



Etude de la ténacité d'une soudure en undermatch : Application à la tenue mécanique de la jonction soudée FE en Al 6061-T6

Wissal Rekik

► To cite this version:

Wissal Rekik. Etude de la ténacité d'une soudure en undermatch : Application à la tenue mécanique de la jonction soudée FE en Al 6061-T6. Autre. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2016. Français. NNT : 2016ESMA0015 . tel-01430266

HAL Id: tel-01430266

<https://theses.hal.science/tel-01430266>

Submitted on 20 Jan 2017

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.

THÈSE

Pour l'obtention du grade de

DOCTEUR DE L'ÉCOLE NATIONALE SUPÉRIEURE DE MÉCANIQUE
ET D'AÉROTECHNIQUE

(Diplôme National – Arrêté du 25 mai 2016)

École Doctorale :

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Énergétique et Aéronautique

Secteur de recherche : Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces

Présentée par

Wissal REKIK

Étude de la ténacité d'une soudure en undermatch : Application à la tenue mécanique de la jonction soudée FE en Al 6061-T6

Directrice de thèse : **C. GARDIN**

Co-encadrant : **O. ANCELET**

Soutenue le 17 novembre 2016 devant la Commission d'Examen

JURY

Philippe BOMPARD	Professeur Émérite Ecole Centrale Paris	<i>Président</i>
Stéphane MARIE	Ingénieur Expert AREVA, HDR	<i>Rapporteur</i>
Thierry PALIN-LUC	Professeur ENSAM Talence	<i>Rapporteur</i>
Catherine GARDIN	Professeur ENSMA	<i>Examineur</i>
Olivier ANCELET	Ingénieur Expert CEA, Docteur	<i>Examineur</i>
Philippe GILLES	Ingénieur Expert International AREVA	<i>Examineur</i>

Remerciements

J'adresse mes plus vifs remerciements à l'ensemble des membres du jury, à commencer par S. Marie et Th. Palin-Luc pour m'avoir fait l'honneur de rapporter ce travail de thèse. Je remercie Ph. Bompard pour avoir accepté de présider le jury et Ph. Gilles pour avoir pris le temps de lire le manuscrit et d'avoir accepté d'assister à la présentation de ces travaux.

Je profite de l'occasion qui m'est accordée par le biais de ce manuscrit pour exprimer mes sincères gratitude et mes plus profondes reconnaissances envers tous ceux qui ont contribué de près ou de loin pour que cette thèse voie le jour.

Je tiens d'abord à exprimer ma gratitude envers mon encadrant de thèse O. Ancelet pour sa disponibilité, son aide précieuse et son encadrement quotidien. Son enthousiasme et sa capacité d'analyse m'ont permis de profiter de son savoir-faire. Je tiens à le remercier particulièrement pour la confiance et la liberté de travail qu'il m'a accordé durant ces trois années de thèse. Même si j'étais la seule thésarde sous sa direction, ça me faisait toujours énormément plaisir de l'entendre m'appeler 'ma thésarde préférée'. C'était simplement le petit plus qui me faisait garder le sourire face aux périodes de stress et qui me permettait d'avancer avec beaucoup de persévérance.

Je remercie également C. Gardin d'avoir dirigé ces travaux de thèse. Sa rigueur, ses conseils avisés et ses nombreuses corrections et relectures de cette thèse sont pour beaucoup dans le résultat final de ce travail. Je tiens aussi à la remercier pour sa disponibilité, ses vraies qualités humaines et son accueil chaleureux lors de mes déplacements à Poitiers.

En outre, je tiens à remercier toute l'équipe du Laboratoire d'Intégrité de Structure et de Normalisation. Je remercie vivement Y. Kayser de m'avoir accueillie au laboratoire et d'avoir veillé à la conduite de cette thèse dans de bonnes conditions.

Un énorme MERCI pour Hager !! Merci pour nos fous rires et nos bêtises qui ont simplement égayé mes journées au labo. Merci d'avoir pris le temps de m'écouter et d'être si gentille malgré mes sautes d'humeur parfois difficiles à gérer. C'était simplement si réconfortant de savoir tous les matins que tu étais présente au labo pour mener nos discussions quotidiennes le temps d'une pause-café ; tu sauras sûrement deviner desquelles il s'agit ;) Que ces deux prochaines années soient riches pour toi en thèse et en bonheur de toute sorte (Happy Wedding à l'avance : D).

Je remercie G. Perez qui m'a beaucoup apporté, tant sur le plan professionnel en m'aidant pour le lancement de mes campagnes d'essais, que personnel en prenant le temps de m'écouter et de me remettre sur la bonne voie quand je perdais mes repères.

Un grand merci pour la « banouille » Déborah pour sa bonne humeur et ses rires décapants qui ne peuvent en aucun cas passer inaperçus. Ta joie de vivre ne fait qu'embellir l'ambiance au labo.

Je tiens aussi à remercier Cécile Petesch pour son grand cœur et sa gentillesse, Clémentine Jacquemoud, Thierry Lebarbe et Cédric Gourdin que j'ai eu la chance de mieux connaître lors des conférences à l'étranger et tous ceux que je n'ai pas cité mais que j'apprécie tout autant.

J'aimerais encore remercier tout particulièrement Adam et mon cher artiste Zizou qui étaient plus que des amis pour moi aux moments les plus difficiles ; une chose est sûre, je ne pourrai jamais vous remercier assez.

Je tiens à adresser mes plus profonds sentiments à mes parents 'Fatma' et 'Abd el Monem' pour leur confiance, leurs encouragements et leur patience. C'est avec une grande fierté que je leur dédie ce travail justifiant tous leurs sacrifices consentis durant des années.

Je remercie mes sœurs Wiem, Wafa et Wissem pour m'avoir soutenue et pour les journées de détente qu'elles me réservaient lors de mes retours à Sfax.

Enfin je ne voudrais pas manquer mon cher fiancé 'Aymen' pour avoir fait preuve d'amour et de compréhension malgré la distance, et supporté mes humeurs et mes bêtises et toutes celles à venir ;)

Résumé

Dans le cadre de la démonstration de l'intégrité des composants nucléaires les plus sensibles, une analyse en présence d'un défaut potentiel de type fissure peut être requise par la sûreté nucléaire. Ceci est particulièrement le cas en présence de jonctions soudées. Pour assurer un conservatisme de cette analyse, la position du défaut postulé doit être la plus pénalisante possible. Les analyses réalisées pour des démonstrations similaires sur des structures en acier reposent sur une approche de type mono matériau utilisant le comportement du métal de base. Cette approche est la plus pénalisante dans le cas d'une soudure en overmatch mais doit être remise en cause dans le cas d'une soudure en undermatch. Dans ce cadre, cette thèse propose une méthodologie expérimentale et numérique permettant l'identification de la configuration la plus pénalisante vis-à-vis de la mécanique de la rupture d'une soudure en undermatch. L'application de cette méthode a été réalisée sur une soudure en faisceau d'électrons en Al6061-T6. Un gradient de propriétés mécaniques le long de la jonction soudée a été dans un premier temps identifié permettant la conduite d'une analyse fine basée sur une approche multimatériau. Dans un second temps, le comportement en ténacité de la jonction soudée a été étudié sur éprouvettes CT. La transférabilité du paramètre J à l'amorçage à une autre géométrie d'éprouvette a été démontrée ce qui constitue une base importante pour l'hypothèse de transférabilité vers des structures. Pour finir, une étude numérique sur un tube de grandes dimensions avec un défaut semi-elliptique a été développée en prenant en compte les contraintes résiduelles de soudage. Les résultats montrent que la zone affectée thermiquement à 13 mm du centre de la soudure considérée est la plus sensible en mécanique de la rupture, ceci remet par conséquent en question les méthodes traditionnelles menées dans des analyses à la rupture brutale qui consistent à considérer un défaut dans la zone fondue.

Abstract

For the demonstration of the integrity of the most sensitive nuclear components, conventional defects, as cracks for example, must be considered within the design step as required by the nuclear safety authority. This phase is particularly crucial for dimensioning of welded structures. To ensure a conservative prediction, the position of the initial crack within the welded joint must be the most detrimental in fracture behavior. Commonly used analyzes consider homogeneous structure with the behavior of the base metal of the welded joint, considered as the weakest metallurgical zone in the case of an overmatched weld. In contrast, similar analysis is not conservative in case of undermatched weld. The thesis contributes by the development of an experimental and numerical methodology allowing the identification of the detrimental metallurgical zone in fracture behavior of an undermatched welded joint. The methodology proposed is applied to an electron beam welded joint on Al 6061-T6. To reach this goal, the gradient of the mechanical behavior along the welded joint was first identified. This is particularly interesting to conduct an advanced analysis based on a multimaterial approach. In a second step, the fracture behavior of the welded joint was studied on CT specimen. The transferability of the J integral at initiation was approved on another geometry: this represents an important foundation for the transferability assumption to structure. Finally, a numerical analysis on full scale tube was developed. Residual welding stresses and structural effects were considered. The results demonstrate that the heat affected zone located at 13 mm from the middle of the welded joint is the most detrimental zone for fracture analysis. This contradicts the conventional methods conducted on fracture analysis which consider a conventional defect within the fusion zone.

Sommaire général

Remerciements	i
Résumé	iii
Abstract	v
Sommaire général	v
Liste des tableaux	vii
Liste des figures	viii
Introduction générale	1
Chapitre I- Étude bibliographique	5
I.1. Généralités sur les alliages d'aluminium	11
I.2. Les différentes phases cristallographiques des alliages Al-Mg-Si	12
I.3. Matériau et traitements thermomécaniques	17
I.4. Soudage des alliages d'aluminium de la série 6xxx	24
I.5. La déchirure ductile	33
I.6. Base théorique de l'intégrale J : cas des structures homogènes	34
I.7. Transférabilité de l'approche J pour des éprouvettes multimatériaux	41
Chapitre II- Matériaux et techniques expérimentales	51
II.1. Matériaux d'étude	55
II.2. Analyse microstructurale du joint soudé FE	57
II.3. Techniques de caractérisation mécaniques	61
Chapitre III- Etude du comportement en traction et en ténacité de la jonction soudée FE	75
III.1. Comportement en traction de la jonction soudée FE	79
III.2. Caractérisation du comportement en ténacité de la jonction soudée FE	94
Chapitre IV- Etude de transférabilité : effets géométriques et de structure	108
IV.1. Etude de la transférabilité du critère de rupture J des éprouvettes CT aux SENT	112
IV.2. Analyse numérique du comportement de la structure soudée FE en présence d'un défaut	127
Conclusion générale et perspectives	146
Références	152
Annexes	161

Annexe A : Caractérisation du métal de base mis en forme par filage inverse	163
Annexe B : Plans d'éprouvettes et de prélèvements.....	179
Annexe C : Complément sur l'identification du comportement local en traction de la jonction soudée	193
Annexe D : Prédimensionnement des essais sur éprouvette SENT	199
Annexe E : Approche simplifiée pour l'analyse de nocivité de défaut postulé en milieu du joint	203

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Désignation des alliages d'aluminium	11
Tableau I-2 : Composition chimique de l'alliage Al 6061	18
Tableau II-1 : Essais disponibles sur CT12,5 : positions de l'entaille et conditions de préfissuration...	73
Tableau II-2 : Conduite des essais de déchirure : paramètres des essais J_{Ic}	73
Tableau III-1 : Comparaison des principales grandeurs mécaniques en traction du MB et de la JS	81
Tableau III-2 : Récapitulatif des résultats d'essais J_{Ic}	95
Tableau III-3 : Comparaison des valeurs de η calculées par la norme ASTM E-1820 et simulées	101
Tableau III-4 : Pourcentage de $J_{plastique}$ et valeur du module de déchirure pour les différents essais	104
Tableau IV-1 : Grille d'essais sur éprouvettes SENT	114
Tableau IV-2 : Récapitulatif des résultats d'essais J_{Ic} sur éprouvette SENT	116
Tableau IV-3 : Facteurs η évalués par simulation numériques des essais de rupture sur SENT	125

Liste des figures

Figure I-1 : Structure monoclinique de la phase β'' , structure C2/m, à base C centrée et de paramètres de maille $a=1,516$ nm- $b= 0,405$ nm- $c= 0,674$ nm et $\beta= 105,3^\circ$ [23]	14
Figure I-2 : (a) structure hexagonale de la phase β' (b) projection du motif élémentaire sur le plan $[001]_\beta$ [24]	15
Figure I-3 : Diagramme de phase pseudo-binaire Al-Mg ₂ Si [30]	16
Figure I-4 : Composition limite des alliages de la famille 6xxx et conséquence sur la limite élastique [40]	18
Figure I-5 : Traitement thermomécanique appliqué à l'Al 6061	19
Figure I-6 : Principe du filage inverse en conteneur	20
Figure I-7 : Effet du wt.% Mg ₂ Si sur la limite élastique de l'alliage Al-Mg-Si après revenu (a) 0.63 wt.% Mg ₂ Si; (b) 0.95 wt.% Mg ₂ Si; (c) 1.26 wt.% Mg ₂ Si [50].	21
Figure I-8 : a) évolution de la dureté avec la morphologie des précipités durcissants en fonction du temps de revenu (inspiré de [2]), b) effet de la température et de la durée du revenu sur la limite élastique et la résistance mécanique de l'alliage 6061-T6 [51]	22
Figure I-9 : Identification du pic de revenu à une température de 175°C : compromis entre résistance mécanique et ductilité [30]	22
Figure I-10 : Géométrie des joints soudés obtenus par différents techniques de soudage	24
Figure I-11 : Représentation du soudage par formation d'un capillaire de vapeur	25
Figure I-12 : Processus de solidification (configuration unidirectionnelle)	26
Figure I-13 : Métallurgie de l'Al 6061-T6 après soudage	28
Figure I-14 : Cycles thermiques représentatifs du procédé de soudage FE [29]	28
Figure I-15 : Evolution des propriétés mécaniques à l'issue de divers chargements thermiques [61] ...	29
Figure I-16 : Comparaison à faible grandissement des trois états de précipitation [29]	29
Figure I-17 : Modélisation unidirectionnelle de l'origine des contraintes résiduelles [2]	30
Figure I-18 : Distribution des contraintes résiduelles dans des tôles soudées bout à bout [62]	31
Figure I-19 : Mécanismes de la déchirure ductile [67]	33
Figure I-20 : Contour Γ de l'intégrale J	35
Figure I-21 : Illustration géométrique de l'intégrale J	36
Figure I-22 : Définition de l'aire plastique pour le calcul de J	38
Figure I-23 : (a) définition du CTOD selon Rice (b) autre définition	39
Figure I-24 : Illustration du profil de faciès de rupture	40

Figure I-25 : (a) observation au MEB de la zone d'émoussement dans l'acier CrMo9-10 (b) reconstruction 3D de la zone d'émoussement tiltée d'un angle 2° [89]	41
Figure I-26 : Paramètres géométriques des éprouvettes a) de traction et b) de flexion [95]	42
Figure I-27 : Développements possibles de la plasticité (en grisé) en pointe de fissure en fonction du mismatch du joint soudé [95].....	43
Figure I-28 : (a) étendue de plasticité en fonction de la largeur du cordon de soudure (b) η_{PICMOD} évalué pour des éprouvettes SENB [101]	45
Figure I-29 : (a) étendue de plasticité en fonction de la largeur du cordon de soudure (b) η_{PICMOD} évalué pour des éprouvettes CCT [101]	45
Figure I-30 : Vitesse de transformation d'une fissure rectiligne	46
Figure I-31 : Définition des contours pour calcul de G et principe d'interpolation numérique.....	48
Figure I-32 : Effet du mismatch sur l'évolution du paramètre J	49
Figure II-1 : Virole obtenue par filage inverse et définition des directions principales	55
Figure II-2 : (a) préparation du joint soudé, (b) soudage mono passe	56
Figure II-3 : (a) schéma de la tôle soudée (b) microstructure de la ZAT (c) microstructure du MB (d) microstructure de la ZF et la ZAT	58
Figure II-4 : (a) schéma de l'échantillon observé (b) cliché MEB de l'interface ZF/ZAT	59
Figure II-5 : (a) Illustration du prélèvement de l'échantillon pour mesure de dureté (b) empreinte de l'indenteur dans le métal de base	60
Figure II-6 : Filiation de micro-dureté du joint soudé FE en Al 6061	60
Figure II-7 : (a) géométries des éprouvettes de traction lisses (b) paramètres géométriques	62
Figure II-8 : Schéma descriptif du prélèvement des éprouvettes de traction (a) à travers le joint soudé (b) dans le métal de base laminé.....	62
Figure II-9 : Descriptif du principe de mesure laser du banc d'essai IMEC	63
Figure II-10 : Principe de détermination du rayon de courbure R	65
Figure II-11 : Géométrie des éprouvettes CT	67
Figure II-12 : Géométrie des éprouvettes SENT	67
Figure II-13 : Exemple de bloc de prélèvement d'une éprouvette CT 12,5, la ZF est révélée par une base forte et la position de l'usinage est définie par rapport à la face de référence ici à 3mm	68
Figure II-14 : Montage de préfissuration en flexion trois points (a) éprouvette SENT, (b) banc de flexion (c) extensomètre (d) cale de centrage	69
Figure II-15 : Séquence de pilotage de l'essai J_{1c}	70

Figure II-16 : Montage de l'essai de déchirure (a) cas des éprouvettes CT (b) cas des éprouvettes SENT	71
Figure II-17 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT12,5 prélevée dans le métal de base	71
Figure III-1 : Courbes de traction conventionnelles et vraies de l'Al 6061-T6 écroui par laminage	79
Figure III-2 : Courbes conventionnelles de traction de la jonction soudée et du MB	80
Figure III-3 : Evolution de la profilométrie à différents instants de l'essai TJ	82
Figure III-4 : Identification des lois de comportements locales le long du joint soudé	83
Figure III-5 : Comparaison de l'évolution de la limite élastique identifiée par caractérisation expérimentale et simulation numérique de soudage (1) zone de dissolution (2) limite de l'étendu de la ZAT par caractérisation expérimentale (3) étendu réel de la ZAT	84
Figure III-6 : Dureté mesurée 24 heures et 8 mois après soudage [113]	85
Figure III-7 : Profil de l'éprouvette optimisée superposé à l'évolution de la microdureté	87
Figure III-8 : Evolution de la déformation rationnelle à l'apparition de l'instabilité plastique	87
Figure III-9 : Comparaison de l'évolution de la limite élastique identifiée par caractérisation expérimentale sur éprouvette optimisée et simulation numérique de soudage	88
Figure III-10 : Les lois de comportement Hollomon en comparaison avec les courbes expérimentales	89
Figure III-11 : Paramètres Hollomon identifiés le long de la jonction soudée	90
Figure III-12 : Principe numérique de construction et d'attribution des lois de comportement	91
Figure III-13 : Evolution expérimentale et numérique de la profilométrie en cours d'essai	92
Figure III-14 : Evolution de la force en fonction de l'ouverture pour une taille de préfissure initiale de 12,5 mm	94
Figure III-15 : Maillage d'une CT 12,5 avec fissure de fatigue à 9 mm du centre de la zone fondue....	96
Figure III-16 : Courbes force-CMOD et J-CMOD expérimentales et issues du calcul par éléments finis	98
Figure III-17 : Etendue de la plasticité pour différentes positions d'entaille.....	100
Figure III-18 : Indépendance de J au contour pour une entaille à 10 mm du centre de la soudure	102
Figure III-19 : Evolution de J en fonction de l'avancée de fissure	102
Figure III-20 : Evaluation de la taille de la zone d'émoussement sur faciès de rupture (a) entaille à 10 mm du centre de la soudure (b) entaille centrée en zone fondue	103
Figure III-21: Evolution de J_i et de J à 0,2 mm de propagation le long de la jonction soudée	105
Figure III-22 : Observations au MEB des faciès de rupture de (a) milieu ZF, (b) à 6 mm du centre, (c) à 10 mm du centre et (d) en métal de base.....	106
Figure IV-1 : Prédimensionnement des essais sur SENT pour différentes positions d'entaille	113

Figure IV-2 : Dispositif de mesure laser 3D.....	115
Figure IV-3 : Courbes expérimentales force-ouverture pour une même taille de préfissure de fatigue.....	115
Figure IV-4 : Scénarios possibles de propagation de fissure.....	117
Figure IV-5 : Illustration du schéma de déviation de fissure par reconstruction en laser 3D des surfaces des éprouvettes SENT (laser 2 sur la Figure VI-2).....	118
Figure IV-6 : Mesure de la microdureté sur l'ébauche destinée au prélèvement de l'éprouvette SENT avec entaille dans la ZAT molle.....	119
Figure IV-7 : Propagation plane de la fissure située dans la ZAT 'molle'.....	119
Figure IV-8 : Maillage 3D des éprouvettes SENT et conditions aux limites.....	121
Figure IV-9 : Comparaison entre les courbes expérimentales et numériquement simulées par le modèle 3D à gradient de propriétés pour différentes position d'entaille.....	122
Figure IV-10 : Evolution de J le long du front de fissure pour différents contours pour une entaille à 11 mm du centre de la soudure.....	123
Figure IV-11 : Etendue de la plasticité à l'amorçage pour différentes positions d'entaille.....	124
Figure IV-12 : Comparaison des valeurs de J à l'amorçage entre éprouvettes CT et SENT.....	125
Figure IV-13 : Schéma de la section du tube contenant une fissure circonférentielle semi-elliptique débouchant en paroi interne.....	128
Figure IV-14 : Maillage du tube fissuré et des conditions aux limites imposées.....	129
Figure IV-15 : Géométrie du tube et chargement définis en Annexe A16.....	130
Figure IV-16 : (a) évolution de J_{max} en fonction du moment fléchissant imposé (b) comparaison de J en fond et en surface avec les valeurs proposées en se basant sur le formulaire de l'annexe A16.....	131
Figure IV-17 : Evolution du moment en fonction du CMOD pour différentes positions d'entaille.....	133
Figure IV-18 : Développement de la plasticité à l'amorçage pour différentes positions d'entaille.....	134
Figure IV-19 : Effet de la position d'entaille sur l'évolution du paramètre J dans le cas de (a) moment imposé (b) flèche imposée.....	135
Figure IV-20 : Evolution du moment et de l'ouverture à l'amorçage en fonction de la position de l'entaille dans la jonction soudée.....	136
Figure IV-21 : Contraste du comportement en traction et en ténacité le long de la jonction soudée ...	137
Figure IV-22 : Distribution de la contrainte résiduelle axiale le long du joint soudé.....	138
Figure IV-23 : Distribution de la contrainte résiduelle axiale dans l'épaisseur.....	138
Figure IV-24 : (a) Comparaison du champ de contraintes résiduelles axiales réel et simulé numériquement par le champ thermique fictif (b) contraintes axiales du calcul axisymétrique.....	140

Figure IV-25 : Détail des contraintes résiduelles sur une étendue de 40 mm de part et d'autre du milieu du joint	140
Figure IV-26 : Evolution de J le long du front de fissure pour différents contours pour une fissure postulée à 13 mm du centre de la soudure	141
Figure IV-27 : Pourcentage de J résultant du champ de contraintes résiduelles par rapport au J amorçage le long de la jonction soudée	142
Figure IV-28 : Evolution du moment en fonction de l'ouverture pour différentes positions d'entaille	142
Figure IV-29 : Mise en évidence de l'amorçage pour différentes positions d'entaille sous l'ensemble des chargements (a) flexion pure et (b) flexion pure et contraintes résiduelles	143
Figure IV-30 : Conséquences de la prise en compte des contraintes résiduelles sur le moment à l'amorçage en fonction de la position de l'entaille dans le joint soudé	144
Figure IV-31 : Superposition du champ de contraintes résiduelles avec l'évolution des rapports ($J_{\text{amorçage}} - J_{\text{résiduel}} / J_{\text{amorçage}}$) et ($M_{\text{avec Sresiduelles}} / M_{\text{sans Sresiduelles}}$) le long de la jonction soudée	144

*'Qui n'aime pas gravir la
montagne, vivra éternellement
au fond des vallées'*

أبولقاس حلاشابي-

Introduction générale

Les travaux de thèse présentés dans ce mémoire s'inscrivent dans le cadre du projet du réacteur expérimental RJH (**R**éacteur **J**ules **H**orowitz) et plus particulièrement des actions de qualification relatives à la démonstration de la tenue mécanique du caisson-cœur du réacteur.

Le réacteur RJH, implanté au CEA Cadarache, prendra la relève du réacteur Osiris basé au CEA de Saclay. Ce réacteur sera mis à la disposition des autorités de sûreté nucléaire et de l'industrie nucléaire pour étudier le comportement des matériaux de structure requis pour les réacteurs de génération actuelle et future et du comportement des combustibles en situation nominale ou accidentelle. Le réacteur RJH répondra également aux besoins de la médecine nucléaire par la production des radioéléments de courte durée pour objectif thérapeutique et de l'industrie non nucléaire par production de silicium haute performance dont l'usage est principalement destiné aux industries automobiles.

Le cœur du réacteur possède une puissance de 100 MW thermique et comprend jusqu'à trente-quatre assemblages combustible. Le tout sera contenu dans un caisson fermé et immergé dans une piscine (Figure-1(a)). Le caisson fait partie intégrante du circuit primaire de refroidissement, qui en fonctionnement sera sollicité par une pression en eau de l'ordre de 15 bars. Ce dernier est alors soumis à l'arrêté spécifique des équipements sous pression de niveau 2 qui exige que le matériau soit suffisamment ductile et tenace. C'est ce composant central qui nous intéressera particulièrement dans cette étude.

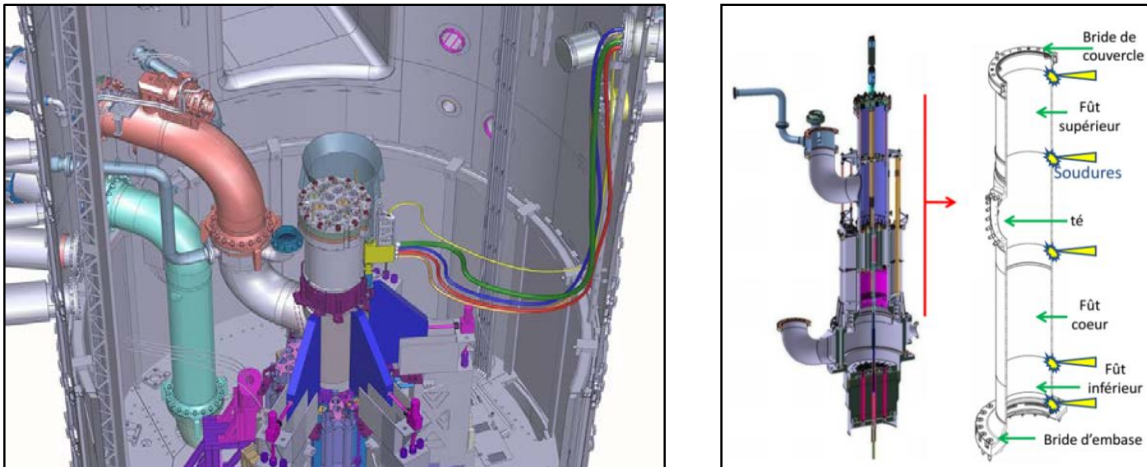


Figure 1 : (a) piscine 3D du réacteur RJH[1] (b) vue isométrique du caisson et positionnement des soudures [2]

L'aluminium 6061-T6 est sélectionné comme matériau du caisson. Ce choix est justifié principalement par la bonne transparence neutronique de cet alliage permettant en conséquence d'assurer l'irradiation des échantillons qui se trouvent en partie autour du caisson et de ses bonnes propriétés mécaniques pour les données de conception. Le caisson, illustré en Figure-1(b) est une enceinte de 720 mm de diamètre et de 20 mm d'épaisseur pour une hauteur d'environ 5 m. Pour atteindre les dimensions de la pièce finie, un assemblage de quatre viroles et de deux brides est assuré par soudage en faisceau d'électrons.

Outre la sensibilité à la fissuration à chaud de ce mode d'assemblage, l'aluminium 6061-T6 subit en cours de soudage de nombreuses transformations métallurgiques susceptibles de modifier les propriétés mécaniques initiales du matériau. En effet, la nuance 6061 est à durcissement structural et ses propriétés mécaniques sont contrôlées principalement par la précipitation de nanophases durcissantes. Les caractéristiques optimales sont obtenues pour un traitement thermique T6. Cependant, les températures atteintes en cours du soudage sont suffisamment élevées pour effacer l'histoire thermique initiale et entraîner l'apparition de nouvelles zones métallurgiques ayant des comportements mécaniques différents. Il est alors primordial, dans le cadre des actions de qualification du caisson, de mener une étude de l'intégrité de la structure après soudage pour s'assurer de la robustesse du caisson à la présence d'un défaut. Dans ce but, une méthodologie expérimentale et numérique a été mise en place pour identifier la configuration la plus pénalisante de la soudure FE en présence d'un défaut. Plusieurs objectifs intermédiaires ont été tracés afin d'atteindre l'objectif final et le manuscrit s'articule autour de quatre principaux chapitres :

Le premier chapitre donne une description fine de l'état métallurgique de l'alliage 6061-T6 et des phénomènes métallurgiques susceptibles d'avoir lieu après soudage et qui auront une incidence directe sur le comportement en mécanique de la structure. Dans une deuxième partie de ce chapitre, des éléments de compréhension quant à l'analyse du comportement en mécanique de la rupture des jonctions soudées sont apportés.

Le second chapitre est consacré à la description du matériau d'étude et du déroulement des campagnes expérimentales conduites pour atteindre l'objectif général de ce travail de thèse énoncé précédemment.

Les résultats des différentes caractérisations expérimentales feront l'objet du troisième chapitre scindé en deux parties : dans la première partie, les comportements locaux en traction de la jonction soudée seront identifiés à travers une nouvelle technique de caractérisation. Dans une deuxième partie, la caractérisation de la ténacité des différentes zones métallurgiques sera réalisée en associant des

essais sur des éprouvettes Compact Tension et des modélisations aux éléments finis pour prendre en compte l'hétérogénéité des éprouvettes.

Le quatrième et dernier chapitre s'intéresse à l'étude de la transférabilité des caractéristiques identifiées sur éprouvettes CT, à une autre géométrie d'éprouvette plus représentative des chargements réels d'une structure. Le choix portera sur les éprouvettes de type SENT. En dernier lieu, l'effet d'échelle et l'impact d'un défaut de surface seront analysés par dimensionnement numérique d'une structure soudée où les contraintes résiduelles de soudage seront prises en considération. Ce dimensionnement permettra de déterminer le cas enveloppant l'ensemble des configurations de positionnement d'entaille pour une structure donnée et de définir la zone métallurgique la plus pénalisante en mécanique de la rupture.

Chapitre I- Étude bibliographique

Sommaire du Chapitre I

Chapitre I- Étude bibliographique	5
I.1. Généralités sur les alliages d'aluminium	11
I.2. Les différentes phases cristallographiques des alliages Al-Mg-Si	12
I.2.1. Les précipités nanométriques Mg_xSi_y	13
I.2.1.1. Zone de Guinier-Preston (GP)	13
I.2.1.2. Phase β''	13
I.2.1.3. Phase β'	14
I.2.2. Les précipités grossiers β - Mg_2Si	15
I.2.3. Les intermétalliques au fer	16
I.2.4. Les dispersoïdes au chrome et manganèse	16
I.3. Matériau et traitements thermomécaniques	17
I.3.1. L'aluminium 6061	17
I.3.2. Al 6061 en forte épaisseur	18
I.3.2.1. Ébauche coulée	19
I.3.2.2. Homogénéisation	19
I.3.2.3. Mise en forme	20
I.3.2.4. Mise en solution	20
I.3.2.5. Trempe	21
I.3.2.6. Revenu	22
I.4. Soudage des alliages d'aluminium de la série 6xxx	24
I.4.1. Principe du soudage FE	24
I.4.2. Processus de solidification et risque de fissuration à chaud	25
I.4.3. Phénomènes métallurgiques intervenant lors du soudage	27
I.4.4. Conséquences mécaniques du soudage	28
I.4.5. Contraintes résiduelles de soudage	30
I.5. La déchirure ductile	33
I.5.1. Mécanismes de la déchirure ductile	33
I.6. Base théorique de l'intégrale J : cas des structures homogènes	34
I.6.1. Mécanique élastique linéaire de la rupture	34
I.6.2. Intégrale de contour J	35

I.6.3.	Approche ingénieur de détermination de la ténacité pour les éprouvettes de mécanique de la rupture	37
I.6.4.	Critères d'amorçage de fissure.....	38
I.6.4.1.	Critère d'amorçage à partir du CTOD.....	38
I.6.4.2.	Critère d'amorçage à partir de la profondeur de la zone d'émoussement	39
I.7.	Transférabilité de l'approche J pour des éprouvettes multimatériaux.....	41
I.7.1.	Paramètres gouvernant le développement de la plasticité dans les jonctions soudées.....	42
I.7.2.	Détermination d'un J valide dans le cas d'éprouvettes multimatériaux.....	44
I.7.3.	Méthode numérique fondée sur l'approche énergétique	46
I.7.3.1.	Base théorique de la méthode G- θ	46
I.7.3.2.	Mise en œuvre numérique de la méthode G- θ	47
I.7.4.	Nocivité de défauts en structure soudée, apport de la modélisation aux EF	48

Dans ce chapitre, une synthèse bibliographique de l'évolution microstructurale des alliages de la série 6xxx sous un traitement thermique donné est proposée dans un premier temps. Une attention particulière est portée sur les phases cristallographiques de l'alliage Al 6061 qui lui confèrent ses propriétés mécaniques finales. Le but est de décrire finement l'état métallurgique de cet alliage et de mieux appréhender les phénomènes métallurgiques susceptibles d'avoir lieu après soudage. Quelques informations générales relatives au procédé de soudage Faisceau Électrons (FE) et aux contraintes résiduelles de soudage induites sont apportées dans une seconde partie du chapitre. Une troisième partie apporte des éléments de compréhension quant au comportement de la jonction soudée d'un point de vue mécanique de la rupture, d'où la présentation de notions relatives au processus de déchirure ductile et aux approches proposées dans la littérature pour l'analyse de la ténacité des jonctions soudées.

I.1. Généralités sur les alliages d'aluminium

Compte tenu de ses faibles propriétés mécaniques, l'usage de l'aluminium à l'état pur est très limité, bien qu'il possède une bonne résistance à la corrosion et une bonne transparence neutronique [3]. Dans le but d'améliorer ses propriétés mécaniques et d'élargir ses domaines d'usage, des éléments d'addition sont introduits dans la matrice α de l'aluminium. En fonction de la chimie de l'alliage, sept séries (de 1xxx à 7xxx) d'alliage peuvent être distinguées (Tableau I-1).

Série d'alliage	Éléments d'addition principaux
1xxx	99% d'aluminium minimum
2xxx	cuivre
3xxx	manganèse
4xxx	silicium
5xxx	magnésium
6xxx	magnésium et silicium
7xxx	zinc

Tableau I-1 : Désignation des alliages d'aluminium

Les éléments d'addition majoritaires sont aussi à l'origine de deux sous-classifications selon :

- le mode de fabrication : on peut distinguer les alliages dits « corroyés » qui sont mis en forme typiquement par forgeage, filage inverse, laminage... et les alliages de fonderie en particulier les alliages de la série 4xxx ayant comme principal élément d'addition le silicium. Contrairement à ce qui

se produit avec d'autres éléments d'addition, l'incorporation du silicium augmente la chaleur latente de l'alliage et améliore ainsi les temps de solidification en réduisant en conséquence les risques de fissuration lors de la solidification [4].

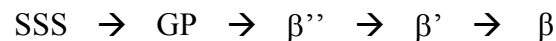
- le traitement thermique et/ou mécanique adapté pour améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage : pour les alliages de la série 1xxx, 3xxx et 5xxx, il est possible de procéder uniquement à des traitements mécaniques de durcissement ou d'adoucissement, d'où leur appellation d'alliage non trempant. Par contre, les séries 2xxx, 6xxx et 7xxx sont appelées à durcissement structural [5] en raison des phénomènes de précipitation déclenchés par les traitements thermiques.

1.2. Les différentes phases cristallographiques des alliages Al-Mg-Si

Les alliages de la série 6xxx sont des alliages à durcissement structural enrichis principalement en Mg et Si. Ces éléments d'addition précipitent dans la phase alpha de l'aluminium [6–8] sous forme de particules fines en phase métastable, en cohérence ou semi cohérence avec la matrice, et de particules stables et grossières mais de moindre importance, voire sans effet, sur le durcissement de l'alliage [9]. Le déclenchement d'une réaction de précipitation passe par les trois étapes suivantes :

- mise en solution à une température suffisamment importante permettant de porter un plus grand nombre d'éléments en solution pour arriver à un système monophasé,
- trempe ou refroidissement rapide pour figer l'ensemble en une seule phase hors équilibre, nommée Solution Solide Sursaturée SSS,
- revenu ou maturation durant lesquels la solution solide sursaturée (matrice initiale enrichie) se décompose de manière contrôlée en une nouvelle phase thermodynamiquement plus stable (le précipité) et une solution solide appauvrie en quantité d'éléments d'addition présents en solution (matrice appauvrie).

