 *Cartes de dureté sur les coupes métallographiques correspondantes. SEP58 à gauche et 3P55 à droite*

Ces cartes illustrent la dureté hétérogène en ZAT, avec la présence d'une ZAT « dure », située au bord de la ZF et partageant la même dureté que la ZF, puis une ZAT « tendre » éloignée de la ZF. Cette transition peut être expliquée par la température et le temps de séjour (à $T_{max} > Ac_3$), qui diminuent en s'éloignant de la ZF. La dissolution des carbures est donc possible et plus poussée lors de l'austénitisation dans la ZAT proche de la ZF. Ensuite, lors de la trempe, le carbone remis en solution n'a pas le temps de reprécipiter, ce qui donne une martensite dure [IUN17], d'autant plus que le C abaisse la température Ms [AND65, CAP02], limitant par le même temps l'auto-revenu.

[3] 10 ml de HCl conc. + 0,3 g de $K_2S_20_5$ dans 100 ml d'eau distillée, attaque jusqu'à vision à l'œil nu des régions de soudure

La dureté moyenne mesurée en ZF (± 2σ) est de 555 ± 20 HV pour les soudures SEP58, tandis qu'elle est de 537 ± 22 HV pour les soudures 3P55. Cet écart ne semble pas substantiel au vu de la dispersion présente sur nos mesures, due d'une part à l'hétérogénéité naturelle dans chaque régions, et d'autre part à la taille relativement faible des empreintes de dureté (diagonale max 33 µm), qui augmente l'incertitude de mesure (estimée à ± 10 HV dans nos conditions d'observation). La charge d'indentation a été choisie afin d'obtenir une bonne description spatiale de nos soudures, tout en respectant la recommandation de distance entre empreinte, de deux à trois fois la diagonales.

Le récapitulatif des duretés moyennes dans les régions de soudure sera présenté dans le **Tableau 1.4**, comprenant l'ensemble des résultats des différentes soudures du chapitre.

2.3.2. Microstructure de soudage

Une comparaison des microstructures des régions des soudures est également effectuée, à l'aide d'observations au microscope optique, après attaque Beraha (**Fig.1.13**). Cette préparation marque les frontières entre les régions de soudure et révèle les carbures, ainsi que les joints de fortes désorientations des structures martensitiques (joint de paquets et de grains γ parents).

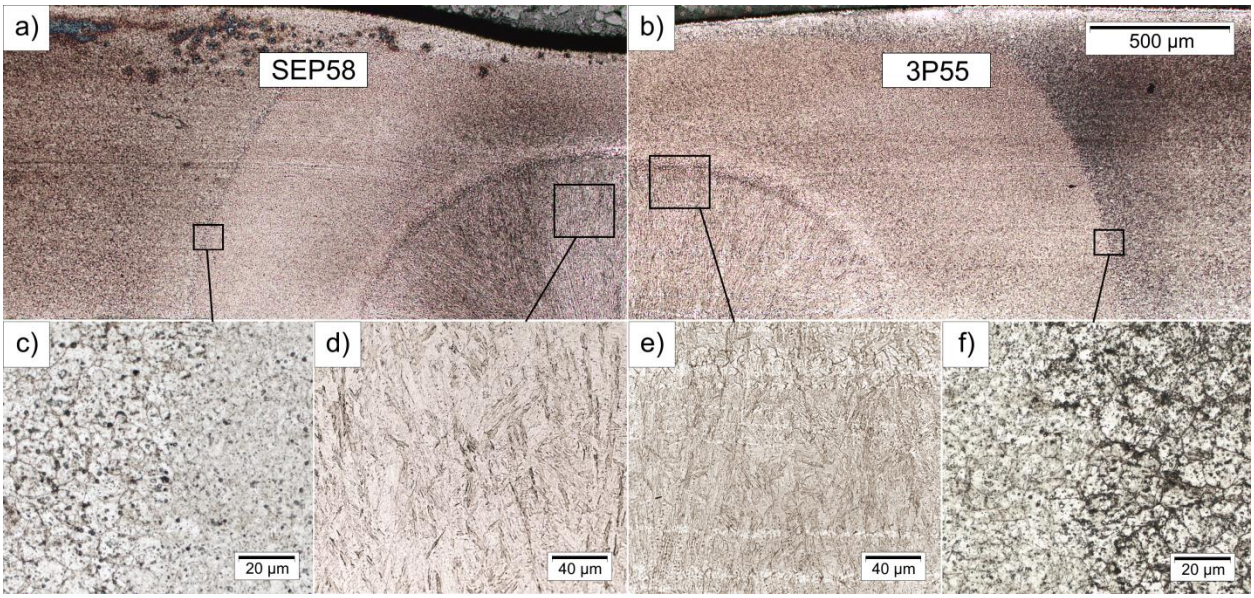

Fig.1.13 *Comparaison des régions de soudures SEP58* ***(a, c, d)*** *et 3P55* ***(b, e, f)***

Pour les deux soudures, les micrographies optiques en ZF présentent une structure martensitique en lattes avec des paquets principalement allongés dans la direction de solidification (**Fig.1.13d,e**), qui contrastent avec la ZAT constituée de petits grains équiaxes, accompagnés de carbures non dissous lors de l'austénitisation du MB (**Fig.1.13c,f et Fig.1.14**). En SCZAT, le revenu du MB produit un grossissement des carbures qui explique la baisse de dureté observée dans la section précédente. Bien qu'il existe un écart de dureté entre les SCZAT de SEP58 et 3P55, comparable à l'écart mesuré en ZF, nous devons souligner que l'intensité de la coloration de l'attaque Beraha (**Fig.1.13a,b**) n'est pas un indicateur fiable du niveau de précipitation.

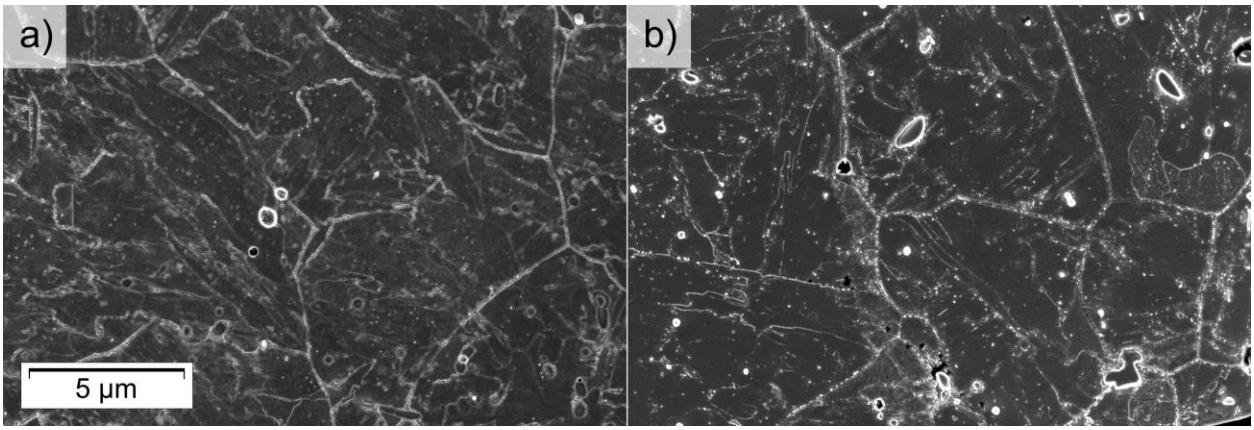

Fig.1.14 *Observations MEB (Inlens) en ZAT de (a) SEP58 et (b) 3P55*

La préparation de lames minces permet à la fois des analyses au MET mais aussi des observations à haute résolution au MEB. Le protocole de prélèvement et de préparation est détaillé dans l'ANNEXE-IV. Les images sur lames minces à l'échelle du MEB montrent que les ZF sont constituées d'une matrice martensitique plus ou moins auto-revenue, avec des résidus de ségrégation interdendritique. Les blocs de lattes auto-revenues se distinguent de la martensite plus fraîche par leur couleur plus claire sous le détecteur Inlens du MEB (**Fig.1.15a,b**). À plus fort grandissement, la présence de cémentite est observable sous la forme de particules blanches sur le fond de matrice sombre (**Fig.1.15d**), ce qui explique la teinte claire des zones auto-revenues.

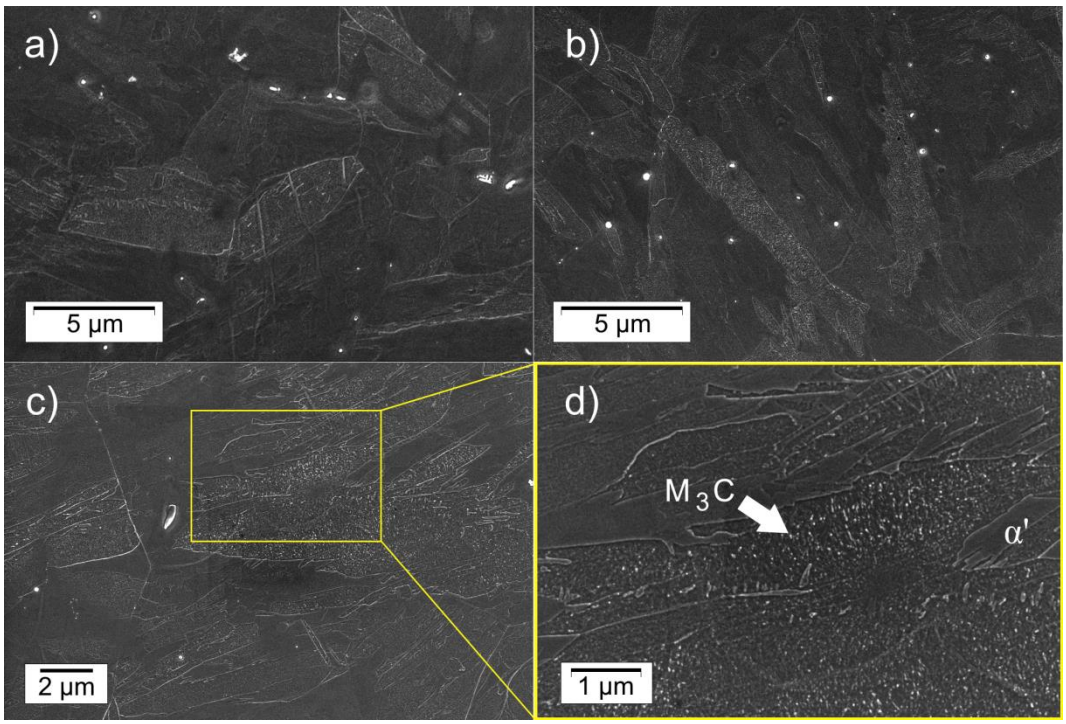

Fig.1.15 *Observations de lames minces au MEB (Inlens) des ZF de* ***(a)*** *SEP58 et* ***(b)*** *3P55, dans le plan interfacial.* ***(c)*** *Autre vue d'une ZF 3P55 et* ***(d)*** *zoom sur une région auto-revenue*

Au MET (TECNAI 30-T), la structure en lattes présente une forte densité de dislocation avec très peu de précipitation et quelques micro-macles (**Fig.1.16**). Aucune différence notable n'a été observée entre la structure martensitique des ZF de soudures SEP58 et 3P55. Dû aux difficultés d'observations sur nos échantillons (déviation de faisceau causée par le magnétisme), nous n'avons pas cherché à faire une comparaison du taux de dislocation selon le type de soudure et considérons que les deux microstructures sont équivalentes.

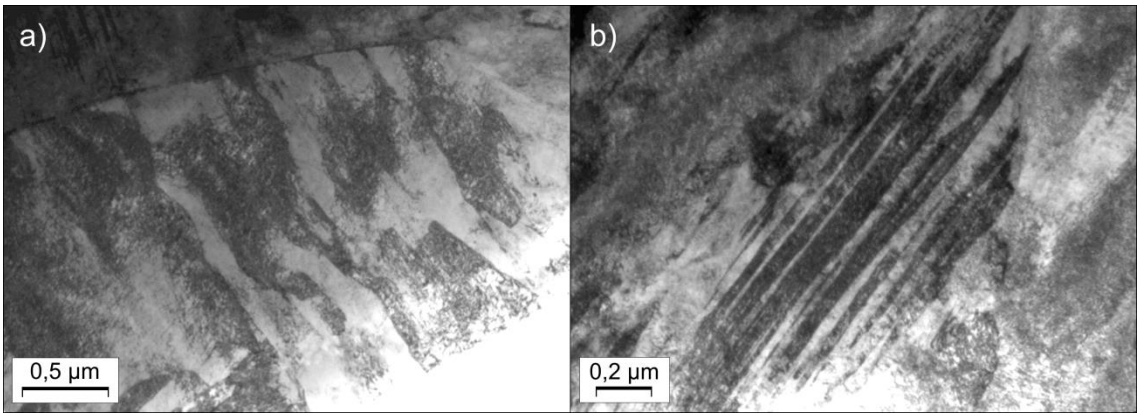

Fig.1.16 *Images MET en champ clair* ***(a)*** *des lattes de martensite et* ***(b)*** *de micro-macles dans une ZF 3P55*

En optique, la microségrégation est visible après une attaque à la soude[1] (**Fig.1.17a,b**). Des cartographies de composition chimique, par spectrométrie en dispersion de longueur d'onde des rayons X (WDS), à la microsonde de Castaing, révèlent des résidus riches en Nb, C et P (**Fig.1.17c-f**).

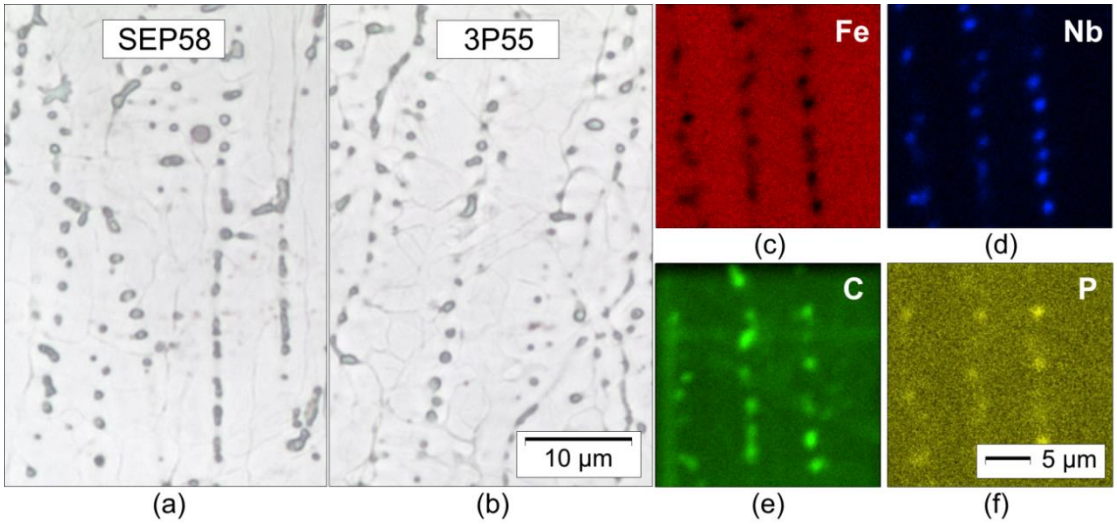

Fig.1.17 *Métallographies optiques de ZF attaquées à la soude* ***(a,b)*** *et cartographie WDS de la composition chimique en ZF d'une soudure SEP58* ***(c,d,e,f)***

Malgré une légère baisse de dureté dans les soudures 3P par rapport aux soudures SEP, les microstructures obtenues ne sont pas différenciables à l'échelle de nos observations. Cela nous permet de conclure que les différents cycles présentés dans cette partie nous permettent bien d'obtenir des microstructures similaires dans les différentes régions des soudures et que d_{ZF} est donc le facteur principal agissant sur le CTS.

2.4. Résultats des essais de traction en croix

La forme des éprouvettes de traction est présentée en **Fig.1.3b**. Les essais sont réalisés sur une machine de traction bi-colonne Instron® 3369, équipée d'une cellule de charge de 50 kN. Tous les essais sont effectués à température ambiante avec une vitesse de déplacement de traverse de 10 mm/min. Les grandeurs d'intérêt sont le CTS, d_{ZF}, d_b et le mode de rupture. Etant donné que toutes nos soudures cassent en mode PIF (**Fig.1.18**), nous nous intéresserons également au rapport de déboutonnage, aussi appelé *plug ratio* (PR = d_b/d_{ZF}).

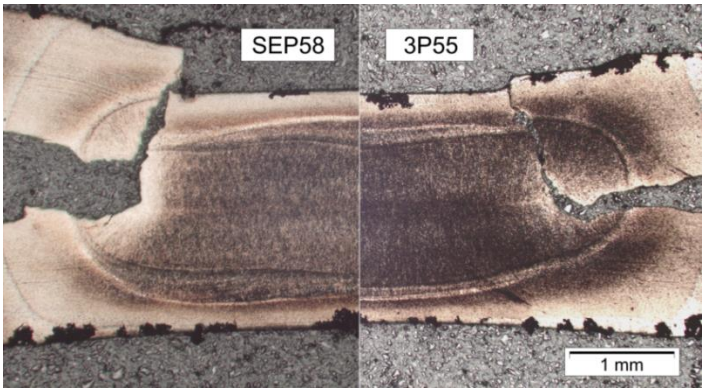

Fig.1.18 *Rupture partielle à l'interface de soudures SEP58 et 3P55*

Comme dans l'état de l'art, la relation entre le CTS et d_{ZF} peut être grossièrement approchée par une fonction linéaire (**Fig.1.19a**). Cette relation de linéarité est moins évidente sur le graphe du CTS en fonction de d_b, R^2 = 0,50 (**Fig.1.19b**). En effet, les valeurs de PR montrent qu'au fur et à mesure que d_{ZF} augmente, la croissance de d_b est de moins en moins importante jusqu'à atteindre une variation de d_b équivalente à celle de d_{ZF}, ce qui donne un PR constant.

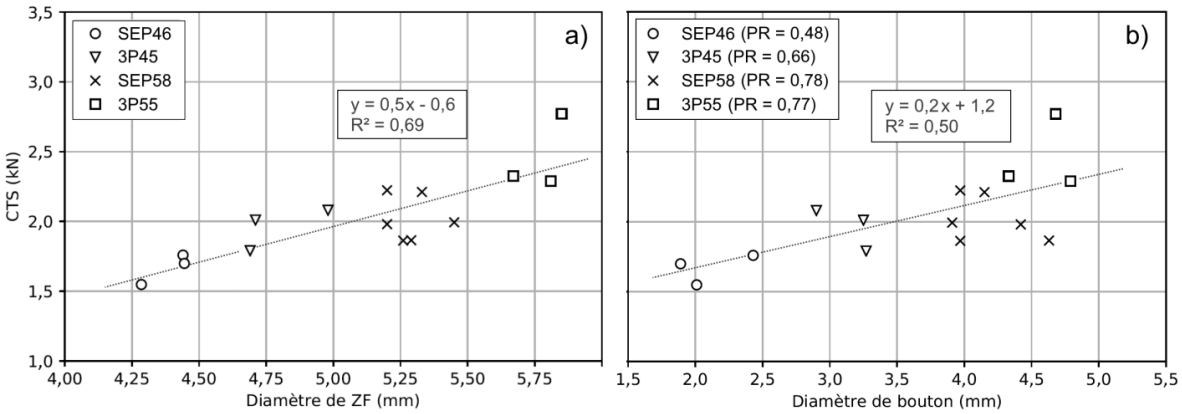

Fig.1.19 *Tenue mécanique en traction en croix en fonction **a)** de la taille de la soudure et **b)** de la taille de bouton*

Dans le graphique **Fig.1.19a**, la pente de 0,5 est du même ordre de grandeur que celles retrouvées dans l'état de l'art pour des nuances à structure martensitique (PHS, MSS sur la **Fig.1.6**). Cette valeur étant particulièrement faible, nous pouvons en conclure que pour notre nuance, la stratégie d'augmentation de d_{ZF} ne peut pas permettre une amélioration substantielle du CTS. C'est pourquoi, la piste du revenu est explorée dans la suite.

3. Evaluation de la sensibilité du CTS face à un revenu après ou pendant le cycle de soudage

Dans cette partie, basée sur les études mentionnées dans la section 1.3.2, nous cherchons à quantifier l'amélioration apportée par un revenu sur nos assemblages soudés. Comme nous avons pu le voir sur nos cartes de dureté, la ZF martensitique est particulièrement dure, ce qui se traduit par une quantité élevée de C en solution solide. Or, plusieurs résultats de la littérature montrent que la quantité de C dans la martensite impacte les propriétés à rupture. L'appauvrissement en C de la solution solide α', par le biais de la précipitation de carbures, permettrait d'améliorer la résilience par l'abaissement de la température de transition ductile-fragile [ALA98, GOD19].

3.1. Caractérisations de soudures traitées post-soudage

Etant donné que notre étude se place dans le contexte de l'industrie automobile, le traitement thermique le plus évident à étudier est celui du « recuit-peinture », PB. Notre traitement consiste en un maintien pendant 20 min à 180°C, les échantillons refroidissent ensuite à l'air ambiant. Dans notre nomenclature, les soudures ayant subi un revenu PB prennent un « R » à la suite des initiales de leur cycle.

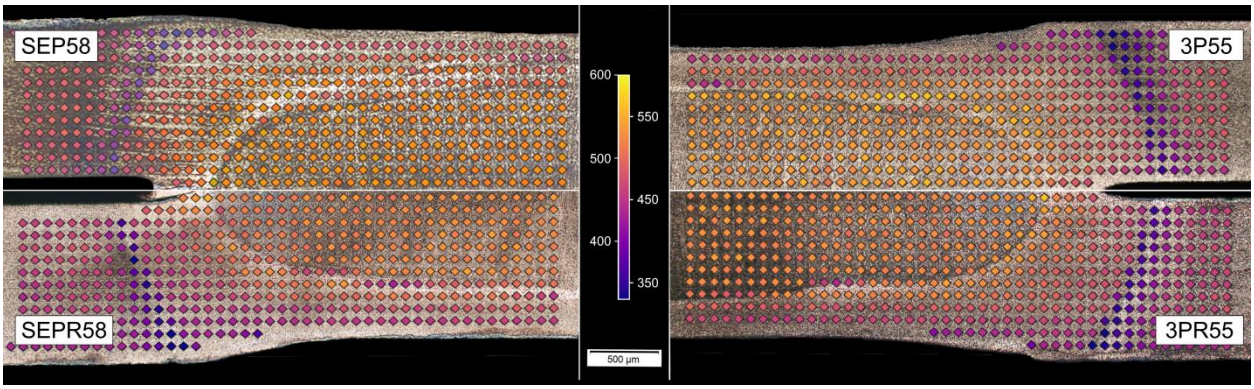

Fig.1.20 *Comparaison de la dureté avant et après traitement PB*

Après PB, une baisse globale de la dureté est observée en ZF. Celle-ci est plus marquée pour les soudures SEP (-33 HV, de 555 ± 20 à 522 ± 26 HV), que les 3P (-13 HV, de 537 ± 22 à 524 ± 18 HV). Les gradients de couleurs de la **Fig.1.20** et les dispersions sur les mesures indiquent que ces différences sont peu significatives. Le récapitulatif des duretés sera donné dans le **Tableau 1.4,** comprenant l'ensemble des résultats des différentes soudures du chapitre.

De même, les observations au MEB (**Fig.1.21**) ne révèlent pas de changement microstructural visible, apporté par le revenu PB. Au MET, la présence de carbures de transition ε, mentionnée comme étant une conséquence du PB dans les travaux de P. Eftekharimilani *et al.* [EFT18], n'a pas été observée. Cette différence peut être expliquée par l'écart de composition chimique entre nos nuances (0,18 à 0,22 %pds-C et 1,8 à 2,3 %pds-Cr, contre 0,14%pds-C et 11,12%pds-Cr pour notre nuance), qui peut affecter les cinétiques de précipitation.

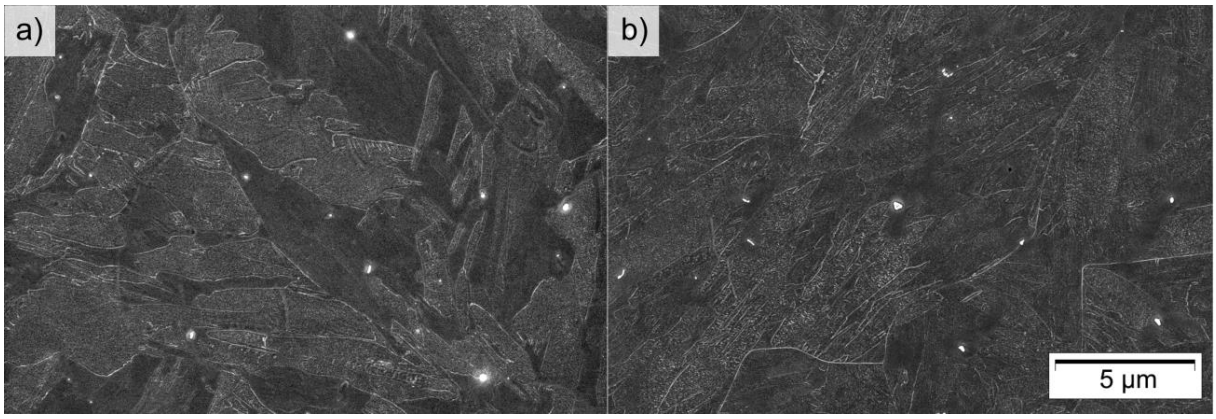

Fig.1.21 *Microstructures* ***(a)*** *avant et* ***(b)*** *après PB, observées au MEB (Inlens)*

3.2. Caractérisations de soudures traitées par revenu intégré

Afin d'obtenir un revenu plus prononcé qu'avec le PB, un cycle de soudage comportant un revenu intégré, nommé PHT (pour Post Heat Treatment), a été créé. La **Fig.1.22** décrit le cycle PHT, qui consiste en l'ajout d'une combinaison de deux pics de courant post-soudage après un premier pic à 5,8 kA pendant 180 ms.

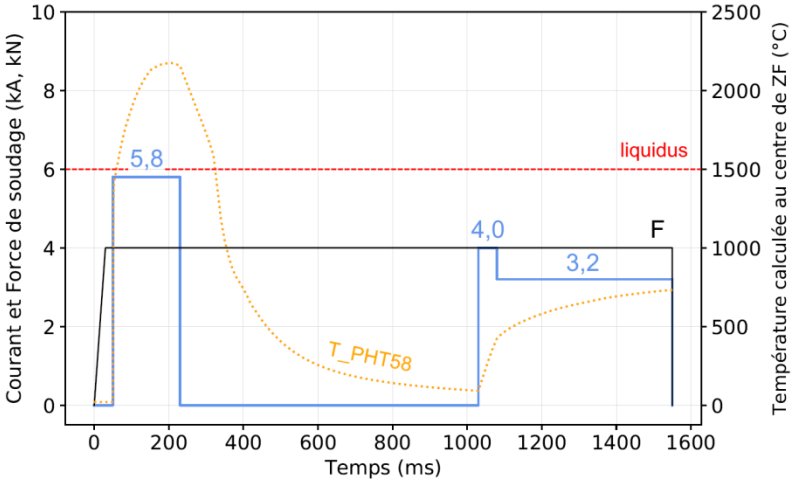

Fig.1.22 *Cycle de soudage avec revenu intégré – PHT58 (le courant est représenté en bleu, la force aux électrodes est en noir et la température calculée au centre de la soudure est en orange)*

Le premier pic de courant post-soudage est légèrement plus élevé que le deuxième, pour atteindre plus rapidement la température de revenu visée. L'optimisation du couple de pics de revenu a été réalisée préalablement à la thèse, lors d'un stage dans lequel le critère d'optimisation est le CTS [FON17]. La simulation numérique de ce cycle de soudage (**Fig.1.22**) prévoit un revenu dans la ZF, qui démarre à 500°C et se termine à 730°C, sur une durée de 520 ms. En dehors du revenu, la majorité du cycle de soudage est occupée par le temps froid sous les électrodes, nécessaire pour abaisser la température en ZF en dessous de la température de fin de transformation martensitique.

Malgré un temps de revenu beaucoup plus court (520 ms au lieu de 20 min) que lors du PB, le revenu PHT produit un effet beaucoup plus marqué (**Fig.1.23**), puisque nous observons une baisse

de dureté d'environ 100 HV au centre de la ZF et 80 HV dans le reste de la ZF, par rapport à notre soudure de référence (**Tableau 1.4**). Ce phénomène s'explique par la température plus élevée durant le PHT que pendant le PB (180°C).

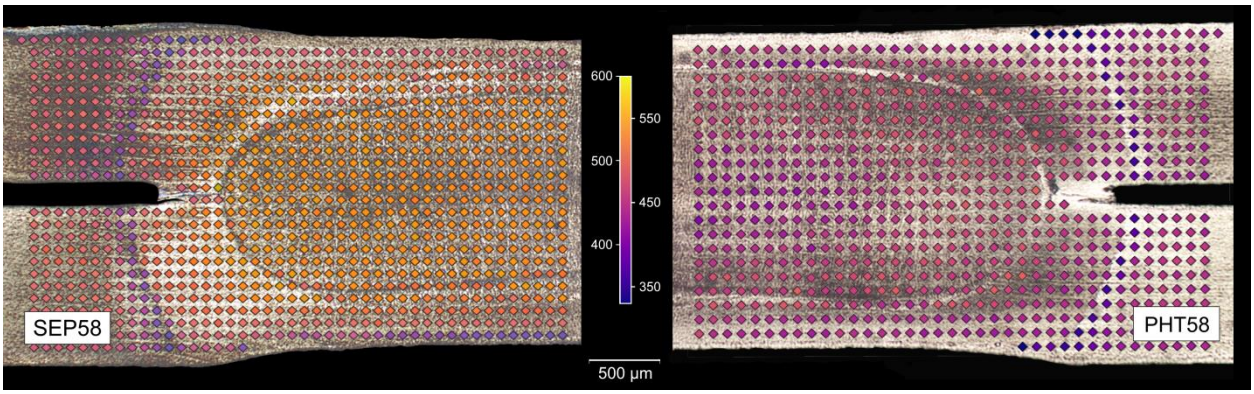

Fig.1.23 *Comparaison de la dureté entre les soudures SEP58 et PHT58*

L'effet sur la dureté se traduit bien sur les microstructures observées au MEB. Le cycle PHT58 conduit à la précipitation en ZF de fins carbures visibles sur la **Fig.1.24b,d**, qui n'étaient pas visibles suite aux autres cycles (**Fig.1.24a,c**).

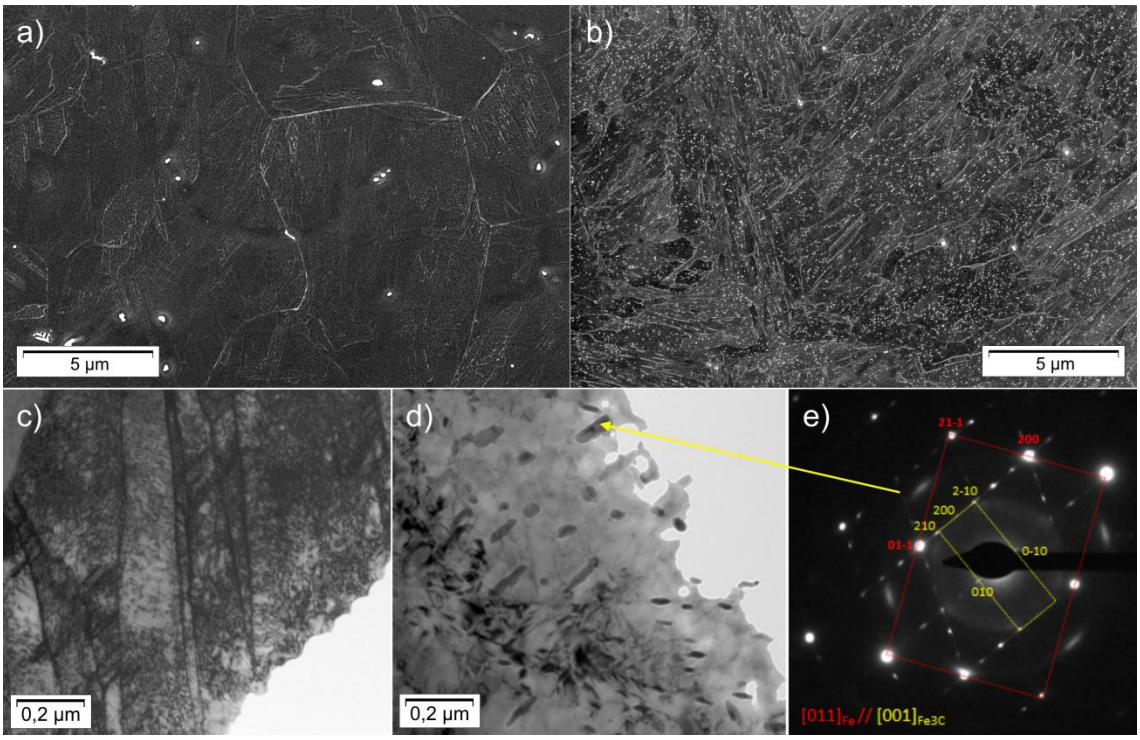

Fig.1.24 *Microstructure* ***(a)*** *sans et* ***(b)*** *avec revenu intégré observée au MEB (Inlens). Images MET en champ clair* ***(c)*** *des lattes sans revenu et* ***(d)*** *des précipités sur PHT58 avec* ***(e)*** *une figure de diffraction de la cémentite*

Des analyses aux MET (**Fig.1.24d,e**) permettent d'identifier ces carbures comme étant de la cémentite M_3C (avec M = Fe, Cr). La quantification de cette précipitation et l'effet de la température du revenu intégré seront abordés et détaillés dans le chapitre 4.

Tableau 1.4 *Récapitulatifs des duretés Vickers (0,2 kgf) des soudures, avec une dispersion de 2σ. Pour rappel, la dureté du MB est de 440 HV*

Cycle	*SEP58*	*3P55*	*SEPR58*	*3PR55*	*PHT58 centre*	*PHT58 bord*
ZF	*555 ± 20 HV*	*537 ± 22 HV*	*522 ± 26 HV*	*524 ± 18 HV*	*454 ± 20 HV*	*476 ± 14 HV*
ZAT tendre	*479 ± 19 HV*	*472 ± 17 HV*	*466 ± 17 HV*	*473 ± 19 HV*	*439 ± 10 HV*	
SCZAT	*388 ± 29 HV*	*368 ± 31 HV*	*378 ± 30 HV*	*374 ± 28 HV*	*374 ± 20 HV*	

3.3. Résultats des essais de traction en croix

Tout d'abord, la comparaison des essais sur soudures avec et sans PB montre une amélioration conséquente du CTS pour toutes les soudures (3P55 +42%, SEP46 +71%), alors même que la baisse de dureté est peu significative et presque deux fois moins importante pour les 3P que pour les SEP. Sur la **Fig.1.25a**, le revenu PB n'affecte que très peu l'effet déjà limité de d_{ZF} sur le CTS (la pente passe de 0,5 à 0,3 kN/mm), sans pour autant changer le mode de rupture, qui reste en PIF (**Fig.1.26**). Les résultats de la **Fig.1.25b** montrent un net rapprochement des valeurs de d_b, après PB, ce qui résulte en un PR similaire pour toutes les soudures (PR~80%). Nous pouvons en conclure que le traitement PB ne modifie pas la sensibilité du CTS vis-à-vis du diamètre de ZF et qu'il produit une augmentation globale de la tenue mécanique en traction en croix, pour tous les diamètres.

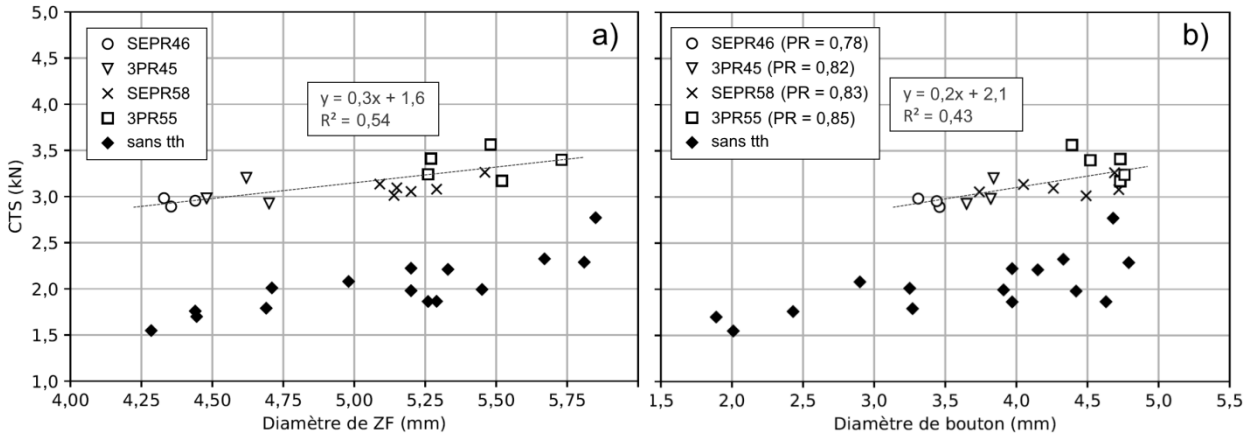

Fig.1.25 *Résistance mécanique en traction en croix en fonction de* ***(a)*** d_{ZF} *et* ***(b)*** d_b*. Comparaison des soudures avec (symboles pleins) et sans PB (symboles évidés et croix)*

En considérant à présent les soudures PHT58 avec revenu intégré, nous pouvons observer la conservation du mode de rupture PIF pour tous les essais (**Fig.1.26**), malgré une amélioration du CTS d'un facteur 2 et une augmentation du rapport de déboutonnage, PR (**Fig.1.1***)*.

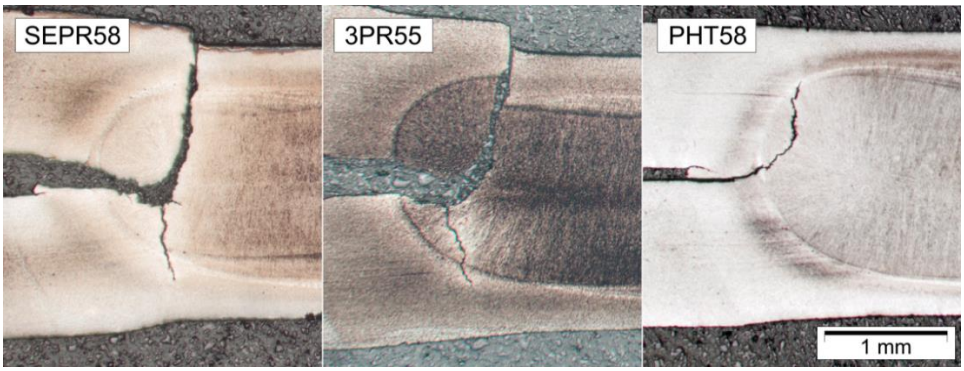

Fig.1.26 *Observations en coupe de la rupture de soudures ayant subies un revenu. À noter que la soudure PHT58 n'est pas rompue sur l'image, elle a été interrompue dans les derniers instants de l'essai*

Sur la **Fig.1.1a,** les diamètres des soudures PHT58 sont légèrement plus dispersés que pour les autres soudures. Cette variabilité peut être expliquée par le temps de soudage très court, t_w = 180 ms, à ne pas confondre avec la durée totale du cycle PHT58, qui est long pour du soudage résistance (1,55 s). En effet, pour un courant et une force de soudage donné, le diamètre de ZF évolue suivant une fonction de type :

$$d_{ZF} = A(1 - e^{-B.t_w}) \quad (1)$$

avec A et B correspondant à des variables d'ajustement : A contrôle la hauteur du palier de saturation et B la vitesse de transition vers le palier. Dans nos conditions de soudage, la simulation numérique prévoit une stabilisation de d_{ZF} autour de 200 ms (A = 5,0 ; B = 0,02), ce qui explique l'ordre de grandeur du temps de soudage dans les normes [ISO16A, SEP11]. Pour des temps inférieurs à cette valeur seuil, la variation de d_{ZF} est très rapide et donc beaucoup plus sensible à la résistivité de contact (*i.e.* l'état de surface des tôles). La présence d'une telle dispersion nous permet néanmoins de voir que pour les soudures PHT58, il n'existe pas de relation particulière entre le CTS et la taille de noyau (**Fig.1.1a**), ou même la taille de bouton (**Fig.1.1b**). La présence de points dont PR > 0,90 mais dont le CTS est comparable à celui de soudures après PB, appuie la remise en question des critères industriels d'acceptabilité par le mode de rupture.

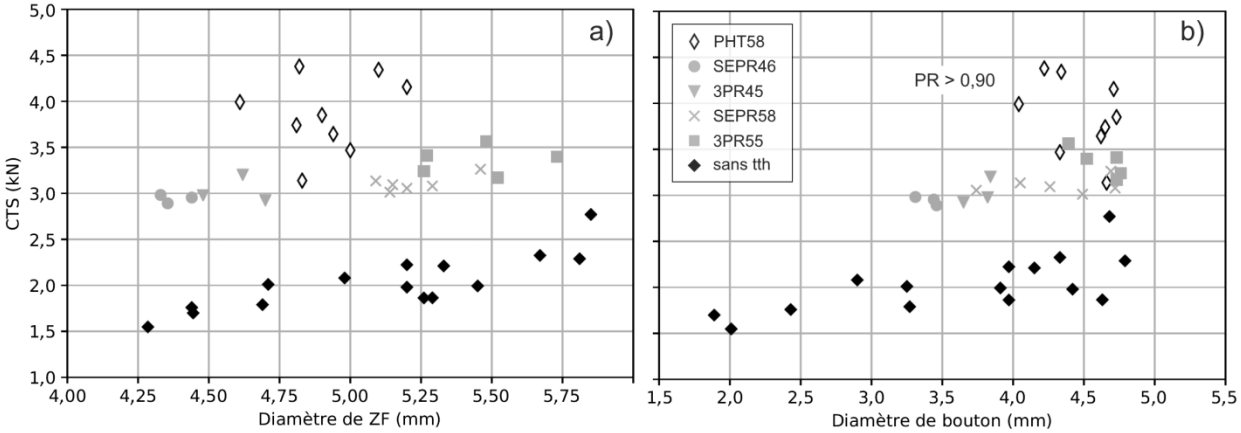

Fig.1.1 *CTS des soudures PHT58 (losanges) en fonction de* ***(a)*** d_{ZF} *et* ***(b)*** d_b*, en parallèle des autres types de soudures*

L'insensibilité croissante du CTS envers le diamètre de soudure et la nécessité de comparer des soudures issues de cycles de formes différentes nous poussent à utiliser un nouvel indicateur de performance. L'alpha-CTS (αCTS) est un critère industriel développé afin de pouvoir comparer les performances en traction de soudures sans la contribution du diamètre de soudure ou de l'épaisseur des tôles [BIR12] :

$$\alpha CTS = CTS/(d_{ZF}.t) \quad (2)$$

Les résultats du **Tableau 1.5** confirment bien les tendances identifiées plus tôt. L'absence de variation notable de αCTS au sein des populations de soudures « sans revenu » et « avec PB » montre que l'augmentation du CTS à l'intérieur de chaque groupe est bien due uniquement au facteur géométrique d_{ZF}, bien que son effet soit limité. Tandis que l'accroissement de αCTS avec l'intensité du revenu (*i.e.* entre les trois populations de soudure) témoigne d'un changement des propriétés mécaniques induit par les traitements thermiques.

Tableau 1.5 *Récapitulatif des indices de performance en traction selon le type de soudure. L'incertitude sur le CTS correspond à la moitié de l'étendue de la population*

Cycles	*d_{ZF} (mm)*	*CTS moyen (kN)*	*PR moyen*	*αCTS (kN/mm²)*
SEP46	*4,4 ± 0,1*	*1,7 ± 0,1*	*0,48*	*0,32*
3P45	*4,7 ± 0,3*	*2,0 ± 0,1*	*0,66*	*0,34*
SEP58	*5,3 ± 0,2*	*2,0 ± 0,2*	*0,78*	*0,31*
3P55	*5,6 ± 0,3*	*2,4 ± 0,3*	*0,77*	*0,35*
SEPR46	*4,4 ± 0,1*	*2,9 ± 0,1*	*0,78*	*0,56*
3PR45	*4,7 ± 0,3*	*3,0 ± 0,1*	*0,82*	*0,55*
SEPR58	*5,3 ± 0,2*	*3,1 ± 0,1*	*0,83*	*0,49*
3PR55	*5,6 ± 0,3*	*3,4 ± 0,2*	*0,85*	*0,51*
PHT58	*4,9 ± 0,3*	*3,9 ± 0,6*	*0,91*	*0,65*

Enfin, l'absence de relation entre d_b et le CTS, pour les soudures PHT58 et « avec PB », suggère que les changements microstructuraux, générés par les revenus PB et intégré, induisent une modification de la résistance au clivage, ce qui expliquerait la transition d'un CTS augmentant avec le PR, à un CTS indépendant de d_b.

4. Conclusion

Le SPR produit des assemblages constitués de régions aux propriétés variées. Même pour un métal de base donnée et des géométries d'électrodes fixées, les paramètres de soudage offrent une certaine liberté de personnalisation de la thermique au sein de l'assemblage. Nous avons pu voir, dans l'état de l'art, que plusieurs auteurs ont pu tirer avantage du caractère modulable du procédé de SPR, afin d'améliorer les performances mécaniques de leurs soudures. Les stratégies principales relevées sont la variation de la géométrie par l'augmentation de d_{ZF} et le déclenchement de changements microstructuraux (précipitation, transformations de phases…), grâce à un contrôle rigoureux de l'historique thermique, aidé par la simulation numérique du SPR.

En s'inspirant des stratégies mentionnées plus haut, nous avons établi trois populations de soudures différentes, au sein desquelles la taille de ZF varie. Nous distinguons ainsi les soudures « sans revenu » (SEP46, 3P45, SEP58, 3P55), les soudures « avec recuit peinture » (SEPR46, 3PR45, SEPR58, 3PR55) et les soudures avec revenu intégré, PHT58. Nos résultats de traction en croix montrent que le CTS de notre nuance inoxydable martensitique est très peu sensible au facteur géométrique d_{ZF}. Nos assemblages sont cependant très réceptifs aux traitements de revenu. En effet, malgré une baisse de dureté de moins de 3% entre les soudures 3P55 et 3PR55, une augmentation du CTS de près de 41% est observable. Le revenu intégré permet, quant à lui, de doubler le CTS de référence (SEP58).

En dépit des améliorations appréciables de la tenue mécanique de nos soudures et d'un rapport de déboutonnage qui tend vers 1, le mode de rupture observé reste immuable et le déboutonnage complet (BPO) n'est jamais atteint. L'étude du CTS en fonction du diamètre de bouton suggère que le revenu induit une amélioration de la résistance au clivage pendant le PIF, sans pour autant modifier le chemin macroscopique de fissuration. C'est pourquoi dans le chapitre suivant, on s'intéressera aux différences entre les scénarios de fissuration des soudures SEP et PHT, afin d'identifier les étapes et régions clés dans la résistance à la propagation de fissure en mode PIF et de cibler les microstructure d'intérêt qui seront abordées dans le dernier chapitre.

Chapitre 2 : Détermination du scénario de fissuration durant l'essai CTS

Comme mentionné dans le chapitre précédent, le développement continuel des nuances d'aciers à très haute résistance tend à complexifier les compositions chimiques et les traitements thermo-mécaniques d'élaboration. Ceci rend particulièrement nécessaire la prédiction des historiques thermiques lors du soudage, ainsi que la caractérisation des propriétés mécaniques résultantes, pour l'évaluation de la tenue des soudures par point. Toutefois, la taille limitée des différentes régions dans une soudure, ainsi que le confinement de la matière d'intérêt au centre de larges coupons de MB, rend difficile l'extraction d'éprouvettes pour des essais conventionnels. En dehors de la miniaturisation des essais, une autre approche pour l'étude de la mécanique des points soudés consiste à suivre la fissuration au cours d'un essai quasi-statique.

Dans un premier temps, les différentes méthodes mises en place dans la littérature, ainsi que les conclusions résultantes sont présentées dans un état de l'art. Nous proposons ensuite notre propre protocole expérimental, basé sur le marquage de la fissuration par bleuissement d'essais interrompus. L'application de cette méthode pour l'étude de la rupture des soudures SEP58 et PHT58, permet de proposer un scénario de rupture propre au PIF, ainsi qu'identifier les étapes clés pilotant le CTS dans ce mode de rupture. Les travaux de ce chapitre ont donné lieu à une publication dans la revue *International Journal of Fracture*, mise en ligne le 15 mars 2022.

1. Etat de l'art sur l'étude de la rupture en traction en croix

1.1. Méthodologies de suivi de fissure dans les soudures lors d'un essai mécanique

1.1.1. Analyses post-mortem

Étant donné la difficulté d'instrumenter les essais mécaniques sur des points soudés dans le but d'effectuer des observations in-situ, la plupart des résultats de la littérature se basent sur des analyses *post-mortem*. L'une des méthodes les plus communes consiste en l'observation de coupes métallographiques après interruption d'un essai avant rupture (**Fig.2.1**).

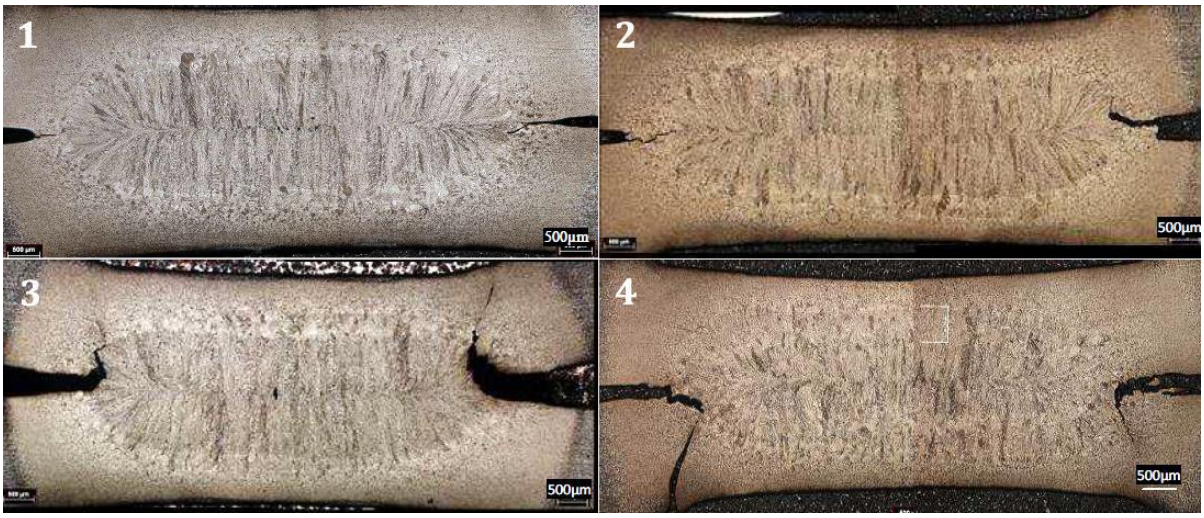

Fig.2.1 *Coupes métallographiques de soudures attaquées par une combinaison Picral-Nital, après traction en croix interrompue pour 4 niveaux de chargement croissants de 1 à 4 [NAI08]*

L'étude de coupes métallographiques offre plusieurs avantages. Les échantillons sont faciles à réaliser et sont adaptés aux observations par microscopie optique (MO) et par MEB. Les observations MO après attaque chimique permettent de situer l'avancée du front de fissuration par rapport aux régions de la soudure, à chaque interruption.

Quant aux observations MEB, elles permettent l'obtention d'informations cruciales à l'étude des mécanismes de fragilisation, comme la composition chimique ou l'orientation cristallographique des grains au voisinage de la fissure [TON05, WAN08]. Malgré ses nombreux avantages, la méthode des essais interrompus présente aussi des inconvénients non négligeables, comme la consommation importante de matière et la dispersion caractéristique des résultats d'essais sur les soudures par point, qui rend la construction d'un scénario de fissuration difficile. Enfin, dans le cas des coupes métallographiques, l'analyse est limitée à un plan, alors que plusieurs études ont déjà montré que la propagation dans les soudures par point est non-axisymétrique [DAN09, KRA13A].

Comme illustré sur la **Fig.2.2**, F. Krajcarz a utilisé le bleuissement pour marquer l'avancée du front de fissuration, ce qui permet une vision plus globale de la propagation interfaciale après rupture complète post-bleuissement. Toutefois, cette approche ne s'affranchit pas des deux inconvénients majeurs des essais interrompus. De plus, l'oxydation empêche l'étude fractographique des faciès et la microstructure de soudage peut être perdue selon la température du traitement de bleuissement.

Fig.2.2 *Faciès de rupture après essais de traction en U croisés, interrompus à différents niveaux de chargement, puis bleuis (200°C, 15 min) et sollicités de nouveau jusqu'à rupture complète [KRA13A]*

Une autre méthode pour avoir une vision globale du front de fissuration est la micro-tomographie X. Cependant, l'analyse est coûteuse autant en termes de moyens (machines, infrastructures), qu'en termes de temps (essais, traitements des données). À notre connaissance, les seuls cas d'utilisation de la tomographie X, pour l'étude de la rupture de soudures par point, sont également des analyses sur des essais interrompus, dus aux problématiques d'encombrement et de non-transparence des montages. La technique montre tout de même son intérêt puisqu'elle permet d'observer l'amorçage de fissures partant de défauts non débouchant, ainsi que l'évolution de la déformation localisée en fond d'entaille.

Dans les travaux de J. Kang [KAN15], l'étude de la durée de vie en fatigue de soudures d'aluminium en traction-cisaillement a permis un suivi pseudo *in-situ*. En effet, l'inclusion d'étapes de déchargement dans les cycles de fatigue fait que les données d'essais ne sont pas perturbées par le retrait de la soudure pour les observations en tomographie X et le montage de traction-cisaillement permet une remise en place du point soudé sans risque de le solliciter pendant le serrage des mors. Malheureusement, ces éléments ne s'appliquent pas aux essais monotones comme la traction en croix, c'est pourquoi, dans le cas de S. Dancette [DAN09B], chaque analyse en tomographie est réalisée sur une nouvelle soudure pour chaque nouveau stade d'interruption.

À travers ses observations en 3D, S. Dancette décrit l'évolution de la fissuration en relation avec les courbes force-déplacement, pour différents modes de rupture. Il montre notamment que pour un point soudé d'acier DP980[4], la rupture de la DBZ se produit entre 36% et 55% de la force maximale, ensuite la propagation s'étend dans la ZF et dévie vers les directions normales au plan des tôles de façon non-uniforme. D'après l'auteur, la direction de déviation dépend des conditions aux limites avec une fissure qui *« dévie vers le bas dans la tôle du bas et vers le haut dans la tôle du haut »*, donc systématiquement vers les directions de déplacement des mors les plus proches. Un schéma illustrant la description de S. Dancette est proposé sur la **Fig.2.3**.

[4] 0,13%C – 1,91%Mn – 0,20%Si – 0,02%P – 0,03%Al

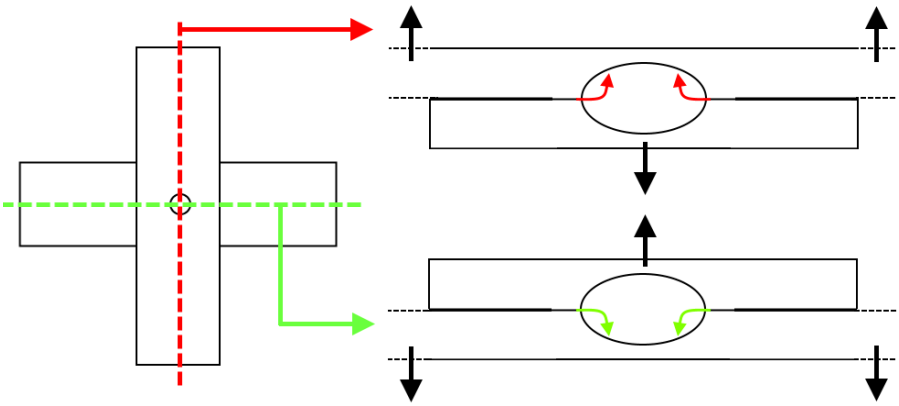

Fig.2.3 *Illustration des directions de déviation de fissure observées par S. Dancette, selon les conditions aux limites lors d'une rupture partielle à l'interface durant un essai XT*

Après déviation, l'effort maximal est atteint lorsque la fissure débouche en peau d'une des tôles (ou des deux), après quoi la propagation continue de manière azimutale (circonférentielle) pour provoquer le déboutonnage mais cette étape ne participe pas à la tenue mécanique de la soudure.

1.1.2. Suivis in-situ

La seule occurrence que nous avons pu trouver d'une observation *in-situ* directe de propagation, lors d'un essai mécanique sur une soudure par point, provient des travaux de R. Lacroix [LAC10]. Le montage consiste en un essai par enfoncement de coin sur un demi-point soudé. Le schéma sur la **Fig.2.4** montre que le chargement est asymétrique et que l'assemblage est rigidifié par l'encastrement. La tranche de demi-point observée avec une caméra CCD est préalablement sablée pour permettre l'analyse des champs de déplacement puis de déformation par corrélation d'images et mesurer l'avancée du front de fissuration en fonction de la charge. R. Lacroix propose un critère de rupture caractérisant sa ZF, basé sur la contrainte principale maximale. La propagation a cependant lieu en dehors du plan d'observation, ce qui est confirmé a posteriori par le calcul de structure.

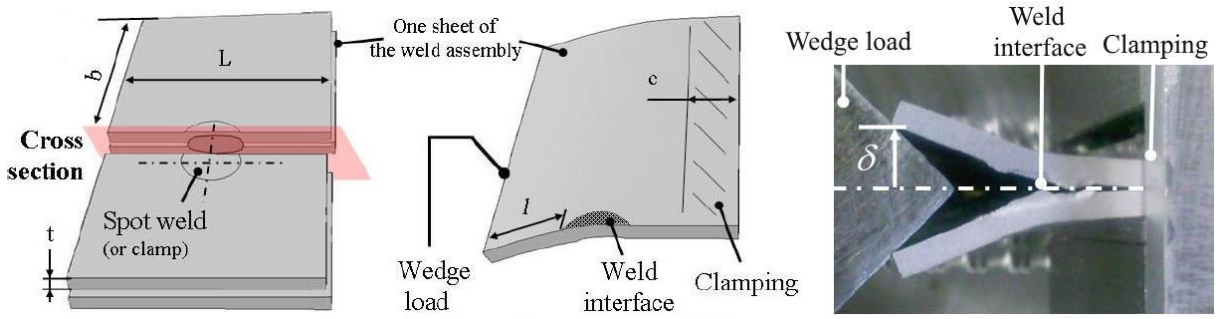

Fig.2.4 *Schémas du prélèvement et des conditions aux limites du montage assurant le suivi in-situ pendant un essai par enfoncement de coin sur demi-point de soudure [LAC10]*

Dans la plupart des études, l'objectif est la caractérisation de la résistance des soudures à la rupture interfaciale (FIF), c'est pourquoi l'étude de la fissuration s'arrête souvent à l'amorçage. Comme la propagation interfaciale dans la ZF se fait généralement de manière brutale, la contrainte donnant lieu à l'amorçage de la fissure signale aussi la rupture de l'assemblage. F. Krajcarz a cependant développé une méthode pour repérer les différents événements de rupture se produisant pendant un essai de traction, ce qui lui permet de remonter au facteur d'intensité des contraintes à l'amorçage et de l'estimer au cours de la propagation stable [KRA13A]. Il instrumente un essai de traction en U-croisé par la méthode de résistance 4 points (**Fig.2.5**) et la calibration des chutes de potentiel, avec les avancées de fissure observées sur des essais interrompus et bleuis, permet un suivi in-situ, quoique indirect de la propagation interfaciale.

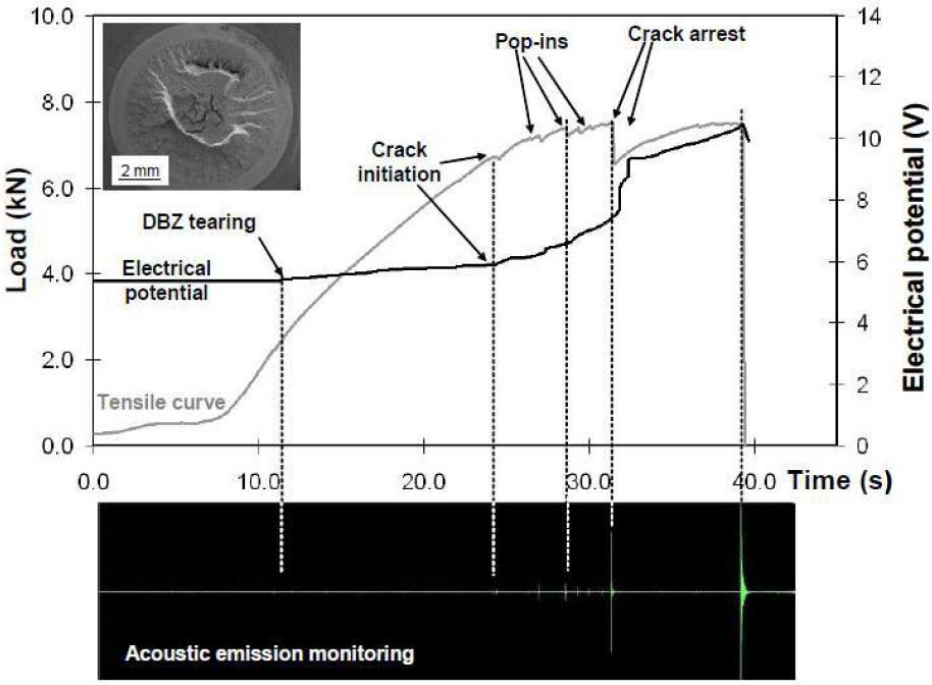

Fig.2.5 *Suivi in-situ des évènements de rupture pendant un essai UXT instrumenté par suivi de potentiel électrique et émission acoustique [KRA13A]*

1.2. Contribution des régions de soudure

Dans la littérature des soudures par résistance d'aciers à très haute résistance, beaucoup d'efforts ont été mis en œuvre pour évaluer l'influence de critères variés sur le mode de rupture et la tenue mécanique des soudures. En dehors des paramètres géométriques (d_{ZF}, t), abordés dans le chapitre précédent, la présence de défauts et les propriétés à rupture ont aussi été explorées.

1.2.1. Impacts des défauts en ZF

B. Nait-Oultit émet l'hypothèse que les défauts de solidification, comme les retassures, peuvent participer à l'obtention de rupture FIF. La criticité des défauts dépendrait de leur géométrie et de leur orientation, comme illustré sur la **Fig.2.6**. Les cavités allongées dans la même direction que la propagation de fissure constituent des zones de forte triaxialité et seraient donc délétères à la tenue des soudures en FIF [NAI08].

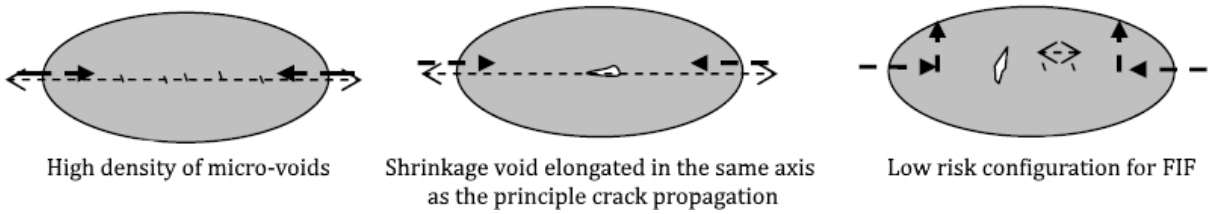

Fig.2.6 *Schéma de la propagation de fissure durant un essai en croix en fonction de l'orientation des défauts de solidification. Les flèches en gras indiquent le chemin de fissuration principal, les flèches standard indiquent les directions de fissures secondaires reliées aux défauts [NAI08]*

F. Krajcarz est en désaccord avec l'hypothèse que les cavités en cœur de ZF puissent favoriser la rupture FIF, du fait que la simulation numérique montre que le centre de la ZF est chargé en compression durant les essais de traction en croix [DAN09B, KRA13B]. L'amorçage et la propagation de fissures à partir de ces défauts, vers la circonférence de ZF, sont donc peu probables.

1.2.2. Effets des propriétés mécaniques

Les observations de S. Dancette, en tomographie X [DAN09B], lui permettent de déterminer les mécanismes d'endommagement en jeu dans chaque zone et ainsi choisir le(s) critère(s) d'endommagement à implémenter dans son modèle numérique pour la prédiction du comportement mécanique en traction en croix et traction-cisaillement. Le mode de rupture PIF étant très complexe à modéliser, l'auteur s'est concentré sur la description des modes suivants :

- BPO par striction dans le MB → déformation critique ;
- BPO cisaillement dans la ZAT → déformation critique ;
- FIF brutale → énergie en fond d'entaille + zones cohésives ;
- FIF par propagation progressive dans la ZF → zones cohésives.

K. Paveebunvipak [PAV18] se base sur la modélisation micromécanique pour étudier les paramètres microstructuraux et mécaniques impliqués dans l'obtention du BPO. Les soudures étudiées sont des combinaisons d'acier de grade 1000 et d'acier PHS, de type 22MnB5. Les propriétés mécaniques des régions de soudure exhibant une microstructure multi-phases sont obtenues par des modèles 2D de volumes élémentaires représentatifs, construits à partir de métallographies optiques. Ces propriétés sont injectées dans un modèle par éléments finis avec un critère de rupture ductile (déformation plastique critique) et permettent d'obtenir (entre autres) les résultats de la **Fig.2.7**.

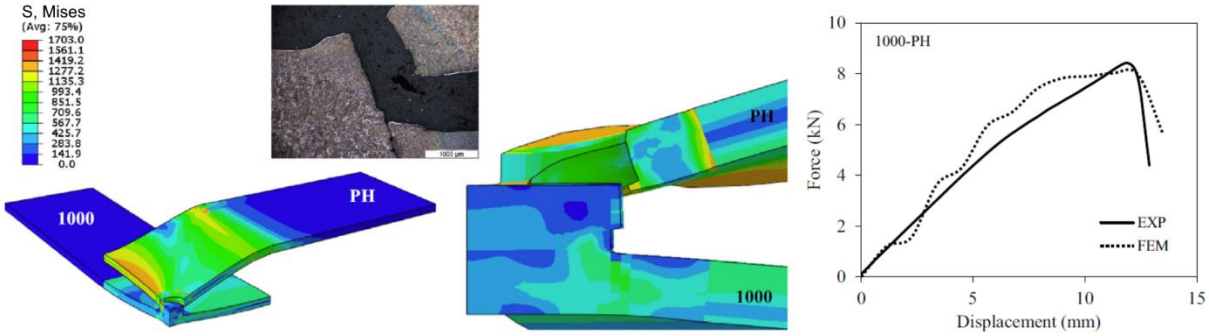

Fig.2.7 *Distribution des contraintes de Von Mises et courbe force-déplacement prédites par la simulation de traction en croix d'un assemblage grade 1000 - 22MnB5 (PH) [PAV18]*

Sur la base de la comparaison des simulations avec les ruptures observées expérimentalement, l'auteur propose que les régions favorables à l'amorçage de fissures menant au BPO sont celles qui présentent la plus forte hétérogénéité de contraintes, i.e. le MB dans les assemblages autogènes de grade 1000, et le bord de ZF pour les assemblages de 22MnB5. La forte hétérogénéité des contraintes produite soit par une microstructure multi-phase (martensite-ferrite dans l'article), soit par des écarts de dureté prononcés entre régions à microstructure homogène, engendre des bandes de localisation plus marquées, qui constituent des sites d'amorçage. Un argument microstructural est ainsi fourni pour expliquer l'emplacement du déboutonnage mais les paramètres favorisant la rupture BPO, plutôt qu'un autre mode, ne sont pas mentionnés.

Au final, beaucoup de techniques ont été développées pour étudier la rupture des soudures par point mais peu s'intéressent au mode PIF et surtout à la totalité du scénario de fissuration. De nombreux critères de rupture pour la ZF ont été proposés (contraintes principales maximales [LAC10], facteur d'intensité des contraintes critiques [KRA13A, POU17], énergie absorbée [DAN09B]…) en relation avec l'amorçage de fissure ou sa propagation stable de manière interfaciale mais peu d'études parlent de la contribution à la tenue globale en traction. À notre connaissance, l'une des rares études, qui quantifie la contribution de chaque région de soudure au CTS, provient de B. Naït-Oultit [NAI08]. Pour cela, l'auteur se base sur la rigidité apparente de l'assemblage, calculée à partir des courbes force-déplacement, complétée par l'observation de la propagation en 2D sur des coupes métallographiques.

Dans ce chapitre, nous proposons une évaluation qualitative de la contribution des régions de soudure et l'identification du scénario de rupture PIF, basée sur des observations fractographiques et la mesure des avancées de fissure en 3D au cours d'essais interrompus.

2. Procédure expérimentale pour la détermination du chemin de fissuration

Parmi les méthodes proposées dans la littérature, seule la tomographie 3D permet une observation globale tout autour de la soudure. Nous proposons dans ce chapitre une alternative plus simple à exécuter et moins coûteuse. L'oxydation à chaud, ou bleuissement, des surfaces fissurées est une procédure souvent utilisée dans les essais de fatigue ou de ténacité afin de suivre l'avancée de fronts de fissure plus ou moins rectilignes. À notre connaissance, la première application de cette méthode sur des soudures par points provient des travaux de F. Krajcarz [KRA13B], mentionnés dans la partie précédente. Nous choisissons d'étendre l'utilisation de l'oxydation à chaud pour le marquage de fronts plus complexes présentant des fissures déviées. Les mesures d'avancées dans les plans interfacial et dévié nous donnent alors une vision en 3D du chemin de fissuration en fonction des soudures étudiées.

2.1. Dispositifs de soudage et de traction

Le dispositif de soudage utilisé reste le même que dans le chapitre 1. Les caractéristiques de la machine sont décrites dans le tableau 1.1. Les coupons de 50 x 150 mm² sont soudés perpendiculairement l'un à l'autre sur un bloc support, illustré sur la **Fig.2.8a,b**. Comme nous le montrerons plus tard, les fronts de fissure obtenus sont particulièrement répétables et asymétriques. C'est pourquoi, un repère de coordonnées azimutales (r, θ, z) est établi (**Fig.2.8b**) afin de comparer et analyser les chemins de fissuration obtenus, ainsi que d'évaluer la contribution des éléments pouvant introduire de l'asymétrie dans la propagation. En effet, on remarque par exemple une indentation plus forte pour θ entre 0 et 135° (**Fig.2.8c**) due à un léger désalignement des électrodes, qui n'a pas pu être corrigé.