Il est admis depuis longtemps que la formation des phases nanométriques suit la séquence suivante de précipitation avant l'apparition de la phase stable grossière prévue par les diagrammes d'équilibre, pour une température et une durée de maintien données :



Le magnésium et le silicium initialement présents en solution solide sursaturée (SSS) se combinent en amas de soluté riches en Mg et Si sous forme d'aiguilles ou bâtonnets en continuité avec le réseau cristallin de la matrice [10]. Ces amas sont présents en grande densité et constituent le début de la germination des précipités. On parle de zones de Guinier-Preston (GP). Le réarrangement des solutés

sous un traitement contrôlé en durée et en température transforme ces zones GP en précipité β'' ; si l'on poursuit le traitement, la phase β'' évolue vers des états plus stables β' et β .

I.2.1. Les précipités nanométriques Mg_xSi_y

I.2.1.1. Zone de Guinier-Preston (GP)

L'évolution non négligeable de la dureté de certains alliages à l'issue d'une séquence de traitement thermique a été constatée dès les années 1932 par Merica [11]. Ce phénomène a été expliqué par la précipitation des éléments de la solution solide en de fines particules ou cristaux colloïdaux ayant une structure cristalline autre que celle de la matrice initiale (structure α cubique à face centrée avec un paramètre de maille = 0,405 nm) [12]. Cette hypothèse a été revue en 1938 par Guinier et Preston qui ont démontré que les précipités ne sont rien d'autre que des amas d'atomes de soluté rassemblés en petits domaines cohérents avec la matrice et avec une concentration en atome de soluté bien en deçà de celle de la matrice. Ces zones appelées zones de Guinier et Preston (GP) sont présentes en grande densité et induisent des distorsions plus au moins importantes du réseau cristallin de la matrice. Ceci se traduit macroscopiquement par une augmentation de la dureté [10]. Malgré plusieurs questions soulevées quant à la taille, la forme et la stœchiométrie de ces zones. Ces zones sont considérées comme de vrais précipités obéissant aux lois de l'équilibre thermodynamique et présentées en tant que phase métastable sur les diagrammes d'équilibre [2]. Récemment, des études en sondes atomiques ont détecté la présence d'amas homo-atomiques enrichis en un seul type de soluté (Mg ou Si) en plus des atomes de solvants et d'hétéro-amas MgSi [13]. Au contraire, Murayama [14] affirme que, sous l'état brut de trempe, seul les homo-amas de Mg existent. Il suggère cependant qu'un revenu à des températures inférieures à 100°C ou une maturation à l'ambiante entraînerait la formation des homo-amas de Si et des hétéro-amas MgSi. Ces conclusions ont été confirmées par Vaumousse [15] qui a montré à l'aide d'une nouvelle technique d'identification d'amas [16] la présence d'homo-amas dans l'alliage brut de trempe. Malgré les quelques différences d'interprétation, les différents auteurs [13,17] se sont cependant mis d'accord pour affirmer que les hétéro-amas MgSi servent probablement de sites de germination pour les précipités β'' qui leur font suite dans la séquence de précipitation.

I.2.1.2. Phase β''

Une étude complète sur la phase β'' de précipitation a été menée par Andersen et al [18]. De cette étude, il ressort que la structure cristalline de cette phase ne présente pas d'atomes d'aluminium en raison d'une distance interatomique trop faible pour être acceptable par ces derniers. Une stœchiométrie Mg_5Si_6 est alors proposée. Cette étude a été reprise par plusieurs auteurs [19,20] qui se

sont cependant accordés pour affirmer que le rapport Mg/Si de 5/6 n'est qu'une valeur limite qui apporte un maximum de durcissement [9,19]. En effet, les précurseurs des précipités β'' sont les hétéro-amas MgSi enrichis par autant de Mg que de Si. Progressivement, les amas vont s'arranger suivant la maille monoclinique de la phase β'' (Figure I-1) et leur cohérence avec la matrice diminue. À ce niveau, les précipités contiennent encore beaucoup d'aluminium en substitution, à la fois des atomes Si mais préférentiellement des atomes Mg, d'où d'ailleurs un rapport Mg / Si inférieur à 1. Les précipités $(Al+Mg)_5Si_6$ vont continuer à s'appauvrir en aluminium et leur stœchiométrie va se rapprocher du rapport 5/6.

La phase β'' précipite sous forme d'aiguilles de 10 à 50 nm de longueur et de 1 à 5 nm de diamètre. La cohérence de cette phase de précipitation avec la matrice provoque un champ de contrainte important qui rend difficile le mouvement des dislocations [21,22] d'où sa forte contribution au durcissement structural.

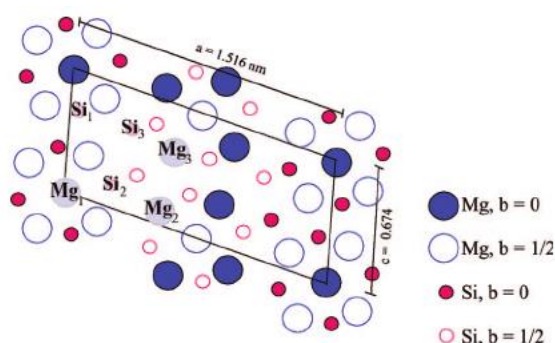


Figure I-1 : Structure monoclinique de la phase β'' , structure C2/m, à base C centrée et de paramètres de maille $a=1,516$ nm- $b=0,405$ nm- $c=0,674$ nm et $\beta=105,3^\circ$ [23]

I.2.1.3. Phase β'

La phase β' , présente dans les alliages Al-Mg-Si, précipite sous forme de bâtonnets d'environ 10 nm de diamètre. Leur structure cristallographique a été bien déterminée par microscopie électronique à transmission et diffraction électronique [13,24,25]. La cristallographie des phases β' qui en découle est hexagonale (Figure I-2) de type P63/m et de paramètres $a = b = 0,705$ et $c = 1,215$; en cohérence avec la matrice α de l'aluminium suivant leur grand axe (direction $[001]_{Al}$). Cette phase de précipitation peut coexister avec deux autres phases β' U1 et β' U2 de chimie $MgAl_2Si_2$ et $MgAlSi$ respectivement [26]. La chimie de cette phase a été également contestée, bien que divers auteurs obtiennent un rapport Mg/Si inférieur à 2 (la stœchiométrie de la phase stable β). Ce rapport peut varier de 1 à 1,7 selon la

nuance de l'alliage [13,26,27]. Deux études récentes ont proposé une stœchiométrie $Mg_{18}Si_{10}$. Ces précipités participent au durcissement structural de l'alliage mais en second ordre en raison d'une semi cohérence avec la matrice [24,28].

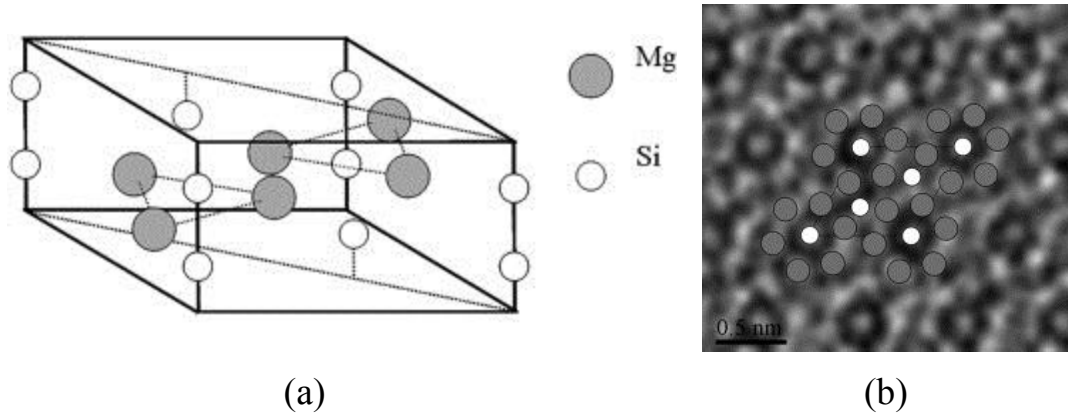
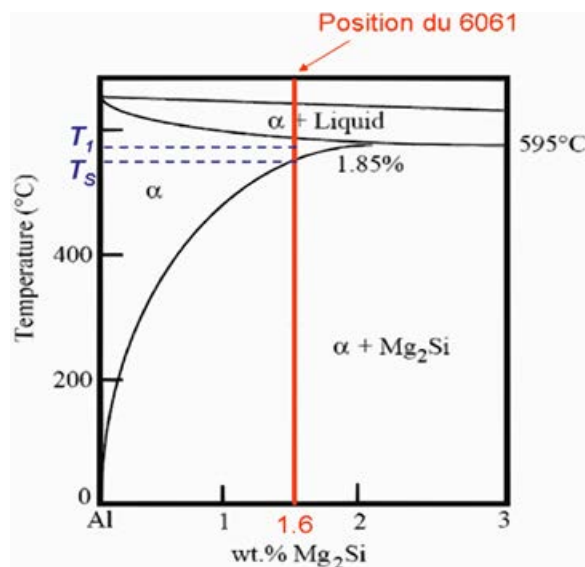


Figure I-2 : (a) structure hexagonale de la phase β' (b) projection du motif élémentaire sur le plan $[001]_{\beta}$ [24]

1.2.2. Les précipités grossiers β - Mg_2Si

La dernière phase dans la séquence de précipitation des alliages Al-Mg-Si est la phase β . Cette phase est thermodynamiquement stable et possède une stœchiométrie Mg_2Si . Elle précipite sous forme de plaquette carrée de quelques centaines de nm de côté et une dizaine de nm d'épaisseur et constitue donc la phase grossière de précipitation. Elle possède une structure cubique à faces centrées, avec un paramètre de maille $a = 0,639$ nm. Bien que conservant toutefois des relations d'orientation avec la matrice (les plans $[110]$ et $[001]$ du précipité sont respectivement parallèles aux plans $[100]$ et $[001]$ de l'aluminium), la phase β de précipitation est en incohérence totale avec la matrice et crée des interfaces matrice-précipités jouant le rôle de puits à dislocations. Ceci ne contribue guère au durcissement structural de l'alliage [29].

Afin d'obtenir cet état de précipitation, une méthode consiste à porter l'alliage à la température $T_1 > T_s$ (Figure I-3) de mise en solution, avant un refroidissement suffisamment lent jusqu'à une température inférieure à la température du solvus T_s pour autoriser l'évolution en Mg et Si, initialement en solution solide sursaturée, vers des états d'équilibre. Cette précipitation diffusionnelle correspond au passage à une zone de non miscibilité sur le diagramme de phase.

Figure I-3 : Diagramme de phase pseudo-binaire Al-Mg₂Si [30]

I.2.3. Les intermétalliques au fer

Le fer se présente dans les alliages de la série 6xxx sous forme d'impureté pouvant affecter les caractéristiques mécaniques finales du matériau, particulièrement l'allongement et la résistance à la rupture. La teneur en Fe doit être, industriellement, réduite à 0,15% pour les alliages à hautes caractéristiques mécaniques. La solubilité maximale du fer est de 1,8 wt% à l'état liquide mais ne dépasse pas 0,05wt% à température ambiante [31]. En conséquence, la quasi-totalité du fer mis en solution lors de la première phase d'élaboration du métal liquide se retrouve, lors de la solidification, alliée aux atomes d'aluminium (AlFe) et aux éléments d'additions (AlFeSi et Al(Mn,Cr,Fe)Si) sous forme de précipités grossiers dits intermétalliques au fer. Kuijpers et al [32] ont mis en évidence la présence d'une phase β de composition chimique Al₅FeSi dans une structure monoclinique. Lors d'un traitement d'homogénéisation, la phase β dissoute sert de sites de germination d'une nouvelle phase α - Al₁₂(FeMn)₃Si de structure cubique. Contrairement à la phase β , la phase α améliore la ductilité [32,33] du fait de sa morphologie en chaîne de particules sphériques de diamètre proche de 1 micromètre. La phase α peut également se former spontanément lors de la coulée et coexister avec la phase β .

I.2.4. Les dispersoïdes au chrome et manganèse

Les dispersoïdes sont également présents dans le matériau et constituent une deuxième échelle de précipités. Ils présentent deux grands intérêts : le contrôle de taille de grains par effet d'épingleage

Zener [34], et l'empêchement de la recristallisation susceptible d'avoir lieu dans le cas du travail à chaud du métal. Ces précipités sont incohérents avec la matrice et ne contribuent guère au durcissement structural de l'alliage [35]. Ils précipitent par traitement d'homogénéisation à une température supérieure à 400 °C [36] sous forme de particules sphériques ou rectangulaires mais dont la taille (de 10 à 500 nm) et la dispersion sont très dépendantes de la durée et de la température du traitement [37]. Dans les alliages Al-Mg-Si, les dispersoïdes résultent de l'interaction du chrome, du manganèse et/ou du fer avec l'aluminium et le silicium. Les ratios Fe/Cr et Fe/Mn conditionnent la structure finale des dispersoïdes. Pour des teneurs faibles, la structure cubique simple est favorisée et inversement pour la structure cubique centrée. Peu de travaux ont été, en revanche, menés pour expliquer la séquence de formation des dispersoïdes Al(Cr,Fe,Mn)Si. Quelques réflexions ont été menées par Muggerud [38] pour tenter d'expliquer cette séquence de formation dans le cas d'un alliage de la série 3xxx. Ils proposent un scénario qui fait abstraction du fer au tout début mais qui intervient au fur et à mesure que le traitement d'homogénéisation évolue en diffusant dans les dispersoïdes.

I.3. Matériau et traitements thermomécaniques

I.3.1. L'aluminium 6061

Le choix des alliages d'aluminium pour la fabrication de composants nucléaires se justifie tout d'abord par leur bonne transparence aux neutrons mais aussi par leurs bonnes propriétés mécaniques à des températures inférieures à 150°C ce qui limite les températures de fonctionnement. Les alliages de la série 5000 et 6000 sont les plus utilisés pour des applications similaires.

Contrairement à l'alliage 5754-Net, l'alliage 6000 n'a pas été utilisé auparavant dans l'industrie nucléaire en France. Cependant, l'Al 6061-T6 a été largement utilisé en nucléaire américain pour la conception de composants du cœur de réacteur. Ce dernier possède la résistance mécanique la plus élevée à l'état T6 de traitement thermique en comparaison avec l'état recuit O. En outre, il possède une bonne stabilité mécanique sous un flux de neutrons contrairement à l'AG3-NET-O (5754-Net-O) qui durcit sous flux neutroniques et devient fragile. D'où le choix de l'Al 6061-T6 pour la fabrication du caisson cœur du réacteur RJH.

Les alliages d'aluminium de la série 6000 sont basés sur un système ternaire Al-Mg-Si et se différencient principalement par la teneur en éléments d'additions et plus particulièrement en Mg et Si (Figure I-4). Ces éléments interviennent dans les propriétés mécaniques finales.

Les spécificités liées au 6061, sont répertoriées dans le Tableau I-2. Les éléments d'addition majoritaires sont le Mg et le Si. Cependant, d'autres éléments d'addition à savoir Mn, Cr et Zn sont

introduits pour inhiber la recristallisation et contrôler la taille des grains pendant la mise en forme à chaud. Ces éléments d'addition minoritaires peuvent aussi être à l'origine de la précipitation de phase à l'intérieur du grain favorisant la rupture intergranulaire [39]. Ceci est extrêmement favorable pour la ténacité du matériau. Les différentes teneurs des éléments d'addition sont optimisées de manière à réduire l'absorption des neutrons, à limiter la sensibilité à la corrosion inter granulaire et à garantir des propriétés mécaniques optimales dans les températures de fonctionnement.

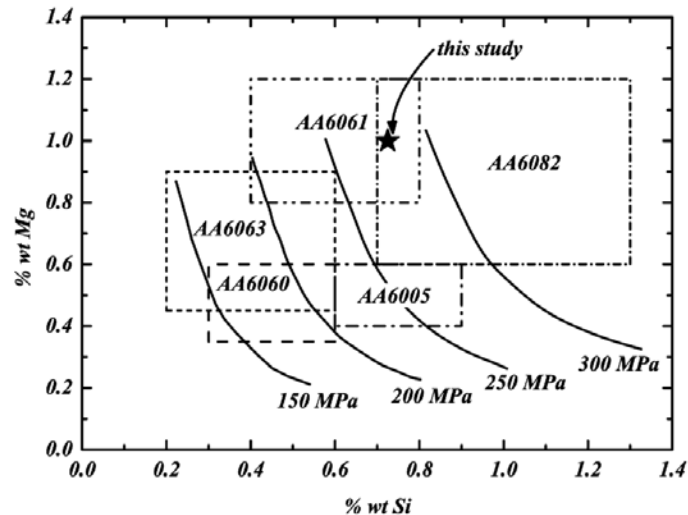


Figure I-4 : Composition limite des alliages de la famille 6xxx et conséquence sur la limite élastique [40]

Elément	Si (%)	Mg (%)	Fe (%)	Cr (%)	Cu (%)	Mn (%)	Zn (%)	Ti (%)
Mini (%)	0,4	0,8	-	0,04	0,15	-	-	-
Maxi (%)	0,8	1,2	0,7	0,35	0,4	0,15	0,25	0,15

Tableau I-2 : Composition chimique de l'alliage Al 6061

I.3.2. Al 6061 en forte épaisseur

L'Al 6061, habituellement utilisé sous forme de produits minces, a fait l'objet d'un large programme de recherche pour pouvoir le produire sous forme de pièces de fortes épaisseurs tout en gardant sa bonne transparence neutronique pour une application dans un cadre nucléaire. Afin d'avoir les caractéristiques souhaitées, l'alliage subit de nombreuses transformations aussi bien thermiques que mécaniques se résumant dans les travaux de Flament [41] comme suit (Figure I-5):

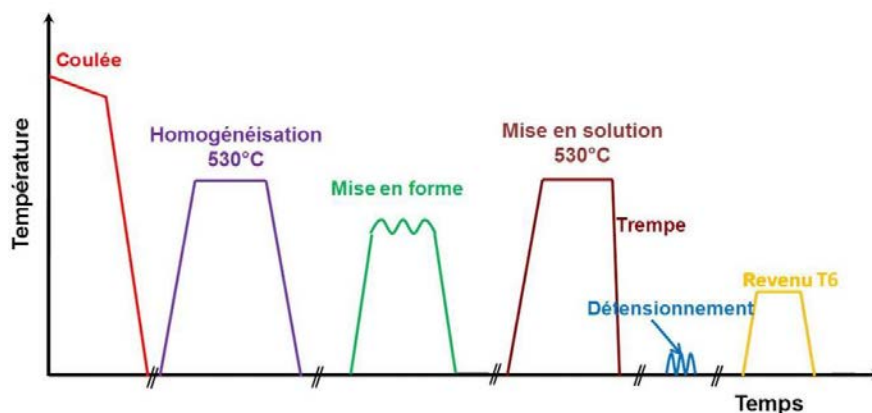


Figure I-5 : Traitement thermomécanique appliqué à l'Al 6061

I.3.2.1. Ébauche coulée

La toute première étape de la gamme de fabrication consiste à porter le matériau à des températures bien au-dessus de la température de fusion et de couler des billettes de section carrée (1200 mm x 1200 mm). Brut de coulée, l'Al 6061 possède une structure dendritique qui induit des hétérogénéités de répartition des particules précipitées durant la solidification. Le matériau possède ainsi une aptitude trop faible à la mise en forme à chaud et présente des contraintes internes de solidification non négligeables en raison d'un gradient de refroidissement à cœur et à la périphérie [30]. À l'issue de cette étape, un traitement d'homogénéisation s'impose.

I.3.2.2. Homogénéisation

L'objectif de ce traitement 'haute température' est de limiter les microségrégations du Mg et du Si et d'uniformiser la dispersion des solutés dans la solution solide. L'homogénéisation permet, par ailleurs, de précipiter des dispersoïdes riches en Cr, Fe et Mn et de modifier la morphologie des composés riches en Fe en des formes sphériques bien plus avantageuses pour la ductilité [42]. À ce stade de traitement thermique, la phase β -AlFeSi évolue en des phases α -AlFeSi bien plus intéressantes pour les étapes à venir de mise en forme à chaud étant donné la forte ductilité à haute température de la phase β [33,43]. Une fusion localisée pendant l'homogénéisation peut induire l'apparition de défauts durant la mise en forme à chaud. Des zones de ségrégations peuvent être dissoutes à des températures inférieures à la température du liquidus. En conséquence, la température d'homogénéisation doit être limitée à la température de l'eutectique du diagramme Al-Mg₂Si [42]. Lors du maintien en température, le refroidissement est le siège de phénomènes de re-précipitation des particules précédemment dissoutes (particules grossières de Mg₂Si et particules de Fe, Mn, Cr). La taille finale de ces particules aura un

effet non négligeable durant la mise en forme à chaud. Une taille de particules suffisamment importante est recherchée pour réduire le renforcement de la solution solide pendant l'extrusion mais pas trop pour améliorer sa dissolution [43,44]. Ce paramètre, relativement difficile à maîtriser industriellement, semble très dépendant de la vitesse de refroidissement et a été beaucoup étudié dans plusieurs travaux. On peut notamment citer les travaux de Zajac et Maire [45,46] sur l'influence de la vitesse de refroidissement sur la vitesse d'extrusion de l'alliage.

I.3.2.3. Mise en forme

Le filage inverse à haute température (430°C à 510°C) (Figure I-6) est retenu comme procédé de mise en forme du caisson RJH. Ce dernier permet un fort taux de corroyage ce qui a pour conséquence de meilleures propriétés mécaniques mais également la refermeture des porosités provenant de la coulée.

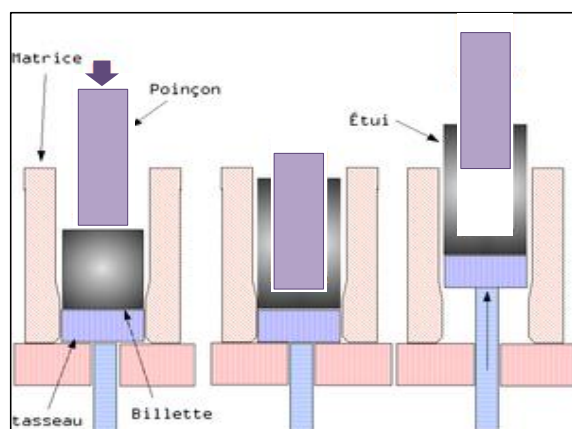


Figure I-6 : Principe du filage inverse en conteneur

La mise en forme à chaud permet éventuellement une redistribution spatiale des précipités et le conditionnement, en partie, de la taille de ces derniers [43,44,47]. Contrairement à d'autres procédés de mise en forme qui entraînent une modification importante de la structure granulaire du matériau, le filage inverse permet de garder la structure granulaire de départ avec des grains plus au moins équiaxes dans toutes les directions [30].

I.3.2.4. Mise en solution

Il est à noter que pour l'alliage 6061-T6, la teneur initiale en Mg_2Si conditionne les caractéristiques mécaniques finales du matériau. Sur la Figure I-7, on constate une évolution linéaire de la limite élastique avec la teneur initiale en Mg_2Si . Lors de l'étape de mise en solution, le matériau est maintenu à haute température pendant une durée suffisante pour permettre la dissolution du plus grand nombre

de précipités grossiers Mg_2Si formés lors des étapes précédentes. Les atomes de solutés de cette phase grossière, une fois remis en solution et retenus en solution solide sursaturée lors de la trempe, vont précipiter sous forme de nanophase durcissantes β'' au revenu. La température de mise en solution doit être supérieure à la température du solvus ($529^\circ C$) pour pouvoir remettre un maximum de solutés en solution mais tout en restant au-dessous de la température du solidus ($582^\circ C / 587^\circ C$) [48,49] pour ne pas induire de brûlure d'alliage.

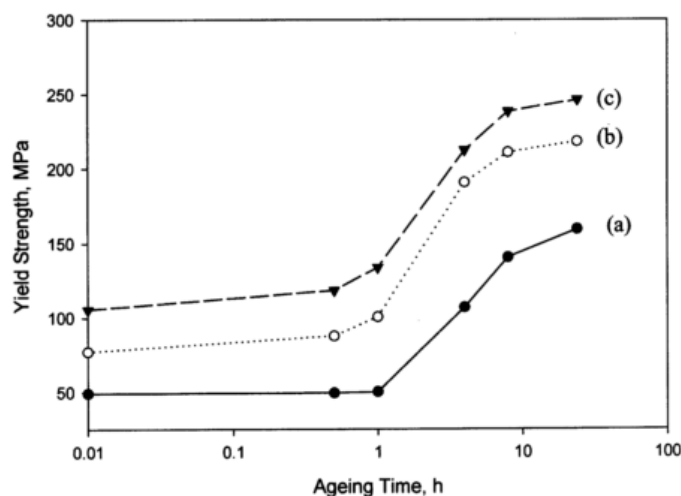


Figure I-7 : Effet du wt.% Mg_2Si sur la limite élastique de l'alliage Al-Mg-Si après revenu (a) 0.63 wt.% Mg_2Si ; (b) 0.95 wt.% Mg_2Si ; (c) 1.26 wt.% Mg_2Si [50].

Le compromis recherché industriellement est de sursaturer l'alliage en Mg et Si pour assurer en conséquence la mise en solution d'un maximum d'atomes de solutés nécessaires pour la précipitation des nanophases durcissantes. Néanmoins, une perte des propriétés en ténacité en résulte, en raison de la présence des précipités grossiers Mg_2Si en sursaturation dans la matrice α de l'aluminium.

I.3.2.5. Trempe

Afin de conserver en solution solide sursaturée les atomes de solutés Mg et Si, l'alliage est refroidi à une température suffisamment rapide. En effet, un refroidissement lent permettrait aux équilibres thermodynamiques de se rétablir, provoquant en conséquence la reprécipitation des phases grossières Mg_2Si provoquant la baisse de la ténacité par concentration de contraintes. Le gradient de refroidissement entre le cœur et la paroi fait de la vitesse de trempe un paramètre difficile à ajuster. La trempe induit des contraintes internes importantes, de ce fait, elle est généralement suivie par une étape de détensionnement de compression ou de traction afin de libérer par déformation plastique ces contraintes résiduelles.

I.3.2.6. Revenu

La gamme de fabrication se termine par un traitement de revenu pour conférer les propriétés mécaniques finales au matériau. Le revenu permet d'obtenir, via la séquence de précipitation des phases nanométriques $SSS \rightarrow GP \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta'$, le durcissement structural optimal. Le durcissement maximal est obtenu pour un état de précipitation β'' piloté par les conditions de réalisation du revenu. En effet, des températures plus élevées ou des temps de maintien plus importants auront une influence directe sur la résistance du matériau (Figure I-8).

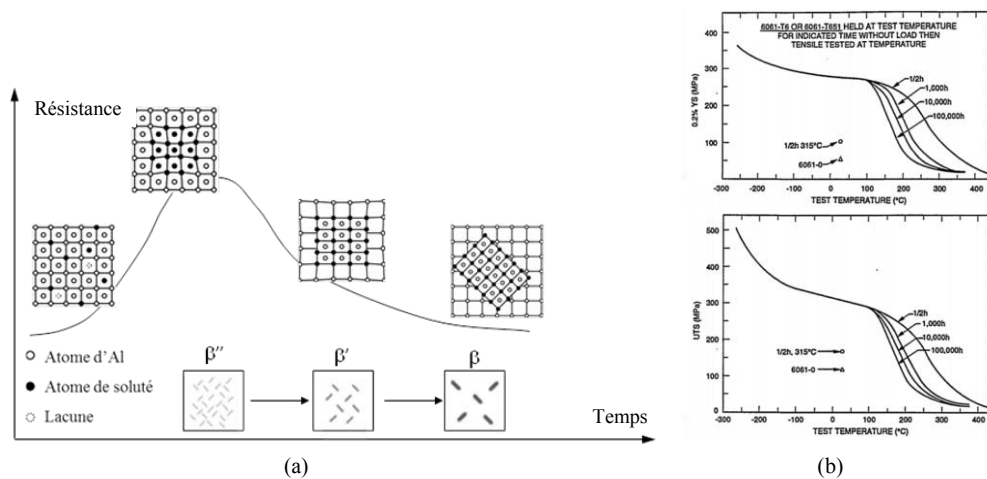


Figure I-8 : a) évolution de la dureté avec la morphologie des précipités durcissants en fonction du temps de revenu (inspiré de [2]), b) effet de la température et de la durée du revenu sur la limite élastique et la résistance mécanique de l'alliage 6061-T6 [51]

Un compromis entre la résistance et la ductilité, correspondant à ce qu'on appelle pic de revenu, est recherché. Des études ont été menées par la société Constellium dans le but d'optimiser la durée de revenu à une température de 175 °C pour l'Al 6061.

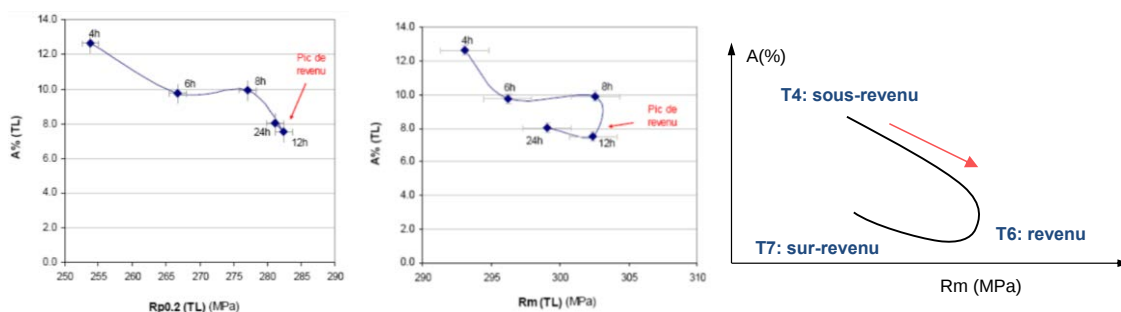


Figure I-9 : Identification du pic de revenu à une température de 175°C : compromis entre résistance mécanique et ductilité [30]

Une synthèse des résultats d'analyses est fournie en Figure I-9. Le pic de revenu peut être identifié pour une durée de 8 à 12 heures pour la totalité des propriétés mécaniques : A%, Rp_{0.2%}, Rm. On parle d'état T6 de traitement thermique.

Bilan :

L'aluminium **6061** retenu pour la fabrication du caisson cœur RJH est un alliage de la série 6xxx sursaturé en Mg et Si. Sous un état **T6** de traitement thermique, ces éléments d'addition, en partie mis en solution, précipitent sous formes de nanophases durcissantes β'' -**Mg₅Si₆** qui confèrent à cet alliage ses propriétés mécaniques intéressantes (ductilité, limite élastique, résistance à la rupture). En contrepartie, l'excès de Mg et Si précipite sous forme de précipités grossiers **Mg₂Si** néfastes pour les caractéristiques en ténacité du matériau.

Les écarts de traitement thermique (en température et/ou durée) peuvent amener à une dégradation des propriétés mécaniques (passage de T6 → T4 ou T6 → T7).

I.4. Soudage des alliages d'aluminium de la série 6xxx

Un large programme de recherches a été développé pour le choix du procédé de soudage le mieux adapté d'un point de vue mécanique au comportement de l'Al 6061-T6. Le soudage par faisceau d'électrons (FE) sans insert a été retenu comme procédé de soudage du caisson RJH. Ce dernier aboutit en effet au coefficient de joint le plus important.

La partie qui suit s'articule autour de trois paragraphes. Le premier présente la technique de soudage par faisceau d'électrons ainsi que les défauts et facteurs à l'origine de leur apparition. Dans le second, un intérêt particulier est porté aux phénomènes métallurgiques inhérents à l'opération de soudage. Un dernier paragraphe est consacré à l'étude des contraintes résiduelles de soudage.

I.4.1. Principe du soudage FE

Les procédés de soudage haute énergie sont fondamentalement différents des procédés par conduction thermique. On classe dans cette catégorie le soudage par laser et le soudage par faisceau d'électrons (FE) [52]. Pour ces derniers, une puissance de quelques dizaines de kilowatts est concentrée sur de petites surfaces, développant ainsi une puissance spécifique de l'ordre de 100 W/cm^2 , trop importante pour être évacuée par conduction. À l'opposé, les procédés de soudage de faible puissance demeurent suffisants pour chauffer le métal déposé et créer le bain de fusion dans le cas des procédés de soudage par conduction thermique (MIG, TIG). L'apport en énergie conditionne la forme et la taille du cordon de soudure (Figure I-10). L'un des avantages du cordon FE est qu'il est très étroit avec des bords quasi parallèles ce qui engendre des déformations relativement limitées [53].

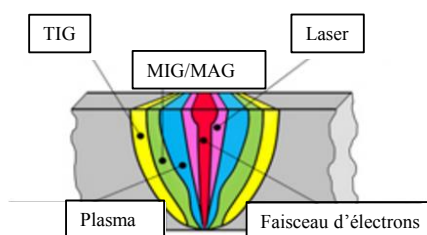


Figure I-10 : Géométrie des joints soudés obtenus par différents techniques de soudage

Le soudage FE, repose sur l'interaction d'un faisceau d'électrons dotés de masse et de charge avec les pièces à assembler. Le faisceau d'électrons est généré dans un canon qui permet de le focaliser et de lui conférer sa puissance. L'opération de soudage se fait sous vide en l'absence de tout champ parasite pouvant dévier les électrons de leur trajectoire [39].

Au cours du soudage, une cavité appelée capillaire (Keyhole) se forme autour du faisceau. Physiquement, le capillaire est occupé par un plasma de vapeurs métalliques, et ses parois sont entourées par le métal en fusion maintenu par capillarité. Quand le faisceau se déplace, un mouvement de convection entraîne le métal en fusion en arrière et referme le capillaire pour former le cordon de soudure (Figure I-11).

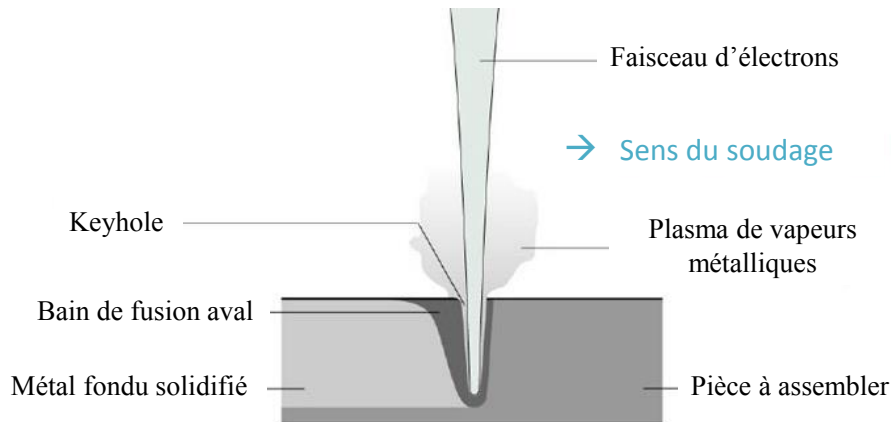


Figure I-11 : Représentation du soudage par formation d'un capillaire de vapeur

I.4.2. Processus de solidification et risque de fissuration à chaud

Quelque soit le procédé de soudage en phase liquide, les conséquences métallurgiques sont relativement similaires avec la mise en évidence de trois zones se distinguant chacune par sa microstructure et ses propriétés :

- la zone de dissolution : on distingue la (ZF) en contact direct avec le faisceau d'électrons. Cette dernière est portée totalement à l'état liquide. Le voisinage immédiat de la ZF est en revanche porté partiellement à l'état liquide. On parle d'une interface dont l'étendue est macroscopique.
- la zone affectée thermiquement (ZAT) qui s'étend de la zone de dissolution au métal de base.
- enfin le métal de base (MB) ne présentant aucune altération de sa microstructure.

L'état semi-solide au niveau de la zone de dissolution est à l'origine des fissurations à chaud ; la fissuration de solidification et la fissuration de liquation sont regroupées sous la désignation de fissuration à chaud. Les zones métallurgiques concernées par ces phénomènes sont respectivement la ZF et la ZAT (soit l'interface ZF/ZAT).

Le processus de solidification est gouverné par quatre stades distincts illustrés sur la Figure I-12. Le stade 1 du refroidissement se démarque par la germination des premiers cristaux solides sous forme

dendritique. En fonction du gradient thermique et de la fraction germes solides / liquides, les dendrites sont équiaxes (évolution des bras de dendrite dans les trois directions de l'espace) ou colonnaires avec une évolution préférentielle suivant le gradient thermique.

Les dendrites croissent au fur et à mesure de l'avancée de la solidification. De premiers contacts entre les germes s'établissent et conduisent à la formation d'un squelette solide permettant la transmission des contraintes. L'accommodation des déformations se fait pour autant par la fraction liquide toujours importante à ce stade de refroidissement, dit cohérence (stade 2 sur la figure). L'évolution de la solidification se poursuit par le développement du squelette solide. Ce stade (stade 3 sur la figure) est le siège d'une chute de la perméabilité qui limite en conséquence la circulation du liquide dans les espaces inter dendritiques. Le liquide restant se répartit alors autour des dendrites sous formes de films fins de liquide. Au dernier stade de la solidification (stade 4 sur la figure) des ponts inter dendritiques se forment; on parle de phénomène de coalescence.

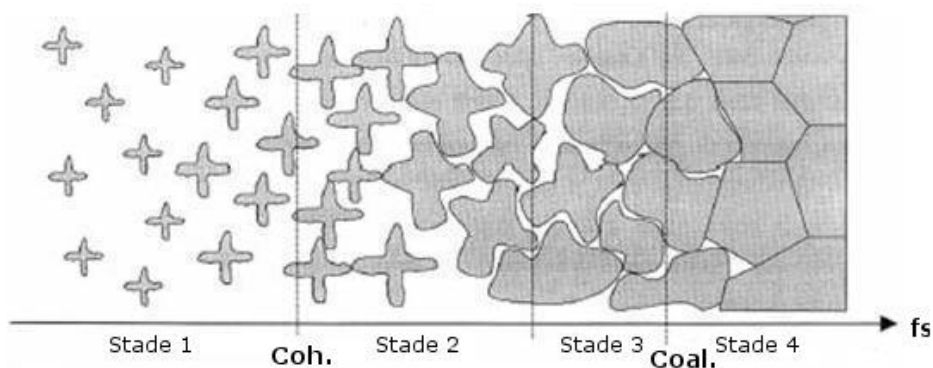


Figure I-12 : Processus de solidification (configuration unidirectionnelle)

Au cours de la solidification, l'état semi-solide est sujet à trois types de déformations : retrait de solidification, contraction thermique et déformation d'origine externe (correspondant aux conditions de mise en place du procédé de soudage : bridages des pièces ...). Durant les deux premiers stades de solidification, l'accommodation de ces déformations est portée par le liquide, contrairement à ce qui se produit durant les stades 3 et 4 où l'accommodation n'est possible que par déformation de la phase solide en raison de la chute de perméabilité. On distingue deux cas: durant le 4^{ème} stade, les ponts inter dendritiques sont suffisamment solides pour résister à la déformation et le risque de fissuration à chaud est relativement faible; en revanche, les films liquides qui recouvrent les dendrites durant le 3^{ème} stade sont propices à la décohésion. C'est ce 3^{ème} stade qui représente un domaine de vulnérabilité pour la fissuration à chaud [54,55].

Des criques de liquation sont aussi susceptibles de se produire à l'interface ZF/ZAT par décohésion des joints de grains tandis que le matériau est macroscopiquement solidifié.

I.4.3. Phénomènes métallurgiques intervenant lors du soudage

Les températures atteintes au cours du procédé de soudage entraînent des modifications métallurgiques similaires à celles obtenues par traitements thermiques, mais sur une base de temps beaucoup plus réduite.

- Transformations métallurgiques en zone de dissolution

La température atteinte en zone fondue est bien au-delà de la température de liquidus de l'aluminium 6061-T6, température d'environ 644°C. A cette température, les précipités β'' sont complètement dissous. La température de dissolution est dans l'intervalle 200 - 400°C [56]. Le refroidissement dans cette zone est très rapide et a des conséquences métallurgiques similaires à celles obtenues par trempe. La solution solide sursaturée en magnésium et en silicium est figée et les précipitations diffusionnelles sont inhibées. A température ambiante, un phénomène de vieillissement naturel peut avoir lieu. Les températures atteintes en cours de soudage sont susceptibles de faire évaporer une partie du magnésium présent en solution sursaturée [57,58]. D'autre part, la distribution préférentielle des éléments d'alliage dans les joints de grains empêche la formation des zones GP dans les grains. La formation des zones GP n'étant pas optimale, la ZF voit ses propriétés mécaniques baisser [5].

Les propriétés mécaniques en zone fondue sont quasi similaires à celles obtenues par un traitement thermique T4 (trempe + maturation). Une évolution vers un état T6 de durcissement est possible par traitement de revenu, mais est difficilement envisageable après soudage, vus les risques de distorsion dans l'assemblage soudé.

En fonction de la température atteinte au voisinage de la ZF et de la vitesse de refroidissement, deux zones peuvent se distinguer. La première zone est le proche immédiat de la ZF. En effet les températures atteintes sont suffisamment élevées pour dissoudre les précipités β'' mais pas assez pour induire l'évaporation d'une partie des éléments d'alliage. Les zones GP peuvent ainsi se former par vieillissement naturel et les propriétés mécaniques sont partiellement restituées [59,60].

- Transformations métallurgiques dans la zone affectée thermiquement

Plus loin de la ZF, les températures atteintes ne permettent pas la dissolution des précipités. Par contre les vitesses de refroidissement sont assez faibles ce qui engendre un passage des précipités d'une phase β'' à une phase β' grossière et sans effet durcissant [2]. Ceci est équivalent à l'effet d'un traitement

thermique T7 induit par une surmaturation. Ces évolutions microstructurales (Figure I-13) peuvent être bien mises en évidence sur le profil de dureté.

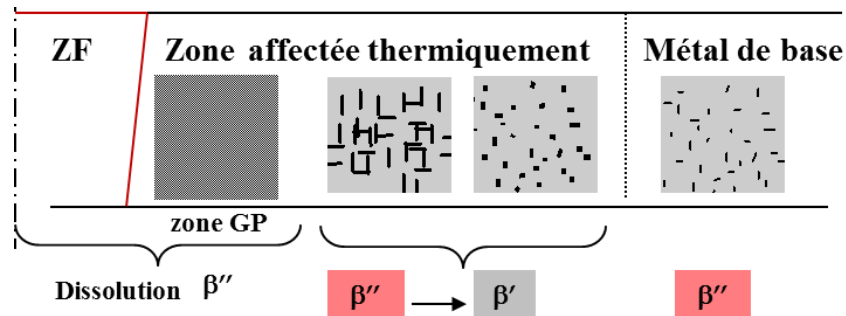


Figure I-13 : Métallurgie de l'Al 6061-T6 après soudage

I.4.4. Conséquences mécaniques du soudage

Le procédé de soudage fait intervenir de hautes températures qui ont une influence sur l'état métallurgique de base de l'état T6. Plusieurs auteurs ont alors étudié les caractéristiques mécaniques à chaud. Les essais menés dans le cadre de ces études sont réalisés après des temps de maintien en température assez élevés et altèrent en conséquence les propriétés mécaniques. Une deuxième manière d'opérer est donc de réaliser des essais de traction à température ambiante après différents chargements thermiques. Ces études présentent cependant quelques limitations en raison de vitesses de chauffage et de refroidissement très rarement communiquées.

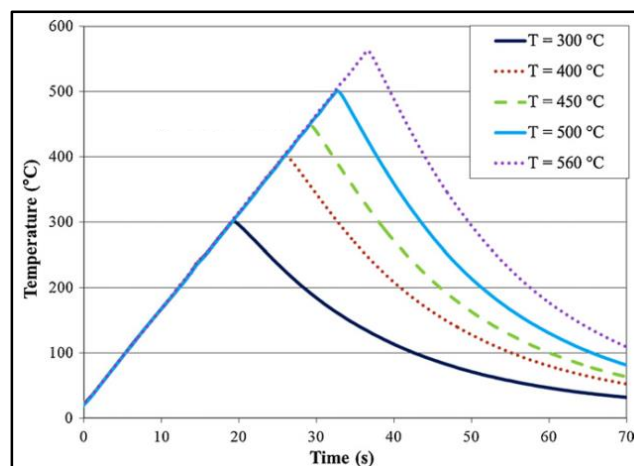


Figure I-14 : Cycles thermiques représentatifs du procédé de soudage FE [29]

Pour représenter le plus justement possible les conséquences mécaniques de cette opération de soudage, Maissonnette [61] a mené des essais de traction à l'ambiante sur des éprouvettes ayant subi

chacune un cycle thermique représentatif du soudage FE (Figure I-14) (pour différentes positions sur l'axe de la soudure). Cette analyse met en évidence le fort gradient de propriétés le long de la jonction soudée. En se rapprochant de la (ZF) le comportement en traction devient plus mou. On constate également que le matériau présente un comportement plastique adoucissant entre 200 °C et 500 °C (Figure I-15b). Le comportement à différentes positions dans la ZAT pourrait alors être évalué

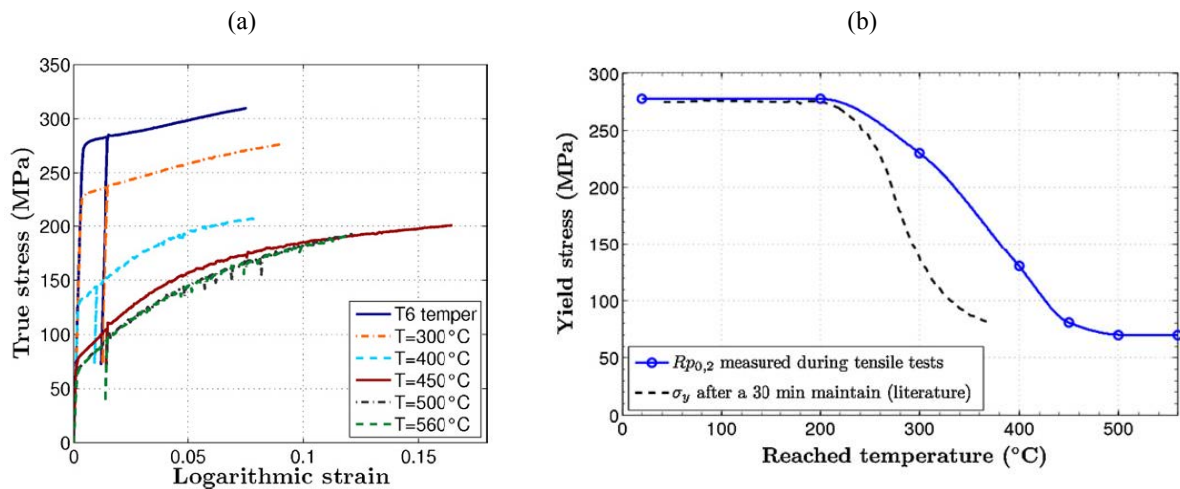


Figure I-15 : Evolution des propriétés mécaniques à l'issue de divers chargements thermiques [61]

L'évolution de la microstructure en fonction du chargement thermique est observée au MET classique (Figure I-16). Après chauffage à 300 °C, les précipités durcissant en forme d'aiguille sont trop petits pour être visibles.

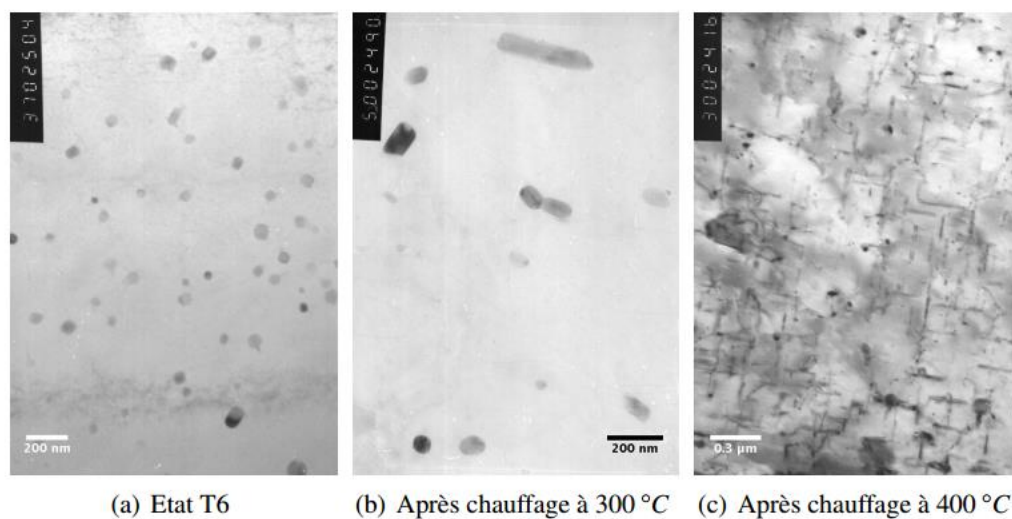


Figure I-16 : Comparaison à faible grandissement des trois états de précipitation [29]

Après chauffage à 400 °C, l'état de précipitation s'écarte de l'état de référence T6. Les précipités durcissant sont parfaitement visibles avec une longueur moyenne de 103 nm. Un nouveau état de précipitation β' est généré à 400 °C tandis que l'état β'' persiste toujours après chauffage à 300 °C.

I.4.5. Contraintes résiduelles de soudage

L'assemblage par soudage de pièces massives est souvent utilisé dans le secteur nucléaire. Les contraintes résiduelles induites par soudage peuvent parfois s'avérer non négligeables. Pour un domaine aussi sécurisé que le nucléaire, l'évaluation mécanique et la prise en considération de ces contraintes résiduelles lors d'un dimensionnement fin de composants peuvent être importantes.

- Origine des contraintes résiduelles

Il est communément connu que les procédés de soudage génèrent une distribution de température hautement non uniforme à travers les pièces à assembler. Une température de quelques milliers de degrés atteinte localement diffusera progressivement à travers la plaque initialement à température ambiante. Les différentes zones métallurgiques sont, par conséquent, sujettes à des changements volumétriques proportionnels à la variation ΔT de température. La continuité du matériau demeure alors impossible à respecter sans l'introduction de contraintes d'incompatibilité (équations de compatibilité). Une schématisation proposée par D. Bardel [2] pour mieux décrire ce phénomène est illustrée en Figure I-17. Dans la présente étude, des gradients thermiques tridimensionnels couplés à un comportement du matériau très dépendant de la température comme en témoigne la Figure I-15 rendent difficiles la possibilité d'évaluer les contraintes résiduelles de soudage par un modèle simplifié tel que décrit en Figure I-17.

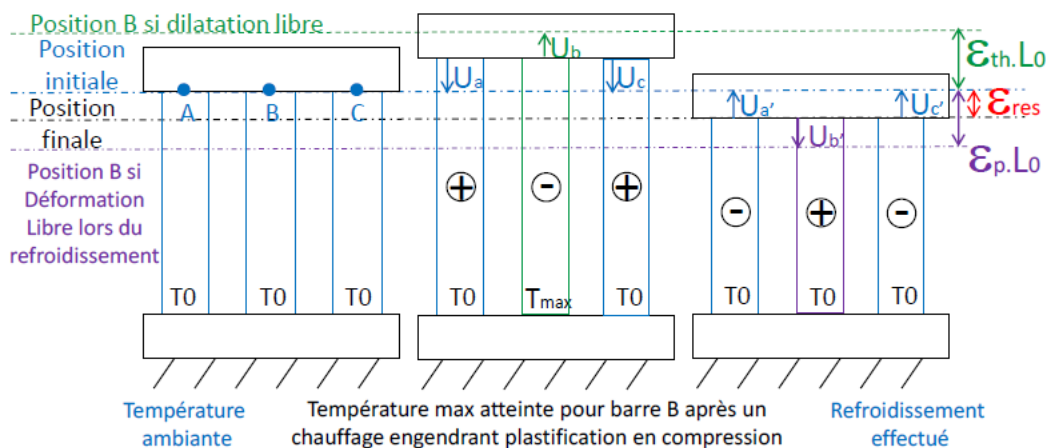


Figure I-17 : Modélisation unidirectionnelle de l'origine des contraintes résiduelles [2]

Il est à noter que les conditions aux limites externes (bridage) imposées aux pièces à assembler peuvent cependant accentuer les niveaux de contraintes en cours de soudage; celles-ci seront généralement relaxées après soudage. Les contraintes qui persistent sans chargement externe sont les contraintes résiduelles de soudage.

Une distribution typique des champs de contraintes résiduelles est fournie en Figure I-18 pour des plaques soudées bout à bout. Les contraintes les plus intéressantes à étudier sont les contraintes longitudinales σ_x et transversales σ_y . Les contraintes σ_x sont principalement de traction au centre de la soudure mais deviennent vite de compression dans la ZAT. La distribution des contraintes résiduelles longitudinales peut être définie par l'Équation I-1 faisant intervenir comme paramètres l'amplitude maximale de traction σ_m et la largeur b de la zone sollicitée en traction.

$$\sigma_x(y) = \sigma_m \left(1 - \left(\frac{y}{b} \right)^2 \right) e^{-1/2 \left(\frac{y}{b} \right)^2} \quad \text{Équation I-1}$$

A partir du moment où la contraction latérale des pièces à assembler est empêchée par les conditions aux limites de soudage, la distribution des contraintes transversales passe de la courbe 1 où l'on a de faibles contraintes de traction au milieu à la courbe 2 (Figure I-18c).

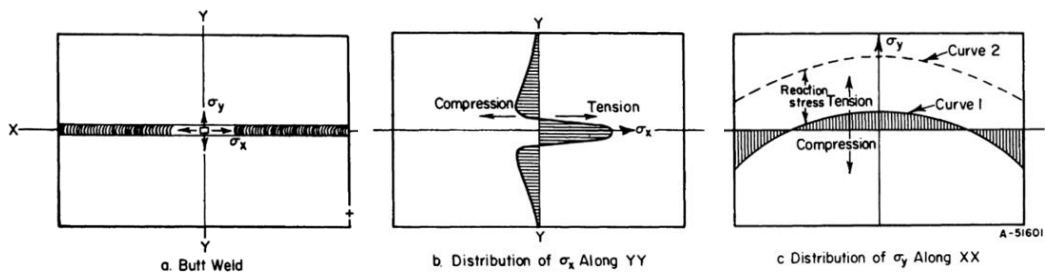


Figure I-18 : Distribution des contraintes résiduelles dans des tôles soudées bout à bout [62]

Plusieurs méthodes sont mises en place pour estimer les contraintes résiduelles : on distingue les méthodes non destructives (diffraction des rayons X, diffraction des neutrons...) et les méthodes destructives à savoir la méthode de la flèche et la méthode du trou incrémental. Récemment des analyses par simulation numérique du soudage sont aussi mises en place et permettent d'avoir des résultats conformes aux résultats expérimentaux [63–65].

Bilan :

Le soudage par **FE** fait intervenir des températures suffisamment importantes pour induire différentes zones métallurgiques:

- une zone de dissolution : l'appellation revient à la dissolution des précipités durcissants β'' . On distingue la (**ZF**) siège de l'évaporation d'une partie des éléments d'additions Mg et Si qui empêche, en conséquence, la formation des zones (**GP**) et le proche immédiat de la ZF riche en zone (GP). De ce fait, on s'attend à avoir un comportement mou dans la (ZF) et un comportement un peu plus dur aux interfaces.
- La zone affectée thermiquement (**ZAT**) qui se traduit métallurgiquement par l'évolution des β'' vers des états plus stables β' en se rapprochant de la ZF. La ZAT est alors considérée dans un état équivalent d'un état T7 de sur revenu.

I.5. La déchirure ductile

La mécanique de la rupture a pour objectif l'étude de la tenue mécanique des structures en présence d'un défaut. En règle générale, un défaut est défini comme une discontinuité physique au sein du matériau appelée fissure. La fissure peut se propager suivant trois cinématiques indépendantes connues dans la littérature par les trois modes de ruines : le mode I dans le cas de lèvres de fissure ouvertes en traction et le mode II et III pour des lèvres de fissures sollicitées en cisaillement perpendiculairement au front de fissure et dans l'axe du front respectivement.

L'ensemble de l'étude portera uniquement sur la ruine en mode I, présentant la plus forte nocivité pour les métaux [66].

I.5.1. Mécanismes de la déchirure ductile

Les mécanismes d'endommagement entrant en jeu dans le cas d'une rupture ductile peuvent être résumés en trois étapes : en présence d'inclusions, de particules de seconde phase ou de défauts à l'échelle microscopique, des cavités s'amorcent, en général suite à une rupture de l'inclusion ou simplement à une décohérence de l'interface entre les particules dures et la matrice métallique en raison d'une incompatibilité de déformation.

La croissance de ces cavités est ensuite contrôlée par la déformation plastique et la contrainte hydrostatique en avant du front de fissure, et leur coalescence entraîne un phénomène d'instabilité plastique local. La succession de ces trois étapes se traduit ainsi par une avancée continue de la fissure (Figure I-19).

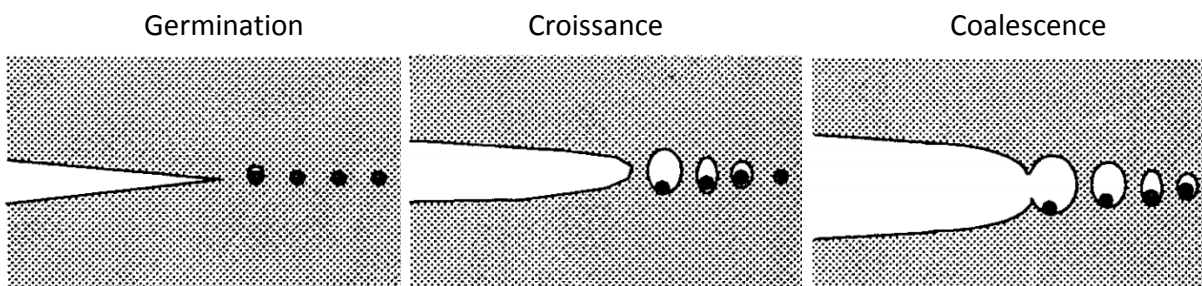


Figure I-19 : Mécanismes de la déchirure ductile [67]

La compréhension de ce mécanisme d'endommagement a permis de développer des approches dites « locales » permettant de quantifier l'endommagement local en pointe de fissure. De nombreux modèles mathématiques ont été proposés pour modéliser le processus de déchirure. Cependant, la

plupart des travaux se sont focalisés sur les phases de croissance et de coalescence. La phase de germination, généralement instantanée pour la plupart des métaux, est négligée dans les modélisations.

Les premiers modèles proposés dans la littérature sont les modèles découplés de type Rice et Tracey [68–70]. Ces auteurs se sont tous mis d'accord sur le rôle prédominant du taux de triaxialité sur la croissance des cavités et considèrent que l'endommagement n'altère pas le comportement global du matériau. A l'opposé, des modèles couplés de type Gurson ont été développés [71–73]. Ces derniers prennent en compte l'influence de l'endommagement sur le comportement global du matériau en modélisant la fraction volumique de cavité dans le potentiel plastique.

Une alternative, complètement différente des approches précédentes, est l'approche globale. Cette dernière s'appuie sur la quantification d'une grandeur énergétique liée à la propagation plus qu'à la modélisation du processus à l'origine de cette dissipation d'énergie.

I.6. Base théorique de l'intégrale J : cas des structures homogènes

I.6.1. Mécanique élastique linéaire de la rupture

La ténacité a été définie comme première notion qualitative permettant de caractériser la capacité d'un matériau à résister à la rupture, aussi bien fragile que ductile, en présence d'un défaut. Cette propriété est devenue ensuite quantifiable à l'issue de plusieurs travaux menés en mécanique de la rupture.

Dans l'hypothèse d'élasticité linéaire, Griffith [74] a quantifié la ténacité à travers le facteur d'intensité de contraintes critique K_{IC} . Pour une fissure de longueur $2a$ dans un matériau infini, le facteur d'intensité de contraintes K englobe les influences des contraintes appliquées σ ainsi que la géométrie et la longueur a du défaut comme défini dans l'Équation I-2.

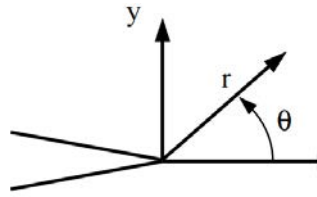
$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad \text{Équation I-2}$$

Cette formule est adaptée à différentes géométries de structures et défauts, tel que proposé dans l'annexe A16 du RCC-MRx [75].

Le facteur d'intensité de contraintes K_I , qui reflète en quelque sorte le champ de contraintes et de déformations en pointe de fissure est le plus couramment utilisé en cas de rupture fragile. Une expression de ces champs au voisinage de la pointe de fissure, en coordonnées polaires, est proposée dans l'Équation I-3.

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} g_{ij}(\theta)$$



Équation I-3

Cependant, ce paramètre perd sa validité pour un phénomène de rupture ductile qui fait intervenir la plasticité en processus de déchirure.

I.6.2. Intégrale de contour J

Une approche J, alternative à K, a été introduite par Rice [76] afin de quantifier le taux de restitution d'énergie lors de l'avancée d'une fissure :

$$J = \int_{\Gamma} (W dx_2 - \vec{T} \frac{\partial u}{\partial x_1} ds)$$

Équation I-4

avec

Γ	contour fermé orienté qui entoure la pointe de fissure (Figure I-20)
W	densité d'énergie de déformation = $\int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}$
$T = \sigma \cdot n$	vecteur contrainte s'exerçant sur le contour
n	la normale à la courbe Γ
u	vecteur déplacement
ds	élément de contour

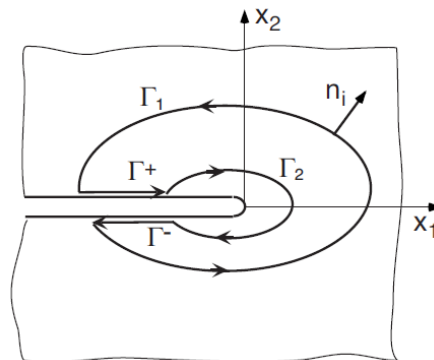


Figure I-20 : Contour Γ de l'intégrale J

L'indépendance de l'intégrale J au contour Γ (Figure I-20) a été prouvée dans les hypothèses d'un matériau homogène en élasticité linéaire ou non linéaire en absence de décharges locales pouvant être entraînées par la propagation de fissure. La fissure étant toujours fixe dans un repère bien défini, l'intégrale J sera alors égale à la variation d'énergie potentielle $d\pi$ lors d'une extension virtuelle de fissure da simulée par une translation virtuelle du solide. Dans l'hypothèse de linéarité, l'intégrale J correspond au taux de restitution G défini par Griffith :

$$G = -\frac{d\pi}{da} \quad \text{Équation I-5}$$

En s'appuyant sur cette propriété, Begley et Landes [77] proposent une quantification expérimentale du paramètre J par évaluation de l'aire sous la courbe force-déplacement (Figure I-21) d'un solide soumis à :

- un effort P imposé : $J = -\int_0^P \frac{\partial \Delta(P, a)}{\partial a} . dP$
- un déplacement Δ imposé : $J = -\int_0^\Delta \frac{\partial P(\Delta, a)}{\partial a} . d\Delta$

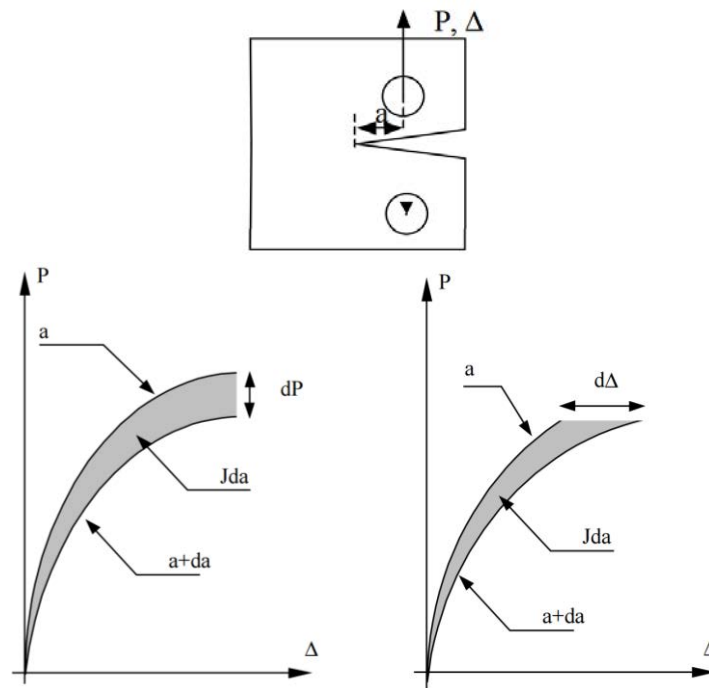


Figure I-21 : Illustration géométrique de l'intégrale J

I.6.3. Approche ingénieur de détermination de la ténacité pour les éprouvettes de mécanique de la rupture

Les procédures envisagées pour la détermination de la ténacité possèdent toutes une même démarche. Cette dernière consiste à calculer l'intégrale de l'aire sous la courbe force-déplacement du point d'application de celle-ci (Figure I-22) pour quantifier la quantité d'énergie apportée à la structure et de la rapporter ensuite à la surface du ligament pour avoir la valeur finale de J.

Ces démarches ont été standardisées, sur la base d'essais sur éprouvettes homogènes, par l'ASTM [78] et reprises par l'ESIS en 1992 [79]. D'autre part, ce raisonnement sur la courbe force-déplacement permet effectivement d'estimer la quantité d'énergie en pointe de fissure mais aussi l'énergie dissipée aux alentours. Une solution est alors envisagée à l'heure actuelle afin d'éliminer l'énergie dissipée en dehors du domaine de fissuration. Elle consiste à calculer l'intégrale sous la courbe force-ouverture des lèvres de la fissure plutôt que le déplacement du point de chargement.

Les grandes lignes qui structurent la mise en place de cette approche expérimentale sont succinctement détaillées dans ce qui suit :

Dans le cas particulier d'une éprouvette normalisée de géométrie relativement simple, la variation d'énergie dans l'hypothèse d'une fissure stationnaire est la superposition d'une solution élastique J_{el} et d'une solution parfaitement plastique J_{pl} selon l'expression :

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K_I^2}{E^*} + \frac{\eta \cdot U_{pl}}{B \cdot b} \quad \text{avec} \quad \begin{array}{l} E^* = E \text{ en contraintes planes} \\ E^* = E / (1 - \nu^2) \text{ en déformations planes} \\ \eta = 1 + 0,522 (1 - (a/w)) \end{array} \quad \text{Équation I-6}$$

avec

K_I	facteur d'intensité de contraintes élastiques
η	fonction qui dépend de la géométrie de l'éprouvette et la taille du défaut
B	épaisseur de l'éprouvette
b	longueur du ligament
U_{pl}	composante plastique de l'aire sous la courbe effort-déplacement (Figure I-22)

Une formulation équivalente à la précédente est proposée en propagation [78]. Elle est donnée sous forme incrémentale pour tenir compte de l'influence de la taille de fissure a entre les instants i et $i+1$.

$$J_{i+1} = \left[J_i + \left(\frac{\eta}{b} \right)_i \cdot \frac{U_{i,i+1}}{B} \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{\gamma}{b} \right)_i \cdot (a_{i+1} - a_i) \right] \quad \text{Équation I-7}$$

avec $\gamma = 1 - \eta - \frac{b}{\eta} \cdot \frac{d\eta}{db}$

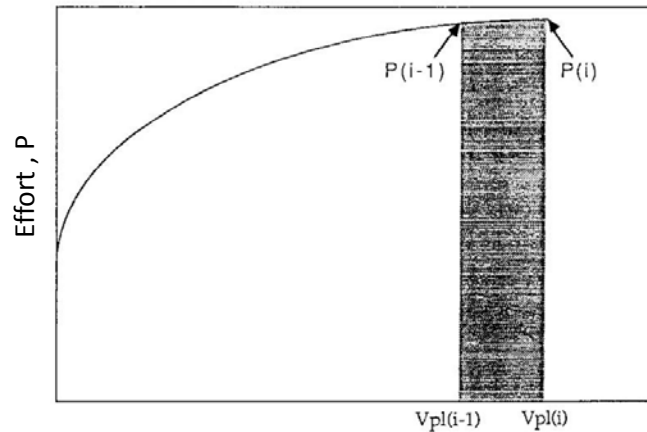


Figure I-22 : Définition de l'aire plastique pour le calcul de J

I.6.4. Critères d'amorçage de fissure

Les critères proposés par les normes pour la détection de l'amorçage reposent tous sur la détermination de J pour une propagation de fissure généralement de 0,15 ou 0,2 mm sur la courbe J- Δa . Ces critères sont cependant confrontés aux problèmes de transférabilité. A l'issue des travaux de Eisele [80] sur cinq géométries d'éprouvettes (pour différents types de chargement) dans deux nuances d'acier, la transférabilité de $J_{0,2}$ n'a pas été démontrée. De même, l'aspect intrinsèque a été remis en cause en raison de l'écart obtenu sur les valeurs de J à l'amorçage en passant d'une norme à l'autre, toutes choses égales par ailleurs (même géométrie, même matériau...). C'est pourquoi, plusieurs études proposent une interprétation de l'amorçage à partir de la déformation en pointe de fissure [76,81].

I.6.4.1. Critère d'amorçage à partir du CTOD

Un premier critère proposé par Wells [81] en 1961, pour la détermination de la ténacité à la rupture, repose sur la mesure de la déformation en pointe de fissure. L'évolution significative de la déformation en pointe de fissure avec la ténacité du matériau a mené Wells à introduire une nouvelle grandeur correspondant à l'ouverture en pointe de fissure, connue sous l'appellation CTOD (Crack Tip Opening Displacement). En 1968, Rice [76] a établi un lien analytique entre l'intégrale J et le CTOD basé sur la relation de linéarité suivante :

$$J = \sigma_0 \cdot CTOD$$

avec σ_0 la limite élastique d'un matériau élastique plastique parfait et le CTOD défini par l'intersection des droites à 45° du plan de symétrie avec le faciès déformé tel que présenté sur la Figure I-23a.

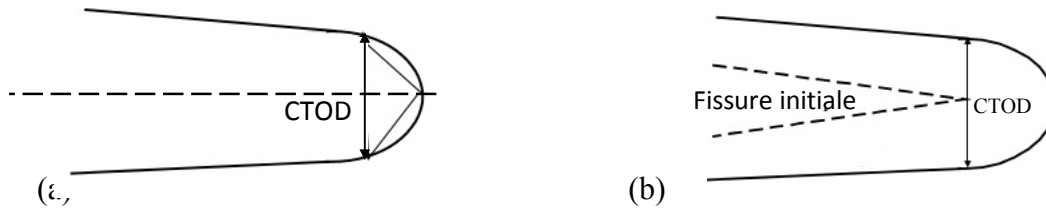


Figure I-23 : (a) définition du CTOD selon Rice (b) autre définition

Une autre relation de linéarité qui dérive de celle proposée par Rice a été proposée dans le cas de matériaux obéissant à une loi puissance à deux paramètres (n , K). avec n et K respectivement le coefficient et le module d'écrouissage. Le coefficient de linéarité dans ce cas fait intervenir une constante α qui varie selon la nature du matériau et qui dépend plus particulièrement du coefficient d'écrouissage [82].

$$J = \alpha \cdot \sigma_0 \cdot CTOD$$

Il est à noter que plusieurs travaux s'accordent sur la validité de la relation de linéarité entre J et le CTOD moyennant un coefficient α égal ou supérieur à 1. Une étude de transférabilité du CTOD menée par Kass et al [83] sur des éprouvettes CT, DCT et DENT en zircaloy a montré le caractère intrinsèque de cette grandeur. Le CTOD peut ainsi servir comme paramètre d'amorçage. En revanche la difficulté réside dans la mesure du CTOD. Bien que diverses techniques, allant de la réalisation d'empreinte du faciès de rupture à l'observation de coupes métallographiques, aient été mises en place à cet effet, la détermination du CTOD demeure complexe à mettre en œuvre particulièrement dans le cas d'essai sur structure. Une définition intrinsèque de J à l'amorçage, appuyée sur la profondeur de la zone d'émoussement est alors proposée dans ce qui suit.