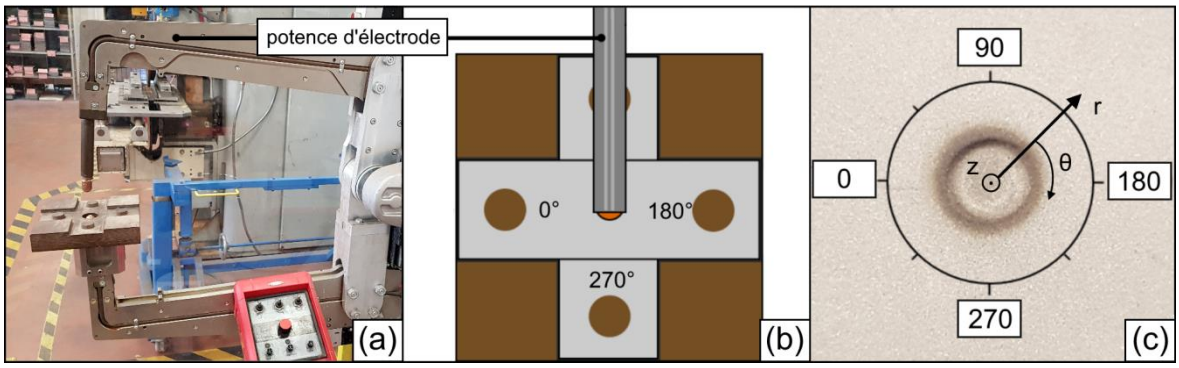

Fig.2.8 (a) *Machine de soudage vue de côté ;* ***(b)*** *Schéma en vue du dessus avec indication du repère angulaire azimutal ;* ***(c)*** *Photo d'une soudure vue du dessus*

Un autre élément pouvant contribuer à l'asymétrie durant la propagation est l'alignement des mors durant la traction en croix. C'est pourquoi, deux configurations de traction sont utilisées durant l'étude, nommées « 0-180 » et « 90-270 » d'après les azimuts pris dans le mors mobile, dans chaque configuration (**Fig.2.9**). La comparaison des fronts de fissure obtenus avec chaque configuration permet alors d'évaluer l'impact de ces éléments sur la propagation.

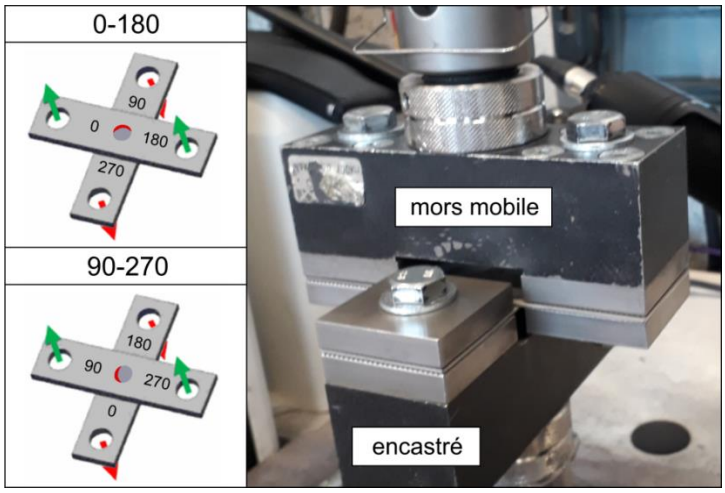

Fig.2.9 *Schémas des deux configurations de traction en croix. La zone fortement indentée est indiquée en rouge sur les soudures.*

Les soudures étudiées dans ce chapitre sont les PHT58, qui présentent les meilleures CTS, et les soudures de référence SEP avec un pic de soudure à 5,5 kA (SEP55). L'abaissement du courant de 5,8 à 5,5 kA a été imposé par des limitations techniques présentes durant la période de la campagne expérimentale. La superposition des cycles de soudage utilisés est donnée sur la **Fig.2.10**

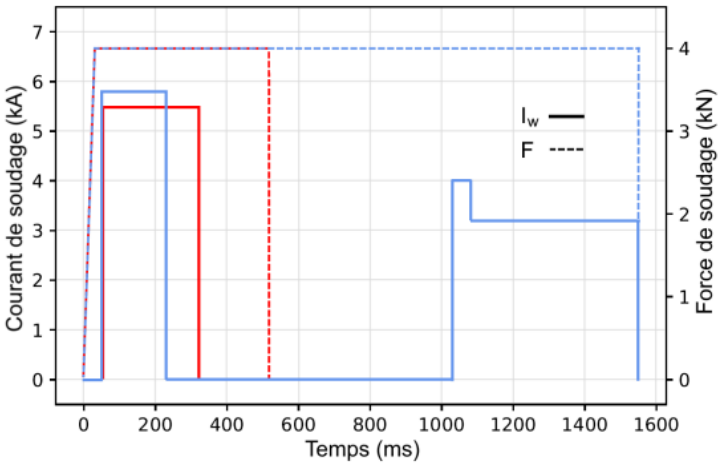

Fig.2.10 *Comparaison des cycles de soudage PHT58, en bleu et SEP55, en rouge*

Comme expliqué dans l'état de l'art, le suivi visuel *in-situ* de la propagation de fissure durant un essai en croix standard est difficilement concevable, étant donné la géométrie et la taille du montage. C'est pourquoi, l'observation des fissures produites lors d'essais interrompus est choisie.

Pour chaque type de soudure, la charge à rupture moyenne est déterminée à partir d'essais standard (**Tableau 2.1**). Les légères chutes de charge observables sur les courbes à rupture de la **Fig.2.11** sont appelées pop-ins et signalent généralement un évènement de rupture localisé [CHE17, KRA13A, PET18, ZHA99]. Dans notre cas, le nombre de pop-ins et la charge à laquelle ils surviennent varient considérablement d'un essai à l'autre (**Tableau 2.1**). C'est pourquoi, les interruptions sont plutôt fixées de manière à obtenir des points déployés sur toute la gamme de charge.

Tableau 2.1 *Résultats de traction en croix standard ± 2σ. Le critère d'identification d'un pop-in est dF/dU < 0, sans prendre en compte la dernière chute de charge à rupture*

Cycles	Nb. d'essais	CTS moy. (N)	Nb. de pop-ins par essai	
			minimum	maximum
SEP55	7	1740 ± 280	5	7
PHT58	10	3860 ± 820	2	7

Les essais interrompus effectués pour les soudures SEP55 et PHT58 sont représentés sur les **Fig.2.11a** et **Fig.2.11b** respectivement. Les conditions de traction sont les mêmes que dans le chapitre 1. Chaque courbe correspond à un essai différent et un décalage de 250 N a été ajouté entre chacune d'entre elles pour une meilleure visibilité. La nomenclature correspond au pourcentage obtenu par la charge à interruption sur le CTS moyen. Par exemple, P80 correspond à un essai interrompu à 80% de la charge à rupture moyenne des soudures PHT58.

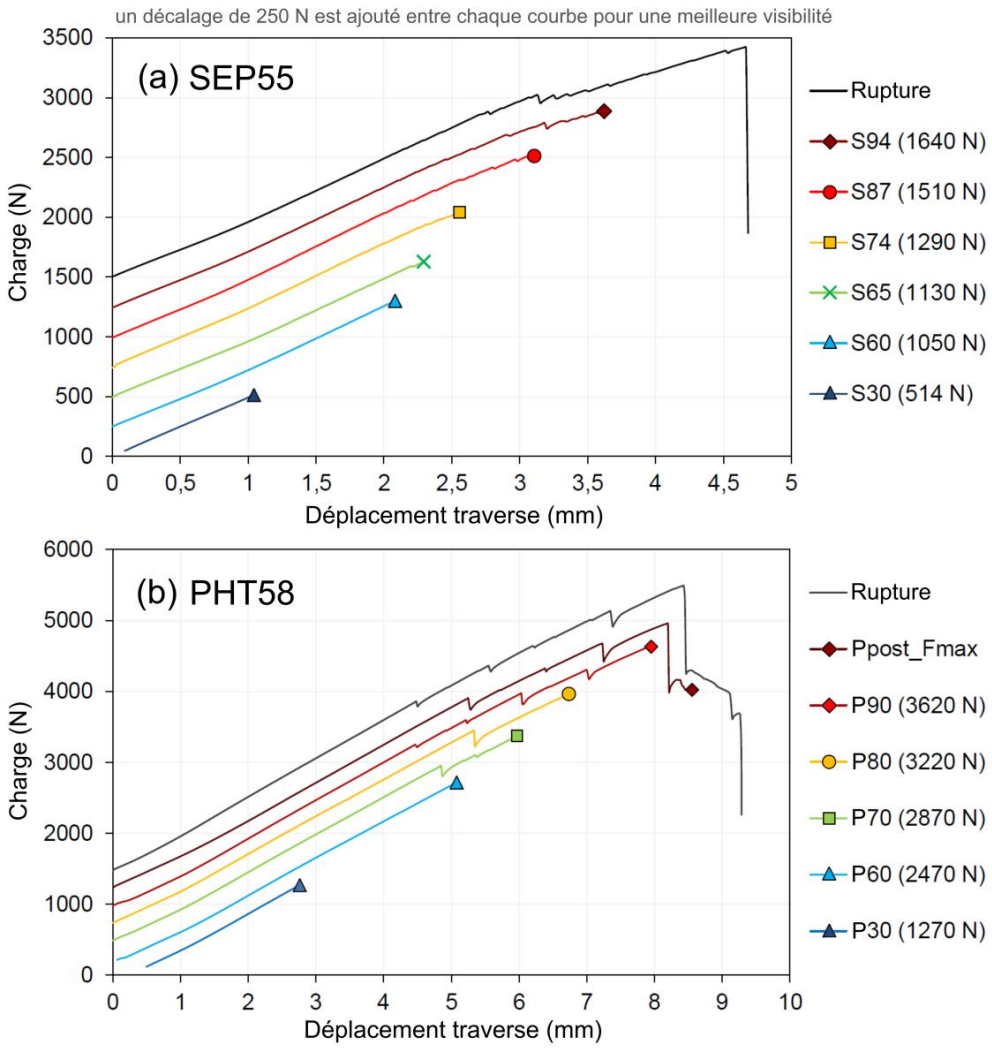

Fig.2.11 *Courbes des essais interrompus représentées avec un exemple de courbe à rupture pour les soudures (a) SEP55 et (b) PHT58*

Dans le cas des soudures PHT58, les courbes charge-déplacement affichent deux allures distinctes lors de la rupture. Dans un cas, la forme est similaire à celle des SEP55, avec une unique chute de charge brutale à la rupture. Dans l'autre, deux chutes de charge importantes sont observées, dont l'une menant à la séparation des tôles (exemple sur la **Fig.2.11b**). Aucune corrélation n'a pu être établie entre l'allure de la courbe à la rupture et la charge maximale mais étant donné que 6 essais sur 10 rompent suivant l'exemple de la **Fig.2.11b**, un essai interrompu supplémentaire, ''post_Fmax'', a été effectué pour identifier l'élément restant qui ne contribue pas au CTS des soudures PHT58, mais retarde la rupture finale.

2.2. Marquage et mesure de l'avancée de fissure

Après interruption, chaque soudure est déchargée en remettant le mors de traction proche de sa position initiale, permettant ainsi le retrait de l'échantillon de la machine. Le bleuissement est alors effectué dans un four à 920 ± 50 °C pendant 15 min[5], à atmosphère ambiante du four. Dans notre cas, le traitement nécessite une température bien plus élevée que celles rencontrées dans la littérature (autour de 200°C), puisque la composition en Cr de notre nuance en fait un acier inoxydable, qui nécessite donc des conditions d'oxydation plus sévères pour obtenir un marquage visuel prononcé. La température est suivie avec à un thermocouple soudé sur un échantillon mais le contrôle de la température se fait en ajustant manuellement la consigne du four (i.e. pas de PID). La coloration très prononcée obtenue grâce aux oxydes formés à haute température sert de marqueur de l'évolution du front de fissure, à chaque essai interrompu. Après traitement thermique, les soudures sont refroidies à l'air ambiant sur un porte-échantillon qui les maintient debout et séparées les unes des autres. Une fois à température ambiante, les échantillons sont remis sur la machine de traction pour être sollicités jusqu'à la rupture et ainsi permettre l'observation des surfaces oxydées.

Les mesures d'avancées de front de fissure sont réalisées par analyse d'images prises à la loupe binoculaire. Pour les modes de rupture PIF et BPO, les faciès de rupture complémentaires sont désignés par leurs formes respectives. C'est-à-dire, le ''trou'' (exemple sur la **Fig.2.12**) et le ''bouton'', qui inclut la majorité de la soudure (**Fig.2.13**).

Compte tenu de la géométrie des faciès de rupture, la propagation interfaciale est principalement mesurée suivant la direction radiale sur le trou (suivant r sur la **Fig.2.12**). De plus, afin de simplifier la représentation des résultats d'avancées interfaciales, la ligne de base pour les mesures a été associée à un cercle parfait alors même que la délimitation réelle (indiquée par une fine bordure fortement oxydée) présente parfois quelques irrégularités.

En ce qui concerne la propagation après déviation, une simplification supplémentaire consiste à ne considérer que la composante axiale (suivant l'axe z) des surfaces oxydées (**Fig.2.13**). Pour l'analyse des résultats, les directions de déviation ont été désignées comme positives (+) si elles concordent avec la direction de la formation du bouton (fissure principale), et négatives (-) pour la direction opposée.

[5] le temps de montée en température des échantillons n'est pas compris dans les 15 min

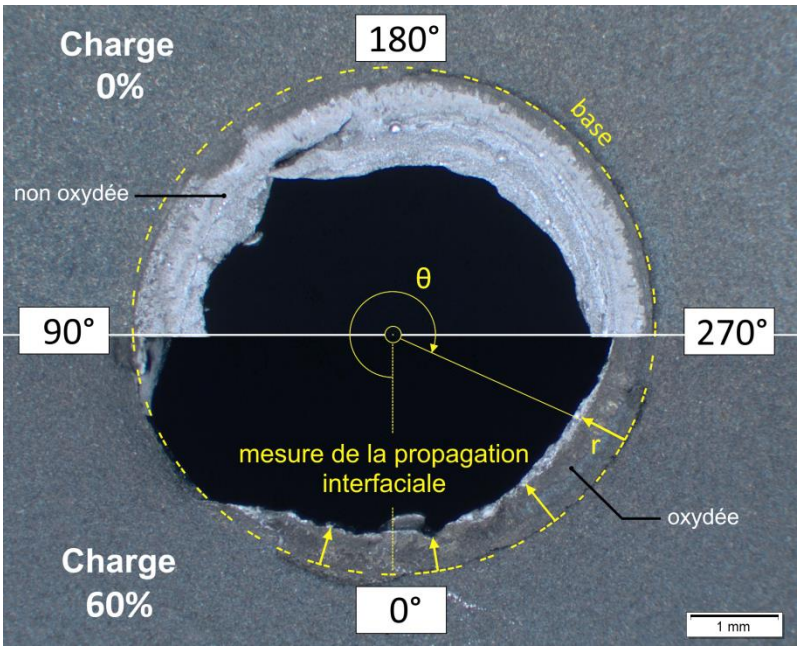

Fig.2.12 *Repère pour les mesures de propagation interfaciale. Comparaison de la propagation interfaciale dans la direction radiale (r) entre les échantillons P0 (moitié supérieure) et P60 (moitié inférieure)*

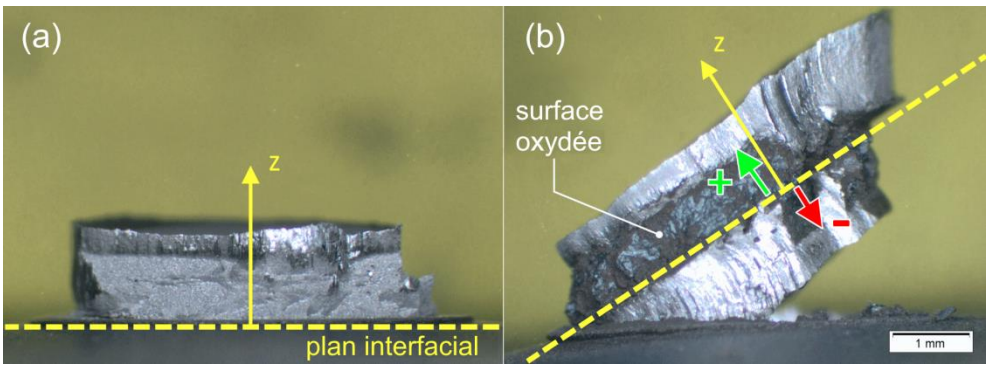

Fig.2.13 *Repère pour les mesures de propagation après déviation. Comparaison des avancées de fissure entre les échantillons* ***(a)*** *P0 et* ***(b)*** *P90*

Nous remarquerons qu'avec notre procédure, les avancées dans la direction (-) ne sont mesurables que lorsque le bouton est suffisamment arraché de son support pour permettre l'observation (**Fig.2.13b**). Pour les soudures SEP55, ce fut rarement le cas. En effet, malgré des signes de déviation négatives visibles sur le faciès bouton (i.e. présence de crevasses, exemple sur la **Fig.2.14)**, l'incapacité à voir si les surfaces de rupture résultantes sont oxydées, ou non, empêche de statuer sur l'origine de ces fissures (i.e. si elles proviennent de la propagation durant l'essai interrompu, ou bien si elles résultent de la traction jusqu'à rupture). Ces fissures sont donc omises dans la présentation des résultats de propagation.

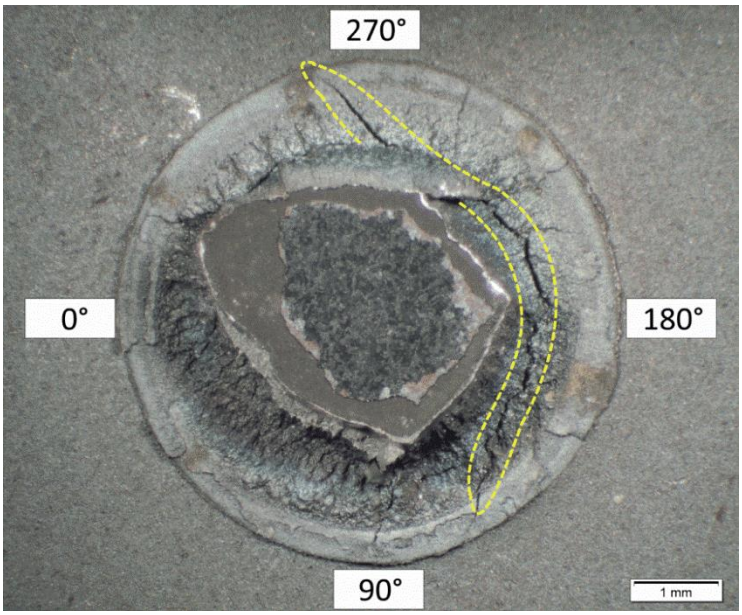

Fig.2.14 *Exemple de signe de déviation (-) entouré sur le faciès bouton de S87*

L'incertitude associée aux mesures de propagation de fissure est de ± 0,15 mm. Elle a été estimée en comparant les résultats obtenus par deux opérateurs différents sur les mêmes échantillons, afin de prendre en compte la variabilité induite par le jugement des opérateurs lors de la définition des limites de régions oxydées. L'incertitude prend aussi en compte l'erreur liée à l'angle d'observation/la perspective sous la loupe binoculaire.

3. Résultats

Que ce soit les soudures SEP55 ou PHT58, la propagation de fissure implique trois étapes générales, qui sont décrites dans les sections qui suivent : (1) amorçage et propagation interfaciale dans la DBZ, (2) amorçage et propagation dans la ZF et (3) propagation dans le ligament de ZAT restant, menant à la rupture de la soudure. Dans chaque section, les deux types de soudure sont comparés en termes de charge et d'azimuts à l'amorçage de fissure, d'évolution de la forme du front de fissure et de mécanismes de rupture apparents.

3.1. Rupture de la DBZ

3.1.1. Evolution du front de fissure au cours de l'essai

Les mesures d'avancées interfaciales pour chaque essai interrompu sont représentées dans un diagramme en radar, avec un pas azimutal de 45°. La comparaison des échantillons non pré-chargés, S0 et P0, sur la **Fig.2.15** (traits pleins gris) montre que pour les deux types de soudure, une partie de la DBZ présente de l'oxydation avant même l'application d'un chargement en traction. Ceci est particulièrement visible sur S0, qui présente un front interfacial très proche de la limite avec la ZF (**Fig.2.15a**), comparé à P0 (**Fig.2.15b**).

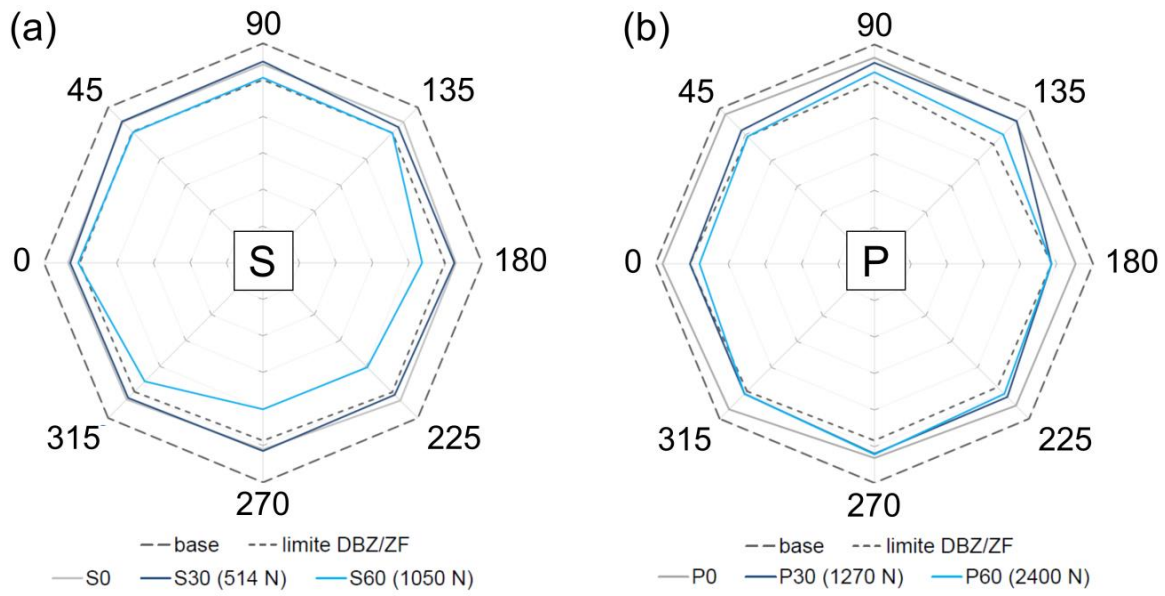

Fig.2.15 *Evolution de la propagation interfaciale lors de la première moitié de l'essai. Comparaison des soudures* ***(a)*** *SEP55 et* ***(b)*** *PHT58. Une graduation correspond à 0,5 mm. L'incertitude sur les mesures est de ± 0,15 mm*

Après un chargement de 30% (traits pleins bleu foncé), une propagation asymétrique en DBZ est observée pour P30, alors que pour S30 aucune avancée notable n'a pu être mesurée. La comparaison de P0 avec P30 montre que le front semble avancer préférentiellement à θ entre 315-0-45° et près de θ = 180°, avant de s'arrêter à la frontière avec la ZF.

3.1.2. Mécanisme de rupture apparent

Les faciès de rupture de soudures non bleuis sont observés avec un MEB FEG (Zeiss Sigma 300). Les conditions d'opération pour les vues d'ensemble et les observations de rupture ductile consistent en une tension d'accélération de 10 kV et en une distance de travail de 8 mm. L'examen des facettes de clivage est généralement fait avec le détecteur d'électrons secondaires Inlens du MEB, avec une tension de 10 kV et une distance de travail de 5 mm.

Les observations dans la bande constituant la DBZ révèlent une transition de morphologie du faciès de rupture. Près de la ligne de base, le mécanisme de rupture en jeu est difficilement identifiable dû à l'oxydation de surface. En s'éloignant un petit peu de cette ligne de base, des petits îlots de nano-cupules sont distinguables (**Fig.2.16b**). En se rapprochant de la ZF, les îlots deviennent de grandes plages de cupules de taille homogène (cupules de diamètre ~500 nm, **Fig.2.16c**). Enfin, sur une bande d'environ 100 µm à la limite avec la ZF, des signes de rupture intergranulaire peuvent être retrouvés en même temps que des cupules d'un diamètre de l'ordre du micromètre, contenant des oxydes de sablage de taille variable (**Fig.2.16d**).

Les différences notables entre les deux types de soudure sont l'emplacement et la fréquence des plages intergranulaires. Elles sont visibles sur tout le pourtour des soudures SEP55 et se trouvent généralement à l'extrême limite avec la ZF. À l'inverse, dans les soudures PHT58, leurs zones d'apparition sont plus limitées et les plages intergranulaires sont souvent suivies d'une zone à larges cupules (diamètre de 2 à 5 µm), avant d'arriver à la ZF.

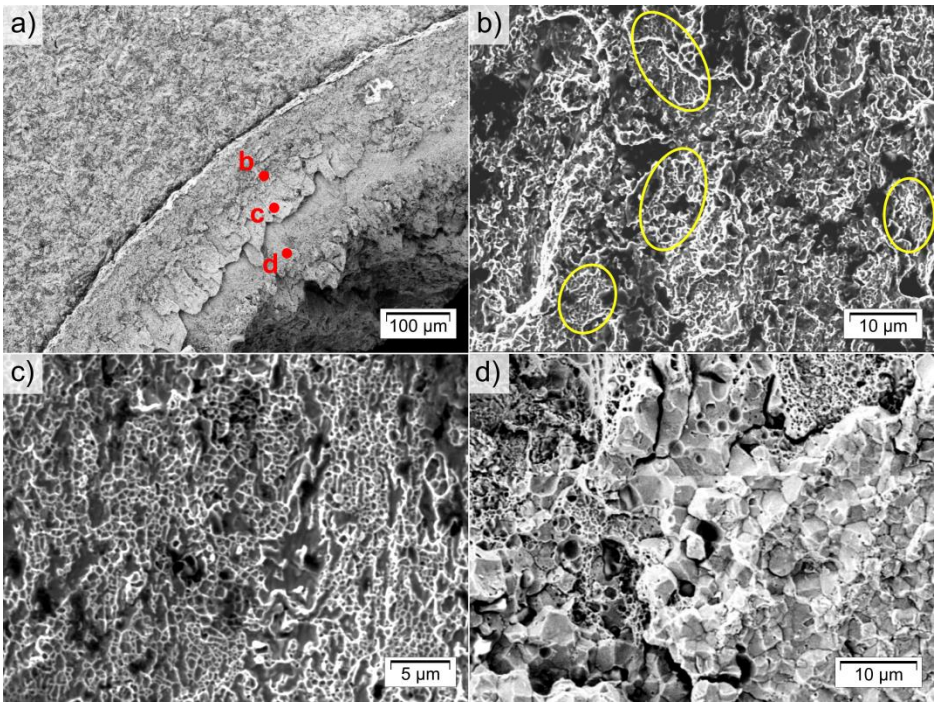

Fig.2.16 *Vue d'ensemble des faciès de rupture observés au MEB en DBZ pour les soudures PHT58.* ***(a)*** *Vue globale de la DBZ. Images à plus fort grandissement de la transition de faciès en DBZ suivant les points indiqués sur la vue globale :* ***(b)*** *îlots de nano-cupules,* ***(c)*** *grandes plages de cupules,* ***(d)*** *rupture intergranulaire*

3.1.3. Discussion

La première étape dans le scénario menant là la rupture durant un essai en croix est la rupture de la DBZ. La résistance des interfaces soudées par diffusion dépend en principal du temps, de la température et de la pression exercée [LEE12]. Or, le soudage par résistance est caractérisé par des cycles extrêmement rapides (le plus long reste inférieur à 2 s dans notre étude) et des pressions relativement basses comparées aux valeurs typiques des procédés de soudage par diffusion. Malgré une contribution à la tenue globale en CTS, que l'on suppose mineure, une différence non négligeable entre les DBZ de SEP55 et PHT58 a pu être caractérisée. Lors de la comparaison des échantillons non pré-chargés (**Fig.2.15**), la largeur moyenne de la bande effectivement soudée (i.e. fraction non oxydée de la DBZ) en S0 était de 0,17 mm comparée à 0,36 mm pour P0, pour une largeur totale de DBZ de 50 mm. Une explication plausible se trouve dans le rapport entre les tailles de ZF (d_{ZF_S} = 5,2 mm, d_{ZF_P} = 4,9 mm) et le diamètre de contact des électrodes (5,5 mm). Compte tenu de ces écarts de diamètre, une plus large fraction de la DBZ se trouve dans des conditions favorables au soudage par diffusion (i.e. en compression) dans le cas des soudures PHT58 (50% de la DBZ) par rapport aux soudures SEP55 (30% de la DBZ).

En ce qui concerne les niveaux de sollicitation qui mènent à la rupture de la DBZ, l'utilisation d'essais interrompus ne nous permet pas d'identifier la valeur à partir de laquelle toute la région a cédé. Cependant, la contribution de la DBZ ne doit pas être négligée étant donné que sa résistance à la propagation de fissure peut contrôler l'émoussement en pointe de fissure [DAN09, NAI08], ce qui va à son tour impacter le taux de triaxialité et les facteurs d'intensité de contrainte en fond de fissure avant propagation dans la ZF.

3.2. Rupture de la ZF

3.2.1. Amorçage et propagation interfaciale

Encore une fois, étant donné que le principe de notre méthode repose sur des essais interrompus, l'identification de la charge à laquelle les fissures s'amorcent en ZF n'est pas possible. Nous pouvons tout de même obtenir une fourchette pour chaque type de soudure. Ainsi, la charge critique pour amorcer en ZF de SEP55 est comprise entre 500 et 1000 N (S30 et S60 sur **Fig.2.17a**), avec un amorçage à θ entre 180-315°. Pour les PHT58, cette valeur se trouve entre 2400 et 2870 N, avec des sites d'amorçage tout autour de la soudure sauf à θ = 90° (P60 et P70 sur **Fig.2.17b**).

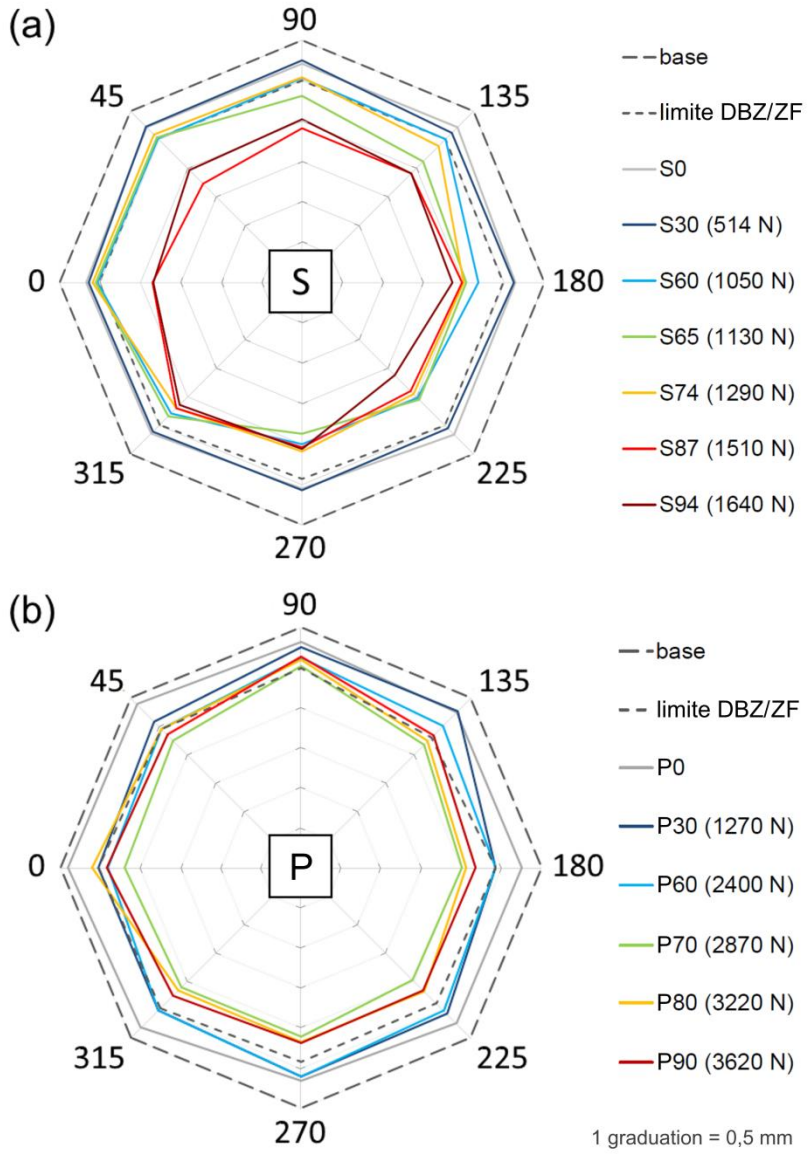

Fig.2.17 *Evolution de la propagation interfaciale. Comparaison des soudures* ***(a)*** *SEP55 et* ***(b)*** *PHT58. L'incertitude sur les mesures est de ± 0,15 mm*

Dans les deux cas, aucune perturbation sur les courbes de traction ne signale l'amorçage de propagation dans la ZF (**Fig.2.11**). Un autre point commun est la longueur d'avancée interfaciale maximale autour du point, qui semble être dictée par la plus longue avancée obtenue à l'amorçage en ZF. En ce qui concerne l'évolution du front de fissure en ZF, nous distinguons deux motifs géométriques :

- pour les SEP55 (**Fig.2.17a**), le front de fissure est très asymétrique au départ (plus développé entre 180-315°) et reste ainsi jusqu'à S87, où une avancée est enfin mesurée sur le reste des azimuts (0-90°). Le front final est relativement axisymétrique et la longueur moyenne de l'avancée interfaciale mesurée autour du point est de 0,58 ± 0,15 mm.
- pour les PHT58 (**Fig.2.17b**), l'amorçage que l'on estime entre P60 et P70 produit une avancée du front en ZF sur tous les azimuts autour de la soudure, excepté θ = 90°. Après quoi, nous n'observons plus d'évolution significative de la forme du front de fissure pendant les interruptions suivantes. Le front reste ainsi asymétrique avec une longueur moyenne d'avancée interfaciale de 0,33 ± 0,15 mm.

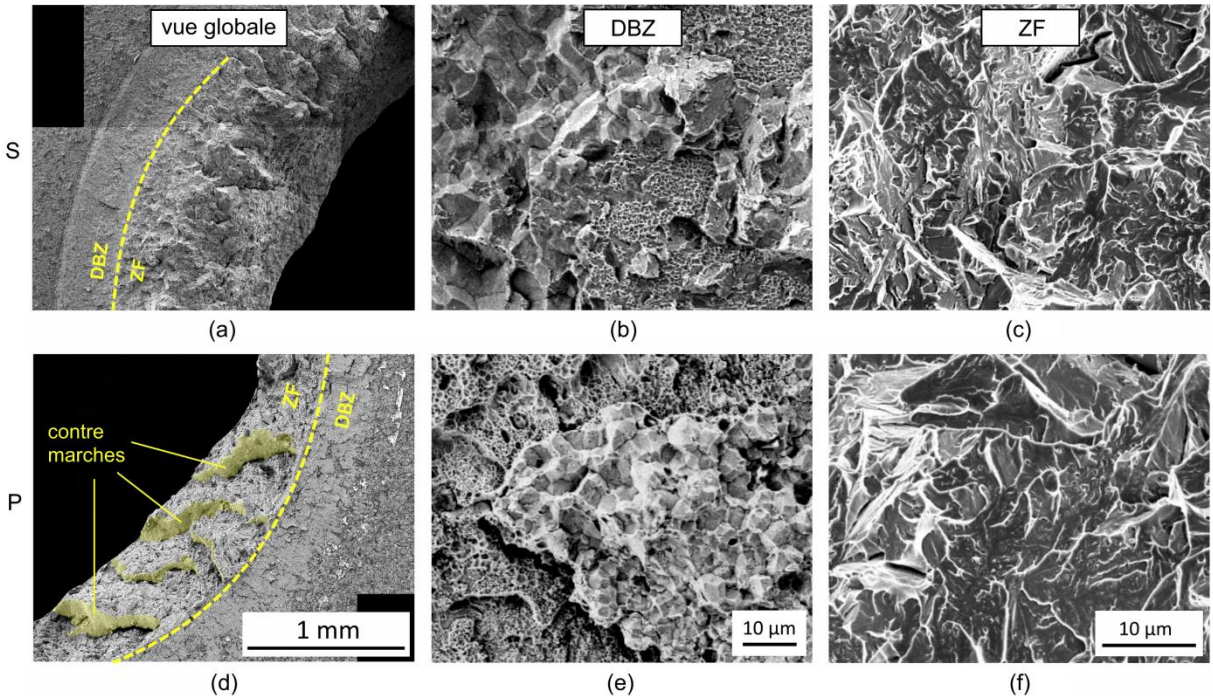

Fig.2.18 *Vue d'ensemble des faciès de rupture observés au MEB pour les soudures* ***(a,b,c)*** *SEP55 et* ***(d,e,f)*** *PHT58.* ***(a,d)*** *Vue partielle des trous à faible grandissement avec les contremarches indiquées en* ***(d)*** *par du jaune en transparence. Faciès de rupture* ***(b,c)*** *en DBZ et* ***(c,f)*** *en ZF*

Les observations MEB des faciès de rupture en ZF révèlent que les soudures SEP55 et PHT58 présentent le même mécanisme physique de rupture, qui est le clivage transgranulaire. D'un point de vue macroscopique, comme nous pouvons le voir sur les **Fig.2.18a,d**, la surface de rupture en ZF est délimitée par de larges contremarches, formant ainsi un motif en plis allongées dans la direction radiale.

Contrairement à leur apparence macroscopique, ces contremarches ne correspondent pas à des plans de rattrapage ductiles. Des observations de ces régions montrent du clivage transgranulaire avec une forte densité de ligaments ductiles entre les facettes de clivage, comme on peut en retrouver sur les plis du faciès en ZF (**Fig.2.18c,f**). Nos observations n'ont pas permis de mettre en évidence la présence de précipités de phases secondaires à l'origine des facettes de clivage.

3.2.2. Propagation après déviation

Les longueurs de fissures déviées sont représentées en fonction des azimuts autour des soudures. Les courbes obtenues pour chaque essai interrompu permettent de visualiser l'évolution de la coordonnée axiale du front de fissure à chaque azimut (**Fig.2.19** et **Fig.2.20**). Une des conséquences de la géométrie de la ZF en ellipsoïde de révolution est la variation de l'épaisseur du ligament de ZAT en fonction de l'avancée interfaciale (exemple sur la **Fig.1.26**). C'est pourquoi, sur nos courbes, l'emplacement du front par rapport à la frontière avec la ZAT est représenté par un marqueur à moitié noir, si le front est à la limite ZF/ZAT, et entièrement noir, si le front se trouve dans le ligament de ZAT. Nous précisons, qu'aux stades de propagation illustrés sur la **Fig.2.19**, la fissure n'est pas entrée dans la ZAT, contrairement aux cas représentés sur la **Fig.2.20**.

Pour les deux types de soudure, l'amorçage de la déviation se produit entre 30% et 60% de la charge à rupture, ce qui correspond aussi au niveau de charge nécessaire pour amorcer la propagation interfaciale en ZF. En ce qui concerne l'évolution du front dévié, chaque type de soudure présente un pattern particulier :

- Lors d'essais sur des soudures SEP55 en configuration 90-270 (**Fig.2.19a**), les azimuts présentant une déviation de fissure (225-270°) correspondent aussi aux points les plus avancés dans le plan interfacial. La progression du front de fissure se fait à la fois selon la direction axiale (z) et suivant la circonférence (selon θ). Toutefois, la progression axiale s'arrête aux azimuts où le front atteint la limite ZF/ZAT (S74 sur **Fig.2.19a**) et l'évolution macroscopique se déroule ensuite exclusivement selon la circonférence. Lorsque la configuration de traction est modifiée, la forme du front dévié change complètement (**Fig.2.19b**). Nous observons la perte de la reproductibilité des azimuts de déviation. L'aspect général en vague se rapproche des fronts obtenus sur les soudures PHT58 (**Fig.2.20**).

- Lors de la traction de soudures PHT58 en configuration 0-180, l'amorçage de la déviation de fissure se produit préférentiellement aux azimuts pris dans les mors, excepté 90° (i.e. 0, 180, 270° sur la **Fig.2.20a**). À partir de P70, le front dévié atteint la limite avec le ligament de ZAT aux azimuts mentionnés plus tôt et nous observons, comme pour les soudures SEP55, un arrêt du front dévié à la frontière FZ/ZAT (sauf à 270°, dans la direction négative, où le ligament de ZAT est localement rompu sur toute son épaisseur). Lors du changement de configuration, la répétabilité des azimuts de déviation est une nouvelle fois perdue (**Fig.2.20b**).

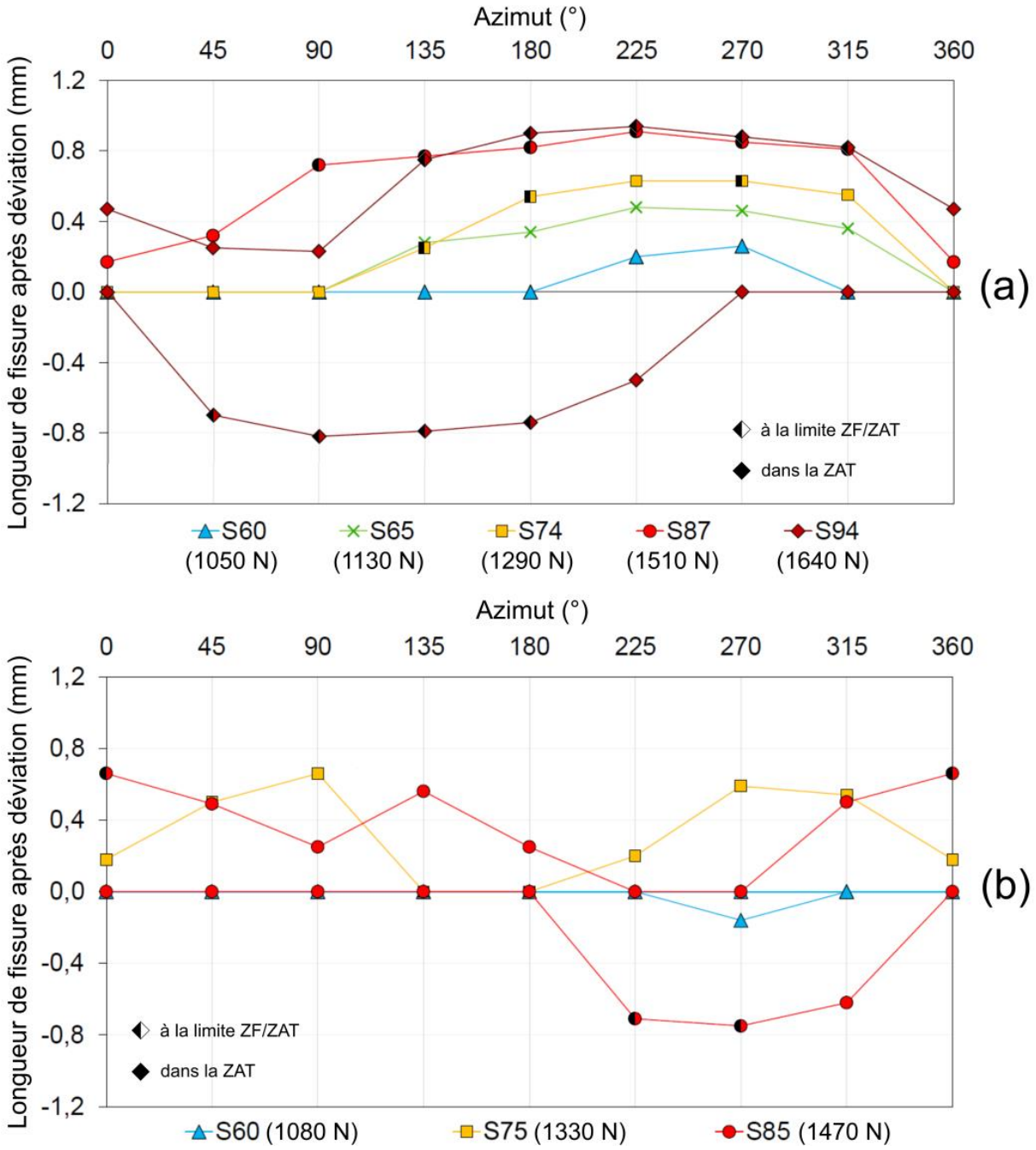

Fig.2.19 *Coordonnées axiales du front de fissure dévié des soudures SEP55. (a) Résultats en configuration 90-270, (b) résultats en configuration 0-180*

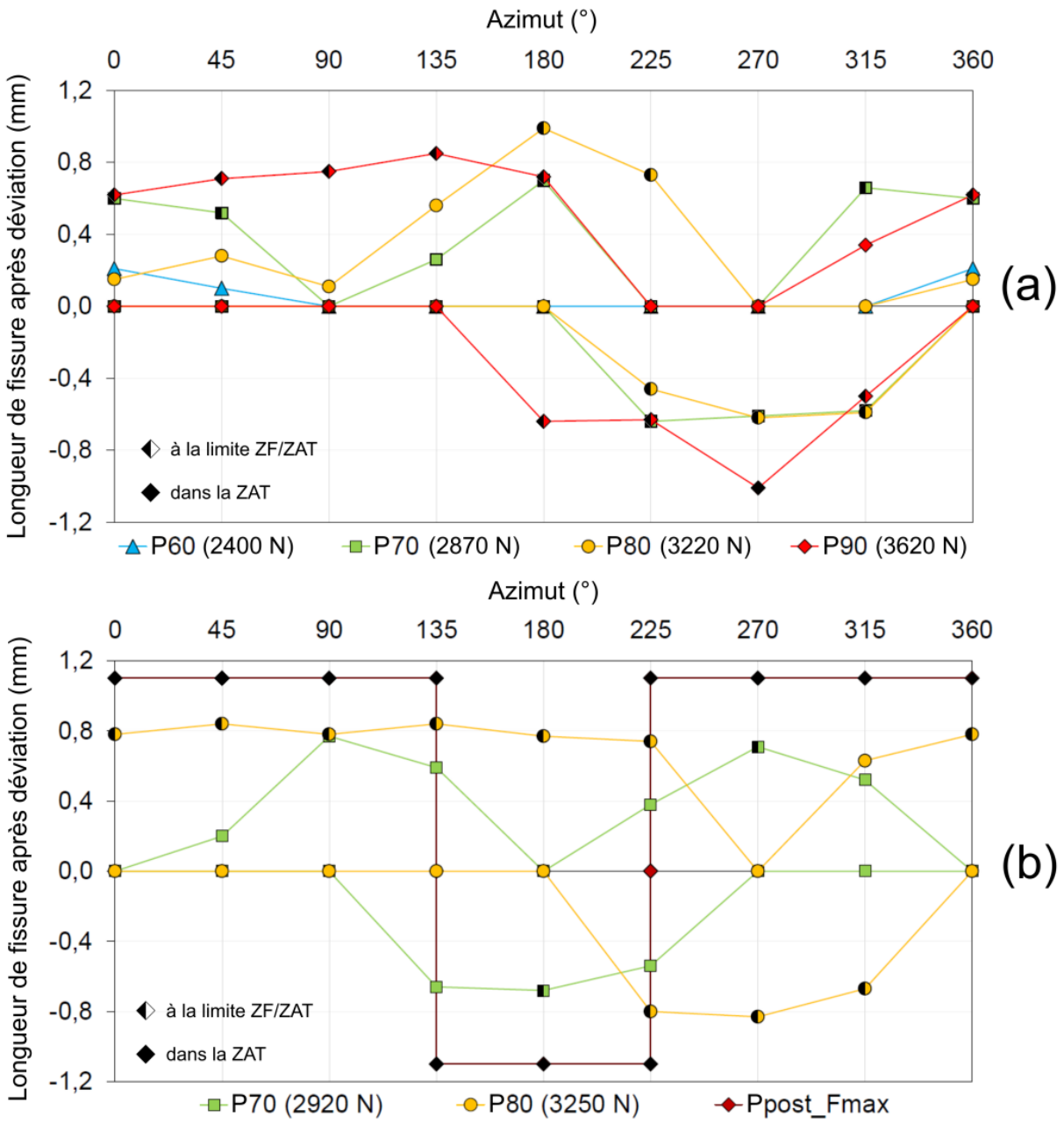

Fig.2.20 *Coordonnées axiales du front de fissure dévié des soudures PHT58. (a) Résultats en configuration 0-180, (b) résultats en configuration 90-270*

Les observations au MEB sur les surfaces de rupture après déviation ne mettent pas en évidence de changement particulier du mécanisme physique de rupture (**Fig.2.21**). Le motif en plis, délimités par des contremarches est retrouvé lors de la déviation (**Fig.2.21d**) et les images à plus fort grandissement révèlent également des facettes de clivage entourées de ligaments ductiles (**Fig.2.21c**). De plus, aucune discontinuité majeure n'a été notée sur la surface de rupture, dans la région de déviation.

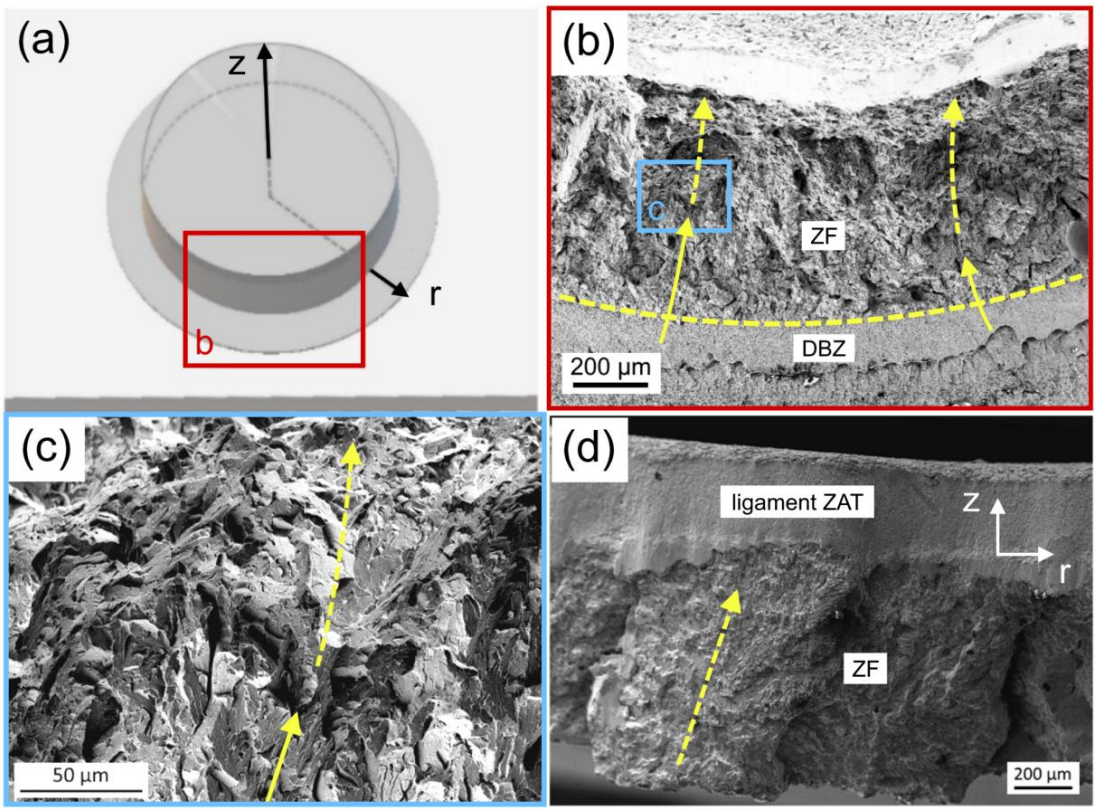

Fig.2.21 *Observation du faciès de rupture lors de la déviation.* ***(a)*** *Schéma de la région du bouton observée en (b),* ***(b)*** *vue d'ensemble du faciès d'une soudure PHT58 avec indication des directions de propagation radiale (flèches pleines) et axiale (flèches tirets),* ***(c)*** *zoom sur le faciès de rupture dans la zone de déviation,* ***(d)*** *vue d'ensemble du faciès complémentaire sur le trou vu sur la tranche*

3.2.3. Discussion

La comparaison des résultats selon deux configurations de traction, qui sont en théorie identiques, nous permet de statuer sur la contribution des éléments d'asymétrie sur les chemins de propagation. En particulier dans le cas des soudures SEP55, où l'emplacement de l'indentation plus forte (θ entre 0-135°) semblait produire de l'amorçage interfacial (θ entre 180-315°) ainsi que de la déviation (θ entre 225-270°) sur les plages azimutales opposées (**Fig.2.22a**). Or, la perte de cette cohérence avec l'emplacement de l'indentation forte, lors du changement de configuration (**Fig.2.22b**), nous permet de confirmer que l'alignement de notre montage de traction introduit bien une asymétrie dans la sollicitation, qui combinée avec l'indentation forte, peut produire des sites d'amorçage préférentiels pour les soudures SEP55. Malgré un effet visible sur les chemins de propagation, aucun impact sur les valeurs de CTS, ni sur le scénario global de fissuration, n'a été noté dans le cas des soudures PHT58. Nous faisons l'hypothèse très plausible, qu'il en ait de même pour les soudures SEP55.

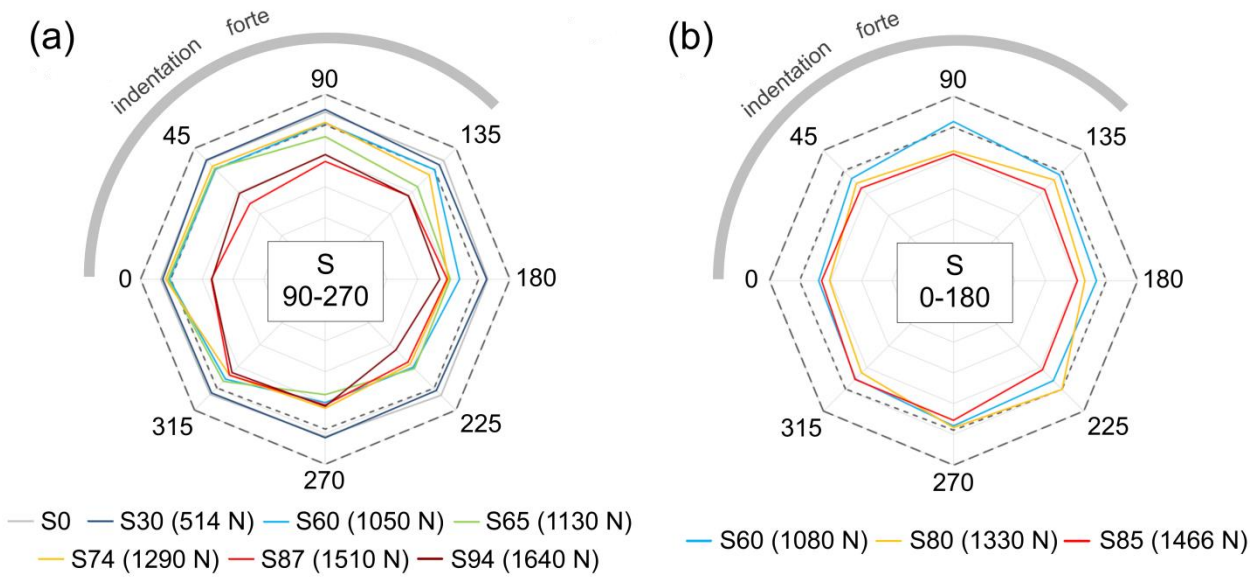

Fig.2.22 *Comparaison des résultats d'avancées interfaciales de soudures SEP55, selon la configuration de traction*

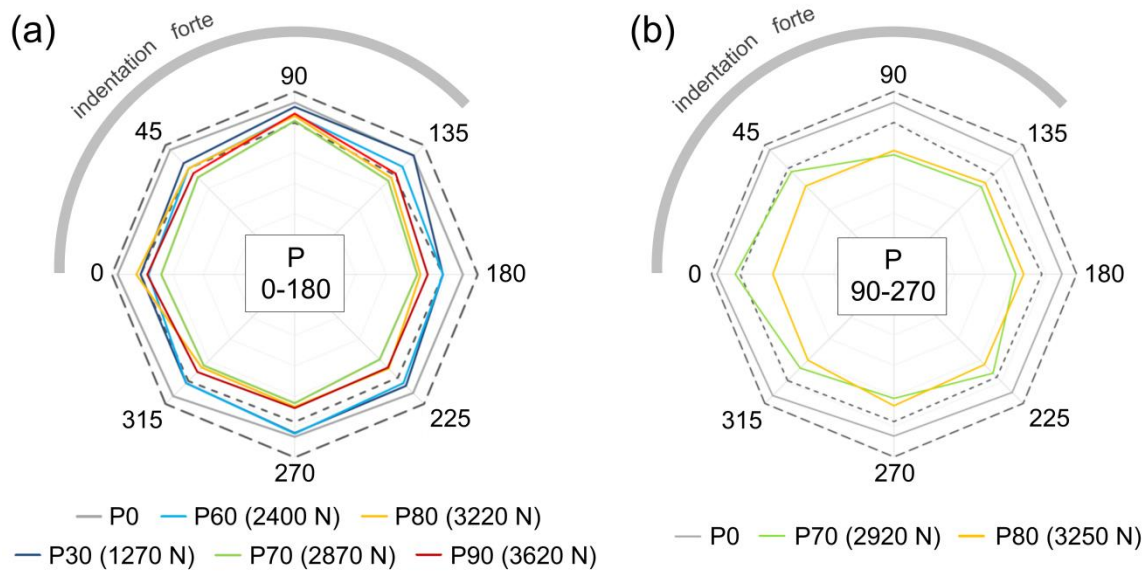

Fig.2.23 *Comparaison des résultats d'avancées interfaciales de soudures PHT58, selon la configuration de traction*

Pour les deux types de soudure, que ce soit dans le plan interfacial ou dans la direction axiale, la propagation de fissure en ZF se produit par clivage transgranulaire. De plus, l'amorçage dans le plan interfacial semble suivi de près par la déviation, sans signe de perturbation sur les courbes de traction (**Fig.2.11**) ou même sur les faciès de rupture (**Fig.2.21c**). Cela indique que le changement de plan de la propagation ne nécessite pas un apport d'énergie important. L'origine du phénomène de déviation, en jeu lors de la rupture PIF de nos soudures, ne semble donc pas être liée à la présence de barrières particulières à la propagation interfaciale, qui mèneraient à l'arrêt, puis au changement de direction des fissures vers un nouveau plan (macro) dévié, selon lequel la propagation serait, de fait, moins difficile.

En ce qui concerne l'évolution des chemins de fissuration, le développement successif des fissures selon les directions axiales (z) et circonférentielle (θ), en partant du même point d'origine (**Fig.2.19a**), peut laisser penser à un scénario de propagation suivant le schéma de la **Fig.2.24b**. Cependant, la présence des motifs macroscopiques en plis, qui continuent après la déviation, ainsi que l'observation des directions de propagation, révélées par les rivières de clivage, indiquent plutôt un scénario suivant la **Fig.2.24a**. Le développement du front de fissure se fait donc très probablement par ré-amorçage local de nouvelles fissures de clivage au bord de la ZF.

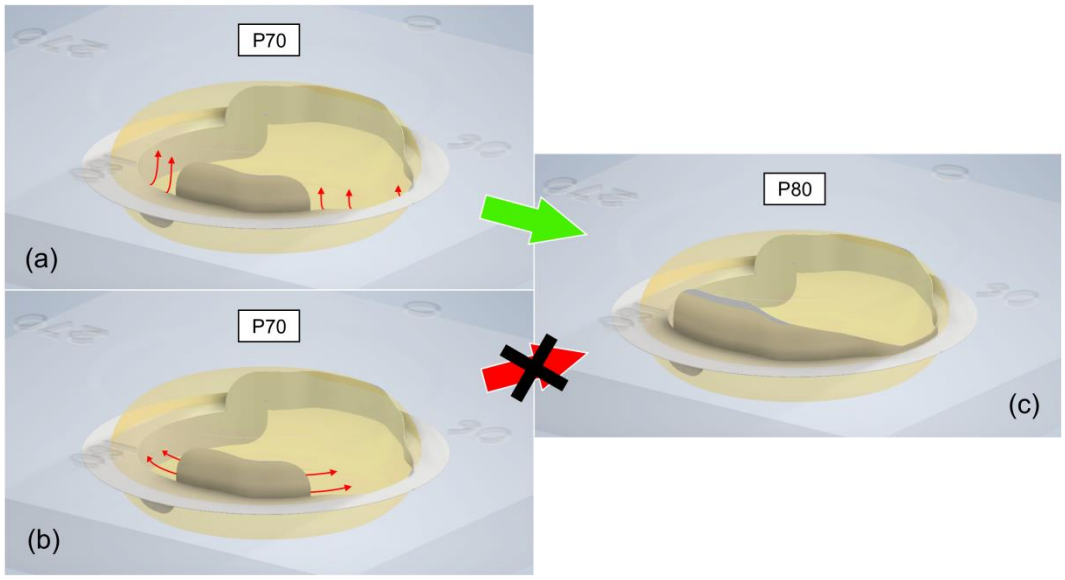

Fig.2.24 *Schématisation en 3D du chemin de fissuration en se basant sur les résultats de P70 et P80 (en configuration 0-180). La ZF est représentée par un ellipsoïde semi-transparent orangé et les surfaces de rupture par une surface solide grise. Deux scénarios de propagation sont proposés* ***(a)*** *radiale + axiale,* ***(b)*** *circonférentielle, pour expliquer le front obtenu en* ***(c)*** *P80. Les flèches rouges indiquent les directions de propagation macroscopique*

Même si le scénario de propagation est le même pour les deux types de soudure, les valeurs de charge à l'amorçage de fissure en ZF montrent bien que leurs propriétés à rupture diffèrent. La charge nécessaire pour amorcer la propagation en ZF de PHT58 ($2400 < F < 2870$ N) est bien supérieure à la charge à rupture des soudures SEP55 (1740 ± 280 N). En se basant sur notre scénario de propagation, ces résultats indiquent une meilleure résistance à l'amorçage de fissure pour les ZF de PHT58.

La difficulté au ré-amorçage de fissures est visible sur les courbes de traction. Les chutes de charge sont bien plus abruptes et définies dans le cas des PHT58, que pour les SEP55 (**Fig.2.11b**), ce qui traduit une quantité importante d'énergie stockée avant de pouvoir ré-amorcer une nouvelle fissure. Ce qui explique aussi la cinétique de développement axial (selon z) des fissures déviées, qui est plus modérée et progressive pour les soudures SEP55, comparées aux soudures PHT58. Le stockage de plus d'énergie permet la propagation sur de plus longue distances lors de sa libération (i.e. lors du réamorçage local).

3.3. Rupture du ligament de ZAT

3.3.1. Arrêt de la fissure au ligament de ZAT

Comme nous avons pu le voir dans la partie précédente, les fissures déviées dans la ZF ont tendance à s'arrêter à la limite avec le ligament de ZAT. Les résultats des essais P90 et Ppost_Fmax (**Fig.2.20**) montrent que la charge maximale est atteinte lorsque le front de fissure parvient à traverser la frontière ZF/ZAT, ce qui mène généralement à la rupture brutale de la soudure. Dans le cas particulier des ruptures avec deux chutes de charge, une petite section non rompue du ligament empêche la séparation totale des tôles (Ppost_Fmax sur **Fig.2.20b**), sans pour autant contribuer au CTS, puisque la charge a déjà fortement diminué.

3.3.2. Mécanisme de rupture apparent

Lors de la rupture du ligament de ZAT, le mécanisme change abruptement du clivage transgranulaire, dans la ZF, vers de la déchirure ductile (**Fig.2.25**). Les faciès de rupture affichent des cupules allongées, plus fines dans les soudures SEP55 que les PHT58 (**Fig.2.25a,c**). Une transition dans la morphologie des cupules peut aussi être observée : elles sont très allongées près de la ZF et de plus en plus équiaxes à l'approche de la surface des tôles (**Fig.2.25b,d**).

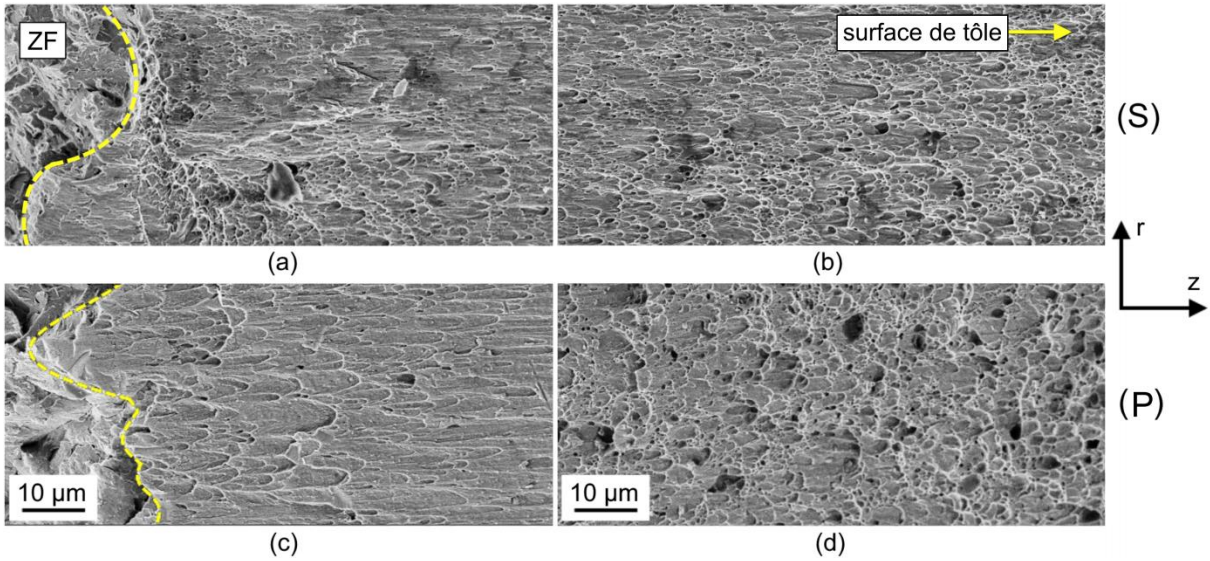

Fig.2.25 *Morphologie des cupules sur les surfaces de rupture dans le ligament de ZAT de soudures* ***(a,b)*** *SEP55 et* ***(c,d)*** *PHT58*

L'analyse EDS des particules (**Fig.2.26**) retrouvées sur les faciès de rupture indique la présence de carbures NbC et $M_{23}C_6$ (M = Fe, Cr). Dans de rares occasions (1 particule sur 20 analysées), des inclusions riches en Ti (vraisemblablement des carbonitrures) sont aussi observées sur les surfaces de rupture. Une analyse plus détaillée des éléments microstructuraux, dans chaque région de soudure, sera proposée dans le Chapitre 4.

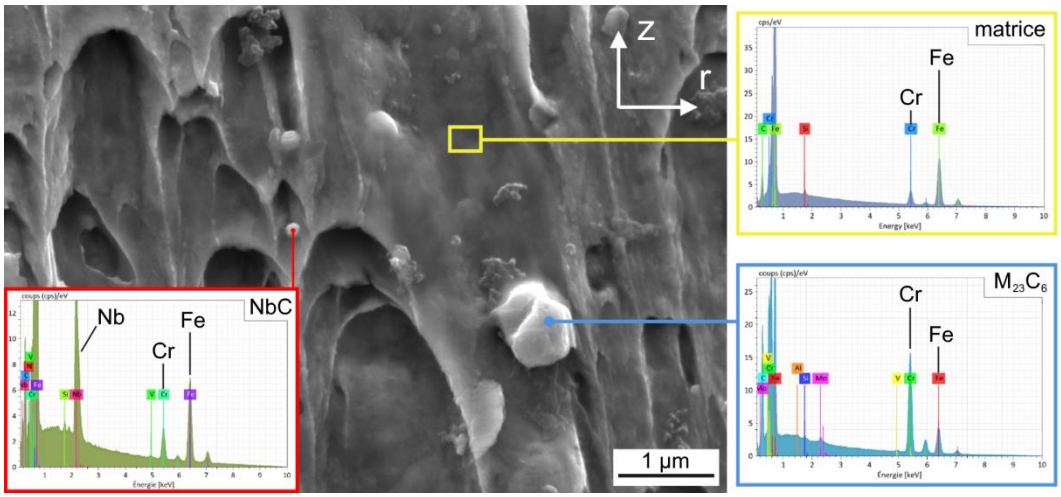

Fig.2.26 *Caractérisation EDS des particules secondaires retrouvées sur les faciès de rupture en ZAT. Le spectre de la matrice est donné comme référence*

3.3.3. Discussion

Dans le scénario de rupture établi, le ligament de ZAT constitue le dernier obstacle à la propagation des fissures. Les résultats de la **Fig.2.20** montrent que la frontière ZF/ZAT peut-être localement atteinte, relativement tôt dans l'essai, sans pour autant céder. À partir du moment où le front dévié se trouve sur la frontière ZF/ZAT sur environ 50% de la circonférence du bouton, la charge maximale est atteinte et le ligament rompt brutalement.

La transition du mécanisme de rupture, de fragile à ductile (**Fig.2.25a,c**), semble indiquer une meilleure résistance à la propagation de fissures de clivage dans la ZAT, comparée à la ZF sous des conditions de chargement (supposées) identiques après déviation. La propriété mécanique gouvernant la contribution de la ZAT au CTS serait donc sa ténacité face à la rupture ductile en flexion-cisaillement. Ce mode de chargement est déduit de l'apparence des surfaces de rupture. En effet, les cupules allongées sont un indicateur typique de la sollicitation en cisaillement [CHE16, ACH13] et la transition de morphologie des cupules, vers des formes plus équiaxes, provient du moment de flexion qui augmente avec la déformation du MB au cours de l'essai. Les résultats de l'étude fractographique indiquent donc la nécessité de réaliser une analyse mécanique de l'évolution du chargement durant l'essai de traction en croix, afin d'identifier plus précisément les modes de chargement auxquels sont soumis les régions d'intérêt.

4. Conclusion

L'application du bleuissement comme marqueur de l'avancée de fissure sur des essais interrompus est une méthode simple et directe qui, combiné à sa large applicabilité à toutes géométries d'essai, en fait un outil très efficace pour l'étude de la rupture des soudures par résistance. Cet outil nous a permis d'établir un scénario de rupture commun aux deux types de soudures étudiées :

1) La rupture de la DBZ, partiellement endommagée dès le début des essais ;
2) L'amorçage et la propagation interfaciale radiale dans la ZF, suivie de près par la déviation dans la direction axiale. Ce processus implique de multiples amorçages locaux sur la frontière DBZ/ZF le long du périmètre de la soudure, qui ne sont pas systématiquement repérés sur les courbes force-déplacement ;
3) L'arrêt de la fissure à la limite entre la ZF et le ligament de ZAT. Le développement du front de fissure sur d'autres azimuts nécessite alors de nouveaux amorçages de part et d'autre des fissures existantes, comme mentionné dans l'étape 2 ;
4) La rupture finale du ligament, qui a lieu lorsque le front dévié se trouve à la frontière ZF/ZAT sur plus de 50% du périmètre du bouton et qui gouverne le CTS.