I.6.4.2. Critère d'amorçage à partir de la profondeur de la zone d'émoussement

Sous une sollicitation croissante monotone, la pointe de fissure se déforme plastiquement. Cette déformation, d'autant plus importante que le matériau est tenace, correspond à une avancée virtuelle de fissure de longueur SZW (Stretch Zone Width) (Figure I-24). Cette grandeur est assimilée à une extension de fissure par mesure de complaisance et apparaît sur la courbe globale $J-\Delta a$. Plusieurs auteurs proposent alors de définir la valeur de J à l'amorçage comme la valeur de J pour une avancée

SZW de fissure mesurée directement sur le faciès de rupture par observation au microscope à balayage [84].

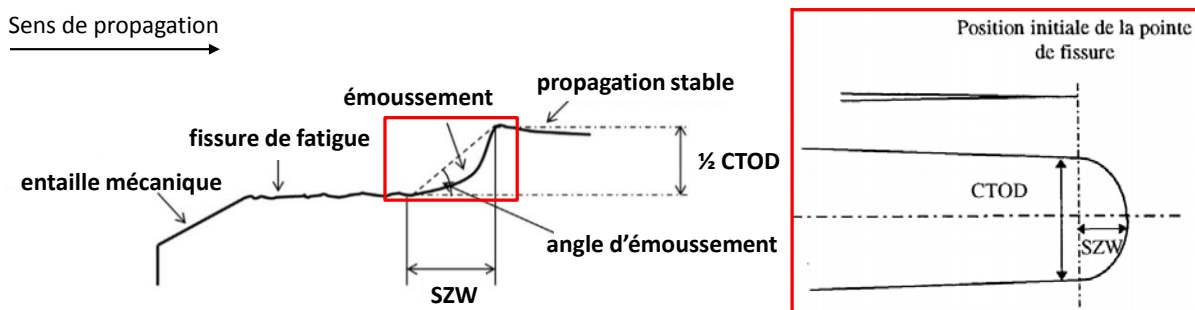


Figure I-24 : Illustration du profil de faciès de rupture

Une première méthode, connue sous le nom de la méthode de la droite d'émoussement, a été proposée dans la littérature [85] : elle s'appuie sur la relation de linéarité entre J et le CTOD proposée par Rice [76], et sur le coefficient de proportionnalité entre le CTOD et le SZW. Plusieurs auteurs s'accordent alors sur la possibilité de définir une relation entre la profondeur de la zone d'émoussement SZW et J , mais divergent dans la définition du rapport moyen entre le CTOD et le SZW. Lautridou et Pineau [82] considèrent dans leurs études un profil circulaire de la zone d'émoussement et proposent une profondeur de la zone d'émoussement SZW égale au demi-CTOD bien que Broek [86] ait réfuté lors d'une étude par stéréoscopie menée sur l'aluminium 7079. En 1981, Kraswosky et Vainshtok [87] ont appuyé les travaux de Broek et ont mis en évidence l'existence d'un lien entre le CTOD et les déformations en pointe de de fissure. D'où leur définition de la relation $CTOD = \sqrt{2}.SZW$ en déformations planes et $CTOD = SZW$ en contraintes planes. Cependant, une relation communément utilisée à ce jour a été proposée par la norme française CFR [88] qui propose la relation à l'amorçage :

$$J = 4. \left(\frac{\sigma_0 + \sigma_u}{2} \right).SZW \text{ et par la norme ISO 12135 selon la relation suivante : } J = 3,75.Rm.SZW .$$

La courbe J - Δa suit au départ la droite d'émoussement puis s'écarte au moment de l'amorçage, permettant ainsi de définir la valeur de J_i à l'amorçage. Cette méthode, bien que pratique, est cependant très dépendante de la relation de linéarité entre J et la mesure du Δa qui n'est pas aisée.

Une méthode alternative, et qui fait abstraction aux relations analytiques qui relient J au SZW, consiste à mesurer directement la profondeur de la zone d'émoussement sur le faciès de rupture et de reporter la valeur sur la courbe J - Δa ce qui permet de déterminer J à l'amorçage. La technique la plus couramment utilisée repose sur l'observation au MEB des faciès de rupture, au niveau du passage entre la fissure de fatigue et le début de la propagation ductile. Cette zone présente en général un aspect lisse en absence

de stries ou de cupules (Figure I-25a) mais elle est aussi parfois très peu visible ou peu développée localement. Il est donc nécessaire d'effectuer au moins 45 mesures tout au long du front de fissure, en moyennant la profondeur de la zone d'émoussement critique [84]. Ces dernières années, de nouvelles techniques basées sur la reconstruction 3D des faciès de rupture ont été développées [89]. Elles permettent de mesurer, en plus de la profondeur de la zone d'émoussement, sa hauteur équivalente au demi CTOD (Figure I-25b).

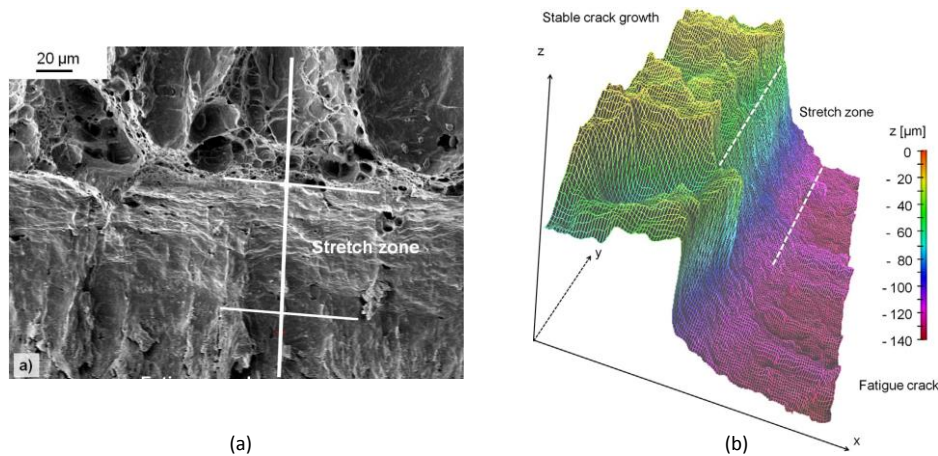


Figure I-25 : (a) observation au MEB de la zone d'émoussement dans l'acier CrMo9-10 (b) reconstruction 3D de la zone d'émoussement tiltée d'un angle 2° [89]

L'influence de divers paramètres sur la taille de la zone d'émoussement a été largement étudiée. Citons à titre d'exemple les travaux de Putatunda [90] sur l'effet de la taille des éprouvettes et les travaux récents de Nalawade [91] quant aux effets de la présence des entailles latérales. De ces travaux, il ressort que :

- la dépendance de la profondeur de la zone d'émoussement est vérifiée en dessous d'une valeur limite de profondeur d'entaille latérale,
- la valeur de J est bien transférable d'une géométrie d'éprouvette à celle d'une structure : Marie et Chapuliot [92] viennent appuyer ces résultats en comparant la valeur à l'amorçage sur plusieurs géométries d'éprouvettes, allant des CT aux piquages de tubes.

I.7. Transférabilité de l'approche J pour des éprouvettes multimatériaux

La démarche décrite dans le paragraphe précédent pour la détermination de J fournit des valeurs de ténacité réalistes dans le cas d'une structure homogène. Toutefois, la question de transférabilité en présence de soudure reste à vérifier.

I.7.1. Paramètres gouvernant le développement de la plasticité dans les jonctions soudées

L'hétérogénéité du comportement mécanique d'une jonction soudée peut être notamment évaluée au travers du coefficient M correspondant au rapport de la limite d'élasticité du métal fondu et celle du métal de base. Trois cas se distinguent :

- la limite d'élasticité de la zone fondue est supérieure à celle du métal de base ; on parle d'une soudure en overmatch où $M > 1$, situation recherchée dans l'industrie nucléaire.
- la limite d'élasticité de la zone fondue est inférieure à celle du métal de base, on parle dans ce cas d'une soudure en undermatch où $M < 1$. Ceci présente a priori un risque d'instabilité plastique dans la soudure. C'est cet effet d'undermatch qui est observé dans la jonction soudée FE en Al 6061 en raison des évolutions métallurgiques induites par soudage et dans les alliages à durcissement structural de façon générale [53,58,93].
- on peut également avoir les mêmes limites d'élasticité pour le métal déposé et le métal de base, soit $M = 1$ que l'on appelle « evenmatch ».

Le matériau le plus mou du joint soudé est, généralement, le siège d'un confinement de plasticité, d'où son rôle important sur la réponse globale d'une structure soudée. L'évolution de la plasticité a été étudiée numériquement par Hornet et Eripret [94] sur des éprouvettes SENB et CCP comportant une fissure dans la zone fondue ayant la plus haute résistance. A l'issue de cette étude, il a été démontré que le développement de la plasticité pour cette éprouvette est gouverné par le rapport $(w-a) / H$ avec 'a' la longueur de la fissure, '2H' la largeur de la zone fondue et 'W' la largeur de l'éprouvette (Figure I-26).

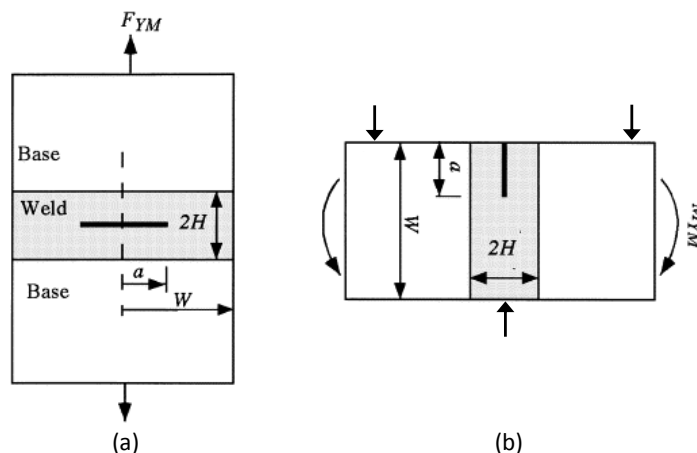


Figure I-26 : Paramètres géométriques des éprouvettes a) de traction et b) de flexion [95]

En effet, pour un joint soudé assez large, la zone plastique est entièrement confinée dans la zone fondue qui pilote, par conséquent, le comportement global de la jonction fissurée. A l’opposé, pour un cordon de soudure étroit, chacun des matériaux de la jonction soudée contribuera pour sa part à la résistance globale de la structure et ce quel que soit le rapport a/w .

Le chargement limite que peut supporter une structure soudée en présence d’un défaut est le paramètre principal qui conditionne l’évolution de J en fonction de la force imposée. Bien que fortement dépendant du mismatch de la soudure et du rapport $(w-a) / H$ qui gouverne l’étendue de la plasticité, des procédures d’évaluation de la ténacité basées sur ce paramètre ont été développées dans les codes de conception. Citons la méthode ETM proposée par Schwalbe et Cornec [96] et adaptée aux structures soudées par Schwalbe [97], ainsi que la méthode d’ARAMIS [98] trouvant tout son intérêt dans l’analyse des structures fissurées.

Kim et Schwalbe [95] ont étudié numériquement le développement des zones plastiques sur des éprouvettes bi-matériaux (ZF et MB) en présence d’une fissure en zone fondue et pour différents mismatches. L’influence du chargement a été également étudiée en simulant numériquement des essais sur éprouvettes CC(T) et SEC(PB) sollicitées principalement en traction et en flexion respectivement. La Figure I-27 résume plusieurs de leurs résultats :

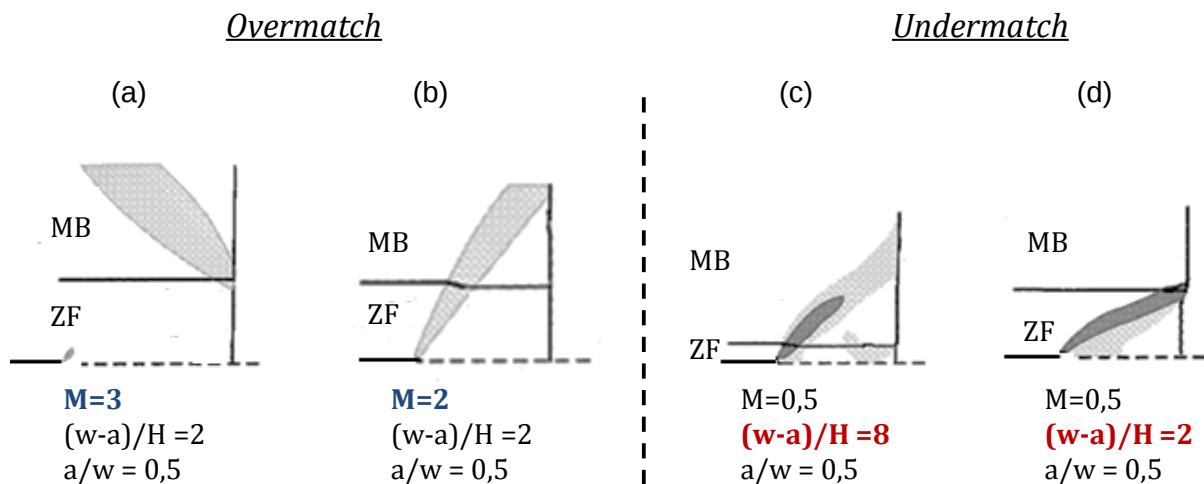


Figure I-27 : Développements possibles de la plasticité (en grisé) en pointe de fissure en fonction du mismatch du joint soudé [95]

- Cas d’une soudure en overmatch

Pour un overmatch très important (Figure I-27a), la zone fondue protégée par le métal de base, ne plastifie quasiment pas. Le métal de base qui est beaucoup moins résistant joue le rôle de fusible. Le

comportement global de la structure est ainsi gouverné par le chargement limite d'une structure constituée du métal de base non fissuré. Dans le cas (b), à savoir pour un overmatch moins prononcé, la zone plastique s'amorce en pointe de fissure dans la zone fondue pour rejoindre rapidement l'interface ZF/MB et se développer dans le métal de base. Les deux zones métallurgiques contribueront en conséquence, chacune pour sa part, au comportement global de la structure. Ce cas de figure intervient principalement pour un mismatch faible ou un rapport $\psi = (w-a) / H$ élevé.

- Cas d'une soudure en undermatch

Tout comme pour les soudures en overmatch, la plasticité se développe de deux manières :

- soit elle s'initie en ZF et se développe jusqu'au MB ; c'est typiquement le cas d'une soudure avec un mismatch faible et un cordon étroit (Figure I-27 c),
- ou bien elle reste confinée dans la zone fondue pour un joint large.

Il est à noter que le chargement de la structure, qu'il soit en flexion ou traction, influe directement sur la possibilité qu'a la zone plastique initiée en pointe de fissure de quitter la zone fondue. Un chargement en flexion favorise le confinement de la plasticité [99].

I.7.2. Détermination d'un J valide dans le cas d'éprouvettes multimatériaux

Des propositions ont été publiées dans ce sens par Horner et al [100,101] pour évaluer expérimentalement J par l'aire sous la courbe force-CMOD (Crack Mouth Opening Displacement) dans le cas d'éprouvettes SENB et CCT en présence d'un gradient matériau. Les considérations analytiques de cette analyse sont décrites ci-dessous :

- afin de couvrir les situations d'étendue de plasticité pour de grandes sections, l'intégrale J est évaluée par l'aire sous la courbe force-CMOD tel que proposé par Hoshida et al [102] dans le cas d'éprouvettes CCT homogènes, et par Wang et Gordon [103] pour des éprouvettes SENB.
- le facteur η de l'Équation I-6 précédente doit être modifié en utilisant la méthode de séparation présentée par Roos et al [104], ce qui donne lieu à la relation suivante :

$$\eta_{plCMOD} = - \frac{(W - a)}{F_y} \frac{\partial F_y}{\partial a} \Big|_{displ}$$

avec F_y le chargement limite de l'éprouvette fissurée.

Quelques propositions ont été développées par Eripret et al [105] pour décrire la charge limite de la structure fissurée F_y en fonction du F_{yB} d'une éprouvette en MB avec la même longueur de fissure

selon la relation $F_y = \alpha F_{yB}$ (α est tel que décrit sur la Figure I-28 (1a)). L'étude d'Hornet a été appliquée pour différents mismatches mais n'a pas traité les situations d'undermatch trop important susceptibles de présenter un développement de plasticité encore plus hétérogène.

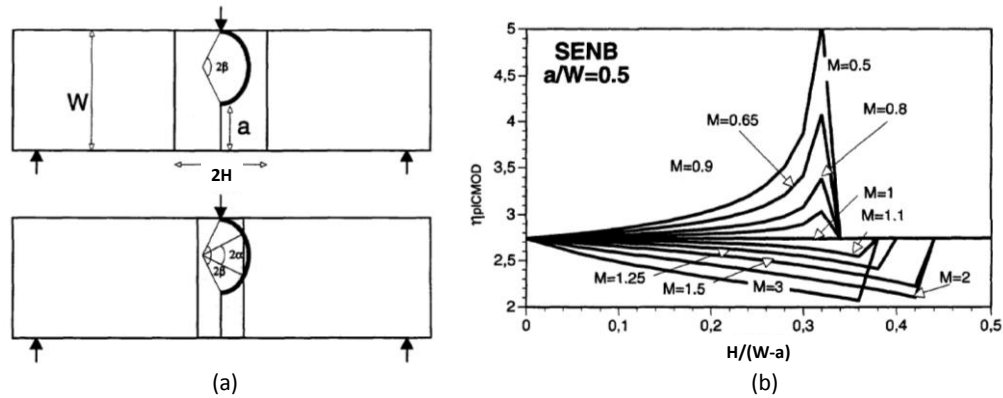


Figure I-28 : (a) étendue de plasticité en fonction de la largeur du cordon de soudure (b) η_{pICMOD} évalué pour des éprouvettes SENB [101]

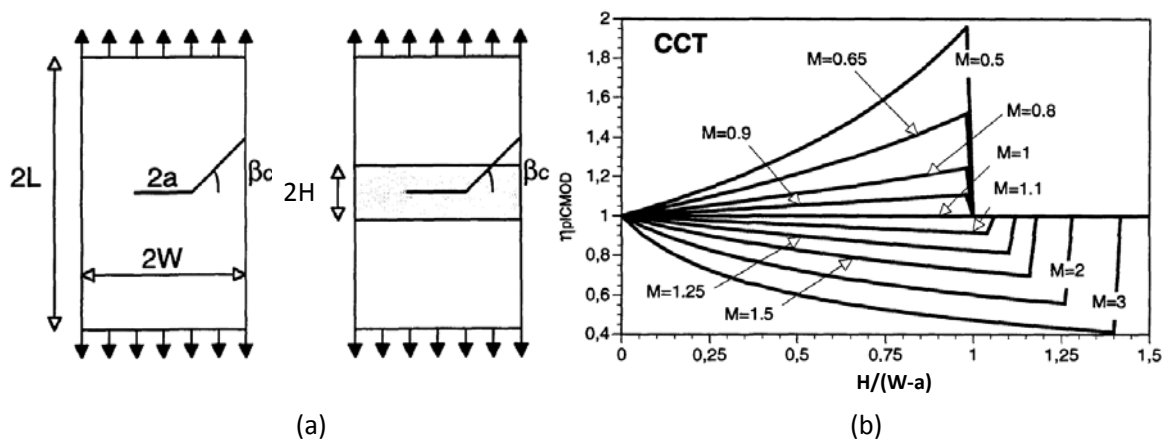


Figure I-29 : (a) étendue de plasticité en fonction de la largeur du cordon de soudure (b) η_{pICMOD} évalué pour des éprouvettes CCT [101]

Sur les traces d'Hornet, un large programme expérimental mené par le laboratoire allemand GKSS a défini une méthodologie de détermination d'un η_{pICMOD} représentatif pour un cas de structure soudée. La capacité des codes de calcul par éléments finis à bien reproduire le comportement mécanique de structures soudées en présence d'un défaut a été bien démontrée. En conséquence, une nouvelle expression du facteur η , cohérente avec le mismatch de la soudure, de la géométrie de l'éprouvette et

du cordon de soudure conformément à la définition fondamentale de η peut être numériquement définie par intégration de l'aire A_{pl} sous la courbe Force-CMOD simulée.

$$\eta = \frac{J_{pl}}{A_{pl}} B(W - a_0) \quad \text{Équation I-8}$$

I.7.3. Méthode numérique fondée sur l'approche énergétique

I.7.3.1. Base théorique de la méthode G- θ

La méthode G- θ a été initialement proposée par Destuynder et al en 1981 [106]. L'idée de base de cette méthode est de revenir à la définition de G en tant que dérivée de l'énergie potentielle π à l'équilibre pour une extension virtuelle de fissure.

Le domaine fissuré $\Omega(F)$ et la solution $\underline{u}$ du problème d'équilibre dépendent des deux extrémités A et B de la fissure F de référence. Ainsi, évaluer G par dérivation de P par rapport aux deux positions A et B conduit à considérer des configurations de fissure perturbées par variation de A et B. Une nouvelle notion basée sur une transformation fictive de tous les points du domaine de la fissure a donc été introduite (Figure I-30).

La description lagrangienne de la transformation fictive de $\Omega(F)$ est telle qu'un point initialement à la position $\underline{x}$ a à tout instant $\tau > 0$ une vitesse de transformation $\underline{\theta}(\underline{x})$.

$$\underline{Y} = \underline{\Phi}(\underline{x}, \tau) = \underline{x} + \tau \cdot \underline{\theta}(\underline{x}) \quad \underline{x} \in \Omega(F) \quad \text{Équation I-9}$$

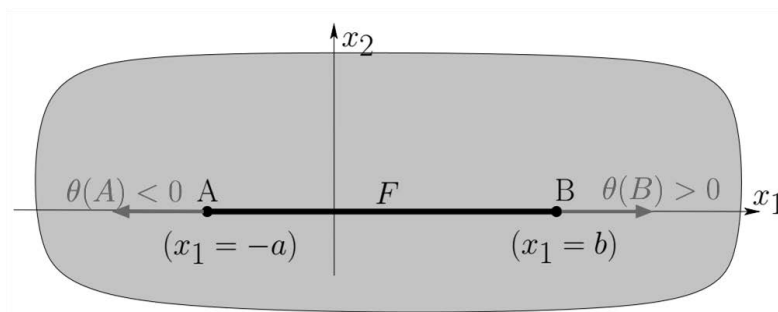


Figure I-30 : Vitesse de transformation d'une fissure rectiligne

La définition du champ $\underline{\theta}(\underline{x})$ se fait moyennant trois grandes hypothèses :

- le contour extérieur du solide est fixe $\rightarrow \underline{\theta}(\underline{x}) = \underline{0}$ pour tout $\underline{x} \in (S_u \cup S_T)$,

- la forme de la partie existante de la fissure n'est pas modifiée $\rightarrow \underline{\theta}(\underline{x}) \cdot \underline{e}_2 = 0 \ (\underline{x} \in F)$,
- la transformation doit correspondre à une extension de fissure $\rightarrow \dot{a} = -\underline{\theta}(\underline{a}) \cdot \underline{e}_1 \geq 0$ et $\dot{b} = \underline{\theta}(\underline{b}) \cdot \underline{e}_1 \geq 0$

Afin d'éviter les singularités des champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure, il est intéressant de définir des champs de vitesse de transformation qui sont nuls à ce voisinage. Une méthode simple qui réalise cet objectif consiste à définir deux courbes fermées et régulières Γ_0 et Γ_1 telles que décrites en Figure I-31. On note C_B la couronne délimitée par Γ_0 et Γ_1 et F , et D_B la région délimitée par Γ_1 . En conséquence, le champ de vitesse $\underline{\theta}_B(\underline{x})$ sera de la forme :

$$\underline{\theta}_B(\underline{x}) = \underline{\theta}_B(\underline{x}) \cdot \underline{e}_1 \quad \text{avec} \quad \left\{ \begin{array}{ll} \underline{\theta}_B(\underline{x}) = 1 & \text{pour tout } \underline{x} \in D_B \\ \underline{\theta}_B(\underline{x}) = 0 & \text{pour tout } \underline{x} \in \Omega \setminus (C_B \cup D_B) \\ \underline{\theta}_B(\underline{x}) & \text{continue sur } \Omega \end{array} \right.$$

I.7.3.2. Mise en œuvre numérique de la méthode G- θ

La définition de la fonction θ_B sur C_B est arbitraire sous réserve que la transition entre $\theta_B = 0$ et $\theta_B = 1$ soit continue. Sur le plan numérique, θ_B peut alors être définie par :

- interpolation de valeurs nodales. Ces valeurs sont fixées respectivement à 0 et 1 selon que le nœud se situe sur Γ_0 ou Γ_1
- respectivement par interpolation isoparamétrique aux nœuds intérieurs à C_B pour garantir la continuité.

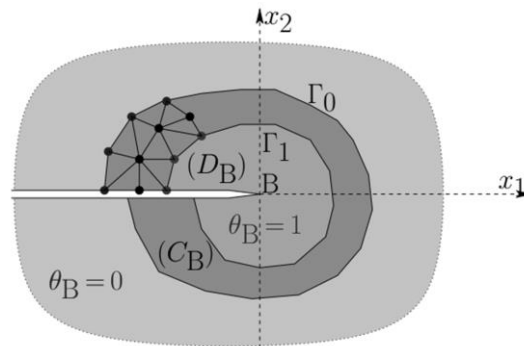


Figure I-31 : Définition des contours pour calcul de G et principe d'interpolation numérique

Le calcul du taux de restitution d'énergie G_B associé à l'extrémité B de la fissure se fait en post traitement par calcul de l'intégrale (Équation I-10) en s'appuyant sur le maillage d'éléments finis utilisé. Chacune des intégrales élémentaires est calculée au moyen des points de Gauss utilisés pour le calcul des rigidités élémentaires.

$$G_B = \sum_{Ee \in C_B} \int_{Ee} \left\{ (\nabla \underline{u}_h \cdot \nabla \underline{\theta}_B) : \underline{A} : \nabla \underline{u}_h - \frac{1}{2} (\nabla \underline{u}_h : \underline{A} : \nabla \underline{u}_h) \text{div} \underline{\theta}_B \right\} dV \quad \text{Équation I-10}$$

Malgré la complexité de calcul et de mise en œuvre, l'approche G- θ donne la possibilité de résoudre des bilans énergétiques valables en dehors du cadre de l'élasticité linéaire (prise en compte de l'énergie dissipée par plasticité) tout en contournant les difficultés numériques liées à la singularité des champs de déformations et de contraintes en pointe de fissure par définition d'un chemin d'intégration. En revanche, pour des éprouvettes multimatériaux, ce chemin d'intégration traverse différents matériaux et l'hypothèse d'homogénéité n'est plus respectée. Brocks et Scheider [107] considèrent que la méthode G- θ peut garder sa validité tant que la proportion des matériaux reste la même sur un chemin d'intégration, ce qui revient à avoir une fissure toujours parallèle à l'interface multimatériau.

Il faudra dans la présente étude, se poser particulièrement la question de la limite de validité de la formulation de G- θ introduite dans le code de calcul Castem utilisé pour toute la partie de calcul numérique.

Une étude a été menée par Blouin [108] dans le but d'évaluer la validité numérique de calcul de J pour une fissure située à une interface multimatériau. A l'issue de ce travail, l'indépendance de J par rapport au chemin d'intégration, qu'il soit homogène ou hétérogène, a été démontrée. En revanche, le chemin d'intégration doit être suffisamment large pour pouvoir prendre en considération l'étendue de la plasticité aux alentours de la pointe de fissure.

I.7.4. Nocivité de défauts en structure soudée, apport de la modélisation aux EF

La justification de la tenue mécanique d'une structure soudée nécessite une analyse de la nocivité d'un défaut potentiel. Ceci peut être compliqué par la présence de trois zones aux alentours de la fissure ayant chacune une structure métallurgique et des propriétés mécaniques bien distinctes, et qui sont toutes impliquées dans la tenue mécanique de l'ensemble.

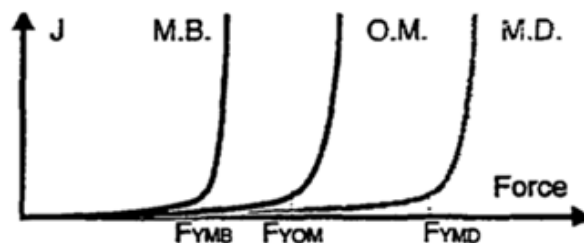


Figure I-32 : Effet du mismatch sur l'évolution du paramètre J

Les approches classiques dites « croisées » d'évaluation de la nocivité de défaut ne considèrent pas l'hétérogénéité rencontrée dans le cas des soudures, et considèrent en conséquence un composant constitué d'un matériau homogène fictif possédant le comportement le plus pénalisant en traction et en ténacité. Ceci induit des résultats toujours conservatifs pour les données de conception.

En effet, dans le cas d'une structure présentant un défaut au milieu du joint, la courbe de J en fonction de l'effort est en règle générale comprise entre celle d'une éprouvette identique en métal déposée et celle d'une éprouvette en métal de base (Figure I-32). Cependant cette courbe peut se rapprocher plus au moins de l'une des deux configurations homogènes : pour un cordon de joint étroit par exemple, le comportement de la soudure est dominé par le MB, et l'évolution de J se rapproche donc plus de celle du MB. Dans le cas contraire (cordon de soudure large), la plasticité demeure confinée dans la ZF et le comportement de l'éprouvette bi matériau est plus représentatif du comportement du métal déposé. Dans le cas particulier d'un mismatch très élevé et d'un joint large, l'application de l'approche croisée est en conséquence extrêmement conservatrice.

Bilan :

- Différents critères d'amorçage, phénomène auquel s'intéresse particulièrement cette étude, ont été proposés dans la littérature : J_i , $J_{0,2}$, à partir du CTOD et du SZW. Toutefois, ces critères sont confrontés aux problèmes de transférabilité. Kass et al [83] ont montré la transférabilité du CTOD et Marie et al [67] ont également mis en évidence le caractère intrinsèque du SZW. A l'opposé, à l'issue des travaux de Eisele et al [104], la transférabilité de $J_{0,2}$ n'a pas été démontrée.
- Les formulations proposées dans les normes pour le calcul de J reposent toutes sur des hypothèses dépendant du matériau et de la géométrie des éprouvettes. Ces formulations perdent leur validité en présence d'un joint soudé. Quelques réflexions ont été alors proposées dans la littérature pour la détermination d'un J valable pour des éprouvettes multimatériaux. On cite particulièrement la méthode G- θ initialement proposée par Destuynder et al [106] et dont l'indépendance au contour a été prouvé en présence d'un joint soudé [108].

Chapitre II- Matériaux et techniques expérimentales

Sommaire du Chapitre II

Chapitre II- Matériaux et techniques expérimentales	51
II.1. Matériaux d'étude	55
II.1.1. Métal de base AA6061-T6.....	55
II.1.2. Jonction soudée FE sans insert	56
II.2. Analyse microstructurale du joint soudé FE	57
II.2.1. Caractérisation de la microstructure par observations optiques	57
II.2.2. Mesure de microdureté	59
II.3. Techniques de caractérisation mécaniques	61
II.3.1. Conduite des essais de traction	61
II.3.1.1. Géométries des éprouvettes.....	61
II.3.1.2. Prélèvements des éprouvettes de traction.....	62
II.3.1.3. Dispositif expérimental	63
II.3.1.4. Analyse des résultats d'essais : apport de la mesure par nappes laser	64
II.3.1.5. Nouvelle approche pour l'identification des comportements locaux	66
II.3.2. Essais de déchirure J1c	66
II.3.2.1. Géométries des éprouvettes de mécanique de la rupture.....	66
II.3.2.2. Prélèvement des éprouvettes CT et SENT	67
II.3.2.3. Protocole expérimental.....	68
II.3.2.4. Mesure de l'avancée de fissure par la méthode de la complaisance	72
II.3.1. Présentation de la base de données :	73

Cette partie présente les matériaux utilisés pour cette étude à savoir :

- le métal de base (MB) correspondant à de l'alliage Al 6061-T6 approvisionné sous forme de virole obtenue par filage inverse et sous forme de tôle laminée,
- une jonction soudée correspondant à l'assemblage de tôles laminées par un soudage par faisceau d'électrons (FE).

Dans ce chapitre, les différentes techniques expérimentales mises en place pour cette étude seront également présentées.

II.1. *Matériaux d'étude*

II.1.1. Métal de base Al 6061-T6

Le premier métal de base (MB) approvisionné pour cette étude est livré sous forme d'une virole de 900 mm de diamètre extérieur et de 110 mm d'épaisseur à l'état T6 de traitement thermique. Ce traitement consiste en une mise en solution à une température de 530°C, suivie d'une trempe à une vitesse de 10°C/s et d'un revenu à 175°C pendant 8 heures.

Trois dénominations sont utilisées pour décrire les directions principales du composant : on note par **L (Longitudinal)** la direction axiale correspondant au sens du filage, par **T (Tangential)** la direction circonférentielle et par **S (Short)** la direction radiale (Figure II-1). La composition chimique de l'alliage ainsi que la gamme de fabrication ont été précédemment détaillées dans le premier chapitre.

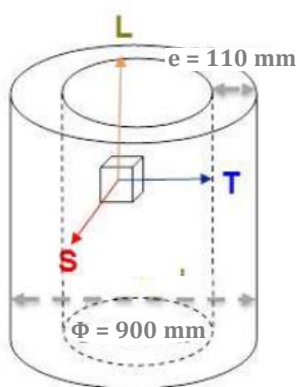


Figure II-1 : Virole obtenue par filage inverse et définition des directions principales

- le deuxième métal de base se présente sous forme d'une plaque rectangulaire (200 mm x 500 mm) de 30 mm d'épaisseur mise en forme par laminage et ayant subi le même traitement thermique T6.

Pour plus d'uniformité tout au long du manuscrit, nous reportons les résultats de la caractérisation sur le métal de base de la virole en Annexe A et nous nous intéressons uniquement au métal de base laminé, partie intégrante de la jonction soudée FE étudiée.

II.1.2. Jonction soudée FE sans insert

La soudure linéaire a été réalisée par la société CNIM sur les tôles laminées. Les tôles sont soudées bout à bout par Faisceau d'Electrons (FE) à une vitesse de 45 cm/min. La pièce soudée obtenue a au final pour dimensions 400 mm x 500 mm x 30 mm. La direction de laminage des tôles est perpendiculaire au plan de joint de la soudure (Figure II-2a).

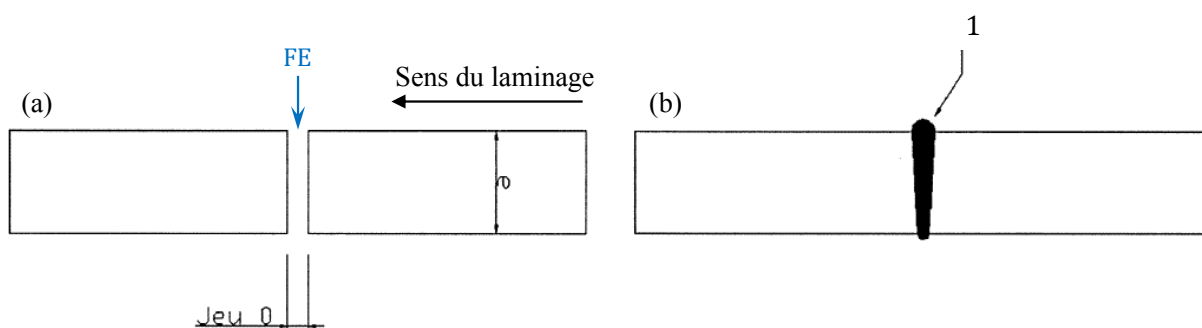


Figure II-2 : (a) préparation du joint soudé, (b) soudage mono passe

Le soudage est réalisé en position corniche débouchant et sans insert dans le plan de joint. Pour assurer un soudage mono passe des tôles (Figure II-2b), de relative forte épaisseur, le capillaire créé doit être suffisamment profond, ce qui explique le choix d'une forte puissance interne du faisceau égale à 13,75 kW (correspondant ici à une tension d'accélération de 55 kV et une intensité du faisceau de 250 mA). Les tôles sont maintenues par des brides en cours du soudage et posées sur deux parallélépipèdes de chaque côté pour assurer l'obtention d'une soudure traversante.

Une fois la soudure effectuée, des examens de contrôle non destructif ont été réalisés afin d'identifier les éventuels défauts pouvant apparaître pendant le soudage. Les défauts ont été ensuite classés 'dans' ou 'hors' les tolérances en suivant les recommandations dans la norme NF EN ISO 6520-1. Deux examens non destructifs ont été réalisés :

- par ressuage pour la mise en évidence des éventuels défauts débouchants,

- par ultrason pour l'identification des défauts de compacité.

Peu de défauts ont été répertoriés par ultrasons et la soudure a été approuvée conforme. Néanmoins, l'examen par ressuage a mis en évidence la présence de cavités allongées et sphériques de 3 mm de diamètre ce qui induisait la non-conformité du joint soudé. Par conséquent, de manière à tester une résistance propre à la soudure, la tôle a été affouillée de 4,5 mm sur chaque face : l'épaisseur de la tôle soudée passe alors de 30 à 21 mm.

II.2. *Analyse microstructurale du joint soudé FE*

Dans cette partie, la structure granulaire et les phases grossières présentes après soudage sont étudiées par observation optique. Nous proposons également de présenter l'analyse de microdureté, qui bien que relevant de la mécanique, sera intéressante à interpréter à la lumière de la caractérisation microstructurale.

II.2.1. Caractérisation de la microstructure par observations optiques

La microstructure des différentes zones métallurgiques de la jonction soudée est révélée par attaque chimique à l'aide d'une solution de triacides non diluée de composition égale à 33% d'acide chlorhydrique (HCl), 66% d'acide nitrique (HNO₃) et 1% d'acide fluorhydrique (HF).

La solution d'attaque est appliquée à l'aide d'un coton pendant une durée optimisée de 20 secondes sur les surfaces préalablement polies de l'échantillon à observer. A l'aide d'un microscope optique Reichert-Jung Mef3, des observations microscopiques ont été réalisées dans deux plans définis par (L,T) et (S,T) (Figure II-3a) :

- une structure typique des joints soudés par faisceau d'électrons [53] est mise en évidence. En effet, la zone de dissolution se démarque par la présence de grains équiaxes submicrométriques dans la zone centrale (zone fondue) et de grains colonnaires à l'interface ZF/ZAT orientés parallèlement au gradient de température (Figure II-3d).
- contrairement à la ZF, siège d'une recristallisation totale ; la microstructure de la zone affectée thermiquement est très peu impactée par les températures atteintes en cours du soudage et conserve en conséquence une structure proche de l'originelle (Figure II-3b). Le cliché de la Figure II-3b permet d'estimer une taille de grain de l'ordre de 400 μm .

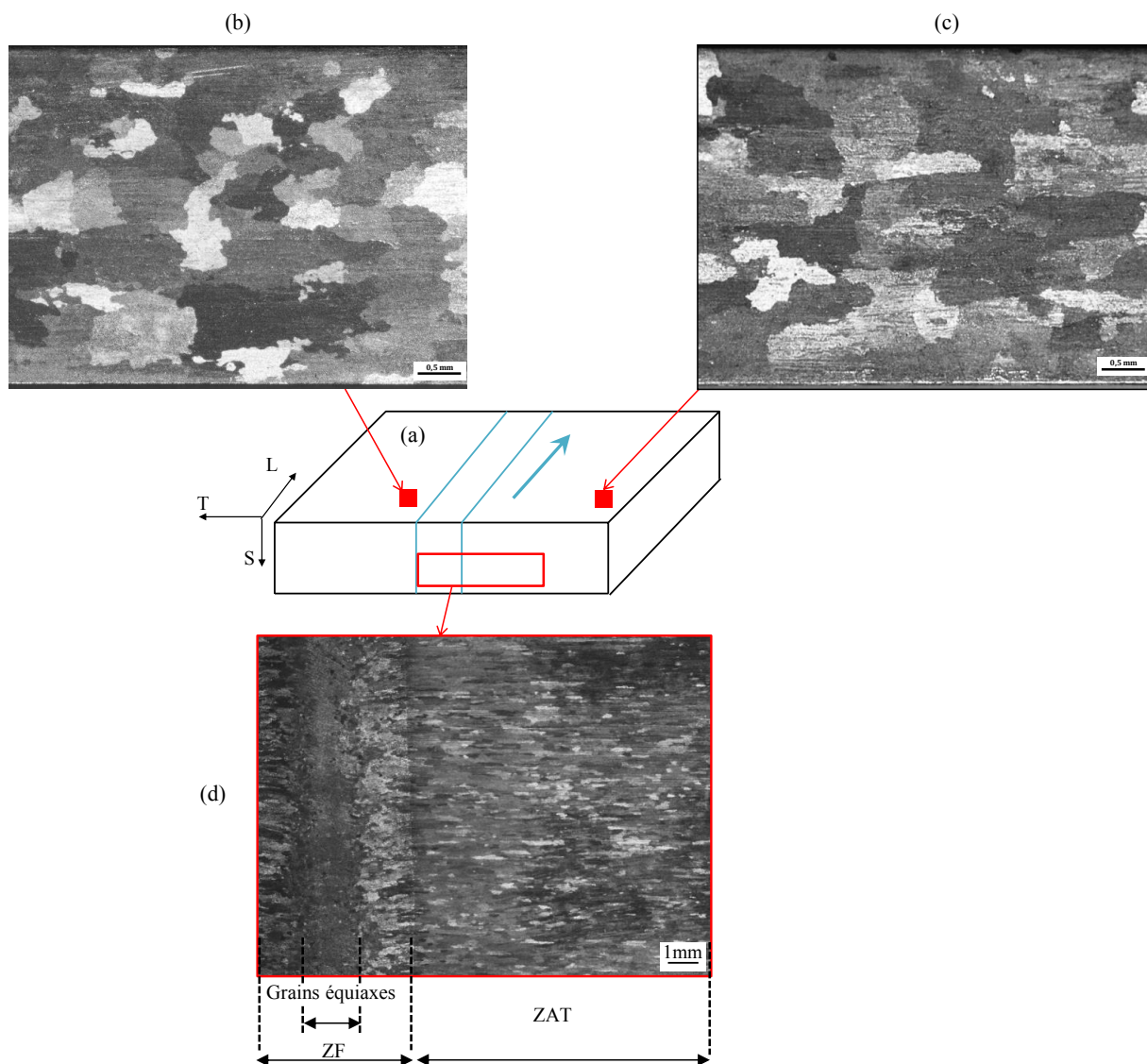


Figure II-3 : (a) schéma de la tôle soudée (b) microstructure de la ZAT (c) microstructure du MB (d) microstructure de la ZF et la ZAT

Le risque de formation de veines de liquation est assez fréquent en cours de solidification des joints soudés par faisceau d'électrons. La présence de ces veines conduit au risque de fissuration à chaud d'un point de vue mécanique. Afin d'avoir à disposition une idée sur la sensibilité de l'alliage à la crique de liquation, un complément d'analyse par microscopie électronique à balayage est réalisé.

Le dispositif utilisé est muni d'un détecteur de type BSE (électrons rétrodiffusés pour un contraste en composition) et l'observation est exécutée à une distance de 14 mm sous une tension de 20 kV (Figure II-4). Les veines de liquation, supposées apparaître comme prolongement des joints de grains de la ZF,

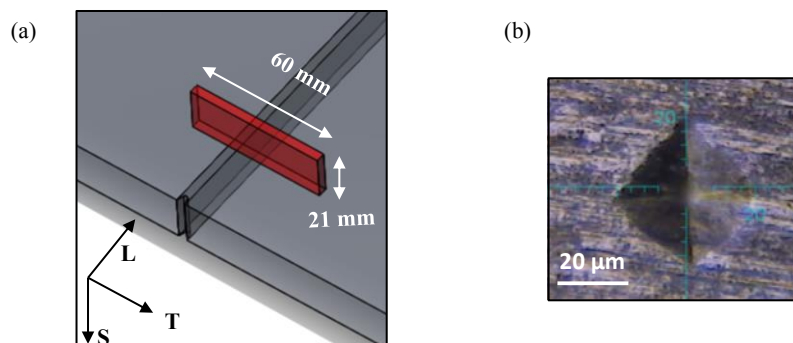


Figure II-5 : (a) Illustration du prélèvement de l'échantillon pour mesure de dureté (b) empreinte de l'indenteur dans le métal de base

Afin d'avoir à disposition une caractérisation exhaustive du cordon de soudure, trois génératrices transverses dans l'épaisseur (en partant de 5 mm de la face supérieure) ont été réalisées. La dispersion entre les trois profils étant très faible et par souci de simplicité d'affichage, on se limite à la présentation du profil de dureté obtenu sur la génératrice centrale (cœur de la tôle) (Figure II-6).

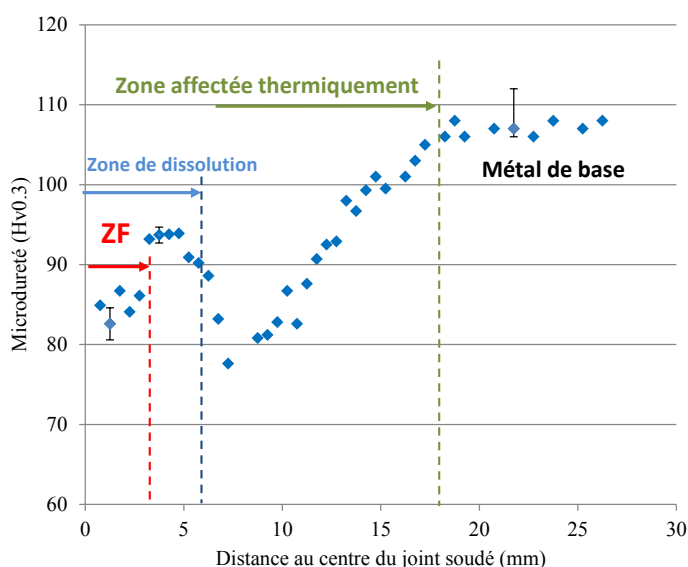


Figure II-6 : Filiation de micro-dureté du joint soudé FE en Al 6061

En fonction des températures atteintes en cours du soudage et des vitesses de refroidissement, quatre zones métallurgiques peuvent être distinguées avec un contraste assez marqué sur les valeurs de dureté :

- 1- le métal de base (MB), non affecté par le processus de soudage, avec son état T6 de traitement thermique qui lui confère une dureté maximale de l'ordre de 110 HV ;

- 2- la zone affectée thermiquement (ZAT) est relativement large (environ 11 mm) et présente un fort gradient de propriétés directement lié à l'évolution des précipités durcissant β'' vers un état plus stable à faible pouvoir durcissant. Cette évolution est d'autant plus accentuée que les températures sont élevées. Ceci explique la chute de dureté aux proches immédiats de la zone de dissolution. L'état de cette zone est équivalent à un état de traitement thermique T7 de surmaturation (un deuxième recuit induit par soudage) ayant les propriétés mécaniques les moins optimales avec une faible limite élastique et très peu d'allongement à la rupture.
- 3- la zone fondue (ZF), centrée dans la zone de dissolution, s'étend sur 6 mm environ et voit sa dureté chuter à des valeurs de 80 Hv_{0,3}.
- 4- une 'interface' ZF/ZAT qui s'étend sur 2 mm environ de part et d'autre de la zone fondue. Cette dernière est le siège d'une restitution partielle de la dureté par formation des zones GP.

II.3. *Techniques de caractérisation mécaniques*

L'objectif de cette troisième partie est de décrire les différents outils expérimentaux utilisés pour la caractérisation de la jonction soudée FE, plus précisément pour l'évaluation de la sensibilité des différentes zones métallurgiques, préalablement identifiées, en présence de singularité géométrique. Pour ce faire, nous proposons une première description des essais de traction menés dans cette étude principalement pour identifier localement les lois de comportement tout au long de la jonction soudée (tôle laminée). Néanmoins, avoir une connaissance fine du comportement en traction ne présage pas d'une analyse en mécanique de la rupture, d'où la réalisation d'essais de déchirure J_{1c}. La conduite des essais ainsi que le principe d'analyse des résultats seront détaillés dans une seconde partie.

Il est à noter qu'un intérêt particulier a été également porté au comportement en traction du métal de base mis en forme par filage inverse. Le but est d'avoir la meilleure connaissance possible de la résistance à l'endommagement du matériau originel (Al 6061-T6 avant soudage) via une série d'essais en faisant varier le taux de triaxialité des contraintes. Cette partie est reportée en Annexe A.

II.3.1. Conduite des essais de traction

II.3.1.1. Géométries des éprouvettes

Les éprouvettes de traction utilisées dans cette étude sont des éprouvettes axisymétriques lisses. On distingue les géométries $\phi 5$ et $\phi 8$ dont les paramètres géométriques sont reportés dans la Figure II-7.

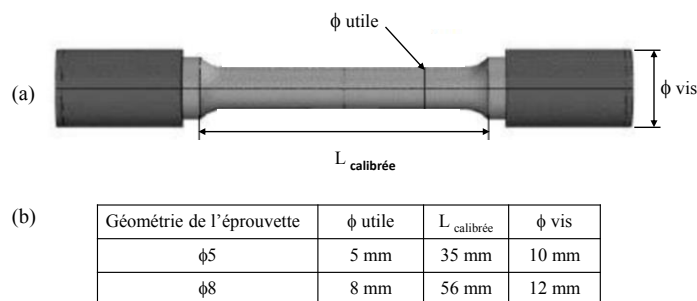


Figure II-7 : (a) géométries des éprouvettes de traction lisses (b) paramètres géométriques

II.3.1.2. Prélèvements des éprouvettes de traction

Le prélèvement des éprouvettes de traction est fait comme suit :

- des éprouvettes $\phi 5$ ont été prélevées dans le métal de base laminé (Figure II-8b) avec un axe de sollicitation parallèle au sens du laminage.
- dans la jonction soudée, des éprouvettes de traction lisses $\phi 5$ ont été prélevées perpendiculairement au joint soudé (éprouvette travers joint (TJ)) de manière à avoir les différentes zones métallurgiques dans un même échantillon (Figure II-8a). Pour mettre en évidence les éventuels effets géométriques, des éprouvettes $\phi 8$ ont été également usinées.

Les plans de prélèvement sont fournis en Annexe B.

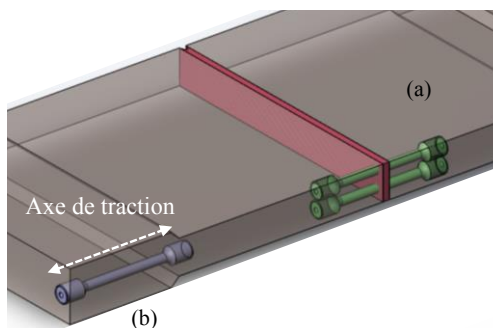


Figure II-8 : Schéma descriptif du prélèvement des éprouvettes de traction (a) à travers le joint soudé (b) dans le métal de base laminé

Note : dans la suite du manuscrit, on désigne par :

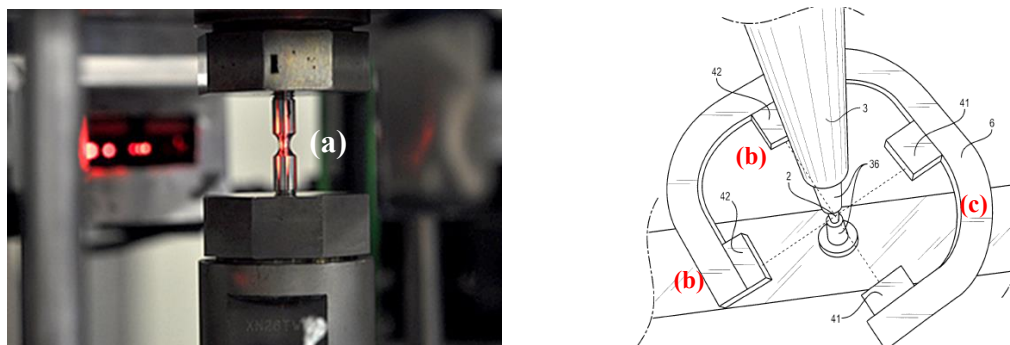
753 : le code de matière de la tôle soudée par faisceau d'électrons

755 : le code de matière du métal de base Al 6061-T6 mis en forme par filage inverse

A chacune des éprouvettes prélevées, nous attribuerons une référence définie par le ‘code matière’ correspondant suivi d’un indice alphabétique.

II.3.1.3. Dispositif expérimental

Les essais de traction ont été réalisés à température ambiante sur une machine de traction de capacité 100 kN. La mesure de force s’effectue à l’aide d’une cellule de force de classe 0,5 de 5 à 90 kN. Le banc d’essai est accessorisé par un système de mesure optique développé en interne appelé IMEC (plateforme expérimentale RESEDA).



(a) éprouvette de traction, (b) nappes laser (c) support des nappes laser placé sur un module motorisé

Figure II-9 : Descriptif du principe de mesure laser du banc d’essai IMEC

Le système laser permet d’effectuer une profilométrie de l’éprouvette durant l’essai et de mesurer ainsi la contraction diamétrale le long de la longueur calibrée de l’éprouvette. Ceci est rendu possible par l’association de :

- deux nappes laser LED de marque MICRO-EPSILON placées perpendiculairement à l’axe de l’échantillon et qui disposent d’une plage de mesure de 40 mm et d’une résolution de 0,6 microns.
- d’un système de motorisation qui permet de déplacer les nappes laser suivant l’axe vertical de l’éprouvette ce qui permet de scanner régulièrement le profil de l’éprouvette et donc de mesurer la contraction diamétrale sur l’ensemble de la partie calibrée dans deux directions perpendiculaires.
- d’une règle de mesure linéaire incrémentale, d’une plage de mesure de 270 mm et d’une résolution relative inférieure à 0,05% qui permet de repérer la position des nappes laser durant leurs déplacements périodiques suivant le sens de traction.

En règle générale, les essais s’effectuent à vitesse de traverse imposée et constante de manière à avoir une vitesse initiale de traction sur la longueur utile de l’éprouvette cylindrique de l’ordre de

$\dot{\varepsilon} = 2,5.10^{-4} s^{-1}$, conformément à la norme NF EN ISO 6892-1 d'octobre 2009. Néanmoins, des adaptations sont envisageables pour les éprouvettes à travers le joint soudé où les différents matériaux de la soudure sont sollicités différemment en fonction du mismatch de la jonction soudée.

Les résultats des essais sont ensuite traités grâce à un logiciel interne développé sous Labview.

II.3.1.4. Analyse des résultats d'essais : apport de la mesure par nappes laser

L'essai de traction est exploité dans une première approche de type ingénierie par la détermination de la courbe conventionnelle définie par l'évolution de la contrainte conventionnelle σ_{conv} en fonction de l'allongement A% de l'éprouvette :

- $\sigma_{conv} = \frac{F}{S_0}$ avec S_0 la section initiale de l'éprouvette Équation II-1

- $A\% = \frac{\Delta L}{L_0} \times 100$ avec L_0 la longueur utile de l'éprouvette Équation II-2

On distingue l'allongement réparti total $A_{gt}\%$ à effort maximum et l'allongement à la rupture $A_t\%$.

Cependant cette valeur d'allongement correspond à l'allongement de l'éprouvette et du dispositif destiné à lui appliquer le chargement. Pour faire abstraction du montage, nous définissons une grandeur 'allongement vérin corrigé' qui supprime les déplacements liés au montage. Pour ce faire, il suffit d'évaluer la rigidité de la machine dans la partie élastique de l'essai, connaissant la rigidité du matériau testé.

En revanche, ces grandeurs conventionnelles ne prennent pas en compte l'évolution de la géométrie de l'éprouvette en cours d'essai. Pour en tenir compte, on introduit les grandeurs rationnelles suivantes :

- $\sigma_{ratio} = \sigma_{conv} \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right)$ Équation II-3

- $\varepsilon_{ratio} = Ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right)$ Équation II-4

qui ne sont cependant valables qu'au cours de la phase correspondant à des efforts croissants de l'essai. En effet, si dans un premier temps, la diminution de la section est compensée par la consolidation induite par écrouissage du matériau sous déformation plastique, dans la 2^{ème} partie de l'essai cet équilibre s'inverse correspondant à l'atteinte d'un maximum sur la force. Ce phénomène se manifeste

macroscopiquement par l'apparition d'une striction et une déformation hétérogène sur le fût de l'éprouvette. Dès lors, la déformation rationnelle est définie en utilisant la mesure du diamètre de l'éprouvette obtenue par le système de mesure par nappes laser :

$$\bullet \quad \varepsilon_{ratio} = -2.Ln\left(\frac{a}{a_0}\right) \quad \text{Équation II-5}$$

où a_0 le rayon de la section minimale initiale et a le rayon de la section considérée.

A l'instabilité plastique, le chargement devient multiaxial par effet d'entaille induit par striction. La contrainte rationnelle définie pour un chargement uniaxial perd sa validité. D'où la nécessité d'une autre méthode permettant la détermination d'une contrainte valable pour les grandes déformations. On propose la méthode de Bridgman [109] qui permet d'analyser l'état de contrainte au niveau de la striction et d'en déduire la contrainte équivalente en fonction de la géométrie de la striction :

$$\bullet \quad \sigma_{vai} = \frac{\frac{F}{S}}{\left(1 + \frac{2R}{a}\right).Ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)} \quad \text{Équation II-6}$$

avec

$S = \pi a^2$ section droite de l'éprouvette au niveau de la striction

R rayon de courbure déterminé à partir des mesures obtenues par les nappes (Figure II-10)

Le calcul du rayon de courbure dans la zone de striction se fait par un ajustement polynomial sous Excel, des mesures obtenues par nappes laser [110].

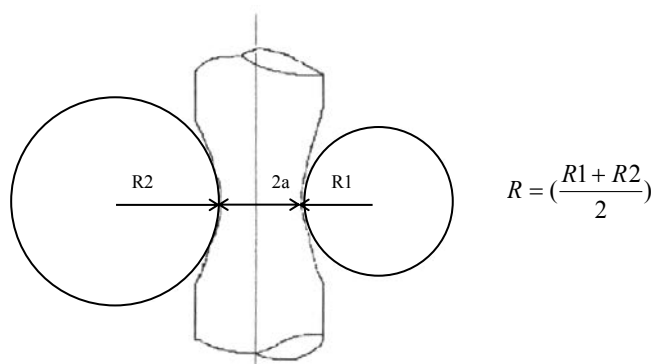


Figure II-10 : Principe de détermination du rayon de courbure R

Contrairement à une analyse conventionnelle qui limite la caractérisation à de faibles valeurs de déformation, l'analyse en termes de contraintes vraies (contraintes de Bridgman) et de déformations vraies permet d'étendre considérablement le domaine de connaissance du comportement du matériau ce qui peut s'avérer indispensable dans l'analyse éléments finis en mécanique de la rupture où les déformations en pointe de fissure sont importantes.

II.3.1.5. Nouvelle approche pour l'identification des comportements locaux

Les méthodes les plus couramment utilisées pour l'identification des comportements locaux de la jonction soudée consistent soit à prélever des 'micro' éprouvettes à différentes position de la jonction soudée, et dans ce cas on ne caractérise pas la bonne direction pour une analyse ultérieure de la ténacité, soit à faire des analyses par corrélation d'images qui s'avèrent parfois coûteuses et compliquées à mettre en place.

Nous proposons en conséquence, comme alternative une nouvelle approche permettant en plus d'un gain en temps et d'une économie de matière, d'avoir une caractérisation assez fine en tout point de la jonction soudée à partir d'un simple essai de traction à travers le joint soudé [111].

L'approche consiste à discrétiser le profil de l'éprouvette en un certain nombre de points et de suivre l'évolution de la déformation et de la contrainte vraies de chacun des points durant l'essai. Ceci permet alors de construire la loi de comportement correspondante. Une illustration du principe de dépouillement sera présentée dans le Chapitre III.

II.3.2. Essais de déchirure J_{Ic}

II.3.2.1. Géométries des éprouvettes de mécanique de la rupture

Les essais de déchirure ont été conduits sur deux types d'éprouvettes de mécanique de la rupture :

- les éprouvettes Compact Tension CT12,5 par référence à l'épaisseur B de l'éprouvette. La géométrie de l'éprouvette est illustrée dans la Figure II-11. Les essais conduits sur CT permettront d'évaluer la ténacité tout au long de la jonction soudée conformément aux recommandations de l'ASTM E1820.
- les éprouvettes SENT (Single Edge Notched Tension). Les dimensions de l'éprouvette ne sont pas normalisées mais quelques recommandations existent concernant comme par exemple l'épaisseur qui doit être supérieure ou égale à la largeur W de l'éprouvette. Dans cette étude, des éprouvettes SENT de section carrée 10 mm x 10 mm ont été principalement testées (Figure II-12).

Contrairement aux éprouvettes CT, pour lesquelles le ligament est sollicité majoritairement en flexion avec une très faible composante de traction, l'éprouvette SENT est sollicitée essentiellement en traction et présente une triaxialité nettement moins importantes en pointe de fissure, d'où tout l'intérêt de la conduite des essais sur SENT qui permettent de se rapprocher des conditions réelles de chargement sur structure.

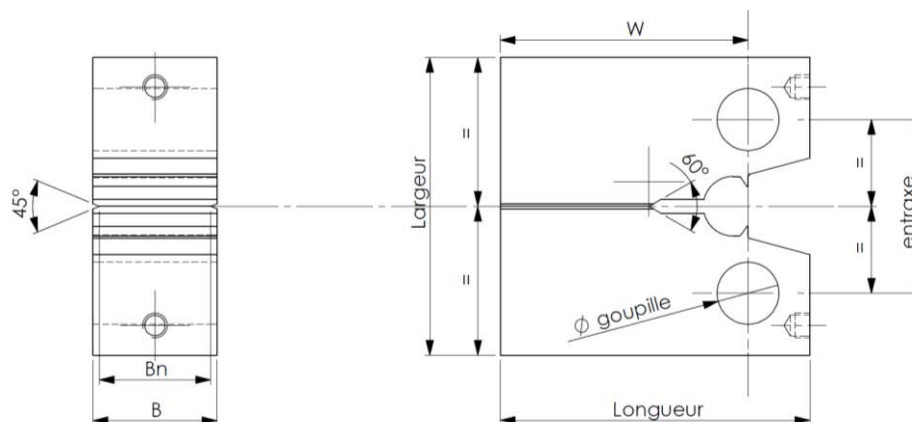


Figure II-11 : Géométrie des éprouvettes CT

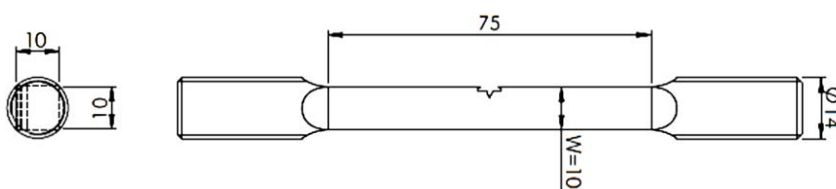


Figure II-12 : Géométrie des éprouvettes SENT

II.3.2.2. Prélèvement des éprouvettes CT et SENT

L'objectif est de caractériser la résistance à la déchirure ductile des différentes zones métallurgiques de la jonction soudée : la ZF, l'interface ZF/ZAT et le gradient de la ZAT mis en évidence par microdureté. Nous prélevons alors des éprouvettes CT de manière à positionner l'entaille mécanique au niveau de chaque zone métallurgique de la jonction soudée. L'avancée de fissure est parallèle au sens du soudage et l'épaisseur de l'éprouvette est centrée dans l'épaisseur de la tôle soudée. Pour un meilleur ajustement de la position de l'entaille, nous procédons en plusieurs étapes (Figure II-13) :

- des blocs parallélépipédiques englobant la soudure sont d'abord prélevés aux dimensions d'une éprouvette CT (ou SENT) avec une marge pour l'ajustement de la position de l'entaille.

- la zone fondue est ensuite révélée par attaque chimique avec une base forte,
- la position d'usinage est définie par rapport à une face de référence de l'ébauche. Cette position est ajustée de manière à avoir l'entaille mécanique à une distance donnée par rapport au centre de la zone fondue.

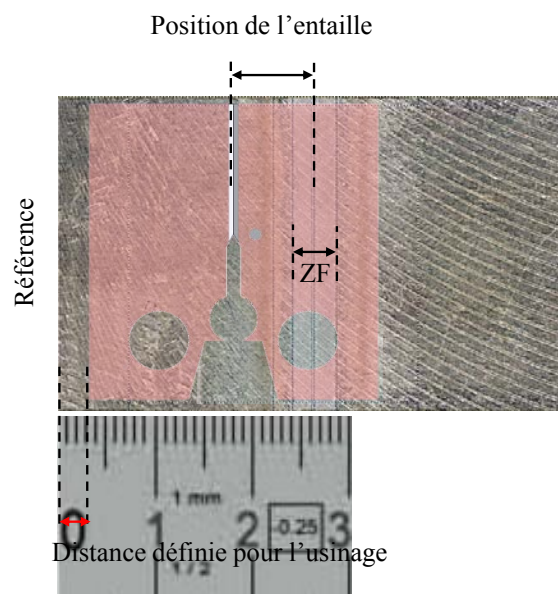


Figure II-13 : Exemple de bloc de prélèvement d'une éprouvette CT 12,5, la ZF est révélée par une base forte et la position de l'usinage est définie par rapport à la face de référence ici à 3mm

Ce même protocole, quelque peu fastidieux et couteux en temps, est adopté aussi pour le prélèvement des éprouvettes SENT et permet un positionnement parfait de l'entaille.

II.3.2.3. Protocole expérimental

- *Préfiissuration*

Avant tout essai de déchirure, chaque éprouvette est préfiissurée par fatigue à température ambiante sur une machine servo-hydraulique. Cette étape a pour but de créer une fissure réelle tout en présentant des conditions de plasticité très réduite en pointe de fissure de manière à ne pas impacter la réalisation de l'essai J_{Ic} . Un rapport $a/W = 0,5$ est visée, soit une fissure de fatigue de 2,5 mm dans le cas des éprouvettes CT. La préfiissuration est menée à un rapport de charge $R = P_{min} / P_{max} = 0,1$ et à une fréquence de 15Hz avec une valeur d'amplitude d'intensité de contraintes ΔK décroissante en fonction de l'avancée de fissure. Les niveaux de facteurs d'intensité de contrainte sont choisis suffisamment importants pour assurer un amorçage de fissure de fatigue mais sans dépasser un effort P_m défini dans la norme ASTM E1820 pour les éprouvettes CT par :

$$P_m(CT) = \frac{0,4B(W - a_0)^2\sigma_y}{(2W + a_0)} \quad \text{Équation II-7}$$

Tout comme les éprouvettes CT, les éprouvettes SENT sont également préfissurées par fatigue mais par un essai de flexion trois points à ΔK décroissant, et sans atteindre le niveau d'effort défini par la formule suivante :

$$P_m(SENT) = \frac{0,5B(W - a_0)^2\sigma_y}{4W} \quad \text{Équation II-8}$$

Une photo du montage de fissuration en flexion trois points est donnée sur la Figure II-14.

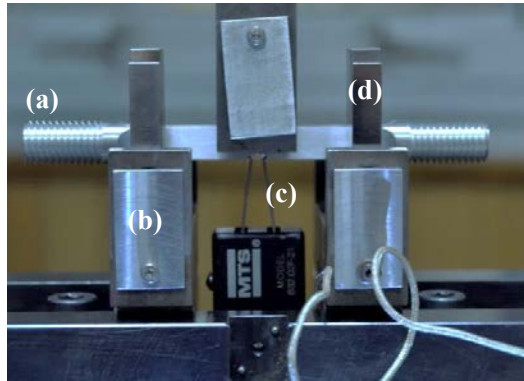


Figure II-14 : Montage de préfissuration en flexion trois points (a) éprouvette SENT, (b) banc de flexion (c) extensomètre (d) cale de centrage

Quelle que soit la géométrie de l'éprouvette, le front de préfissure doit être suffisamment rectiligne pour assurer un amorçage de déchirure uniforme et favoriser une répartition de J homogène le long du front.

Pour remédier aux problèmes de rectitude, le plus souvent engendrés par un écart d'alignement des amarrages non maîtrisable, la phase de préfissuration est réalisée en deux étapes en retournant l'éprouvette pour une avancée de fissure égale à la moitié de la taille de fissure finale dans le cas des éprouvettes CT. En revanche, un bon centrage de l'éprouvette SENT sur le banc de flexion permettra d'éviter le problème de dissymétrie d'avancée de fissure.

- **Conduite de l'essai J_{Ic} en ouverture ou en déplacement imposé**

Les essais de déchirure ductile sont réalisés sur une machine servo-hydraulique pilotée avec une hydraulique MTS. La capacité est de 100 kN, avec une cellule de force de 25 kN et de classe 0,5. La mesure de l'ouverture de l'éprouvette est assurée par un capteur à lames placé au droit de la ligne de charge de l'éprouvette de longueur utile $L_e = 5\text{ mm}$ et de course égale à $+3/-1\text{ mm}$.

Le pilotage de l'essai se fait en séquences de blocs avec un enregistrement simultané de l'ouverture de l'extensomètre, du déplacement du vérin, de la force et éventuellement de la ddp (différence de potentiel (ddp)). Une séquence de chargement se résume en 4 phases désignées dans le programme de pilotage (Figure II-15) :

- Mise en charge de l'éprouvette (1) ;
- Phase de maintien (2) ;
- Décharge partielle pour mesurer la complaisance (3) ;
- Recharge de l'éprouvette jusqu'à la dernière ouverture de la phase de maintien (4) ;

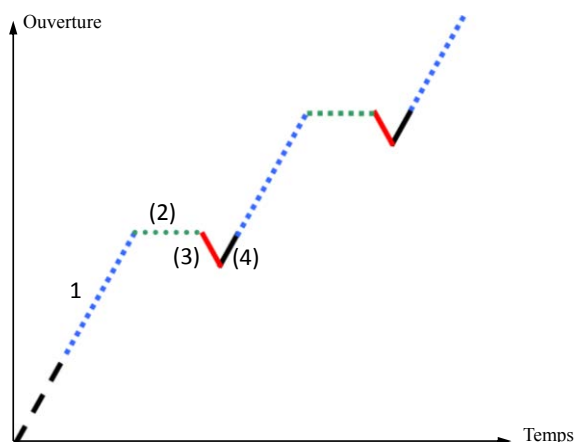


Figure II-15 : Séquence de pilotage de l'essai J_{Ic}

Le choix de la durée de maintien est laissé à l'appréciation de l'opérateur, contrairement à la vitesse de chargement qui doit être limitée. Pour favoriser le développement d'un état de déformations planes, des rainures latérales de profondeur $B/10$ sont usinées. L'éprouvette possède désormais une épaisseur efficace $B_n = 0,8 \times B$.

Un montage similaire a été utilisé pour la conduite de l'essai J_{Ic} sur CT (Figure II-16a).

Contrairement aux éprouvettes CT, nous passons pour la conduite de l'essai J_{Ic} sur SENT, d'un montage d'essai sur SENB (flexion trois points) à un montage d'éprouvette SENT sollicitée

principalement en traction (Figure II-16b). Pour cette géométrie SENT, un calcul aux éléments finis s'avère nécessaire pour évaluer l'effort de traction équivalent à celui de fin de préfissuration en flexion trois points (nécessaire pour le réglage du PID de la machine).

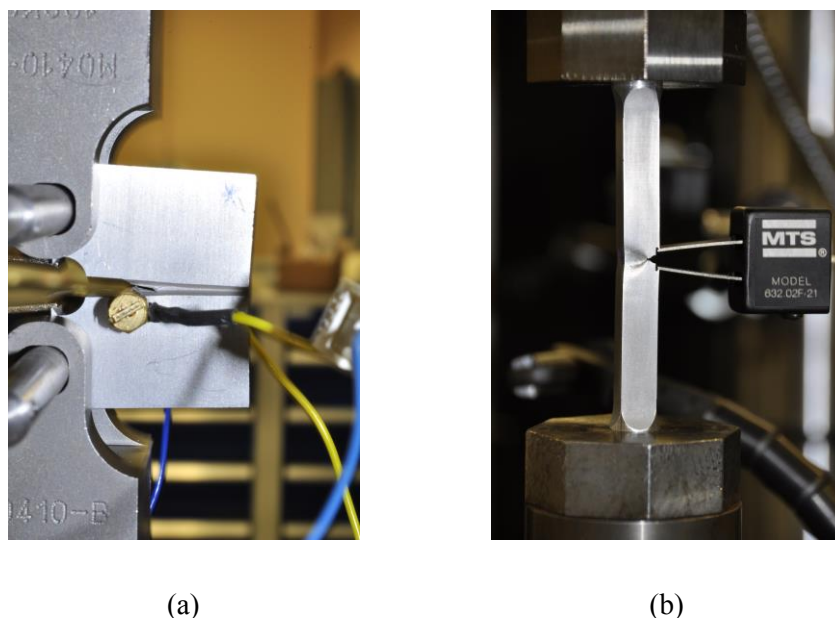


Figure II-16 : Montage de l'essai de déchirure (a) cas des éprouvettes CT (b) cas des éprouvettes SENT

- **Marquage et postfissuration**

A la fin de l'essai de déchirure J_{1c} , les fronts de préfissure et de déchirure ductile sont marqués par application d'un produit de ressuage et par oxydation au four pendant 30 minutes à 390 degrés. L'éprouvette est finalement rompue en fatigue, on parle de phase de postfissuration (Figure II-17).