À partir de ce scénario, les étapes limitantes durant la rupture PIF sont l'amorçage de fissure de clivage en ZF et le réamorçage de la propagation, ductile cette fois, dans le ligament de ZAT. Ce qui permet de mettre en avant l'importance des propriétés à rupture, non pas seulement en ZF, mais aussi dans le ligament de ZAT.

Afin de mieux comprendre les facteurs donnant lieu à la rupture PIF, il est nécessaire d'explorer l'origine de la déviation en ZF et notamment la source de l'écart sur la longueur moyenne de propagation interfaciale avant déviation. Dans le prochain chapitre, nous nous intéresserons donc aux sollicitations mécaniques en jeu durant les étapes clés identifiées. Ces résultats associés avec les chemins de fissure expérimentaux que nous avons obtenus, nous donneront alors des éléments de réponse quant à la part de la sollicitation mécanique de l'essai sur le phénomène de déviation, face à la contribution de la microstructure.

Enfin, malgré un scénario de rupture commun, les soudures SEP55 et PHT58 présentent des niveaux de charge complètement différents à chaque étape. Or, l'étude fractographique en ZF n'a pas révélé de changement dans le mécanisme de rupture entre les deux types de soudure. C'est pourquoi, une étude microstructurale plus poussée sera offerte dans le chapitre 4, afin de faire le lien entre microstructure et rupture.

Chapitre 3 : Analyse mécanique de la sollicitation en traction en croix

Comme nous avons pu le voir dans le chapitre précédent, le procédé de soudage par résistance par point produit naturellement un front de fissure quasi-axisymétrique autour de la ZF. D'un point de vue industriel, la prédiction de l'évolution de cette fissure sous divers types de chargements mécaniques est une problématique majeure. C'est pourquoi, la littérature offre de nombreux exemples d'application de la mécanique de la rupture pour étudier les soudures par point. Parmi les approches de modélisation développées, une large partie des travaux ont pour objectif la prédiction des modes de rupture et de la charge maximale. Ces modèles reposent sur des paramètres matériau parfois difficiles à calibrer de manière fiable, à partir d'expériences. Aujourd'hui, ces modèles peinent encore à décrire le mode de rupture PIF, même si la charge à rupture calculée est souvent proche des valeurs expérimentales, étant donné que le paramétrage se base sur une description phénoménologique très globale de la réponse charge-déplacement durant un essai. C'est pourquoi nous optons pour une approche explicative afin de compléter nos résultats expérimentaux sur les chemins de fissuration.

Dans ce chapitre, la mécanique linéaire de la rupture est appliquée à travers des calculs de facteurs d'intensité de contrainte pour déterminer le mode de sollicitation qui pilote notre propagation en clivage dans la ZF. À partir de ces facteurs d'intensité de contrainte, le critère de bifurcation de fissure d'Erdogan et Sih [ERD63], est appliqué pour prédire le chemin suivi par la fissure lorsqu'aucun effet de la microstructure n'est pris en compte. Ce chemin calculé est ensuite comparé à nos observations expérimentales afin de statuer sur la contribution de la mécanique par rapport à la microstructure, sur la déviation de fissure. Enfin, la dernière partie du chapitre est dédiée à l'étude des champs de contraintes en plasticité généralisée, lorsque le front de fissure est dévié et se trouve à la frontière entre la ZF et le ligament de ZAT. Le post-traitement des valeurs propres des tenseurs de contrainte permet d'évaluer l'état de contrainte en pointe de fissure dans cette région et ainsi nous orienter dans le choix des types de caractérisation mécanique dans le dernier chapitre, traitant du lien entre microstructure et rupture dans les régions clés qui influencent le CTS.

1. Etat de l'art sur la mécanique de la rupture des points soudés

1.1. Grandeurs critiques établies par solutions analytiques

Etant donné la géométrie particulière des éprouvettes soudées par point, une stratégie courante consiste en la simplification du problème afin de pouvoir appliquer les solutions analytiques développées pour des géométries plus simples. R.A. Smith [SMI80] modélise approximativement l'essai de traction en croix par une éprouvette axisymétrique fissurée sollicitée en traction (schéma en insert de la **Fig.3.1**), ce qui lui permet d'utiliser les relations établies par H. Tada *et al.* [TAD73] pour calculer les facteurs d'intensité de contrainte (FIC) en pointe de fissure, dans le cas de la rupture FIF. Dans la géométrie adoptée, la fissure examinée est uniquement sollicitée en mode d'ouverture (mode I). Le facteur d'intensité de contrainte associé, K_I est exprimé selon la formule (3-1) :

$$K_I = \frac{P}{d^{3/2}}\sqrt{\frac{2}{\pi}}f(\beta) \qquad (3\text{-}1)$$

où P est la force imposée lors de l'essai de traction en croix, d est le diamètre de soudure et t est l'épaisseur de tôle. La fonction $f(\beta)$ est une fonction géométrique non linéaire, avec $\beta = 2t/d$. Afin de simplifier la formule (3-1), Smith propose d'utiliser $f(\beta) = 0{,}5\beta = t/d$ dans le domaine incluant les dimensions usuelles de soudures automobiles ($0{,}3 < \beta < 0{,}6$).

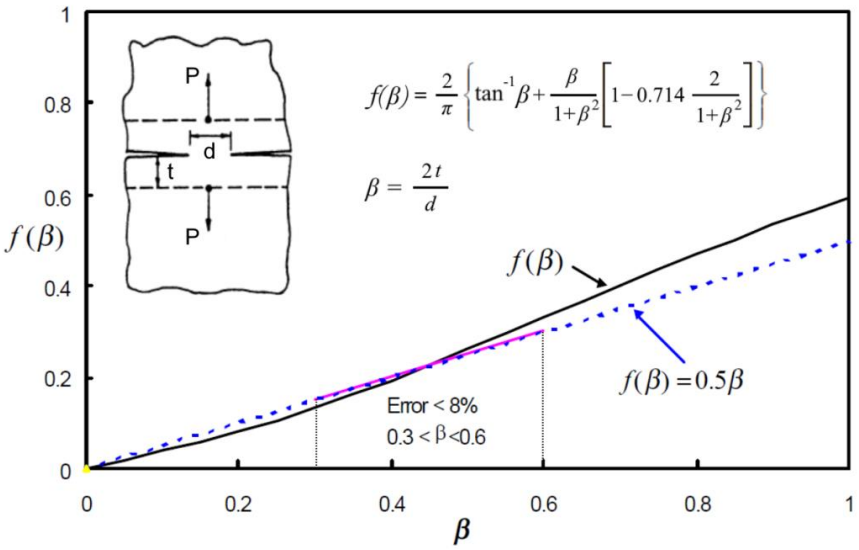

Fig.3.1 *Allure de la fonction f(β) (trait plein noir) de la solution analytique de Tada et al., comparée à l'approximation de Smith (pointillés bleus). Schéma de la géométrie en éprouvette axisymétrique entaillée de Tada et al. en insert [SMI80, TAD73]*

Toujours sous cette hypothèse, lorsque la charge à rupture (P_f) est atteinte, K_I équivaut à la ténacité, K_{Ic}, de la ZF et la relation (3-1), valable en FIF, s'écrit alors sous la forme suivante :

$$P_f = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \cdot K_{Ic}\frac{d^{3/2}}{f(\beta)} = 1{,}25.K_{Ic}\frac{d^{5/2}}{t} \qquad (3\text{-}2)$$

Une solution pour le cas du BPO est proposée par Y.J. Chao [CHA02], qui considère que le déboutonnage se fait par cisaillement pur, sur le pourtour de la soudure. L'auteur propose une distribution simplifiée des contraintes de cisaillement $\tau(\theta)$, selon le schéma de la **Fig.3.2,** à partir de laquelle il écrit la relation (3-3). Lorsque la charge à rupture est atteinte, celle-ci devient (3-4), où τ_f est la contrainte de rupture du MB en cisaillement.

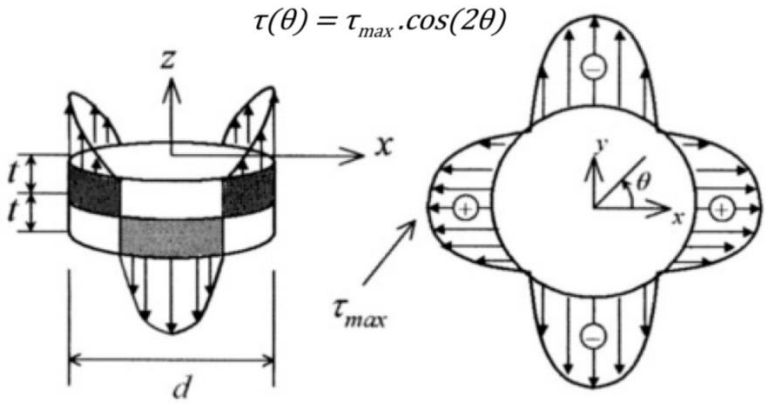

Fig.3.2 *Distribution des contraintes de cisaillement modélisée par Y.J. Chao [CHA02]*

$$P = \int_{-\pi/4}^{\pi/4} \tau(\theta) 2rtd\theta = td\tau_{max} \quad (3\text{-}3)$$

$$P_f = td\tau_f \quad (3\text{-}4)$$

Le diamètre critique (d_{cr}) de ZF, en dessous duquel on obtient de la FIF, est défini au point de transition lorsque (3-2) équivaut à (3-4).

$$d_{cr} = 0{,}86 \left(\frac{\tau_f}{K_{Ic}}\right)^{2/3} t^{4/3} \quad (3\text{-}5)$$

Y.J. Chao confronte ces relations à des résultats expérimentaux de la littérature regroupant 17 assemblages d'aciers aux propriétés variées (206 < Re < 655 MPa) et d'épaisseurs différentes (0,64 < t < 2,26 mm) [EWI82, RIV79, VAN77]. K_{Ic} est déterminé à partir de la relation (3-2) pour des essais présentant de la rupture FIF, tandis que τ_f est calculé à partir de (3-4) avec des soudures rompues en BPO. L'auteur en conclut que pour la gamme d'aciers mentionnée ci-dessus, la relation (3-5) donne une prédiction correcte du diamètre critique de transition de mode de rupture, à la fois en traction en croix et en traction-cisaillement.

Une approche similaire est réalisée par M. Pouranvari pour un acier inoxydable martensitique (AISI 420) testé en traction-cisaillement [POU17], où l'auteur opte pour la définition d'une épaisseur critique de tôle, en dessous de laquelle le BPO est garanti. Tous les essais réalisés dans ces travaux présentent de la rupture FIF, pour des épaisseurs de tôle allant de 0,5 mm à 1,5 mm. L'épaisseur critique prédite de 0,3 mm n'a cependant pas pu être confrontée à des résultats expérimentaux, en raison de l'inaccessibilité du format pour la nuance étudiée. Plus récemment, A. Chabok *et al.* [CHA22] comparent la prédiction de d_{cr} avec ses résultats de traction en croix obtenus sur une nuance d'acier AHSS (Re = 600 MPa, Rm = 1GPa). Les propriétés K_{Ic} et τ_f sont déterminées par des essais

expérimentaux (flexion de micro-poutres fissurées usinées dans la ZF au FIB, nano-indentation dans la ZAT). Parmi 4 types de soudure, issus de cycles de soudage (+post-traitement) différents, les valeurs de d_{cr} prédites ne permettent pas de décrire la transition de mode de rupture observée dans 2 types sur 4 (SingleP-PB, DoubleP sur la **Fig.3.3b**). Tandis que pour les soudures SingleP et DoubleP-PB, l'auteur ne peut pas se prononcer du fait des limites du domaine de soudabilité, qui empêchent l'obtention de soudures de diamètre supérieur (pour SingleP) ou inférieur (pour DoubleP-PB) au diamètre critique calculé.

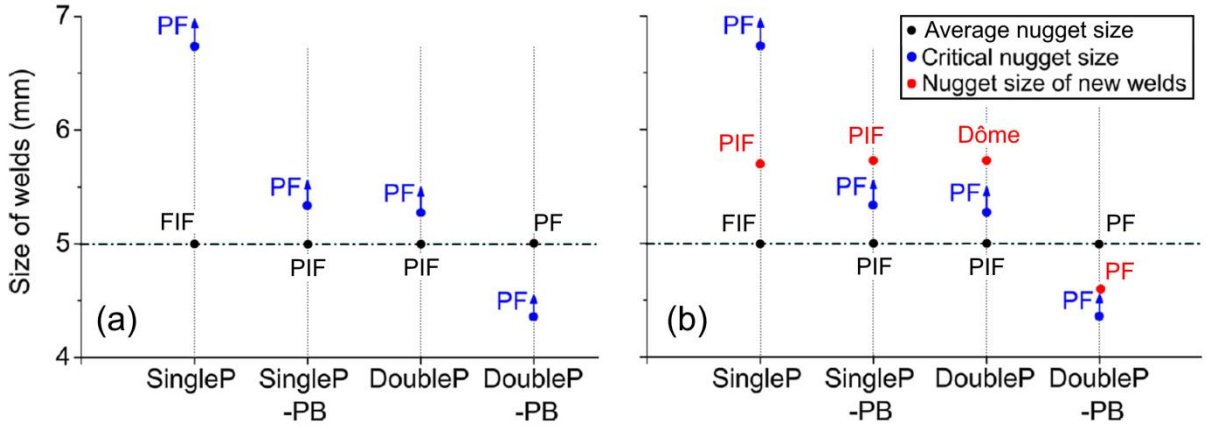

Fig.3.3 (a) *Diamètres critiques prédits par A. Chabok et al. comparés à leurs résultats expérimentaux. (b) Modes de rupture des essais supplémentaires dans le but de vérifier la validité du diamètre critique de soudure [CHA22]*

Nous remarquons ainsi que l'application des solutions analytiques présentées, pour la prédiction de valeurs critiques caractérisant des assemblages de nuances d'AHSS, indique des résultats peu fiables : soit des valeurs en dehors des gammes d'épaisseurs réalisables [POU17], soit des prédictions ne capturant pas correctement les modes de rupture observés expérimentalement [CHA22]. Ces résultats s'expliquent par les simplifications choisies lors de la formulation des solutions analytiques et l'hypothèse de la compétition exclusive de deux modes de rupture opposés, qui sont le cisaillement ductile dans la ZAT et la propagation interfaciale fragile, en mode d'ouverture dans la ZF. Or, comme nous l'avons vu dans le chapitre précédent, les assemblages modernes présentent souvent des ruptures mixtes et des chemins de fissuration complexes, occasionnés par leur composition chimique/traitements thermiques d'élaboration plus recherchés et la géométrie des essais, qui induisent des modes de chargement complexes en pointe de fissure.

Des descriptions plus réalistes ont été développées pour estimer les chargements impliqués durant différents types d'essais sur des soudures par résistance. Les formules de FIC dérivées se basent sur l'approximation de la soudure par une inclusion rigide dans des tôles de dimensions infinies ou finies [MUS63, RAD71, ZHA96]. L'introduction du paramètre, c, de distance entre les points d'application du chargement pendant un essai, permet de prendre en compte la flexion du MB et ainsi incorporer, dans les solutions analytiques, la mixité modale en pointe de fissure (**Fig.3.4**).

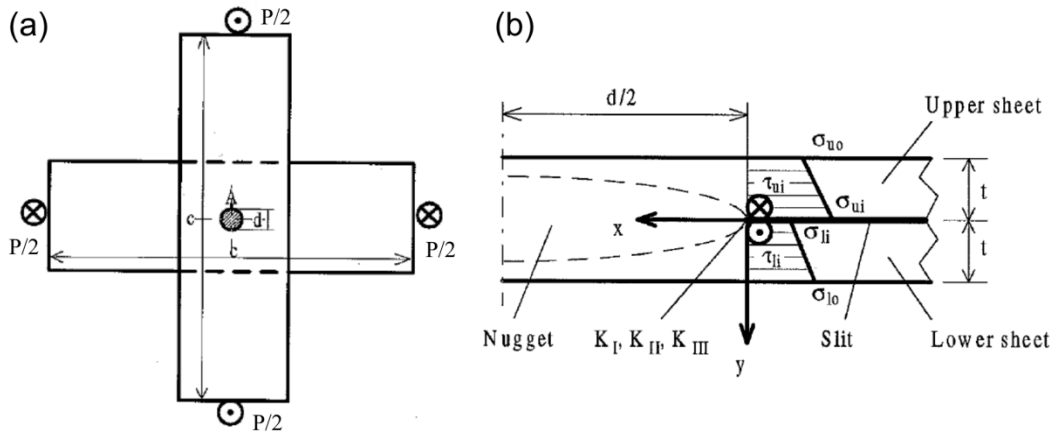

Fig.3.4 (a) *Indications des paramètres c, d, P sur une éprouvette de traction en croix,* ***(b)*** *vue en coupe de la décomposition des efforts en pointe de fissure [ZHA97]*

La comparaison des distributions de FIC calculées par ces solutions plus détaillées, avec les résultats prédits par la simulation numérique, montre une bonne cohérence (5 à 10% près sur K_I selon les formules) chez plusieurs auteurs [LIN08, RAD91, SRI13, ZHA97]. Les valeurs estimées dans les travaux mentionnés sont utilisées dans la prédiction de la durée de vie en fatigue. Cette approche montre ses limites lorsque la propagation doit être examinée, étant donné que les FIC initiaux en pointe de fissure diffèrent généralement des FIC une fois que la fissure s'est propagée et a bifurqué [RAD06]. C'est pourquoi la simulation numérique est nécessaire pour suivre les variations du chargement en pointe de fissure au cours des essais. L'identification du comportement mécanique des régions constitutives de la soudure devient alors essentielle.

1.2. Identification des lois d'écrouissage des régions de la soudure

1.2.1. Discrétisation et géométrie des régions de la soudure

Lors de la simulation de l'essai de traction en croix de soudure par résistance, plusieurs auteurs ont noté que la description des modes de rupture étudiés ne nécessite pas une définition détaillée de toutes les régions de la soudure, notamment en ce qui concerne les ZAT.

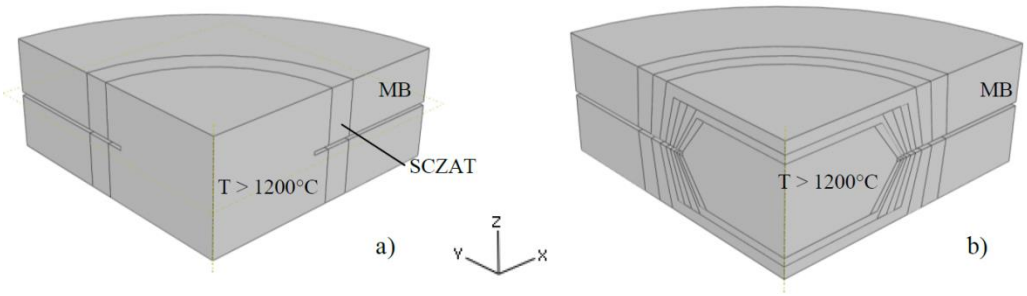

Fig.3.5 (a) *Discrétisation simplifiée et* ***(b)*** *discrétisation détaillée des régions de soudure pour la simulation par éléments finis de l'essai de traction en croix [DAN09B]*

Plusieurs stratégies quant à la géométrie des différentes zones du point soudé sont présentées dans la littérature. La géométrie la plus simple (**Fig.3.5a**) considère la structure comme trois cylindres concentriques (ZF, SCZAT, MB) [HUI17, MOH20]. Les plus complexes différencient plusieurs ZAT et utilisent une ZF en noyau (**Fig.3.5b**) [MAH07, SHE21]. D'après S. Dancette, les zones indispensables à modéliser sont le MB, la ZF et la SCZAT. Cette discrétisation simple produit une description de la courbe force-déplacement comparable aux résultats d'une géométrie détaillée, malgré le gradient de propriétés mécaniques observées au travers de la ZAT [DAN09B].

1.2.2. Identification expérimentale

Etant donné la taille limitée des soudures par résistance par point, l'extraction d'éprouvettes standard pour caractériser le comportement des différentes régions de la soudure n'est pas possible. Des méthodes alternatives ont donc été développées afin de déterminer ou d'estimer les lois d'écrouissage de chaque région. Certains auteurs se sont tournés vers la nanoindentation instrumentée. Leitner *et al.* obtiennent les courbes d'écrouissage de matériaux mono et poly-cristallins (base Ni et W) à partir de mesures avec des indenteurs de géométries variées [LEI17]. Comme chaque géométrie d'indenteur correspond à une valeur de déformation équivalente, le nombre de points pour décrire la courbe est limité (cinq points dans l'étude mentionnée), ce qui pose problème lors de la définition du comportement à l'écrouissage. De plus, les relations entre géométrie d'indenteur et déformation plastique équivalente sont empiriques et restent soumises au débat [ATK65, PAT15, PRA20, TAB51A].Parmi les travaux les plus récents, la méthode de A. Chabok *et al.*, mentionnés dans la section 1.1, permet une identification, sur la base de résultats expérimentaux, des paramètres de rupture K_{Ic} et τ_{CG}. La ténacité en mode I est obtenue par analyse mécanique sous éléments finis d'essais expérimentaux de flexion de micro-poutre, usinées au FIB directement dans la ZF des soudures. La limite d'élasticité en cisaillement dans la ZAT à gros grains, τ_{CG}, est calculée à partir de la limite d'élasticité en traction, déterminée par nanoindentation. Etant donné la nature très locale des caractérisations, avec des tailles d'éprouvettes (ou tailles d'indents) de l'ordre de grandeur de la microstructure, la question de la représentativité des volumes étudiés se pose. Nous nous intéresserons donc exclusivement aux procédures permettant l'obtention de lois d'écrouissage sur des éprouvettes de taille englobant un volume plus représentatif.

Une méthode largement utilisée consiste à reproduire les microstructures d'intérêt par simulation thermo-mécanique. Les cycles thermiques subis lors du soudage, par les régions ciblées sont obtenus par simulation numérique du procédé de soudage (SORPAS) et les microstructures modèles sont validées suite à des essais de dureté et des observations optiques et MEB [DAN11, HUI17, MAH07, YOO14]. La morphologie des grains en ZF, héritée de la solidification ne peut pas être reproduite par simulation thermo-mécanique, cette région est donc souvent caractérisée d'un point de vue mécanique par sa dureté. Cette méthode de simulation thermique permet l'usinage d'échantillons de plus grande taille que ne l'auraient permis la géométrie régions réelles dans la soudure. Les courbes de traction expérimentales obtenues permettent alors d'extraire les paramètres des lois élasto-plastiques des régions simulées. Pour les aciers à haute et très haute résistance, l'écrouissage en traction est souvent décrit suivant une loi de Swift-Voce (3-6), ou bien une loi exponentielle, avec plusieurs termes de type Voce (3-7).

$$\sigma(\varepsilon_p) = (1-\alpha)\cdot K\cdot\left(\varepsilon_p+\varepsilon_0\right)^n + \alpha\cdot\left[\sigma_{sat}-(\sigma_{sat}-\sigma_0)\cdot\exp\left(-m\cdot\varepsilon_p\right)\right] \qquad (3\text{-}6)$$

$$\sigma(\varepsilon_p) = \sigma_0 + Q_1\cdot\left(1-exp\left(-b_1\cdot\varepsilon_p\right)\right) + Q_2\cdot\left(1-exp\left(-b_2\cdot\varepsilon_p\right)\right) \qquad (3\text{-}7)$$

Dans lesquelles, la contrainte en traction, σ, est exprimée en fonction de la déformation plastique, ε_p, en connaissant les paramètres σ_0, σ_{sat}, ε_0, n, correspondant respectivement à la limite d'élasticité, la contrainte à saturation, la pré-déformation d'écrouissage (s'il y en a une) et le coefficient d'écrouissage. Les grandeurs K, α, m, Q_1, b_1, Q_2 et b_2 sont des constantes.

Afin de caractériser le comportement en ZF et évaluer l'impact des structures de solidification sur le comportement élasto-plastique, certains auteurs ont élaboré des montages de traction pour des échantillons de taille millimétrique (**Fig.3.6**). L'usinage des éprouvettes est fait par électro-érosion et le suivi de la déformation est réalisé par corrélation d'images [TON05] ou par interférométrie optique [LAV99].

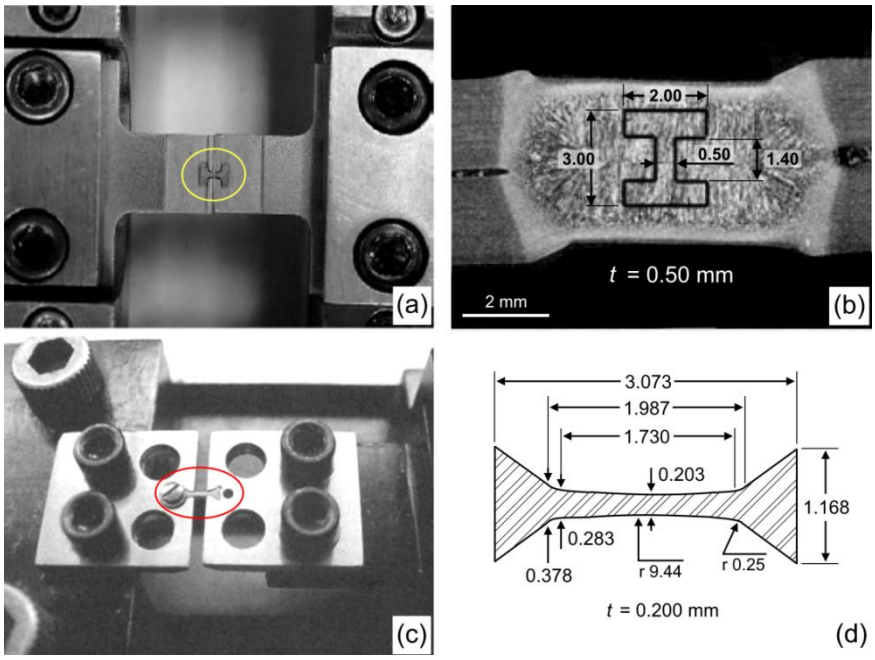

Fig.3.6 (a,c)*Dispositifs d'essais miniatures pour caractériser par traction les ZF de soudures* ***(b)*** *par résistance [TON05] et* ***(d)*** *par arc [LAV99]*

En raison des dimensions très faibles des échantillons, les désalignements même les plus légers impactent fortement les courbes de traction expérimentales. Lavan et Sharpe [LAV99] notent l'effet d'un mouvement hors plan lors de leurs essais, sur des éprouvettes usinées dans des soudures arc d'aciers pour l'industrie navale, malgré le maintien de l'éprouvette par des têtes de vis (**Fig.3.6c**). Les courbes sont corrigées en moyennant la déformation mesurée de chaque côté de l'éprouvette. La comparaison des résultats de mini-traction avec des essais standards affiche un écart inférieur à 1% sur Rm et $Rp_{0,2}$. Ce dispositif d'essai permet aux auteurs de caractériser la décroissance

progressive des propriétés mécaniques avec la distance par rapport au centre de la soudure, ainsi que l'anisotropie du comportement grâce à des prélèvements suivant des orientations variées.

Tong *et al.*, sur des assemblages SPR de DP590 à l'état recuit, rapportent une bonne correspondance du Rm entre les essais sur éprouvettes dites « compactes » (section utile de 20 x 5 x 2 mm^3) et sur éprouvettes miniatures de MB, avec une légère sous-estimation par les essais miniatures. Les résultats sur mini-éprouvettes en ZF montrent une augmentation significative du Rm par rapport au MB (+140%) et une baisse du coefficient d'écrouissage.

À notre connaissance, aucune caractérisation de ce type n'a été effectuée à ce jour sur des nuances inoxydables martensitiques.

1.2.3. Solutions analytiques et modélisation des lois d'écrouissage

Afin de limiter le recours aux essais expérimentaux, d'autres auteurs choisissent l'approximation par solutions analytiques. Une méthode commune consiste à estimer la résistance mécanique à partir de la dureté et d'une loi d'écrouissage générique, que l'on estime fiable pour décrire le comportement des zones en question [BAR12, CAH72, TAB51B]. Ces relations sont généralement empiriques et donc seulement valables pour une certaine gamme de matériaux. J. R. Cahoon, se basant sur les travaux de D. Tabor, montre cependant que sa relation (3-8) liant Rm (en MPa) à la dureté Vickers (*HV*) et au coefficient d'écrouissage (*n*), prédit de manière satisfaisante la contrainte ultime pour une large gamme de métaux (**Fig.3.7**). Afin d'homogénéiser la relation, *HV* doit être convertie en MPa, ce qui est réalisé en multipliant la dureté par 9,807, comme l'indique la norme A03-154-1 [AFN06].

$$Rm = \frac{HV}{2.9} \cdot \left(\frac{n}{0.217}\right)^n \tag{3-8}$$

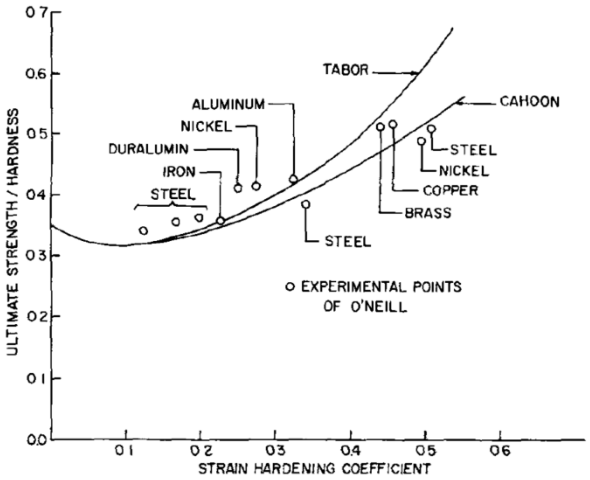

Fig.3.7 *Rapport entre Rm et dureté en fonction du coefficient d'écrouissage [CAH72]. Comparaison des courbes de Tabor [TAB51B] et Cahoon face aux points expérimentaux d'O'Neill [ONE34].*

Enfin, une méthode utile pour les matériaux dont la microstructure est très hétérogène, est la modélisation par élément de volume représentatif [PAV18, PHE15, SRI16]. Dans cette approche, la loi d'écrouissage du matériau est obtenue en prenant en compte la contribution de chacune des phases

pondérée par leur fraction surfacique (seuillage de micrographies optiques). Plus de détails sur la méthode peuvent être trouvés dans les travaux de K. Paveebunvipak et V. Uthaisangsuk, qui étudient la rupture par déboutonnage d'assemblages hétérogènes soudés par résistance, soumis à la traction en croix [PAV18]. Un des inconvénients de cette méthode est qu'elle nécessite beaucoup de caractérisations pour identifier les paramètres qui décrivent le comportement local de chaque phase en présence, avant de pouvoir appliquer la pondération identifiée dans le volume représentatif défini.

Pour s'affranchir des problèmes d'échelles lors de la caractérisation des lois d'écrouissage, la stratégie principale reste la modélisation des microstructures d'intérêt, qui sont ensuite testées en traction sur des éprouvettes compactes (tailles sub-standard). Une autre possibilité consiste en la modélisation du comportement en traction à partir de la dureté et du coefficient d'écrouissage. La dureté peut être moyennée sur la région étudiée, afin d'éviter un effet éventuel de la taille de la microstructure, tandis que le coefficient d'écrouissage peut être estimé à partir de celui du MB [BAR12]. Enfin, les caractérisations à partir d'essais sur éprouvettes usinées directement dans les soudures restent limitées du fait des difficultés techniques liées à l'usinage et aux calculs de champs de déformation [LAV99, TON05].

1.3. Modélisation de la rupture

Une fois les lois de comportement des matériaux identifiées, la modélisation de l'évolution du front de fissure face à un chargement donné nécessite la définition d'un modèle de rupture. Selon les mécanismes de rupture observés dans les différentes régions de soudure, un critère fragile ou ductile est défini. De nombreux travaux portant sur la modélisation de la rupture des points soudés existent dans la littérature. Nous proposons ici, une revue non exhaustive des approches majeures rencontrées dans l'état de l'art.

Dans un premier temps, la fissuration peut être introduite en post-traitement via la définition d'un critère de rupture, appliqué à tous les éléments d'une même région. Les aciers à haute et très haute résistance présentent généralement une ZF martensitique, résultat de la combinaison des compositions chimiques de ces nuances à haute valeur ajoutée et des vitesses de refroidissement très rapides du procédé de soudage par résistance. Lors de la sollicitation en traction en croix, au cours de laquelle le mode I est majoritaire [LIN08, RAD91, SRI13, ZHA97], la ZF présente souvent de la rupture mixte impliquant du clivage. Des critères de rupture fragile sont alors utilisés (σ_c, K_c, J_c). La rupture décrite est brutale et le matériau atteint la ruine dès lors que la valeur critique est atteinte. Le calcul de ces grandeurs peut être réalisé par solutions analytiques (section 1.1), par simulation numérique (identification inverse) ou bien à partir d'essais expérimentaux [CHA22] (plus rare dans le domaine des soudures par résistance).

Dans les régions où le mode de rupture identifié est ductile, un critère en déformation plastique critique est défini. Dans l'étude des soudures par résistance, la dépendance envers la triaxialité des contraintes est généralement prise en compte (**Fig.3.8**), tandis que la réponse en fonction du paramètre de Lode est le plus souvent négligée, du fait de la complexité des essais requis pour l'identifier.

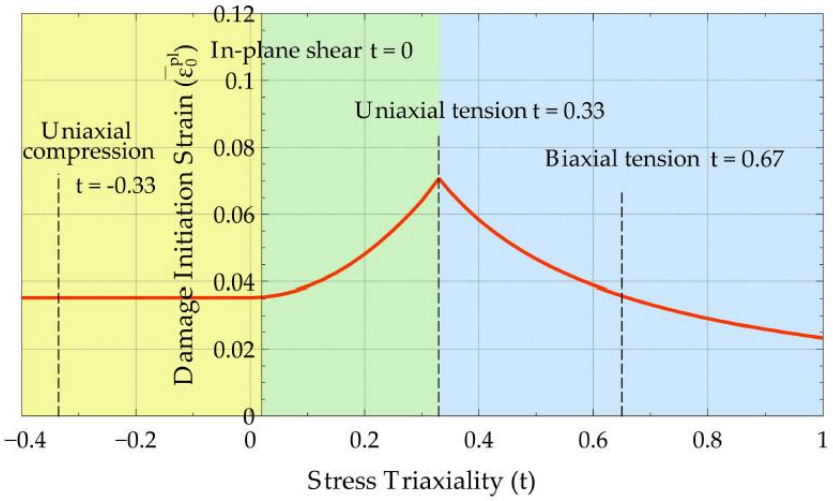

Fig.3.8 *Critère d'amorçage d'endommagement ductile en fonction de la triaxialité des contraintes pour un métal de base en Usibor1500 [HUI17]*

En addition du critère définissant le début de l'endommagement, une fonction décrivant son évolution jusqu'à la rupture est nécessaire. Elle peut être couplée, ou non, au comportement élasto-plastique. Parmi les modèles découplés, ceux de Johnson-Cook [JOH85] et Rice & Tracey [RIC69] se démarquent par leur simplicité d'implémentation et d'identification des paramètres de modèle. Ces approches simplifiées sont cependant insuffisantes pour décrire la réponse mécanique face à des chargements complexes.

Les modèles GTN [TVE84], GISSMO [HAU11] et Rousselier [ROU81] proposent un endommagement couplé au comportement du matériau. Ces approches rendent compte de l'affaiblissement des propriétés mécaniques durant l'évolution de l'endommagement. Néanmoins, ils sont plus difficiles à implémenter du fait du nombre élevé de paramètres à déterminer et de la complexité de la formulation en éléments finis. Nous noterons cependant que pour les AHSS, la rupture ductile est rarement liée à de l'endommagement diffus (cavitations) mais elle est plutôt liée à l'endommagement très localisé, que ces modèles peinent à décrire. De plus, la description de cette localisation peut fortement dépendre du maillage [HAU11].

Dans le contexte de l'étude des soudures par résistance par point, A. Mohamadizadeh *et al.* [MOH20] observent expérimentalement de la rupture en déboutonnage par localisation de bandes de cisaillement ductiles en bord de ZF, sur des assemblages en Usibor1500. Ils réalisent une simulation des essais par éléments finis (LS-DYNA), avec l'implémentation d'un modèle d'endommagement GISSMO, donnant une déformation plastique critique à rupture en fonction de la triaxialité. Celle-ci est définie dans chaque région en fonction de la dureté [KOR16]. Les auteurs ne proposent pas de comparaison de la réponse globale F-U entre la simulation et l'expérience mais les ils retrouvent bien la localisation de la déformation dans la région en bord de ZF. Nous remarquons cependant, que le maillage semble très grossier, or le comportement après amorçage de l'endommagement dépend fortement de la taille des éléments.

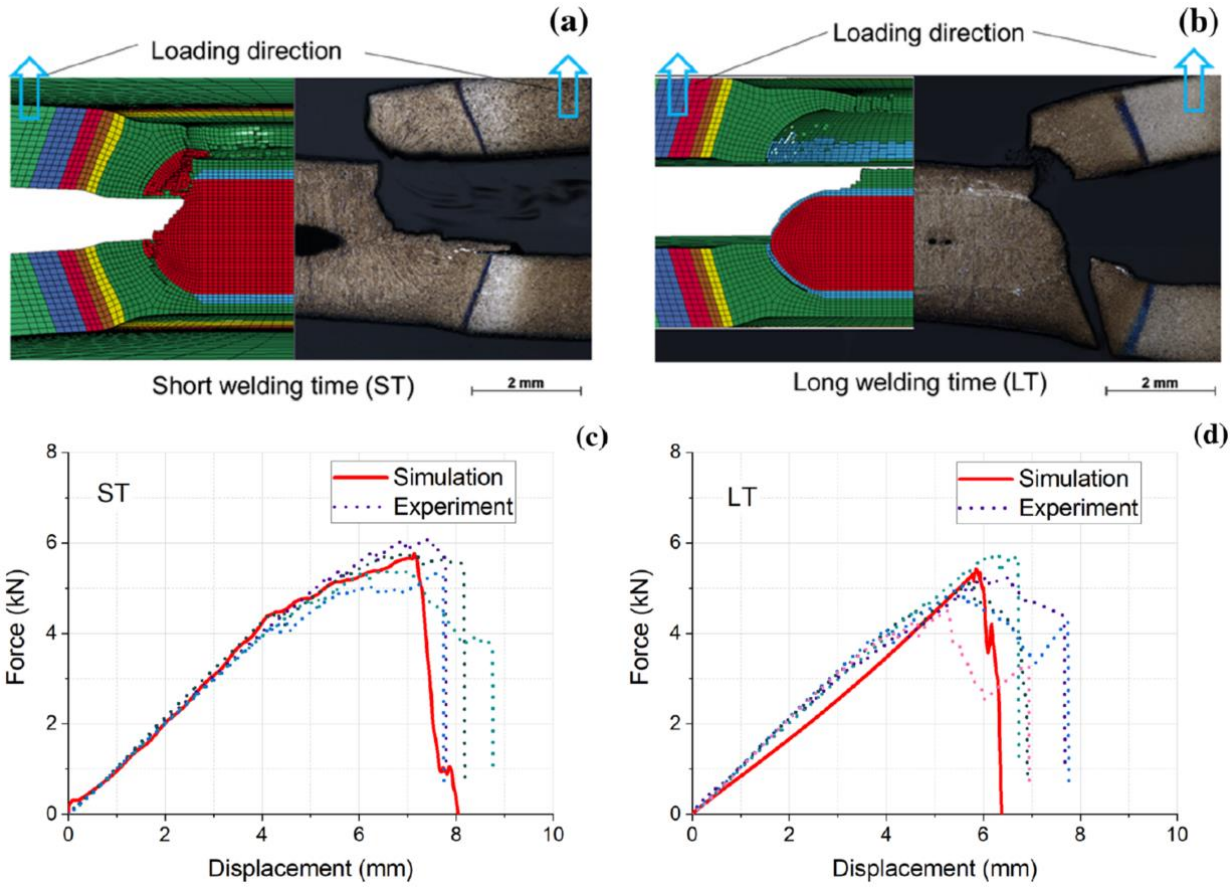

Fig.3.9 *Comparaison des résultats expérimentaux avec la simulation numérique.* ***(a,b)*** *Coupes métallographiques de soudures rompues en traction en croix, obtenues avec un cycle court et un cycle long, respectivement.* ***(c,d)*** *Courbes expérimentales et simulées des essais de traction en croix de soudures en cycle court et long [SHE21]*

O. Sherepenko *et al.* [SHE21] ont pris la suite des travaux de A. Mohamadizadeh en faisant varier les cycles de soudage pour obtenir des modes de rupture différents, sur des assemblages d'Usibor1500 de 1,5 mm d'épaisseur, à l'état trempé sous presse. La même approche numérique (endommagement ductile GISSMO) est appliquée et montre une bonne description de la charge maximale durant l'essai de traction en croix (**Fig.3.9c,d**). Etonnamment, les auteurs obtiennent une description très satisfaisante de la réponse charge-déplacement durant la rupture PIF (**Fig.3.9a,c**), alors même que la propagation en ZF se fait par clivage [MOH20]. D'autre part, le chemin en PIF prédit par la simulation présente une déviation immédiate du front de fissure à l'entrée en ZF, vers le ligament de ZAT, tandis qu'expérimentalement, la présence de propagation interfaciale macroscopique est observée sur presque 40% du rayon de ZF (**Fig.3.9a**). Nous notons aussi la différence de pente initiale sur les courbes simulées, qui laisse penser à un ajustement de la réponse macroscopique pour retomber sur la charge à rupture expérimentale, avec l'utilisation d'éléments ressorts, non mentionnés dans les articles en question. Concernant le lien microstructure-rupture, les auteurs concluent que la présence d'adoucissement de la martensite en bord de ZF influe sur le mode de rupture, en localisant la déformation dans la région, mais sans pour autant affecter la valeur de la charge maximale.

Enfin, une autre approche concentrant de nombreux travaux de la littérature consiste en l'implémentation de zones cohésives (**Fig.3.10**). Un couple de paramètres est identifié par mode de sollicitation (I, II, III) : une contrainte élastique maximale ($\sigma_{max,i}$ en MPa), qui marque l'amorçage, et une ténacité (Γ_i en kJ.m^{-2}). B. Zhou *et al.* [ZHO06] proposent une campagne de caractérisation comportant quatre types d'essais pour obtenir les paramètres caractéristiques d'un matériau donné (traction double-entaille, CT, cisaillement, déchirement). Etant donné la difficulté à caractériser le comportement des diverses régions de la soudure et le nombre important de matériaux à implémenter, certains auteurs choisissent plutôt l'identification par méthode inverse [CAV05, DAN09B, FAB18, HUI17]. Pour une zone cohésive donnée, les paramètres (σ_{max}, Γ) en mode I sont ajustés pour reproduire l'effort à la rupture mesuré expérimentalement, sur des essais de traction en U croisés présentant de la rupture FIF. Les paramètres en mode II et III (supposés équivalents) sont identifiés de la même manière, sur des essais de traction-cisaillement rompant en FIF. Cependant, les auteurs admettent le caractère non-unique des couples de paramètres identifiés par méthode inverse.

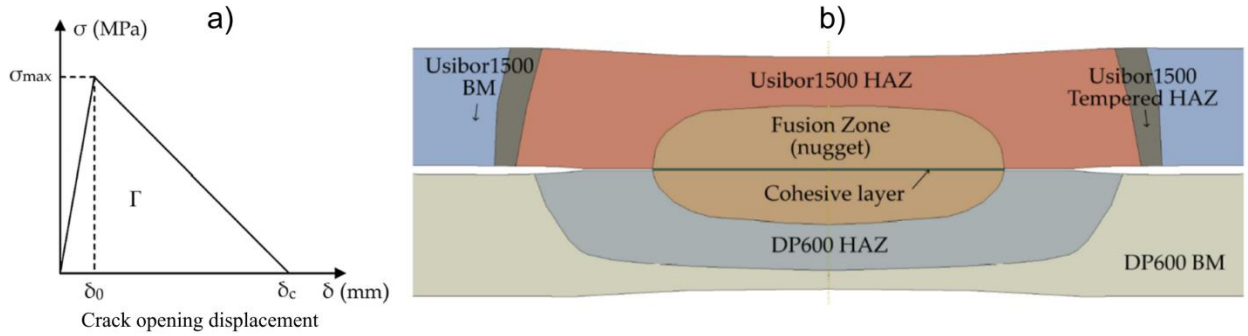

Fig.3.10 (a) *Comportement général des éléments cohésifs.* ***(b)*** *Discrétisation des régions modélisées dans un assemblage hétérogène avec indication du placement des éléments cohésifs [HUI17]*

La comparaison entre résultats expérimentaux et prédictions des modèles de D. Fabrègue, S. Dancette et T. Huin est présentée sur la **Fig.3.11**. La simulation met en compétition la rupture interfaciale en clivage, modélisée par une épaisseur d'éléments cohésifs entre les tôles, et la rupture ductile dans la ZAT, caractérisée par une déformation critique identifiée sur des microstructures simulées par traitements thermiques (Gleeble) et sollicitées en traction uniaxiale [DAN09B, HUI17].

Nous pouvons voir sur la **Fig.3.11a**, que dans le cas de tôles de même épaisseur, la courbe force-déplacement durant l'essai de traction en croix est bien reproduite par la simulation, même si le mode de rupture PIF n'est pas obtenu. En revanche, pour les assemblages de tôles d'épaisseurs différentes, la charge maximale est parfois sous-estimée (**Fig.3.11b**). T. Huin évoque l'impact des FIC en pointe de fissure, qui seraient mal pris en compte dans le calcul [HUI17].

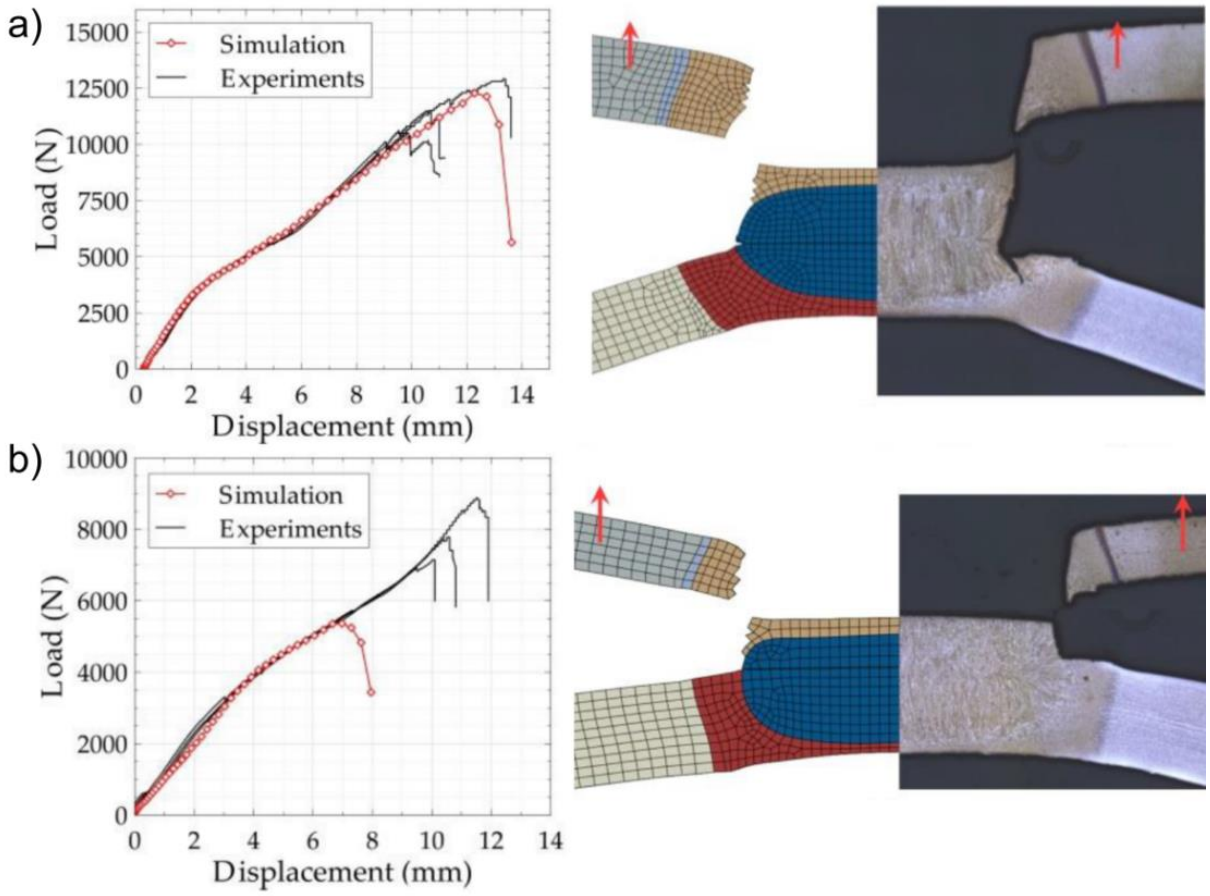

Fig.3.11 *Comparaison entre résultats expérimentaux et prédictions du modèle en traction en croix d'assemblages hétérogènes* ***(a)*** *à épaisseurs de tôle similaires et* ***(b)*** *à épaisseurs de tôles différentes [FAB18]*

En conclusion, l'évolution des matériaux et des procédés nous place de plus en plus aux limites de validité des solutions analytiques. Or, les besoins industriels nécessitent des outils simples pour juger de la qualité des soudures. Cela pousse le développement des modèles numériques pour parvenir à décrire la réponse d'assemblages plus ou moins hétérogènes, soumis à des essais standard (traction en croix, traction-cisaillement). Etant donné la complexité du chargement durant les essais sur soudures par résistance, les modèles développés sont phénoménologiques et permettent une description satisfaisante des courbes charge-déplacement dans certains cas d'étude, sans pour autant parvenir à être prédictifs. Cela s'explique par la complexité d'obtention des paramètres, qui sont alors le plus souvent déterminés par méthode inverse, ce qui entrave la capacité de prédiction des modèles. En particulier, l'approche par zones cohésives ne permet pas d'accéder à la rupture PIF, fragile en ZF, et ainsi explorer d'éventuelles forces motrices à la déviation de fissure (FIF vs PIF).

2. Développement d'un modèle EF pour la simulation de l'essai en croix

2.1. Hypothèses et buts de la simulation

Dans le cadre de nos travaux, nous choisissons une approche différente des stratégies présentées plus haut. Comme nous avons pu le voir dans l'état de l'art, l'identification par méthode inverse des paramètres nécessaires à la mise en place d'un modèle de rupture prédictif pose le problème de la validité des critères pour d'autres types d'essais, ainsi que la nécessité de réaliser une nouvelle campagne de caractérisation pour chaque combinaison de matériaux. De plus, le mode de rupture PIF semble difficile à produire par simulation. Cela peut s'expliquer par le fait que les phénomènes physiques sous-jacents restent mal compris, ce qui amène à l'utilisation de critères de rupture non adaptés. Notre étude vise donc à apporter des éléments de compréhension sur le mode de rupture PIF, en analysant l'évolution du chargement mécanique en pointe de fissure durant la traction en croix de soudures comportant un front de fissure. En effet, l'essai de traction en croix n'est une simple traction uniaxiale. Du fait de la géométrie des éprouvettes soudées, la fissure initialement interfaciale est soumise à un chargement mixte, qui pourrait amener à une déviation. Les questions de stabilité de la propagation dans le plan interfacial par rapport à un plan dévié sont aussi étudiées étant donné la forte rugosité que nous avons pu observer sur les surfaces de rupture fragile, dans nos travaux (section 2.2 du Chapitre 4) et dans la littérature [KRA13A,B, POU18, ALI14].

La **Fig.3.12** présente la géométrie qui sert de base à notre étude. Nous avons fait le choix de modéliser la ZF par un ellipsoïde aplati, afin d'avoir des interfaces ZF/ZAT supérieure et inférieur planes, tout en gardant la forme générale bombée de nos ZF observées expérimentalement. L'indentation par les électrodes est aussi prise en compte pour s'intéresser au chargement mécanique en pointe d'une fissure déviée et arrêtée au ligament de ZAT avec une géométrie la plus réaliste possible. Les régions de soudure prises en compte dans nos calculs sont le MB, la SCZAT, la ZAT et la ZF, en partant de la droite et allant vers le centre de la soudure sur la **Fig.3.12**.

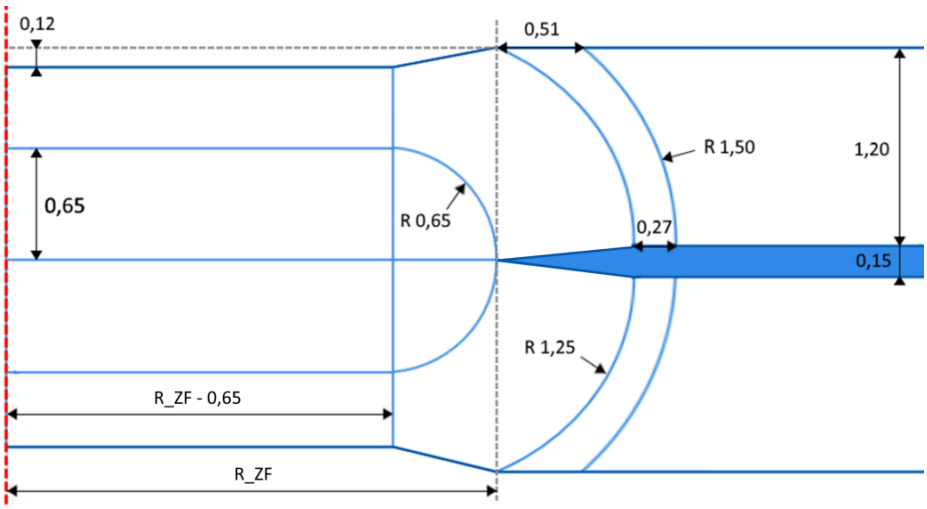

Fig.3.12 *Géométrie de soudure modélisée, avec les dimensions données en mm*

Les dimensions dont les valeurs sont fixées (toutes sauf le rayon de ZF) sont basées sur des mesures effectuées sur des métallographies optiques. La discrétisation et l'identification des comportements de ZAT sont détaillées dans la section 2.2.2. Nous partons d'une géométrie axisymétrique pour l'ensemble ZF+ZAT+SCZAT mais compte tenu de la configuration des essais de traction en croix, les calculs sont entièrement réalisés sur des éléments 3D, sur un quart de système. Les détails du cadre de la modélisation se trouvent en section 2.3.1.

Nous ne cherchons pas à développer une modélisation prédictive, mais explicative. Pour cela, nous avons choisi de faire avancer manuellement et itérativement la fissure, après une analyse mécanique en fond de fissure arrêtée. La **Fig.3.13** illustre plusieurs exemples de maillages distincts qui sont étudiés pour déterminer l'influence de la longueur d'avancée interfaciale en ZF, sur les FIC. Les nœuds en noir correspondent au front de fissure.

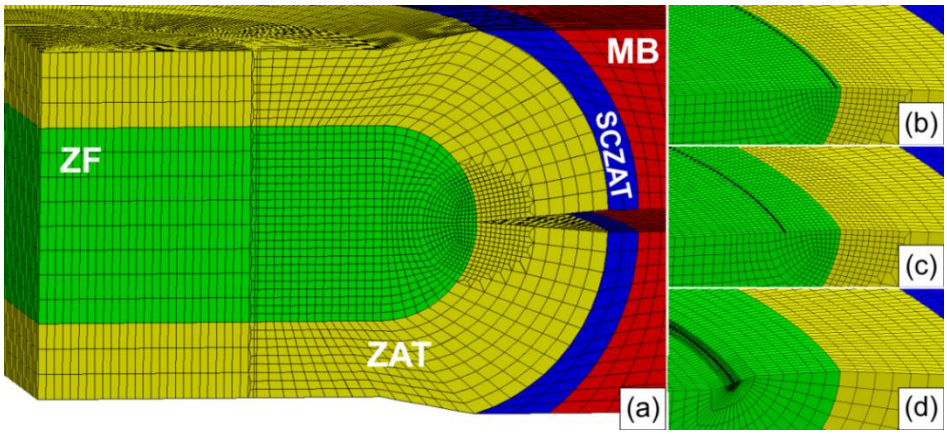

Fig.3.13 (a) *Soudure ne comportant pas d'avancée de fissure (a = 0 mm). Vue en demi-point dans la région proche du fond d'entaille pour des maillages distincts décrivant des fronts de fissure différents* ***(b)*** *front interfacial avec a = 0 mm,* ***(c)*** *front interfacial avec a = 0,3 mm et* ***(d)*** *front présentant une partie déviée avec a = 0,6 mm*

L'application de la mécanique linéaire de la rupture à notre problème nécessite la vérification de l'hypothèse de plasticité confinée. L'estimation de la taille de la zone plastique dans les directions axiales (z) et radiales (r), lors de l'amorçage de fissure, est effectuée par solution analytique selon les relations suivantes [LEV71] :

$$r_{p,z} = 0{,}15\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_0}\right)^2 \tag{3-9}$$

$$r_{p,r} = \frac{1}{3\pi}\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_0}\right)^2 \tag{3-10}$$

dans lesquelles, K_{Ic} est obtenu par la solution analytique de S. Zhang (éq. 3-14) [ZHA97] et σ_0 sera estimé grâce à nos courbes d'écrouissage expérimentales (**Fig.3.16**). Nous considèrerons que malgré les simplifications liées à l'établissement des solutions analytiques, leurs résultats permettent d'obtenir un ordre de grandeur suffisant pour estimer la taille de zone plastique. Les dimensions maximales calculées sont de 0,04 mm pour ZF_SEP58 et 0,27 mm pour ZF_PHT58. Dans les deux cas, le rayon de zone plastifiée à l'amorçage de fissure est inférieur à $t/4$ (= 0,3 mm), ce qui constitue un critère raisonnable pour valider l'hypothèse de plasticité confinée [KRA13A]. Cette hypothèse sera plus précisément vérifiée par la simulation numérique dans la section 3.1.

2.2. Identification des lois de comportement des régions de soudure

2.2.1. Essais de traction sur micro-éprouvettes prélevées en ZF

Dans un premier temps, l'identification des lois d'écrouissage de nos régions de soudure est nécessaire. Le comportement de la ZF est identifié expérimentalement par traction de micro-éprouvettes directement prélevées par électro-érosion, dans la ZF des soudures. Les dimensions et l'orientation des éprouvettes par rapport à la microstructure de soudage sont représentées sur la **Fig.3.14**.

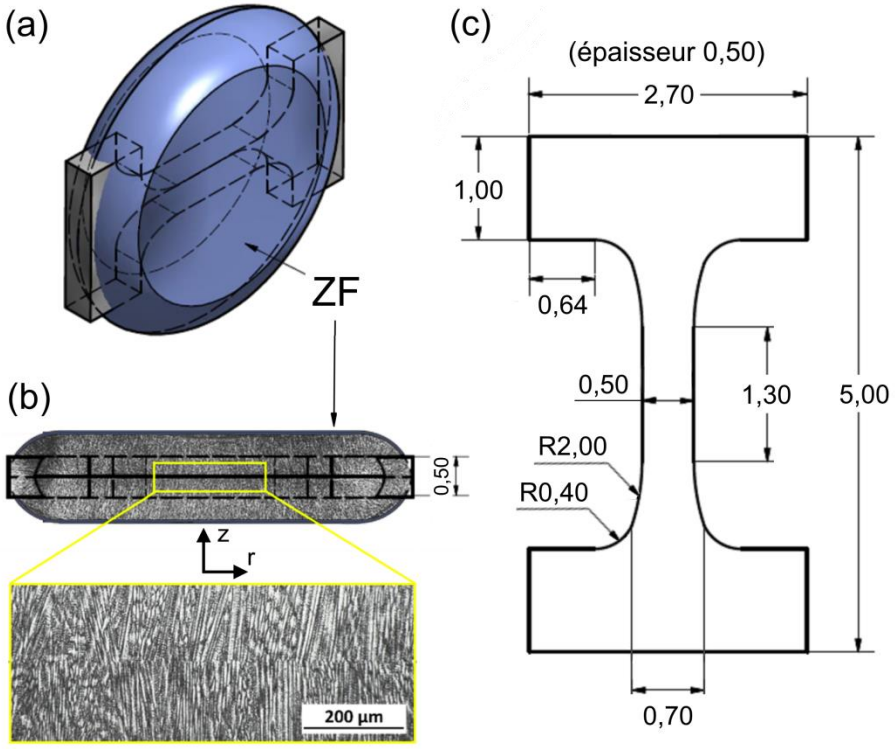

Fig.3.14 (a) *Schéma d'une micro-éprouvette usinée dans la ZF d'une soudure, schématisée en bleu.* ***(b)*** *Orientation de la structure de solidification, révélée par attaque électrolytique à la soude, en relation avec l'éprouvette.* ***(c)*** *Dimensions en mm des micro-éprouvettes usinées.*

Les essais de traction uni-axiale monotone sont réalisés sur la machine *Bulky* [PEL19], développée originellement au Centre des Matériaux des Mines de Paris, pour le suivi par tractions in-situ en tomographie à rayons X de mini-échantillons. Le montage étant particulièrement modulable[6], nous avons pu l'adapter à nos micro-éprouvettes via l'usinage de mors dédiés (**Fig.3.15c**). Lors de la traction, la force est mesurée par une cellule de charge de 4450 N et le déplacement de la ligne d'amarrage inférieure est contrôlé par un moteur pas-à-pas équipé d'un réducteur. Les champs de déplacement sont mesurés en post-traitement par corrélation d'images numériques, acquises avec une caméra de résolution 2048 px^2 et une fréquence de 2 Hz. La rugosité occasionnée par l'usinage, couplée à l'éclairage LED blanc, offre un mouchetis satisfaisant pour la corrélation.

[6] cellules de charge 450 N à 4450 N, vitesse de déplacement de mors 50.10^{-6} à 1 mm/s, amplitude maximum 15 mm

Tous les essais sont réalisés à température ambiante (~21°C) avec une vitesse de déplacement traverse de 2.10^{-3} mm/s, choisie pour s'adapter à la fréquence limitée d'acquisition d'images. Le calcul des taux d'allongement en traction ($\Delta L/L_0$) se base sur des mesures d'extensomètres virtuels en corrélation d'images, dont nous choisissons de placer les extrémités à hauteur des congés et alignées suivant l'axe de traction au centre de l'éprouvette.

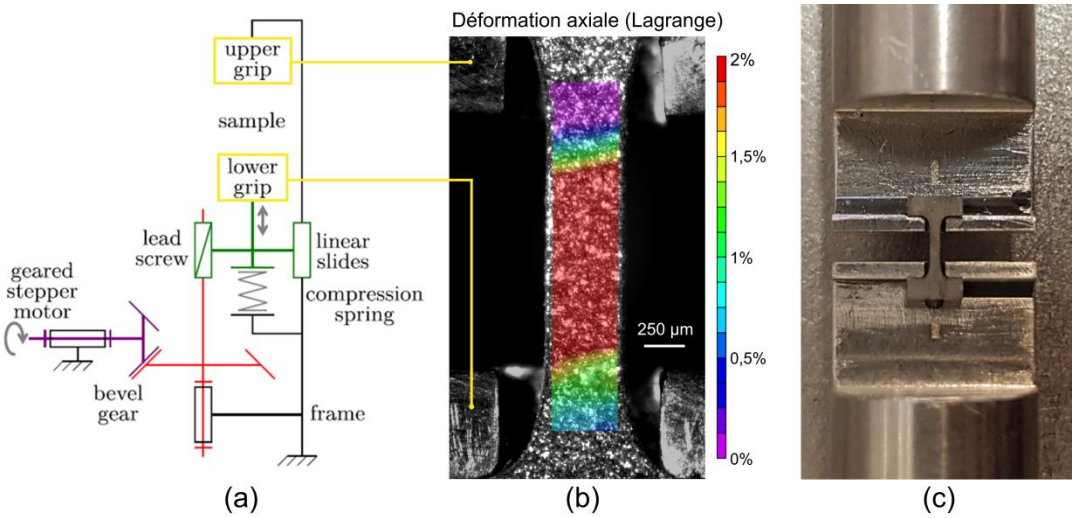

Fig.3.15 (a) *Schéma du montage Bulky [PEL19] avec* ***(b)*** *un exemple de mouchetis et champ de déformations axiales.* ***(c)*** *Photos d'une éprouvette non peinte positionnée sur les mors dédiés, hors de la machine*

Avant chaque essai, l'alignement vertical des éprouvettes est réalisé manuellement en utilisant les légers jeux de la machine. Le champ de déformation axiale représenté sur la **Fig.3.15b** montre que la déformation en zone utile est bien uniforme malgré la présence de désalignements résiduels, qui donne sa forme de parallélogramme à la zone homogène. Cela s'explique par la taille très réduite des éprouvettes, qui entraîne inévitablement de légers défauts de parallélisme lors de l'usinage. À cela s'ajoute le caractère fortement modulable du montage, qui introduit de nombreuses sources de jeux entre les pièces (cf. ANNEXE-II). La combinaison de ces éléments produit des mouvements hors plan lors de la traction, qui faussent les mesures de déplacement ; il en résulte une forte dispersion de la pente initiale, comme montré par Lavan et Sharpe [LAV99]. C'est pourquoi, l'exploitation des courbes de micro-traction a nécessité une correction des valeurs de déformation dans le domaine élastique, or le comportement élastique est supposé identique et isotrope (E = 208 GPa, ν = 0,3) pour tous nos matériaux étant donné que la composition chimique globale reste la même mais surtout faute de données plus précises. Tous les points dont $\sigma < \sigma_0$, sont projetés sur une droite dont la pente correspond au module d'Young du MB (CF. ANNEXE-II). La **Fig.3.16a** montre un exemple de courbe expérimentale obtenue avec une éprouvette ZF_SEP58 et sa version corrigée, ainsi que les courbes corrigées pour les différents matériaux caractérisés (**Fig.3.16b**).

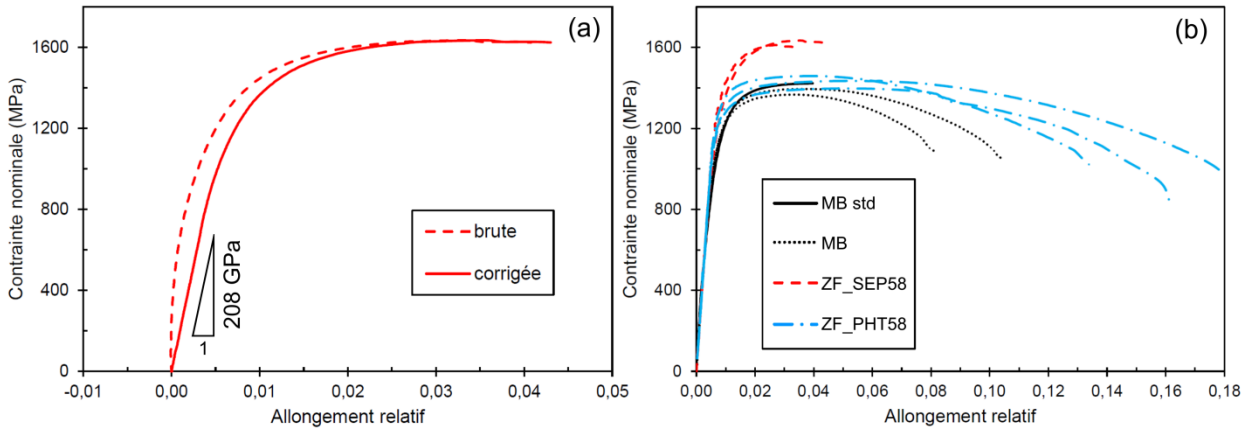

Fig.3.16 (a) *Exemple de correction sur une micro-traction ZF_SEP58 et* ***(b)*** *ensemble des courbes corrigées*

La comparaison des essais sur micro-éprouvettes (pointillés noirs) avec les essais standards sur le MB (trait plein noir) sur la **Fig.3.16b,** montre une bonne correspondance des écrouissages et une légère sous-estimation des résistances à la traction (écart maximum < 7%), tandis que l'allongement à rupture est deux fois plus élevé pour les micro-éprouvettes. La confrontation des courbes de MB avec celles des ZF (**Fig.3.16b**) semble indiquer que la microstructure héritée de la solidification n'affecte pas l'écrouissage.

Enfin, la distinction du mode de rupture brutale en clivage pour les éprouvettes ZF_SEP58 (**Fig.3.17**), par rapport à la rupture ductile des ZF_PHT58, durant une striction prolongée (**Fig.3.18a,c**) témoigne d'une différence de ductilité importante, mais surtout de la fragilité importante des ZF de soudures SEP58. La miniaturisation des essais reste un domaine en cours d'exploration (chaire MESSIAH), mais la traction de micro-éprouvettes constitue tout de même une méthode prometteuse pour la caractérisation du comportement élasto-plastique en ZF.

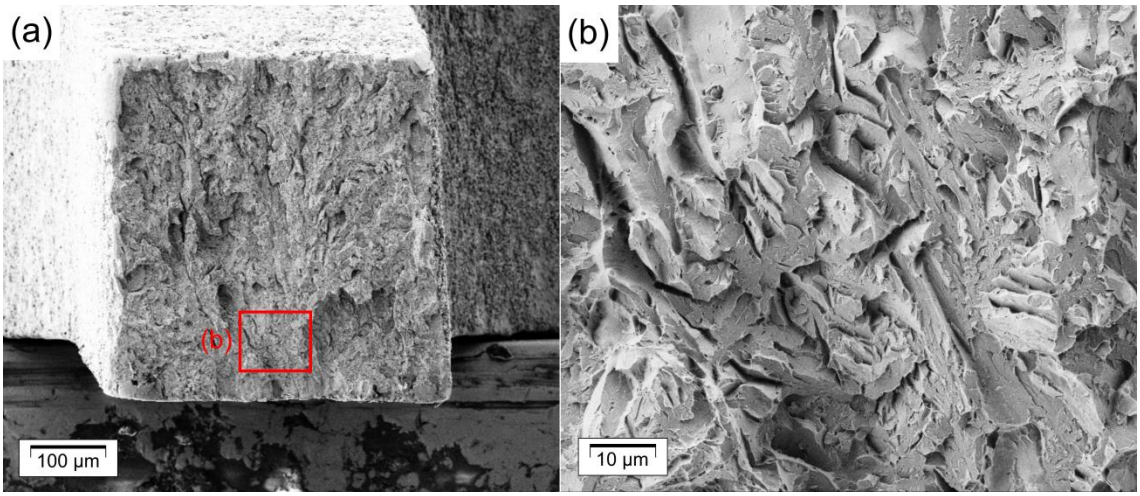

Fig.3.17 (a) *Faciès de rupture sur une micro-éprouvette ZF_SEP58 et* ***(b)*** *zoom sur le clivage proche de la zone d'amorçage macro*

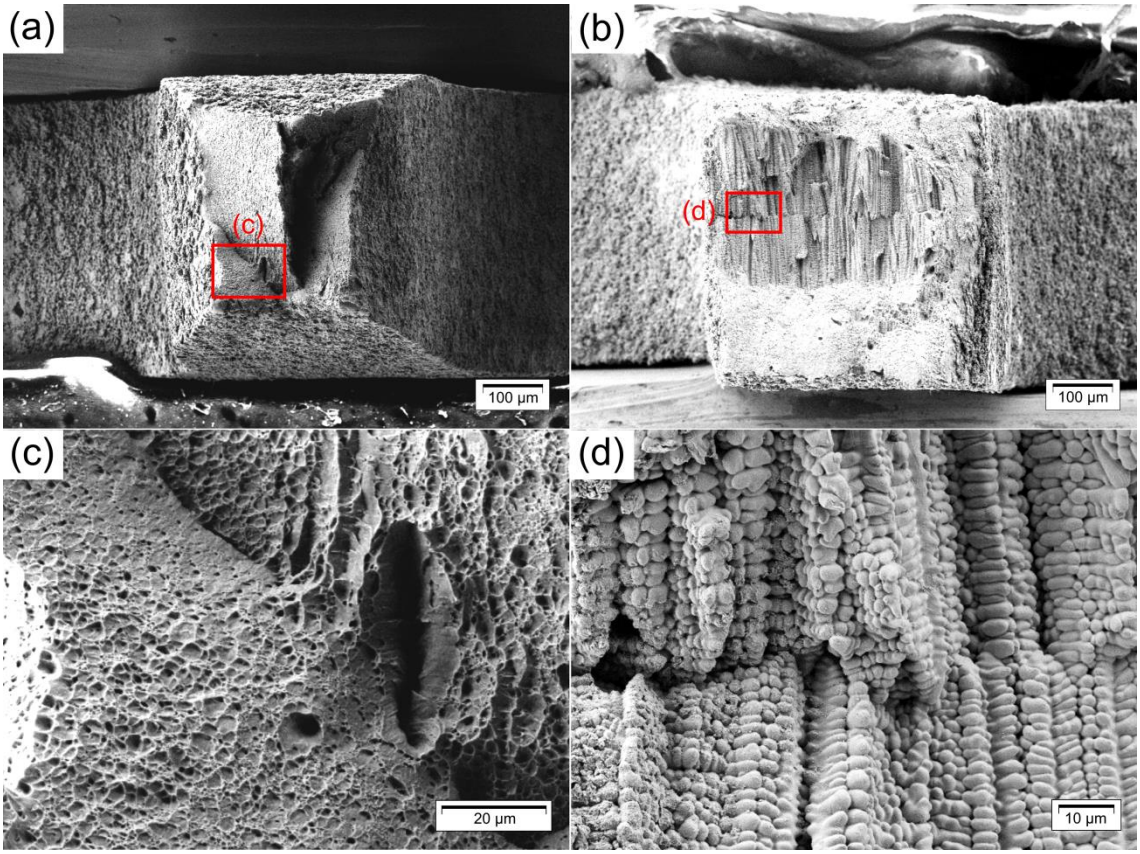

Fig.3.18 *Faciès de rupture sur des éprouvettes ZF_PHT58* ***(a)*** *lors d'une rupture en double biseaux suite à la striction et* ***(b)*** *lors d'une rupture brutale sur un défaut de solidification.* ***(c,d)*** *Images à plus fort grandissement des faciès (a) et (b) respectivement*

Le **Tableau 3.1** récapitule les résultats des essais de micro-tractions, avec comme référence, les propriétés moyennes extraites de neuf essais standards sur le MB [APE18]. Les valeurs de $Rp_{0,2}$ manquantes pour le MB correspondent à des essais où nous n'avons pas pu récupérer les champs de déplacement (perte de corrélation, problème d'enregistrement d'images...).

D'après les essais de micro-traction, les différents matériaux se classent de la même manière en dureté et en résistance mécanique. Le Rm peut donc être comparé aux approximations données par la relation de Cahoon (eq. 3-8), en prenant n = 0,06, qui correspond au coefficient d'écrouissage du MB. Cette méthode suppose que n n'est pas affecté par les conditions de trempe. Cette hypothèse est supportée par l'étude de A. Bardelcik sur un acier PHS au bore, soumis à différents traitements de trempe, qui produisent des échantillons aux duretés variées. L'auteur montre que n est indépendant de la dureté alors que $\sigma_{sat}(HV)$ et $\sigma_0(HV)$ peuvent être approximés par des polynômes du second et premier degré respectivement [BAR12].

Tableau 3.1 *Données des essais sur micro-éprouvettes et duretés associées*

Matériaux	$Rp_{0,2}$ (MPa)	Rm (MPa)	**Rm moyen (MPa)**	**Dureté ($HV_{0.2}$)**	**Rm Cahoon (MPa)**
MB std	1107	1437	1437	440	1331
micro MB (usinage à mi-épaisseur de tôle)	1123	1395	1362	440	1331
	-	1347			
	1116	1367			
	-	1340			
ZF_SEP58	1255	1634	1622**	555	1680
	1362	1611			
	-	848*			
ZF_PHT58	1214	1397	1430**	476	1440
	-	840*			
	1236	1435			
	1302	1459			

* rupture brutale sur un défaut de solidification

** moyenne qui ne prend pas en compte les essais notés *

Les prédictions à partir de la relation de Cahoon dans le **Tableau 3.1** indiquent des valeurs légèrement inférieures (écart < 10%) aux Rm obtenus expérimentalement sur le MB. À l'inverse, Rm est faiblement surestimé (écart < 5%) pour la ZF, dans le cas des prédictions. Nous estimons que ces différences sont suffisamment faibles pour considérer que l'approche par la dureté est une méthode acceptable pour notre étude. Ces résultats nous incitent donc à utiliser la dureté pour estimer le comportement de nos différentes ZAT. En effet, les cartographies de dureté sont plus accessibles et rapides à réaliser, alors que l'usinage de micro-éprouvettes n'est pas possible pour des zones aussi limitées en taille que celles des ZAT.

2.2.2. Estimation du comportement en ZAT par la dureté

En dehors de la distinction faite entre les régions austénitisées (ZAT), ou non (SCZAT) par le cycle thermique induit lors du soudage, une différenciation supplémentaire peut être faite au sein même de la ZAT austénitisée. Comme nous avions pu le voir dans le Chapitre 1, la dureté n'y est pas homogène, la distinction est généralement faite entre la ZAT plus dure, à gros grains en périphérie de la ZF, et la ZAT plus molle, aux grains raffinés plus éloignés de la ZF. Nous rappelons que la dureté dans ces régions est affectée au premier ordre par le taux de C en solution (i.e. la dissolution des précipités) et non la taille des grains γ parents. Dans le cadre de notre étude du mode de rupture PIF, la ZAT d'intérêt se trouve sous les électrodes. Or nous pouvons voir sur la carte de dureté en **Fig.3.19**, que ces ligaments présentent une très faible fraction de ZAT dure.

Etant donné que nous nous basons sur la dureté pour estimer Rm et dans le but d'avoir l'effet d'une transition de comportement lors de l'analyse du chargement en pointe de fissure déviée (scénario PIF), nous choisissons de modéliser la ZAT avec une loi d'écrouissage unique estimée à partir de la dureté dans la ZAT à petits grains (points entourés en blanc sur la **Fig.3.19**). Les résultats de dureté et de Rm estimés sont présentés dans le **Tableau 3.2**.

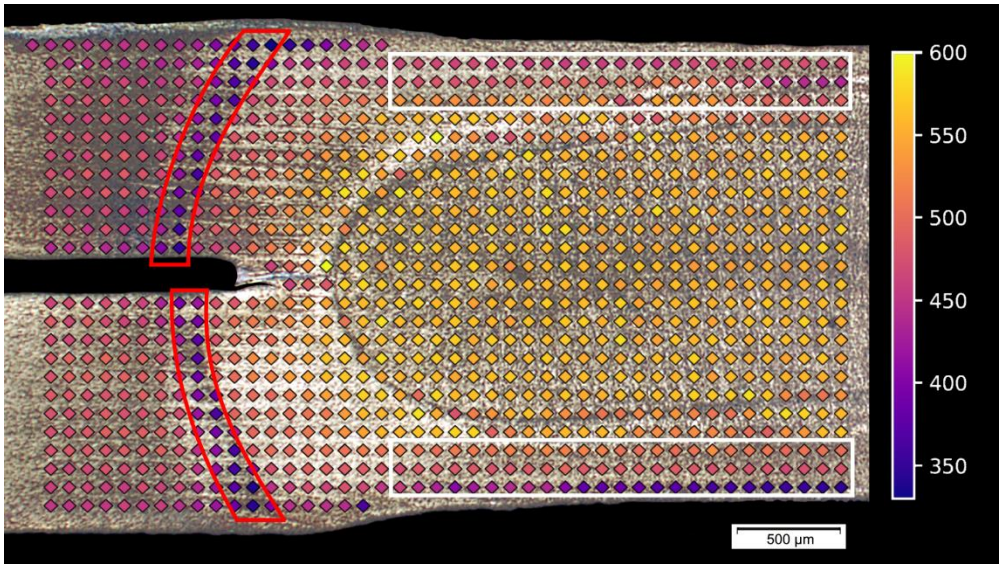

Fig.3.19 *Carte de dureté d'une soudure SEP58 superposée à une coupe métallographique. Les points de dureté caractérisant les ligaments de ZAT et la SCZAT sont entourés en blanc et rouge respectivement*

Parmi les différentes expressions permettant la description de l'écrouissage en traction, la loi bi-exponentielle (éq. 3-7) transcrit le mieux nos courbes expérimentales. Une fois les Rm calculés avec l'équation 3-8, les paramètres des lois de comportement de chaque ZAT (et SCZAT) sont ajustés de façon à obtenir un écrouissage similaire à celui du MB. La méthode, présentée en **Fig.3.20**, consiste à translater la courbe du MB (en noir) suivant la pente correspondant au module d'Young, 208 GPa, jusqu'à la valeur de Rm estimée en utilisant les mesures de dureté en ZAT et la relation de Cahoon.

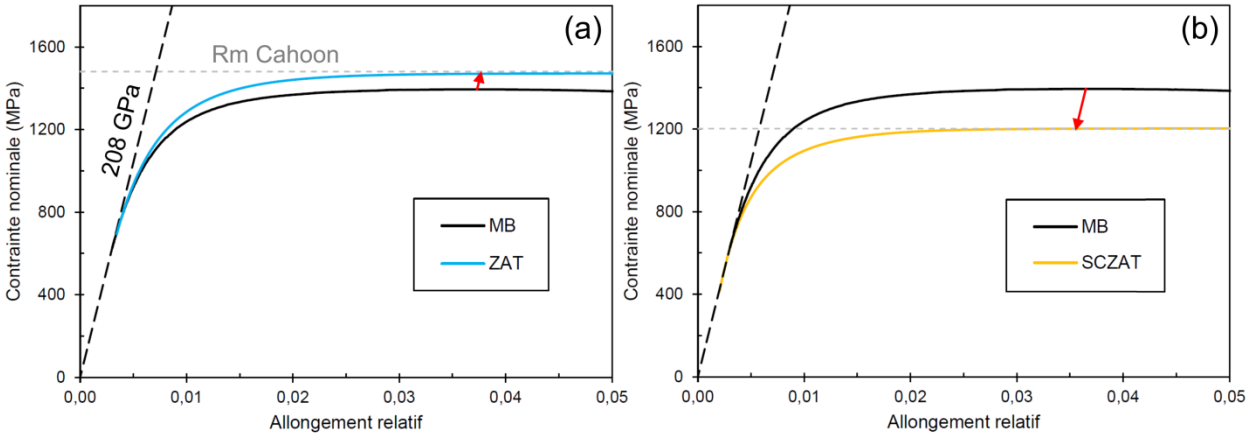

Fig.3.20 *Translation de la courbe d'écrouissage du MB suivant la pente du module d'élasticité pour obtenir les courbes de* ***(a)*** *ZAT et* ***(b)*** *SCZAT*

Le **Tableau 3.2** présente les paramètres de loi bi-exponentielle caractéristiques de nos matériaux, les paramètres de MB et des ZF sont identifiés sur les courbes expérimentales corrigées, tandis que ceux des ZAT sont obtenus à partir des courbes translatées de la **Fig.3.20**. La dureté en SCZAT étant similaire pour toutes les soudures (**Tableau 3.2**), les mêmes paramètres sont utilisés dans les simulations SEP et PHT. Quant à la ZAT, celle-ci présente une dureté moyenne de 473 HV pour les soudures SEP et 440 HV pour les PHT. Des calculs comparatifs montrent que la réponse macroscopique des essais de traction en croix, F(U), ainsi que les FIC calculés ne sont pas impactés par la différence de 33 HV en ZAT (~7% de la dureté de ZAT_SEP58). Tous les résultats présentés dans le reste de ce chapitre proviennent donc de calculs avec une loi de comportement en ZAT, identifiée sur les soudures SEP58 (**Fig.3.19**).

Tableau 3.2 *Récapitulatif des duretés et des Rm associés, prédits par la relation de Cahoon (n = 0,06). Paramètres des lois bi-exponentielles (éq 3-7) décrivant la résistance à l'écoulement plastique de nos régions d'intérêt*

Matériaux	*Dureté* $HV_{0,2}$	*Rm Cahoon (MPa)*	σ_0 *(MPa)*	Q_1	b_1	Q_2	b_2
MB	*440*	*1331*	*638*	*401*	*208*	*367*	*1120*
ZF_SEP58	*555*	*1680*	*868*	*295*	*962*	*475*	*171*
ZF_PHT58	*476*	*1440*	*1080*	*127*	*102*	*228*	*480*
ZAT_SEP58	*473*	*1481 (473 HV)*	*705*	*434*	*162*	*333*	*347*
ZAT_PHT58	*440*						
SCZAT_SEP58	*381*	*1202 (381 HV)*	*430*	*425*	*182*	*348*	*497*
SCZAT_PHT58	*387*						

La modélisation du comportement dans nos différentes régions de soudure repose sur des hypothèses simplificatrices non triviales comme l'élasticité isotrope et l'écrouissage selon le critère d'écoulement de von Mises (isotrope aussi). Ces hypothèses ne sont à priori pas valables pour nos structures martensitiques (i.e. structure cristalline cubique), mais sont tout de même appliquées afin d'obtenir une première approximation du chargement en traction en croix, mais surtout faute de données plus précises.

2.3. Description du modèle de traction en croix

Nous simulons par la méthode des éléments finis une traction en croix, à l'aide du solveur implicite du code éléments finis Zébulon (Z-set) [ZEB21A]. Le chargement étant quasi-statique, les effets d'inertie sont négligés.

2.3.1. Maillage global et conditions aux limites

La modélisation d'un quart de point soudé, sans les parties prises dans les mors (**Fig.3.21**) est sélectionnée afin de tirer profit des symétries du chargement lors de la traction en croix, pour réduire le temps de calcul. Toute la géométrie est modélisée à l'aide d'éléments volumiques hexaédriques linéaires avec contrôle de pression (C3D8). L'étude de la convergence des calculs vis-

à-vis de la taille du maillage est réalisée en ANNEXE-III. Celle-ci donne lieu à des éléments de l'ordre de 0,03 mm au maximum en pointe de fissure.

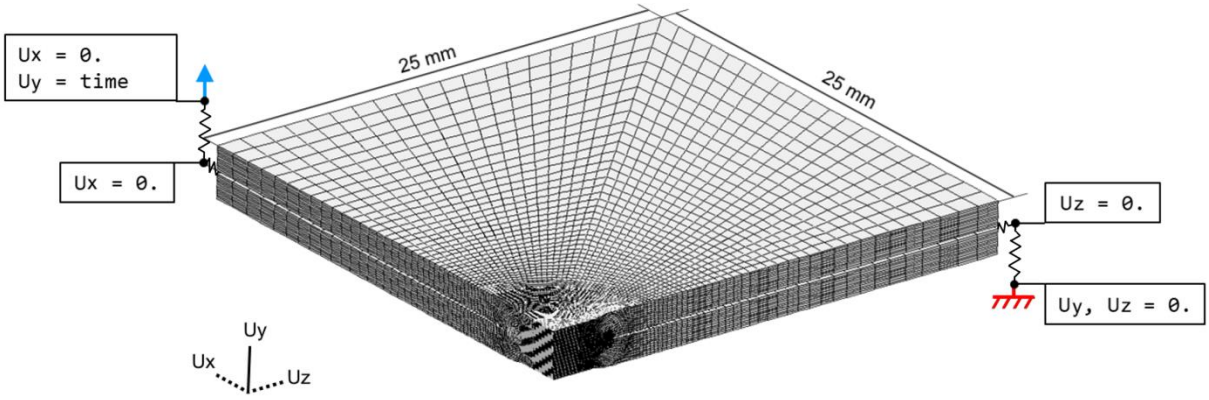

Fig.3.21 *Schéma des conditions aux limites imposées dans le modèle. L'encastrement est représenté par un symbole rouge et la traction par une flèche bleue*

La rigidité globale de la machine et de l'assemblage est modélisée par un couple d'éléments ressort, aux points d'application de l'encastrement et de la traction [DAN09]. Chaque couple est constitué d'un ressort vertical, sur lequel on impose le chargement/encastrement, et d'un ressort horizontal qui relie la tôle au ressort vertical (**Fig.3.21**). Comme pour l'étude de convergence, l'ajustement de la rigidité des ressorts est détaillé dans l'ANNEXE-III. Le couple de valeurs retenu pour tous les calculs est 428 N/mm pour les ressorts verticaux et 2000 N/mm pour les horizontaux.

La prise des sections de MB dans les mors est décrite par des conditions de déplacement imposées. Sur la tôle encastrée, tous les nœuds de la face libre (x, y) ont les même valeurs de déplacements `Uy` et `Uz`, dictées par la réponse de l'unique nœud de la face qui est lié au couple de ressort. De même pour la section de tôle en traction, tous les nœuds de la face libre (y, z) voient leur valeurs de déplacement `Ux` et `Uz` dictées par la réponse du nœud auquel la face est liée au ressort horizontal.

Quant aux symétries liées au modèle en quart de point soudé, elles nécessitent l'encastrement de tous les nœuds situées dans les plans de symétrie. `Uz` = 0 est imposé pour tous les nœuds dans le plan (x, y), ce qui inclut aussi les extrémités des ressorts, tandis que `Ux` = 0 est imposé sur l'autre plan de symétrie.

2.3.2. Dépouillement des simulations

À chaque pas de calcul, les valeurs de déplacement U_y et de charge sont extraites aux nœuds où le mouvement de traction est imposé (flèche bleue sur la **Fig.3.21**). Lors du post-traitement, le taux de restitution d'énergie, G (en kJ/m²), est calculé par la méthode G-theta de Z-cracks [ZEB21B]. Les FIC en pointe de fissure, K_i (avec i = I, II, III), sont ensuite déduits à partir de G à l'aide des solutions de Westergaard [WES39].

Le calcul de G s'exprime par une intégrale, il est donc nécessaire de définir le domaine d'intégration. Il est généralement choisi afin de prendre tous les éléments situés à une distance inférieure à une distance critique *ra* du front de fissure. De plus, dans Z-cracks, il est possible d'exclure les éléments

en pointe de fissure ($r < rb$), où les champs mécaniques peuvent être mal approximés (**Fig.3.22**). En théorie, la valeur de G est indépendante de la taille du volume d'intégration. En pratique, G doit converger vers une même valeur à partir d'un *ra* assez grand.

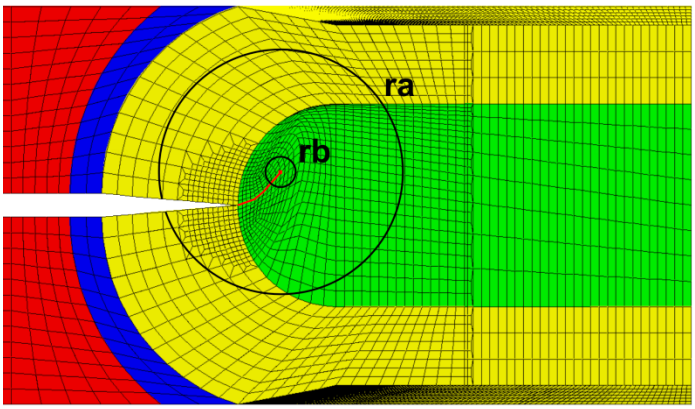

Fig.3.22 *Indication des paramètres de volume d'intégration pour le calcul de G sur un front de fissure dévié (trait rouge)*

Certaines recommandations existent pour obtenir des résultats de calculs cohérents ; le volume défini par *ra* ne doit pas dépasser les limites de la géométrie modélisée et être contenu dans une région aux propriétés mécaniques homogènes. Etant donné la présence de la ZAT directement en périphérie de la ZF, juste avant l'entaille, la deuxième condition n'est rapidement plus valable lorsque *ra* augmente. Nous n'avons donc pas pu obtenir de couple (*ra*, *rb*) permettant d'atteindre la convergence de G dans notre modèle (ANNEXE-III).

Afin de permettre la comparaison des résultats de post-traitement, un couple de valeurs est choisi et fixé pour tous les calculs : *rb* = 0,1 mm pour englober la région plastifiée en pointe de fissure et *ra* = 0,8 mm pour être le plus large possible, tout en restant dans les limites de la géométrie, même pour des calculs sur fronts de fissure déviée. Ainsi, notre modèle ne peut pas donner de valeurs quantitatives de taux de restitution d'énergie. Cependant, les FIC calculés sont peu affectés par le volume d'intégration (ANNEXE-III) et comme nous le montrerons dans la section 3.1, les valeurs sont cohérentes avec les prédictions par solutions analytiques. L'étude de l'évolution du chargement mécanique en pointe de fissure avec notre modèle numérique peut donc être considérée comme pertinente.

2.3.3. Présentation des cas étudiés

Dans cette partie, nous nous efforcerons de présenter les cas étudiés à l'aide de la simulation numérique, afin que le lecteur puisse se familiariser avec les différents types de graphiques, géométries et grandeurs rencontrés dans les sections 3 et 4 du chapitre. Les résultats se divisent en deux grands axes principaux :

- Le premier étant la distribution et l'évolution des FIC dans des géométries avec une fissure exclusivement interfaciale et axisymétrique. Cette géométrie de front permet de faciliter le maillage mais le choix est aussi justifié par la volonté d'étudier les conditions mécaniques menant à l'amorçage de propagation interfaciale dans la ZF, en partant du front initial

axisymétrique. La distribution des K_i en fonction de l'azimut autour de la soudure (**Fig.3.23a**) est extraite à chaque pas de calcul afin de juger de l'effet de la force imposée. Les conditions aux limites imposés à 0° et 90° sont rappelés sur la figure, on rappelle ainsi que la traction est appliquée à θ = 90°, tandis que le ressort fixé au MB à θ = 0° est encastré. La génération de maillages à l'aide d'un script Python permet d'obtenir automatiquement des géométries variées (les paramètres modifiés dans cette étude sont d_{ZF} et a, illustrés sur la **Fig.3.23b**), dont l'influence sur K_i est aussi évaluée. La nomenclature pour les différents maillages suit le format suivant :

W-D-aX, avec **W**, le type de soudure (S : SEP58 ou P : PHT58), **D**, le diamètre de ZF (en mm) et **X**, la longueur d'avancée interfaciale (en mm).

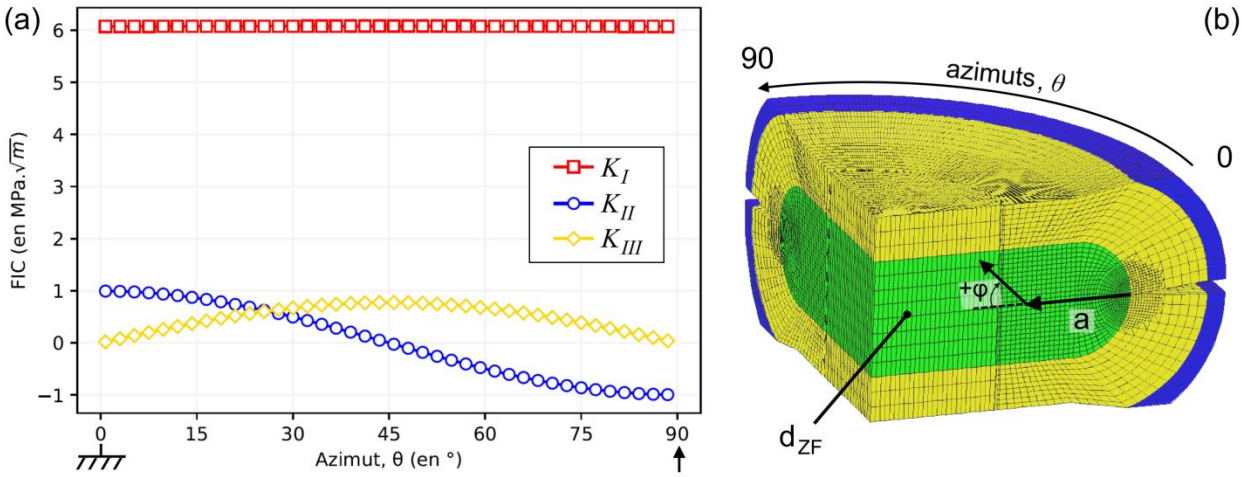

Fig.3.23 (a) *FIC calculés en fond d'entaille d'une soudure S-6.0-a0 (φ = 0°), à F = 250 N.* ***(b)*** *Repère des paramètres d'intérêt pour l'exploitation des calculs*

- Le deuxième axe, présenté en section 4 du chapitre, porte sur l'étude de la bifurcation de fissure en se basant sur le critère de contrainte tangentielle maximale, défini par Erdogan et Sih [ERD63] et appliqué au problème des soudures par résistance sollicitées en fatigue, par Radaj, Sonsino et Fricke [RAD06]. Selon ce critère, la fissure sollicitée dévie dans la direction donnant lieu à la contrainte d'ouverture maximale, φ^*, parmi tous les angles de bifurcation, φ, potentiels. La localisation de ce maximum nécessite le calcul d'un facteur d'intensité de contrainte équivalent, K_{eq}, qui dépend de φ, K_I et K_{II} (i.e. problème 2D) suivant la relation (3-11). La **Fig.3.24a** illustre l'allure de $K_{eq}(\varphi)$ à un azimut θ donné, i.e. pour un couple K_I, K_{II} donné. L'extension de cette relation à tous les azimuts autour de la soudure donne une carte de $K_{eq}(\varphi, \theta)$ (**Fig.3.24b**), dont la crête correspond à la distribution d'angle de bifurcation prédit par le critère de contrainte tangentielle maximale, $\varphi^*(\theta)$ (3-12) (**Fig.3.24c**).

$$K_{eq}(\varphi) = \left(K_I \cdot cos^2\frac{\varphi}{2} - \frac{3}{2}K_{II} \cdot sin\varphi\right) \cdot cos\frac{\varphi}{2} \qquad (3\text{-}11)$$

$$tan\frac{\varphi^*}{2} = \frac{1}{4}\left(\frac{K_I}{K_{II}}\right) \pm \frac{1}{4}\sqrt{\left(\frac{K_I}{K_{II}}\right)^2 + 8} \qquad (3\text{-}12)$$

Dans la formule (3-12), lorsque $K_{II} < 0$, on ajoute le terme en racine carrée ; lorsque $K_{II} > 0$, on le retranche. Dans le cas où $K_{II} = 0$, $\varphi^* = 0$ (pas de bifurcation) et en mode II pur, nous retrouvons bien un angle classique $\varphi^* = 70{,}5°$.

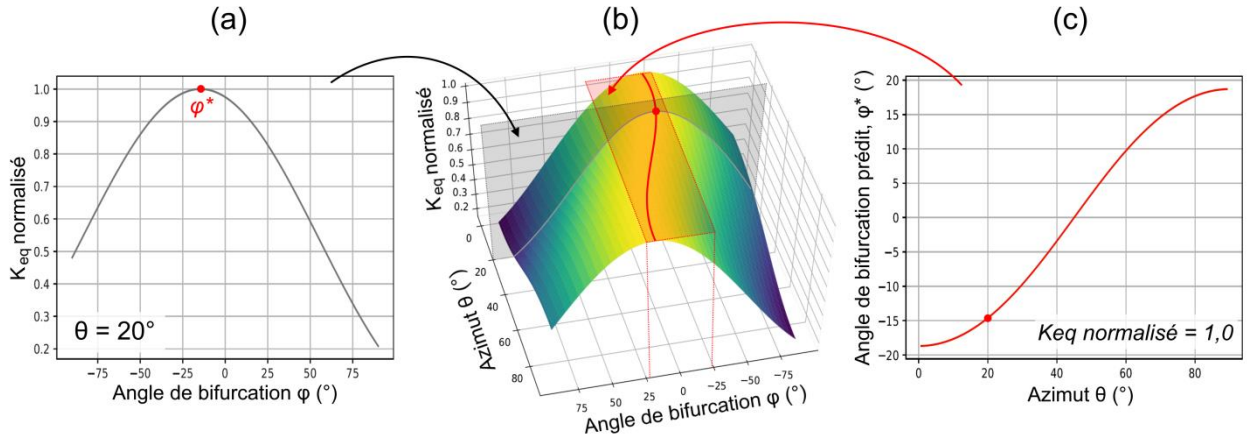

Fig.3.24 (a) *Evolution de K_{eq} en fonction de l'angle de bifurcation φ potentiel, à un azimut donné.* ***(b)*** *Carte de K_{eq} en fonction de θ et φ.* ***(c)*** *Courbe de distribution de l'angle de bifurcation φ^* privilégié en fonction de θ. Valeurs extraites d'un calcul S-6.0-a0*

Comme dans le premier axe, les influences de la force imposée (F), du diamètre de ZF (d_{ZF}) et de l'avancée de fissure interfaciale (a) sur la propension à la déviation sont étudiées, sur des géométries au front de fissure 100% interfacial. Enfin, les cas de géométries comportant un front de fissure dévié non-axisymétrique sont aussi examinés (le maillage de ces géométries particulières est détaillé dans la section 4.2). Ces cas nous permettent de comparer le chemin de fissure prédit par la mécanique avec nos observables expérimentaux (PIF : propagation interfaciale en clivage rugueux puis déviation macro vers le ligament de ZAT), ainsi que d'examiner la robustesse des prédictions de bifurcation face à l'introduction d'une perturbation.

3. Résultats : distribution et évolution des facteurs d'intensité de contrainte

3.1. Calculs des facteurs d'intensité de contrainte critiques

En se basant sur les résultats de chemins de fissuration du chapitre précédent, la charge menant à l'amorçage en ZF peut être estimée pour chaque soudure. Dans les deux cas, l'évènement se produit entre 30 et 60% de la charge à rupture (amorçages symbolisés par des croix sur la **Fig.3.25**). Au vu des états d'avancée observés à 30%, nous ferons l'hypothèse que l'amorçage a lieu vers 60% de la charge maximale. Par ailleurs, nous rappelons que dans le Chapitre 1, nous avons montré qu'à diamètre de soudure équivalent, les performances des soudures SEP sont indépendantes de l'intensité du pic de soudage. Cela permet la comparaison des résultats de tractions en croix interrompues sur soudures SEP55 (**Fig.3.25**), avec les simulations de notre modèle comportant les lois d'écrouissage identifiées sur des soudures SEP58.

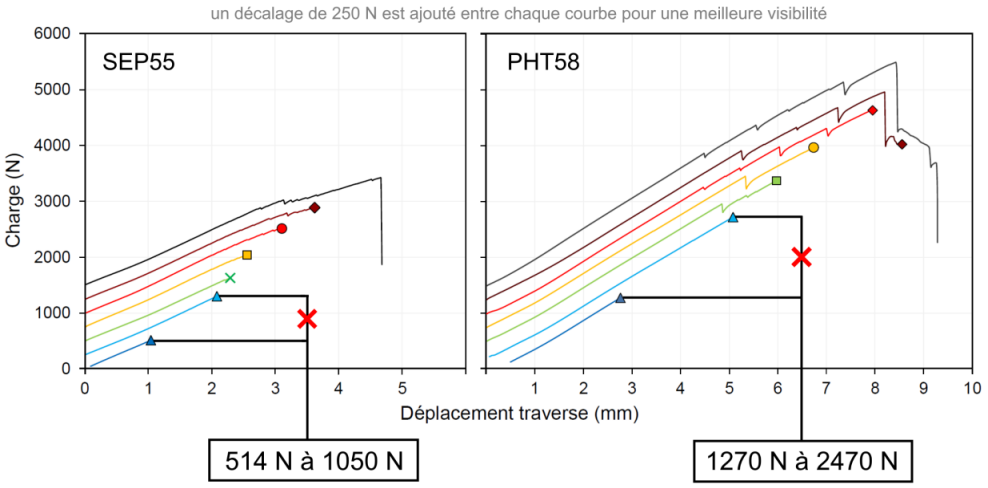

Fig.3.25 *Estimation de la charge à l'amorçage de fissure en ZF, marquée par une croix, à partir des essais interrompus de soudures S et P*

Notre hypothèse de plasticité confinée nécessaire pour l'application de la mécanique linéaire de la rupture et établie dans la section 2.1, en se basant sur les solutions analytiques de Levy *et al.* [LEV71] est vérifiée par nos résultats de simulation numérique. La **Fig.3.26** montre bien que dans les conditions de charge menant à l'amorçage en ZF (données dans le **Tableau 3.3**), les conditions de plasticité confinée sont respectées. Malgré des régions plastifiées (critère à 0,1% de déformation plastique cumulée) très larges pour la simulation de soudure P, les contours obtenus ne relient pas le front de fissure à un bord libre (**Fig.3.26b**), tout en sachant que nos calculs sont conservatifs puisque l'on surestime volontairement la charge à rupture en l'arrondissant à 60% de la charge maximale. Le choix de l'étude de la rupture par les FIC est donc justifié pour nos conditions d'étude.

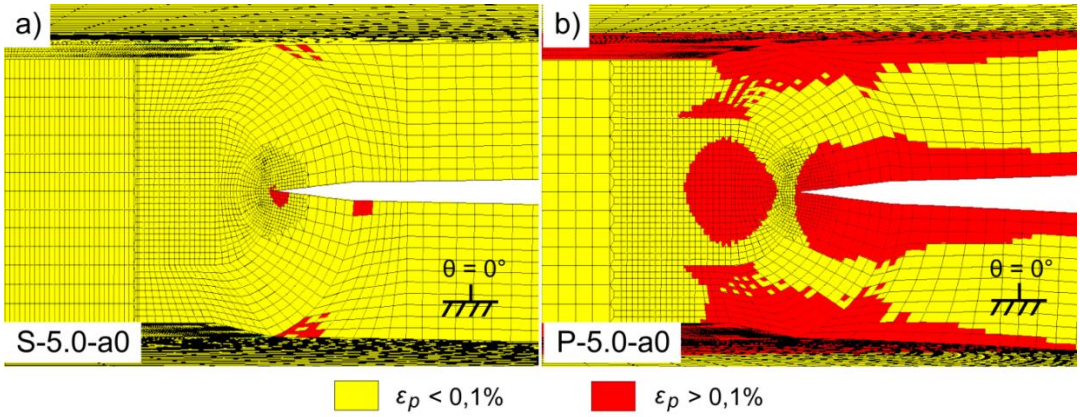

Fig.3.26 *Cartes de déformation plastique cumulée dans le plan azimutal θ = 0°, au pas de calcul le plus proche de la charge estimée à l'amorçage de fissure en ZF de soudures* ***(a)*** *S et* ***(b)*** *P*

Le FIC critique vis-à-vis d'une propagation de fissure stable en mode I dans la ZF, K_{Ic}, peut ainsi être calculé pour chaque ZF et comparé aux prédictions des solutions analytiques de la littérature, récapitulées dans le **Tableau 3.3**. L'ordre de grandeur des résultats de notre modèle coïncide avec ceux de la littérature. Parmi les deux estimations dédiées spécifiquement aux essais de traction en croix, celle de Zhang donne les résultats les plus proches de nos estimations par éléments finis.

Tableau 3.3 *Comparaison des prédictions de K_{Ic} pour les soudures S-5.0-a0 et P-5.0-a0, c = 50 mm*

Méthode	*K_{Ic} (S), F = 974 N (MPa.√m)*	*K_{Ic} (P), F = 2441 N (MPa.√m)*
Modèle EF	*25*	*68*
(3-13) Yuuki et al. [YUU85]	*22*	*55*
(3-14) Zhang [ZHA97]	*24*	*61*
(3-15) Lin et Pan [LIN08]	*30*	*75*

(traction en croix) : $$K_I = \frac{2{,}828 \cdot F}{d\sqrt{d}} \cdot e^{-1{,}755+0{,}936 \cdot \frac{d}{t} - 0{,}064\left(\frac{d}{t}\right)^2} \quad (3\text{-}13)$$

(traction en croix) : $$K_I = \frac{3\sqrt{3} \cdot c \cdot F}{16\pi \cdot d \cdot t\sqrt{t}} \quad (3\text{-}14)$$

(U croisés) : $$K_I = \frac{F\sqrt{3}}{2\pi \cdot t^{3/2}} \left\{ \frac{g_c \cdot c^2 \left[d^2 - c'^2 + 2d^2 \cdot \ln(c'/d)\right]}{Y(d^2 - c'^2)} - \frac{(d^2 - c'^2) \cdot (\nu - 1) + 2c'^2(\nu + 1) \cdot \ln(c'/d)}{d^2(\nu - 1) - c'^2(\nu + 1)} \right\} \quad (3\text{-}15)$$

avec $Y = d^2(\nu - 1) - c^2(\nu + 1)$, $c' = \frac{2c}{\sqrt{\pi}}$, $g_c = 1{,}0$ [LIN10] (3-16)

Enfin, nous remarquons que les zones plastiques sur la **Fig.3.26** ne sont pas symétriques par rapport au plan interfacial, ce qui nous rappelle bien que ce plan ne constitue pas un plan de symétrie dans la configuration de traction en croix, contrairement à d'autres configurations (essais de pelage).

3.2. Effets de la charge et de d_{ZF}

D'après les résultats de la **Fig.3.27**, nous observons une augmentation générale des FIC vis-à-vis de la charge imposée, K_I étant le plus affecté, tandis que les valeurs de K_{III} restent négligeables devant K_I et K_{II}, même après une augmentation par un facteur quatre. De même, l'effet de la réduction de la taille du noyau est marquée sur K_I et négligeable sur K_{II} et K_{III}, sans pour autant faire de d_{ZF} un paramètre de premier ordre pour K_I puisque la pente calculée ne varie qu'entre 28 (S-4.0) et 24 MPa.√m.kN^{-1} (S-6.0 et P-6.0).

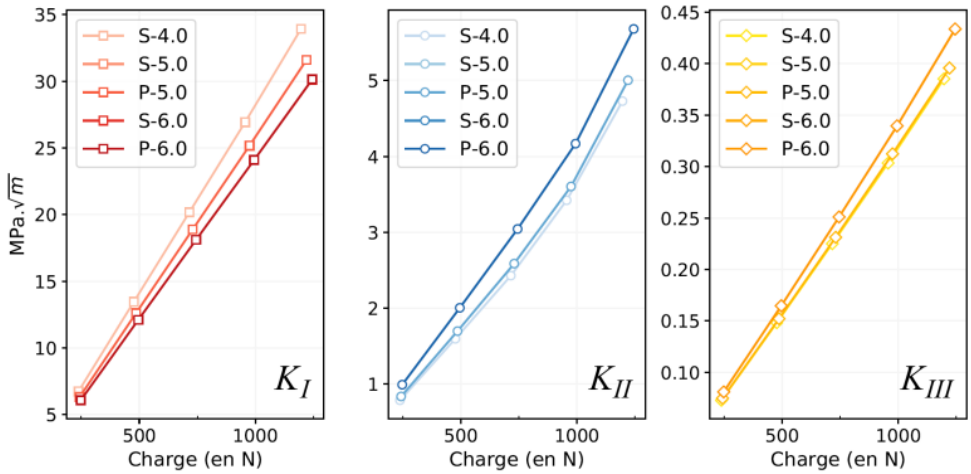

Fig.3.27 *Variation des FIC extraits à θ = 0°, en fonction de la charge et du diamètre de ZF, avec a = 0 mm*

Enfin, nous ne notons pas de différence des évolutions de FIC entre SEP et PHT à diamètre équivalent, ce qui peut s'expliquer par la définition d'un comportement élastique identique pour les deux soudures, ainsi qu'un chargement essentiellement piloté par la géométrie de l'essai.

3.3. Effets de l'avancée interfaciale

Comme pour l'effet de la taille de noyau, lorsque l'avancée interfaciale augmente, la réduction de section portante fait augmenter K_I, tandis que les variations sur K_{II} et K_{III} sont plus négligeables. Nous observons tout de même une légère décroissance de K_{II} avec l'augmentation de a.

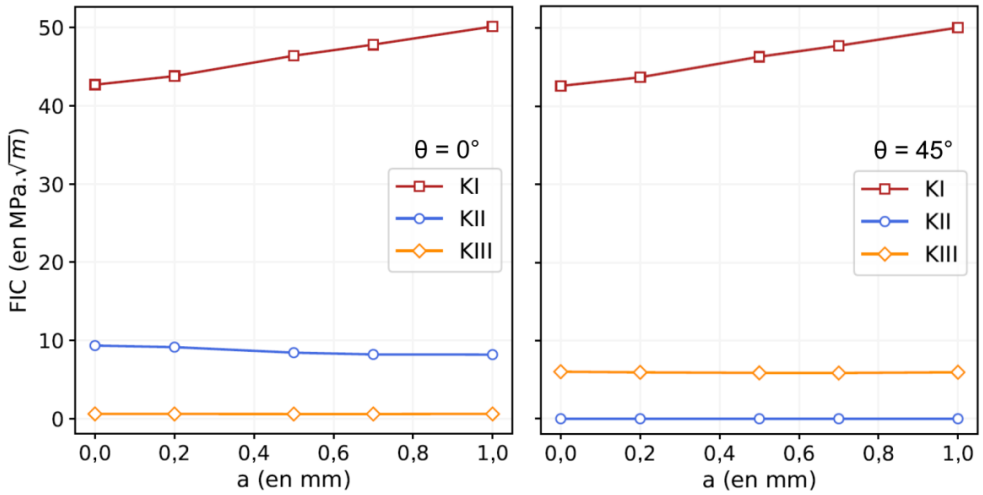

Fig.3.28 *Variation des FIC extraits à θ = 0° et 45°, en fonction de l'avancée de fissure interfaciale, a, dans une soudure S-6.0, F = 974 N*

La **Fig.3.28** montre une inversion de la hiérarchisation des courbes de K_{II} et K_{III}, entre les azimuts θ = 0 et 45°, due à la forme des profils azimutaux $K_{II}(\theta)$ et $K_{III}(\theta)$ (**Fig.3.23a**). Enfin, nous notons que la variation de K_I en fonction de la charge est équivalente pour une géométrie S-5.0-a0 et S-6.0-a0.5. Ce qui montre qu'à épaisseur de tôle équivalente (ici, 1,2 mm), K_I ne dépend que du diamètre de la section portante (d_{ZF} - $2a$) devant un front de fissure situé en bord de ZF, ou à l'intérieure de celle-ci.

À partir des résultats de cette section, nous pouvons conclure que la configuration de traction en croix résulte en une forte hiérarchisation des modes de chargement, le mode I étant fortement majoritaire comme attendu, tandis que les modes II et III sont plus faibles, sans pour autant être négligeables (**Fig.3.20a**). K_I est quasi-axisymétrique puisque l'écart maximal calculé le long des azimuts est inférieur à 1%, avec le minimum à θ = 45° et les maxima à θ = 0 et 90°. C'est pourquoi nous confirmons que l'asymétrie du front de fissure interfacial, observée expérimentalement peut être imputée à la combinaison des problèmes d'alignement de nos montages de soudage et de traction. Notre étude paramétrique montre que le facteur du premier ordre sur les FIC est la charge imposée en traction, alors que le diamètre de ZF et la longueur d'avancée interfaciale sont du second ordre. Nous pouvons aussi noter que les solutions analytiques donnent une bonne estimation de la valeur de K_{Ic} maximale autour de la soudure. La simulation numérique reste cependant nécessaire pour étudier les évolutions azimutales de FIC en rapport les uns avec les autres et rechercher les paramètres influençant le critère de bifurcation que nous avons choisi. Malgré sa part non

négligeable parmi les FIC, nous choisirons de ne pas considérer K_{III} dans la section suivante. D'une part, dû à la formulation du critère de bifurcation considéré et d'autre part, dû au scénario de fissuration expérimental identifié dans le chapitre précédent. En effet, la propagation suivant des bandes radiales ne suggère pas l'effet d'une éventuelle torsion parmi les mécanismes physiques en œuvre durant la fissuration d'une soudure soumise à la traction en croix.

4. Résultats : étude de la bifurcation de fissure

4.1. Facteurs impactant la bifurcation

Comme nous avons établi que les différences d'écrouissage en ZF (SEP58 vs PHT58) n'impactent pas les valeurs de FIC calculées et que seuls la charge imposée et d_{ZF} influencent nos paramètres d'intérêt, l'étude paramétrique qui suit a été exclusivement réalisée sur des simulations de soudures SEP58. Nous étudions donc l'effet de deux paramètres sur les profils d'angle de bifurcation prédits pour des maillages comportant un front de fissure :

- Effet de la charge globale imposée en traction, correspondant à quatre fois la charge calculée au nœud où le déplacement est imposé, sur un maillage S-6.0-a0. Les calculs sont effectués pour des charges allant de 248 à 1745 N ;
- Effet de la réduction du diamètre de section portante, par l'augmentation de la longueur d'avancée interfaciale, sur des maillages S-6.0, où a varie entre 0 et 1,0 mm. Les prédictions d'angle de bifurcation sont toutes effectuées au premier pas de calcul (i.e. 248 N)

Les profils d'angles de bifurcation de fissure prédits en fonction de l'azimut (**Fig.3.29**) présentent une symétrie centrale à θ = 45°, où aucune déviation n'est prévue par le modèle. Tandis que les paliers de bifurcation maximale (φ^*_{max} environ ±20°) sont observés à θ = 0 et 90°, dans les directions d'application du chargement, à ces points. Etant donné que K_I est quasi-constant autour de la soudure, la bifurcation suit l'évolution de -K_{II}.

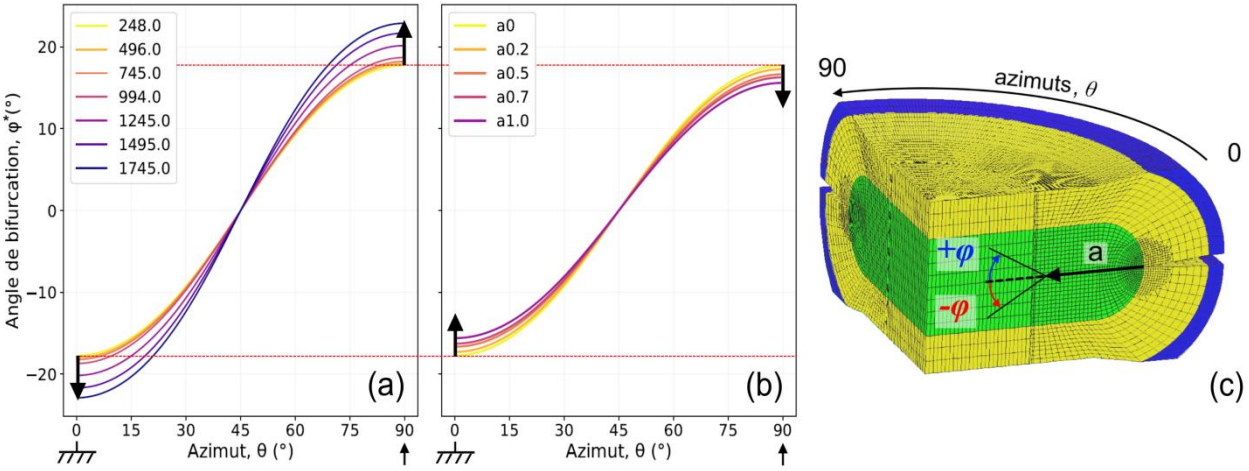

Fig.3.29 *Profil de bifurcation calculés en fonction de* ***(a)*** *la charge, pour S-6.0-a0 et* ***(b)*** *la longueur d'avancée interfaciale, avec des valeurs extraites à 248 N.* ***(c)*** *Schéma des directions de bifurcation*

L'amplitude des profils est légèrement affectée par la charge et l'avancée interfaciale. Néanmoins, les variations dues à la charge ou à la réduction de section portante restent non conséquentes puisque toutes les valeurs sont dans le même ordre de grandeur. La **Fig.3.29** montre que la charge fait augmenter l'amplitude, tandis que la croissance de l'avancée interfaciale diminue l'amplitude. En traçant l'évolution du rapport K_I/K_{II} (**Fig.3.30**), nous voyons effectivement qu'à θ = 0°, la charge fait diminuer le rapport de FIC, malgré les augmentations générales observées dans la section 3.2. Tandis que l'avancée interfaciale fait augmenter le rapport K_I/K_{II}. À θ = 90°, la tendance est à l'opposée. Ces résultats permettent d'expliquer l'impact sur l'amplitude de $\varphi^*(\theta)$. Ainsi, lorsque la section portante tend vers 0, le profil d'angles de bifurcation s'aplati, ce qui peut expliquer la tendance dans la littérature de la rupture interfaciale totale, lorsque d_{ZF} diminue.

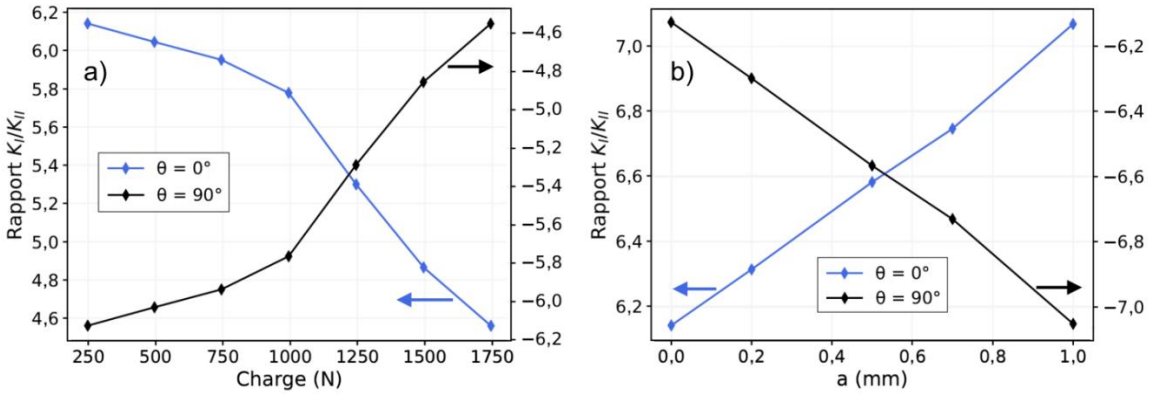

Fig.3.30 *Evolution du rapport K_I/K_{II} en fonction* ***(a)*** *de la charge et* ***(b)*** *de l'avancée interfaciale, aux azimuts 0° et 90°*

Lorsque la charge estimée à l'amorçage en ZF est atteinte (994 N en simulation), la déviation maximale prévue se trouve autour de 18°. La simulation qui ne prend en compte que la géométrie du chargement mécanique ne prévoit donc pas de propagation interfaciale autour des points d'application de la sollicitation. En dehors de la prévision de bifurcation dès le début du chargement, qui ne coïncide pas avec les observations (propagation interfaciale sur une courte distance avant déviation), les directions de propagation prévues se recoupent avec les observations expérimentales en tomographie à rayons X de S. Dancette (**Fig.3.31b**). La **Fig.3.31** reprend le schéma de bifurcation de la **Fig.2.3** et la complète par les observations expérimentales de S. Dancette [DAN09B].

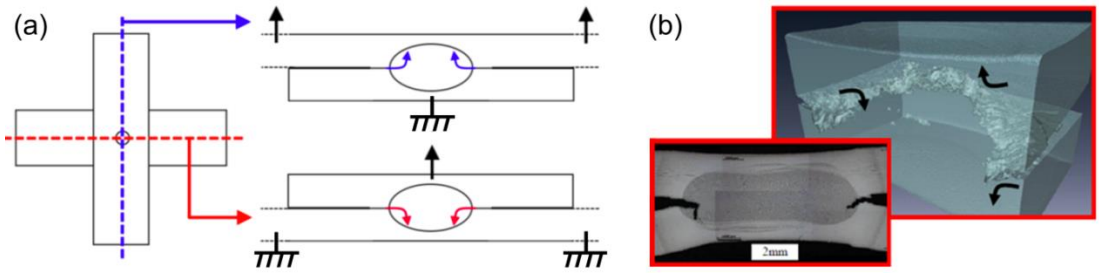

Fig.3.31 (a) *Direction de bifurcation en fonction des conditions aux limites appliquées (échelle non respectée).* ***(b)*** *Vue en micro-tomographie 3D d'un demi front de fissure bifurqué dans un assemblage de DP980 et sa coupe métallographique associée [DAN09B]*

Au vu de notre problème et des hypothèses choisies, nous sommes conscients que le cadre d'application standard de la mécanique des milieux continus est loin d'être respecté. C'est pourquoi, nous choisissons de comparer des valeurs de K_{eq} normalisées (par $K_{eq,max}$) et d'introduire une estimation de l'incertitude sur nos résultats. La visualisation de l'effet sur les courbes de K_{eq} normalisées (**Fig.3.32**) montre que les courbes se décalent uniquement selon l'axe des abscisses (angles φ potentiels) en maintenant leur forme. En ce qui concerne l'impact de la charge sur la distribution de K_{eq} en fonction de l'angle potentiel de déviation de fissure φ (**Fig.3.32a**), pour θ < 45° nous relevons -3,5°/kN sur les valeurs de φ^* prédites à $K_{eq,\,max}$ (+3,5°/kN pour θ > 45°). L'effet de l'avancée interfaciale, illustré sur la **Fig.3.32b** est bien moins marquée et négligeable.

Si l'on considère que la bifurcation de fissure peut se faire dans une plage angulaire respectant K_{eq} > 90% de $K_{eq,max}$, l'angle φ^* prédit à θ = 0° est de -18 ± 30°, ce qui constitue un intervalle très large, où la propagation interfaciale est permise, i.e. soumise à la même force motrice, à 10% près. Même en appliquant un critère plus sévère de 95% sur le rapport $K_{eq}/K_{eq,max}$, la fourchette d'angles correspondante reste très large, $\Delta\varphi$ = 50°. De plus, $\Delta\varphi$ reste constant autour de la soudure (selon θ) malgré les variations de F et de a, ce qui nous pousse à conclure que, ni le chargement, ni l'avancée de propagation interfaciale ne semblent exacerber l'apparition de déviations suivant l'angle φ^*, prédit par $K_{eq,max}$ (i.e. resserrer la fonction $K_{eq}(\varphi)$ autour d'une valeur préférentielle).

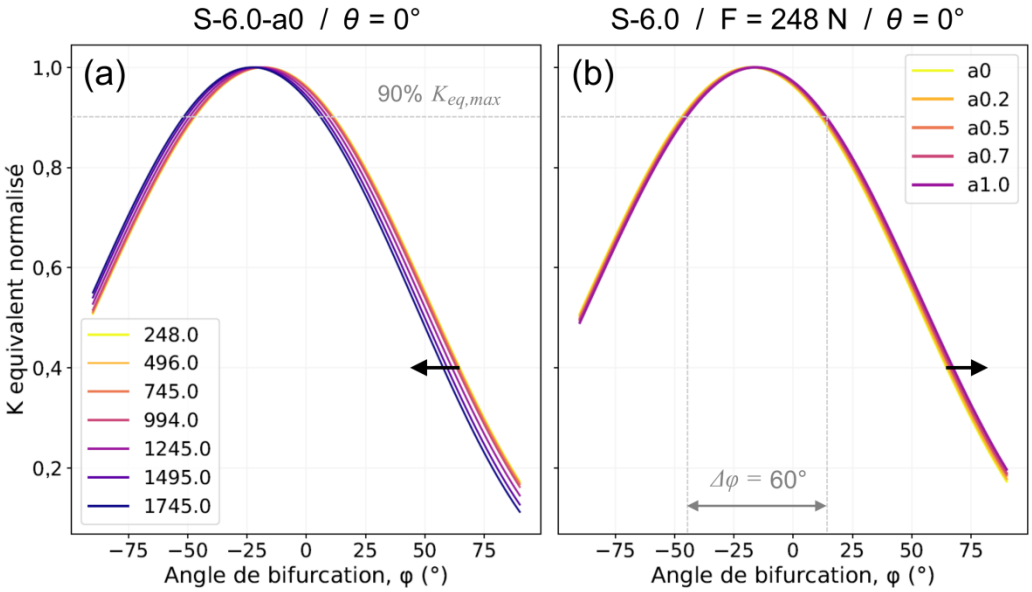

Fig.3.32 *Tranches de K_{eq} normalisé extraites à θ = 0°.* ***(a)*** *Evolution avec la charge et* ***(b)*** *évolution en fonction de a*

L'augmentation de la charge diminue néanmoins la probabilité d'obtenir de la propagation interfaciale, alors que l'impact de l'avancée interfaciale est quasiment négligeable sur $K_{eq}(\varphi)$. Au final, la déviation, si elle a lieu, a tendance à se produire dans la direction de déplacement du mors le plus proche, mais la possibilité de propager dans le plan interfacial reste envisageable, surtout lorsque l'amorçage se produit à des charges faibles. Ces résultats pourraient expliquer l'écart sur les longueurs moyennes de propagation interfaciale mesurées entre les soudures SEP et PHT (cf. Chapitre 2), étant donné que le paramètre principal qui différencie le clivage dans les deux types de

soudure est la charge à l'amorçage de fissure en ZF. Or, la **Fig.3.32** montre que l'augmentation de la charge constitue une force motrice faible qui tend à faire bifurquer la fissure (φ^* s'éloigne de 0°). Dans la pratique, tous les grains ayant un plan {001} à -18 ± 25° du plan interfacial sont donc éligibles à la rupture par clivage, ce qui constitue statistiquement un nombre non négligeable de grains et nous laisse conclure que la mécanique est peu directive quant à la direction de propagation du clivage.

4.2. Simulation de bifurcations successives

Afin de comparer les chemins de fissuration expérimentaux avec les prévisions du modèle, les profils de $\varphi^*(\theta)$ sont calculés pour des structures comportant un front de fissure de plus en plus bifurqué par itérations. La procédure consiste à calculer un premier profil $\varphi 1(\theta)$ à partir d'un maillage S-6.0-a0, à une charge de 994 N. La charge choisie permet de se rapprocher des conditions estimées à l'amorçage de la propagation en ZF, puisque le scénario de fissuration identifié dans le Chapitre 2 montre que les étapes d'amorçage de propagation interfaciale et de déviation du front sont expérimentalement indissociables. Nous nous plaçons donc théoriquement dans les conditions de chargement donnant lieu à la première déviation macroscopique du front de fissure. Le profil obtenu est approximé par une fonction tangente hyperbolique de la forme suivante :

$$\varphi 1_t(\theta) = A_1 \cdot \tanh\big(B_1 \cdot (\theta - 45)\big) \qquad (3\text{-}17)$$

avec θ en degrés et (A_1, B_1), les constantes régulant respectivement l'amplitude et la vitesse de transition de la courbe (i.e. la raideur de la pente à θ = 45°). Comme nous pouvons le voir sur la **Fig.3.33**, la tangente hyperbolique décrit très fidèlement l'évolution de l'angle de bifurcation prédit (diamants bleu sur la figure). La fonction $\varphi 1_t(\theta)$ définie est ensuite utilisée pour mailler une nouvelle structure fissurée (**Fig.3.33**). Etant donné que la propagation avec déviation en ZF se fait de manière brutale, tous les profils $\varphi i(\theta)$ suivants (i.e. i > 1) sont extraits au premier pas de calcul. Le nouveau profil calculé est approché par une fonction de la même forme (tangente hyperbolique avec des coefficients A_i, $B_i \neq A_1, B_1$) et les étapes précédentes sont répétées. L'obtention de maillages aux fronts bifurqués s'appuie sur la translation des nœuds se trouvant sur le plan interfacial du maillage de référence, ce qui limite le nombre de déviations successives avant que les éléments ne soient trop déformés.

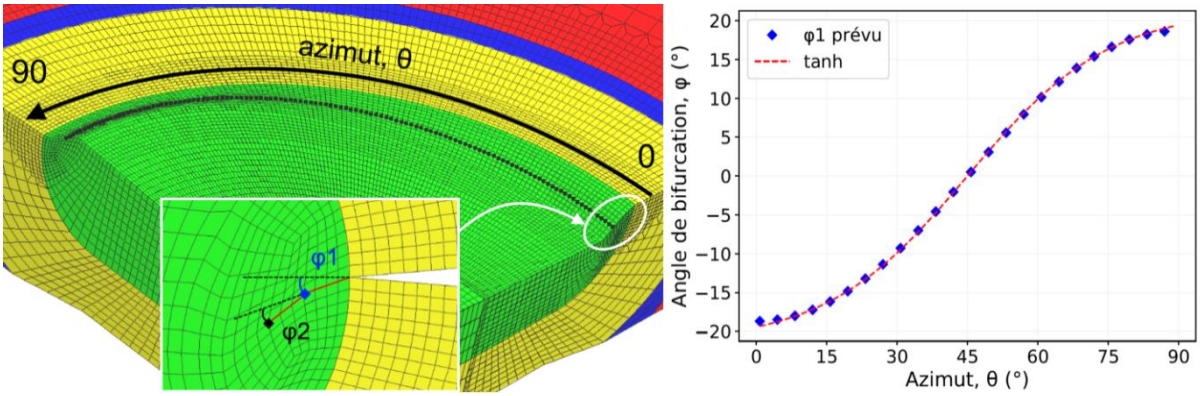

Fig.3.33 *Visualisation d'un maillage au front de fissure (en rouge dans l'insert) dévié deux fois et le profil de $\varphi_1^*(\theta)$ correspondant. Représentation de la moitié inférieure du système pour faciliter l'observation du front*

La longueur de chaque segment bifurqué est fixée à 0,1 mm en se basant sur nos observations expérimentales d'essais interrompus non bleuis. La **Fig.3.34** illustre les sections mesurées pour estimer la longueur de propagation à chaque déviation. Toutes les ZF sont caractérisées par la même longueur moyenne de 0,1 mm.

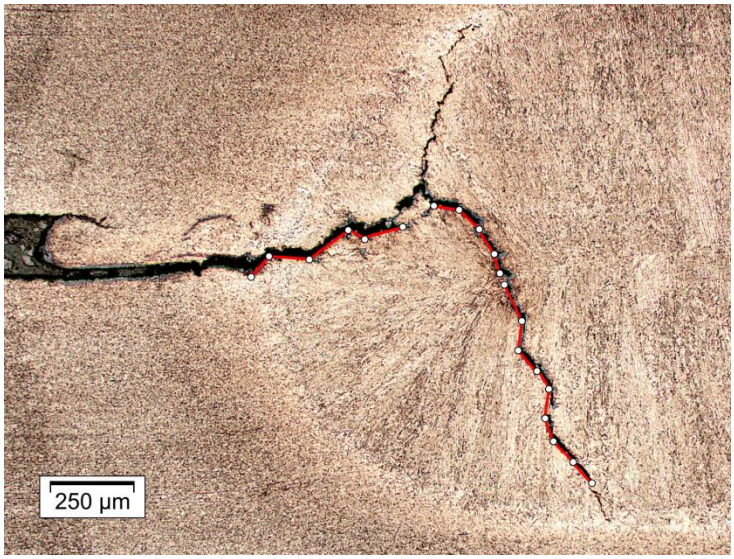

Fig.3.34 *Coupe métallographique d'un essai interrompu de soudure SEP58 à 70% sans bleuissement. Les segments de propagation macroscopique sont indiqués en rouge*

Les résultats des bifurcations successives, sur un maillage initial S-6.0-a0, sont représentés sur la **Fig.3.35**. Comme mentionné plus tôt, les instabilités sur les courbes sont dues à la déformation progressive des éléments proches du front de fissure. Les résultats de *φ3(θ)* et *φ4(θ)* montrent que les azimuts présentant les angles absolus maximaux se décalent au fur et à mesure des déviations.

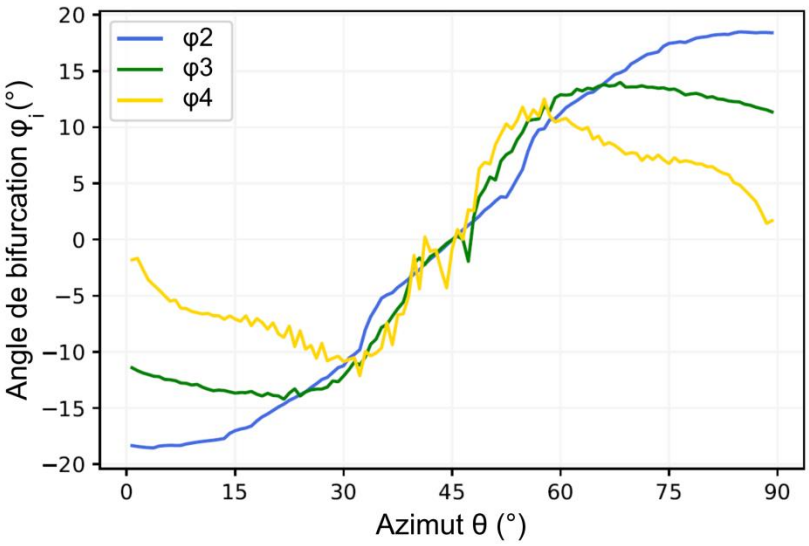

Fig.3.35 *Profils φi(θ) calculés pour des bifurcations successives*

Le calcul de la somme des angles de bifurcations, au fur et à mesure des déviations introduites, donne l'orientation du dernier segment dévié par rapport au plan interfacial. La représentation de cet angle cumulé sur la **Fig.3.36a** montre une augmentation des valeurs aux paliers des profils de bifurcation vers un seuil de saturation $\varphi_{tot,max}$ = ± 50°.

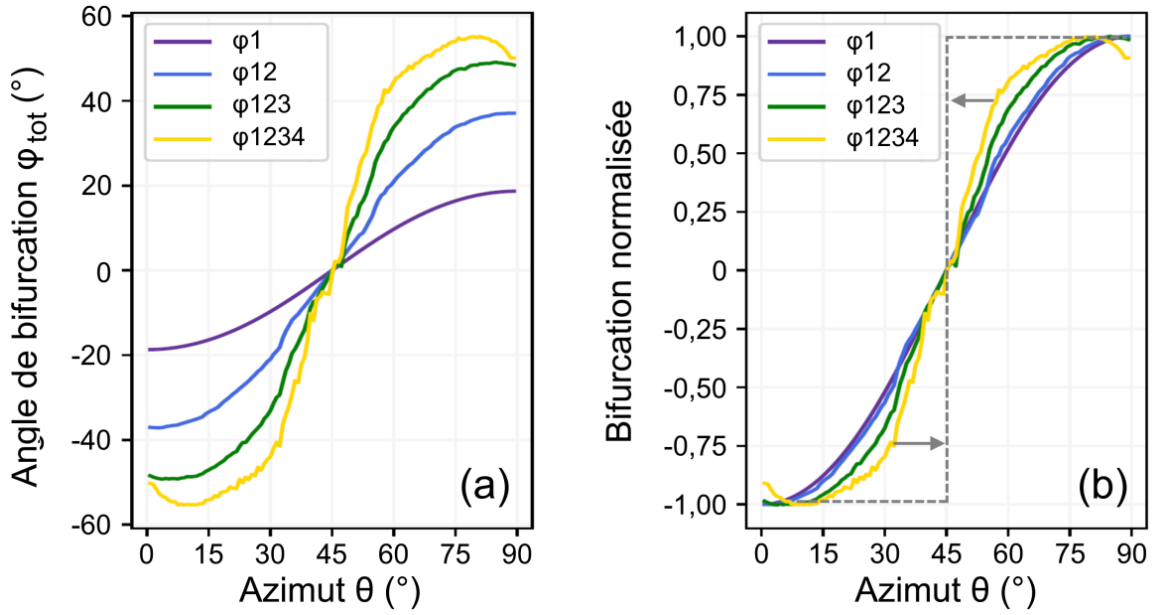

Fig.3.36 (a) *Profils d'angles cumulés au fur et à mesure des bifurcations.* ***(b)*** *Profils normalisés par les valeurs maximales des bifurcations cumulées évaluées*

D'autre part, la comparaison des courbes de bifurcations cumulées normalisées (**Fig.3.36b**) est adaptée à l'observation des conséquences du décalage de l'emplacement azimutal de φ_{max}. Nous pouvons ainsi apercevoir une tendance vers la formation d'un front de fissure en créneau, comme on peut en retrouver expérimentalement dans les **Fig.2.13b** et **Fig.2.19**. Au bout de quatre bifurcations, le front de fissure fait un angle global de ±50° avec le plan interfacial, sur deux tiers du pourtour de soudure.

En résumé, la mécanique de l'essai de traction en croix dans notre modèle ne prévoit pas de propagation interfaciale. La distribution calculée des angles de bifurcation prédits suivant l'azimut suit la forme d'une tangente hyperbolique, qui évolue vers l'obtention de créneaux au fil des déviations successives. Expérimentalement, la propagation dite « interfaciale » est très rugueuse, sur la **Fig.3.34** elle correspond plutôt à une succession de bifurcations dans des directions opposées, qui résultent en un angle global de faible valeur avec le plan interfacial. Or nous avons montré dans la section précédente, que la mécanique est peu restrictive quant à l'angle de bifurcation étant donné la forme de la distribution de K_{eq}, très large autour de son sommet. La tendance vers la formation de créneaux par l'élargissement circonférentiel, de part et d'autre des azimuts où se trouvent les points d'application du chargement, nous rappelle nos résultats expérimentaux et nous rassure sur la pertinence du critère de propagation suivant la contrainte tangentielle maximale pour notre problème [ERD63].

4.3. Réaction à des perturbations de la bifurcation

La dernière partie de cette section consiste en l'étude de la réponse de notre modèle mécanique face à l'introduction d'une perturbation sur le front de fissure modélisé. Etant donné que notre ZF est modélisée par un milieu continu homogène isotrope, un premier pas vers la prise en compte du caractère polycristallin du matériau pendant le clivage passe par le calcul sur des maillages comportant des profils $\varphi 1_t(\theta)$ modifiés dans les limites autorisées par un critère de 90% sur $K_{eq,max}$. La **Fig.3.37** compare les courbes des structures testées par rapport au profil « classique » prédit pour une structure S-6.0-a0 (KMAX_φ1). Nous considérons d'une part, une perturbation « positive » du front, qui correspond à l'exagération du profil dans les limites fixées, que nous appellerons KSUP (tirets bleus). D'autre part, la perturbation « négative » nommée KINF (pointillés roses), qui inverse le profil classique en visant les extrémités moins bifurquées du domaine défini par 90% de $K_{eq,max}$.