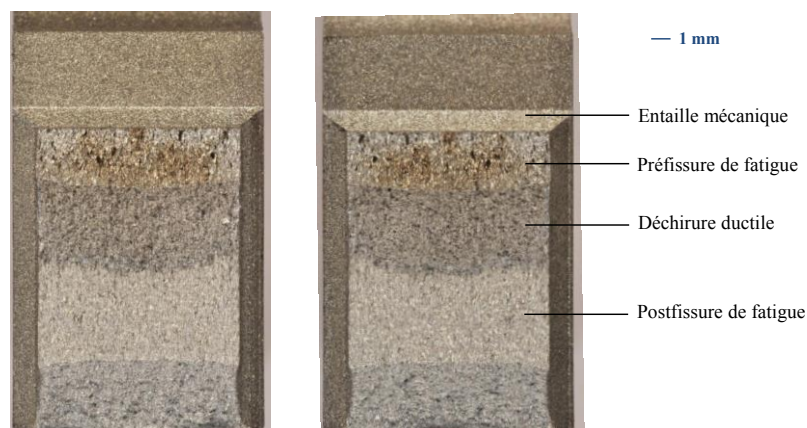


Figure II-17 : Faciès de rupture d'une éprouvette CT12,5 prélevée dans le métal de base

Les longueurs de préfissure et de propagation sont ensuite évaluées grâce à une moyenne de 9 points de mesures sur le front de fissure dont deux mesures extérieures pondérées de $\frac{1}{2}$ et sept mesures centrales.

$$a = \frac{1}{8} \cdot \left(\frac{(a_1 + a_9)}{2} + \sum_{j=2}^8 a_j \right) \quad \text{Équation II-9}$$

La mesure exacte de la taille de fissure initiale et de propagation permet d'améliorer l'interprétation des essais J_{Ic} par la suite.

II.3.2.4. Mesure de l'avancée de fissure par la méthode de la complaisance

La méthode la plus fréquente pour l'évaluation de la longueur de fissure en cours d'essai est la méthode de la complaisance. La complaisance élastique de l'éprouvette correspond à la pente de la courbe force-CMOD en phase de charge ou décharge partielle. Pour une meilleure estimation de cette grandeur, une sélection des données brutes de l'essai est effectuée de manière à garder que la partie rectiligne de la phase de décharge ou recharge (les valeurs minimales pouvant être non représentatives à cause de la fermeture). Nous remontons après à la longueur de fissure en utilisant la relation proposée par la norme ASTM E18-20 :

$$\frac{a_i}{W} = 1,000196 - 4,06319u + 11,242u^2 - 106,043u^3 + 464,335u^4 - 650,677u^5 \quad \text{Équation II-10}$$

avec

- a_i la taille de fissure
- w la distance entre le centre de la goupille et le pied de l'éprouvette
- $u = \frac{1}{\sqrt{(B_e E C_i) + 1}}$ avec $B_e = B - \frac{(B - B_n)^2}{B}$

La mesure de la complaisance permet de ce fait de détecter l'instant d'amorçage correspondant à un changement de pente sur la courbe complaisance en fonction de l'ouverture (CMOD). Ce changement de pente est en revanche parfois difficile à identifier. Ceci est particulièrement vrai pour les matériaux qui absorbent très peu d'énergie plastique (très peu d'émoussement en pointe de fissure avant l'amorçage).

II.3.1. Présentation de la base de données :

Des éprouvettes CT12,5 ont été prélevées dans la jonction soudée avec différentes positions d'entaille afin d'étudier les différents scénarios possibles d'amorçage de fissure. Les paramètres de préfissuration et des essais de déchirure sont résumés respectivement dans les Tableau II-1 et 3

Les niveaux de ΔK de préfissuration ont été ajustés en fonction de la position de l'entaille dans la jonction soudée afin d'être certain de ne pas dépasser les niveaux de plastification dans les zones les plus molles de la jonction soudée.

Repère de l'éprouvette	Configuration	Préfissuration		Longueur de préfissure (mm)	Rapport de charge
		ΔK initial (MPa m ^{0.5})	ΔK final (MPa m ^{0.5})		
753-H	MB	8	5	12,5	0,1
753-O	Milieu ZF	6	5		
753-P	Interface ZF/ZAT				
753-R	à 7 mm du centre				
753-S	à 10 mm du centre				
753-U	à 6 mm du centre	8	5	11,5	
753-X	à 9 mm du centre				
753-W	à 11 mm du centre				
753-G	MB				
753-K					

Tableau II-1 : Essais disponibles sur CT12,5 : positions de l'entaille et conditions de préfissuration

Repère de l'éprouvette	Configuration	Mode de pilotage	Incrément (mm)	Décharge	Maintien (s)							
753-H	MB	En extenso	0,01	30%	30							
753-O	Milieu ZF		0,02	25%								
753-P	Interface ZF/ZAT											
753-R	à 7 mm du centre											
753-S	à 10 mm du centre											
753-U	à 6 mm du centre	En déplacement	0,015									
753-X	à 9 mm du centre	En extenso	0,01									
753-W	à 11 mm du centre	En déplacement	0,015									
753-G	MB											
753-K												

Tableau II-2 : Conduite des essais de déchirure : paramètres des essais J_{1c}

Il est à noter que, dans l'optique d'avoir une première vision du comportement de la jonction soudée, une première campagne d'essais a été conduite sur des éprouvettes avec des positions d'entaille qui permettent de balayer 'grossièrement' toute la jonction soudée (MB, ZF, Interface ZF/ZAT et à deux

positions dans la ZAT). A l'issue des premiers résultats obtenus, que nous présenterons par la suite, la ZAT apparaît particulièrement sensible à l'entaille.

Des essais complémentaires ont été alors réalisés pour caractériser tout le gradient de la ZAT mis en évidence lors de la caractérisation en traction et qui semble pénalisant en mécanique de la rupture. Pour ces essais, la taille de la préfissure de fatigue a été réduite de 1mm afin d'éviter sa déviation du plan de fissuration, problème auquel on est confronté pour des préfissures de fatigue plus longues. Cette déviation n'est pas due à un problème de montage mais à la dissymétrie mécanique de l'éprouvette.

En présence de pop-in (typiquement le cas du métal de base et la ZAT éloignée), le pilotage en ouverture entraîne une mise en compression de la pointe de fissure générée par le pilotage de l'extensomètre qui cherche à 'compenser' l'ouverture induite par la propagation brutale de fissure. Les données expérimentales sont difficilement exploitables au-delà du pop-in, en conséquence, certains essais ont été pilotés en déplacement imposé.

***Chapitre III- Etude du comportement en traction et en
ténacité de la jonction soudée FE***

Sommaire du Chapitre III

Chapitre III- Etude du comportement en traction et en ténacité de la jonction soudée FE	75
III.1. Comportement en traction de la jonction soudée FE.....	79
III.1.1. Caractérisation en traction du métal de base laminé.....	79
III.1.2. Mise en évidence de l'undermatch de la soudure	80
III.1.3. Identification des comportements locaux de la jonction soudée	82
III.1.3.1. Dimensionnement d'une géométrie d'éprouvette adaptée au comportement de la jonction soudée	86
III.1.3.2. Description du modèle de comportement à l'aide d'une loi d'écrouissage du type Hollomon	88
III.1.4. Validation numérique du modèle de comportement identifié.....	90
III.1.4.1. Définition du modèle numérique	91
III.1.4.2. Interprétation numérique de l'essai TJ centré sur la soudure.....	92
III.2. Caractérisation du comportement en ténacité de la jonction soudée FE	94
III.2.1. Résultats expérimentaux.....	94
III.2.2. Modélisation des essais sur éprouvettes CT	96
III.2.2.1. Description du modèle numérique	96
III.2.2.2. Validation des différents modèles numériques	97
III.2.2.3. Résultats	99

Comme nous l'avons évoqué dans l'introduction du mémoire, l'undermatch de la soudure FE ainsi que sa forte sensibilité au risque de fissuration à chaud imposent une étude de l'intégrité de la structure après soudage. L'objectif de cette étude est donc d'identifier la zone métallurgique de la soudure FE la plus pénalisante en mécanique de la rupture dans une configuration donnée. Ce chapitre est dédié à l'interprétation des résultats, expérimentaux et numériques, des essais conduits pour la caractérisation de la jonction soudée. Dans une première partie, un modèle complet permettant la prédiction du comportement en traction de la jonction soudée sera identifié au moyen d'une nouvelle approche expérimentale développée au LISN. Dans un second temps, le comportement en ténacité de la jonction soudée sera étudié via des essais de déchirure sur des éprouvettes de mécanique de la rupture de type CT (Compact Tension). En dehors des conditions normalisées des essais de déchirure ductile, une étude numérique complémentaire, indispensable à la bonne interprétation des essais, viendra donc appuyer la démarche expérimentale de caractérisation.

III.1. *Comportement en traction de la jonction soudée FE*

III.1.1. **Caractérisation en traction du métal de base laminé**

Les propriétés en traction du métal de base de la jonction soudée FE sont déterminées à l'aide d'essais de traction sur éprouvettes cylindriques (§II.3.1.1.). Les résultats de ces essais sont regroupés dans la Figure III-1.

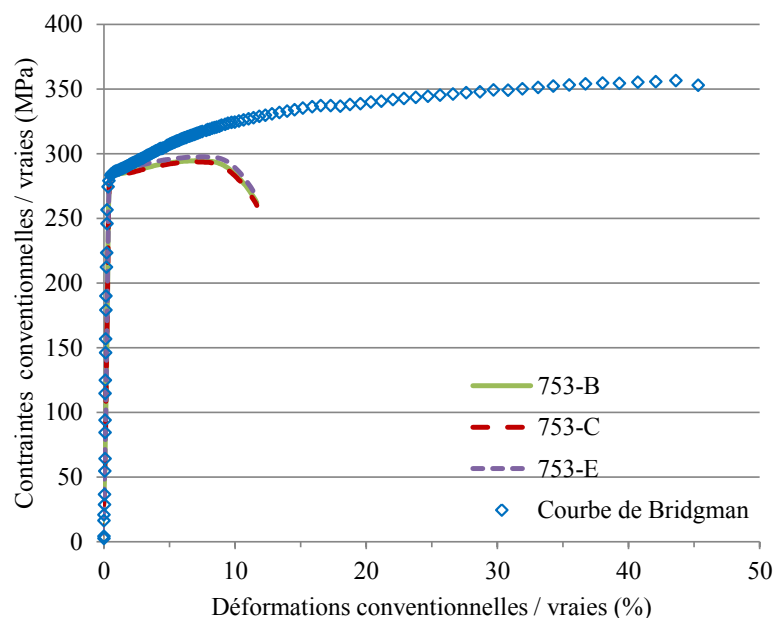


Figure III-1 : Courbes de traction conventionnelles et vraies de l'Al 6061-T6 écroui par laminage

Les remarques suivantes peuvent être faites :

- les essais sont reproductibles aussi bien en résistance à la traction avec un R_m de 295 ± 2 MPa qu'en allongement totale à l'apparition de l'instabilité plastique ($A_{gt} = 7,2 \pm 0,2\%$).
- la méthode de Bridgman permet d'étendre considérablement le domaine de connaissance du comportement à des valeurs de déformation supérieures à 50%. La courbe de Bridgman (Figure III-1) constitue la loi de comportement de référence pour le métal de base pour les utilisations dans les calculs éléments finis de ce manuscrit.

III.1.2. Mise en évidence de l'undermatch de la soudure

Afin d'évaluer les conséquences du soudage sur le comportement mécanique en traction de l'Al 6061 dans son état originel, des essais de traction sur éprouvettes cylindriques, prélevées à travers le joint soudé (TJ) et centrées dans la zone fondue, ont été réalisés. Les essais ont été conduits sur le banc d'essai IMEC, décrit en large dans le chapitre précédent (§II.3.1.3.).

La comparaison des résultats d'essais sur éprouvettes TJ et sur éprouvettes en métal de base a permis d'évaluer le coefficient de joint de la soudure défini par le rapport des résistances mécaniques R_m de l'essai TJ et de l'essai MB. Ce dernier permet de qualifier la qualité de la soudure. Les résultats d'essais sont présentés dans la Figure III-2 et les propriétés de traction sont résumées dans le Tableau III-1.

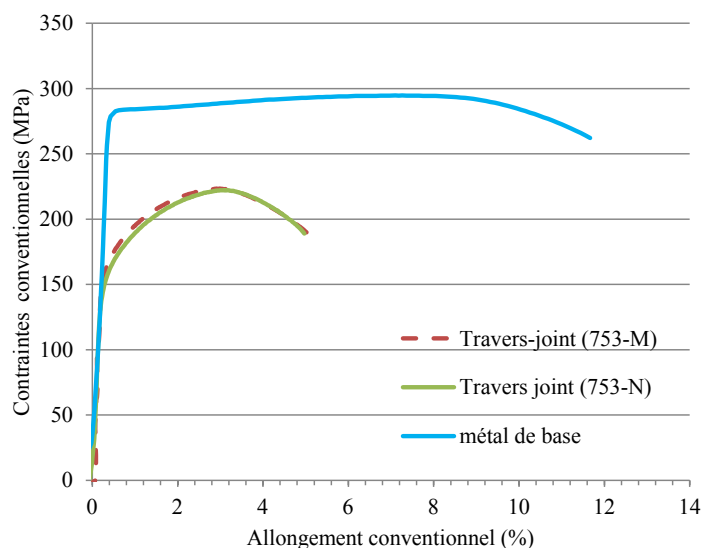


Figure III-2 : Courbes conventionnelles de traction de la jonction soudée et du MB

	$R_{p0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A%	Rapport des $R_{p0,2\%}$	Coefficient de joint $J_m =$ rapport des R_m [112]
Métal de base	271	295	11,7	0,62	0,78
Travers joint	170	232	5,7		

Tableau III-1 : Comparaison des principales grandeurs mécaniques en traction du MB et de la JS

Bien qu'un essai travers joint apporte des informations au sens de l'ingénieur, elles ne donnent pas accès aux caractéristiques réelles des matériaux et sont en fait une moyenne de l'ensemble des caractéristiques des différentes zones métallurgiques de la jonction soudée. En effet une éprouvette TJ est une éprouvette multimatériau. De ce fait, lors d'un essai de traction sur une telle éprouvette, les différentes zones métallurgiques de la jonction soudée sont sollicitées en série et les déformations de la partie calibrée de l'éprouvette ne sont pas homogènes.

Dans le cas particulier d'une soudure en undermatch comme la soudure FE du 6061-T6, les niveaux de chargement atteints avant l'apparition de l'instabilité plastique ne permettent pas de générer de déformations plastiques dans le métal de base (cela est illustré par le fait que le $R_{p0,2\%}$ du MB est supérieur au R_m de l'essai TJ). En conséquence, la mesure d'un allongement conventionnel A%, qui fait intervenir toute la longueur calibrée de l'éprouvette, n'a aucun sens contrairement à un essai sur métal de base. Ceci a été pris en compte pour définir la vitesse de traverse : la vitesse a été réduite à 0,3 mm/s de manière à imposer une vitesse de déformation initiale sur la partie qui se déforme de la zone utile de $2,510^{-4} \text{ s}^{-1}$.

La valeur de $R_{p0,2\%}$, bien que se rapprochant de celle de la zone métallurgique la plus molle, est également indicative compte tenu de sa forte dépendance à la géométrie de l'éprouvette. A l'inverse, la résistance mécanique de l'essai TJ est représentative du matériau ayant la plus faible capacité d'écrouissage et est peu affectée par la géométrie de l'éprouvette.

Le profil de l'éprouvette a été scanné périodiquement durant l'essai à l'aide du système de mesure laser. La Figure III-3 illustre l'évolution géométrique de l'éprouvette à différents instants de l'essai.

On constate que la déformation plastique s'initie tout d'abord dans la zone fondue (courbe rouge) puis s'étend au-delà de cette zone pour rejoindre les deux zones affectées thermiquement. La plasticité continue à se développer dans ces deux zones (courbe violet) jusqu'à l'apparition de l'instabilité plastique (courbe noir). Au-delà de l'effort maximal, la zone fondue ne se déforme plus d'avantage et la striction et la rupture se déroulent dans la zone affectée thermiquement à environ 9 mm du centre de la soudure (courbe verte).

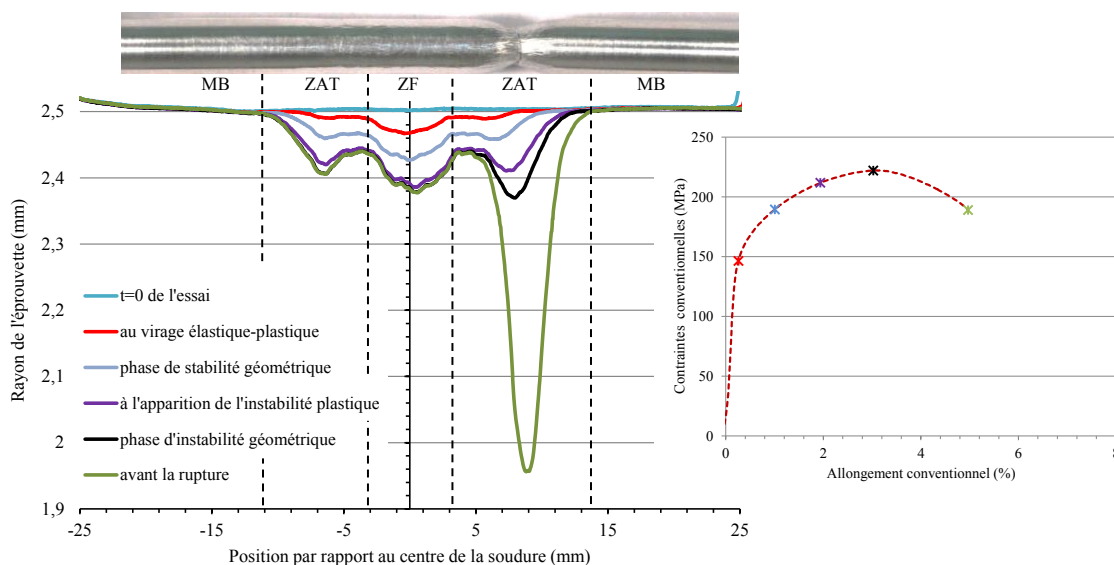


Figure III-3 : Evolution de la profilométrie à différents instants de l'essai TJ

Ces premières conclusions relatives au comportement des différentes zones métallurgiques sont en cohérence avec les résultats de microdureté faisant apparaître une zone affectée thermiquement plus dure que la zone fondue même si la rupture se localise par la suite dans la ZAT. En revanche, l'apparition de la striction dans la ZAT laisse présager une consolidation importante de la ZF.

III.1.3. Identification des comportements locaux de la jonction soudée

La définition d'un modèle complet permettant la prédiction du comportement de la jonction soudée, a été réalisée à l'aide d'une nouvelle approche. Cette dernière repose sur l'interprétation des résultats d'un simple essai TJ pour déterminer les lois de comportement des différentes zones métallurgiques. Une attention particulière sera requise pour identifier le gradient continu relevé dans la ZAT. L'interprétation des résultats d'essai se fait moyennant deux grandes hypothèses :

- la phase d'instabilité plastique est géométriquement contrôlée et la zone de rupture est liée à la capacité d'écrouissage des différents matériaux de la jonction soudée et à la limite d'élasticité du matériau.
- l'endommagement contribue très peu dans la phase stable de l'essai ce qui se traduit par une évolution de la déformation plastique à volume constant. La définition d'une loi de comportement

locale en contraintes $\sigma_{ratio} = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi \cdot a^2}$ et déformations rationnelles $\varepsilon_{ratio} = -2 \cdot \ln\left(\frac{a}{a_0}\right)$ est adaptée.

Le principe d'identification des comportements locaux (§II.3.1.5.) est illustré sur la Figure III-4.

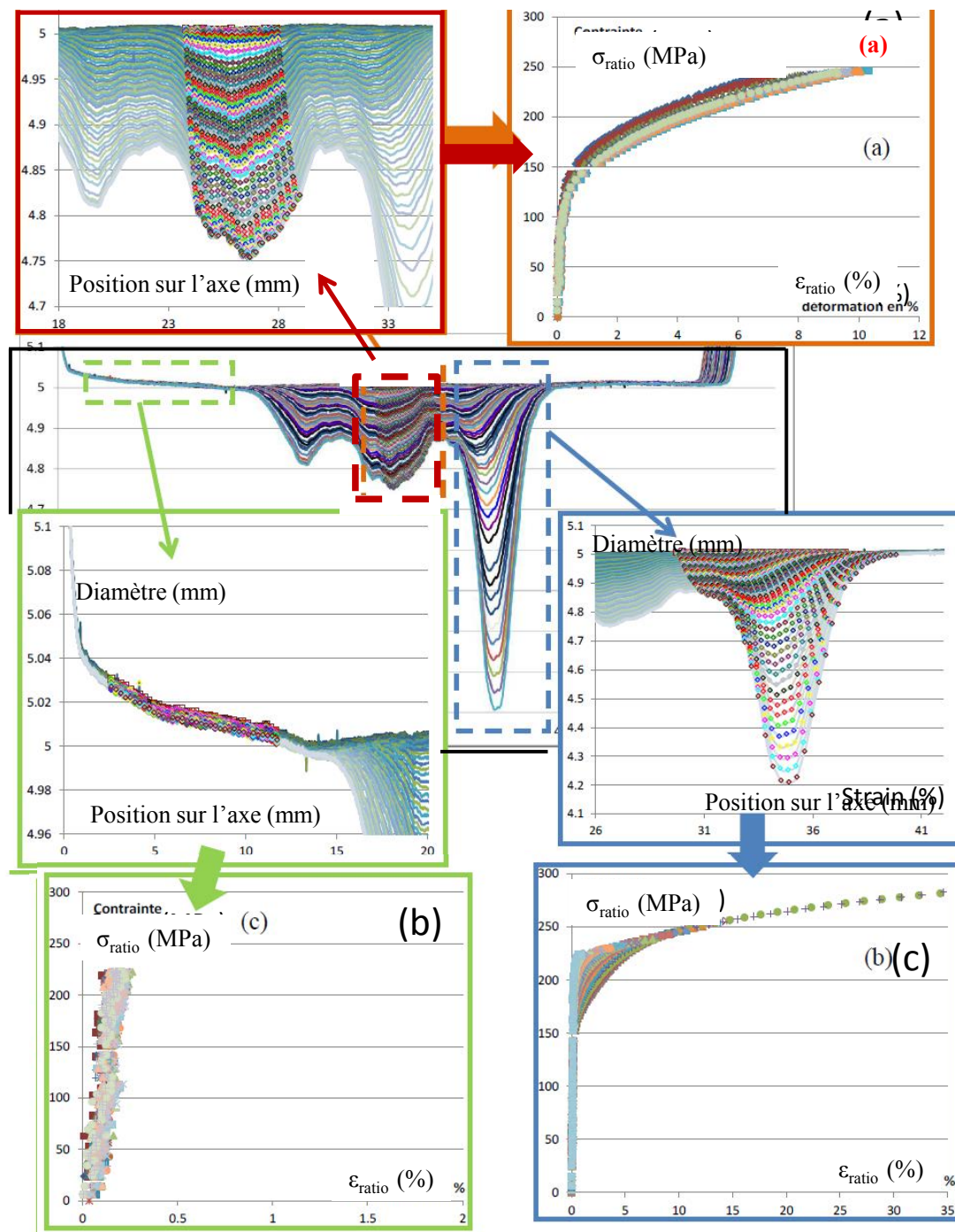


Figure III-4 : Identification des lois de comportements locales le long du joint soudé

Les lois de comportement locales ont été séparées suivant les différentes zones métallurgiques :

- la figure (a) regroupe les courbes des points situés dans la zone fondue ;

- la figure (b) regroupe les courbes des points situés dans le métal de base ;
- la figure (c) regroupe les courbes des points situés dans la ZAT où a eu lieu la rupture.

De cette identification, il ressort les conclusions suivantes :

- la localisation en zone fondue au début de l'essai se traduit par une déformation totale d'environ 10% (Figure III-4a). Le comportement en traction est relativement homogène et la limite élastique calculée est de l'ordre de 114 MPa bien en dessous de la limite élastique de l'essai travers joint (=170 MPa). L'undermatch réel de la soudure de 0,42 est en conséquence nettement plus faible que celui estimé par une analyse conventionnelle (coefficient de joint en $R_{p0,2\%}$ de 0,62 (§III.1.2.)).
- la zone affectée thermiquement présente un fort gradient de propriétés mécaniques. Le pouvoir durcissant dans cette zone est d'autant plus important qu'on s'éloigne de l'interface ZF/ZAT (Figure III-4c).
- aucune déformation plastique n'est mesurée dans le métal de base (Figure III-4b). Cela laisse à penser qu'une partie de la ZAT n'est également pas sollicitée plastiquement.

Une première validation de l'approche développée ainsi que des hypothèses mises en place est obtenue en confrontant ces résultats d'analyses aux résultats issus de la simulation numérique de soudage (SNS) développés par Areva (Figure III-5).

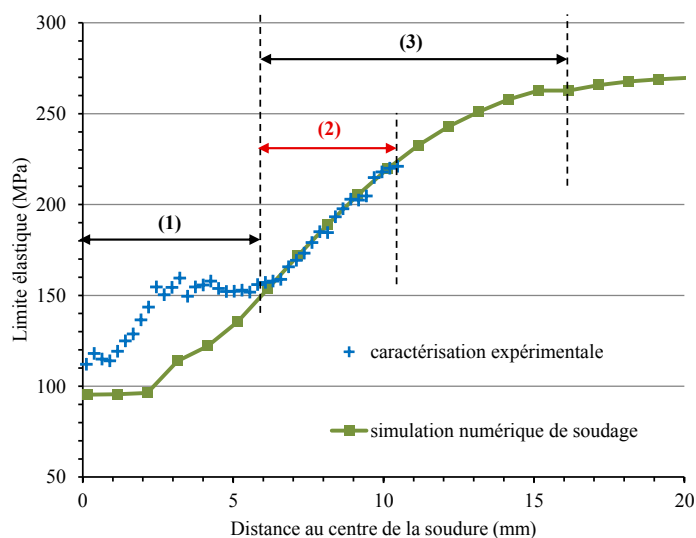


Figure III-5 : Comparaison de l'évolution de la limite élastique identifiée par caractérisation expérimentale et simulation numérique de soudage (1) zone de dissolution (2) limite de l'étendu de la ZAT par caractérisation expérimentale (3) étendu réel de la ZAT

Deux constations peuvent être tirées :

- on note globalement une très bonne cohérence entre les résultats expérimentaux et les résultats de la SNS. Des écarts sont cependant notés au niveau de la zone (1) correspondant à la zone de dissolution.

Dans cette zone, un phénomène de vieillissement naturel, mis en évidence dans les travaux de Colombel [113] sur une soudure FE en Al 606-T6, est susceptible d'avoir lieu (Figure III-6).

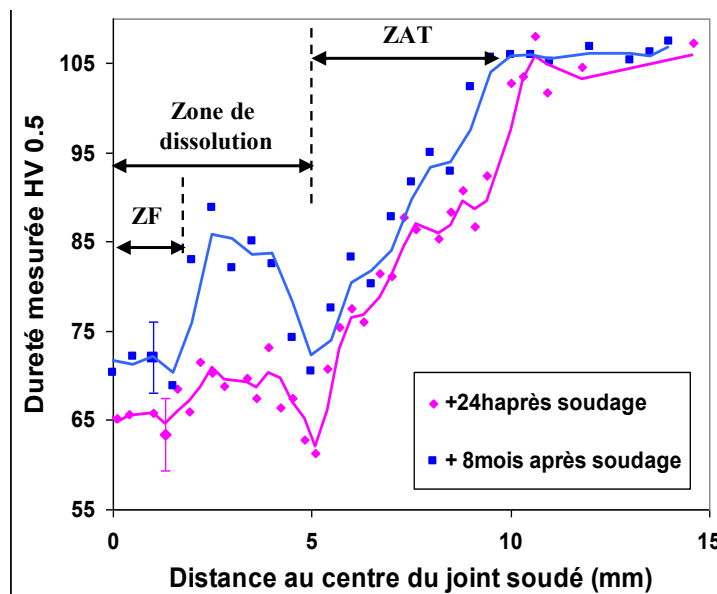


Figure III-6 : Dureté mesurée 24 heures et 8 mois après soudage [113]

On remarque que la dureté dans la zone de dissolution augmente indiquant la reprécipitation de phases durcissantes. Des zones de Guinier-Preston se forment par rassemblement des atomes de silicium et de magnésium. Néanmoins, cette restitution est limitée dans la zone fondue par défaut d'éléments d'addition qui se sont évaporés lors de l'opération de soudage. Ce phénomène n'étant pas pris en considération lors de la simulation numérique du soudage, explique l'écart observé avec les résultats issus de la caractérisation expérimentale dans la zone de dissolution. Dans la ZAT, la dureté n'est globalement pas changée. Dans cette zone, les précipités durcissants β'' initialement présent évoluent partiellement vers un état β' thermodynamiquement plus stable, ce qui exige un traitement thermique spécifique, autre que le vieillissement naturel, pour pouvoir restituer les propriétés mécaniques.

- bien qu'en parfaite cohérence avec les résultats de la SNS (zone (2)), la SNS prédit une zone affectée thermiquement bien plus importante (zone (3)). Une partie de la soudure n'est donc pas caractérisée.

III.1.3.1. Dimensionnement d'une géométrie d'éprouvette adaptée au comportement de la jonction soudée

Pour tirer le maximum d'information de comportement d'un simple essai de traction travers joint, une solution pourrait consister à retarder au maximum la phase de striction. Ceci devrait en effet permettre d'avoir une déformation plastique la plus homogène possible sur toute la longueur de l'éprouvette, y compris dans les zones qui ne se sont pas déformées précédemment. Pour cela, une nouvelle éprouvette géométriquement adaptée au comportement de la jonction soudée a été dimensionnée. La géométrie de l'éprouvette est identique à l'éprouvette de traction lisse mais avec un diamètre variable dans la zone qui comporte le joint soudé. Un critère spécifique basé sur les premiers résultats a été adopté pour dimensionner le profil de l'éprouvette. Celui-ci se base sur le principe que la contrainte axiale est égale à :

$$\sigma_{(z)} = \frac{F}{\Pi r_{(z)}^2} \quad \text{Équation III-1}$$

avec

- σ : la contrainte axiale
- r : le rayon de l'éprouvette à une position z donnée sur l'axe de l'éprouvette
- z : la position sur l'axe de l'éprouvette

On peut ainsi définir un profil de l'éprouvette telle que la déformation soit la plus uniforme possible dans l'éprouvette en générant un gradient de contrainte.

Afin de générer une déformation plastique donnée, uniforme le long de la zone utile de l'éprouvette, il est impératif de générer le niveau de contrainte associé en tout point de l'éprouvette. Ce principe est toutefois limité par les déformations obtenues sur une éprouvette homogène à Agt%. En effet, dans le cas de notre soudure, il sera par exemple impossible d'avoir une déformation homogène supérieure à l'Agt% du MB, soit 10%.

$$\frac{\sigma_{(z)}}{\sigma_{(MB)}} = \frac{\sigma_{(z)} 10\%}{\sigma_{(MB)} 10\%} = \frac{r_{(MB)}^2}{r_{(z)}^2}$$

d'où

$$r_{(z)} = r_{(MB)} \sqrt{\frac{\sigma_{(MB)} 10\%}{\sigma_{(z)} 10\%}} \quad \text{Équation III-2}$$

Cette réflexion amène à une géométrie d'éprouvette avec une valeur maximale du rayon dans la ZF et la ZAT où a eu lieu la rupture, pour retarder sa déformation. A l'opposé, le rayon minimal est associé au voisinage du MB pour pouvoir le déformer (Figure III-7). Une première vérification est effectuée par simulation numérique afin de prévoir le déroulement de l'essai et juger de l'efficacité de l'approche (Annexe C).

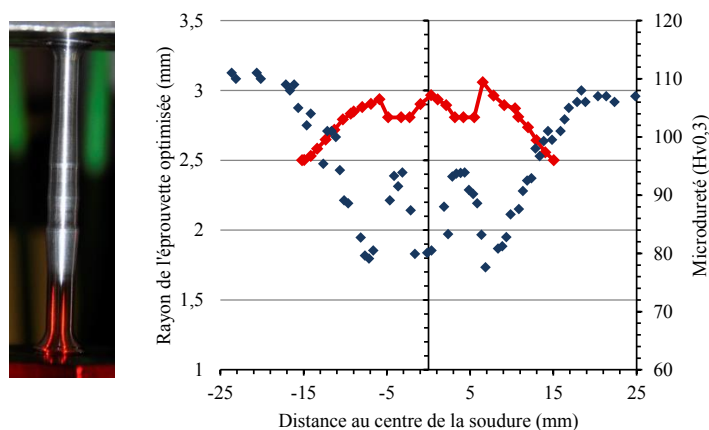


Figure III-7 : Profil de l'éprouvette optimisée superposé à l'évolution de la microdureté

L'éprouvette à géométrie optimisée a été usinée et testée dans les mêmes conditions que les essais de traction précédents. Les premières observations de cet essai sont assez prometteuses et répondent aux objectifs visés derrière cette optimisation à savoir la génération d'une déformation plastique sur toute la zone affectée thermiquement avant apparition de l'instabilité plastique (Figure III-8).

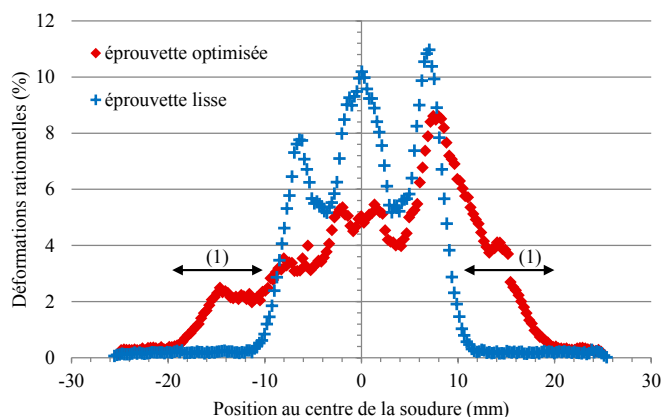


Figure III-8 : Evolution de la déformation rationnelle à l'apparition de l'instabilité plastique

Les résultats d'essai ont été exploités à l'aide de l'approche décrite en §III.1.3. et un modèle complet défini par 200 lois de comportement a été identifié. Les résultats d'analyse sont confrontés aux

données de la SNS (Figure III-9). Outre la bonne prédiction de l'étendue de la zone affectée thermiquement, le comportement mécanique le long de la jonction soudée est parfaitement identifié ce qui dénote l'importance de l'optimisation de la nouvelle géométrie d'éprouvette adaptée au comportement mécanique de la jonction FE.

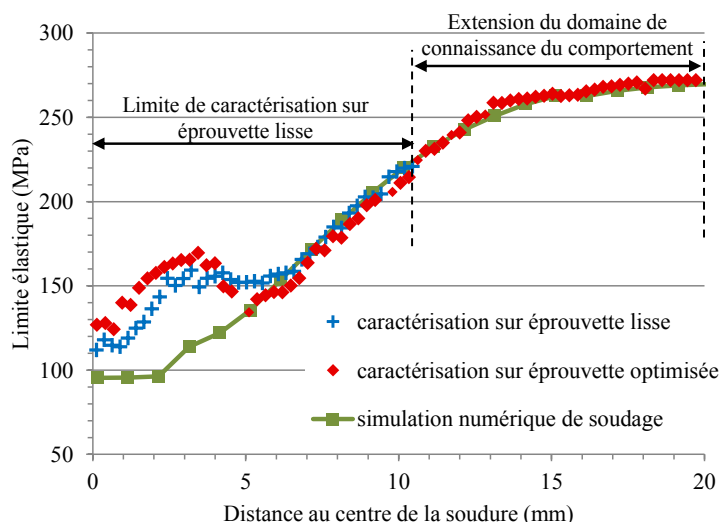


Figure III-9 : Comparaison de l'évolution de la limite élastique identifiée par caractérisation expérimentale sur éprouvette optimisée et simulation numérique de soudage

III.1.3.2. Description du modèle de comportement à l'aide d'une loi d'écrouissage du type Hollomon

L'analyse présentée précédemment a permis d'identifier 200 courbes de consolidation pour décrire les comportements de la jonction soudée.