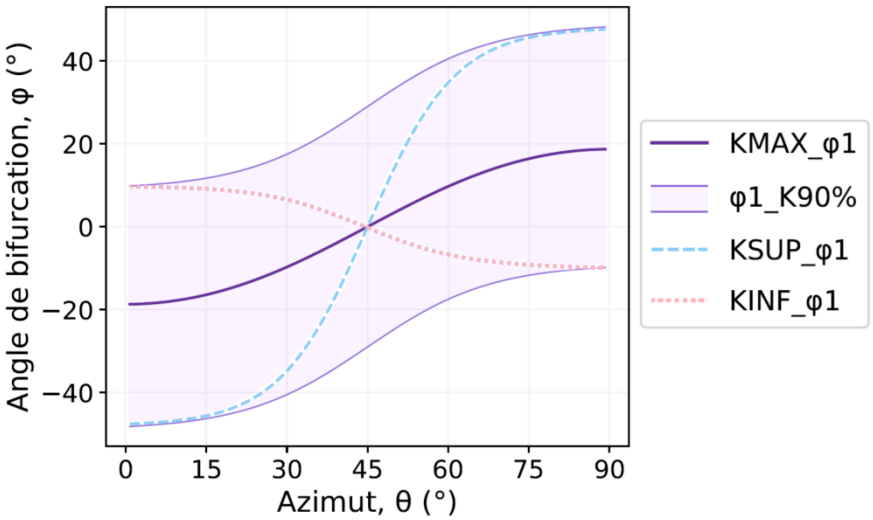

Fig.3.37 *Profils modifiés (KSUP, KINF) comparés au profil de déviation prévu (KMAX) pour une soudure S-6.0-a0*

Les résultats de KSUP représentés sur la **Fig.3.38a**, se recoupent avec nos observations précédentes, lors de l'étude des bifurcations successives. Nous retrouvons bien une saturation de la bifurcation maximale, qui tend vers ± 50°, ainsi que la transition de la forme du profil vers un créneau. Les calculs KINF successifs montrent que la contribution de KINF_φ2 compense la perturbation introduite en KINF_φ1, pour rétablir une bifurcation totale quasi-nulle (**Fig.3.38b**). Nous observons ainsi un « redressement » du profil, qui ramène le front sur une orientation des déviations dans la direction de déplacement du mors le plus proche (cf. **Fig.3.31**). Malgré la présence de quelques perturbations sur la courbe, KINF_φ123 (équivalente à KINF_ φ3, dans notre cas, puisque KINF_φ12 ramène le front sur le plan interfacial) donne un profil très similaire à KMAX_φ1, ce qui indique que les angles de bifurcation ne sont pas impactés par l'historique derrière le front de fissure, mais uniquement par l'orientation du dernier plan de propagation.

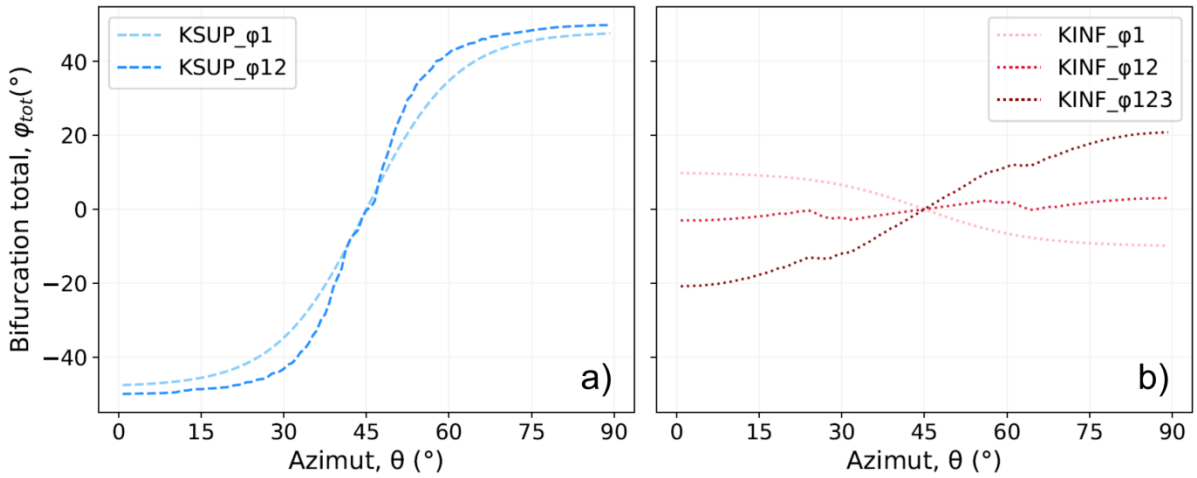

Fig.3.38 *Profils de bifurcation totale obtenus après* ***(a)*** *deux déviations sur un maillage KSUP et* ***(b)*** *trois déviations sur un maillage KINF*

En conclusion de cette partie sur la simulation de la rupture fragile stable en ZF, l'analyse purement mécanique de la configuration de traction en croix ne prévoit pas de propagation interfaciale. La prédiction des directions de bifurcation du front de fissure, basée sur le critère en contrainte tangentielle maximale d'Erdogan et Sih, donne des profils se rapprochant des observables expérimentales. Que ce soit en termes des directions préférentielles correspondant aux directions d'application de chargement [DAN09B], ou en termes du profil général tendant vers la formation de créneaux. Nous avons montré que ces résultats sont robustes face à l'introduction de perturbations simulant la variabilité des directions de clivage due à la nature polycristalline de la microstructure. Aucun effet de l'historique de bifurcation derrière le front de fissure n'a été relevé et seule la charge imposée est un facteur du premier ordre sur les angles de déviation de fissure. Ces résultats sont des éléments supplémentaires qui suggèrent que les modes de rupture PIF et FIF sont pilotés par la microstructure. Le développement d'un modèle pouvant prédire le mode de rupture se heurte donc à la nécessiter de prendre en compte l'orientation cristalline des grains. Or ce type de calculs est difficilement envisageable dans l'industrie du fait de sa complexité de mise en œuvre.

5. Chargement mécanique à l'amorçage dans le ligament de ZAT

Un autre objectif de la simulation numérique de l'essai de traction en croix est l'analyse du chargement en pointe de fissure, pour un front dévié se trouvant à la frontière entre la ZF et le ligament de ZAT (**Fig.3.39**). Sur la base de nos observations de faciès de rupture, le dernier ligament de matière, qui stoppe la propagation de fissure semble rompre par cisaillement ductile, étant donné les cupules fortement allongées, dans ce que l'on suppose être la direction de propagation de fissure (**Fig.3.40**). L'épaisseur moyenne du ligament restant est de 0,4 mm et aucune formation de cavités, qui suggèreraient de l'endommagement diffus, n'a été observée sur les coupes transversales d'essais interrompus (non bleuis).

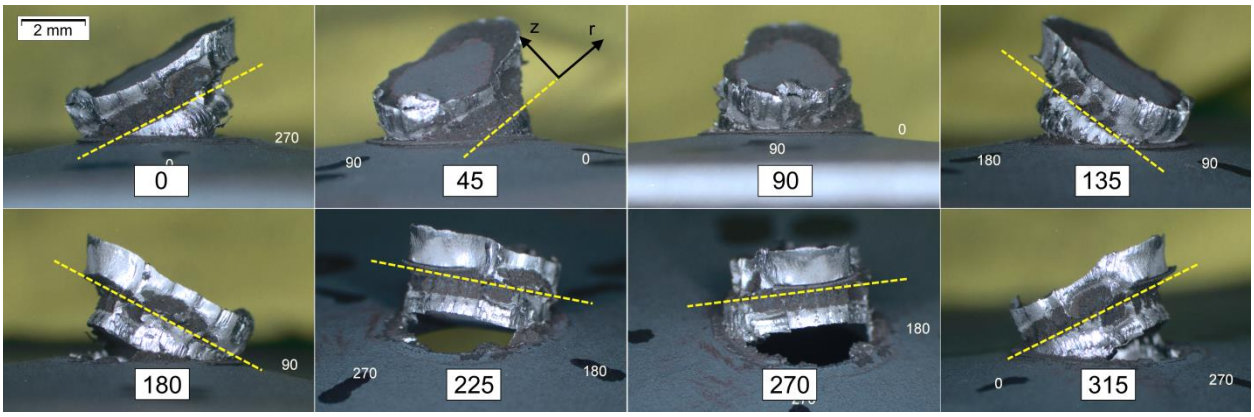

Fig.3.39 *Forme du front de fissure marquée sur une soudure P70 (essai stoppé à 2870 N) rompue à T_{amb} après traitement de bleuissement. Le plan interfacial est indiqué par les tirets jaunes*

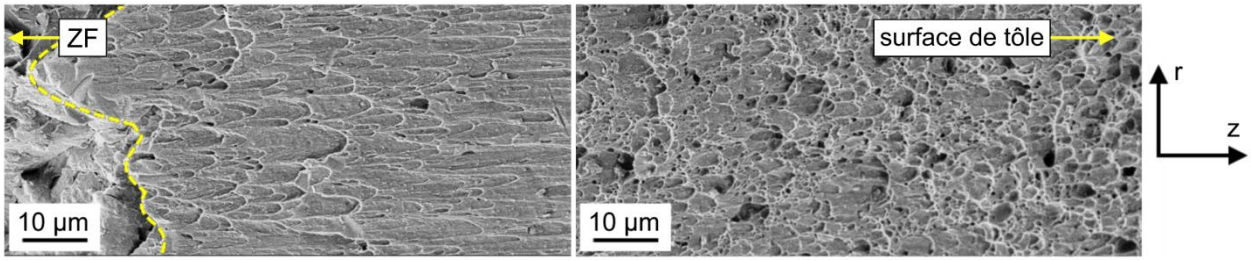

Fig.3.40 *Faciès de rupture dans le ligament de ZAT d'une soudure PHT58, suite à un essai en croix standard*

Nous nous basons sur le même modèle que dans la partie précédente, seule la forme du front de fissure change. Le front en créneau est modélisé en dédoublant les nœuds se trouvant sur les surfaces grisées représentées sur la **Fig.3.41**. Chacun des créneaux sont séparé par 10° sur la circonférence et couvrent une plage azimutale de 40°, sur laquelle le front de fissure se trouve à la frontière entre la ZF et le ligament de ZAT. Sur la **Fig.3.41**, la moitié supérieure de la soudure est affichée en transparence sans le maillage pour améliorer la visibilité des créneaux. La longueur d'avancée interfaciale et l'angle globale de bifurcation (φ_{tot}) ne sont pas particulièrement représentatifs de la réalité (φ_{tot} variable), ou même des angles prédits par le modèle (φ_{tot} ~55°) mais la forme très particulière du front nous imposent des restrictions quant au chemin à mailler. De plus, nous avons montré que l'historique des déviations derrière le front de fissure n'avait pas d'influence sur les FIC calculés, c'est plutôt l'angle cumulé, φ_{tot}, qui va piloter les résultats. Pour obtenir un front de fissure le moins perturbé possible par les effets de marches d'escalier, l'avancée interfaciale est fixée à 0,65 mm pour se retrouver sous une rangée d'éléments parfaitement alignés dans la direction normale au plan interfacial. Nous noterons tout de même la présence de coins à la base des créneaux et sur leurs sommets intérieurs, qui risque de perturber les champs de contraintes. Les conditions aux limites restent les mêmes que pour les calculs des sections précédentes.

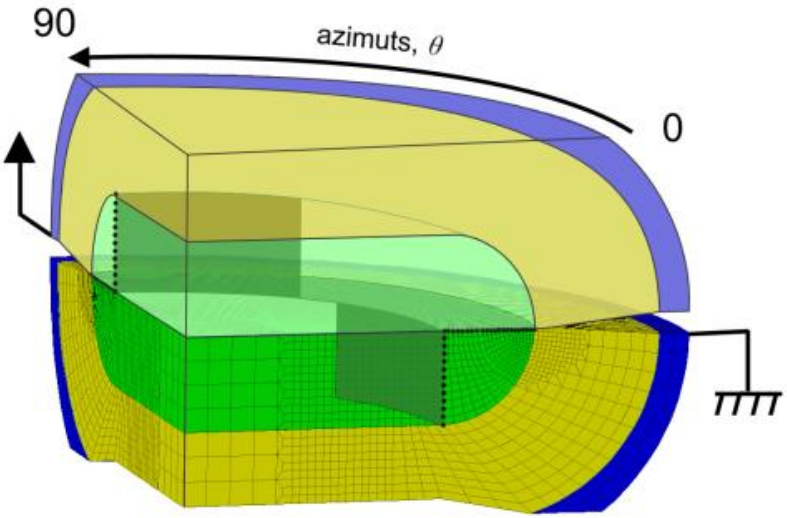

Fig.3.41 *Maillage du front de fissure en créneaux représenté par des surfaces grisée et visible en transparence à travers la soudure*

Etant donné l'épaisseur de matériaux restant dans cette nouvelle configuration, le calcul des FIC n'est plus possible. Toutefois, le mode de rupture ductile identifié expérimentalement, nous conduit naturellement vers une analyse en plasticité généralisée. Nos simulations ont ainsi pour objectif, l'évaluation de la forme des champs de contrainte afin de comprendre comment le ligament de ZAT est sollicité.

5.1. Procédures de post-traitement des simulations

Le traitement des résultats de calcul exploitent avant tout les contraintes principales à chaque point de Gauss ($\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$). À partir de ces valeurs, nous pouvons calculer le paramètre de Lode, $\mathcal{L}$, qui permet de distinguer le type d'état de contrainte, dans chaque élément du maillage en 3D.

$$\mathcal{L} = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \qquad (3\text{-}18)$$

- La condition $\mathcal{L} = 0$, équivaut à remplir la condition $2\sigma_2 = \sigma_1 + \sigma_3$. Cette inégalité est vérifiée entre autres dans le cas du cisaillement pur ($\sigma_1 = +\tau$; $\sigma_2 = 0$; $\sigma_3 = -\tau$);
- La condition $\mathcal{L} = -1$, équivaut à un chargement de traction uniaxiale ;
- La condition $\mathcal{L} = +1$, correspond à un chargement en traction bi-axiale.

Lorsque le paramètre ne prend pas l'une de ces valeurs limites, l'état de contrainte est plus difficile à appréhender. Nous utilisons alors le tracé des cercles de Mohr, afin de visualiser les composantes de la contrainte principale maximale extraite dans des éléments proche du front de fissure.

La **Fig.3.42a** montre un exemple du tracé d'un cercle de Mohr caractérisant l'état de contrainte général d'un point P, sous un chargement triaxial. Si l'on considère une surface de normale $\vec{n}$ contenant le point P, alors le vecteur contrainte vaut :

$$\vec{T}_{\vec{n}} = \bar{\bar{\sigma}}.\vec{n} = \sigma_n.\vec{n} + \vec{\tau}_n \qquad (3\text{-}19)$$

qui peut se décomposer selon une composante colinéaire à $\vec{n}$, σ_n, et une composante orthogonale, $\vec{\tau}_n$. L'ensemble des valeurs (σ_n, τ_n) pour toutes les orientations possibles de $\vec{n}$ est une surface délimitée par trois cercles, représentée par la zone hachurée sur la **Fig.3.42a**.

Sur la **Fig.3.42b**, nous distinguons l'angle φ, de bifurcation de fissure et l'angle α, qui sert de paramètre d'identification des éléments dans l'espace, par rapport au front de fissure, en plus des coordonnées classiques (x, z) pour un azimut donné. Les tenseurs de contraintes sont extraits pour tous les éléments situés dans une tranche angulaire α ± 80°, par rapport au plan du front bifurqué et l'analyse est appliquée à chaque azimut θ.

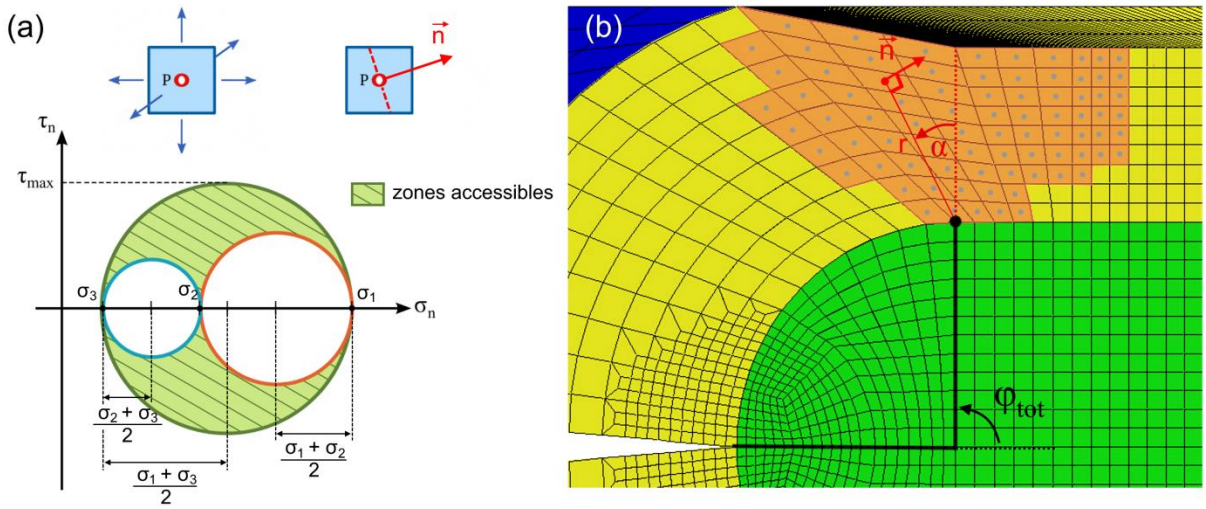

Fig.3.42 (a) *Cercle de Mohr dans un cas général de sollicitations triaxiales -* ***(b)*** *Représentation sur une tranche azimutale (θ = 90°) des éléments de notre maillage pour lesquels on s'intéresse à l'état de contrainte*

Les rayons des cercles décrivant la représentation de Mohr sont spécifiques à chaque élément étudié. Or nous cherchons à comparer l'état de contrainte de plusieurs éléments les uns par rapport aux autres. Nous ne représentons donc que le grand cercle de rayon τ_{max} (valeur maximale calculée dans le groupe d'éléments choisi) et nous nous intéressons au cas particulier où $\vec{n}$ correspond à la direction d'ouverture, comme schématisé sur la **Fig.3.42b**. Il est alors possible de comparer les coordonnées relatives de $\vec{n}$ pour chaque élément (σ_n- τ_{max}/ τ_{max} et τ_n/ τ_{max}), comme nous pouvons en voir l'exemple sur la **Fig.3.43**.

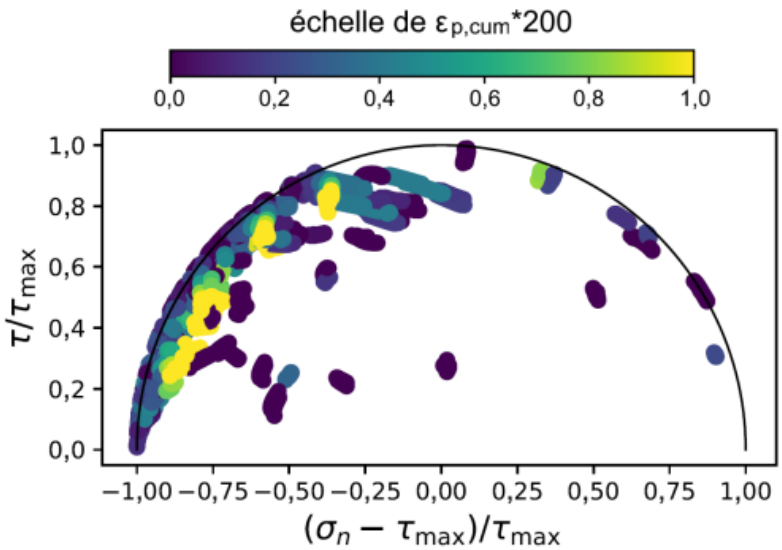

Fig.3.43 *Représentation des coordonnées relatives décrivant les vecteurs $\vec{n}$ des éléments d'intérêt, sur le cercle de Mohr principal. L'échelle de couleur correspond aux valeurs de $\varepsilon_{p,cum}$*200*

Les résultats des représentations de Mohr sont complétés par la représentation d'autres variables mécaniques en fonction de la position des éléments vis-à-vis de la pointe de fissure, ou bien de leurs coordonnées dans l'espace.

5.2. Résultats des analyses de chargement mécanique

La carte de Lode présentée sur la **Fig.3.44** est difficile à interpréter car peu de points prennent les valeurs limites de $\mathcal{L}$, ce qui témoigne d'un chargement complexe, dans la région étudiée. Les précisions sur la nature et les contributions des modes de chargement sont plutôt extraits des représentations de Mohr.

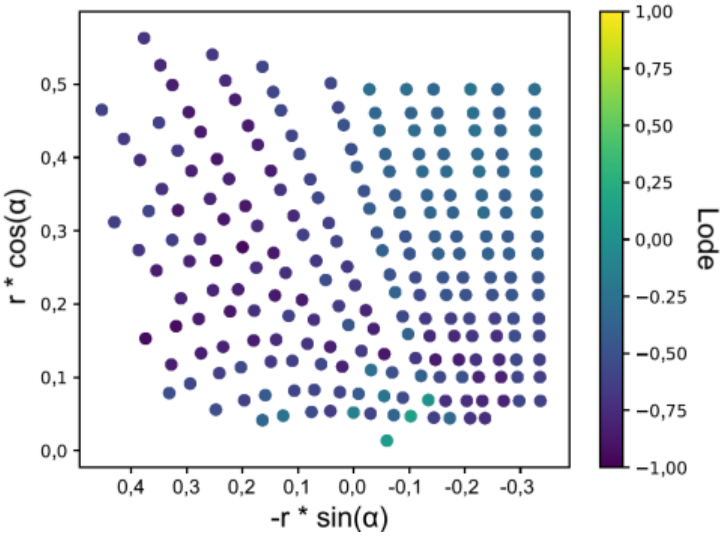

Fig.3.44 *Carte de Lode sur les éléments de la région d'intérêt*

Nous pouvons voir sur la **Fig.3.45a**, que la majorité des points se concentrent dans la moitié gauche de notre cercle principal, avec une large distribution de valeurs de τ_n et de σ_n - τ_n (< 0), qui indique un chargement mixte. La **Fig.3.45b**, permet d'identifier le type de sollicitation colinéaire à la direction d'ouverture, $\vec{n}$ (traction/compression), qui est en jeu selon l'emplacement des éléments. Nous pouvons donc voir une transition de la traction ($\sigma_n > 0$) proche de la pointe de fissure, vers de la compression ($\sigma_n < 0$) en se rapprochant de la surface de la tôle, le ligament est donc en flexion.

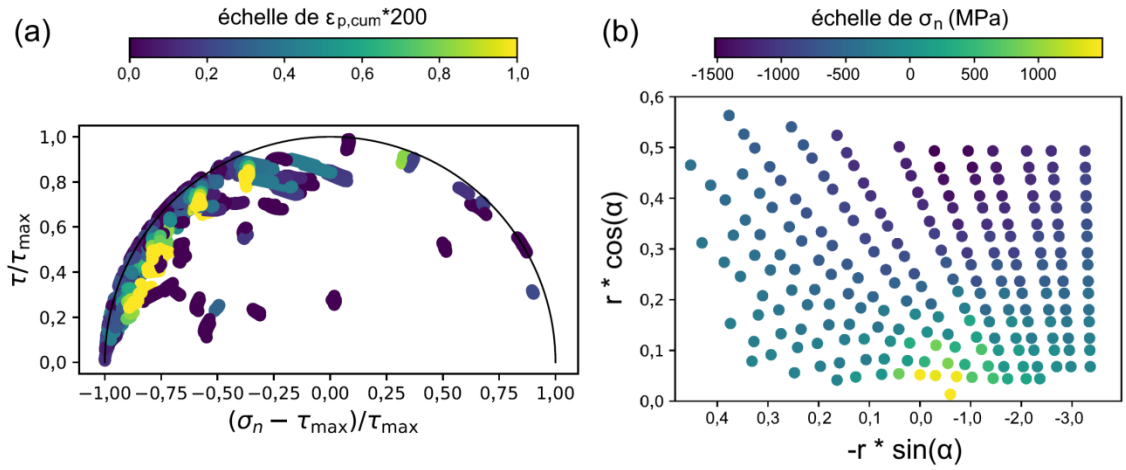

Fig.3.45 (a) *Représentation de l'état de contrainte des éléments d'intérêt sur le cercle de Mohr principal en conjonction avec* ***(b)*** *la carte des valeurs de σ_n pour chaque point*

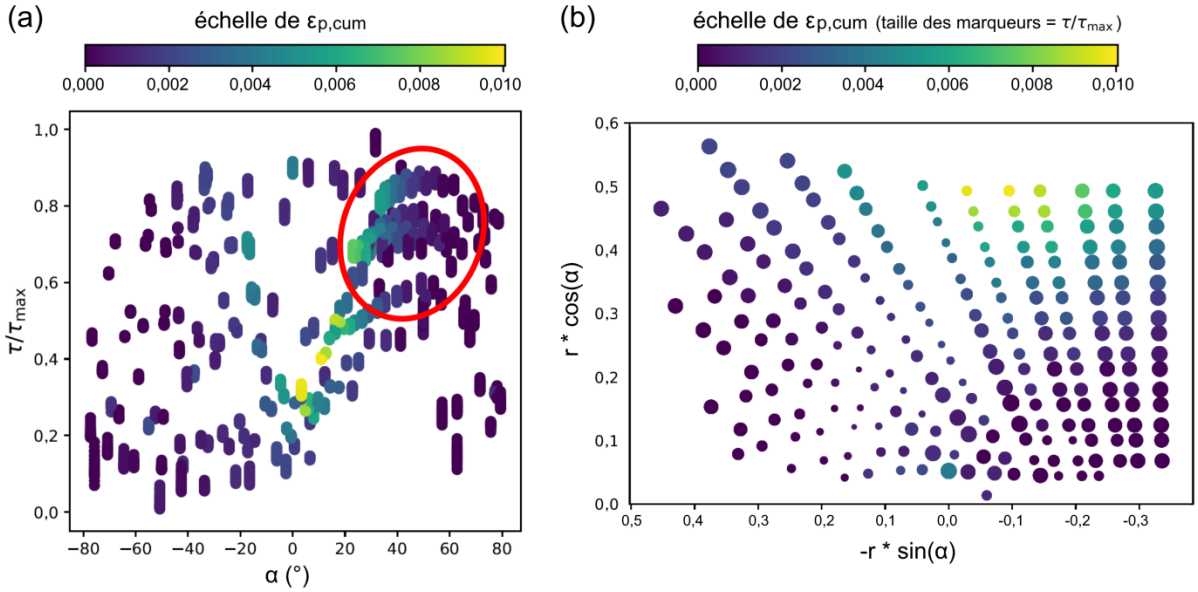

Fig.3.46 (a) *Répartition de τ/τ_{max} en fonction de l'orientation, α, avec le front de fissure -* ***(b)*** *Distribution spatiale de τ/τ_{max} (taille des marqueurs) et de $\varepsilon_{p,cum}$ (couleurs)*

Si nous nous intéressons maintenant aux valeurs des composantes orthogonales, τ_n, la **Fig.3.46a** montre une forte concentration de points qui présentent une composante en cisaillement plus élevée que $0{,}5\tau_{max}$, suivant la direction $\alpha \sim 45°$. Cette représentation graphique permet en même temps de voir que les niveaux de déformation plastique dépassent 0,2% pour ces points. Ces

éléments indiquent la possibilité d'avoir une bande de localisation du cisaillement menant à la rupture, suivant cette direction. Les points les plus déformés se trouvent au niveau de l'indentation, or cette zone se trouve en compression d'après la **Fig.3.45b**, ce qui en théorie empêche l'amorçage de fissures partant de la peau pour entrer dans le ligament de ZAT.

En conclusion, lorsque le front de fissure en créneau atteint le ligament de ZAT, les représentations de Mohr nous indiquent que la région devant le front de fissure est principalement sollicitée en cisaillement et en traction/compression. La distribution des contraintes dans l'espace rappel une configuration en flexion avec une part de cisaillement, ce qui peut induire une stabilisation de la propagation de fissure dans le ligament.

6. Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons appliqué les principes de la mécanique linéaire de la rupture à l'étude de la fissuration des points soudés par résistance. L'absence de critère de propagation de fissure mais aussi la relative stabilité de cette propagation, constatée expérimentalement en ZF, nous amène à mailler des géométries distinctes comportant chacune un front de fissure plus ou moins avancé.

L'estimation des lois de comportement par micro-traction, montre une bonne cohérence des résultats d'essais sur le métal de base, ce qui fait de la traction de micro-éprouvettes, une méthode viable, bien que délicate à mettre en œuvre. C'est pourquoi l'estimation par la dureté a aussi été utilisée, en particulier en ZAT. La cohérence des Rm prédits par la relation de Cahoon [CAH72], avec nos résultats de micro-traction nous motive à utiliser la méthode pour simuler le comportement des différentes ZAT en faisant l'hypothèse que l'écrouissage dans ces régions reste similaire à celui du métal de base. La condition de plasticité confinée étant vérifiée pour nos cas d'étude, la mécanique linéaire de la rupture a été appliquée, tant que la fissure reste éloignée du ligament de ZAT. Les facteurs d'intensité des contraintes ont donc été calculés et utilisés pour la prédiction des angles de bifurcation de fissure, suivant le critère de contrainte tangentielle maximale [ERD63].

Les différences de valeurs des facteurs d'intensité de contrainte à l'amorçage (en mode I), selon les soudures, présagées par l'écart sur la charge à l'amorçage de fissure en ZF, sont confirmées par la simulation numérique. K_{Ic} pour la ZF de PHT58 (68 MPa.√m) est presque trois fois supérieure au K_{Ic} de SEP58 (25 MPa.√m) puisque les facteurs principaux de l'essai, qui affectent les facteurs d'intensité de contrainte sont la charge imposée et le diamètre de section portante. K_I est le plus impacté par les paramètres mentionnés, tandis que K_{II} et K_{III} varient dans des proportions plus négligeables.

L'étude des bifurcations de fissure prévoit une déviation locale du front de fissure dès les premiers pas de calcul et ce, pour toutes les structures étudiées. La direction de bifurcation préférentielle suit la direction de déplacement du mors le plus proche. Cependant, l'introduction d'un critère d'acceptabilité pour nuancer nos résultats de simulation, qui reposent sur des hypothèses simplificatrices fortes, révèle que les plages angulaires calculées pour K_{eq} > 95% de $K_{eq,max}$ sont peu restrictives et admettent souvent la possibilité de propager dans le plan interfacial. L'augmentation

de la charge, à laquelle le critère de bifurcation est calculé, a tendance à diminuer la probabilité de propagation interfaciale, en décalant la plage angulaire permise, sans la resserrer. Ces résultats montrent que dans la pratique, une certaine marge peut être accordée à la contribution de la microstructure, c'est-à-dire l'orientation locale des plans {001}, ce qui peut expliquer l'aspect très rugueux du clivage en ZF. La présence de bifurcations et leurs directions de propagation sont donc contrôlées par la mécanique de l'essai, qui ne prévoit pas de rupture interfaciale totale. L'obtention d'un mode de rupture partielle à l'interface, à la place du déboutonnage, serait donc une conséquence des microstructures de soudage qui présenteraient une sensibilité plus ou moins accrue à l'amorçage de fissure dans le plan interfacial.

Pour l'étude du chargement en pointe de fissure arrêtée devant le ligament de ZAT, les champs de contraintes ont été considérés en plasticité généralisée dans tout le volume du ligament. Le calcul du paramètre de Lode, $\mathscr{L}$, montre que le chargement est très complexe. La projection de Mohr des tenseurs de contraintes pour chaque élément sur une tranche azimutale permet de décomposer les contributions en cisaillement et en sollicitations uniaxiales. Nous retiendrons que le ligament devant le front de fissure à la frontière ZF/ZAT est soumis à un état de contrainte en flexion, avec le potentiel de former une bande de localisation de cisaillement ductile dans un angle de 45°, vers l'axe de révolution de la soudure, plutôt que vers l'extérieur. La présence de cisaillement ductile lors de la rupture du ligament de ZAT est observée expérimentalement, à travers la présence de cupules très allongées sur le faciès de rupture de la région. Quant à la flexion, elle est suggérée par le changement de morphologie des cupules très cisaillées proche de la ZF, puis de plus en plus équiaxes en se rapprochant de la surface de tôle.

Enfin, le prochain chapitre sera dédié à la recherche des éléments microstructuraux qui pilotent la rupture fragile en clivage dans la ZF, notamment la sensibilité au clivage en mode I. Puis à la comparaison des performances en cisaillement des microstructures de ligament de ZAT (SEP58 et PHT58) grâce à l'élaboration de microstructures modèles par la simulation des historiques thermiques de cette région, selon le cycle de soudage.

Chapitre 4 : Effet de la microstructure sur la rupture et la fissuration

Au travers des différents résultats déjà présentés dans ce manuscrit, nous avons pu voir que malgré un mode de rupture identique (PIF) et un scénario de fissuration globalement similaire, un écart important est relevé sur le CTS, entre les soudures SEP58 et PHT58. Les étapes clé identifiées pendant l'essai de traction en croix sont l'amorçage du clivage en ZF et la rupture ductile du ligament de ZAT, sous chargement complexe. C'est pourquoi, ce dernier chapitre sera consacré à l'exploration du lien entre microstructure et rupture dans ces deux régions d'intérêt. Une présentation des liens connus dans la littérature est donc nécessaire afin de pouvoir positionner le comportement de nos soudures en acier inoxydable martensitique parmi les nuances AHSS. Nos résultats de caractérisations sont ensuite présentés dans des sections distinctes pour chacune des régions étudiées. Pour la ZF, les paramètres microstructuraux identifiés dans l'état de l'art, ainsi que la différence de précipitation relevée dans le chapitre 1 sont testées vis-à-vis du clivage. Une étude de la micro-texture issue du soudage est aussi réalisée en lien avec les résultats du chapitre 3. Enfin, l'exploration du lien entre microstructure et rupture dans le ligament de ZAT démarre par la caractérisation des différences microstructurales engendrées par les cycles SEP58 et PHT58. Leurs comportements respectifs face à un chargement macroscopique en cisaillement (correspondant au mode de rupture finale identifié dans les chapitres 2 et 3) est ensuite évalué, à l'aide de microstructures simulées et de l'analyse mécanique de l'essai par éléments finis.

1. Etat de l'art sur le lien entre microstructure et rupture

Nous nous sommes focalisés, lorsque c'était possible, sur la métallurgie des soudures par point d'aciers inoxydables martensitiques, quitte à élargir la bibliographie pour les sujets présentant moins de résultats sur ces aciers.

1.1. Développement des microstructures de soudures par point d'AHSS

1.1.1. Formation de la ZF

Comme nous l'avions déjà mentionné, les vitesses de refroidissement impliquées lors de cycles de soudage par point par résistance sont extrêmement rapides, de l'ordre de -1.10⁴ °C/s pendant la solidification et de l'ordre de plusieurs centaines de degrés par seconde durant la phase finale de refroidissement, au centre de la soudure. Dans la ZF, la combinaison des conditions de refroidissement et des compositions chimiques d'AHSS promeut la solidification en dendrites colonnaires et l'obtention d'une microstructure finale majoritairement martensitique [LIP05, TUM15, ZHA06B]. Selon la composition chimique des matériaux assemblés, la séquence de transformation de phases peut varier, comme indiqué dans la **Fig.4.1** [LAC90, LIP05]. Pour le soudage des aciers inoxydables, la prédiction de la séquence se base sur le rapport Cr_{eq}/Ni_{eq} [BAL00, DEL56, SCH49], qui se calcule selon les formules suivantes, obtenues à partir de résultats issus de soudage à l'arc :

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1{,}5.Si + 0{,}5.Nb \quad (4\text{-}1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30.C + 0{,}5.Mn \quad (4\text{-}2)$$

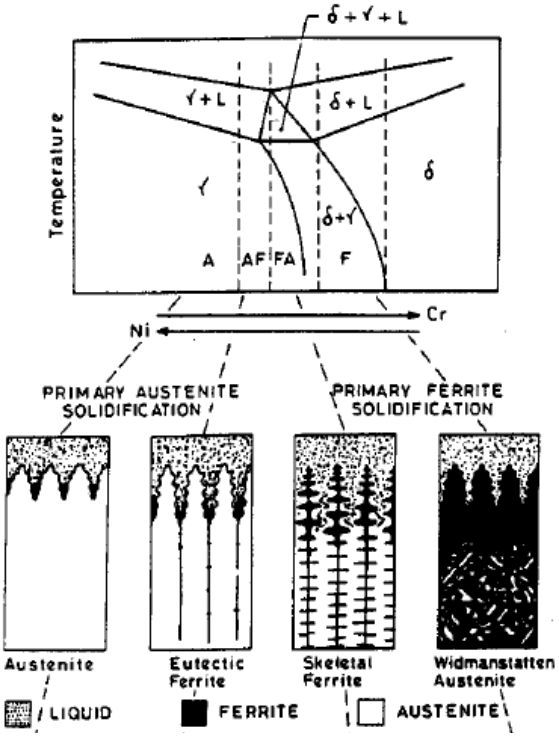

Fig.4.1 *Transformations de phase possibles durant la solidification en dendrites colonnaires [Bro84, Lac90]*

Pour un rapport en dessous de 1,48 la première phase formée est l'austénite, tandis qu'au-dessus de cette valeur, la solidification se fait en ferrite δ [SCH49]. Suivant la séquence de transformation, la nature des phases secondaires potentiellement présentes va changer. Lors de la solidification en austénite primaire, plusieurs auteurs ont noté l'apparition de micro-ségrégations en fin de solidification, favorisées par les faibles coefficients de partage entre l'austénite et le liquide. Notamment, ils mentionnent la formation de sulfures ou phosphures [KRA13A, B, MAT81, MAT89, SUG88, TAM03], qui n'apparaissent pas lors de la solidification en ferrite primaire. Dans la littérature, les soudures par point d'acier inoxydable martensitique présentent une ZF martensitique avec de la ferrite δ résiduelle [ALI14, POU17-18, SHI17]. Selon J.C. Lippold, l'obtention de cette microstructure se fait en partant d'une solidification en ferrite primaire. En fin de solidification, la dernière ferrite formée est enrichie en éléments alphagènes (principalement Cr et Mo), ce qui la stabilise et résulte en une transformation δ → γ incomplète. La microstructure finale est alors constituée d'une matrice martensitique et de résidus δ interdendritiques, de structure cubique centrée [LIP05].

Dans les gammes de compositions chimiques des AHSS, la martensite formée a une structure en lattes, schématisée sur la **Fig.4.2a** [MAK80, MAK84]. Au sein d'un grain austénitique parent, on peut distinguer plusieurs paquets, comprenant chacun des blocs de lattes morphologiquement parallèles les unes aux autres. Chaque bloc est constitué de multiples lattes faiblement désorientées cristallographiquement l'une par rapport à l'autre (θ < 10°), alors que les joints de blocs sont des joints fortement désorientés (θ > 15°). Pour les paquets, on retrouve à la fois des joints faiblement et fortement désorientés [MOR05].

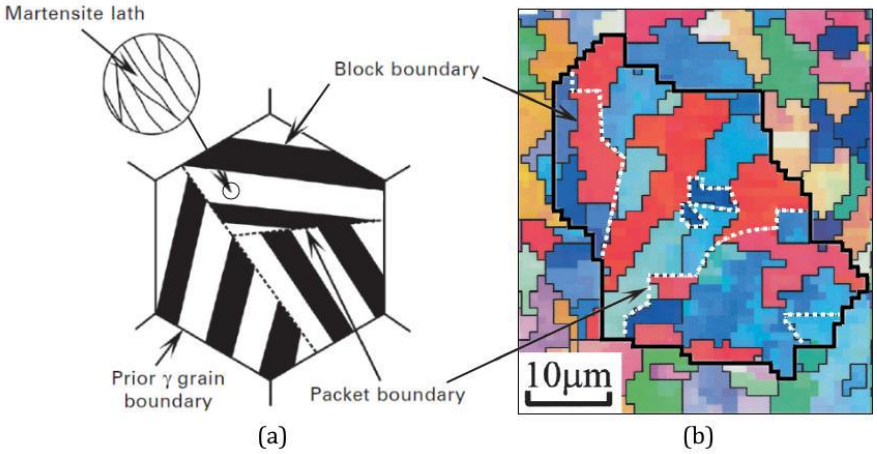

Fig.4.2 (a) *Schéma de la structure de martensite en lattes [MAT72]* ***(b)*** *Observations expérimentale en EBSD de la martensite dans un alliage Fe-0.2C-2Mn [MOR05]*

Nous pouvons voir sur la **Fig.4.2b** que les lattes d'un même bloc sont difficilement distinguables avec la résolution de l'EBSD. Ceci reste le cas même pour des cartes réalisées avec un pas plus fin que celui utilisé sur la **Fig.4.2b**. Les observations au MET sont plus adaptées pour des études à l'échelle des lattes, qui mesurent généralement autour de 0,2 à 0,5 μm d'épaisseur [MAK12]. L'interdépendance des orientations cristallographiques entre l'austénite et la martensite résultante est décrite par des relations d'orientation, que l'on retrouve par les zones de Bain dans les figures de pôles {001} de chaque grain parent [GOU00, KRA13C, REI14].

1.1.2. Microstructures en ZAT

En ZAT, le cycle thermique produit une ré-austénitisation du MB qui donne généralement de la martensite lors du refroidissement, en particulier dans les ligaments de ZAT sous les électrodes (-300 à -400 °C/s selon les cycles). Lorsque l'on se rapproche de la SCZAT, la martensite peut parfois être accompagnée de ferrite ou de bainite selon la composition chimique plus ou moins trempante de la nuance [BHA93, DAN11]. Dans la littérature, les études décrivant la microstructure en ZAT s'intéressent surtout au comportement de la SCZAT par comparaison avec la ZAT à gros grains, proche de la ZF, ou le MB. En effet, certains assemblages sont susceptibles de rompre par déboutonnage, dû à la localisation de la déformation entre la SCZAT et le MB. Pour les aciers au carbone, la transition de microstructure et de propriétés mécaniques en fonction de la température maximale subie a été étudiée dans des ZAT simulées par Gleeble, par S. Dancette pour des nuances Dual Phase(DP) [DAN11]. Les MB en DP contenant plus de martensite sont plus sensibles à l'adoucissement dans la SCZAT, allant même jusqu'à la formation de cémentite en SCZAT de DP980, à l'emplacement des îlots de martensite du MB. D'autre part, les nuances DP à plus faible fraction de constituants durs, comme les DP450, présentent une ZAT à gros grains plus sensible aux conditions d'austénitisation et de trempe, ce qui entraîne un risque de grains γ plus gros et de formation de bainite pour des vitesses de refroidissement abaissées. L'auteur montre ainsi qu'une large variété de microstructures peut être formée en ZAT et SCZAT, il ne discute cependant pas de l'impact que ces éléments microstructuraux peuvent avoir sur les performances CTS de ses assemblages [DAN11]. Le rôle des différentes ZAT pour des assemblages soudés par résistance d'acier 22MnB5, a été étudié par K. Paveebunvipak et V. Uthaisangsuk [PAV18]. Comme dans le cas des assemblages DP, les auteurs remarquent un adoucissement de la martensite en SCZAT avec la précipitation de cémentite. D'après leurs calculs micromécaniques (modélisation d'un élément de volume représentatif), l'augmentation du contraste de dureté entre les régions de la soudure favoriserait la localisation de la déformation et l'amorçage de la rupture ductile dans ces zones, lors du déboutonnage [PAV18]. Enfin, G. Park a étudié la microstructure de la ZAT à gros grains (proche de la ZF), dans des soudures d'acier TRIP medium Mn. Dans ces travaux, la température élevée dans cette région dissout partiellement les Ti(Mo)C, présents originellement dans le MB pour affiner la microstructure. La taille des grains γ (notée PAGS, pour Primary Austenite Grain Size) augmente donc de manière importante lors de l'austénitisation. De plus, les éléments Ti et Mn libres ségrègent aux joints des grains γ. Enfin, la trempe brutale dans cette région réduit la fraction d'austénite résiduelle. D'après l'auteur, la combinaison de tous ces éléments a pour conséquence une augmentation de la sensibilité à la rupture intergranulaire et au clivage transgranulaire dans la ZAT à gros grains [PAR19]. Ce phénomène est susceptible d'être applicable à d'autres nuances à fort taux de Mn, comme les DP [KRA13B].

Dans le cas des aciers inoxydables martensitiques, les carbures rencontrés sont des carbures de chrome dits « primaires », présents dans le MB et non dissous étant donné le temps de séjour très court à T > Ac_3 [ALI14, LIP05, SHI17], ainsi que des carbures secondaires, qui se forment préférentiellement aux joints de grains γ lorsque les soudures subissent un revenu [BHA93, FOO17, KOT93]. La ZAT présente une transition en s'éloignant de la ZF : la température maximale vécue diminuant, la fraction de carbures primaires non dissous augmente, ce qui entraîne une diminution

de la quantité de carbone dans la martensite formée. La dureté en ZAT éloignée de la ZF est donc plus faible qu'en bord de ZF [LIP05]. Pour M. Alizadeh-Sh *et al.* [ALI14], la transition microstructurale observée est à l'inverse, sur des assemblages de AISI420 à l'état recuit (MB ferrite + carbures). Selon ces auteurs, la fraction de carbures primaires est plus importante lorsque l'on se trouve proche de la ZF, comme illustré par les **Fig.4.3b,c,d**, où les auteurs identifient les particules claires, délimités par des contours sombres creusés par l'attaque, comme étant des $M_{23}C_6$ primaires. Ils expliquent ces observations par le fait que la vitesse de chauffage, prévue par la simulation numérique est de plus en plus importante en s'approchant du centre de la soudure, ce qui a pour conséquence l'augmentation de la température de dissolution des carbures (conditions hors équilibre thermodynamique).

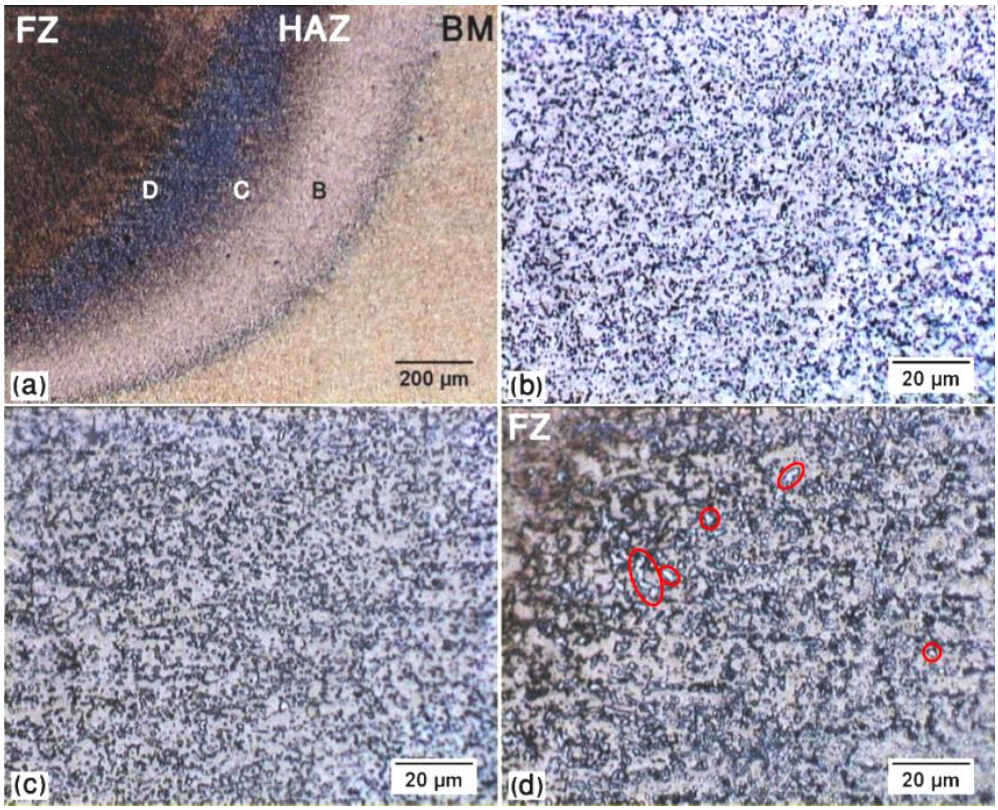

Fig.4.3 (a) *Transition de microstructure en ZAT de soudure d'AISI 420 –* ***(b,c,d)*** *Observations à plus fort grandissement des zones définies dans* ***(a)****, illustrant la variation de la fraction de carbures de chrome primaires en se rapprochant de la ZF (exemple de carbures entourés en rouge), d'après [ALI14]*

Nous remarquerons tout de même que le profil de dureté présenté dans les travaux de M. Alizadeh-Sh *et al.* a une allure identique à celle décrite par Lippold : dureté élevée proche de la ZF avec un adoucissement en allant vers le MB. De plus, dans l'article en question [ALI14], l'identification des particules claires (**Fig.4.3b,c,d**) est uniquement basée sur des observations par microscopie optique. Le devenir des carbures ne semble donc pas faire consensus, nous rappellerons cependant qu'Alizadeh-Sh *et al.* partent d'un MB à l'état recuit contrairement à la plupart des autres auteurs, qui partent de l'état martensitique.

La variation de la PAGS suit la même tendance que dans les aciers au carbone. La taille des grains γ diminue en s'éloignant de la ZF, avec un contraste de taille un peu plus marqué pour les aciers inoxydables dû à l'effet des carbures de chrome qui ralentissent la croissance des grains austénitiques pendant l'austénitisation de la ZAT plus « froide » et parallèlement, la croissance rapide des grains de la ZAT plus « chaude » présentant moins de carbures de chrome.

1.2. Eléments impactant l'amorçage et la propagation du clivage

Parmi les éléments microstructuraux caractérisés dans les différentes régions de la soudure, nous pouvons déterminer ceux qui impactent le comportement en clivage. Dans la littérature, les $M_{23}C_6$ sont souvent identifiés comme des sites d'amorçage du clivage pour les aciers martensitiques (voir par exemple [GOD18, GOD19, FOO17]). La **Fig.4.4** illustre un exemple de clivage transgranulaire dans un acier inoxydable martensitique non soudé. L'échantillon a été austénitisé à 950°C et refroidi à l'air ambiant, puis soumis à un essai de traction uniaxiale sur géométrie entaillée [GOD19].

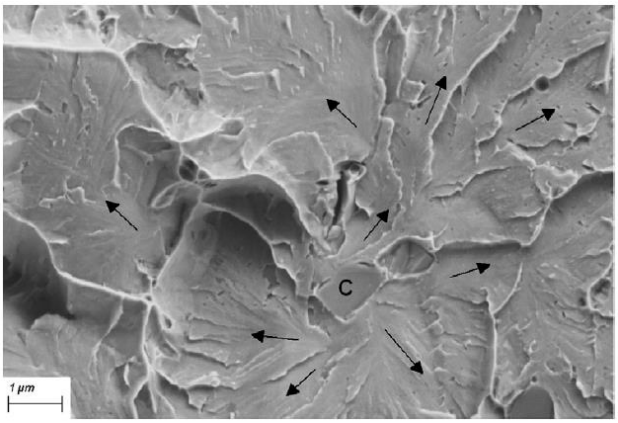

Fig.4.4 *Surface de rupture d'un essai traction sur éprouvette entaillée d'un acier martensitique inoxydable de type AISI410, austénitisé à 950°C puis refroidi à l'air ambiant. Le carbure $M_{23}C_6$ (noté C) à l'origine de la première facette de clivage a été identifié par analyse EDS [GOD19]*

Un autre paramètre souvent relevé, qui peut influer sur le comportement en clivage, est la PAGS. En théorie, la diminution de la PAGS génère une réduction de la taille des paquets et des blocs de la martensite résultante, ce qui va avoir tendance à augmenter la densité des joints à forte désorientation (> 15°). Or cette gamme de joints constituerait une barrière à la propagation du clivage transgranulaire [KRA99, ROB70, SWA76, WAN08]. Cette piste a été étudiée par B. Naït-Oultit afin d'améliorer la performance CTS de soudures en acier DP. L'auteur n'a cependant pas vu d'impact de la taille des paquets martensitiques en ZF (3-30 µm vs 10-80 µm), sur la tenue globale lors de la rupture PIF [NAI08].

1.3. Eléments microstructuraux impactant la transition ductile-fragile

Pour M. Pouranvari, dans les soudures d'AISI420, le manque de cohésion entre la matrice martensitique et la ferrite δ résiduelle peut diminuer la ténacité de la ZF [POU17]. Une étude par K. Anderko *et al*. sur des aciers martensitiques au chrome suggère que ce n'est pas exactement la présence de ferrite δ qui réduit les propriétés à rupture (**Fig.4.5**), mais plutôt la formation de $M_{23}C_6$

fragiles aux interfaces α'/δ, qui fragilise le matériau [AND91]. D'après L.F. Alvarez *et al.* [ALV94], dans des aciers martensitiques (X60CrMoV, X45CrMoV, X45Cr1, X30Cr1) ces carbures de chrome peuvent se former pour des vitesses de refroidissement plus lentes que -2°C/s à partir de l'état 100% austénitique, alors que pour L. Schäfer [SCH98], les $M_{23}C_6$ peuvent précipiter tant que la vitesse de refroidissement ne dépasse pas -17°C/s, pour des aciers de composition : 0.13% C; 0.34% Si; 0.63% Mn; 0.65% Ni; 0.60% Mo; 0.27% V; 0.18% Nb; 0.006% P; 0.004% S, le pourcentage massique de Cr allant de 9 à 14%. K. Anderko *et al.* font remarquer que même pour des vitesses de refroidissement empêchant la formation de $M_{23}C_6$, ceux-ci ont une autre opportunité de se former si le matériau est soumis à un revenu au-dessus de 550°C. La précipitation d'une couche de carbures secondaires autour de la ferrite δ, lors du revenu peut cependant être évitée si la fraction de ferrite est inférieure à 2-3% [AND91].

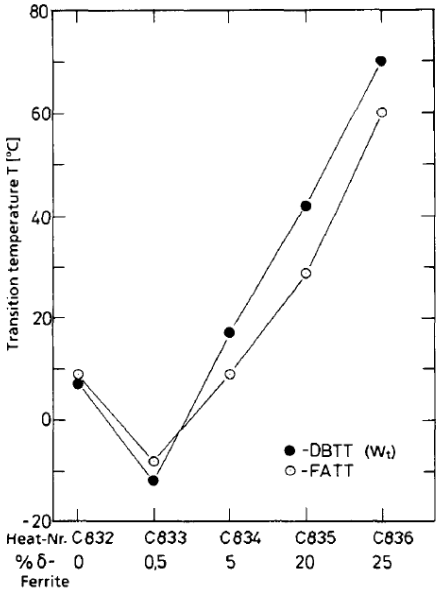

Fig.4.5 *Evolution de la température de transition ductile-fragile en fonction de la fraction de ferrite delta dans des aciers martensitiques au chrome [AND91]*

En 2019, H. Godin [GOD19] a étudié l'effet de la vitesse de trempe martensitique, sans modifier la PAGS. L'étude a été réalisée sur des échantillons de traction uniaxiale et des Charpy pleine épaisseur, usinées dans un acier PHS inoxydable martensitique traité thermiquement (Gleeble). L'austénitisation est fixée à 950°C pendant 5 min et la vitesse de trempe est fixée à une valeur entre 2 et 300 °C/s. L'auteur observe que Re, Rm et la température de transition ductile-fragile (DBTT) augmentent avec la vitesse de refroidissement, tandis que le niveau du plateau ductile diminue (**Fig.4.6**). La détérioration de la résilience dans cette étude est associée à une augmentation de la quantité de carbone en solution, qui est inversement proportionnelle à la fraction d'austénite résiduelle mesurée, étant donné que les fractions des autres constituants susceptibles de piéger le carbone (NbC, $M_{23}C_6$) ne sont pas impactées par la vitesse de refroidissement.

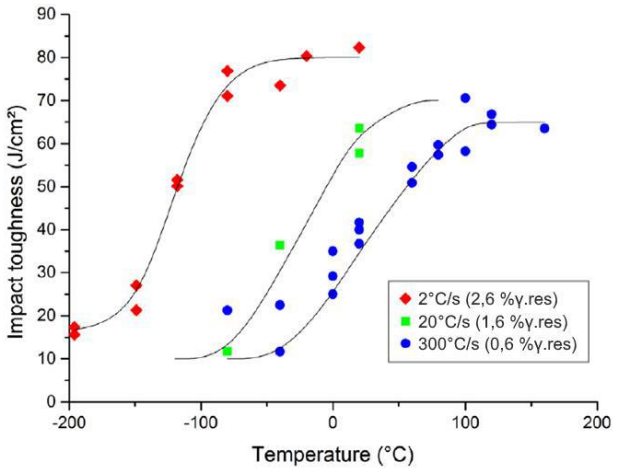

Fig.4.6 *Transitions ductile-fragile en résilience Charpy d'un acier inoxydable emboutissable à chaud, en fonction de la vitesse de trempe depuis le domaine austénitique [GOD19]*

En conclusion, les assemblages soudés par point d'aciers inoxydables martensitiques, que l'on parte de l'état recuit ou trempé avant soudage, présentent une matrice 100% martensitique dans les régions de la soudure qui nous intéressent dans le scénario de rupture (ZF et ZAT). Les particules de phases secondaires qui peuvent être rencontrées, selon la littérature, sont les carbures de chrome $M_{23}C_6$, la cémentite, l'austénite résiduelle et la ferrite δ résiduelle dans les espaces interdendritiques de la ZF.

D'après l'état de l'art, parmi les éléments microstructuraux que nous retrouvons dans les assemblages soudés d'acier inoxydable martensitique, les plus critiques vis-à-vis de la rupture fragile en clivage semblent être la taille des grains austénitiques parents, pilotée par les conditions d'austénitisation. Une diminution de la taille des grains γ parents pourrait augmenter la ténacité grâce à l'augmentation de la densité de joints fortement désorientés (> 15°), qui jouent le rôle de barrières à la propagation des fissures de clivage. Nous notons, cependant, que ce résultat obtenu sur des matériaux martensitiques non soudés ne semble pas systématiquement applicable au comportement de la martensite obtenue après soudage [NAI08].

La quantité de carbone libre en solution est un autre paramètre important relevé dans l'étude des propriétés à rupture. Ce paramètre est contrôlé par la vitesse de trempe martensitique et les conditions locales de revenu. Plus la trempe est rapide, moins le carbone a de temps pour être piégé en formant des carbures (cémentite) ou en enrichissant l'austénite résiduelle (s'il y en a). H. Godin [GOD19] montre que pour une augmentation de la vitesse de trempe de 2 °C/s à 300 °C/s, la température de transition ductile-fragile augmente de presque 200 °C (**Fig.4.6**). Quant au revenu des aciers inoxydables martensitiques, il permet de réduire la quantité de carbone en solution, principalement par la précipitation de cémentite ou de carbures de chrome, si la température de revenu dépasse 550°C. Enfin, la littérature rapporte aussi un risque de fragilisation lié à la présence des carbures de chrome dans les aciers martensitiques au chrome.

Dans la suite, les résultats de notre étude sont présentés dans le même ordre que dans l'état de l'art et dans le scénario de rupture, c'est-à-dire, le comportement en ZF puis dans le ligament de ZAT.

2. Microstructure et rupture en ZF

2.1. Approches expérimentales et numériques

2.1.1. Identification du mode de solidification en ZF

L'identification du mode de solidification apporte un indice quant à la nature potentielle des phases résiduelles interdendritiques, dont la nature peut parfois être difficile à caractériser. Une méthode commune dans l'industrie, consiste en la prédiction du mode de solidification par les modèles empiriques de Schaeffler et DeLong (éq. 4-1 et 4-2). Ces modèles nous donnent une solidification en ferrite primaire, pour notre chimie (Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1,95), mais il est important de noter que la validité de ces fourchettes est limitée aux conditions de vitesse et d'énergie du soudage par arc [BAL00, DEL56, SCH49], d'où la nécessité de vérifier le mode de solidification dans le cas de notre procédé aux conditions thermiques plus sévères.

Nous appliquons la méthode de F. Krajcarz *et al.* [KRA16] pour l'identification expérimentale du mode de solidification, qui avait été développée dans le but de quantifier l'influence du taux de carbone sur le mode solidification primaire et le risque de fissuration à chaud, dans les ZF de soudures d'AHSS (Fe-C-1,9Mn-0,21Si-0,001S-(0,01 to 0,02)P pds%). Cette méthode nécessite, dans un premier temps, le repérage des grains austénitiques parents à l'aide des zones de Bain, qui représentent la texture particulière issue des relations d'orientation caractéristiques de la transformation martensitique ; nous pouvons en voir un exemple dans l'insert de la **Fig.4.1**. En EBSD, la représentation des figures de pôles $\{100\}_\alpha$ dans chacun des grains γ identifiés (délimités par les traits continus noirs sur la **Fig.4.1**) nous permet de repérer les directions $<100>_\gamma$ de l'austénite, que nous pouvons alors comparer à la direction de solidification locale, identifiée grâce à l'alignement des phases interdendritiques, révélées par une attaque électrolytique à la soude (zones non diffractantes, en noir sur la **Fig.4.1**).

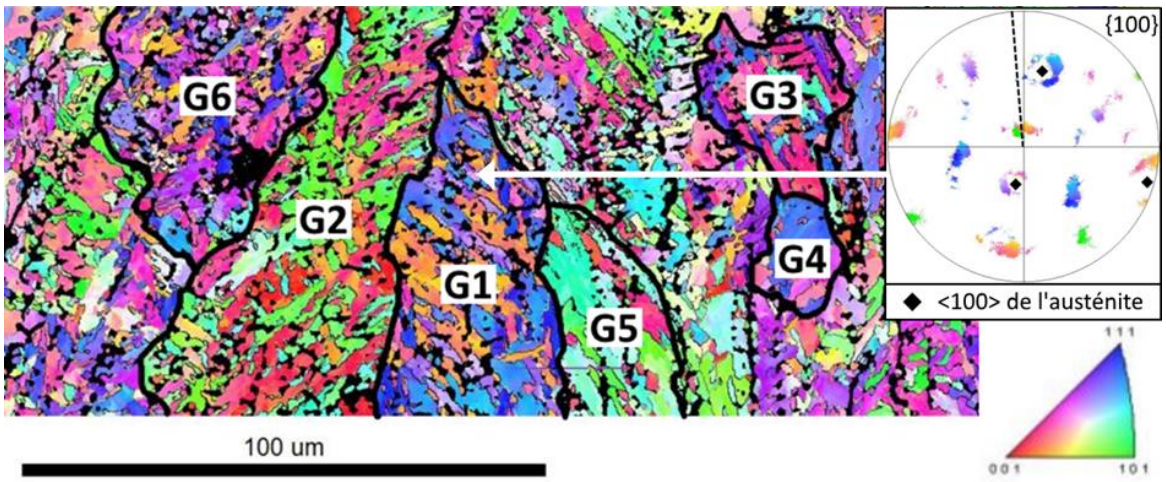

Fig.4.1 *IPF d'une soudure SEP58 attaquée à la soude avec figure de pôles $\{100\}_\alpha$ de la martensite issue du grain parent G1 en insert (tracé de la direction de solidification, révélée par l'alignement des phases interdendritiques érodées par l'attaque chimique, en tirets noirs, $<100>_\gamma$ représentées par des losanges noirs)*

L'application de cette méthode à nos soudures SEP58 et PHT58 donne le même résultat général, qui est représenté dans l'insert de la **Fig.4.1**, c'est-à-dire, des directions <100>$_\gamma$ qui ne correspondent pas à la direction de solidification locale. Un autre indice se trouve dans la continuité des alignements des anciens espaces interdendritiques (révélés par les ségrégations) à travers différents grains γ parents. Par exemple sur la **Fig.4.1**, entre le grain G5 et le grain au-dessus, de même entre le grain G6 et celui en-dessous. La première phase formée à partir du bain liquide n'est donc pas de l'austénite. Par élimination, c'est la ferrite δ qui se forme en premier, ce qui offre la possibilité d'en retrouver dans les espaces interdendritiques.

2.1.2. Caractérisation des résidus interdendritiques

Etant donné que l'état de l'art met en garde sur l'effet potentiellement fragilisant de la présence de ferrite δ dans la matrice martensitique, plusieurs caractérisations ont été effectuées sur les résidus interdendritiques en ZF de nos soudures, afin de déterminer leur nature. Nous rappelons que tous nos points soudés, peu importe le traitement thermique qu'ils aient subi ou non, présentent des alignements de particules le long des anciennes dendrites de solidification. Tout d'abord, nous avions montré dans le Chapitre 1 (**Fig.1.17**), que ces résidus sont riches en Nb, Cr et P. Ceci est corroboré par les présentes analyses EBSD et des pointés de diffraction au MET, révélant bien respectivement une structure cubique à faces centrées (**Fig.4.2a**) et des paramètres de maille coïncidant avec la structure des carbures de niobium, NbC (**Fig.4.3**).

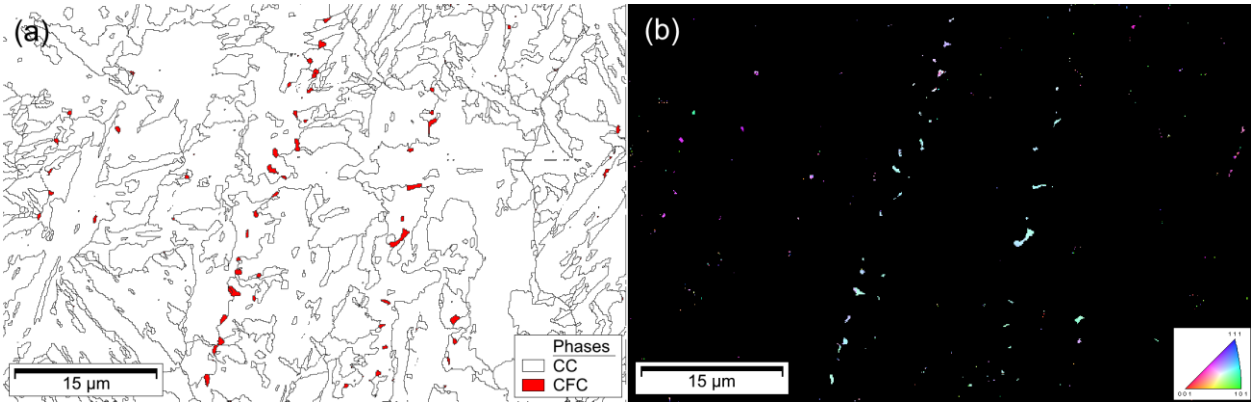

Fig.4.2 (a) *Distribution des phases CC et CFC, les traits noirs correspondent aux joints désorientés de plus de 15°* ***(b)*** *IPF (direction normale à la cartographie) de la phase CFC sur la même région (la phase CC est en noir)*

Ainsi, malgré une solidification primaire en ferrite δ, qui favorise la conservation de résidus δ, nos analyses complémentaires au MET et en EBSD semblent indiquer que les phases interdendritiques correspondent à des NbC. La **Fig.4.2b** montre que plusieurs alignements partagent la même orientation cristallographique, ce qui suggérerait que ces particules étaient connectées à un moment de leur histoire ou possèdent une relation d'orientation particulière avec la matrice dans laquelle elles se sont formées. Cet élément encourage l'hypothèse de la formation dans le dernier liquide de la séquence de solidification. Additionnellement, des calculs ThermoCalc avec solidification selon les hypothèses de Scheil-Gulliver ont été effectués et ne suggèrent pas l'apparition de phases de Laves. En conséquence, un appauvrissement en C est attendu autour de ces phases interdendritiques.

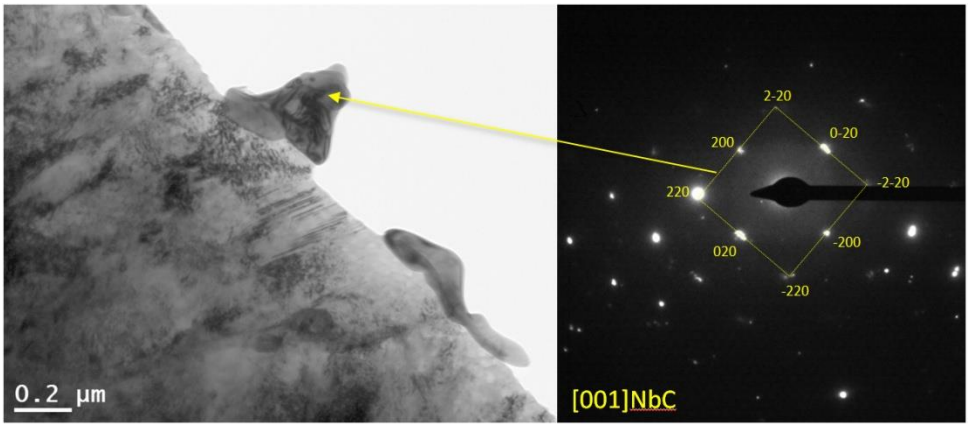

Fig.4.3 *Observation MET en champ clair de résidus interdendritiques et figure de diffraction correspondante*

2.1.3. Variation de la morphologie du grain austénitique et de la vitesse de trempe

Dans le cadre de l'étude de la rupture en ZF, les effets de deux facteurs principaux sont évalués. D'une part, le grain γ qui pilote la morphologie et la texture des blocs de martensite donc des facettes de clivage. Et d'autre part, la vitesse de trempe qui pilote le piégeage du C dans les constituants de la martensite. Pour cela, la taille et la morphologie de la microstructure sont modifiées à l'aide d'un traitement d'austénitisation (**Fig.4.4a**), qui correspond au traitement thermique de bleuissement (920 ± 10 °C, pendant 15 min, sans compter le temps de montée en température), suivi d'un refroidissement qui se fait soit à l'air ambiant (cycle TAC - Trempe Air Calme), soit dans un bac d'eau à 20°C (cycle TE - Trempe Eau). À l'époque de la réalisation des essais, les tractions en croix ont été faites sur des échantillons PHT58_TAC/TE, tandis que les analyses EBSD et de dureté ont dû être réalisées sur des échantillons SEP58_TAC/TE, par manque de soudures (problème de soudeuse rencontrée avec expulsions systématiques lors du soudage). Etant donné que l'austénitisation complète est théoriquement atteinte durant le traitement de bleuissement (Ae_3 = 880 °C selon la prédiction ThermoCalc ; Ac_3 = 928 °C, selon la mesure en dilatométrie à + 10 °C/s), nous choisirons de ne pas faire la distinction entre ces soudures et globaliser simplement les appellations sous les noms TAC et TE, dans la suite de ce chapitre.

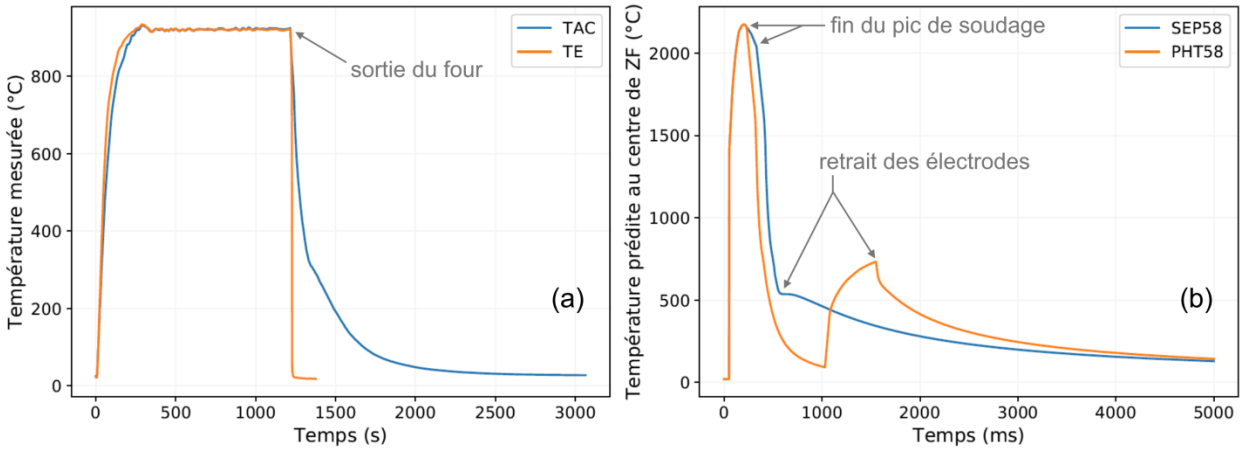

Fig.4.4 (a) *Température mesurée par thermocouple durant les cycles TAC et TE* ***(b)*** *Cycles SORPAS prédits pour les soudures SEP58 et PHT58, au centre de la ZF*

Nous obtenons ainsi, une microstructure équiaxe fortement auto-revenue (TAC, **Fig.4.6b**), grâce au refroidissement lent durant la transformation martensitique (**Tableau 4.1**), et une microstructure équiaxe brute de trempe (TE), présentant une forte quantité de C non précipité (**Fig.4.5b**).

Dans les points soudés réels, la solidification et le passage sous le domaine austénitique se font sous les électrodes mais celles-ci sont retirées avant que la température au centre de la soudure n'atteigne M_s. La transformation martensitique se fait donc à l'air ambiant mais avec un volume chaud très réduit par rapport aux sections de MB plus massives que la soudure, qui vont la refroidir par pompage thermique. Ce qui donne une vitesse de trempe relativement rapide, sans aller jusqu'à des conditions de trempe à l'eau (**Tableau 4.1**). Les zones fondues ZF_SEP58 présentent donc une microstructure avec des paquets de lattes allongées (**Fig.4.5a**), hérités de la solidification en dendrites colonnaires, et une quantité de C libre importante, du fait la vitesse de refroidissement rapide. Enfin, les zones fondues ZF_PHT58 offrent une microstructure dont la morphologie est identique à celle des ZF_SEP58 (**Fig.4.6a**) mais avec une quantité plus faible de C en solution grâce à la précipitation de cémentite (**Fig.1.24**) durant le revenu in-situ.

Tableau 4.1 *Tableau des temps de refroidissement entre 400 et 100°C et dureté en ZF en fonction du cycle*

	ZF_SEP58 (SORPAS)	*ZF_PHT58 (SORPAS)*		*TAC (mesure)*	*TE (mesure)*
Δt400-100	*3,75 s*	*0,47 s*		*377 s*	*0,55 s*
Dureté Vickers 0.2 kgf	*555 HV*	*454 HV (centre)*	*476 HV (bord)*	*514 HV*	*574 HV*

La comparaison des surfaces de rupture entre ZF_SEP58 et TE permet alors d'évaluer l'effet de la PAGS sur l'aspect du clivage en ZF, pour des microstructures martensitiques contenant une quantité importante de C en solution solide. En termes de microstructure, la **Fig.4.5** illustre bien la taille plus massive des paquets martensitiques issus du soudage (ZF_SEP58), par rapport aux paquets obtenus après traitement au four (TE).

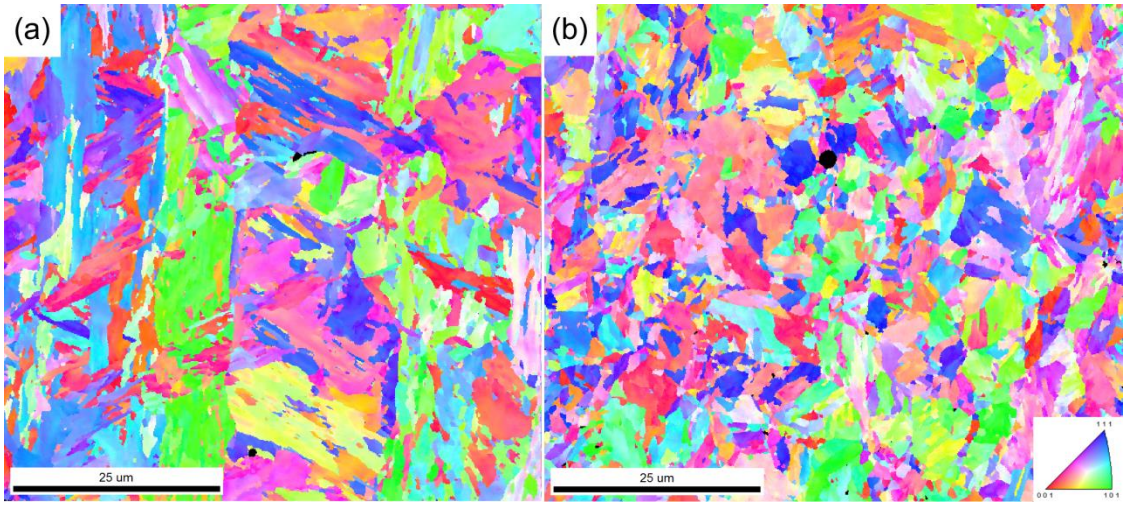

Fig.4.5 *Cartes IPF 001 en* ***(a)*** *ZF d'une soudure SEP58 et* ***(b)*** *en ZF d'un échantillon TE*

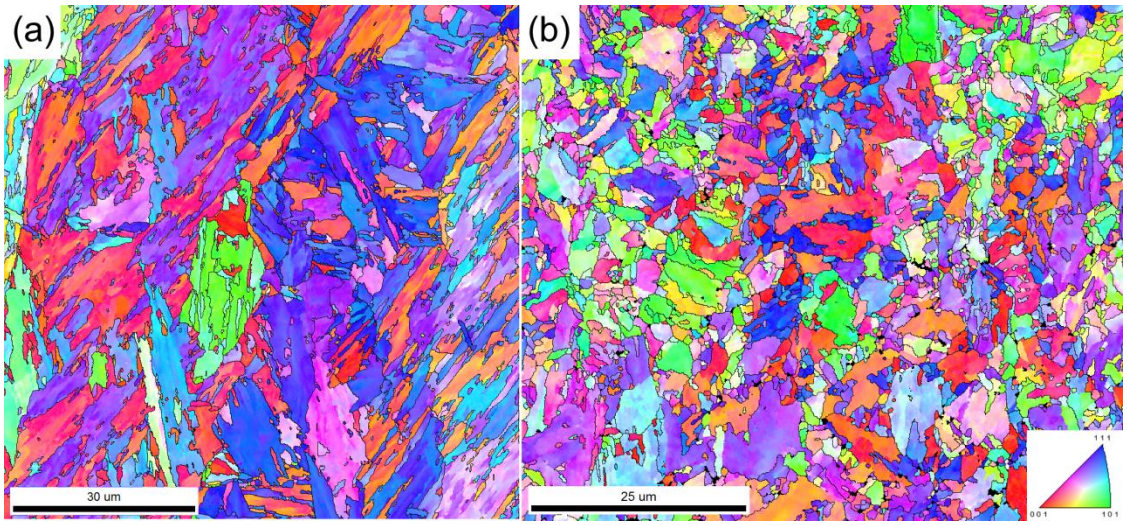

Fig.4.6 *Cartes IPF 001* ***(a)*** *en ZF_PHT58 et* ***(b)*** *en ZF d'un TAC. Les traits noirs représentent les joints de plus de 15° de désorientation*

Additionnellement, l'effet de la vitesse de trempe sur le CTS et l'aspect du clivage, est étudié en comparant les échantillons TAC et TE, puisqu'ils ont des conditions d'austénitisation identiques.

2.1.4. Modification de l'intensité d'un revenu in-situ

Nous avons souligné, dans l'état de l'art, l'importance du devenir du carbone dans la microstructure martensitique. C'est pourquoi, nous cherchons à quantifier l'effet d'un pic de revenu *in-situ* sur la précipitation des carbures et sur la dureté. Le protocole expérimental et une partie des résultats sont basés sur un stage APERAM encadré durant la thèse. Les soudures sont réalisées suivant les cycles décrits sur la **Fig.4.7a**. Le noyau fondu est formé avec un pic de courant à 5,5 kA pendant 220 ms, suivi d'un temps froid de 500 ms et d'un large pic (780 ms) de revenu dont l'intensité peut prendre les valeurs suivantes : 2,7 ; 3,0 ; 3,3 ; 3,6 kA.

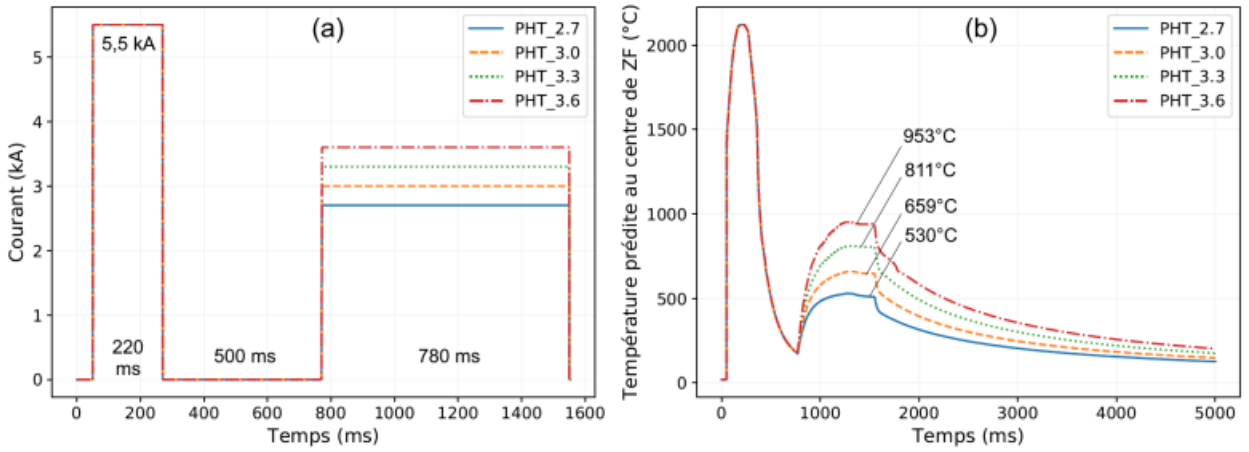

Fig.4.7 (a) *Formes des cycles de soudage pour des intensités de revenu in-situ allant de 2,7 à 3,6 kA* ***(b)*** *Températures prédites par SORPAS au centre de la ZF, selon les cycles de soudage. La température maximale atteinte lors du revenu est indiquée pour chaque profil*

Deux campagnes expérimentales de soudage ont été réalisées dans le temps et se différencient uniquement par l'état du système de refroidissement de la soudeuse : avant et après maintenance (AVMTN et APMTN). Trois essais de traction en croix, par cycle, ont été tirés lors de la première campagne (AVMTN). Ensuite, deux essais supplémentaires, par cycle, ont été ajoutés (APMTN) dans le but d'obtenir plus de valeurs pour nos calculs de moyennes. Nous sommes conscients que l'augmentation du débit d'eau des électrodes de soudage APMTN peut impacter le CTS. L'effet attendu en théorie serait une diminution du CTS des soudures APMTN puisqu'un débit d'eau plus important dans les électrodes est synonyme d'un refroidissement plus rapide (ligament de ZAT plus dur) mais aussi, de températures locales maximales plus basses (revenu *in-situ* moins efficace).

Pour avoir une évaluation cohérente de l'effet du revenu sur la précipitation en ZF, l'étude du lien entre dureté et fraction de cémentite mesurée a été réalisée sur des soudures APMTN uniquement. L'objectif étant de déterminer si la dureté peut servir d'indicateur fiable de la quantité de C restante en solution, pour nos matériaux. Un autre point à soulever est la fiabilité des prédictions de SORPAS. En effet, nous pouvons remarquer que sur la **Fig.4.7b**, l'augmentation de la température de plateau semble proportionnelle à l'intensité du pic de revenu. D'après nos courbes, la température maximale du revenu in-situ varie selon une pente de 474 °C/kA, qui peut nous aider à ajuster le niveau de revenu. Cependant, notre évaluation de la précision des températures simulées, en ANNEXE-I, a montré que la simulation a tendance à sous-estimer la température obtenue lors du revenu. Les profils de dureté permettent donc aussi de délimiter les régions ré-austénitisées lors des tests de revenu, caractérisées par leur dureté importante due à l'obtention de martensite fraîche pendant le refroidissement final. Nous pouvons en voir un exemple sur le profil de PHT_3.6 de la **Fig.4.8** : la dureté excède 500 HV sur une part importante du centre de la soudure.

Tous les échantillons ont été découpés à la micro-tronçonneuse afin d'obtenir une coupe transversale du centre des soudures. Ils sont ensuite enrobés et polis au papier SiC jusqu'au grade 1200, puis à la pâte diamantée à 6, 3 et 1 µm. La dernière étape de polissage est réalisée avec une suspension d'Alumine, qui est nettoyée abondamment suivant la séquence suivante : eau savonneuse / eau distillée / ultrasons dans l'isopropanol. La surface polie est ensuite marquée par un profil de dureté avec une charge de 0,5 kgf (meilleure visibilité des empreintes), suivant le plan interfacial en partant du bord de l'entaille et en allant vers le centre de la ZF (**Fig.4.8**).

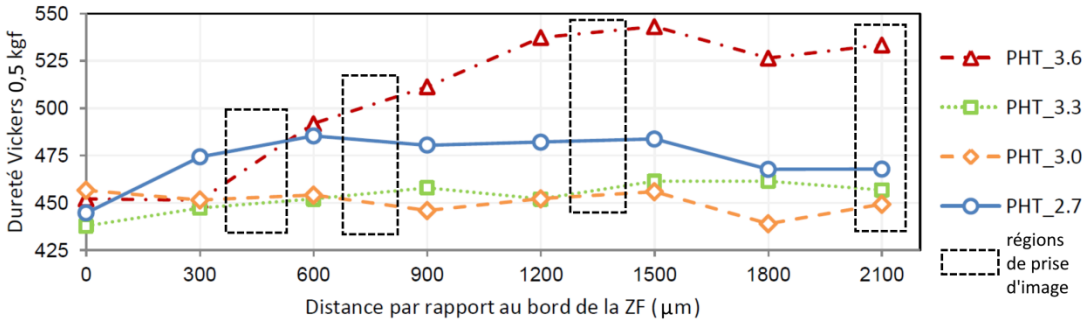

Fig.4.8 *Profils de dureté effectués le long du plan interfacial, sur des moitiés de soudures APMTN. Les rectangles en pointillés noirs délimitent les régions de profil sur lesquels les images MEB pour le seuillage sont prises*

Enfin, chaque échantillon est attaqué par immersion dans une solution Villela pendant 7 s, afin de révéler les carbures, dont la cémentite. Les échantillons sont observés au MEB FEG dans les conditions opératoires suivantes : détecteur Inlens, distance de travail de 5,5 mm, tension d'accélération de 10 kV et grandissement fixé à x5000. Au total, dix photographies par région de profil et par soudure (i.e. 40 photographies/soudure) ont été réalisées. Cependant, par manque de temps, l'analyse d'images a uniquement été faite sur les micrographies de la soudure PHT_3.6, qui présente l'avantage d'avoir un contraste important de dureté sur le même échantillon (**Fig.4.8**).

Nous utilisons le logiciel d'analyse d'images ImageJ® pour mesurer la fraction surfacique de cémentite. La **Fig.4.9b** présente un exemple de seuillage où la cémentite révélée par l'attaque Villela apparaît comme des particules blanches arrondies sur la matrice martensitique foncée. Le détail du protocole d'analyse d'image est présenté en ANNEXE-V.

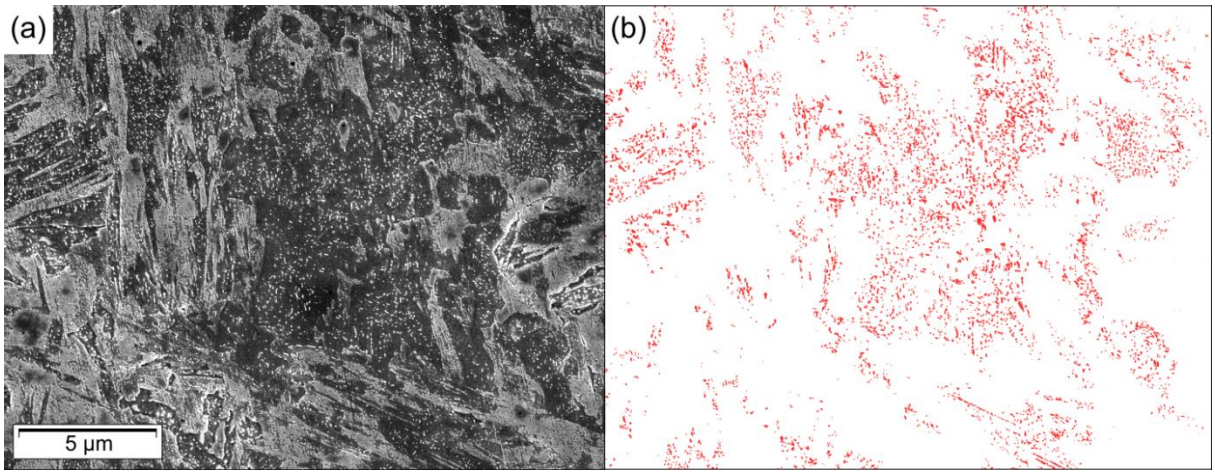

Fig.4.9 (a) *Image MEB dans la région de dureté 475 $HV_{0,5}$ de la soudure PHT_3.6.* ***(b)*** *Résultat de seuillage sur ImageJ avec la fraction de cémentite apparaissant en rouge, correspondant à 5,2% de la surface de l'image*

Il faut tout de même garder en tête que le seuillage direct sur un échantillon attaqué présente un risque non négligeable de surestimation du taux de cémentite, par rapport au seuillage sur des répliques sur films carbone, dû à la difficulté d'isoler complètement la cémentite par rapport aux nombreux autres objets clairs de l'image (résidus d'alumine, arêtes et pointes formées par l'attaque).

2.2. Résultats de la caractérisation du clivage en ZF

2.2.1. Amorçage du clivage

Nous rappelons que les seules phases secondaires présentes en ZF de nos soudures sont les NbC interdendritiques et la cémentite, cette dernière dans le cas des soudures ayant subi un revenu. Notre analyse fractographique du clivage en ZF ne révèle pourtant pas de particules de phase secondaire à l'origine des facettes de clivage, même pour les soudures avec un taux plus important de précipités, comme sur la **Fig.4.10a** (ZF_PH58). Parmi les concentrateurs de contraintes disponibles dans la microstructure, en dehors des précipités, on compte aussi les joints de grains/paquets. Nous n'avons pas assez d'observations pour confirmer l'amorçage systématique du clivage en bord de facette mais étant donné la dureté importante de notre matériau (surtout en ZF),

la possibilité d'atteindre la contrainte critique de clivage à (très) faible déformation plastique près des joints fortement désorientés, est une hypothèse envisageable.

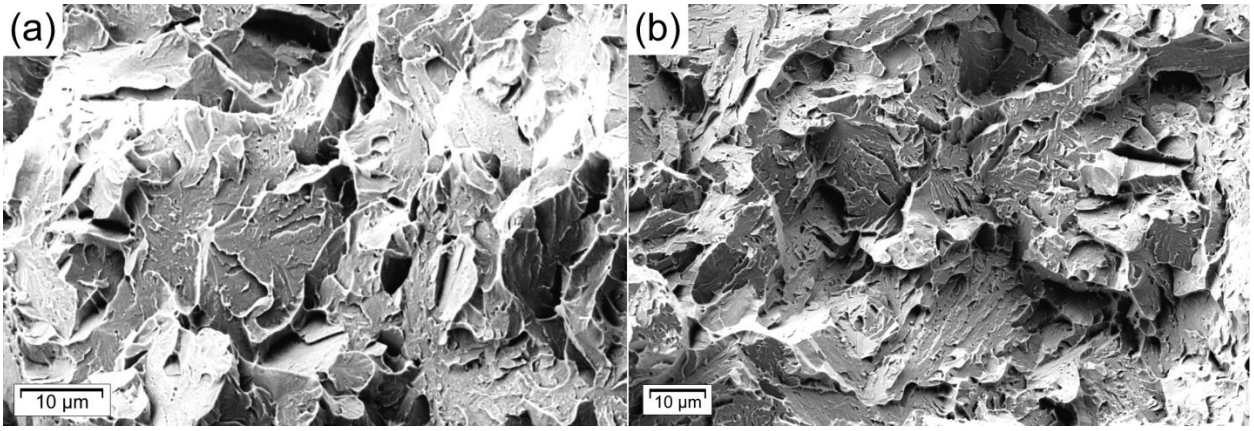

Fig.4.10 *Imagerie MEB en électrons secondaires des facettes de clivage* ***(a)*** *en ZF de PHT58 et* ***(b)*** *en ZF de SEP58*

Plus surprenant, dans les zones où l'on peut observer de la rupture dans le métal de base (i.e. déchirure en fin de traction, qui n'impacte pas le CTS), on peut voir des $M_{23}C_6$ sur les faciès, qui ne sont pas à l'origine des facettes de clivage (exemple sur la **Fig.4.11b**) et, encore une fois, quelques occurrences d'amorçage en bord de facette (**Fig.4.11a**). Ces observations contrastent avec les résultats disponibles dans la même famille d'aciers : H. Godin observe sur un acier PHS inoxydable martensitique non soudé, de l'amorçage de clivage sur les carbures de chrome, $M_{23}C_6$ [GOD18, GOD19]. Nous noterons tout de même que notre matériau est plus dur que celui des travaux référencés.

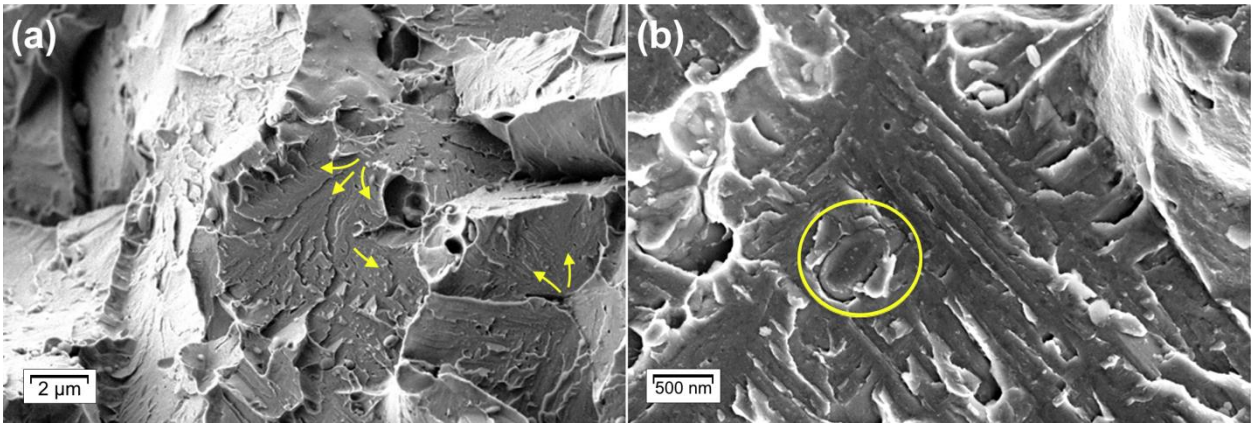

Fig.4.11 (a) *Faciès de rupture en clivage du MB d'une soudure PHT58 et* ***(b)*** *autre observation de clivage dans le MB du même échantillon, à plus fort grandissement, avec repérage d'un carbure* $M_{23}C_6$

En conclusion, pour notre matériau, la présence de particules dures (NbC) dans les espaces interdendritiques n'encourage pas la rupture par décohésion interdendritique, contrairement à ce que nous aurions pu imaginer du fait de la présence de P en plus du contraste de dureté. De même, la précipitation importante de cémentite dans les ZF_PHT58, ne semble pas modifier les sites d'amorçage du clivage par comparaison avec les ZF_SEP58.

2.2.2. Effet de la morphologie du grain γ et de la vitesse de trempe

Quasiment toutes les soudures étudiées dans cette partie ont rompu en mode PIF lors de la traction en croix. Parmi les assemblages testés, les échantillons TAC se démarquent par leur rupture en quasi-BPO et leur charge à rupture très élevée par rapport aux autres soudures (**Fig.4.12**). Nous pouvons tout de même voir, sur la **Fig.4.13c**, que la surface de rupture présente de petites sections de propagation macroscopique interfaciale en clivage. A l'autre bout du spectre, nous retrouvons les soudures TE avec les CTS les plus bas, malgré des grains équiaxes de petite taille en ZF.

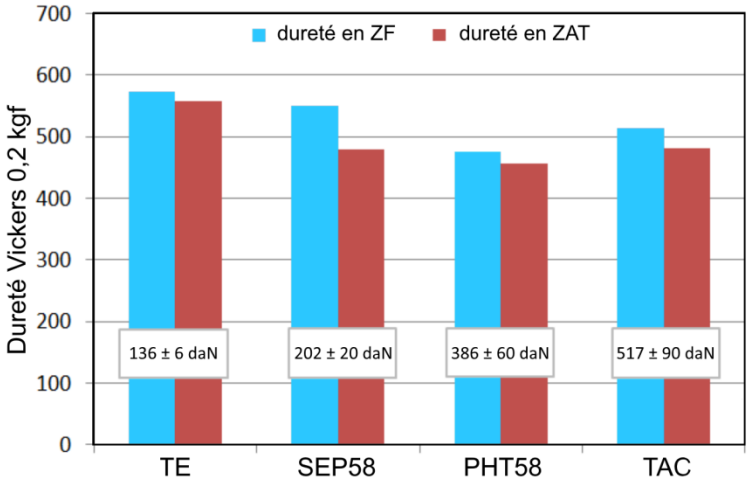

Fig.4.12 *CTS en relation avec la dureté en ZF et en ZAT de chaque échantillon. TE : moyenne sur deux valeurs ; SEP58 : moyenne sur six valeurs ; PHT58 : moyenne sur neuf valeurs ; TAC : moyenne sur quatre valeurs. Les incertitudes correspondent à la moitié de l'étendue de chaque population*

La comparaison du clivage dans des ZF, dont la microstructure est obtenue par refroidissement rapide (i.e. SEP58 et TE), montre que l'ordre de grandeur de la taille des facettes (**Fig.4.13b,d**) semble suivre la taille des paquets identifiés sur les cartes EBSD de la **Fig.4.5**. C'est-à-dire, qu'elles sont plus larges et parfois plus allongées pour les soudures SEP58, que pour les TE, où les facettes sont plus petites à vue d'œil. La quantification des distributions de taille de facettes n'est pas évidente, du fait de la définition peu précise des bords de facettes. Dans notre cas, la comparaison de fractographies au même grandissement (**Fig.4.13**) suffit à percevoir la différence de taille de facettes entre les échantillons bleuis ou non. Ainsi, la taille des facettes plus petites dans l'échantillon TE équivaut à une augmentation de la densité des joints de forte désorientation, qui ne semble pas améliorer pour autant la résistance au clivage des échantillons TE. Ceux-ci présentent une longueur de propagation interfaciale d'environ 1,00 ± 0,15 mm. Pour rappel, les longueurs moyennes de propagation interfaciales pour les soudures SEP55 et PHT58, sont 0,58 ± 0,15 mm et 0,33 ± 0,15 mm respectivement.

Si nous comparons maintenant l'aspect du clivage entre les échantillons TAC et TE, l'ordre de grandeur de la taille des facettes reste le même (ce qui correspond bien aux mêmes conditions d'austénitisation), or la longueur d'avancée interfaciale et les CTS suggèrent une sensibilité au clivage beaucoup plus forte pour TE que pour TAC. Nous mettons ainsi en avant le rôle de la vitesse

de refroidissement durant la transformation martensitique, face à la PAGS qui contrôle l'aspect du clivage sans être un indicateur fiable de la résistance au clivage.

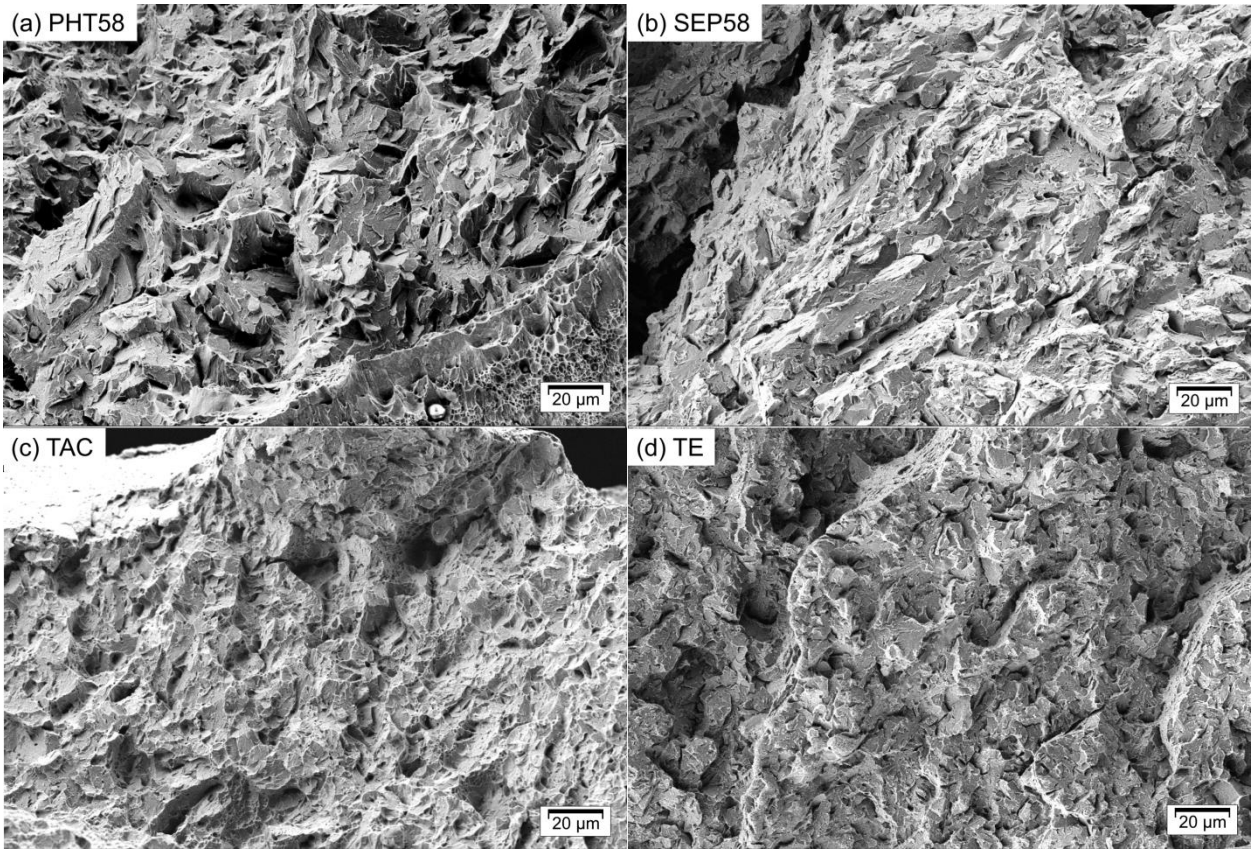

Fig.4.13 *Comparaison de l'aspect du clivage en ZF, au MEB en x500 :* ***(a)*** *PHT58,* ***(b)*** *SEP58,* ***(c)*** *TAC et* ***(d)*** *TE*

On note que le bleuissement altère toutes les régions de la soudure et non pas uniquement la ZF. Par conséquent, l'interprétation des différences sur les valeurs de CTS est difficile, puisque nous avons établi, dans les chapitres 2 et 3, que le CTS est piloté à la fois par la résistance au clivage en mode d'ouverture de la ZF et par la tenue du ligament de ZAT sous un chargement mixte de flexion-cisaillement. C'est pourquoi la comparaison de TAC avec PHT58 est délicate. D'après la **Fig.4.12**, la dureté en ZF et en ZAT est supérieure pour TAC, qui présente pourtant un meilleur CTS. Ce résultat est compréhensible du fait de la différence entre leurs mécanismes respectifs de distribution du C, capté hors de la solution solide. Dans PHT58, l'intensité du revenu entraîne la précipitation de cémentite. Alors que pour TAC, la vitesse de refroidissement lente à la suite d'une austénitisation permet d'envisager la précipitation d'autres types de carbures, comme les $M_{23}C_6$ qui, dans notre matériau, ne constitue pas un élément fragilisant mais un capteur de C.

En conclusion, la PAGS n'est pas un facteur du premier ordre dans la performance vis-à-vis de la rupture par clivage. A l'inverse, le refroidissement très lent durant la transformation martensitique permet *a priori* de piéger le carbone dans les phases secondaires plutôt que dans la solution solide [GOD19], ce qui augmente la résistance au clivage.

2.3. Micro-texture issue du soudage en lien avec la propagation interfaciale

Suite aux résultats du chapitre précédent, étant donné que le critère en contrainte tangentielle maximale établi dans notre modèle mécanique tend à favoriser la déviation de fissure dans la configuration de traction en croix, la propagation expérimentale macroscopique, dans le plan interfacial, a été imputée à un effet microstructural. Des cartographies EBSD ont donc été acquises dans ce même plan, afin d'évaluer la densité de grains orientés de telle sorte que le plan interfacial macroscopique soit proche des plans cristallins {001}, plus sensibles au clivage. Une soudure SEP58 a été découpée suivant un carré qui entoure toute la soudure. Le morceau a été enrobé et pré-poli suivant le schéma de la **Fig.4.14** jusqu'à atteindre le plan interfacial de l'assemblage.

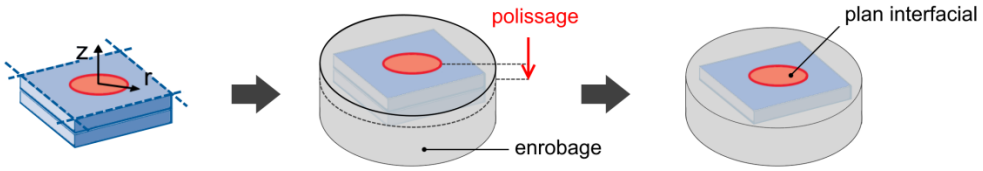

Fig.4.14 *Schéma de la découpe en préparation pour l'EBSD dans le plan interfacial*

Après le pré-polissage, le plan interfacial révélé est ensuite poli jusqu'au grade 1 µm puis attaqué à la soude, pour révéler la limite entre la DBZ et la ZF. Cette limite est marquée à l'aide d'empreintes de dureté (0,5 kgf), puis la surface est de nouveau polie avec une finition alumine. Les empreintes de dureté réalisées préalablement ont persisté au polissage et nous permettent alors de placer nos régions d'intérêt en EBSD. La surface de l'échantillon n'était pas tout à fait orientée selon les axes principaux du système EBSD, ce qui a quelque peu altéré la forme des cartographies (donc de leur restitution par le logiciel de dépouillement) mais cela n'altère pas les conclusions tirées de ces cartographies.

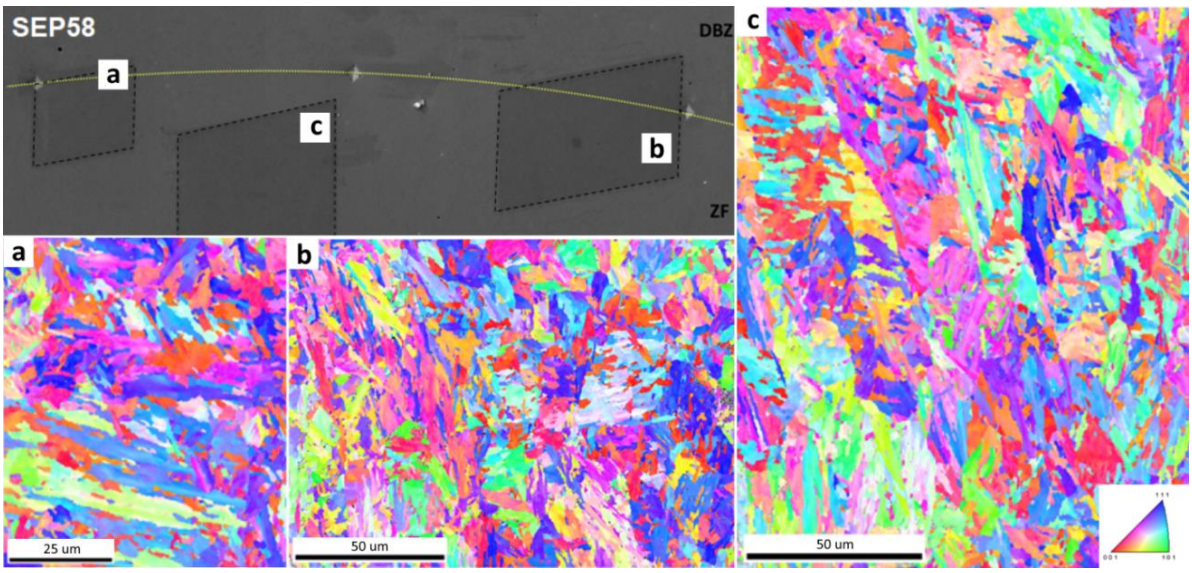

Fig.4.15 *Repérage des emplacements des cartes EBSD a,b et c par rapport à la frontière DBZ/ZF dans le plan interfacial -* ***(a,b,c)*** *IPF normales au plan interfacial*

Au final, la microstructure martensitique n'affiche pas de micro-texture préférentielle. Les IPF de la **Fig.4.15a,b,c** ne présentent pas particulièrement de fraction élevée de grains dont le plan de clivage préférentiel {001} coïncide avec le plan interfacial (grains en rouge sur nos IPF), qui aurait pu expliquer au premier abord une propagation interfaciale facilitée. Nous remarquerons tout de même que notre protocole très simple n'est pas suffisant pour statuer de manière claire sur la sensibilité au clivage des grains dans le plan interfacial (macroscopique), puisque que nous avons vu qu'expérimentalement, le faciès de rupture par clivage est très rugueux et que la propagation, à l'échelle microscopique, n'est donc pas confinée dans le plan interfacial. Le lien entre la longueur de propagation macroscopiquement interfaciale et la microstructure reste encore à identifier mais du fait de nos résultats de simulation, nous suspectons une compétition entre la mécanique de l'essai, qui stabilise la déviation de fissure de manière peu restrictive et la microstructure, dont l'orientation des grains va dicter l'orientation locale de la propagation, jusqu'à ce que la charge imposée durant l'essai soit suffisamment importante pour exclure le plan interfacial des directions possibles.

2.4. Effet de la précipitation en ZF sur le CTS

Pendant le revenu in-situ, les températures plus élevées (du fait du refroidissement moins performant) attendues lors de la campagne AVMTN devraient amplifier l'effet du revenu mais nous constatons, sur la **Fig.4.16**, que les duretés AVMTN sont supérieures à celles de la campagne APMTN de 15 à 20 HV, excepté pour PHT_2.7, où les duretés mesurées sont légèrement plus élevées pour APMTN.

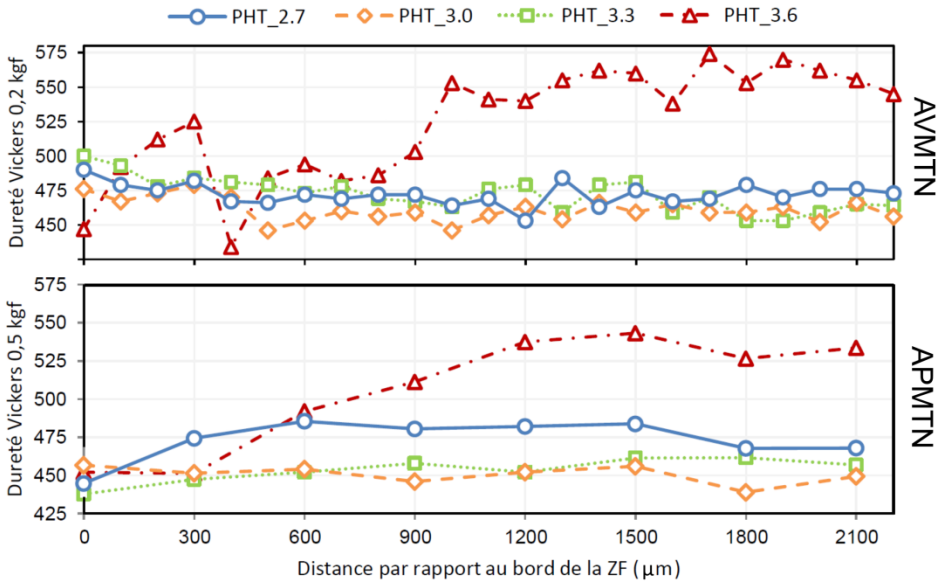

Fig.4.16 *Profils de dureté Vickers des soudures avant (AVMTN) et après (APMTN) maintenance*

Ces résultats sont à l'opposé de nos prédictions concernant l'impact du nettoyage du système de refroidissement. Il en est de même pour les résultats CTS, sur la **Fig.4.17** : nous pouvons voir une nette amélioration des performances en traction en croix après maintenance du système (points et tirets orange), sans pour autant dépasser les résultats de PHT58. L'impact de la valeur du palier de

courant lors du revenu est aussi moins marqué, puisque les charges à rupture moyennes se trouvent toutes dans une fenêtre de ± 8 daN, l'une de l'autre. Nous pouvons supposer qu'un système de refroidissement encrassé peut entraîner des instabilités et non pas juste une baisse globale de la vitesse de refroidissement. Or ces instabilités de température pourraient affaiblir l'efficacité du revenu.

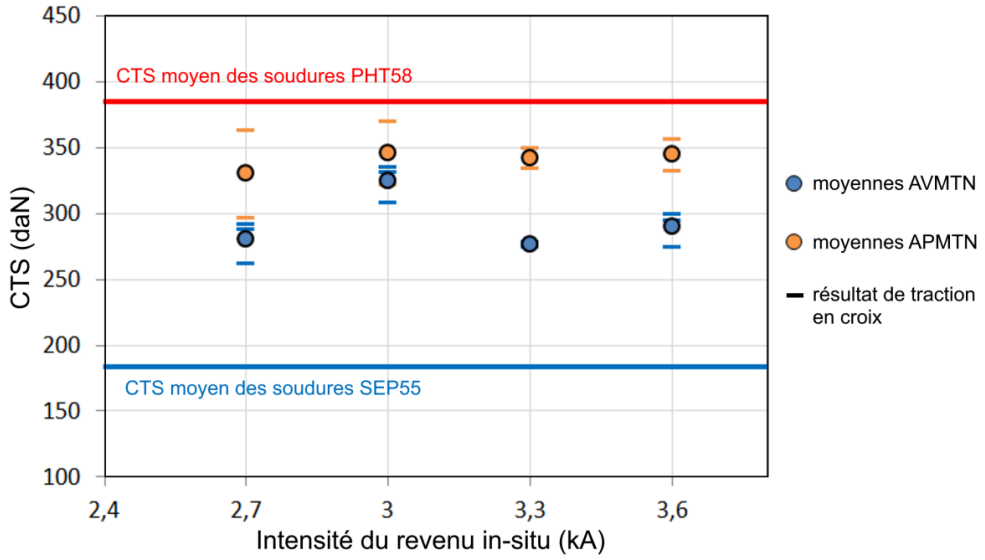

Fig.4.17 *CTS en fonction de l'intensité du revenu in-situ, chaque traction en croix est représentée par un tiret, bleu pour la campagne AVMTN et orange pour la campagne APMTN. Les performances moyennes des soudures SEP55 et PHT58 (avant maintenance) sont indiquées à titre de comparaison*

En ce qui concerne les résultats de quantification de la cémentite, nous rappelons sur la **Fig.4.18** le profil de dureté de PHT_3.6, sur lequel les analyses d'images ont été effectuées. Parmi les dix photographies prises dans chaque zone, quatre à cinq sont choisies pour le seuillage (cf. ANNEXE-V). Ce qui nous donne trois zones de duretés différentes (A, B et C) et une zone D de même dureté que C, pour vérifier la cohérence des relations entre dureté et fraction de cémentite.

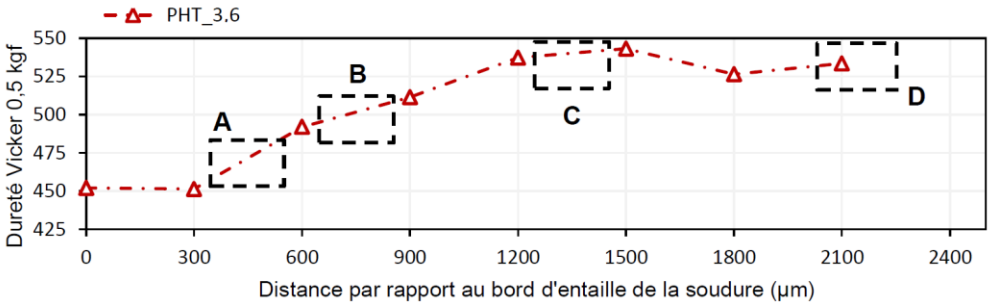

Fig.4.18 *Profil de dureté de PHT_3.6 avec délimitation et nom des zones de seuillage A, B, C et D*

Le Tableau 4.2 présente tous les résultats de quantification après seuillage, sur PHT_3.6. Malgré l'incertitude non négligeable sur les fractions de cémentite obtenues par seuillage, la tendance observée est cohérente avec les valeurs de dureté mesurées : les zones les plus dures contiennent moins de cémentite. Cependant même si le lien entre la quantité de carbone non consommée par la

formation de cémentite et la dureté peut être fait de manière qualitative ici, le nombre insuffisant de points variés (trois zones différentes) ne permet pas la création d'un abaque pour le moment. De plus, la relation entre la dureté en ZF et le CTS n'est pas aussi évidente. En effet, le **Tableau 4.1** montre que les soudures TAC et PHT58 présentent toutes deux des ZF plus dures que PHT_2.7 (**Fig.4.16**) mais des CTS bien meilleurs (517 et 386 daN, respectivement). Cela appuie de nouveau la nécessité d'étudier la contribution du ligament de ZAT, en plus de celle de la ZF, sur le CTS.

Tableau 4.2 *Résultats de fractions surfaciques de cémentite obtenues par analyse d'image sur PHT_3.6. L'incertitude sur la fraction moyenne correspond à la moitié de l'étendue de chaque population*

Zones	*A*	*B*	*C*	*D*
% de cémentite	*5,2*	*4,1*	*4,4*	*2,6*
	6,8	*5,8*	*2,7*	*2,5*
	5,7	*3,5*	*4,0*	*3,8*
	6,9	*4,2*	*1,5*	*3,8*
	5,2	*3,1*	*2,4*	*-*
% moyen de cémentite	*6 ± 1%*	*4 ± 1,3%*	*3 ± 1,4%*	*2,5 ± 0,6%*
Dureté prévue dans la zone	*475 HV*	*500 HV*	*530 HV*	*530 HV*

La **Fig.4.19** offre une comparaison des historiques de températures dans les régions de la soudure qui se trouvent sur le chemin de fissuration lors des étapes critiques de la rupture : le bord de la ZF, notée BZF et le ligament de ZAT, noté LZAT. Les soudures ayant subi les différents revenus *in-situ* sont comparées aux résultats prédits pour une soudure PHT58.

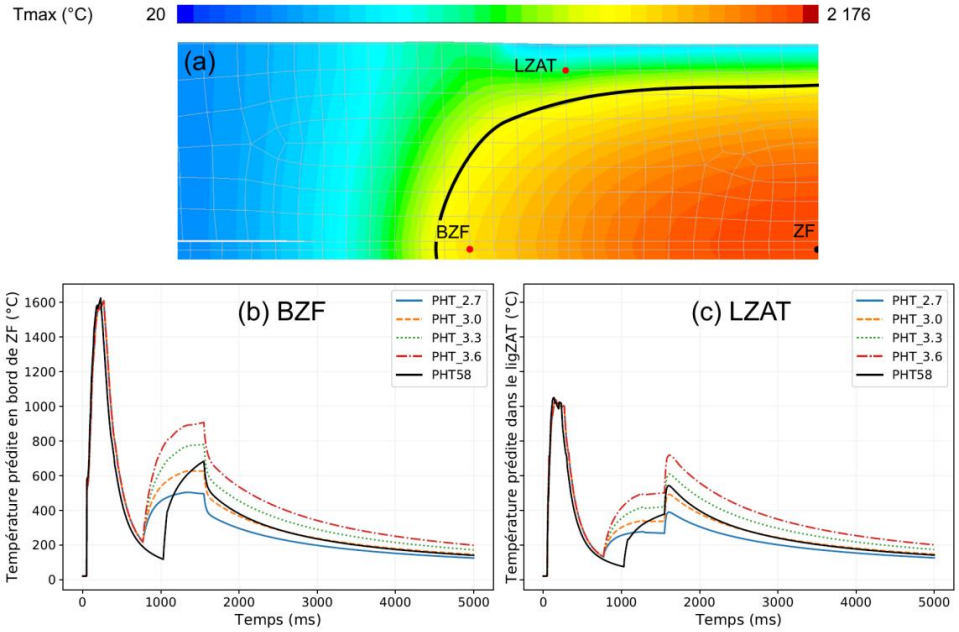

Fig.4.19 *Historique de températures prédites par SORPAS aux nœuds indiqués en rouge sur* ***(a)****. Températures* ***(b)*** *en bord de ZF (BZF) et* ***(c)*** *à mi-épaisseur du ligament de ZAT (LZAT)*

Nous pouvons ainsi voir que le revenu du cycle PHT58 correspond à un intermédiaire plus court entre les cycles PHT_3.0 et PHT_3.3. Une différence notable concerne le temps froid plus long dans PHT58, qui fait descendre la température jusqu'à 90 °C, après la formation de la ZF (**Fig.4.19b**), au lieu de 210 °C pour les cycles PHT_2.7 à 3.6. Il est donc probable que la transformation martensitique soit complète durant le cycle PHT58, alors qu'elle ne l'est pas pour nos cycles PHT_2.7 à 3.6.

En conclusion, la rupture en ZF se produit par clivage pour tous nos échantillons. Aucune particule de phase secondaire n'a été retrouvée à l'origine des facettes, l'amorçage semble plutôt se faire au niveau des joints fortement désorientés. La taille des facettes est gouvernée par la taille des paquets de martensite et dépend donc directement de la taille des grains austénitiques parents. Le traitement d'austénitisation par le bleuissement permet de comparer des échantillons aux microstructures en ZF plus fines que celle des ZF issues d'un cycle de soudage. La comparaison de TE avec SEP58 montre que la taille des paquets en ZF et plus généralement la microtexture n'a pas d'impact prépondérant sur le CTS ou le mode de rupture, alors que la vitesse de refroidissement lors de la transformation martensitique joue un rôle crucial en impactant le niveau d'auto-revenu de la martensite formée. Plus on refroidit vite (TE), moins on laisse de temps au carbone de précipiter. Dans la martensite, le carbone libre constitue une forte barrière aux mouvements des dislocations, ce qui entraîne de fortes concentrations de contraintes locales, qui facilitent l'amorçage du clivage. La variation de la fraction de carbone précipité grâce à des cycles de revenus *in-situ* d'intensités variables nous montre que la dureté est un indicateur qualitatif de la quantité de carbone non consommé par la précipitation de cémentite. Mais ce paramètre seul ne permet pas de prédire les performances CTS d'une soudure. Les très bons résultats des échantillons TAC, qui présentent pourtant des duretés non négligeables en ZF et en ZAT (environ 500 $HV_{0,2}$), soulève la question du rôle d'autres éléments chimiques que le carbone sur les propriétés à rupture, notamment le chrome. Ils montrent également le potentiel de cette nuance à résister à la rupture par clivage, y compris à la phase de propagation interfaciale, même si aucun des cycles de soudage pratiqués jusqu'ici n'a permis d'atteindre les mêmes performances. Réaliser une trempe martensitique plus complète (en optimisant le temps froid), suivie d'un cycle de revenu évitant toute nouvelle austénitisation, serait une voie sans doute prometteuse dans ce sens.

3. Microstructure et rupture dans le ligament de ZAT

Nous avons établi, dans le Chapitre 2, que le CTS est piloté en grande partie par la résistance à la propagation de la fissure par rupture ductile dans les ligaments de ZAT, situés en-dessous et au-dessus du noyau fondu. Dans cette partie, l'étude portera exclusivement sur les résultats de comparaisons effectuées sur les soudures SEP58 et PHT58, réalisées avant la maintenance de notre dispositif de soudage car notre base de données a été constituée en majorité avant le nettoyage du système de refroidissement.

3.1. Démarches expérimentales et numériques

3.1.1. Impact du cycle de soudage sur la microstructure en ZAT

L'épaisseur du ligament de ZAT est une région qui subit un fort gradient de température, en particulier lors du passage du courant (**Fig.4.20**) étant donné qu'elle constitue à peine 0,4 mm de matière séparant le noyau fondu d'une électrode refroidie à l'eau. C'est pourquoi nous pouvons voir un gradient de microstructure sur la **Fig.4.21**.

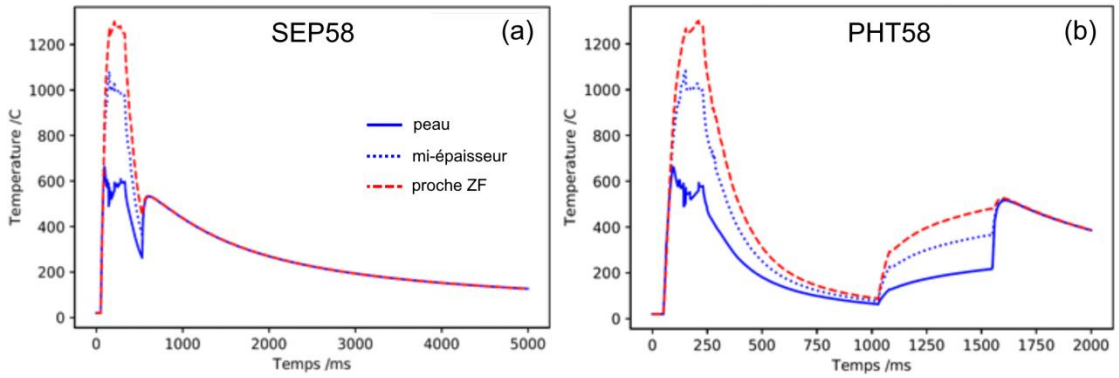

Fig.4.20 *Températures calculées par SORPAS dans le ligament de ZAT* ***(a)*** *d'une soudure SEP58 et* ***(b)*** *PHT58*

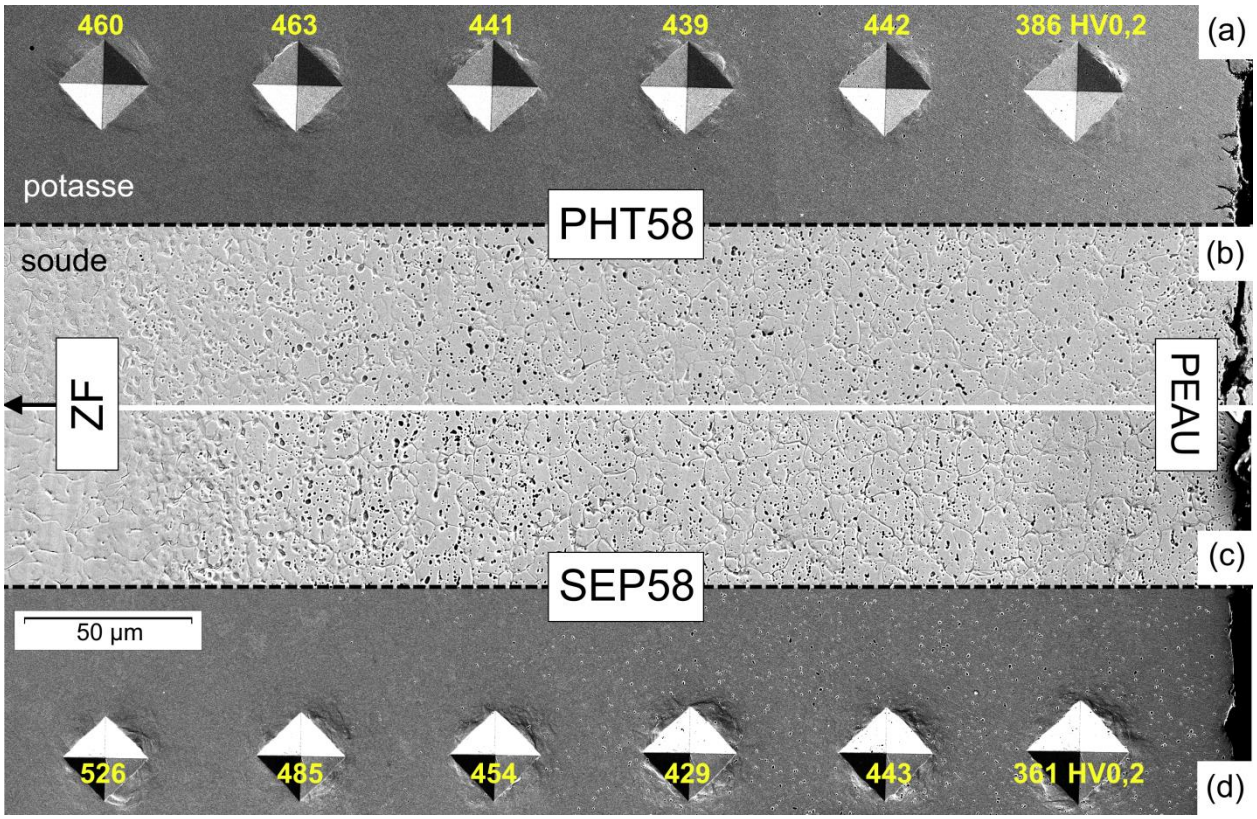

Fig.4.21 *Transition de la microstructure dans le ligament de ZAT de soudure PHT58* ***(a,b)*** *et SEP58* ***(c,d)****. Observations MEB après attaque électrolytique à la potasse révélant les carbures de chrome en clair* ***(a,d)*** *et à la soude, révélant toutes les secondes phases* ***(b,c)***

L'attaque électrolytique à la soude[7] (**Fig.4.21b,c**) révèle les anciens joints de grains γ et dissout les phases secondaires sans distinction particulière. L'aspect de l'attaque est similaire pour les soudures SEP58 et PHT58.

Près de la peau, la microstructure rappelle celle du MB étant donné que la température de pic simulée ne dépasse pas Ac_1 (833 °C), les conditions thermiques en peau offrent tout de même un revenu non négligeable puisque la dureté sous la peau est d'environ 370 $HV_{0,2}$, pour 440 $HV_{0,2}$ dans le MB. La microstructure dans cette région est donc composée de la ferrite α résiduelle et de NbC provenant du MB, ainsi qu'une proportion plus importante de $M_{23}C_6$ (plus gros), que nous pouvons distinguer grâce à une attaque électrolytique à la potasse[8]. Les carbures de chrome sont dissous préférentiellement lors de l'attaque et laissent des trous, dont nous pouvons voir les bords ressortant en blanc sur les **Fig.4.21a,d**. Les observations croisées des résultats d'attaque à la soude et à la potasse montrent que tous les creux formés lors de l'attaque à la soude ne correspondent pas systématiquement à des carbures de chrome. À partir de la mi-épaisseur, les températures atteintes mènent à une ré-austénitisation (**Fig.4.20**) et à la dissolution des carbures primaires, nous ne distinguons plus de $M_{23}C_6$ après la quatrième empreinte de dureté (en partant de la peau), alors que les phases creusées par la soude persistent. Entre la mi-épaisseur et la ZF, nous pouvons voir une différence entre les deux types de soudure. La dureté en ZAT proche de la ZF est plus faible dans les soudures PHT58 dû au revenu in-situ, qui mène à la précipitation de cémentite jusque dans la ZAT, sur une distance de près de 120 µm après la ZF.

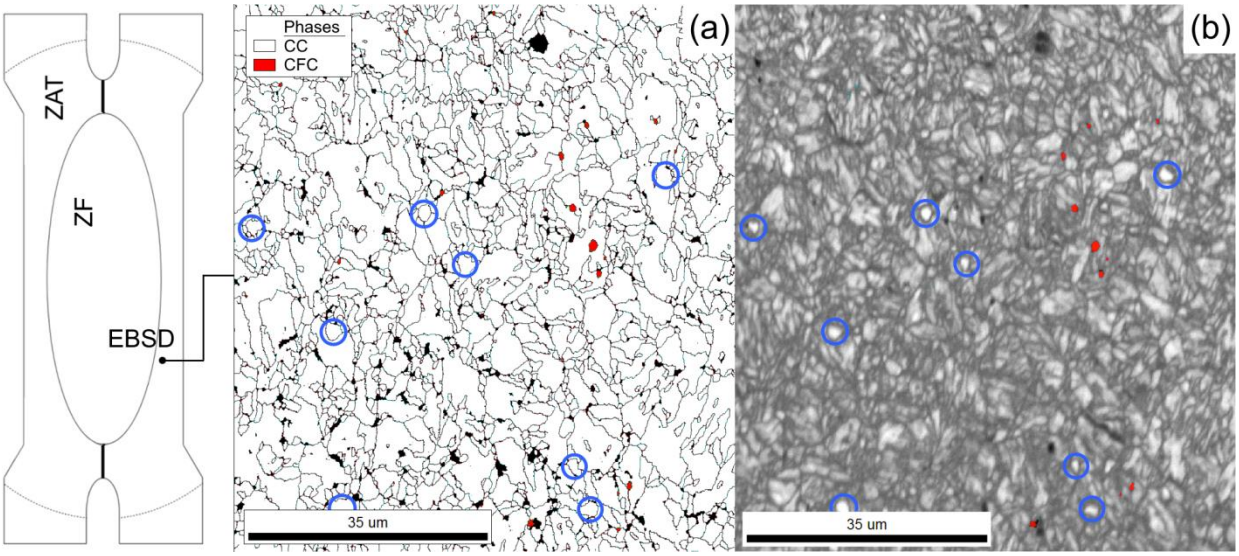

Fig.4.22 (a) *Carte de phases en EBSD et indication des joints de désorientation > 5°, dans le ligament de ZAT en région proche de la ZF d'une soudure SEP58.* ***(b)*** *Superposition de la carte IQ et de la carte de phase. Les cercles bleus indiquent la présence de particules de structure cristalline CC, dont la qualité des clichés de diffraction est très bonne*

Des cartographies EBSD ont été effectuées dans la ZAT proche de la ZF afin d'identifier les phases creusées par la soude. Les cartes EBSD en **Fig.4.22** révèlent la présence de quelques phases CFC (en

[7] 30%pds de soude dans de l'eau distillée. 120 mA - 60 s
[8] 5%pds dans l'eau distillée. 10 mA - 10s

rouge), mais surtout plusieurs particules qui diffractent très nettement sur les cartes IQ (**Fig.4.22b**) mais qui sont indexées en CC (**Fig.4.22a**). Or, le diagramme de phase pseudo-binaire Fe-Cr admet la possibilité de former de la ferrite δ au-dessus de 1200 °C à partir de notre composition chimique nominale. Enfin, l'analyse chimique de ces particules nous donne un léger enrichissement en Cr par rapport à la composition nominale (Cr : 16%pds au lieu de 11%pds dans la matrice). Au travers de ces informations, nous considérerons que le ligament de ZAT, dans sa zone proche de la ZF est constitué d'une matrice martensitique accompagnée de ferrite globulaire.

3.1.2. Simulation de microstructure par traitement thermique dédié

Le ligament de ZAT étant encore plus petit que la ZF et, de plus, hétérogène dans l'épaisseur, l'extraction d'éprouvettes pour des essais mécaniques pertinents s'avère impossible. Mais contrairement à la ZF, le ligament de ZAT ne passe pas par l'état de métal fondu, ce qui rend l'obtention de microstructures simulées par traitement thermique, plus fidèle (taille et morphologie de grains, précipitation) que dans le cas d'une ZF. Nous venons de montrer que le ligament de ZAT présente une variation de microstructure dans son épaisseur, il est donc nécessaire de choisir quelle partie du ligament est la plus pertinente à tester mécaniquement.

L'observation de la coupe de soudures rompues permet d'identifier les microstructures sous les transitions d'aspect du faciès de rupture, nous pouvons ainsi voir, sur la **Fig.4.23a**, que tout le ligament de ZAT ne présente pas le même aspect sous le faciès de rupture. Nous notons, en particulier, la présence d'une bande de localisation de l'endommagement d'une épaisseur d'environ 10 µm (**Fig.4.23b**). Cette bande n'est pas spécifique à la rupture des soudures PHT58, puisque nous la retrouvons aussi sous le faciès du ligament de soudures SEP58 (**Fig.4.23c**).

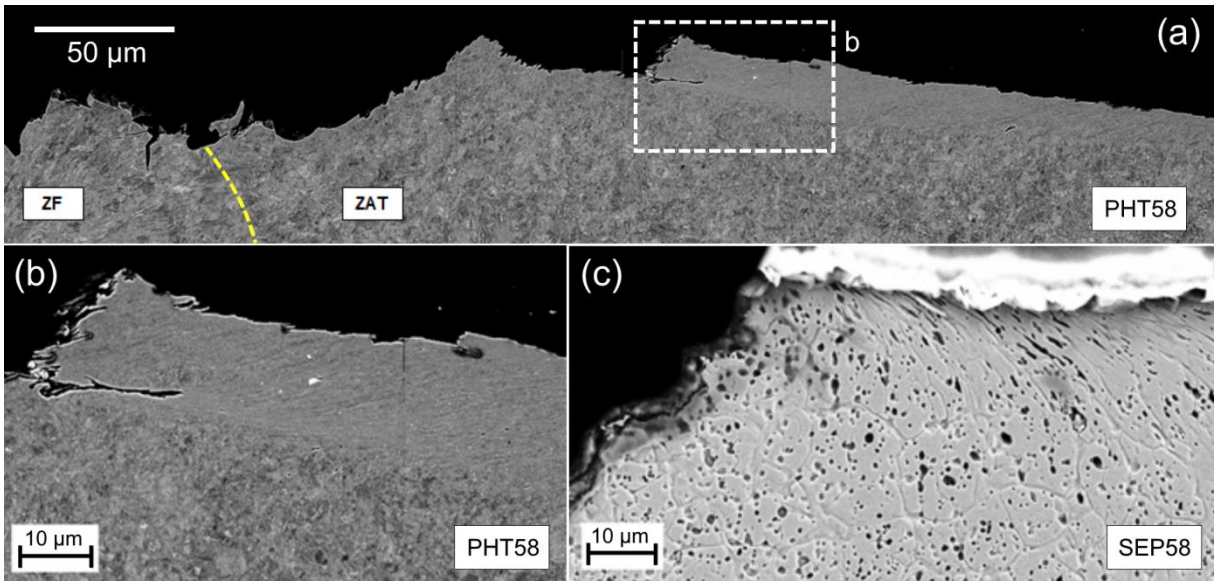

Fig.4.23 (a) *Coupe métallographique d'une soudure PHT58 rompue, enrobée et polie à l'alumine (observation MEB en mode BSE) -* ***(b)*** *Image à plus fort grandissement d'une zone de (a) présentant de l'endommagement localisé en bande -* ***(c)*** *Observation en mode SE de la bande d'endommagement sur une coupe de soudure SEP58, attaquée à la soude.*

Cependant, nous ferons l'hypothèse que le début de la rupture ductile en cisaillement a lieu avant la formation de la bande. Nous supposons que la transition du mécanisme de rupture, passant du clivage transgranulaire en ZF, à la rupture ductile en ZAT, marque la reprise de la propagation de la fissure après son arrêt à la frontière ZF/ZAT. C'est donc la microstructure du ligament de ZAT au plus proche de la ZF, que nous cherchons à simuler. Les cycles thermiques « proche ZF » pour chaque soudure sont représentés sur la **Fig.4.20**. Les vitesses de chauffage et de solidification lors du soudage ne sont pas reproductibles à la Gleeble, malgré des capacités de chauffage et de refroidissement relativement rapides par rapport à d'autres montages. Du fait des limitations de la machine, nous faisons le choix de simplifier le premier pic de température et de reproduire le même début de cycle thermique pour les simulations de LZAT_SEP58 et LZAT_PHT58 (**Fig.4.24a**) : la vitesse de chauffage (par effet Joule) des éprouvettes Gleeble est de +700°C/s, la température de pic imposée vaut 1200 °C et une fois cette température atteinte, les éprouvettes sont refroidies à l'aide de jets d'eau, après quoi les éprouvettes doivent être retirées du montage pour nettoyer et sécher l'eau avant la simulation thermique suivante. Les temps de refroidissement atteints à la Gleeble sont présentés dans le **Tableau 4.3**, avec les Δt400-100, estimés par SORPAS, des ligaments de ZAT réels à titre de comparaison.

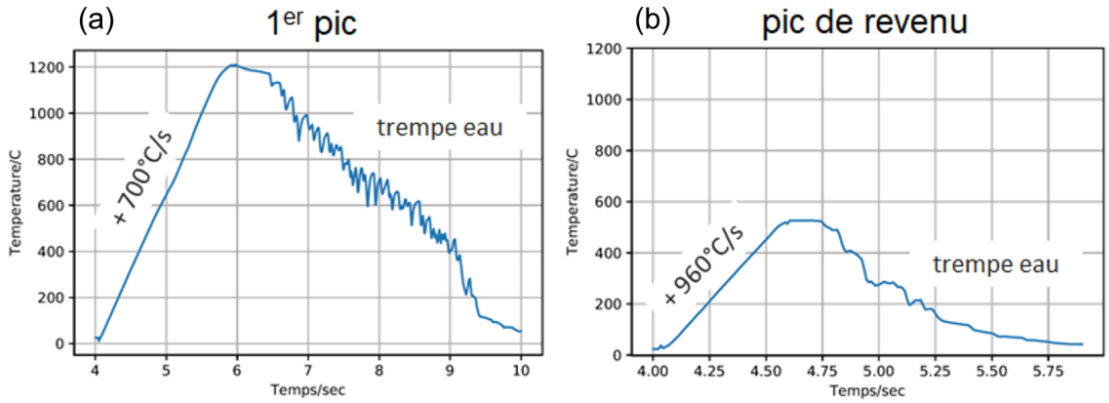

Fig.4.24 (a) *Exemple d'un cycle thermique réelle effectué à la Gleeble pour simuler LZAT_SEP58 -* ***(b)*** *Cycle de simulation du revenu en LZAT_PHT58*

Une fois le premier pic de chauffe appliqué à toutes les éprouvettes Gleeble, seules les éprouvettes LZAT_PHT58 subissent un deuxième cycle thermique, qui simule le revenu (**Fig.4.24b**). D'après SORPAS (**Fig.4.20b**), le chauffage pendant le revenu se fait en deux temps : un chauffage à +3000 °C/s pour atteindre 300 °C, à partir de quoi, la vitesse de chauffage diminue fortement à +480 °C/s jusqu'à la température maximale de revenu (523 ± 10 °C). Une fois de plus, les limitations de la machine nous poussent à simplifier le cycle thermique imposé, que nous pouvons voir sur la **Fig.4.24b**.