Pour être exploitable pour des calculs éléments finis, ces données doivent être traitées et si possible simplifiées. La première étape de simplification des données obtenues avec le système IMEC consiste à déterminer une représentation simple et robuste du gradient de comportement le long de la jonction soudée. Pour ce faire, l'écrouissage est considéré isotrope et décrit par une loi dans laquelle l'évolution de la surface de charge expérimentalement mesurée est gouvernée par une seule variable. Cette variable correspond en règle générale à la déformation plastique cumulée. En se basant sur des constatations expérimentales, Hollomon [114] propose de décrire la loi d'écrouissage à l'aide d'une loi de puissance (Équation III-3) sans séparer toutefois le domaine élastique du domaine plastique. Le modèle est particulièrement adapté à la description du comportement de certains métaux et alliages à faible limite élastique.

$$\sigma = K \varepsilon_{pl}^n \quad \text{Équation III-3}$$

avec :

- K : module d'écrouissage (MPa),
- n: coefficient d'écrouissage inférieur à 1.

L'identification des coefficients d'écrouissage de la loi d'Hollomon peut être menée de deux façons :

- soit par transformation logarithmique, il suffit de tracer la fonction

$$\ln(\sigma) = \ln(K) + n \ln(\varepsilon_{pl}^n)$$

- soit plus simplement en traçant une régression type puissance tout en se positionnant dans le domaine des grandes déformations.

C'est cette dernière méthode qui sera utilisée pour l'identification des paramètres d'écrouissage.

La méthode doit être conduite minutieusement : en effet, la détermination des coefficients n et K est très sensible à la sélection des points sur la courbe de traction expérimentale qui vont servir pour la définition de la courbe de tendance. Dans le cas où la limite élastique est éloignée de la résistance mécanique du matériau (le cas de la ZF et de la ZAT proche de l'interface), le comportement est bien reproduit et l'erreur quadratique moyenne est très faible. Lorsque l'on se rapproche du métal de base, la capacité d'écrouissage est beaucoup plus faible et ce type de modèle ne permet pas de modéliser correctement le virage plastique. Dans ce cas, on utilisera le modèle uniquement pour une extrapolation pertinente des courbes de traction obtenues par l'IMEC.

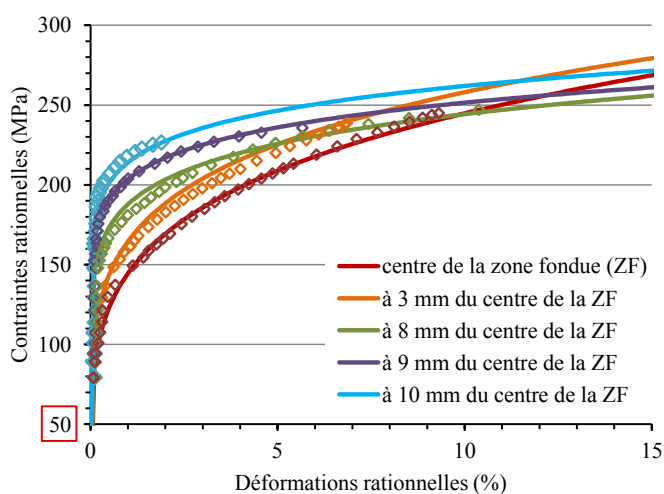


Figure III-10 : Les lois de comportement Hollomon en comparaison avec les courbes expérimentales

Dans la Figure III-10 , les lois de comportement identifiées en se basant sur des interprétations expérimentales et les lois Hollomon qui leurs sont associées sont comparées. La cohérence globale des courbes montre que l'erreur commise sur l'identification des paramètres n et k est très négligeable et permet de valider l'adaptabilité de la loi d'écrouissage type Hollomon à la modélisation du comportement plastique de l'Al 6061-T6 soudé.

On déduit de cette phase de 'simplification' une évolution de n et de K tout au long de la jonction soudée présentée dans la Figure III-11. On peut observer qu'au niveau de la ZF, le coefficient d'écrouissage n est maximal et qu'en s'éloignant, ce coefficient diminue progressivement jusqu'à rejoindre la valeur de 0,071 correspondant au coefficient d'écrouissage du métal de base (calé sur éprouvette homogène). A l'opposé, le coefficient K est maximal dans le métal de base et diminue progressivement dans la ZAT. On remarque en revanche pour ces coefficients n et K deux paliers dans la zone de dissolution correspondant à la zone fondue et aux zones de Guinier-Preston à l'interface. Ceci peut en partie expliquer la rupture observée dans la ZAT. En effet, la ZF plus molle se déforme en premier mais son coefficient d'écrouissage plus important lui permet une consolidation plus importante et rend du même coup la ZAT plus sensible.

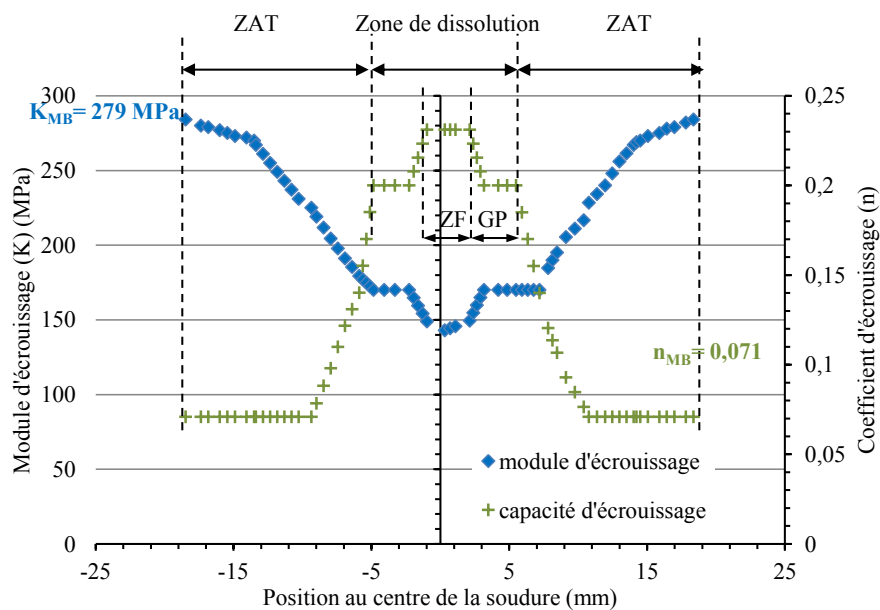


Figure III-11 : Paramètres Hollomon identifiés le long de la jonction soudée

III.1.4. Validation numérique du modèle de comportement identifié

Dans l'optique de démontrer la validité du gradient de propriétés identifié ainsi que des hypothèses simplificatrices adoptées lors de leur définition (corrections de Bridgman non prises en compte,

contribution de l'endommagement supposée négligeable, modélisation de la loi de comportement par un modèle Hollomon), des calculs numériques ont été développés dans le code de calcul Cast3m et sont présentés ci-après.

III.1.4.1. Définition du modèle numérique

Les essais de traction à travers le joint soudé sont modélisés à l'aide d'un calcul 2D axisymétrique avec une hypothèse de grands déplacements qui permet de prendre en compte la modification de la géométrie en réactualisant la matrice de rigidité en cours de calcul. Par défaut dans Cast3m, une hypothèse de grandes rotations est adoptée ce qui correspond au calcul à l'ordre 2 des déformations. Le comportement utilisé correspond au gradient défini précédemment à l'aide de la loi Hollomon (Figure III-11). L'attribution de ce gradient le long de l'axe de l'éprouvette a été faite moyennant une procédure développée dans le code Castem. Cette dernière permet d'attribuer automatiquement, pour chaque position sur l'axe de l'éprouvette, la loi de comportement correspondante (Figure III-12).

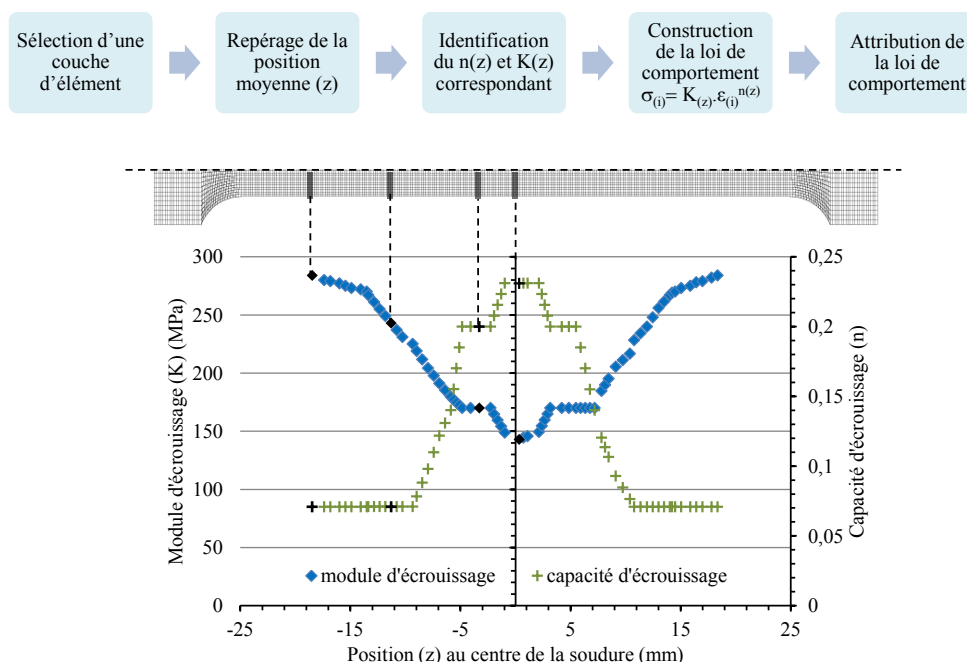


Figure III-12 : Principe numérique de construction et d'attribution des lois de comportement

Les variables d'entrée de cette procédure sont :

- la liste de valeurs de la capacité d'écrouissage n
- la liste de valeurs du module d'écrouissage K (MPa)
- la liste de déformation (%)

La variable de sortie correspond à une évolution de la contrainte en fonction de la déformation, soit la relation $\sigma = K \varepsilon_{pl}^n$.

Il est à noter que pour les faibles niveaux de déformations, les valeurs expérimentales de $R_{p0.2\%}$, $R_{p0.5\%}$ et $R_{p1\%}$ ont été exploitées pour une bonne description du début de la plasticité pour les zones métallurgiques à faible écrouissage.

Afin d'attribuer automatiquement chacune des lois de comportement construites, nous avons opté pour une boucle dans laquelle :

- le comportement du métal de base est attribué à tout le maillage au-delà des congés de raccordement,
- le maillage est ensuite balayé élément par élément en attribuant à chacun le comportement correspondant à l'aide d'une interpolation linéaire des valeurs de n et K en fonction de sa position.

III.1.4.2. Interprétation numérique de l'essai TJ centré sur la soudure

Dans cette analyse numérique, on s'est attaché particulièrement à la modélisation du comportement local de chacune des zones en extrayant la profilométrie de l'éprouvette à différents instants de l'essai. Les résultats numériques sont confrontés aux résultats expérimentaux dans la Figure III-13. Les traits continus correspondent aux résultats expérimentaux et les symboles aux calculs numériques.

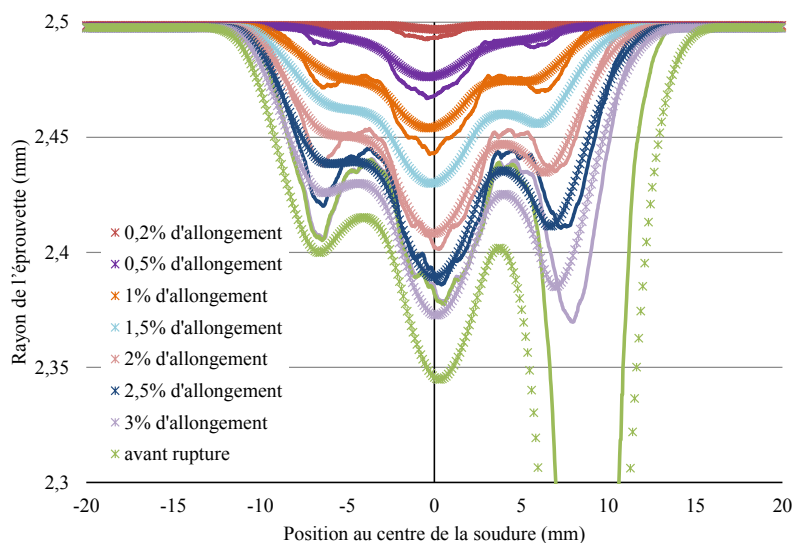


Figure III-13 : Evolution expérimentale et numérique de la profilométrie en cours d'essai

Nous constatons que le modèle 'à gradient' permet de modéliser correctement les résultats expérimentaux : conformément aux observations expérimentales, on constate numériquement que l'éprouvette se déforme tout d'abord dans la ZF. La déformation se concentre dans cette zone et

apparaît ensuite au niveau de la ZAT. La localisation apparaît au final dans l'une des ZAT comme observé expérimentalement.

Bilan :

Une nouvelle technique expérimentale a été utilisée pour l'identification des comportements locaux en traction le long de la jonction soudée à partir d'un simple essai travers joint.

Cette étude permet de tirer les conclusions suivantes :

- le comportement en traction des différentes zones métallurgiques peut être assimilé à une loi d'écrouissage du type Hollomon $\sigma = K\varepsilon_{pl}^n$.
- les tendances déjà mises en évidence par mesure de dureté se retrouvent lors de l'identification des comportements locaux. On distingue la zone de dissolution avec une zone fondue très molle (la plus faible valeur de K) mais avec une bonne capacité d'écrouissage (n maximal). Au voisinage, on distingue la présence d'une zone plus dure que la ZF. Cette dernière correspond à la zone de formation des zones (GP). Finalement, un fort gradient de propriétés intermédiaires entre celles du MB et l'interface avec la zone de dissolution a été mis en évidence sur une étendue d'environ 12 mm de part et d'autre de la zone de dissolution.
- un modèle éléments finis a été calé et permet de reproduire les résultats expérimentaux. Ce modèle constituera la base pour les données de comportement dans les analyses qui suivent.

III.2. Caractérisation du comportement en ténacité de la jonction soudée FE

A l'issue de cette étude en traction, validée par modélisation numérique, le comportement de chacune des zones métallurgiques a bien été identifié. La ZAT où a eu lieu la rupture est identifiée comme la zone la plus pénalisante en traction. Il faut tout de même préciser que cette analyse en traction ne présage pas d'une analyse en mécanique de la rupture. En effet, la rupture dans la ZAT ne traduit pas forcément une médiocrité de la résistance à l'amorçage et à la propagation de fissure. A contrario, pour des analyses similaires sur des jonctions soudées en overmatch, la rupture en traction a lieu dans le métal de base moins résistant alors que la zone fondue est la plus sensible en mécanique de la rupture. L'objet de cette deuxième campagne est d'évaluer la ténacité des différentes zones métallurgiques de la jonction soudée FE.

III.2.1. Résultats expérimentaux

La norme ASTM E1820 [78] habituellement utilisée pour le dépouillement des essais J_{Ic} sur éprouvette homogène en métal de base ne prévoit pas le dépouillement d'essais sur jonction soudée compte-tenu de l'aspect multimatériau des éprouvettes TJ (trois zones métallurgiques avec des comportements mécaniques distincts). Cependant le comportement en ténacité de la jonction soudée peut, dans une première approximation, être évalué 'qualitativement' par une simple analyse des courbes force-ouverture ; la taille de préfissure de fatigue étant quasiment la même pour les différents essais. On pourrait aussi faire ressortir une hiérarchie suivant les critères de chargement en force ou en déplacement (Figure III-14).

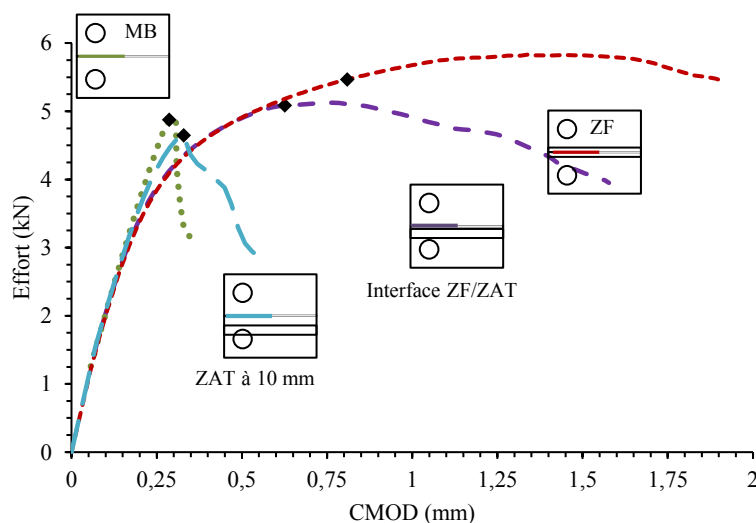


Figure III-14 : Evolution de la force en fonction de l'ouverture pour une taille de préfissure initiale de 12,5 mm

Les symboles sur la Figure III-14 correspondent à l'amorçage détecté par changement de pente sur la courbe de complaisance.

En analysant les courbes force-ouverture, on s'aperçoit que la jonction soudée présente un contraste de comportement important :

- le métal de base est dur mais la propagation est régie par très peu de plasticité, d'où une faible ténacité. D'autre part, on observe au cours de la déchirure des propagations instables mais limitées que l'on peut considérer comme des 'pop-in'. Ce phénomène se caractérise par une discontinuité sur l'enregistrement de la courbe force ouverture.
- la ZF très molle, plastifie vite mais présente une consolidation suffisante pour que l'amorçage ait lieu à des niveaux de chargement assez élevés aussi bien en ouverture qu'en force.
- le comportement de la ZAT à 10 mm du centre de la ZF se rapproche de celui du MB avec présence de pop-in mais avec un meilleur module de déchirure.

On constate finalement que l'ensemble des zones métallurgiques amorcent pour des efforts similaires. Dans le cas d'un chargement en force imposée, chacune de ces zones peut donc être considérée comme une zone faible en mécanique de la rupture. En revanche, pour un chargement en ouverture imposée, la ZAT éloignée (à 10 mm du centre de la ZF) et le MB sont les premiers à amorcer aux plus faibles valeurs d'ouverture. La fissure, une fois amorcée dans l'une de ces zones, induira probablement la ruine de la structure compte tenu des faibles taux de plasticité observés au cours des processus de déchirure.

Les résultats des essais J_{Ic} sont synthétisés dans le Tableau III-2. On constate un écart de 1mm entre les longueurs de préfissure visées et celles mesurées sur le faciès de rupture.

Repère de l'éprouvette	Position/centre de la soudure	Longueur préfissure visée (mm)	Longueur préfissure mesurée sur faciès (mm)	Effort à l'amorçage (kN)	Ouverture à l'amorçage (mm)
753-H	MB	2,5	3,55	4,9	0,28
753-O	Milieu ZF		3,25	5,4	0,8
753-P	Interface ZF/ZAT		3,3	5	0,57
753-R	à 7 mm		3,3	4,98	0,521
753-S	à 10 mm		3,5	4,61	0,33
753-U	à 6 mm	1,5	2,35	6,1	0,46
753-X	à 9 mm		2,56	5,64	0,32
753-W	à 11 mm		2,59	5,34	0,34

Tableau III-2 : Récapitulatif des résultats d'essais J_{Ic}

La fermeture au cours de la phase de préfissuration est vraisemblablement à l'origine de cet écart. En effet, pour respecter les critères de préfissuration de la norme ASTM E-1820, les efforts imposés pour un rapport de charge $R = 0,1$ sont relativement faibles ($F_{\min}$ d'environ 0,5 kN)

III.2.2. Modélisation des essais sur éprouvettes CT

Les essais menés, sur éprouvettes CT12,5 pour la caractérisation de la résistance à la rupture des différentes zones métallurgiques de la jonction soudée FE ont été modélisés. Ce calcul par éléments finis permettra d'apporter un complément de données indispensables à l'analyse des essais de déchirures, plus spécifiquement la détermination des facteurs η utilisés pour la détermination de l'intégrale J à partir des courbes expérimentales force-CMOD.

III.2.2.1. Description du modèle numérique

Un maillage adapté pour chaque configuration d'éprouvette a été mis en œuvre pour prendre en compte la position de l'entaille par rapport au centre de la soudure et la taille de préfissure de fatigue mesurée sur le faciès de rupture (Figure III-15). Les irrégularités de soudage n'ont pas été considérées et les différentes zones métallurgiques sont supposées parfaitement parallèles au plan de fissuration. Les fronts de fissure de fatigue étant bien rectilignes, un calcul en 2D a pu être mené. L'hypothèse de déformation plane a été préférentiellement retenue en raison de la présence des entailles latérales dans les configurations réelles, favorisant l'état de déformations planes plutôt que celui de contraintes planes. Les éprouvettes CT ont été maillées avec des éléments quadratiques à 8 nœuds et une taille de maille d'environ 200 μm en pointe de fissure. Par défaut dans Cast3m, une hypothèse de grandes déformations est adoptée, en outre, l'hypothèse de grands déplacements n'a pas été prise en compte pour s'assurer la validité de calcul de J.

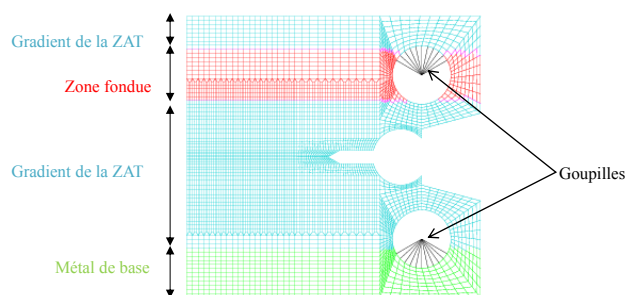


Figure III-15 : Maillage d'une CT 12,5 avec fissure de fatigue à 9 mm du centre de la zone fondue

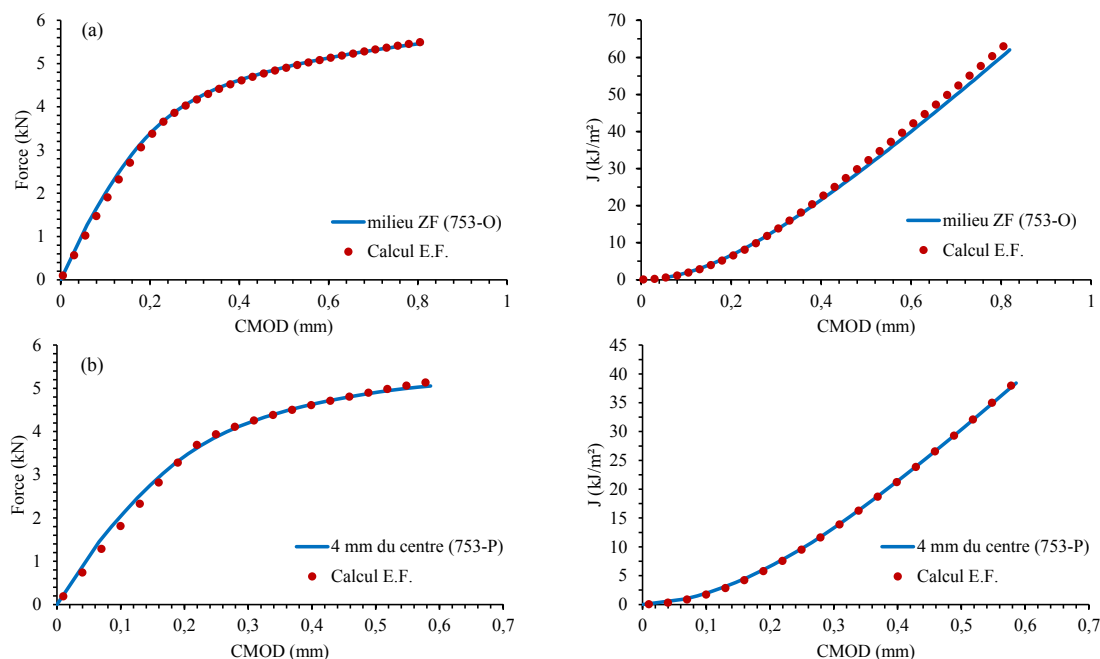
Enfin, le modèle de comportement élastoplastique de type Hollomon, précédemment identifié, a été utilisé. L'attribution du comportement relatif à chaque position de la jonction soudée se base sur le

même principe que celui décrit dans le paragraphe §III.1.4.1. Ceci permet de générer un maillage unique sans avoir à définir différentes interfaces métallurgiques, et ce, quelle que soit la position de l'entaille dans la jonction soudée. En raison de la dissymétrie du comportement par la présence de la soudure, toute l'éprouvette a été modélisée.

Un comportement élastique avec une rigidité égale à cent fois celle de l'aluminium a été associé aux goupilles. Le calcul effectué est stationnaire en propagation, avec une goupille fixe d'un côté et l'autre goupille soumise à un déplacement imposé en son centre. Le déplacement total imposé ne dépasse pas le déplacement correspondant à l'amorçage expérimental.

III.2.2.2. Validation des différents modèles numériques

Afin de vérifier la pertinence des modèles numériques pour la modélisation du comportement des différentes éprouvettes, les courbes numériques force-CMOD ont été comparées aux courbes expérimentales, ainsi que les évolutions J-ouverture (Figure III-16). Une très bonne cohérence entre les deux approches est mise en évidence validant ainsi les résultats de calcul, avec une légère surestimation du niveau d'effort à l'amorçage pour les éprouvettes avec entaille à 9 mm et 10 mm (Figure III-16d et e). Ceci vient principalement de l'hypothèse simplificatrice qui suppose que la largeur de la zone fondue est identique tout le long de la soudure, et égale à celle constatée en traction. Les ébauches destinées au prélèvement de ces deux éprouvettes montrent une zone fondue un peu plus large. En conséquence, le modèle à gradient attribué ne sera parfaitement représentatif que moyennant une homothétie vectorielle de rapport v égal à l'écart noté sur la largeur de la zone fondue.



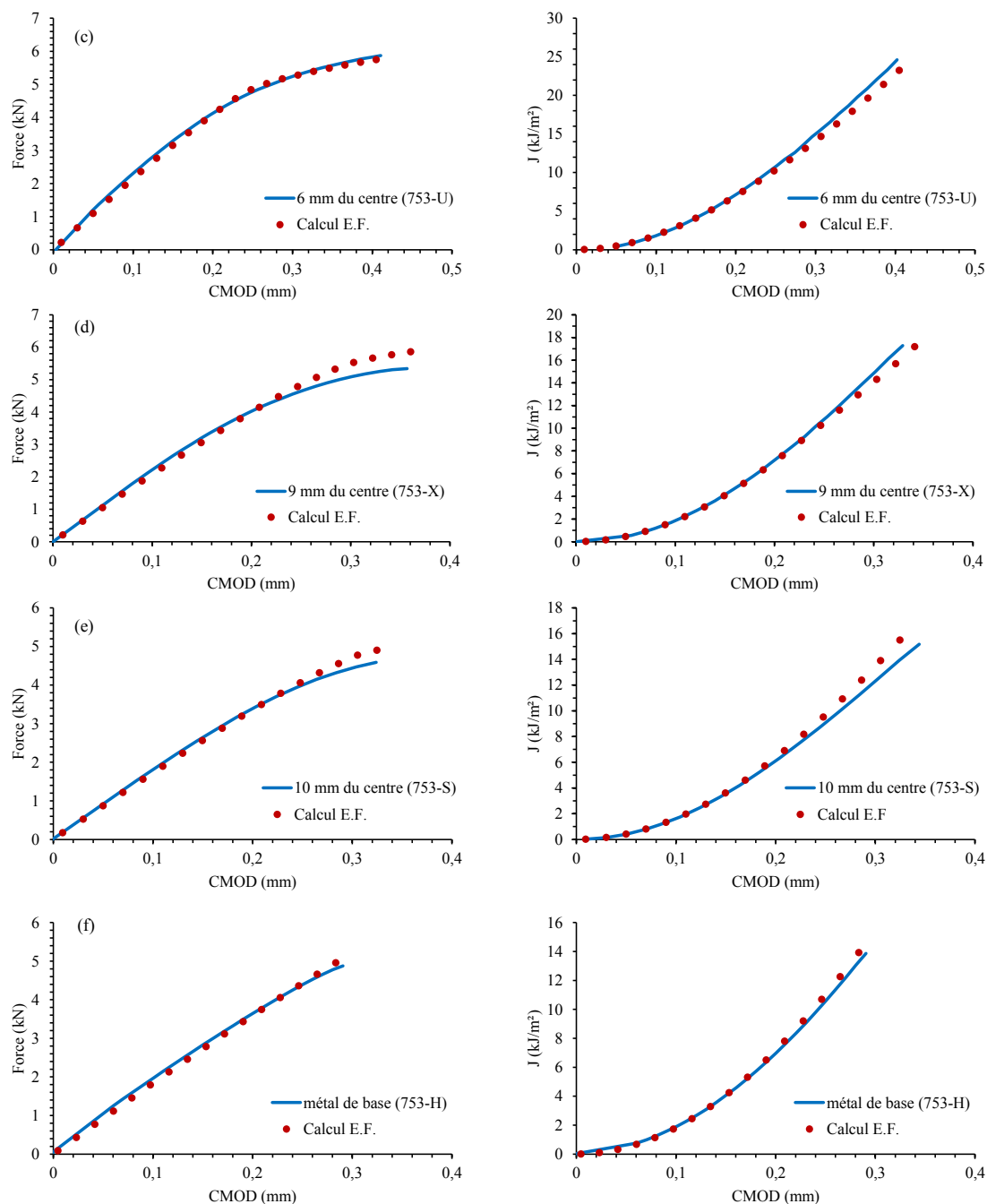


Figure III-16 : Courbes force-CMOD et J-CMOD expérimentales et issues du calcul par éléments finis

Pour une meilleure modélisation, cette différence devrait être prise en compte. Cependant l'écart entre les résultats numériques et expérimentaux est relativement modéré et un modèle à gradient unique a été retenue quel que soit la taille de la zone fondue, par soucis d'uniformité le long du manuscrit.

III.2.2.3. Résultats

- Détermination des fonctions η des différentes éprouvettes CT travers joint

L'intégrale J (Figure III-16) calculée en se basant sur les résultats expérimentaux fait intervenir le facteur η déterminé par la relation fournie par l'ASTM E-1820 [78]. En revanche, cette relation a été établie pour des éprouvettes homogènes. De manière à prendre en compte le gradient de comportement entre les différentes zones métallurgiques de la jonction soudée FE, le facteur η pour chacune des configurations étudiées est déterminé avec précision à l'aide d'un calcul aux éléments finis. Le principe consiste à réaliser un premier calcul élastique qui permettra d'évaluer la composante élastique J_{el} du J total évalué sur un modèle élastoplastique par la méthode G- θ .

$$J = J_{el} + J_{pl}$$

avec
$$J_{el} = \frac{K_I^2}{E^*} * \left(\frac{F}{F_{el}} \right)^2$$

F : force au pas de calcul n

F_{el} : force au premier pas de calcul élastique

avec

$E^* = E$ en contraintes planes et $E/(1-\nu)^2$ en déformations planes

K_I : facteur d'intensité de contrainte élastique:

de ce fait
$$J_{pl} = J - \frac{K_I^2}{E^*} * \left(\frac{F}{F_{el}} \right)^2$$

η est alors calculé suivant la formule
$$\eta = \frac{J_{pl}}{A_{pl}} B_n b$$

B_n : épaisseur nette de l'éprouvette en cas d'entailles latérales

avec b: ligament restant après préfissuration

A_{pl} : composante plastique de l'aire sous la courbe force-CMOD

La Figure III-17 représente le développement des zones plastiques à l'amorçage pour différentes configurations étudiées. Nous en tirons les renseignements suivants :

- pour le cas homogène, c'est à-dire mono matériau en métal de base, on retrouve la forme classique d'étendue de plasticité dite « en ailes de papillon ». En revanche, pour les éprouvettes

multimatériaux, une dissymétrie plus ou moins prononcée en fonction de la position de l'entaille dans le joint soudé est observée, liée au gradient matériau.

- un contraste important entre le comportement de la zone fondue et celui du métal de base, est encore une fois mis en évidence : la zone fondue plastifie énormément à l'amorçage contrairement au métal de base qui plastifie très peu. Ceci dénote le fort mismatch de la soudure avec un comportement en ténacité plus avantageux en zone fondue qu'en métal de base, contrairement aux observations en traction.
- outre la dissymétrie de chargement induite par un comportement différent autour des deux goupilles, la position de l'entaille dans la jonction soudée entraîne une évolution de la plasticité fortement dissymétrique de par la présence de la zone fondue. La plasticité se développe au tout début de façon confinée en pointe de fissure mais rejoint rapidement les zones les plus molles à savoir la zone fondue et la zone affectée thermiquement au proche immédiat de la zone fondue. Tandis que du côté du métal de base très dur, nous remarquons l'inexistence de déformations plastiques.

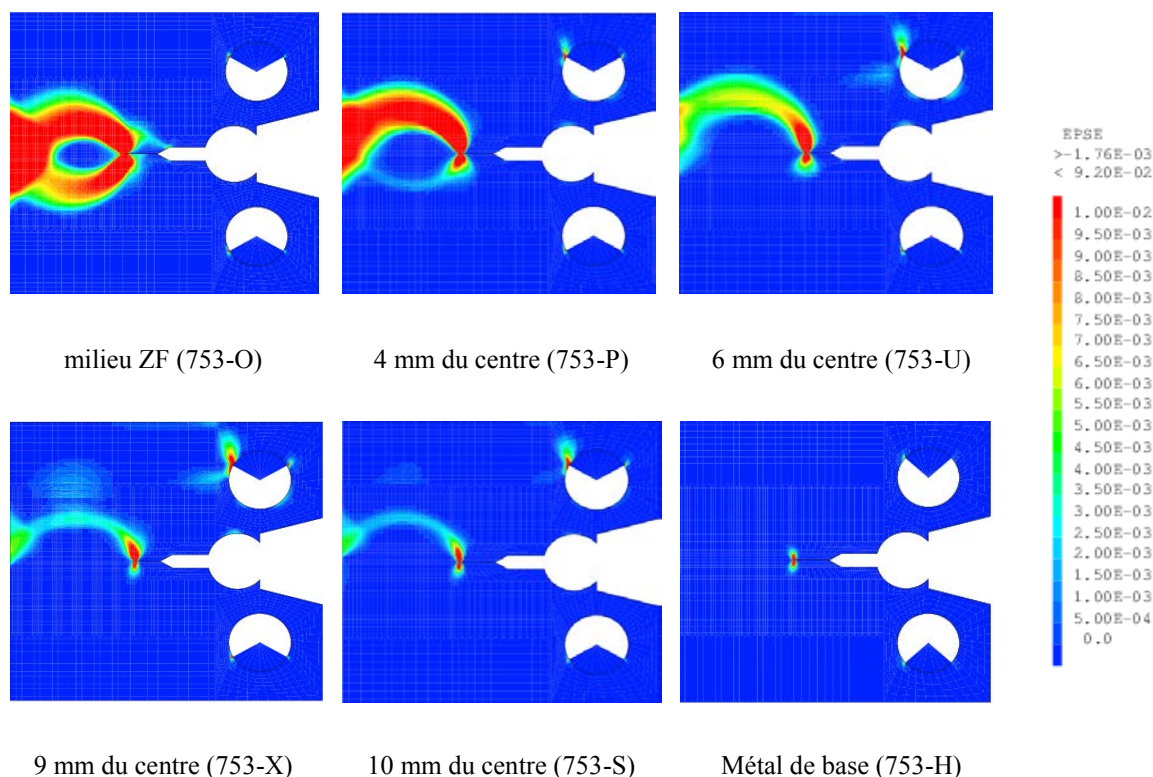


Figure III-17 : Etendue de la plasticité pour différentes positions d'entaille

Dès lors, même si la correction de la fonction η a très peu d'apport lors du dépouillement de l'essai avec entaille en ZF, elle peut trouver tout son intérêt dans l'évaluation de l'intégrale J du gradient de la ZAT compte tenu de la forte dissymétrie du comportement de l'éprouvette et du chargement.

Le Tableau III-3 récapitule les valeurs de la fonction η recalculées pour chacune des éprouvettes multimatériaux pour une taille initiale de fissure a_0 égale à la taille de fin de préfissuration. Ces valeurs sont comparées aux valeurs obtenues par la norme ASTM E-1820.