Tableau 4.3 *Récapitulatif des temps de refroidissement Δt entre 400 et 100°C et des duretés dans la section de ligament de ZAT d'intérêt soudés et simulés par traitement thermique Gleeble. À titre de comparaison la dureté de MB vaut 440 HV_s*

	LZAT_SEP58 (SORPAS)	*LZAT_PHT58 (SORPAS)*	*Gleeble SEP58 (mesure)*	*Gleeble PHT58 (mesure)*
Δt400-100	*3,84 s*	*0,50 s*	*0,76 s*	*0,76 s*
Dureté Vickers 0.2 kgf	*485 HV**	*463 HV**	*485 HV***	*pas de mesure*

** valeurs sur la Fig.4.21*
*** moyenne à partir de dix mesures*

Malgré un refroidissement plus rapide à la Gleeble qu'en LZAT_SEP58, les valeurs de dureté mesurées sur l'échantillon simulé correspondent très bien à la dureté attendue. De même pour la microstructure qui est identique sur les **Fig.4.25a,b**. Pour la simulation de LZAT_PHT58, la dureté n'a pas été mesurée sur les échantillons Gleeble mais la présence de cémentite a bien été vérifiée, comme nous pouvons le constater sur la **Fig.4.25d**. En revanche, les paquets de martensite obtenus par simulation Gleeble semblent être plus grossiers que dans les soudures PHT58 réelles.

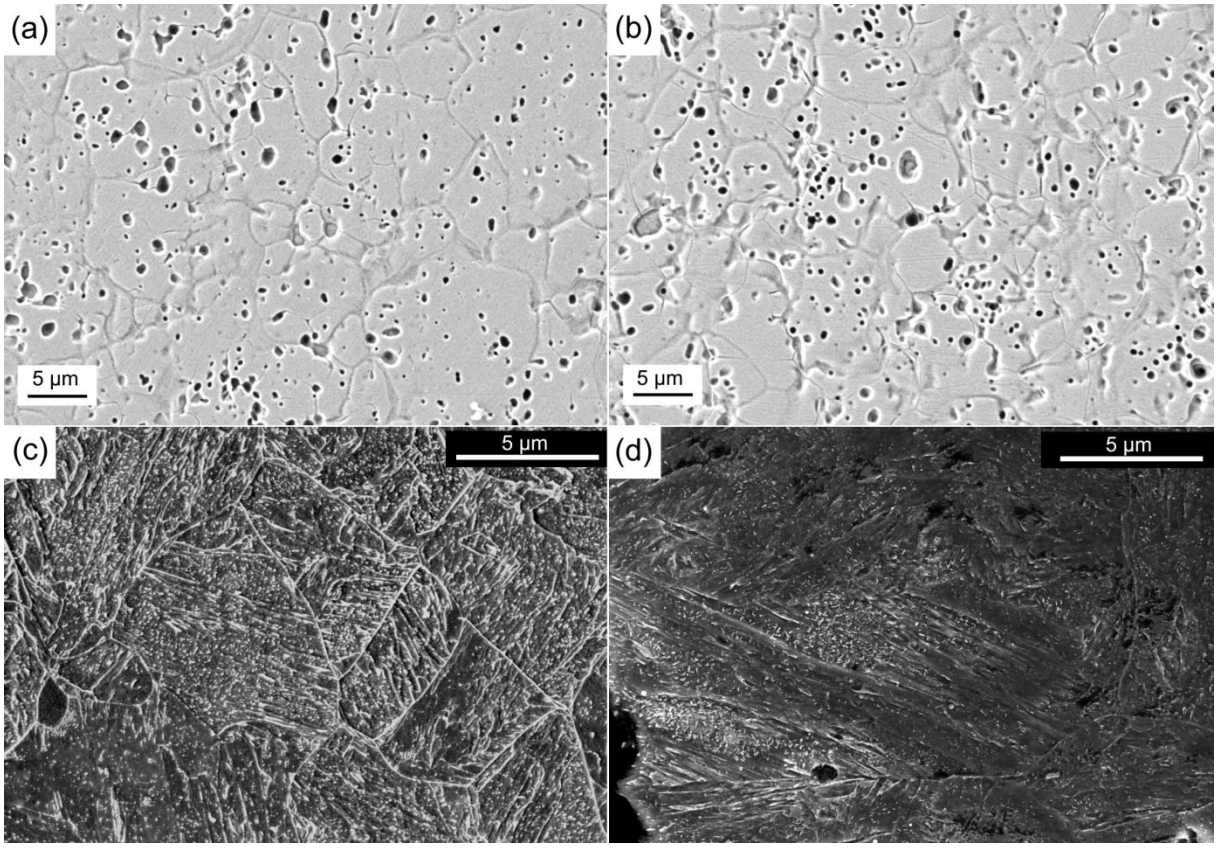

Fig.4.25 (a) *Observations MEB de la microstructure dans le ligament de ZAT proche de la ZF de SEP58, après attaque à la soude (mode SE) et* ***(b)*** *son homologue simulée à la Gleeble -* ***(c)*** *Observation au MEB (détecteur Inlens) du ligament de ZAT proche de la ZF d'une soudure PHT58, après attaque Villela et* ***(d)*** *son homologue Gleeble*

3.1.3. Conditions des essais de résilience Charpy

Afin de caractériser les propriétés à rupture de nos ligaments de ZAT, nous cherchons à comparer la transition ductile-fragile selon le cycle de soudage (SEP58 ou PHT58). Toutes les simulations thermiques ont été réalisées sur des coupons de MB de format 35 x 105 mm^2 avec une épaisseur de 1,5 mm. La géométrie de nos éprouvettes de résilience, représentée sur la **Fig.4.26b**, est loin du format standard, du fait de leur épaisseur mais nous ferons l'hypothèse que les résultats sont exploitables tant que l'éprouvette ne flambe pas lors de l'essai. En se basant sur les travaux de H. Godin [GOD18] sur un même type de matériau (non soudé), nous avons établis qu'une épaisseur minimum de 1,5 mm était nécessaire pour assurer l'exploitabilité de nos essais Charpy, c'est pourquoi, l'épaisseur du MB est différente de celle utilisée lors du soudage. L'usinage des éprouvettes de résilience est réalisé par découpe laser et ces dernières sont orientées dans l'éprouvette Gleeble de manière à centrer les entailles dans la zone homogène en température (0,25 x 0,30 mm^2).

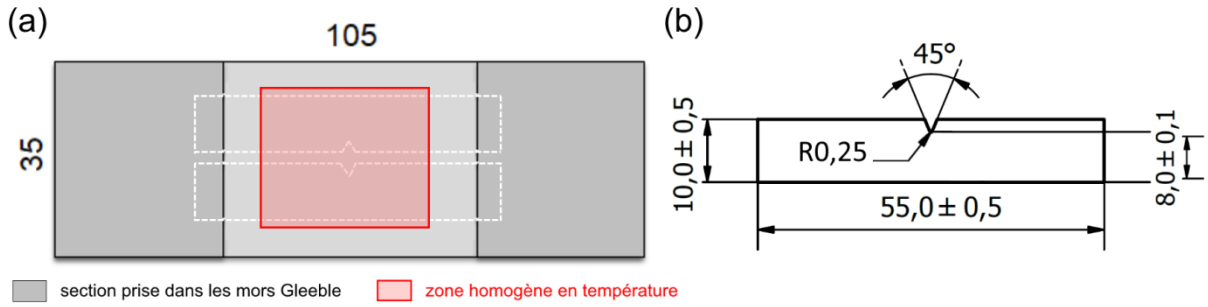

Fig.4.26 (a) *Schéma d'une éprouvette Gleeble et emplacement des éprouvettes de résilience extraites, par rapport à la zone homogène en température durant les simulations -* ***(b)*** *Géométrie des éprouvettes de résilience avec les cotes en mm (ép. 1,5 mm)*

Nous usinons ainsi dix éprouvettes de résilience par matériau testé : LZAT_SEP58, LZAT_PHT58 et MB (comme référence). Les essais sont effectués sur un mouton pendule RKP300 (capacité de 300 J) à des températures allant de -60 à +150 °C. Les éprouvettes sont maintenues en température pendant 15 min avant l'essai, dans un bain thermostaté contenant de l'éthanol et de l'azote liquide, pour les essais à froid, et de l'huile, pour les essais à chaud.

3.1.4. Instrumentation de l'essai de cisaillement

L'étude du chargement en pointe de fissure, dans le Chapitre 3, montre que lorsque la fissure atteint le ligament de ZAT, celui-ci est sollicité par un chargement complexe dont les contributions principales sont le cisaillement et la flexion. Afin d'évaluer la tenue face à un chargement macroscopique en cisaillement, nous nous basons sur la géométrie d'éprouvette des travaux de J. Lorthios [LOR11], adaptée de la géométrie de M. Brünig *et al.* [BRU08], conçue pour subir une sollicitation en mode mixte dans le ligament central, lorsque les extrémités sont sollicitées en traction. Trois échantillons par matériau (LZAT_SEP58, LZAT_PHT58 et MB) sont usinés par découpe laser, en pleine épaisseur de tôle (1,5 mm).

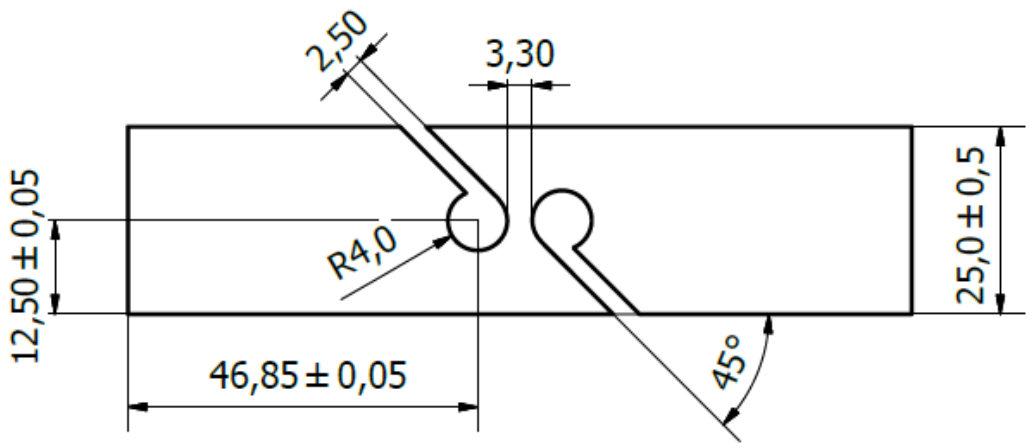

Fig.4.27 *Géométrie de l'éprouvette de cisaillement, cotes en mm. Epaisseur 1,5 mm*

La machine de traction est une MTS servo-hydraulique équipée d'une cellule de force de 100kN avec des mors hydrauliques auto-serrants. Les essais se déroulent à température ambiante et à une vitesse de traction constante fixée à 0,17 mm/s, pour correspondre à la vitesse de déplacement durant les essais de traction en croix. Les champs de déplacement sont mesurés à l'aide d'un dispositif de corrélation d'images numériques sur une des faces. Nous choisissons la corrélation 3D afin de pouvoir détecter les mouvements hors plan qui pourraient être suscités par la non-planéité des éprouvettes. En effet, lors de l'usinage par découpe laser dans notre matériau fin, trempé sous des outils de presse (tas plats), le relâchement des contraintes résiduelles produit des éprouvettes très légèrement voilées. Le dispositif de corrélation d'images est constitué de deux caméras de 4 MPx chacune, qui enregistrent, à une fréquence d'acquisition de 5 Hz, l'évolution d'un mouchetis aléatoire appliqué sur les éprouvettes (taches noires sur fond de peinture blanche). Les champs de déformation sont calculés sous Vic3D avec un post-traitement de type Lagrange.

3.1.5. Analyse mécanique par simulation numérique de l'essai de cisaillement

Afin de mieux comprendre les modes de rupture observés lors des essais de cisaillement, nous avons choisi de modéliser l'essai par éléments finis, sous Z-set. La géométrie est modélisée par des éléments volumiques C3D8, avec un plan de symétrie dans l'épaisseur afin de réduire le temps de calcul. Le maillage recourt à des éléments de l'ordre de 0,4 mm dans le ligament central et autour des évidements quasi-circulaires de l'éprouvette (**Fig.4.28**). La demi-épaisseur modélisée est constituée de 3 épaisseurs d'éléments. Les conditions aux limites pour modéliser la sollicitation en traction uniaxiale consistent en l'imposition d'une traction selon l'axe y (`Uy` = 0.17 mm/s), sur tous les nœuds de la face libre supérieure (points noirs sur la **Fig.4.28b**), et d'un encastrement obtenu par les conditions : `Uy` = 0, sur les nœuds de la face libre inférieure et `Ux` = 0, sur le nœud en rouge sur la **Fig.4.28b**. Le plan de symétrie dans l'épaisseur de l'éprouvette nécessite d'imposer la condition `Uz` = 0 à tous les nœuds de la face intérieure (face non visible sur la **Fig.4.28**).

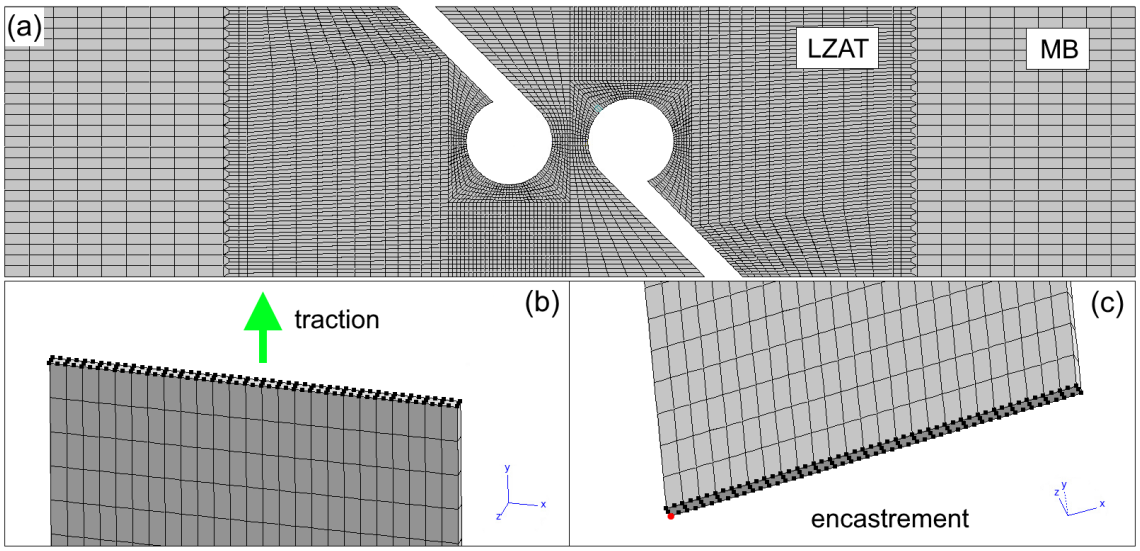

Fig.4.28 (a) *Maillage de l'éprouvette de cisaillement et groupes de nœuds auxquels nous imposons les conditions aux limites*

Les lois matériau pour le MB et LZAT_SEP58 (= ZAT_SEP58) sont directement reprises du Chapitre 3. Les sections de maillage aux éléments de taille plus grossière sur la **Fig.4.28a**, correspondant aux parties prises dans les mors de traction, sont modélisées avec la loi d'écrouissage du MB. Le reste du maillage possède une loi de comportement différente selon le calcul que nous effectuons. Nous rappelons que le comportement dans le MB a été obtenu à partir d'essais expérimentaux de traction uniaxiale, tandis que le comportement ZAT_SEP58 correspond à une loi de MB ajustée pour avoir Rm calculé = Rm prédit en fonction de la dureté, par la relation de Cahoon (démarche détaillée dans le Chapitre 3, section 2.2.2). Etant donné que dans le Chapitre 3, nous avions établi que la réponse mécanique de notre modèle n'était pas affectée par la modification du comportement affecté à la ZAT, la loi d'écrouissage ZAT_PHT58 n'avait pas été définie. Dans cette section, nous considérerons que la dureté du MB (440 $HV_{0,2}$) est suffisamment différente de celle de LZAT_SEP58 (485 $HV_{0,2}$) et proche de celle de LZAT_PHT58 (463 $HV_{0,2}$) pour effectuer nos calculs comparatifs, sans avoir à définir une loi de comportement spécifique à LZAT_PHT58. Ce qui revient à modéliser une éprouvette de cisaillement entièrement composée de MB pour estimer la réponse de l'éprouvette de cisaillement de LZAT_PHT58.

3.2. Résilience des ZAT simulées

Les résultats expérimentaux des essais de résilience Charpy sont comparés sur la **Fig.4.29**. Le MB, qui a été testé pour offrir un comportement de référence, présente une transition très plate, avec des plateaux fragile et ductile peu éloignés en termes d'énergie (MB : Δmin-max = 21 J/cm^2). Par comparaison, les courbes de transition des ZAT simulées par Gleeble présentent toutes les deux des amplitudes bien plus larges (LZAT_PHT58 : Δmin-max = 47 J/cm^2, LZAT_SEP58 : Δmin-max = 55 J/cm^2). À température ambiante, les trois matériaux exhibent des résultats variés (**Fig.4.30**) : le MB rompt de manière fragile à un niveau d'énergie absorbée non négligeable ; LZAT_SEP58 rompt à très faible énergie dans le domaine fragile ; LZAT_PHT58 est ductile à T_{amb} et casse en absorbant en moyenne 55 J/cm^2.

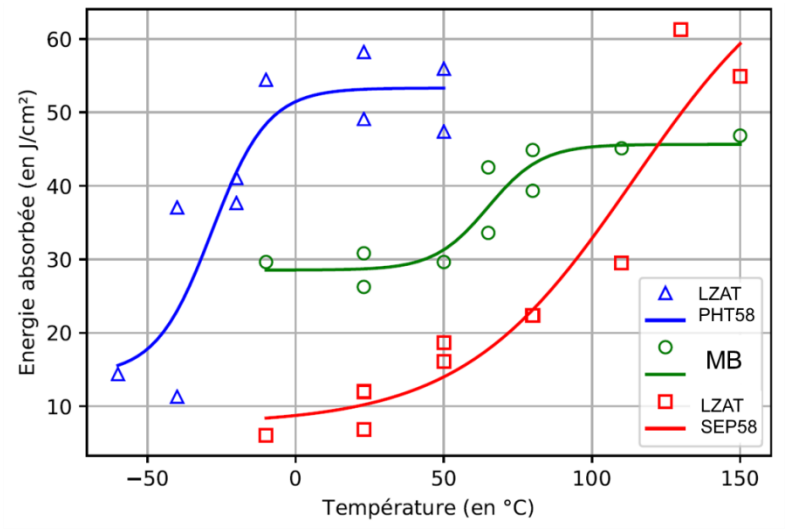

Fig.4.29 *Résiliences des microstructures LZAT_SEP58 (carrés), LZAT_PHT58 (triangles) et MB (cercles) en fonction de la température*

L'estimation des températures de transition ductile-fragile, même avec notre nombre limité d'essais, place la transition pour LZAT_PHT58 à environ -25 °C, et +110 °C pour LZAT_SEP58. Ces résultats suggèrent que l'application d'un revenu flash vers 500 °C (le temps total de chauffage en comptant la montée en température et le maintien vaut 0,75 s) permet un décalage de la température de transition ductile-fragile de près de 135 °C, améliorant ainsi la résilience du matériau sans affecter les valeurs aux niveaux des paliers.

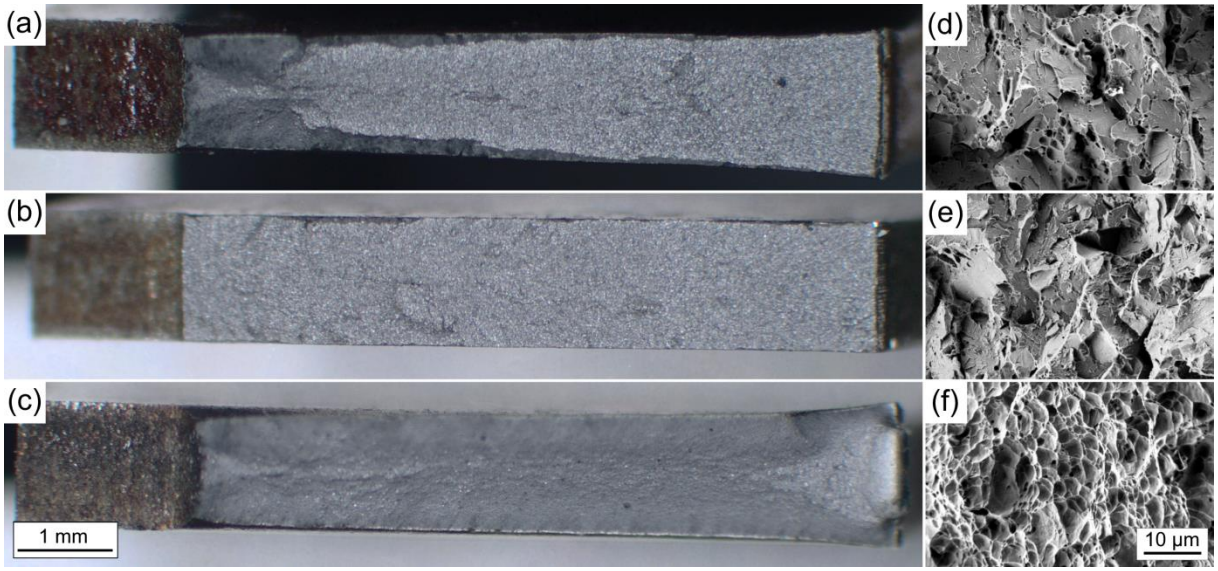

Fig.4.30 *Observations à la loupe binoculaire des surfaces de rupture des résiliences à T_{amb}, de **(a)** MB, **(b)** LZAT_SEP58 et **(c)** LZAT_PHT58 - Observations MEB (mode SE) des même résiliences : **(d)** MB, **(e)** LZAT_SEP58 et **(f)** LZAT_PHT58. Toutes les images du même type partagent la même échelle*

La rupture fragile en clivage des résiliences de LZAT_SEP58 à T_{amb} (**Fig.4.30e, Fig.4.31a**) contraste avec les faciès de rupture ductile, présentant des cupules fortement cisaillées observées sur les ligament de ZAT de soudures réelles et rompues (**Fig.2.25a,b**). Cette disparité du mode de rupture

peut s'expliquer par la complexité du chargement lors de l'essai en croix. En dehors de l'effet dynamique, les Charpy sont sollicitées majoritairement en mode I, alors que notre ligament réel est soumis à un chargement complexe, dont la composante en cisaillement est non-négligeable. La forme des cupules très allongées observées dans le ligament des soudures PHT58 rompues (**Fig.4.30f)**, vient appuyer notre hypothèse puisque ces mêmes cupules sont à contrario très équiaxes sur les faciès des Charpy.

Enfin, la comparaison de l'aspect du clivage entre LZAT_SEP58 (à T_{amb}) et LZAT_PHT58 (à -60 °C) sur les **Fig.4.31a,b**, montre que la différence de taille de paquets pressentie lors de la vérification des microstructures simulées par Gleeble, sur la **Fig.4.25d**, ne semble pas confirmé et mériterait des investigations complémentaires. Puisque nous avons établi que la taille des facettes de clivage dans nos matériaux est gouvernée par la taille des paquets martensitiques, or l'aspect du clivage est similaire entre LZAT_SEP58 et LZAT_PHT58.

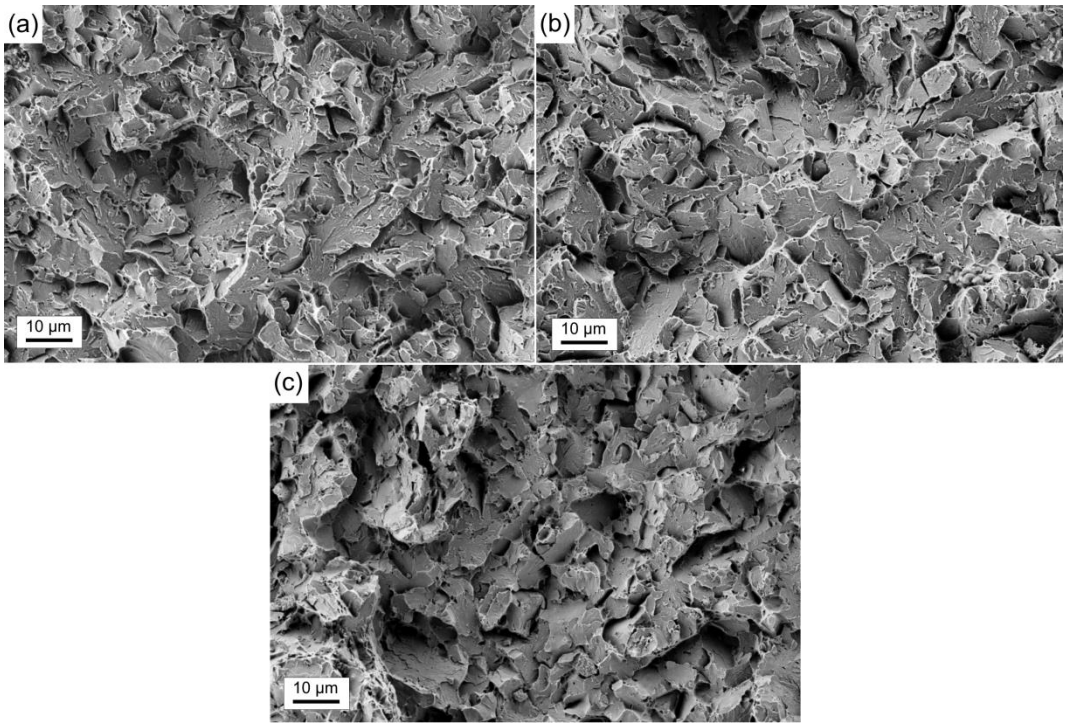

Fig.4.31 *Aspect du clivage sur des éprouvettes de résilience* ***(a)*** *LZAT_SEP58 à 23 °C,* ***(b)*** *LZAT_PHT58 à -60 °C et* ***(c)*** *MB à 23 °C*

La campagne d'essais de résilience Charpy nous a permis de mettre en avant les bénéfices de la précipitation de cémentite par traitement de revenu flash, sur la température de transition ductile-fragile du ligament de ZAT. La comparaison des courbes de transition du MB, par rapport aux ZAT simulées, montre que les conditions d'austénitisation peuvent impacter à la fois les niveaux des paliers ductile et fragile. Enfin, la rupture par clivage à T_{amb} de LZAT_SEP58, qui contraste avec le faciès ductile et fortement cisaillé dans le ligament de ZAT de soudures réelles, rompues par traction en croix, suggère une sensibilité accrue au clivage qui dépend du mode de chargement en pointe de fissure. La microstructure de LZAT_SEP58 semble très sensible au chargement en mode I.

3.3. Comportement en cisaillement des ZAT simulées

Les résultats des essais de cisaillement sont présentés sur la **Fig.4.32**, nous pouvons y voir que les charges atteintes avant la rupture se hiérarchisent de la manière suivante : LZAT_PHT58 > MB > LZAT_SEP58 et que les essais sur LZAT_SEP58 se démarquent par leur rupture brutale très tôt dans les essais, pour un déplacement traverse moyen de 0,6 mm, comparé à 3,0 mm en moyenne pour les deux autres matériaux. La **Fig.4.33** montre que la différence de réponse mécanique se traduit aussi sur la localisation de la rupture. Les éprouvettes LZAT_SEP58 cassent toutes en dehors du ligament central, en partant d'une amorce oblique.

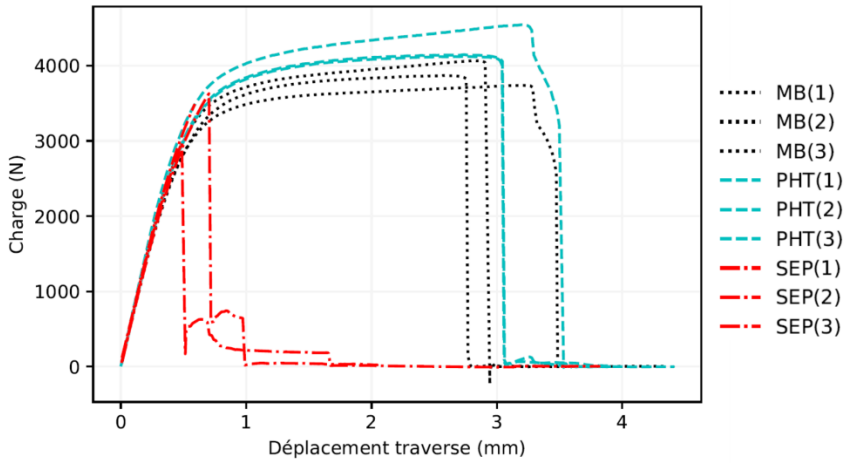

Fig.4.32 *Courbes expérimentales des essais de cisaillement pour chaque matériau*

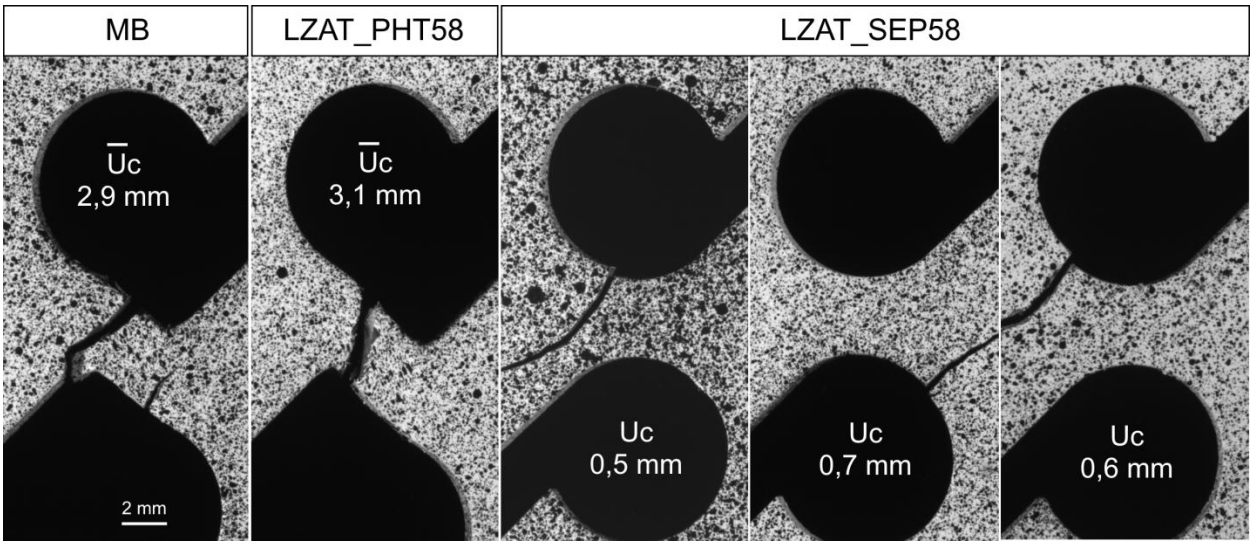

Fig.4.33 *Lieu de rupture lors des essais de cisaillement et indication du déplacement traverse relevé à la rupture (Uc). Les photographies pour MB et LZAT_PHT58 sont représentatives de la rupture des autres éprouvettes de la même famille. Toutes les images partagent la même échelle*

L'analyse fractographique des éprouvettes de chaque matériau révèle des mécanismes de rupture différents dans le MB et dans LZAT_PHT58, alors même que leurs courbes charge-déplacement sont très similaires. La rupture du ligament central de LZAT_PHT58 est complètement ductile avec des

cupules très équiaxes sur une région d'environ 500 µm du bord, puis de plus en plus allongées sur le reste du ligament (**Fig.4.34**). Dans le MB, la surface de rupture est très variée, avec un début d'amorçage ductile d'un côté et de l'autre, l'amorçage d'une fissure en clivage, qui s'arrête en cours d'essai, tandis que le centre du ligament présente un faciès en écailles mates. Ce qui indique une compétition entre la rupture par clivage et la rupture par cisaillement, que nous n'aborderons pas dans ces travaux. Ici aussi, les résultats semblent démontrer une meilleure résistance au clivage pour LZAT_PHT58 que pour le métal de base.

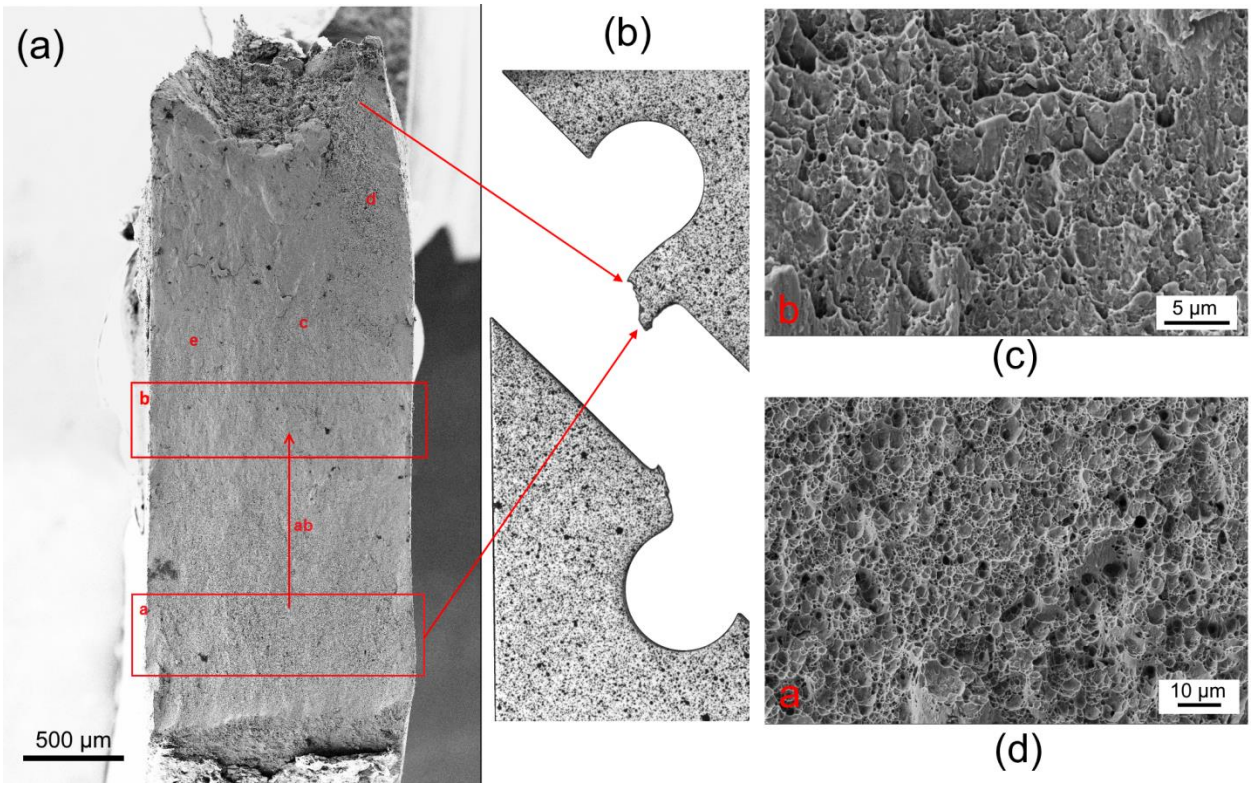

Fig.4.34 (a) *Vue globale de la surface de rupture d'une éprouvette LZAT_PHT58 -* ***(b)*** *Vue de côté correspondante -* ***(c,d)*** *Image MEB (mode SE) de la rupture ductile sur les zones notées a et b sur la vue globale*

Pour les éprouvettes LZAT_SEP58, la rupture en dehors du ligament central est entièrement fragile avec du clivage transgranulaire. Nous pouvons distinguer, sur la **Fig.4.35a**, un site d'amorçage global au niveau du coin de la section. Le faciès de rupture par clivage est toujours très rugueux et nous ne détectons pas de particules de phase secondaire particulière, à l'origine des facettes (**Fig.4.35b,c**).

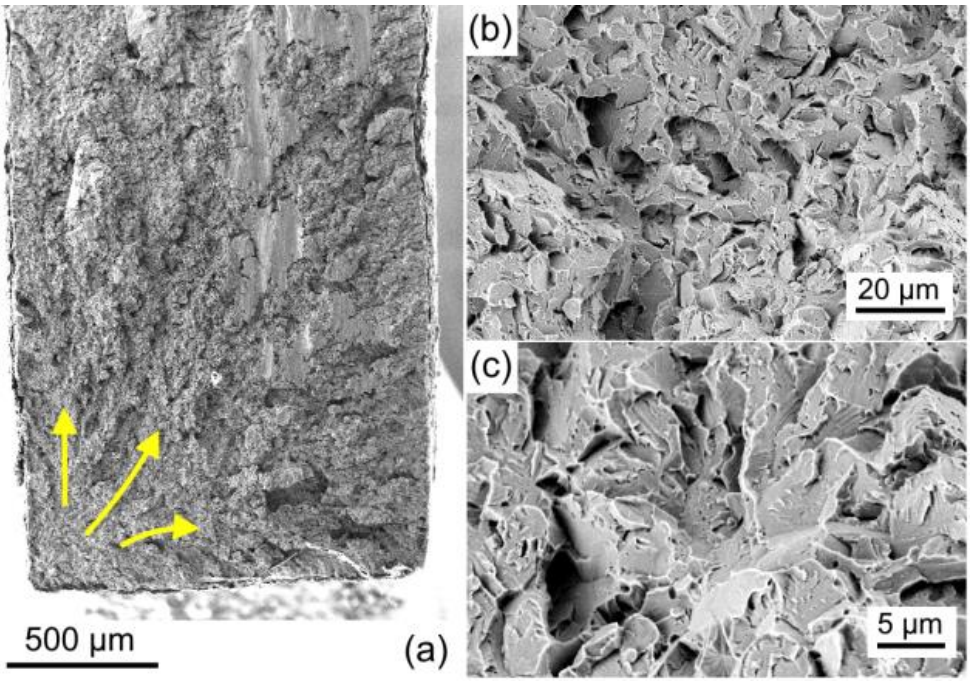

Fig.4.35 (a) *Faciès de rupture au MEB d'une éprouvette LZAT_SEP58 suite à un essai de cisaillement -* ***(b)*** *Aspect général du clivage et* ***(c)*** *images à plus fort grandissement des facettes*

Afin de comprendre les différences de comportement identifiées expérimentalement, nous nous plaçons dans les conditions menant à la rupture fragile et précoce dans les éprouvettes LZAT_SEP58, c'est-à-dire pour un déplacement traverse d'environ `Uy` = Uc = 0,6 mm. Le pas de temps le plus proche dans nos simulations se trouve à t = 3,72 s (`Uy` = 0,63 mm). Les **Fig.4.36a,b** illustrent la distribution spatiale de la plus grande contrainte principale, σ_1, et de la déformation plastique cumulée, $\varepsilon_{p,cum}$. Nous pouvons ainsi voir que pendant l'essai, les arcs des encoches de l'éprouvette concentrent énormément de contraintes mais que c'est bien dans le ligament central que la majorité de la déformation plastique est localisée.

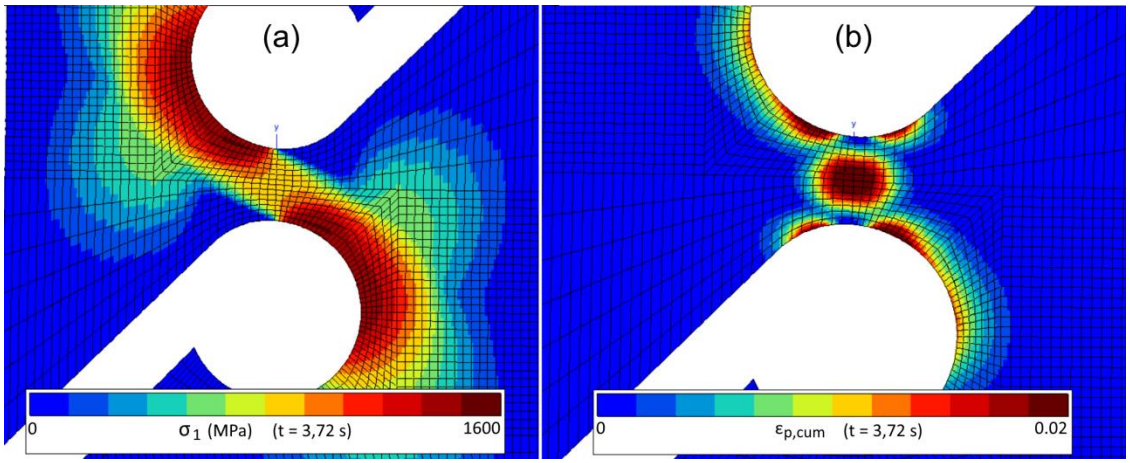

Fig.4.36 *Simulation du cisaillement de LZAT_SEP58 -* ***(a)*** *Cartographies de la contrainte principale, σ_1 et* ***(b)*** *de la déformation plastique cumulée, $\varepsilon_{p,cum}$, extraites à t = 3,72 s*

L'extraction des valeurs de σ_1 nous permet au passage de déterminer une contrainte critique de clivage de LZAT_SEP58, qui est ici de l'ordre de 1440 MPa, pour une rupture ayant lieu vers 45° sur un arc de l'encoche (**Fig.4.37a**). Pour interpréter l'amorçage de la rupture fragile préférentiellement autour de 45°, plutôt que dans le ligament central, nous définissons des couples d'éléments, sur lesquels les moyennes de plusieurs grandeurs d'intérêt sont calculées et comparées en fonction de l'emplacement dudit couple. Nous définissons les éléments se trouvant d'une part sur l'arc et d'autre part au milieu du ligament central, que nous noterons « 90 », ainsi que les éléments à 45° (« 45 »). Ces éléments ont été pris sur la face extérieure, qui correspond au lieu d'amorçage (**Fig.4.35a**). Pour information, avec notre modèle, la contrainte à mi-épaisseur est sensiblement la même que sur la face extérieure.

La **Fig.4.37b**, sur laquelle est tracée la variation de σ_1 en fonction d'$\varepsilon_{p,cum}$, montre que l'évolution du chargement ne se suit pas le même chemin selon l'emplacement des éléments sur l'arc. À un niveau donné de déformation plastique équivalente, σ_1 est plus élevée à 45° qu'à 90°. La contrainte critique de clivage de LZAT_SEP58 est donc atteinte plus rapidement à 45°, au cours de l'essai. Cette contrainte combinée à la présence d'une légère déformation plastique (de l'ordre de 0,01%, **Fig.4.36b**) suffit à amorcer la fissuration et la rupture.

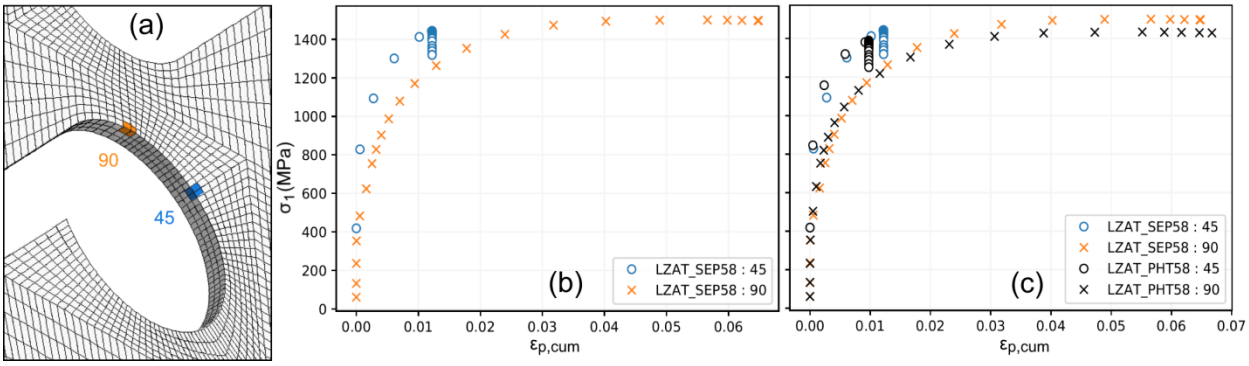

Fig.4.37 (a) *Eléments du maillage pour lesquels la comparaison de l'évolution du chargement est réalisée* - ***(a)*** *Résultats des extractions de σ_1 en fonction de $\varepsilon_{p,cum}$. pour une simulation LZAT_SEP58* - ***(c)*** *Comparaison des résultats en fonction du comportement matériau modélisé*

Sur la **Fig.4.37c**, les mêmes extractions sont réalisées pour une simulation d'essai sur LZAT_PHT58 (qui nous le rappelons, est modélisée par la loi d'écrouissage du MB). Le changement de comportement matériau impacte peu l'allure des courbes. Expérimentalement, la rupture a lieu en déformant le ligament central, or dans cette région, aucune zone ne présente à la fois une contrainte principale maximale aussi élevée et une déformation plastique significative (**Fig.4.36**). Comme la sollicitation durant l'essai ne permet visiblement pas d'atteindre la contrainte critique de clivage de LZAT_PHT58 dans une zone plastifiée, le ligament continue de se déformer jusqu'à atteindre la déformation plastique critique, qui le caractérise et le mène à la rupture ductile. Ne connaissant pas le site d'amorçage de cette rupture ductile, la déformation plastique critique n'a pas été déterminée. Nous montrons par ces essais que le cycle thermique en LZAT_PHT58 est suffisant pour améliorer la contrainte critique de clivage par rapport au cycle LZAT_SEP58 et même au MB (**Fig.4.33**).

Afin d'observer l'évolution du mode de chargement aux couples d'éléments 90 et 45, les couples de valeurs paramètre de Lode-triaxialité des contraintes, évalués au cours de la simulation, sont représentés et comparés. Nous pouvons voir sur la **Fig.4.38**, qu'au bord du ligament central (éléments 90) le mode de chargement évolue durant l'essai. Au premier pas de temps (marqueur noir sur le graphique), le paramètre de Lode est proche de 0 avec une triaxialité quasi-nulle, ce qui indique un chargement en cisaillement presque pur. Durant l'essai, le ligament se déforme sous un chargement complexe et « tourne » pour tendre vers une sollicitation en traction. L'illustration de cette déformation progressive du ligament est visible sur la **Fig.4.33**, pour la rupture de LZAT_PHT58. En comparaison, les couples d'éléments à 45° sur l'arc de l'encoche sont constamment proches d'un état de sollicitation en traction uniaxiale (paramètre de Lode de l'ordre de -1, triaxialité un peu supérieure à 1/3), durant la simulation. Ils subissent donc un chargement radial.

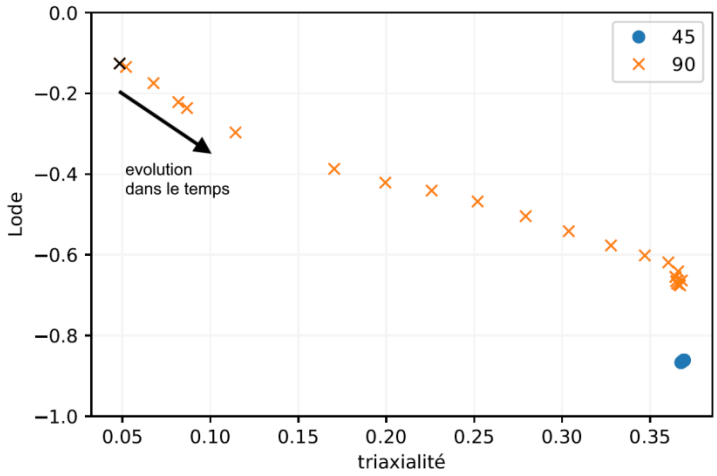

Fig.4.38 *Variation au cours de la simulation d'un essai LZAT_SEP58, des couples Lode, triaxialité, en fonction de l'emplacement sur l'éprouvette. Durée de la traction simulée : 25 s. La rupture a lieu à 3,72 s, temps auquel le paramètre de Lode est proche de -0,2.*

En conclusion, notre campagne d'essais de cisaillement sur des ligaments de ZAT simulés, n'a pas permis de comparer la tenue des différentes microstructures vis-à-vis de la rupture ductile, sous un chargement macroscopique en cisaillement. La rupture prématurée par clivage, en dehors du ligament central de l'éprouvette, des échantillons LZAT_SEP58 nous a cependant permis d'estimer une contrainte critique de rupture par clivage, particulièrement basse, de l'ordre de 1440 MPa. De plus, la comparaison entre les trajets de chargement, à différents emplacements sur l'encoche de l'éprouvette, montre que les éléments autour de 45° subissent une contrainte principale, σ_1, plus élevée que les éléments à 90° (au droit du ligament central). Ils affichent aussi une déformation plastique non négligeable, ce qui permet de déclencher le clivage de manière aléatoire autour de la région à 45°. En comparaison, nous montrons que la microstructure LZAT_PHT58 résiste mieux au clivage que LZAT_SEP58 et même que MB. Enfin, la comparaison entre les trajets de chargement, grâce au couple paramètre de Lode-triaxialité, suggère que la rupture de LZAT_SEP58 à 45° a lieu sous une sollicitation majoritairement en traction uniaxiale durant tout l'essai.

D'un autre côté, les éprouvettes LZAT_PHT58, qui cassent vers 17 s dans le ligament central, présentent un paramètre de Lode autour de -0,5 lors de la rupture, ce qui correspond aussi à la sollicitation du ligament de ZAT en pointe de fissure, simulée dans le Chapitre 3 (**Fig.3.44**). On remarque cependant que le cisaillement testé ici est produit dans le plan de la tôle, ce qui n'est pas le cas des soudures réelles lors de la traction en croix.

4. Conclusions

Dans ce chapitre, nous avons étudié le comportement à rupture de la ZF et du ligament de ZAT, sur la base de microstructures simulées. Nos observations montrent que la rupture en ZF se produit toujours par clivage et que la présence de phases secondaires (NbC interdendritiques, cémentite) n'est pas délétère vis-à-vis de l'amorçage du clivage en ZF. La modification de la morphologie et de la microtexture des grains austénitiques parents, la réduction de la taille des paquets (suivies par une trempe à l'eau, TE) ne permettent pas d'améliorer le CTS et ne modifient pas le mode de rupture PIF. On n'observe donc pas d'impact de la taille de la microstructure de la matrice martensitique sur la performance en traction en croix. D'un autre coté, une austénitisation suivie d'une trempe à l'air calme (TAC) entraîne un changement de mode de rupture (quasi-déboutonnage) et une forte amélioration du CTS par rapport à la même austénitisation suivie d'une trempe à l'eau. Ces résultats nous suggèrent que pour nos microstructures, seule la quantité de carbone en solution solide pilote la résistance du matériau face au clivage.

La comparaison des performances en cisaillement des microstructures de ZAT est facilitée par la simulation thermique Gleeble, qui permet d'atteindre des vitesses de chauffage et de refroidissement conséquentes. Nous retrouvons bien les principaux éléments microstructuraux caractéristiques de la région du ligament de ZAT choisie (ferrite globulaire + martensite + cémentite dans le cas du PHT58), dans les microstructures simulées. Nous confirmons la très bonne résistance de la ZAT PHT58 à travers des essais de résilience. L'application d'un revenu flash à 500 °C (0,75 s) permet d'abaisser la température de transition ductile-fragile de l'ordre de 135 °C par rapport à la ZAT SEP58. En revanche, la ZAT SEP58 rompt par clivage à T_{amb}, la transition ductile-fragile n'intervenant qu'au-dessus de 100 °C, alors que les ligaments de ZAT SEP58 testé en traction en croix présentent un faciès de rupture ductile en cisaillement, sur les soudures rompues. Ce contraste entre les modes de rupture peut être expliqué par le mode de chargement, qui est principalement en traction durant les essais de résilience, tandis que la simulation du Chapitre 3 nous a montré que le chargement en pointe de fissure, arrêtée au niveau du ligament de ZAT, est une combinaison de cisaillement et de flexion.

Dans l'optique de se rapprocher des conditions de chargement des ligaments de ZAT réels, des essais de traction uniaxiale, sur des éprouvettes dimensionnées pour imposer du cisaillement dans leur ligament central, ont été réalisés. La rupture prématurée par clivage, en dehors du ligament cisaillé des microstructures simulées de ZAT SEP58, nous empêche de faire une comparaison directe sur la tenue en cisaillement en fonction du cycle de soudage.

La simulation numérique de l'essai combinée à nos résultats expérimentaux permet d'estimer une contrainte critique de clivage, de l'ordre de 1440 MPa, pour la microstructure simulée de ZAT SEP58. Cette valeur est particulièrement basse pour ce type d'aciers. L'extraction des trajets de chargement, en fonction de l'emplacement sur l'encoche des éprouvettes de cisaillement, montre qu'à 45°, la contrainte principale, σ_1, atteint des valeurs élevées plus rapidement durant l'essai, qu'au niveau des éléments à 90°, ce qui explique la localisation de l'amorçage observée expérimentalement en cas de clivage. La modification de la loi d'écrouissage dans la section sollicitée n'impacte pas les différents trajets de chargement identifiés à 45 et 90°. Ceci nous permet de conclure que la contrainte critique de clivage de la microstructure simulée de ZAT PHT58 est certainement plus élevée que celle de la ZAT SEP58. Ces résultats nous montrent une fois de plus l'importance du piégeage du carbone dans les précipités (ici, dans la cémentite) afin d'améliorer les propriétés à rupture et par la même occasion le CTS. Nos essais avec variation de courant de revenu *in-situ*, qui visaient à précipiter le maximum de cémentite, n'ont pas permis de le démontrer formellement. Dans ces essais, nous supposons que l'austénite restante après le premier refroidissement, dû à un temps froid court, se décompose lors du revenu *in-situ*, mais que le piégeage du carbone associé n'a pas permis d'améliorer la tenue de la ZF lors de la traction en croix. Ce qui nous suggère qu'un temps froid plus long avec une transformation martensitique totale, avant revenu, serait plus bénéfique à la tenue vis-à-vis du clivage dans la ZF.

Conclusion et perspectives

L'objectif de cette thèse était de contribuer à la compréhension de l'impact du cycle thermique sur la formation des microstructures de soudage pour notre nuance inoxydable martensitique, ainsi que d'apporter des éléments de compréhension quant aux contributions respectives de la microstructure et de la mécanique de l'essai de traction en croix, sur les modes de rupture observés. Pour cela, nous nous sommes basés sur une démarche expérimentale et numérique, qui passe par la description des microstructures de soudage d'intérêt et le suivi expérimental du chemin de fissuration. Ensuite, l'analyse du chargement mécanique en pointe de fissure, durant les étapes clés définies dans le scénario de fissuration, a été réalisée. Enfin, la contribution de la microstructure vis-à-vis de la rupture, sous les modes de chargement identifiés, a été évaluée.

Dans le premier chapitre, l'effet le plus remarquable sur le CTS est l'introduction d'un revenu *in-situ* à travers le cycle PHT58, qui améliore la tenue mécanique en traction en croix (CTS), sans pour autant modifier le mode de rupture ou même les mécanismes de rupture, par rapport à une soudure SEP58. Ces résultats nous ont amené à nous intéresser au chemin de fissuration emprunté lors de la rupture partielle à l'interface (PIF), grâce à des essais interrompus, suivis d'un traitement de bleuissement puis repris jusqu'à rupture. Le marquage de l'avancée de la fissure sur chacune des soudures, à différents stade de l'essai de traction, nous a permis d'établir un scénario de rupture commun, pour les deux types de soudure :

(1) La rupture, sous faible charge, de la zone soudée par diffusion ;

(2) L'amorçage de la propagation de fissure en ZF, qui donne lieu à plus ou moins de propagation interfaciale, rapidement suivie de la déviation, sur une faible portion azimutale. Cette étape se produit relativement tôt dans l'essai (en dessous de 60% du CTS) ;

(3) L'arrêt de la fissure déviée à la frontière avec le ligament de ZAT. Le développement du front de fissure sur la circonférence du point se fait alors par répétition des étapes (2) et (3) sur les azimuts voisins ;

(4) La rupture finale du ligament de ZAT, une fois que la frontière ZF/ligament de ZAT est atteinte par le front de fissure sur plus de 50% du pourtour. C'est cet événement qui détermine la valeur du CTS.

Parmi les différentes phases de ce scénario, les étapes clés de la fissuration sont l'amorçage de la rupture en clivage dans la ZF (2) et la rupture ductile du ligament de ZAT (4). Cette dernière semble découler d'une sollicitation en cisaillement d'après nos analyses fractographiques.

Chargement mécanique et rupture en ZF

Ces étapes ont ensuite été analysées d'un point de vue mécanique et microstructural. Tout d'abord, l'analyse du chargement en pointe d'une fissure interfaciale, dans la ZF, montre un chargement majoritairement en mode I. La simulation numérique, combinée avec les résultats des essais de traction interrompus, ont permis d'estimer le facteur d'intensité des contraintes à l'amorçage (en mode I) caractérisant les ZF de soudures SEP58 (25 MPa.√m) et PHT58 (68 MPa.√m). L'utilisation d'un critère de déviation en contrainte tangentielle maximale [ERD63] prévoit une propagation plus favorable hors du plan interfacial dès les premiers incréments de calcul. En répétant ces incrémentations, après maillage de la structure comportant une fissure déviée, et en utilisant le même critère, on montre que la fissure continue à s'éloigner du plan interfacial jusqu'à saturation de la déviation vers un angle de 55° avec ce plan. Cette déviation est systématiquement prédite dans la direction du mors le plus proche, ce qui produit un front de fissure dévié en créneaux, que l'on retrouve bien expérimentalement, ainsi qu'en tomographie dans la littérature [DAN09B]. Néanmoins, le maximum donnant la direction de bifurcation est peu prononcé. Ce résultat suggère que la microstructure (ici, l'orientation locale des plans {001} de clivage de la martensite) peut influencer grandement le trajet de fissuration. Cela pourrait expliquer l'aspect très rugueux du clivage en ZF.

Expérimentalement, les ZF ne présentent pas de micro-texture préférentielle, suite aux transformations successives donnant lieu à la martensite. Les cartographies EBSD réalisées dans le plan interfacial ne révèlent pas de fraction particulièrement élevée de grains dont un plan {001} coïnciderait avec le plan interfacial. Cette absence de texture est cohérente avec les faciès de rupture très accidentés observés expérimentalement en ZF. La modification de la taille des grains d'austénite parents, via un traitement d'austénitisation au four, suivi d'un refroidissement à l'air ou à l'eau, a produit des microstructures dont la variable principale était la quantité de carbone en solution solide. À conditions d'austénitisation identiques, l'augmentation de la vitesse de refroidissement empêche le piégeage du carbone par la précipitation de carbures, or les atomes de carbone constituent des obstacles forts aux mouvements des dislocations, créant ainsi de fortes concentrations de contraintes locales susceptibles de faire amorcer le clivage.

Enfin, nous avons identifié, pour toutes les ZF des soudures, la présence de NbC dans les anciens espaces interdendritiques et la présence de cémentite à l'intérieur des paquets, dans les soudures ayant subi un revenu intégré. Or, aucune de ces phases n'a été retrouvée à l'origine des facettes de clivage. Celles-ci semblent plutôt amorcer à partir des bords de facettes, vraisemblablement près d'une interface de forte désorientation cristalline. Sur l'ensemble des essais réalisés, nous ne pouvons visiblement pas interpréter la différence de performances en clivage par la micro-texture ou la présence de phases secondaires dans la matrice martensitique.

Seuls les paramètres thermiques locaux permettant de piéger le carbone en dehors de la solution solide améliorent la résistance au clivage de notre matériau. Dans notre étude ces paramètres sont : la vitesse de refroidissement durant la transformation martensitique et l'intensité du revenu de la microstructure brute de trempe. Pour cette dernière, nos essais ont montré qu'il est important de terminer la transformation martensitique avant le revenu. Les stratégies de « Quenching &

Partitioning », consistant en une trempe martensitique partielle suivie d'un revenu, ne sont donc pas pertinentes pour notre matériau.

Pour diminuer les vitesses de refroidissement, une étude préliminaire avait montré que retirer les électrodes plus tôt, afin de promouvoir un refroidissement plus lent sans augmenter la durée du cycle de soudage, n'apporte pas d'amélioration particulière du CTS. Une optimisation du refroidissement pourrait être envisagée grâce à l'outil numérique SORPAS, pour concevoir des cycles dont le courant baisse progressivement afin de réduire la vitesse de refroidissement.

Caractérisation du chargement et de la rupture en ZAT

Enfin, la deuxième étape critique, qui est la rupture du ligament de ZAT, a été étudiée numériquement. Le maillage d'une éprouvette de traction en croix, comportant une fissure déviée en créneaux, arrêtée à la frontière entre la ZF et le ligament de ZAT, permet d'estimer le chargement mécanique pouvant mener à la rupture. Notre modèle révèle un chargement plus complexe que ne l'auraient suggéré les faciès expérimentaux. La fissure est sollicitée selon un mode mixte comportant une forte composante en cisaillement et en flexion. Ces résultats sont cohérents avec les faciès de rupture observés dans les ligaments de soudures rompues, qui présentent des cupules très allongées suggérant le cisaillement de la région.

Nous avons donc tenté de reproduire ce mode de chargement identifié, afin de comparer la résistance à la rupture en cisaillement des microstructures de ZAT, pour les deux cycles de soudage SEP58 et PHT58. Les microstructures produites à l'aide de calculs SORPAS et du dispositif Gleeble sont conformes à celles observées dans la ZAT proche de la ZF. Nous retrouvons bien de la ferrite globulaire dans une matrice martensitique. La taille des éprouvettes Gleeble permet d'usiner des échantillons pour caractériser la résilience de nos matériaux simulés, ainsi que leur réponse mécanique face à un chargement macroscopique en cisaillement. Une fois de plus, la diminution de la quantité de carbone en solution solide, via la précipitation de cémentite lors du revenu in-situ de PHT58, a permis d'améliorer la résistance à la rupture fragile : nous observons une diminution de la température de transition ductile-fragile de 135 °C par rapport à la ZAT SEP58 simulée. La comparaison des résistances à la rupture ductile par cisaillement n'a pas pu être effectuée car la ZAT SEP58 simulée a présenté une rupture par clivage hors de la zone utile de l'éprouvette. L'analyse mécanique de l'essai permet en revanche d'estimer une contrainte critique de clivage proche de 1440 MPa pour ce matériau. Ces résultats mettent en avant la susceptibilité de cette microstructure à la rupture par clivage sous un chargement de traction ; celui-ci ne correspond heureusement pas au chargement estimé par le calcul en pointe de fissure lors de l'étape 4 de la fissuration par traction en croix. Ce type de matériau nécessiterait une nouvelle forme d'éprouvette afin de pouvoir mesurer la résistance en cisaillement de cette région.

Le rôle de la ferrite globulaire dans le processus n'a pas été exploré, or il constituerait une piste intéressante dans l'étude des éléments microstructuraux impactant la résistance à la rupture ductile en cisaillement.

Au final, notre démarche est applicable à d'autres types d'assemblages d'aciers à haute résistance, présentant des modes de rupture complexes. L'étude s'est basée sur des outils expérimentaux relativement simples, que ce soit pour l'extraction de nos chemins de fissuration, ou bien la simulation des microstructures d'intérêt. De plus, l'approche mécanique, qui a nécessité des calculs lourds, apporte des résultats riches, qui sont sans doute non spécifiques à notre type de matériau, mais plutôt caractéristiques de l'essai de traction en croix. Il serait donc intéressant d'étendre l'approche à d'autres types d'aciers dont le comportement diffère du nôtre.

Références

[Ach13] Achouri M, Germain G, Dal Santo P, Saidane D (2013) *Experimental characterization and numerical modeling of micromechanical damage under different stress states*. Mater. Des. 50:207-222

[Afn06] AFNOR (2006) *Produits sidérurgiques - Essai de dureté Vickers de l'acier (HV 5 à HV 100)*. Normes nationales et documents normatifs nationaux, NF A03-154

[Agh19a] Aghajani H, Pouranvari M (2019) *A pathway to produce strong and tough martensitic stainless steels resistance spot welds*. Sci. Technol. Weld. Join. 24:185-192

[Agh19b] Aghajani H, Pouranvari M (2019) *Influence of in situ thermal processing strategies on the weldability of martensitic stainless steel Resistance spot welds: effect of second pulse current on the weld microstructure and mechanical properties*. Metall. Mater. Trans. A. 50:5191-5209

[Ala98] Alamo A, Brachet JC, Castaing A *et al.* (1998) *Physical metallurgy and mechanical behaviour of FeCrWTaV low activation martensitic steels: Effect of chemical composition*. J. Nuclear Mater. 258-263:1228-1235

[Ali14] Alizadeh-Sh M, Marashi SPH, Pouranvari M (2014) Microstructure–properties relationships in martensitic stainless steel resistance spot welds, Sci. Technol. Weld. Joining 19: 595-602

[Alv94] Alvarez LF, Garcia C, Lopez V (1994) *Continuous Cooling Transformations in Martensitic Stainless Steels*. ISIJ Int. 34:516-521

[And65] Andrews KW (1965) *Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures*. J. Iron Steel Inst. 203:721-727

[And91] Anderko K, Schäfer L, Materna-Morris E (1991) *Effect of the δ-ferrite phase on the impact properties of martensitic chromium steels*. J. Nuclear Mater. 179-181:492-495

[Ape16a] Vaniet A (2016) Note interne APERAM, a

[Ape16b] Vaniet A (2016) Note interne APERAM, b

[Ape16c] Vaniet A (2016) Note interne APERAM, c

[Ape18] Abecassis M (2018) Note interne APERAM

[Ape19] Parrens C (2019) Note interne APERAM

[Atk65] Atkins AG, Tabor D (1965) *Plastic indentation in metals with cones*. J. Mech. Phys. Solids, 13:149-164

[AWS97] AWS (1997) *Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Welding Behavior or Automotive Sheet Steel Materials*. AWS D8.9–97, SAE D8.9–97, ANSI D8.9–97, Miami (FL)

[Bal00] Balmforth MC, Lippold JC (2000) *A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram*. Welding Research Supplement, Welding Journal 79:339-345s

[Bar12] Bardelcik A, Worswick MJ, Winkler S *et al.* (2012) *A strain rate sensitive constitutive model for quenched boron steel with tailored properties*. Int. J. Impact Eng. 50:49-62

[Bha93] Bhadeshia HKDH, Svensson LE (1993) *Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal*. Mathematical Modelling of Weld Phenomena, eds Cerjak H, Easterling KE, Institute of Materials, London (UK), 109-182

[Bir12] Biro E, Cretteur L, Dupuy T (2012) *Higher than expected strengths from dissimilar configuration advanced high strength steel spot welds*. Presentation at the AWS Sheet Metal Welding Conference XV, Livonia (MI, USA), Oct 2-5

[Bou10] Bouzekri M, Dancette S, Dupuy T *et al.* (2010) *An investigation of failure types in high strength steel resistance spot welds*. Welding in the World. 54:4-14

[Bro84] Brooks JA, Thompson AW, Williams JC (1984) *A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking*. Welding Journal, Welding Research Supplement, 63:71-83s

[Bro95] Browne DJ, Chandler HW, Evans JT, Wen J (1995) *Computer simulation of resistance spot welding in aluminum: Part 1*. Welding Journal, Welding Research Supplement, 74:417-422s

[Bru08] Brünig M, Chyra O, Albrecht D, Driemeier L, Alves M (2008) *A ductile damage criterion at various stress triaxialities*. Int. J. Plast. 24:1731-1755

[Cah72] Cahoon JR (1972) *An improved equation relating hardness to ultimate strength*. Metall. Trans. 3:3040

[Cap02] Capdevila C, Caballero FG, Garcia de Andres C (2002) *Determination of Ms temperature in steels: a Bayesian neural network model*. ISIJ Int. 42:894-902

[Cav05] Cavalli MN, Thouless MD, Yang QD (2005) *Cohesive zone modelling of the deformation and fracture of spot-welded joints*. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 28:861-874

[Cha02] Chao YJ (2002) *Failure of spot weld: a competition between crack mechanics and plastic collapse*. In: Recent Advances in Experimental Mechanics. Gdoutos EE, Springer, Dordrecht (NL), 245-256

[Cha22] Chabok A, Cao H, Van Der Aa E, Pei Y (2022) *New insights into the fracture behavior of advanced high strength steel resistance spot welds*. J. Mat. Process. Technol. 301, Article n°117433

[Che16] Chen C, Gao M, Wang C, Wang WH, Wang TC (2016) *Fracture behaviors under pure shear loading in bulk metallic glasses*. Sci. Rep. 6, Article n°39522

[Che17] Chen J, Cao R (2017) *Micromechanism of cleavage fracture of weld metals*. Welding and Cutting (China) 2017:55-72

[Dan09a] Daneshpour S, Riekehr S, Kocak M, Gerritsen CHJ (2009) *Mechanical and fatigue behaviour of laser and resistance spot welds in advanced high strength steels*. Sci. Technol. Weld. Join. 14:20-25

[Dan09b] Dancette S (2009) *Comportement mécanique des soudures par points : mécanismes et stratégies de prédiction dans le cas des tôles en acier pour automobile*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

[Dan11] Dancette S, Massardier-Jourdan V, Fabrègue D et al. (2011) *HAZ Microstructures and Local Mechanical Properties of High Strength Steels Resistance Spot Welds*. ISIJ Int. 51:99-107

[Del56] DeLong WT, Ostrom GA, Szumachowski ER (1956) *Measurement and calculation of ferrite in stainless steel weld metal*. Welding research Supplement, Welding Journal 35:521-528s

[Dic80] Dickinson DW, Franklin JE, Stanya A (1980) *Characterization of Spot Welding Behavior by Dynamic Electrical Parameter Monitoring*. Welding Journal, Welding Research Supplement 59:170-176s

[Eft18] Eftekharimilani P, Van der AA EM, Petrov R *et al.* (2018) *Understanding the Effect of a Paint Bake Cycle on the Microstructure–Mechanical Properties Relationship of a Resistance Spot Welded Advanced High Strength Steel*. Metall. Mater. Trans. A 49:6185-6196

[Erd63] Erdogan F, Sih GC (1963) *On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear*. Journal of Basic Engineering. 519-525

[Ewi82] Ewing KW, Cheresh M, Thompson R, Kukuchek P (1982) *Static and Impact Strengths of Spot-Welded HSLA and Low Carbon Steel Joints*. Society of Automotive Engineers Technical Paper 820281

[Fab18] Fabrègue D, Dancette S, Huin T (2018) *Prediction of strength and fracture mode of heterogeneous spot welds made of Advanced High Strength Steels by finite elements simulation*. Presentation at the International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials (THERMEC), Paris (FR), July 8-13

[Fon17] Fontes P (2017) *Study of the mechanical behavior of martensitic stainless steel welds processed by resistance spot welding*. Rapport de stage, PHELMA, Grenoble INP

[For17] Foroozmehr F (2017) *Ductile fracture of 13%Cr - 4%Ni martensitic stainless steels used in hydraulic turbine welded runners*. Mémoire de Maîtrise en Sciences Appliquées. Ecole Polytechnique de Montréal

[God18] Godin H (2018) *Effect of microstructure on the ductile-to-brittle transition of hot stamping martensitic stainless steels*. Thèse de doctorat, École des Mines de Paris

[God19] Godin H, Mithieux JD, Parrens C, Badinier G, Sennour M, Gourgues-Lorenzon AF (2019) *Effects of cooling path and resulting microstructure on the impact toughness of hot stamping martensitic stainless steel*. Mater. Sci. Eng. A 742:597-607

[Goo82] Goodman SR, Domis WF (1982) *Effects of carbon, phosphorus, and sulfur on the tensile properties and spot weldability of high-strength cold-rolled sheet*. Society of Automotive Engineers Technical Paper 820280

[Gou87] Gould JE. (1987) *An examination of nugget development during spot welding, using both analytical and experimental techniques*. Welding Journal, Welding Research Supplement 66:1-10s

[Gou00] Gourgues AF, Flower HM, Lindley TC (2000) *Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures*. Mater. Sci. Technol. 16:26-40

[Hau11] Haufe A, Dubois P, Neukamm F, Feucht M (2011) *GISSMO – Material Modeling with a sophisticated Failure Criteria*. In: LS-Dyna Developer Forum, Gothenburg (SWE), 10.13140/RG.2.2.27677.92646

[Her12] Hernandez VHB, Okita Y, Zhou Y (2012) *Second pulse current in resistance spot welded TRIP steels: effects on the microstructure and mechanical behavior*. Welding journal 91:278-285s

[Hil07] Hilditch TB, Speer JG, Matlock DK (2007) *Effect of susceptibility to interfacial fracture on fatigue properties of spot-welded high strength sheet steel*. Mater. Des. 28:2566-2576

[Hui17] Huin T (2017) Experimental and numerical investigation of the mechanical behaviour of dissimilar arc and spot welds of advanced high strength steels. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

[ISO03a] ISO (2003) *Resistance spot welding—Destructive tests of welds—Method for the fatigue testing of spot welded joints*. International Standard, ISO/FDIS 14324

[ISO03b] ISO (2003) *Resistance welding—Destructive tests of welds—Failure types and geometric measurements for resistance spot, seam and projection welds*. International Standard, ISO 14329

[ISO15] ISO (2015) *Resistance welding — Testing of welds — Peel and chisel testing of resistance spot and projection welds*. International Standard, ISO 10447

[ISO16a] ISO (2016) *Resistance welding — Weldability — Part 2: Evaluation procedures for weldability in spot welding*. International Standard, ISO 18278-2

[ISO16b] ISO (2016) *Resistance welding: materials for electrodes and ancillary equipment*. International Standard, ISO 5182:2016

[Kai80] Kaiser R (1980) *Technology assessment of automotive applications of metal-plastic laminates - Volume I: Final Report*. National Highway Traffic Safety Administration. Argos Associates, Winchester (MA), p.14

[Kan15] Kang J, Chen Y, Sigler D, Carlson B, Wilkinson DS (2015) *Fatigue behavior of dissimilar aluminum alloy spot welds*. Procedia Engineering 114:149-156

[Kor16] Kortenaar L (2016) *Failure characterization of hot formed boron steels with tailored mechanical properties*. Thèse de master, University of Waterloo

[Kot93] Kotecki D (1993) *Welding of stainless steels*. ASM International, ASM Handbook 6:677-707

[Kra13a] Krajcarz F, Gourgues AF, Lucas E, Pineau A (2013) *Fracture toughness of the molten zone of resistance spot welds*. Int. J. Fract. 181:209-226

[Kra13b] Krajcarz F (2013), *Quantitative relationships between chemical composition, metallurgical transformations and fracture toughness of the fusion zone of spot welds made of advanced high strength steels*. Thèse de doctorat, École des Mines de Paris

[Kra16] Krajcarz F, Gourgues AF, Lucas E (2016) *Influence of carbon content on the primary solidification mode of high strength steels in resistance spot welding conditions*. Scr. Mater. 120:98-102

[Kra99] Krauss G (1999) *Martensite in steel: strength and structure*. Mater. Sci. Eng. A 2:2343-2357

[Lac90] Lacombe P, Baroux B, Béranger G, Colombier L, Hochmann J (1990) Les aciers inoxydables. Les Editions de physique, Les Ulis (FR),

[Lac10] Lacroix R, Monatte J, Lens A, Kermouche G, Bergheau JM, Klöcker H (2010) *Spot weld strength determination using the wedge-test: in-situ observations and coupled simulations*. Appl. Mech. Mater. 24-25:299-304

[Lee12] Lee HS (2012) *Diffusion bonding of metal alloys in aerospace and other applications*. In: Welding and Joining of Aerospace Materials. Woodhead, Cambridge (UK), 320-344

[Lev71] Levy N, Marcal PV, Rice JR (1971), *Progress in three-dimensional elastic-plastic stress analysis for fracture mechanics*. Nuclear Engineering and Design 17:64-75

[Li19] Li S, Yang S, Lu Q et al. (2019) *A Novel Shim-Assisted Resistance Spot Welding Process to Improve Weldability of Medium-Mn Transformation-Induced Plasticity Steel*. Metall. Mater. Trans. B 50:1-9

[Lin08] Lin PC, Pan J (2008) *Closed-form structural stresses and stress intensity factor solutions for spot welds in commonly used specimens*. Eng. Fract. Mech. 75:5187-5206

[Lin10] Lin PC, Wang DA (2010) *Geometric functions of stress intensity factor solutions for spot welds in U-shape specimens*. Int. J. Solids Struct. 47:691-704

[Lip05] Lippold JC, Kotecki DJ (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley-Interscience, Hoboken (NJ-USA), 56-86

[Lon08] Long X, Khanna SK (2008) *Fatigue performance of spot welded and weld bonded advanced high strength steel sheets*. Sci. Technol. Weld. Join. 13:241-247

[Lor11] Lorthios J (2011) *Endommagement des aciers TWIP pour application automobile*. Thèse de doctorat, École des Mines de Paris

[Mah07] Mahelle P (2007) Caractérisation expérimentale et numérique du comportement d'assemblages soudés soumis à des sollicitations quasi-statiques et dynamiques. Thèse de doctorat. Université de Valanciennes et du Hainaut-Cambresis

[Mak12] Maki T (2012) *Morphology and substructure of martensite in steels*. In: Phase transformation in steels, Vol.2. Woodhead Publishing, Cambridge (UK), 34-58

[Mak80] Maki T, Tsuzaki T, Tamura I (1980) *The morphology of microstructure composed of lath martensite in steels*. Transactions ISIJ. 20:207-214

[Mak84] Maki T, Tamura I (1984) *On the thin plate martensite in ferrous alloys and its various properties*. Bulletin JIM. 23:229-237

[Mar05] Marya M, Gayden XQ (2005) *Development of requirements for resistance spot welding Dual-Phase (DP600) steels Part1 – The causes of interfacial fracture*. Welding Research 84:172s-182s

[Mat72] Matsuda S, Inoue T, Mimura H, Okamura Y (1972) *Toughness and effective grain size in heat-treated low-alloy high strength steels*. Transactions ISIJ. 12:325-333

[Mat81] Matsuda F, Katayama S, Arata Y (1981) *Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels*. Trans. JWRI. 10:201-212

[Mat89] Matsuda F, Nakagawa H, Lee JB (1989) *Weld cracking in duplex stainless steel*. Trans. JWRI. 18:107-117

[Moh20] Mohamadizadeh A, Birot E, Worswick M (2020) *Shear band formation at the fusion boundary and failure behaviour of resistance spot welds in ultra-high-strength hot-stamped steel*. Sci. Technol. Weld. Join. 25:556-563

[Mor05] Morito S, Saito H, Ogawa T, Furuhara T, Maki T (2005) *Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels*. ISIJ Int. 45:91-94

[Mus63] Muskhelishvili NI. (1963) *Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity*. Noordhoff, Groningen

[Nai08] Naït-Oultit B (2008) *Endommagement des soudures d'aciers à très haute résistance pendant l'essai de traction en croix : analyse mécanique et métallurgique de la fissuration dans la zone fondue*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne

[Nak11] Nakada N, Tsuchiyama T, Takaki S, Miyano N (2011) *Temperature dependence of austenite nucleation behavior from lath martensite*. ISIJ Int. 51:299-304

[Nie13] C. V. Nielsen, W. Zhang, L. M. Alves *et al.* (2013) *Modeling of Thermo-Electro-Mechanical Manufacturing Processes – Applications in Metal Forming and Resistance Welding*. Springer Briefs in Applied Sciences and Technology, 14-97

[Oik07] Oikawa H, Murayama G, Hiwatashi S, Matsuyama K (2007) *Resistance spot welding of high strength steel sheets for automobiles and the quality assurance of joints*. Welding in the World, Vol.51 3-4:7-18

[One34] O'Neil H (1934) *The Hardness of Metals and its Measurement*. Chapman and Hall, London

[Par19] Park G, Kim K, Uhm S, Lee C (2019) *Remarkable improvement in resistance spot weldability of medium-Mn TRIP steel by paint-baking heat treatment*. Mater. Sci. Eng. A 766, Article n°138401

[Pat15] Pathak S, Kalidindi SR (2015) *Spherical nanoindentation stress-strain curves*. Mater. Sci. Eng. R. 91:1-36

[Pav18] Paveebunvipak K, Uthaisangsuk V (2018) *Microstructure based modeling of deformation and failure of spot-welded advanced high strength steels sheets*. Mater. Des. 160:731-751

[Pet18] Petit T, Ritter C, Besson J, Morgeneyer TF (2018) *Impact of machine stiffness on "pop-in" crack propagation instabilities*. Eng. Fract. Mech. 202:405-422

[Phe15] Phetlam P, Uthaisangsuk V (2015) *Microstructure based flow stress modeling for quenched and tempered low alloy steel*. Mater. Design 82:189-199

[Pou13] Pouranvari M, Marashi P (2013) *Critical review of automotive steels spot welding: Process, structures and properties*. Sci. Technol. Weld. Join. 18:361-403

[Pou17] Pouranvari M (2017) *Fracture toughness of martensitic stainless steel resistance spot welds*. Mater. Sci. Eng. A 680:97-107

[Pou18] Pouranvari M (2018) *Understanding the factors controlling the interfacial failure strength of advanced high-strength steel resistance spot welds: hardness vs. fracture toughness*. Sci. Technol. Weld. Joining 23:520-526

[Pou19] Pouranvari M, Aghajani H, Ghasemi A (2019) *Enhanced mechanical properties of martensitic stainless steels resistance spot welds enabled by in-situ rapid tempering*. Sci. Technol. Weld. Joining, 25:119-126

[Pra20] Prandtl L (1920) *Über die Härte Plastischer Körper*. Nachr. Ges. Wiss. Gött, 74

[Rad06] Radaj D, Sonsino CM, Fricke W (2006) *Stress intensity approach for spot welded and similar lap joints*. In: fatigue Assessment of Welded Joints by Local Approaches 2nd Ed. Woodhead Publishing, Cambridge (UK), 433-512

[Rad71] Radaj D (1971) *Kerbspannungen an Öffnungen und starren Kernen*. Habilitationsschrift, TU Braunschweig, Eigenverlag, Stuttgart

[Rad91] Radaj D, Zhang S (1991) *Simplified formulae for stress intensity factors of spot welds*. Eng. Fract. Mech. 40:233-6

[Rei14] Reichert J, Militzer M, Poole W, Collins L (2014) *A New Approach Using EBSD to Quantitatively Distinguish Complex Transformation Products Along the HAZ in X80 Linepipe Steel*. Proceedings of the Biennial International Pipeline Conference, IPC Vol.3, Sept. 29 - Oct. 3, Calgary (CAN)

[Riv79] Rivett RM (1979) Welding Institute Research Bulletin 20:235-239

[Rob70] Robert MJ (1970) Effect of transformation substructure on the strength and toughness of Fe-Mn alloys. Metall. Trans. 1:3287-3294

[Rui81] Rui Y, Borsos RS, Gopalakrishnan R *et al*. (1981) *Fatigue life prediction method for multi-spot-welded structures*. Society of Automotive Engineers Technical Paper n°930571

[Sah12] Saha DC, Han S, Chin KG, Choi I, Park YD (2012) *Weldability Evaluation and Microstructure Analysis of Resistance-Spot-Welded High-Mn Steel in Automotive Application*. Steel Research Int. 83:352-357

[Sch49] Schaeffler AL (1949) Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress B 56:680-680

[Sch98] Schäfer L (1998) *Influence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel*. J. Nuclear Mater. 258-263:1336-1339

[SEP11] SEP (2011) *Testing and documentation guideline for the joinability of thin sheet of steel - Part 2: Resistance Spot Welding*. Stahl-Eisen-Prüfblätter, SEP 1220-2

[She21] Sherepenko O, Mohamadizadeh A, Zvorykina A (2021) *Determination of resistance spot weld failure path in ultra-high-strength press-hardened steel by control of fusion boundary transient softening*. J. Mater. Sci. 56:14287-14297

[Shi17] Shirmohammadi D, Movahedi M, Pouranvari M (2017) *Resistance spot welding of martensitic stainless steel: Effect of initial base metal microstructure on weld microstructure and mechanical performance*. Mater. Sci. Eng. A 703:154-161

[Smi09] Smith S, Okada T, Uijl N, Uchihara M, Fukui K (2009). *Influence of the Paint Baking Cycle on the Mechanical Properties of AHSS Welded Structures in Automotive Assemblies*. International Automotive Body Congress (IABC) in Vaals (NL). Global Automotive Management Council, Proceedings 53

[Smi80] Smith RA (1980) *Sizing of Spot Welds by Elastic/Plastic Analysis*. In: Fracture, Radon JC, London (UK), 49-56

[Sri13] Sripichai K, Pan J, Tran VX (2013) *Stress intensity factor solutions for spot welds in square overlap parts of cross-tension specimens of different thicknesses and materials*. Eng. Fract. Mech. 105:110-135

[Sri16] Srithananan P, Kaewtatip P, Uthaisangsuk V (2016) *Micromechanics-based modeling of stress-strain and fracture behavior of heat-treated boron steels for hot stamping process*. Mater. Sci. Eng. A 667:61-76

[Sug88] Sugden AAB, Bhadeshia HKDH (1988) *The non-uniform distribution of inclusions in low-alloy steel weld deposits*. Metall. Trans. A 19:669-674

[Swa21] SWANTEC Software and Engineering ApS, 1995-2022 – SORPAS 2D v.13.0 - 14.0 (2021)

[Swa76] Swarr T, Krauss G (1976) *The effect of structure on the deformation of as-quenched and tempered martensite in an Fe-0.2 pct C alloy*. Metall. Trans. A 7:41-48

[Tab51a] Tabor D (1951) *The Hardness of Metals*. OUP Oxford, Oxford (UK)

[Tab51b] Tabor D (1951) *The hardness and strength of metals*. J. Inst. Metals 79:1-18

[Tad73] Tada H, Paris P, Irwin G (1973) *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, 25.5, Del Research Corp., St.Louis (Missouri)

[Tam03] Tamaki K, Kawakami H, Suzuki J (2003) *Effect of carbon content and peritectic reaction on hot cracking of high-carbon steel weld metal*. Weld. Int. 17:26-35

[Ton05] Tong W, Tao H, Jiang X *et al.* (2005) *Deformation and fracture of miniature tensile bars with resistance-spot-weld microstructures*. Metall. Mater. Trans. A 36:2651-2669

[Tum15] Tumuluru M, Shome M (2015) *Resistance spot welding techniques for advanced high-strength steels*. In: Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS). Woodhead Publishing, Cambridge (UK), 55-70

[Uij06] Uijl N, Smith S (2006*) Resistance spot welding of Advanced High Strength Steels for the automotive industry*. Proceedings of the 4th International Seminar on Advances in Resistance Welding, Wels (AUT), Nov 14-16

[Van77] Van den Bossche DJ (1977) *Ultimate Strength and Failure Mode of Spot Welds in High Strength Steels*. Society of Automotive Engineers Technical Paper n°770214

[Wan08] Wang C, Wang C, Shi J, Hui W, Dong H (2008) *Effect of microstructural refinement on the toughness of low carbon martensitic steel*. Scr. Mater. 58:492-495

[Wes39] Westergaard HM (1939) *Bearing Pressures and Cracks*. Journal of Applied Mechanics. 6A:49-53

[Xu08] Xu J, Zhang YS, Xinmin L, Chen GL (2008*) Experimental investigation of fatigue performance of spot welded dual phase sheet steels*. Sci. Technol. Weld. Join. 13:726–731

[Yoo14] Yoo J, Han K, Park Y, Lee C (2014) *Correlation between microstructure and mechanical properties of heat affected zones in Fe-8Mn-0.06C steel welds*. Mater. Chem. Phys. 146:175-182

[Yua12] Yuan L, Ponge D, Wittig J *et al.* (2012) *Nanoscale austenite reversion through partitioning, segregation and kinetic freezing: example of a ductile 2 GPa Fe-Cr-C steel*. Acta Materialia, 60:2790-2804

[Yuu85] Yuuki R, Ohira T, Nakatsukasa H, Li W (1985) *Fracture mechanics analysis and evaluation of the fatigue strength of spot welded joints*. Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. 51:1772–1779

[Zeb21a] Ecole des Mines ParisTech, Onera - The French Aerospace lab - Z-set version Z9.1.3 (2021)

[Zeb21b] Z-cracks (2021) *Material & Structure Analysis Suite: User commands v9.1*. ARMINES, ONERA 3.92-3.96

[Zha01] Zhang H, Zhou M, Hu SJ (2001) *Impact strength measurement and a new impact tester*. J. Mech. Manuf. 215B:403

[Zha06a] Zhang H, Senkara J (2006) *Weld quality and inspection.* In: Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications. Taylor & Francis, Boca Raton (FL-USA), 196-228

[Zha06b] Zhang H, Senkara J (2006) *Welding metallurgy.* In: Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications. Taylor & Francis, Boca Raton (FL-USA), 8-25

[Zha96] Zhang S, Radaj D (1996) *Forces and stresses in seam welded overlap joints derived from outer surface deformation*. Eng. Fract. Mech. 54:743-750

[Zha97] Zhang S (1997) *Stress intensities at spot welds*. Int. J. Fract. 88:167-85

[Zha99] Zhang XZ, Knott JF (1999) *Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructure*. Acta Metall. 47:3483-3495

Annexe 1 : SORPAS : Simulation numérique du soudage par résistance

Afin de comprendre l'origine des différences de propriétés à rupture rencontrées dans les points soudés issus de différents cycles de soudage, une des pistes de recherche se trouve dans l'étude microstructurale des points. Comme la mesure de la température au sein de l'assemblage au cours du soudage par point par résistance (SPR) est impossible à notre connaissance, un outil de simulation numérique, pour pouvoir estimer la température en tous points, est essentiel à la compréhension des microstructures observées et à la prédiction des résultats de futurs cycles de soudage. Le logiciel commercial SORPAS [SWA21] propose une résolution par élément finis, 2D ou 3D, d'un modèle multi-physique pour la simulation et l'optimisation de procédés de soudage par résistance – module Welding – et la simulation d'assemblages mécaniques – module Joining – pour l'industrie. L'argument de vente essentiel de SORPAS-Welding est sa capacité de prédiction de la taille de zone fondue, qui constitue le critère principal d'un point de vue industriel. Nous cherchons donc à juger de la précision des températures prédites par la simulation, donc de la capacité du modèle numérique à procurer des historiques thermiques locaux fiables. Cette étude a été réalisée avant la maintenance du système de refroidissement de la soudeuse.

1. Paramètres matériau

Suite à une étude préliminaire, il s'est avéré nécessaire de mettre à jour les propriétés thermiques et électriques de notre base de données matériau. Des mesures de résistivité, de capacité calorifique et de conductivité thermique ont été réalisées en prestation. La comparaison des propriétés, avant et après mise à jour de la base de données, est présentée sur la **Fig.1**.

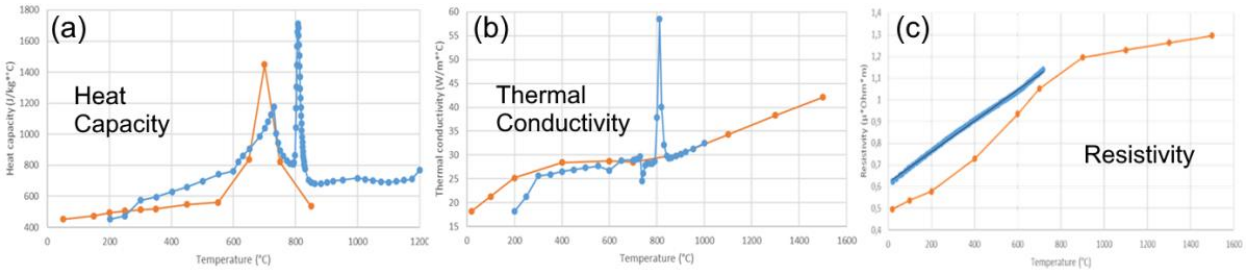

Fig.1 *Comparaison des propriétés thermiques et électriques du matériau, en fonction de la température (profils obtenus lors du chauffage). Données avant (en orange) et après mise à jour (en bleu)*

2. Confrontation des résultats de calculs aux mesures expérimentales

2.1. Suivi de température en peau

La difficulté de la mesure directe de la température dans la ZF, pendant le procédé de soudage par point conventionnel, nous a fait opter pour une mesure en peau à l'aide de thermocouples (TC) de type K et de diamètre 0,25 mm (fréquence d'acquisition de 5 Hz). Une fois les coupons de MB alignés sur le support de soudage, trois TC sont soudés à environ 5,5 / 8,0 / 10,0 mm du centre présumé de la soudure. La distance minimum de 5,5 mm a été fixée afin de ne pas gêner l'accostage de l'électrode. Après soudage, la véritable distance qui sépare les TC du centre de la soudure est mesurée au pied à coulisse. La **Fig.2** illustre le maillage dans SORPAS et les nœuds auxquels nous faisons l'extraction de nos historiques thermiques.

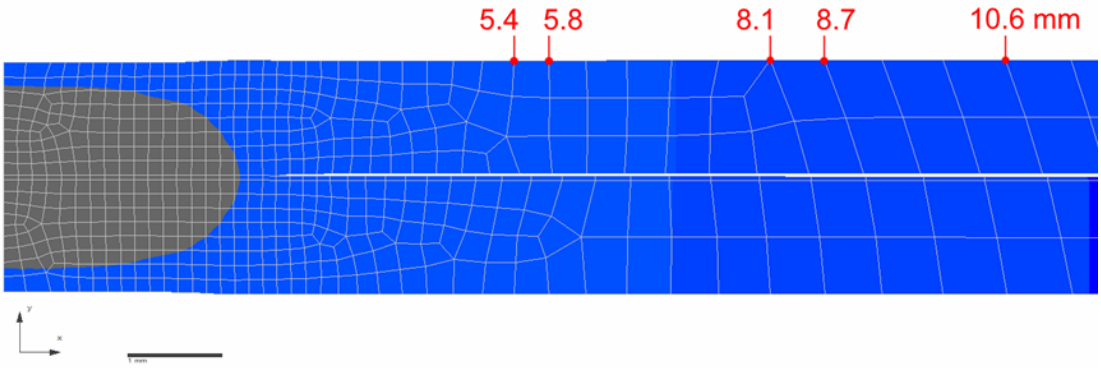

Fig.2 *Schéma des repères utilisés pour les relevés de température et comparaison avec les mesures expérimentales fournies par les TC*

Les cycles de soudage utilisés dans cette partie de l'étude sont le SEP58 et le PHT_3.6, dont les paramètres sont rappelés sur la **Fig.3**. On note que notre instrumentation du procédé de SPR ne permet pas le lancement simultané de l'acquisition du TC avec le cycle de soudage. On lance donc l'enregistrement de la température avant le soudage. Pour comparer les profils expérimentaux et les simulations, la courbe expérimentale est décalée selon l'axe des abscisses (axe des temps), en faisant l'hypothèse que le début de l'échauffement ressenti par le TC correspond à l'élévation de température observée sur nos simulations (Erreur ! Source du renvoi introuvable.), due à l'avancée par conduction de la vague de chaleur provenant de la ZF.

Ces résultats montrent une très bonne correspondance entre les températures simulées en peau de tôle et celles mesurées expérimentalement. Les écarts observés entre les courbes simulées et les points expérimentaux sont négligeables face aux incertitudes liées à notre mesure de distance entre TC et centre réel de la soudure.

Si l'on prend en compte que l'étude a été réalisée avant la maintenance de la soudeuse, on s'attendrait à ce que les températures mesurées correspondant réellement au cycle de soudage spécifié, soient inférieures à celles sur les **Fig.3**. La simulation aurait donc tendance à surestimer légèrement la température en peau.

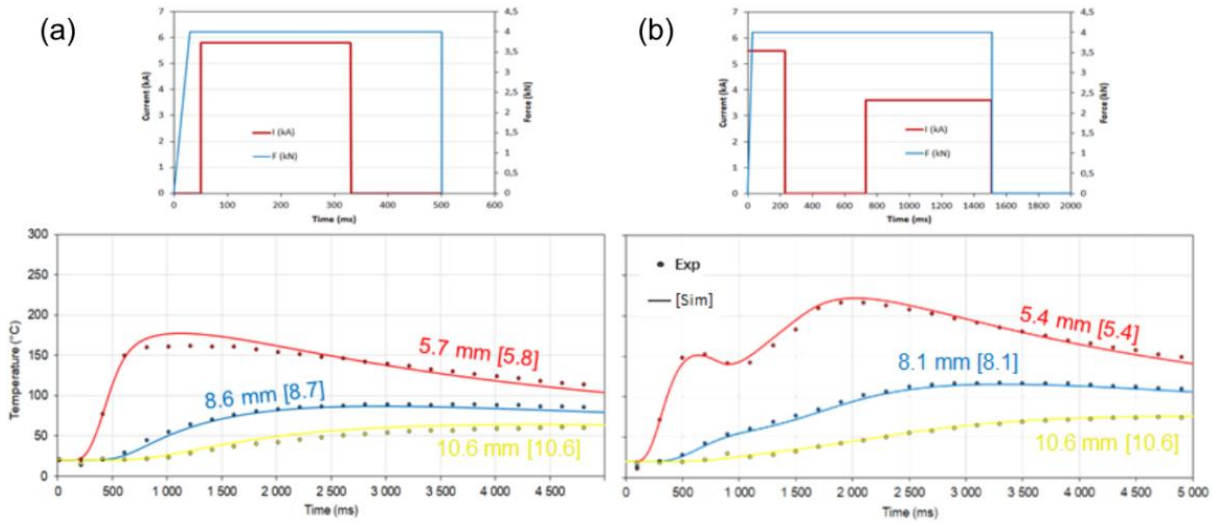

Fig.3 ***(a)*** *Cycle SEP58 et confrontation des températures calculées (lignes continues) avec celles mesurées (points) -* ***(b)*** *Même comparaison pour le cycle PHT_3.6. La position des TC est indiquée sur chaque courbe, les valeurs entre crochets correspondent à la position du nœud dans le maillage.*

2.2. Estimation de la température à cœur de soudure

Pour évaluer la cohérence des températures à cœur calculées par le modèle de SORPAS avec les observables expérimentales, nous utilisons des cycles dont les intensités de revenu *in-situ* produisent une ré-austénitisation d'une fraction plus ou moins importante de la ZF.

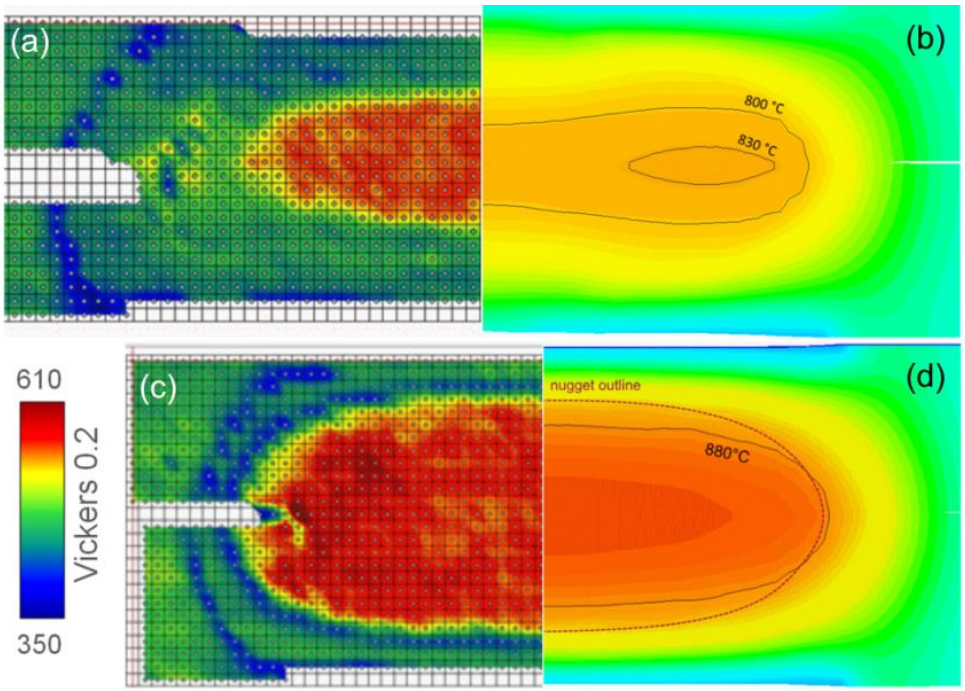

Fig.4 ***(a,c)*** *Demi-cartographies de dureté des soudures PHT_3.6 et PHT46, respectivement -* ***(b,d)*** *Cartographies des températures maximales relevées pendant le revenu in-situ. Les iso-valeurs les plus proches possible de Ae_3 sont tracées pour comparaison avec la taille des régions à forte dureté (i.e. régions ré-austénitisées)*

La délimitation de la région ré-austénitisée est repérée à l'aide de mesures de dureté. Sur la **Fig.4**, le cycle PHT_3.6 produit une ré-austénitisation d'ampleur relativement faible par rapport au cycle PHT46 (même paramètres de revenu que PHT58 mais l'intensité de soudage est 4,6 kA au lieu de 5,8 kA). On a donc cherché à comparer la taille de la zone délimitée par l'isotherme Ae_3 dans la simulation, avec son homologue expérimentale. Cela passe par la réalisation de cartographies de dureté Vickers (2 kgf), les zones réausténitisées et fraîchement trempées étant plus dures.
Nous pouvons ainsi voir que contrairement à la légère surestimation pressentie en peau des tôles, la température à cœur, lors d'un revenu *in-situ* est sous-estimée par le modèle. Si l'on considère en plus que dans la pratique, la température à atteindre pour ré-austénitiser notre ZF est plutôt Ac_3 = 928°C, l'écart entre la simulation et les iso-valeurs repérées par la dureté devient significatif. L'évaluation du cycle thermique local et *a fortiori* l'optimisation de cycles de forme complexe à l'aide de multiples impulsions de courant s'avèrent donc difficile avec l'outil SORPAS en son état actuel.

2.3. Comparaison de l'indentation par les électrodes avec les valeurs expérimentales

En plus de la sous-estimation des températures induites lors d'un revenu, le modèle semble aussi présenter une sous-estimation de l'indentation. En effet, si on se base sur l'évolution de la position de nœuds en surface de tôle (**Fig.5**), l'indentation obtenue en fin de cycle de soudage simulé est d'environ 0,03 mm, pour une indentation expérimentale de 0,12 ± 0,04 mm (mesure sur coupes métallographiques, incertitude correspondant à 2σ).

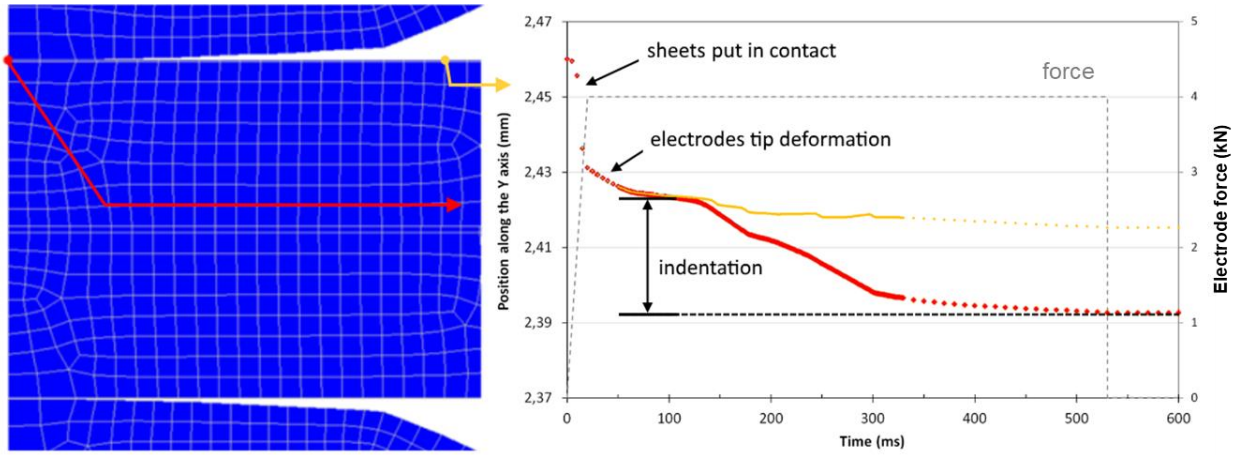

Fig.5 *Comparaison de l'évolution de la position de deux nœuds en surface de tôle. Les points jaunes correspondent à un nœud qui n'interagit pas mécaniquement avec l'électrode. Les points rouges sont relevés sur un nœud au centre de la surface de contact*

La sous-estimation de l'indentation signifie aussi une sous-estimation de la surface de contact électrode/tôle, ce qui va impacter le refroidissement prévu, ainsi que le chauffage via les résistivités de contact. Ce phénomène ne permet pas pour autant d'expliquer la sous-estimation des températures à cœur, puisqu'une surface de contact plus réduite, à un courant imposé fixe, devrait amplifier le chauffage par effet Joule. Dans l'ensemble de l'étude, les résultats SORPAS ont donc été pris avec précaution et les traitements thermiques conçus à l'aide de cet outil ont été validés par des observations microstructurales.

Annexe 2 : Corrections des courbes de micro-traction

Dans le chapitre 3, nous avons fait l'usage d'essais de micro-traction pour déterminer les lois de comportement en ZF de nos soudures SEP58 et PHT58. La cohérence des résultats obtenus sur le montage Bulky a été vérifiée par la comparaison avec des essais de référence sur le MB. Malgré des valeurs de Rm satisfaisantes, la taille très réduite des éprouvettes (longueur utile de 1,3 mm) rend l'alignement dans le montage difficile. C'est pourquoi, nous constatons une forte dispersion des pentes initiales (rigidités apparentes) d'une éprouvette à l'autre, sur nos courbes expérimentales. Les déformations longitudinales estimées par corrélation d'images numériques sont même parfois inférieures à 0, ce qui indique la présence de mouvements hors plan.

1. Origines des mouvements hors plan

La **Fig.6a**, indique les différentes pièces constituant le montage Bulky. Nous pouvons donc voir la quantité non négligeable de zones présentant du jeu, due au caractère fortement modulable du montage, qui en fait une de ses forces (portabilité sur les lignes de lumière synchrotron) mais aussi sa faiblesse dans notre cas.

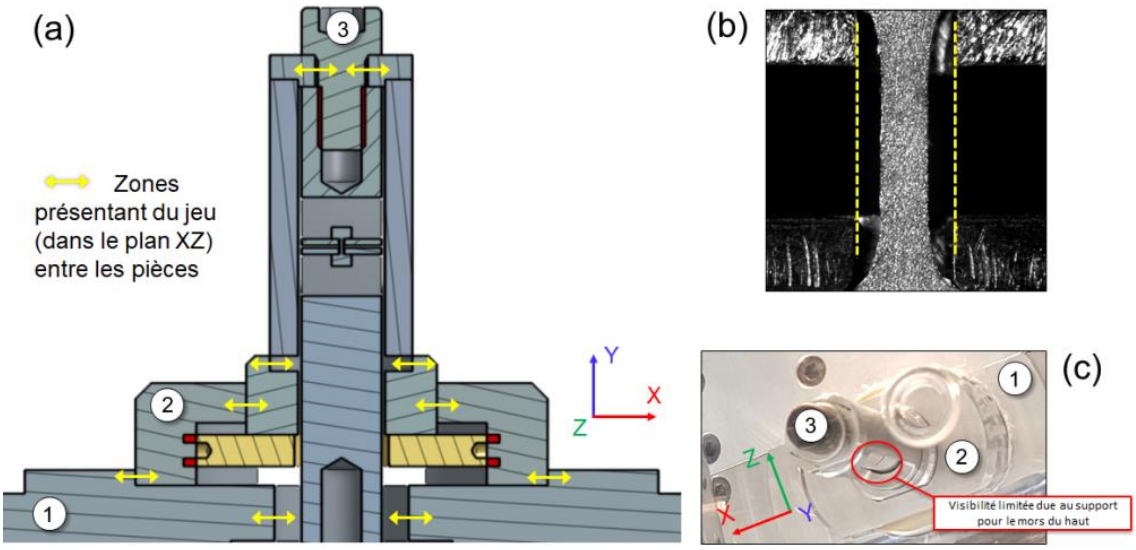

Fig.6 *Schéma en coupe du montage Bulky*

Dans un premier temps, le jeu entre les pièces permet d'effectuer l'alignement visuel de l'éprouvette en effectuant des ajustements selon l'axe X. La **Fig.6b** présente la vue caméra sur laquelle nous effectuons l'alignement du mors du haut avec celui du bas.

Dans le même temps, l'alignement en dehors du plan XY doit être réalisé à base de rotations autour de l'axe Y ou par translations sur l'axe Z (**Fig.6c**). Cette étape est plus délicate, du fait de la forme demi-cylindrique des mors et de la visibilité très limitée due au support du mors du haut. Toutes ces caractéristiques du montage font qu'il est très facile d'introduire involontairement des mouvements hors plan durant un essai.

2. Correction numérique des courbes de micro-traction

Le protocole de correction des courbes a été développé par H. Proudhon[9] dans le cadre du développement du montage. Les étapes du protocole sont illustrées sur la **Fig.7** :

(a) Tout d'abord, les points à corriger sont identifiés. Ils correspondent aux points en début d'essai, sur lesquels la tangente à la courbe ne concorde pas avec la rigidité attendue (i.e. évaluée à partir du module d'Young du MB et de la géométrie de la zone utile de l'éprouvette). Un exemple d'identification est illustré sur la **Fig.7a**, où l'on peut distinguer les points à corriger ;

(b) La deuxième étape consiste à identifier les paramètres d'un polynôme d'ordre 3 ou 4 pour décrire l'évolution de la déformation apparente en fonction de la contrainte, pour les points sélectionnés à l'étape précédente (**Fig.7b**) ;

(c) La définition du polynôme nous permet d'estimer un écart entre la déformation prédite par la régression polynomiale et notre déformation « vraie » ;

(d) Les points à corriger sont ensuite projetés sur une droite dont la pente correspond au module d'Young (ici E = 208 GPa), en gardant l'écart estimé auparavant. C'est pourquoi nous pouvons voir, sur la **Fig.7c**, que les points ne sont pas tous parfaitement alignés sur la droite $\sigma = \varepsilon.E$;

(e) Enfin, tous les points en dehors de notre plage corrigée sont décalés suivant l'axe des déformations. Le décalage est calculé pour annuler la différence entre le dernier point corrigé et sa valeur de déformation après projection sur la droite de pente égale à E.

[9] Chargé de recherche CNRS au Centre des Matériaux des Mines de Paris (à Evry)

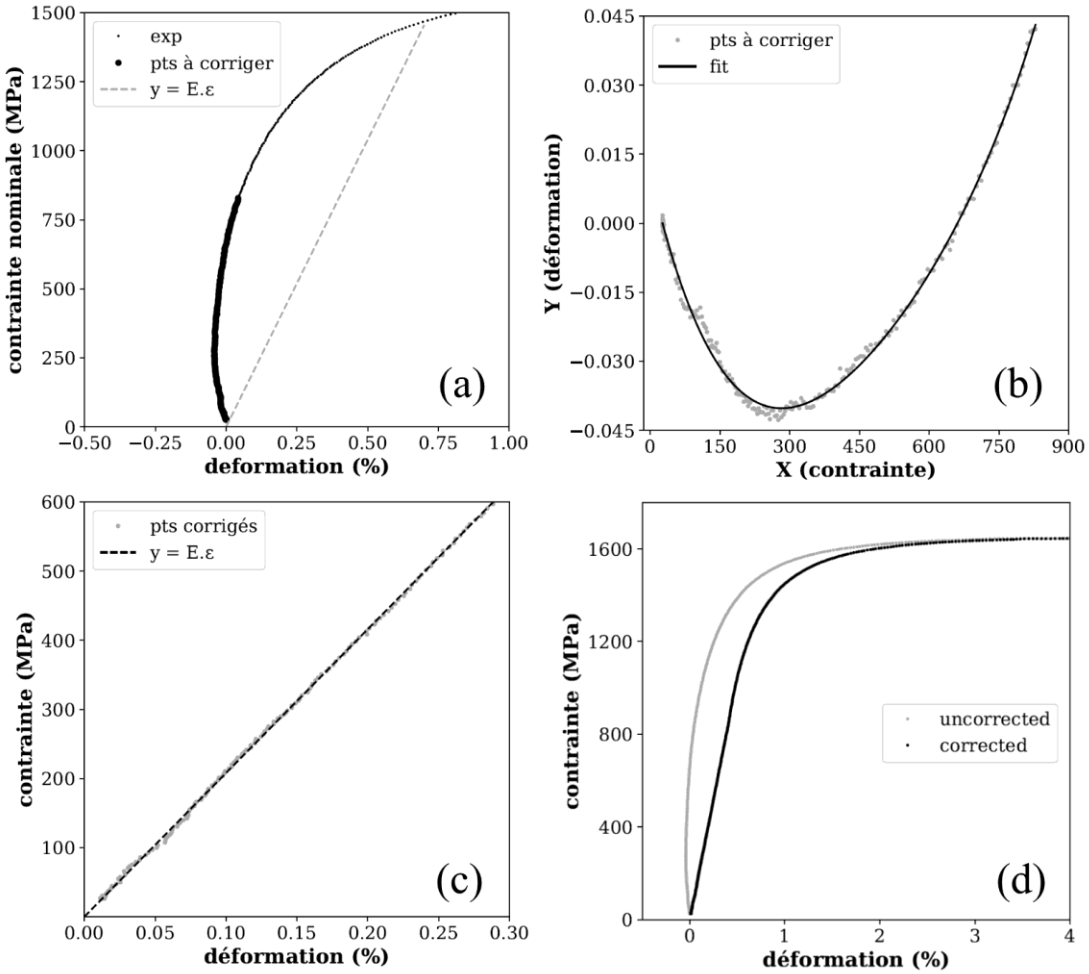

Fig.7 *Illustration des étapes du protocole de correction des courbes de micro-traction*

Annexe 3 : Etudes de convergence et ajustement des ressorts du modèle numérique

Dans le Chapitre 3, l'essai de traction en croix est simulé par la méthode des éléments finis. C'est pourquoi des précautions doivent être prises quant à la précision des prédictions du modèle vis-à-vis de la discrétisation géométrique. Une étude de convergence est donc menée. Une fois le maillage fixé, un ajustement de la rigidité apparente de l'assemblage simulé, par des couples d'éléments ressort, est nécessaire. Enfin, dans le cadre de l'application de la mécanique linéaire de la rupture, pour le calcul des facteurs d'intensité de contrainte en pointe de fissure, nous cherchons à faire converger la valeur du taux de restitution d'énergie élastique, G, en faisant varier le volume d'intégration.

1. Convergence vis-à-vis de la taille du maillage

Afin d'assurer la convergence des résultats de simulation tout en optimisant le temps de calcul, nous recherchons un compromis entre la taille et le nombre d'éléments (C3D8) nécessaire pour obtenir la stabilisation d'une variable de sortie du modèle. L'utilisation d'un script Python pour la génération du maillage permet d'obtenir rapidement plusieurs géométries aux nombres d'éléments varié. La **Fig.8** illustre les paramètres de maillage principaux, qui sont : le nombre d'éléments dans l'épaisseur de tôle, `ncut_t`, le nombre d'éléments dans la demi-largeur du coupon de MB, `ncut_w`, et enfin, le nombre d'éléments dans la demi-largeur restante après soustraction de la soudure et de ses ZAT, `ncut_r`. D'autres paramètres sont nécessaires à la définition du maillage mais ils ne sont pas détaillés ici car fixés et n'impactant donc pas la variation de la discrétisation (ex : nombre d'éléments dans l'épaisseur du ligament de ZAT et de la SCZAT, taille de la région non raffinée au centre de la soudure).

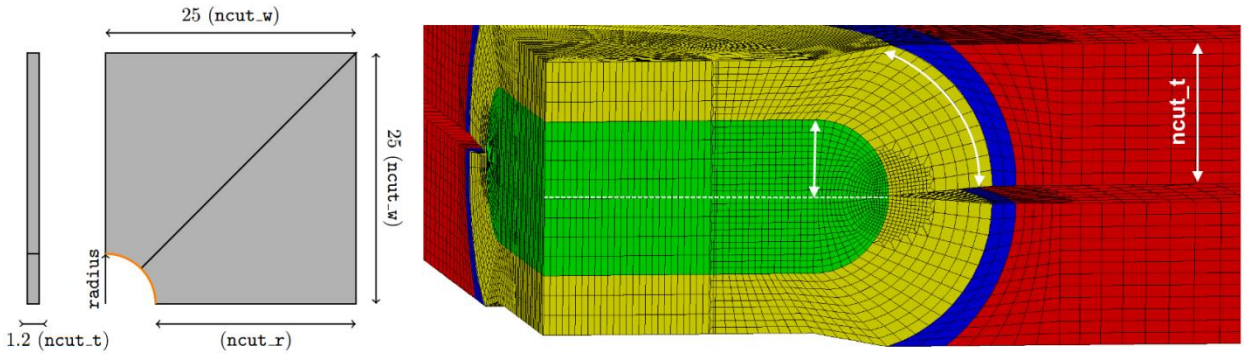

Fig.8 *Schéma des paramètres de discrétisation du maillage et exemple de l'impact du nombre d'éléments dans l'épaisseur de tôle (ncut_t = 12) sur la taille des éléments en ZF*

La variable de sortie du calcul, qui est comparée d'un maillage à un autre, est la déformée sur le bord libre du quart de point modélisé (en rouge sur la **Fig.9**). L'autre bord intérieur du maillage étant asservi au mouvement imposé aux ressorts, la variation de la déformée avec les caractéristiques du maillage est négligeable. On extrait donc la position des nœuds situés sur l'arête sélectionnée et on compare les déformées obtenues (**Fig.10**), avec des ressorts très rigides (200.10^3 N/mm).

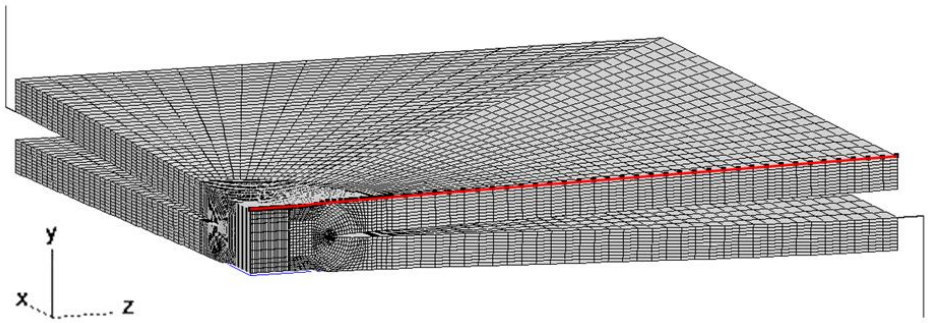

Fig.9 *Maillage d'un quart de point soudé et mise en valeur, en rouge, de l'arête sur laquelle nous faisons nos comparaison de déformées*

L'un des paramètres principaux du maillage est `ncut_w`, qui donne son nom au maillage généré. Sur la **Fig.10**, les noms de courbes n'inclut que la valeur de `ncut_w` mais il faut considérer qu'une variation de `ncut_r` se cache aussi derrière chaque maillage. Comme attendu, l'affinement de la discrétisation, par l'augmentation du nombre d'éléments, permet de se rapprocher d'un profil asymptotique de la déformée. A l'inverse, avec peu d'éléments, la structure est très rigide.

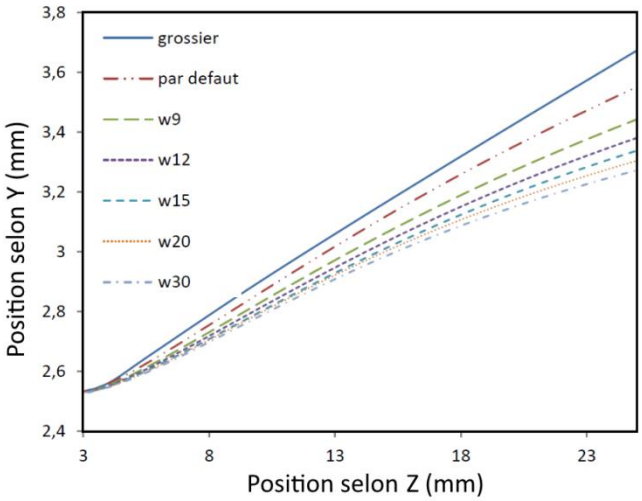

Fig.10 *Déformées de la section libre du MB en fonction du maillage (ncut_t = 6), valeurs extraites à t = 5 s dans la simulation*

La comparaison des écarts relatifs entre des maillages de plus en plus fins (**Fig.11**), montre que pour `ncut_t` = 6, au-dessus d'une discrétisation w15, la différence calculée est inférieure à 0,5 %. Ce qui correspond à une différence d'environ 0,02 mm (au maximum) sur la position d'un nœud de l'arête. Cet écart nous semble raisonnable et le maillage est considéré comme convergé.

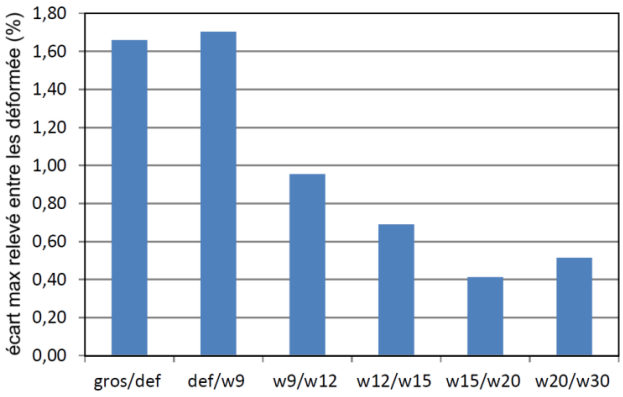

Fig.11 *Ecart maximal relevé entre les déformées des couples de maillages désignés en abscisse*

Nous choisissons donc de fixer les paramètres `ncut_w` = 20 et `ncut_r` = 40, sur la base des résultats obtenus avec `ncut_t` = 6. Indépendamment de la problématique de convergence, la valeur de `ncut_t` a ensuite été fixée à 10, afin d'obtenir une taille d'élément de l'ordre de 0,03 mm en pointe de fissure.

2. Ajustement de la rigidité des ressorts

Une fois que le maillage a été fixé, l'ajustement de la rigidité des ressorts a été effectué. Nous rappelons que chaque mors est modélisé par des conditions aux limites (traction ou encastrement) imposées à un couple de ressorts (vertical + horizontal). Les ressorts horizontaux n'ont pas d'effet notable dans la gamme de déplacement traverse que nous étudions. Leur rigidité est fixée à 2000 N/mm, en se basant sur les travaux de S. Dancette, sur des aciers THR [DAN09B].

Pour ajuster la rigidité des ressorts verticaux (notée « vsprings »), on commence par tracer une courbe d'étalonnage reliant vsprings au niveau de charge (noté « RU2 »), calculé au nœud où la traction est appliquée (multiplié par 4, du fait des hypothèses de symétrie, pour se comparer aux charges mesurées expérimentalement). La courbe de la **Fig.12a** est valable pour un déplacement traverse imposé `Uy` = 0,8 mm.

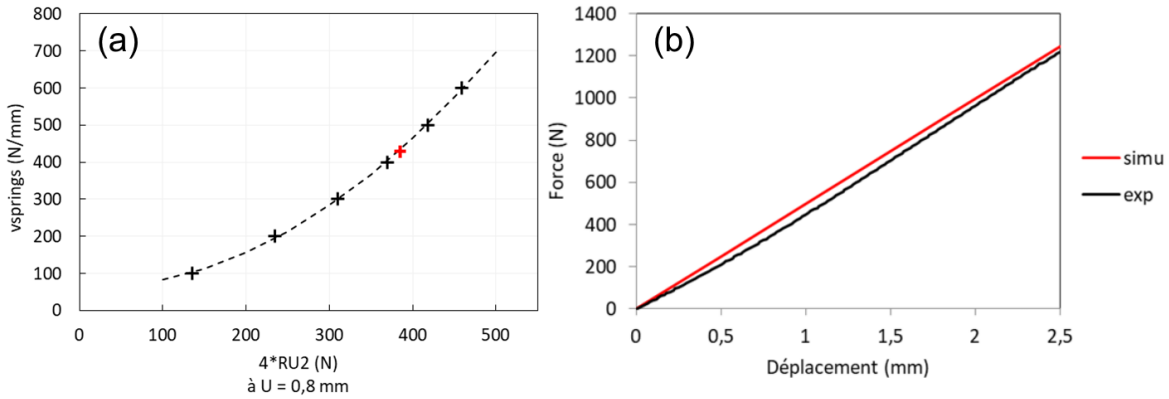

Fig.12 ***(a)*** *Courbe d'étalonnage des ressorts verticaux -* ***(b)*** *Comparaison de la réponse mécanique simulée (rouge) avec la réponse expérimentale (noir)*

La charge expérimentale associée à ce déplacement de 0,8 mm est de 390 N en moyenne (calculée sur tous les essais en croix standard de la thèse, puisqu'ils présentent tous à peu près la même pente de départ), ce qui nous donne une rigidité de 428 N/mm pour les ressorts verticaux. La comparaison de la charge estimée par le modèle avec une courbe expérimentale (**Fig.12b**), montre que la correspondance n'est pas parfaite, du fait de la forme légèrement incurvée de la courbe expérimentale. La modification des ressorts horizontaux n'a pas permis de reproduire cette forme particulière. Nous nous contenterons de ces valeurs puisqu'elles produisent une bonne prédiction de la charge pour `Uy` vers 2,5 mm, ce qui correspond au déplacement moyen à l'amorçage des premières fissures dans nos ZF.

3. Volume d'intégration dans la méthode G-theta de Z-cracks

L'analyse quantitative des facteurs d'intensité de contrainte, par la méthode G-theta dans le module Z-cracks de Z-set, nécessite d'atteindre la convergence du profil de G en agrandissant le volume d'intégration (distance à la pointe de fissure inférieure à ra mais supérieure à rb).

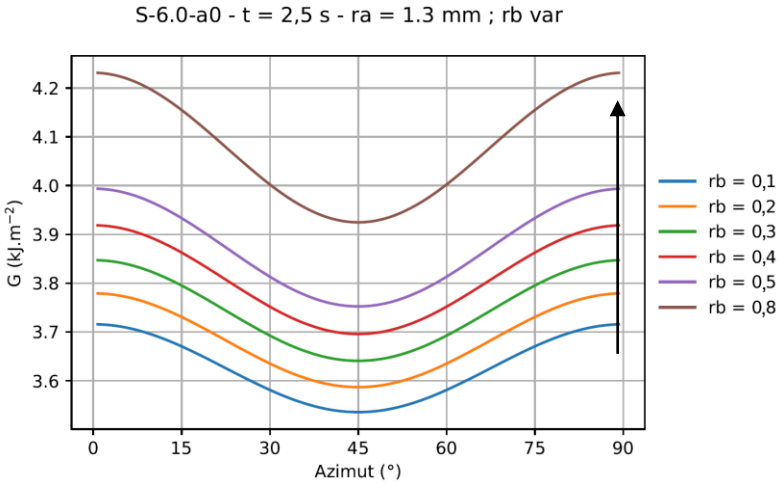

Fig.13 *Profil de G en fonction de la taille du volume exclu, contrôlé par rb (en mm)*

La **Fig.13** montre cependant que la variation du rayon de la zone exclue en pointe de fissure, rb, ne mène pas à un rapprochement des profils de G ; les valeurs augmentent de manière linéaire avec rb. Les mêmes résultats sont observés avec la variation du rayon externe du volume d'intégration totale, ra, qui est très vite limité par la taille de la soudure modélisée. Au final, nous choisissons de comparer tous nos résultats en utilisant un le couple (rb = 0,1 mm et ra = 0,8 mm), pour les raisons mentionnées dans le Chapitre 3.

Annexe 4 : Extraction de lames MET

Afin de pouvoir caractériser plus finement les microstructures induites par le soudage, un protocole expérimental particulier a été utilisé dans le but de réaliser des analyses MET, dans les différentes régions de la soudure. Pour cela, des plots de 3 mm de diamètre sont usinés par électroérosion dans nos points soudés, suivant le schéma de la **Fig.14**.

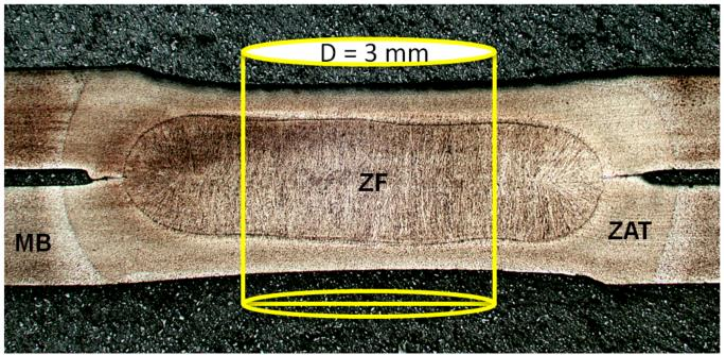

Fig.14 *Localisation du plot usiné par électroérosion par rapport à la structure globale d'une soudure par point*

Les plots sont ensuite tranchés en disques avec une micro-tronçonneuse de précision, dont la lame diamantée mesure 200 µm d'épaisseur. En ajustant la position de la lame de tronçonneuse par rapport au bord du plot, nous pouvons estimer l'épaisseur du disque ainsi découpé donc la région de soudure extraite. Nous obtenons ainsi des disques de 3 mm de diamètre et d'épaisseurs variées (**Fig.15**), dont les faces sont différenciées par des symboles au marqueur indélébile.

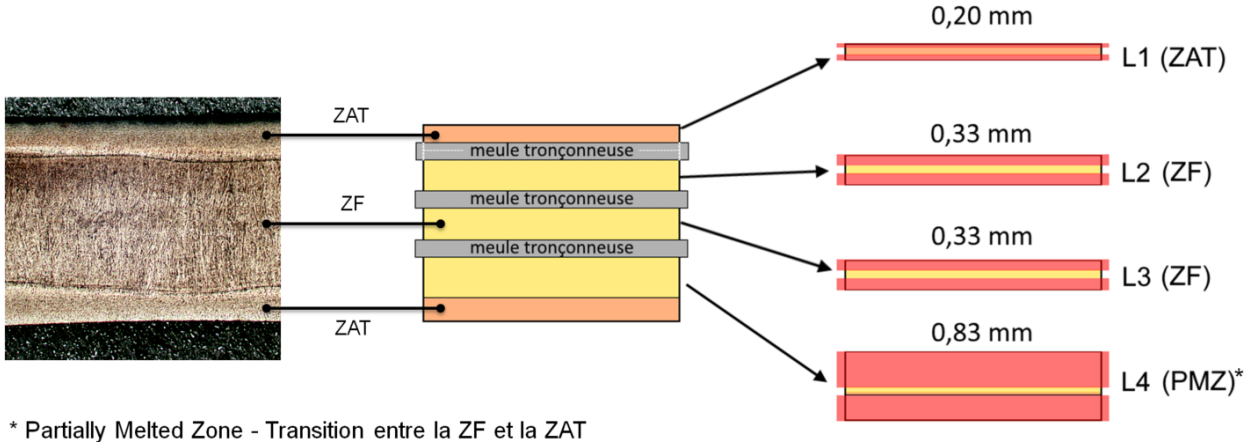

Fig.15 *Schéma du protocole de découpe et de polissage des lames minces (matière retirée par polissage en rouge). La référence « meule tronçonneuse » représente la perte de matière lors de chaque tronçonnage*

La connaissance de la position des disques par rapport à la structure globale de la soudure, ainsi que le marquage de chacune des faces permettent en théorie de pouvoir ajuster le polissage (SiC 1200) pour obtenir une pré-lame (50 à 80 µm d'épaisseur) dans une tranche particulière de l'épaisseur du disque donc du point soudé. La **Fig.15** montre un exemple, où une tentative d'extraction de lame dans la zone partiellement fondue (PMZ) a été effectuée.

Dans la pratique, l'incertitude sur les mesures d'épaisseur au micromètre et la variabilité des tailles des régions de la soudure (notamment de l'épaisseur du ligament de ZAT), qui ne sont pas contrôlables de manière non destructive sur le plot, rendent impossible l'extraction d'une lame dans une zone précise de l'épaisseur d'un disque tronçonné. La méthode permet tout de même d'isoler des microstructures représentatives des régions globales de la soudure (i.e. ZF et ligament de ZAT). La transition de microstructure dans le ligament de ZAT n'est donc pas caractérisable au MET avec le protocole en son état actuel.

Pour notre matériau, les pré-lames sont amincies et percées par voie électrolytique (double-jet) dans une solution contenant 45% de butoxyéthanol, 45% d'acide acétique et 10% d'acide perchlorique. L'amincissement électrolytique est réalisé sous une tension imposée de 30 V et à une température de 5 °C.

Annexe 5 : Seuillage de la cémentite

La quantification de la fraction de cémentite, précipitée suite à des cycles de revenu in-situ différents, a été réalisé par analyse d'images MEB sur échantillons massifs, polis et attaqués. À partir d'une image MEB brute, la **Fig.16b,c,d** illustre les changements appliqués à la **Fig.16a**, suite au protocole de seuillage.

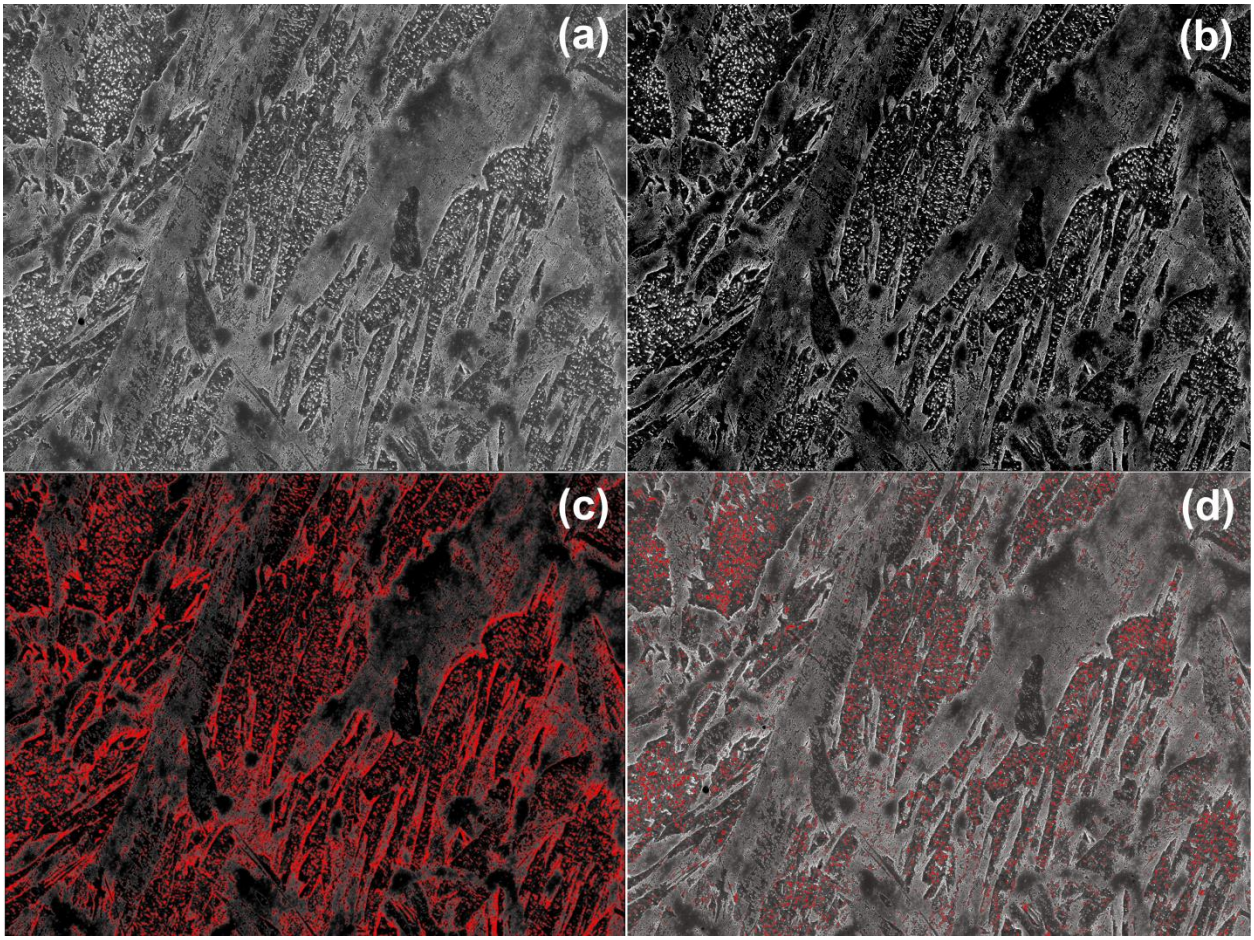

Fig.16 *Images MEB en ZF d'une soudure PHT_3.0* ***(a)*** *brute -* ***(b)*** *après réglage de contraste/brillance -* ***(c)*** *points sélectionnés en rouge suite au seuillage des objets clairs -* ***(d)*** *particules prises en compte par l'analyse suite au filtres appliqués sur la taille et la circularité des objets*

- La première étape consiste à régler le contraste et la brillance de l'image afin de faire ressortir le plus possible la cémentite de la matrice, quitte à éclaircir les bords de paquets et autres pollutions (**Fig.16b**).
- La nouvelle image est soumise à un seuillage de niveaux de gris, nous récupérons alors tous les points rouges sur la **Fig.16c**.

- Nous appliquons ensuite des filtres sur la taille (surface en pixel^2) des objets et sur leur facteur de forme (circularité). Une taille minimale de 20 à 30 px^2 est nécessaire pour retirer les pixels indépendants. Pour la taille maximale, 2500 à 3000 px^2 suffisent à écarter les arêtes issues des bords de paquets. Enfin, une circularité minimale pouvant aller de 0.3 à 0.6 selon les images, doit être fixée pour retirer les bords de trous et autres objets de forme biscornue.

La méthode nécessite un ajustement manuel des valeurs de filtre, spécifique à chaque image, ce qui la rend très chronophage. De plus, il reste quelques pixels clairs de la matrice même après l'étape finale. Etant donné la taille très fine et la faible fraction de ces objets, nous considérerons qu'ils n'impacteront pas de manière significative notre mesure de fraction surfacique. En revanche, la sous-estimation est plus probable ; elle est due à la formation d'agrégats de carbures, qui diminue la circularité de l'objet à détecter, tout en augmentant sa taille. Avec la méthode que nous avons choisie, l'ajustement des filtres pour prendre en compte les agrégats de carbures inclut alors nécessairement des bords de paquets ou autres objets non désirés.

Notre méthode ne permet donc pas une mesure quantitative précise de la fraction de cémentite. D'autres alternatives existent mais nécessitent des procédures tout aussi expérimentalement lourdes. On pense notamment aux répliques carbone, souvent utilisées dans les études de la précipitation. Elles présentent néanmoins des risques non négligeables de surestimation (attaque trop forte et détection des carbures sous-jacents au plan de polissage) et/ou de sous-estimation (attaque trop légère qui ne permet pas la capture de tous les carbures sur la réplique).

L'idéal reste les observations de lames minces au MEB, où l'on est moins impacté par les effets d'épaisseur attaquées mais l'obtention de données statistiques est laborieuse, étant donné le protocole d'extraction des lames (cf. ANNEXE-4) et la surface d'analyse limitée. Nous en sommes donc restés à l'évaluation par la méthode décrite ici.

RÉSUMÉ

Les aciers inoxydables martensitiques représentent une solution potentielle au challenge d'allègement des structures automobiles. Cependant, ces nuances sont particulièrement sensibles aux conditions de soudage par point par résistance. Ces travaux de thèse s'intéressent donc au lien entre mode de rupture, microstructure et chargement mécanique, afin de proposer des pistes d'amélioration ciblées.
Tout d'abord, l'amélioration apportée par un revenu ne change pas le mode de rupture en traction en croix, qui reste partiellement interfacial. Une méthode expérimentale a alors été développée pour caractériser le chemin de fissuration suivi au cours de l'essai, à l'aide d'observations après des essais interrompus. Ces résultats, combinés à des études fractographiques, permettent d'établir un scénario de fissuration, dont les étapes clés sont l'amorçage de la rupture interfaciale par clivage dans la zone fondue et la rupture ductile en cisaillement du ligament de zone affectée thermiquement.
L'analyse du chargement mécanique en pointe de fissure, à l'aide de la simulation numérique, a été associée à un critère de déviation en contrainte tangentielle maximale. Elle montre que les sollicitations appliquées lors de l'essai en croix tendent à faire dévier la fissure hors du plan interfacial mais que la mécanique est assez peu restrictive quant à l'angle de déviation. La microstructure peut donc jouer un rôle important sur l'orientation de la fissure de clivage. L'obtention d'une propagation partielle à l'interface est donc le produit de la microstructure, tandis que la déviation est le produit des sollicitations mécaniques. Enfin, la caractérisation microstructurale des différentes soudures élaborées a permis de déterminer les éléments microstructuraux qui contrôlent la rupture dans nos régions d'intérêt. La microtexture n'est pas le facteur primordial, contrairement au piégeage du carbone hors de la solution solide.

MOTS CLÉS

Soudage par point par résistance, acier inoxydable martensitique, traction en croix, rupture par clivage, rupture ductile par cisaillement

ABSTRACT

Martensitic stainless steels are good candidates for the ongoing challenge of vehicle weight reduction. However, these steel grades are particularly sensitive to resistance spot welding conditions. The present work investigates the relation between the weld fracture mode, microstructure and mechanical loading, in order to find ways to improve weld performance.
The improvement produced by using a tempering stage, included in the welding cycle, did not change the cross-tension fracture mode, which stayed partially interfacial. We then developed an experimental procedure to determine the fracture path of cross tension specimens, using interrupted tests. These results, combined with observations of the fracture surfaces, contributed to the determination of a fracture scenario. The key steps during partial interfacial failure of these welds were the initiation of interfacial cleavage crack propagation in the fusion zone, and the ductile shear failure of the heat affected zone ligament above or below the weld nugget.
The mechanical analysis of the loading conditions at the crack tip, using finite element modelling, showed that the mechanical loading induced by a cross tensile test would theoretically induce early crack deviation toward a button pull-out failure. However, the potential crack deviation angle is not tightly constrained, which lets the microstructure lead the local deviation angles of the cleavage crack.
Finally, a detailed microstructural characterization of the weld regions was carried out, in order to identify the features that control crack propagation during the identified key steps. Surprisingly, the microtexture was not a first-order factor; the resistance to cleavage cracking seems to be driven by efficient trapping of carbon solute atoms outside the solid solution.

KEYWORDS

Resistance spot welding, martensitic stainless steel, cross tensile test, cleavage fracture, ductile shear fracture