Dans le cas d'une entaille en milieu de la zone fondue, très peu d'écart est observé entre les valeurs de η évaluées numériquement et celles définies par la norme. En effet, bien que l'éprouvette avec entaille soit multimatériau, elle ne présente cependant qu'une très légère dissymétrie d'étendue de plasticité et le chargement est homogène. A l'opposé, dans le gradient de la ZAT, le chargement et la plasticité deviennent dissymétriques ce qui explique l'écart obtenu sur les valeurs du facteur η .

Repère de l'éprouvette	Position entaille	η norme	η recalculé	Ecart /norme (%)
753-O	Milieu ZF	2,247	2,227	0,9
753-P	4 mm du centre	2,244	2,24	0,17
753-U	6 mm du centre	2,265	1,92	15
753-W	9 mm du centre	2,259	1,68	25,6
753-S	10 mm du centre	2,238	1,933	13,6

Tableau III-3 : Comparaison des valeurs de η calculées par la norme ASTM E-1820 et simulées

En complément de l'analyse des courbes force-CMOD, la détermination de l'évolution de J a été réalisée pour les différentes configurations étudiées tout en prenant en considération la fonction η recalculée numériquement (Tableau III-3).

La sensibilité de J au contour a été d'abord étudiée pour les différentes configurations simulées. La Figure III-18 montre bien, par exemple, l'indépendance de J au contour dans le cas d'une entaille située à 10 mm du centre de la soudure.

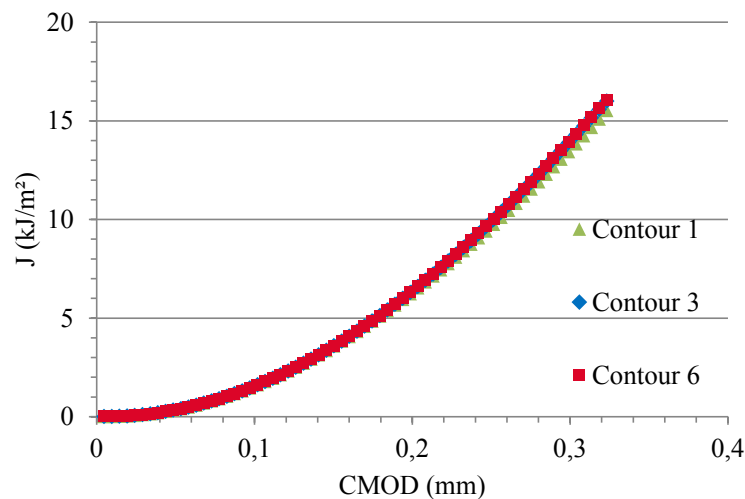


Figure III-18 : Indépendance de J au contour pour une entaille à 10 mm du centre de la soudure

L'avancée de fissure Δa a été évaluée par les mesures de complaisance élastique effectuées en cours d'essai au moment des décharges partielles. Les courbes J- Δa obtenues sont résumées dans la Figure III-19.

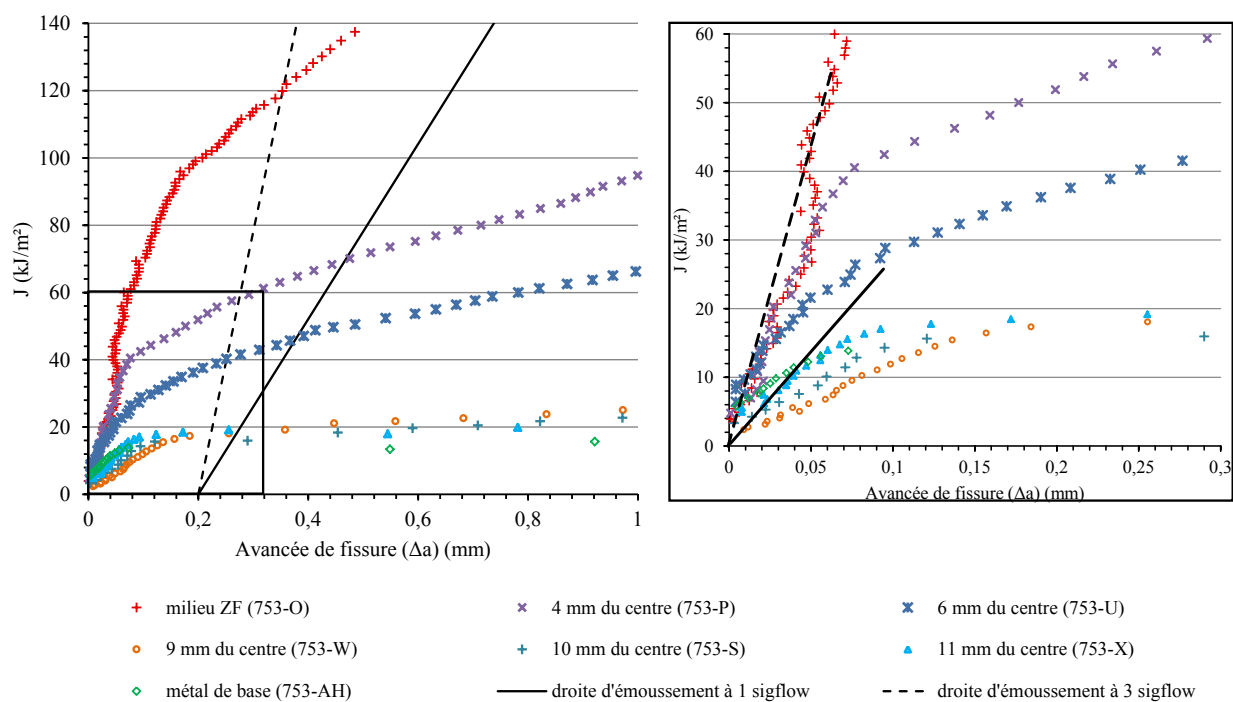


Figure III-19 : Evolution de J en fonction de l'avancée de fissure

Pour l'interprétation des courbes, on détermine la pente d'émoussement comme étant égale à trois fois $\sigma_{\text{écoulement}}$, moyenne de la limite élastique et de la résistance à la rupture de l'Al 6061-T6. Cependant, cette valeur de pente est bien représentative de la phase d'émoussement des CT avec une position d'entaille à une distance allant du centre de la zone fondue jusqu'à 6 mm, mais l'est moins pour les essais avec entaille dans la ZAT éloignée. Pour ces derniers, une droite d'émoussement de pente égale à une fois $\sigma_{\text{écoulement}}$ semble plus adéquate.

De manière à conforter ces hypothèses, la profondeur de la zone d'émoussement SZW de deux éprouvettes avec entaille centrée en zone fondue et à 10 mm du centre de la soudure a été déterminée par observation au microscope électronique à balayage des faciès de rupture.

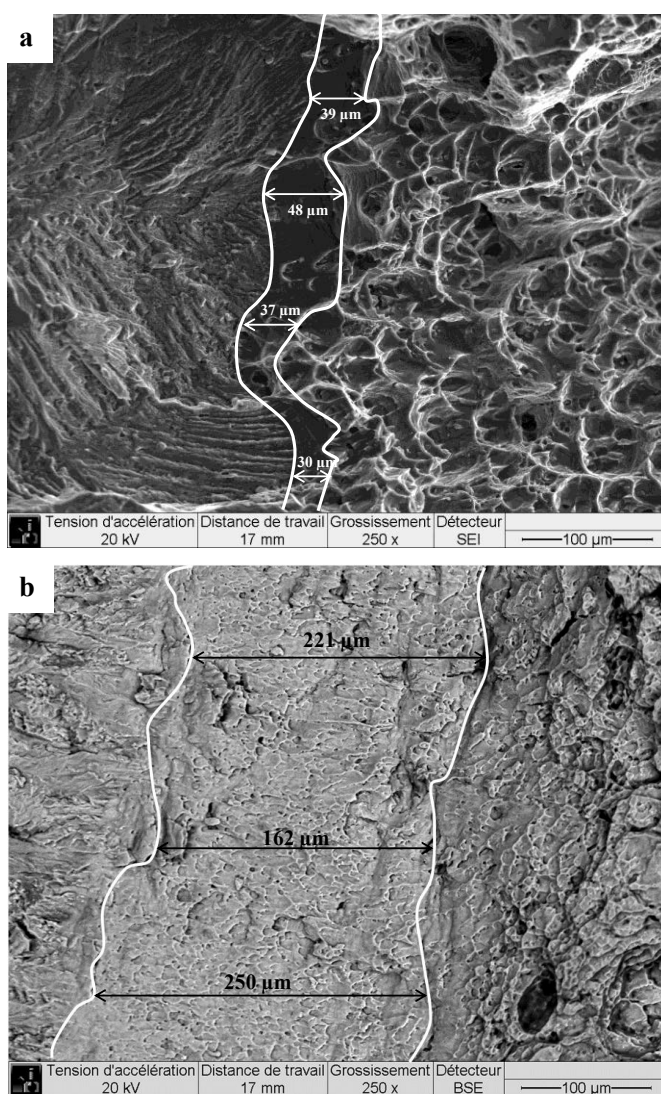


Figure III-20 : Evaluation de la taille de la zone d'émoussement sur faciès de rupture (a) entaille à 10 mm du centre de la soudure (b) entaille centrée en zone fondue

Nous rappelons qu'une relation linéaire entre J et SZW est proposée et permet de décrire la droite d'émoussement par la relation $J_i = \alpha \cdot \sigma_{\text{écoulement}} \cdot SZW$ avec un coefficient α égale à 4 comme proposé par exemple avec la norme CFR [88]. Cette relation de linéarité peut cependant être dépendante des propriétés du matériau.

La valeur moyenne obtenue pour SZW pour une entaille centrée en zone fondue est d'environ 211 μm soit environ six fois plus grande que la taille de la zone d'émoussement mesurée pour l'éprouvette avec entaille dans la ZAT. Avec ces valeurs mesurées, des pentes d'émoussement de valeurs respectives $2,5 \sigma_{\text{écoulement}}$ et $1,2 \sigma_{\text{écoulement}}$ sont évaluées.

Ces valeurs sont proches des pentes évaluées sur les courbes $J-\Delta a$ et confortent leur utilisation pour la détermination de J à l'amorçage. Nous retenons, fonction de la position de l'entaille dans le joint soudé, les pentes d'émoussement de $3\sigma_{\text{écoulement}}$ et $1\sigma_{\text{écoulement}}$ pour la définition du J à 0,2 mm de propagation. Malgré cette dispersion, la pente de la ligne d'émoussement aura quelque soit sa valeur très peu d'impact sur la valeur de $J_{0,2}$ pour les configurations présentant un faible module de déchirure ; $J_{0,2}$ définie comme étant l'intersection de la courbe $J-\Delta a$ avec la droite parallèle à la ligne d'émoussement et coupant l'axe des abscisses à 0,2 mm.

La technique des complaisances permet également d'estimer l'instant de l'amorçage correspondant au point d'inflexion sur l'évolution de la complaisance en fonction du CMOD et ainsi de déterminer le pourcentage de $J_{\text{plastique}}$ à l'amorçage, ainsi que le module de déchirure dJ/da pour chacun des essais. Les résultats sont résumés dans le Tableau III-4.

Repère de l'éprouvette	Position entaille	dJ/da (MPa)	$\%J_{\text{plastique}}/J_i$
753-O	Milieu ZF	77	82%
753-P	4 mm du centre	31	73%
753-U	6 mm du centre	28	72%
753-W	9 mm du centre	10	36%
753-S	10 mm du centre	6	27%
753-X	11 mm du centre	2	31%

Tableau III-4 : Pourcentage de $J_{\text{plastique}}$ et valeur du module de déchirure pour les différents essais

A l'issue du dépouillement des essais, l'évolution de $J_{0,2}$ et de J_i tout au long de la jonction soudée est tracée sur la Figure III-21. Il ressort de ces deux figures que :

- la ZF est la zone la plus tenace de la soudure;
- la ténacité dans la ZAT suit une évolution de type puissance inverse à celle mesurée pour les $R_{p0,2\%}$. A partir des résultats des six essais avec entaille dans la ZAT on peut ainsi prévoir la ténacité en tout point de la ZAT tout en supposant que le gradient est continu ;
- le MB est le moins tenace tout en étant le matériau le plus dur de la jonction soudée.

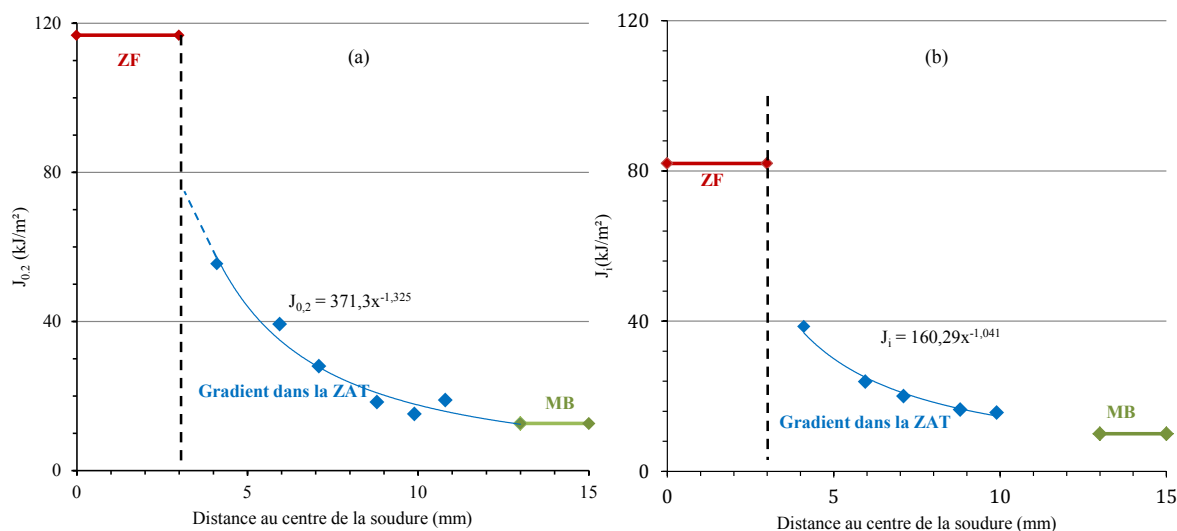


Figure III-21: Evolution de J_i et de $J_{0,2}$ de propagation le long de la jonction soudée

D'un point de vue métallurgique, le gradient de comportement en ténacité s'explique par l'état de précipitation qui joue un rôle majeure sur l'amorçage. En effet, dans la ZF, les températures atteintes au cours du soudage modifient intégralement la structure de départ du MB et on se retrouve avec un matériau différent métallurgiquement parlant où les précipités grossiers à l'origine de la nucléation sont mis en solution. D'où le caractère très tenace de la zone fondue. A l'opposé, la ZAT se rapproche de la métallurgie du MB ayant subi l'équivalent d'un traitement thermique T7 ce qui a notamment pour conséquence de limiter les sites de nucléations plus on se rapproche de la zone fondue (gradient de température) mais également de porter les précipités durcissants vers des états métallurgiquement plus stables et à faible pouvoir durcissant ce qui explique le gradient en limite élastique observé dans la ZAT.

Pour mieux apprécier l'origine du mismatch en ténacité de la soudure FE, les différents faciès de rupture ont été observés au MEB à une distance de l'ordre de 0,2 mm du front de pré-fissure. Nous nous

limitons dans la Figure III-22 à quatre de ces observations. Ces observations montrent bien l'aspect de déchirure ductile quel que soit la position dans la jonction soudée. Néanmoins, des différences au niveau des tailles de cupules et des inclusions de départ sont nettement remarquables :

- au niveau de la zone fondue, les cupules sont très fines et assez rapprochées sans toutefois avoir l'inclusion de départ d'où l'aspect tenace de la zone fondue.
- dans la ZAT, un aspect de déchirure se rapprochant de celui du MB avec de larges cupules mais sans qu'elles soient liées par des cupules plus fines est observé ce qui prouve que le mécanisme d'endommagement est régi principalement par croissance des cavités.
- de nombreuses cupules sont observées dans le métal de base. Ces cupules sont de grandes tailles au fond des quelles se trouvent les inclusions de départ à savoir les précipités grossiers Mg_2Si et les IMF.

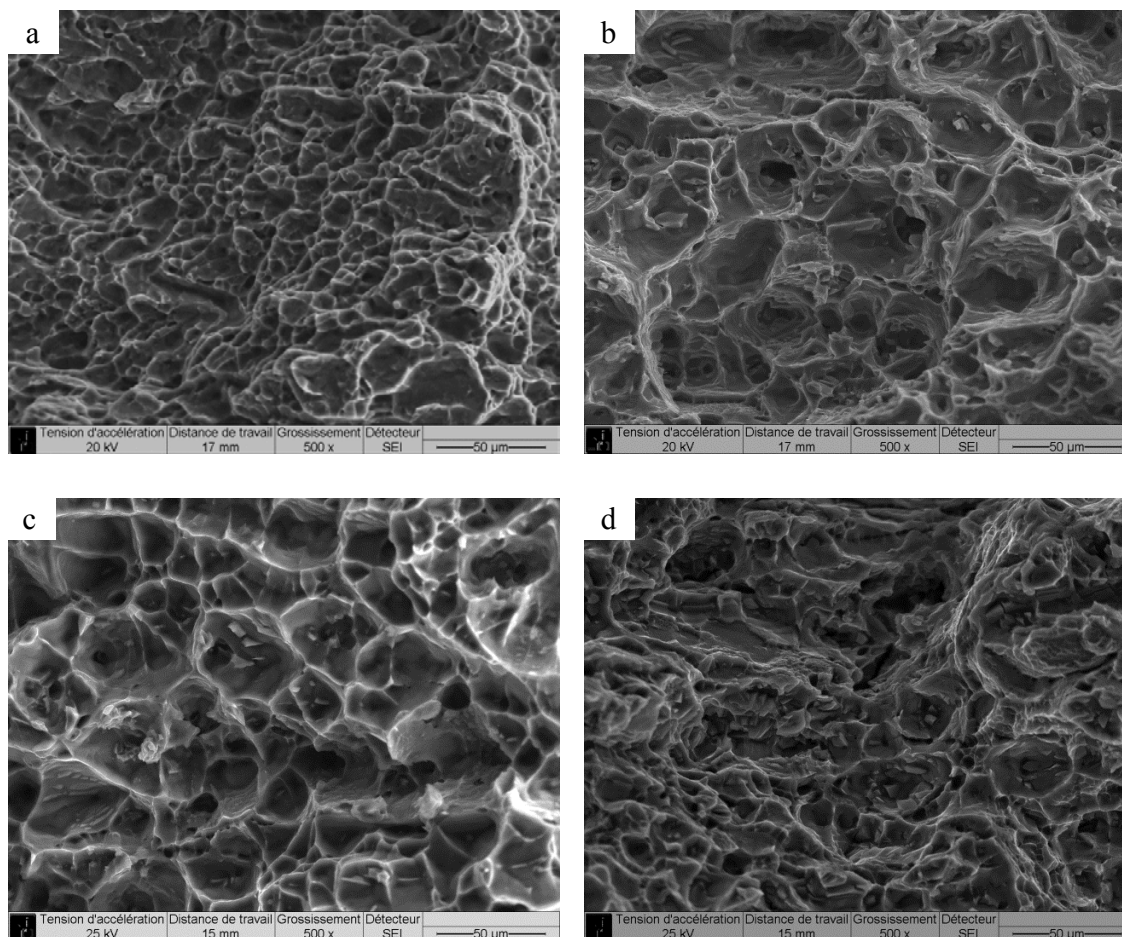


Figure III-22 : Observations au MEB des faciès de rupture de (a) milieu ZF, (b) à 6 mm du centre, (c) à 10 mm du centre et (d) en métal de base

Bilan

Dans cette partie, le comportement en ténacité de la jonction soudée FE en Al 6061-T6 a été évalué moyennant une analyse expérimentale conduite sur des éprouvettes CT. La fissure a été placée à différentes positions de la jonction soudée afin de caractériser les différentes zones métallurgiques et particulièrement le gradient identifié dans la ZAT lors de l'analyse en traction.

Cette étude expérimentale est appuyée par une analyse numérique qui permet de calculer avec précision les facteurs η en prenant en compte l'aspect multimatériau des éprouvettes.

A l'issue de cette étude, un gradient de J à l'amorçage et de J à 0,2 mm de propagation a été déterminé. La zone fondue est identifiée comme la zone métallurgique la plus tenace avec un $J_{0,2}$ d'environ 8 fois celui du métal de base ce qui dénote du fort mismatch de la soudure. La ZAT en revanche présente un gradient de ténacité qui diminue en se rapprochant du métal de base. Des observations au microscope électronique à balayage des faciès de rupture ont été réalisées pour mieux apprécier l'origine du contraste de comportement entre les différentes zones métallurgiques. De cette analyse, un aspect de déchirure ductile avec des cupules assez fines est obtenu dans la ZF sans toutefois avoir l'inclusion de départ, ce qui reflète la mise en solution sous l'effet de la température des précipités à l'origine de la nucléation. En revanche, plus on se rapproche de la ZF plus la teneur en précipités grossiers est réduite ce qui explique le gradient de ténacité observé dans la ZAT.

***Chapitre IV- Etude de transférabilité : effets géométriques et
de structure***

Sommaire du Chapitre IV

Chapitre IV- Etude de transférabilité : effets géométriques et de structure.....	108
IV.1. Etude de la transférabilité du critère de rupture J des éprouvettes CT aux SENT....	112
IV.1.1. Caractérisation expérimentale de la ténacité de la jonction soudée : interprétation d'essais de déchirure sur éprouvette SENT.....	112
IV.1.1.1. Moyens expérimentaux et conduite des essais.....	113
IV.1.1.2. Interprétation des résultats d'essais : analyse des courbes force-ouverture	115
IV.1.1.3. Mise en évidence d'une zone sensible en mécanique de la rupture	116
IV.1.2. Etude de la transférabilité du paramètre de rupture J_i des éprouvettes CT aux éprouvettes SENT	120
IV.1.2.1. Définition du modèle numérique pour la simulation des essais de rupture sur éprouvette SENT	120
IV.1.3. Validation du modèle numérique.....	121
IV.1.4. Etude de la transférabilité du paramètre J_i	125
IV.2. Analyse numérique du comportement de la structure soudée FE en présence d'un défaut	127
IV.2.1. Modélisation de l'essai structure	127
IV.2.1.1. Géométrie considérée dans l'étude	127
IV.2.1.2. Maillage et conditions de chargement	128
IV.2.1.3. Validation du modèle numérique par la méthode simplifiée du guide A16.....	130
IV.2.2. Analyse de l'essai structure sous sollicitation purement mécanique	131
IV.2.2.1. Analyse de la réponse globale de la structure soudée	132
IV.2.2.2. Evolution des paramètres à l'amorçage en fonction de la position de l'entaille	135
IV.2.3. Prise en compte des contraintes résiduelles de soudage lors du dimensionnement....	137
IV.2.3.1. Champ de contraintes résiduelles induit par soudage	137
IV.2.3.1. Démarche pour la prise en compte du champ de contraintes résiduelles lors de la simulation numérique	138
IV.2.3.2. Champ de contraintes résiduelles : calage du champ thermique fictif.....	139
IV.2.3.3. Effets des contraintes résiduelles sur la réponse de la structure soudée en présence d'un défaut.....	141

Une part importante des problèmes liés à l'extension des résultats d'analyse d'essais sur éprouvettes de laboratoire au comportement des structures réelles, tient à la distribution des contraintes en fond d'entaille. Cette contrainte conditionne le niveau de confinement de la plasticité en pointe de fissure. Plusieurs études ont montré l'influence de la géométrie des éprouvettes et du mode de chargement sur la transférabilité des valeurs d'énergie à l'amorçage et essentiellement sur le module de déchirure [67,115–118]. Dans l'optique de définir la configuration la plus pénalisante en mécanique de la rupture d'une structure en Al 6061-T6 soudée en faisceau d'électrons, il apparaît pertinent de s'intéresser à l'étude de la transférabilité de la ténacité à l'amorçage, précédemment identifiée sur éprouvettes CT, à une autre géométrie d'éprouvette plus représentative des chargements réelles d'une structure.

Notre choix s'est porté sur une géométrie de type SENT. En effet, contrairement aux éprouvettes CT, pour lesquelles le ligament est sollicité majoritairement en flexion avec une très faible composante de traction, l'éprouvette SENT est sollicitée majoritairement en traction et présente une triaxialité nettement moins importantes en pointe de fissure.

Ce chapitre se décompose en deux parties :

- la première partie consiste à étudier la transférabilité du critère de rupture J_i pour différentes positions d'entaille le long de la jonction soudée de l'éprouvette CT à l'éprouvette SENT,
- la deuxième partie est consacrée à l'étude du dimensionnement d'une structure soudée ce qui permettra d'analyser l'effet d'échelle et l'impact d'un défaut de surface. D'autre part, les contraintes résiduelles seront considérées contrairement au cas des éprouvettes CT et SENT pour lesquelles les contraintes résiduelles sont relaxées lors de l'opération de soudage.

IV.1. *Etude de la transférabilité du critère de rupture J des éprouvettes CT aux SENT*

IV.1.1. Caractérisation expérimentale de la ténacité de la jonction soudée : interprétation d'essais de déchirure sur éprouvette SENT

A l'issu de l'analyse des essais de déchirure sur éprouvettes CT, deux situations sont apparues :

- pour un chargement en effort imposé, chacune des zones métallurgiques de la jonction soudée peut être considérée comme zone potentiellement sensible à l'entaille,
- en revanche, dans le cas d'un chargement en déplacement imposé, la zone de dissolution (zone fondue + interface ZF/ZAT) amorce pour des chargements nettement plus importants, ce qui

limite la zone pénalisante en mécanique de la rupture, au métal de base et à la zone affectée thermiquement.

La campagne expérimentale proposée sur les éprouvettes SENT permettra, en plus de l'étude de la transférabilité de J à l'amorçage, de vérifier la validité de ces premières conclusions relatives à la zone métallurgique la plus pénalisante.

IV.1.1.1. Moyens expérimentaux et conduite des essais

Une analyse numérique préliminaire aux essais de déchirure a été conduite dans le but de limiter les essais aux configurations les plus intéressantes à étudier et de prédire les niveaux d'efforts atteints à l'amorçage. Pour ce prédimensionnement, la transférabilité de J à l'amorçage est postulée quelque soit la position de l'entaille dans le joint soudé.

Différents calculs avec la même taille de fissure à différentes zones métallurgiques ont été réalisés (Figure IV-1). Les symboles, sur chaque courbe, correspondent à l'amorçage.

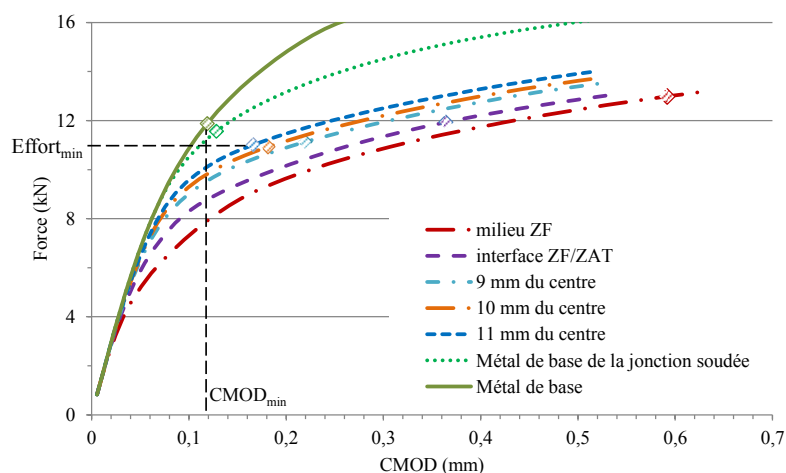


Figure IV-1 : Prédimensionnement des essais sur SENT pour différentes positions d'entaille

De ces calculs il ressort, qu'indépendamment de la position de l'entaille dans le gradient de la ZAT, la fissure amorce pour un même niveau d'effort (environ 11 kN) mais à des ouvertures d'autant plus faibles qu'on se rapproche du métal de base. De ce fait, la campagne expérimentale se limitera à :

- un essai dans la ZAT éloignée représentatif de la configuration la plus pénalisante dans le gradient de la ZAT, pour un chargement en déplacement imposé,
- un essai dans chacune des zones métallurgiques : ZF, interface ZF/ZAT et métal de base.

L'ensemble des essais est résumé dans le Tableau IV-1.

Numéro d'essai	Position de l'entaille (mm)	Repère éprouvette
16-015	milieu zone fondue	753 AD
16-016	interface ZF/ZAT	753 AE
16-017	11 mm du centre de la soudure	753-AF
16-018	18 mm du centre de la soudure (MB de la jonction soudée)	753-AG
16-019	Métal de base	753-V

Tableau IV-1 : Grille d'essais sur éprouvettes SENT

Dans le cas particulier du métal de base, nous proposons d'évaluer les éventuels « effets structure » induits par la présence du joint soudé FE dans la longueur calibrée de l'éprouvette et identifiés dans la phase de prédimensionnement. Deux essais sont alors conduits :

- sur une éprouvette avec une entaille dans le métal de base (repère 753-V)
- sur une éprouvette avec une entaille dans le MB de la jonction soudée FE (repère 753-AG)

Les détails relatifs à la définition du modèle numérique, ainsi que les résultats de calcul sont reportés en Annexe D.

Pour s'assurer du meilleur positionnement possible de l'entaille mécanique, les éprouvettes ont toutes été prélevées conformément au protocole décrit en §II.3.2.2.

On rappelle que les éprouvettes SENT ont été préfiessurées par fatigue en flexion trois points à ΔK décroissant. Les niveaux d'intensités de contraintes supposés suffisants pour la phase de préfiessuration ont été évalués numériquement afin de respecter les critères de la norme ASTM E1820. L'équivalent en traction (configuration SENT) du niveau d'effort de fin de préfiessuration en flexion (configuration SENB) est déterminé par calcul aux éléments finis pour une bonne définition des paramètres spécifiques à la vérification de la taille de fissure avant essai.

En plus des grandeurs standards enregistrées en cours d'essai, à savoir le niveau d'effort, le déplacement et l'ouverture de l'extensomètre, les évolutions géométriques de l'éprouvette sont également mesurées à l'aide de deux lasers 3D placés perpendiculairement. Le scan laser, effectué à chaque maintien de la séquence de sollicitation de l'essai J1c, permet de reconstruire en 3D le profil de l'éprouvette après essai et notamment de mesurer la flèche de l'éprouvette (laser1 Figure IV-2). En

effet, la bonne reproductibilité numérique de la flèche expérimentale permet de vérifier la validité des conditions aux limites imposées lors de la modélisation ; ces dernières sont assez complexes en raison d'une rotation possible des amarrages pendant l'essai.

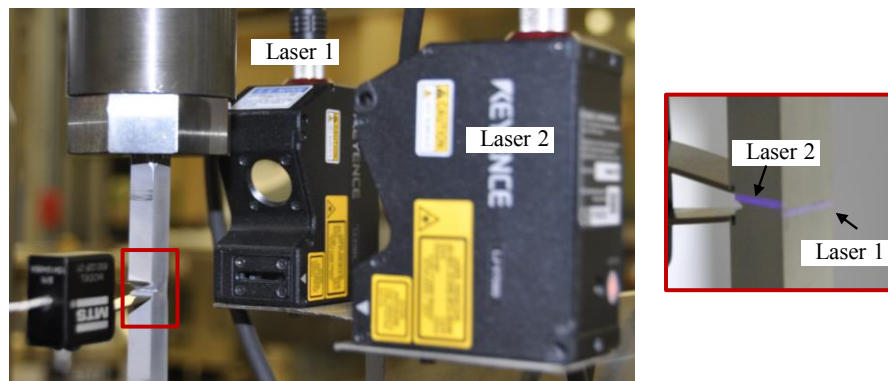


Figure IV-2 : Dispositif de mesure laser 3D

IV.1.1.2. Interprétation des résultats d'essais : analyse des courbes force-ouverture

De la même manière que pour la campagne sur CT, nous proposons d'analyser les courbes force-ouverture (Figure IV-3) des différents essais (les géométries d'éprouvettes ainsi que la taille de préfissure étant toutes identiques).

L'amorçage identifié expérimentalement par le changement de pente de l'évolution de la complaisance en fonction de l'ouverture est repéré par des losanges sur la Figure IV-3.

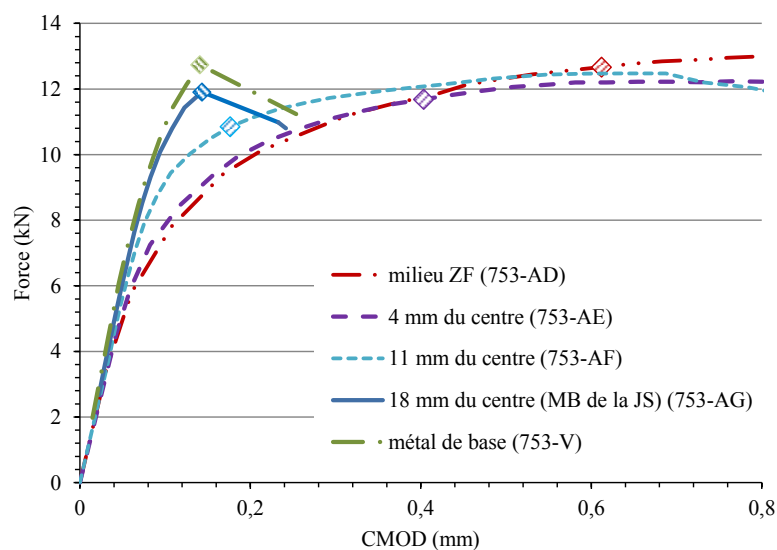


Figure IV-3 : Courbes expérimentales force-ouverture pour une même taille de préfissure de fatigue

Il ressort des observations suivantes que:

- le métal de base, qui représente dans le cas des éprouvettes CT un potentiel point pénalisant pour un chargement en effort imposé, amorce pour un niveau d'effort supérieur à ceux obtenus pour les essais avec une entaille dans la ZAT. D'autre part, la ZF plastifie vite mais la fissure amorce pour une ouverture et un effort plus importants. En conséquence la zone la plus pénalisante se limite potentiellement à la ZAT pour un chargement en effort imposé,
- la présence de la soudure à 18 mm de l'entaille affecte le comportement global de la structure soudée et l'amorçage apparait pour un niveau d'effort plus faible que celui obtenu sur l'éprouvette homogène métal de base,
- la ZAT éloignée et le métal de base sont toujours les premiers à amorcer dans le cas d'un chargement en ouverture imposée. En revanche, la ZAT se démarque par une consolidation après l'amorçage et par un niveau de plasticité important impliqué dans le processus de déchirure. Nous tenterons par la suite d'apporter quelques éléments de compréhension en analysant les faciès de rupture et en menant une analyse numérique de l'essai.

Le Tableau IV-2 présente un récapitulatif des résultats d'essais en terme de longueur initiale de préfissure, de niveaux d'effort et d'ouverture à l'amorçage.

Repère de l'éprouvette	Position/centre de la soudure	Longueur préfissure visée (mm)	Longueur préfissure mesurée sur faciès (mm)	Effort à l'amorçage (kN)	Ouverture à l'amorçage (mm)
753-AD	Milieu zone fondue	1,5	1,9	12,6	0,61
753-AE	4 mm du centre		1,93	11,7	0,4
753-AF	11 mm du centre		2,03	10,85	0,18
753-AG	à 18 mm du centre		2,01	11,9	0,14
753-V	Métal de base		2,03	12,73	0,15

Tableau IV-2 : Récapitulatif des résultats d'essais J1c sur éprouvette SENT

IV.1.1.3. Mise en évidence d'une zone sensible en mécanique de la rupture

Il est à noter qu'en l'absence d'entailles latérales, deux scénarios de propagation de fissure ont été mis en évidence encours d'essai de déchirure sur SENT : pour le premier scénario (Figure IV-4a), la fissure dévie du plan de fissuration par rotation autour de l'axe de propagation suivant deux angles opposés. La déviation est en conséquence traduite, sur les faciès de rupture, par une propagation en

dehors du plan de préfissuration en surface mais bien rectiligne en cœur. En l'absence d'entailles latérales, la fissure suit les lignes de cisaillement avec une même probabilité de bifurquer vers le haut ou le bas du plan de fissuration. Pour le second scénario (Figure IV-4b), la fissure dévie dès l'amorçage avec le même angle autour de l'axe de propagation ce qui correspond à une propagation en dehors du plan de fissuration aussi bien aux bords de l'éprouvette qu'en cœur. Ceci fait penser à un chemin de propagation plus favorable pour l'extension de la fissure, qui en absence de défaut potentiel (défaut de soudage, d'usinage..) représente le chemin le moins énergétique.

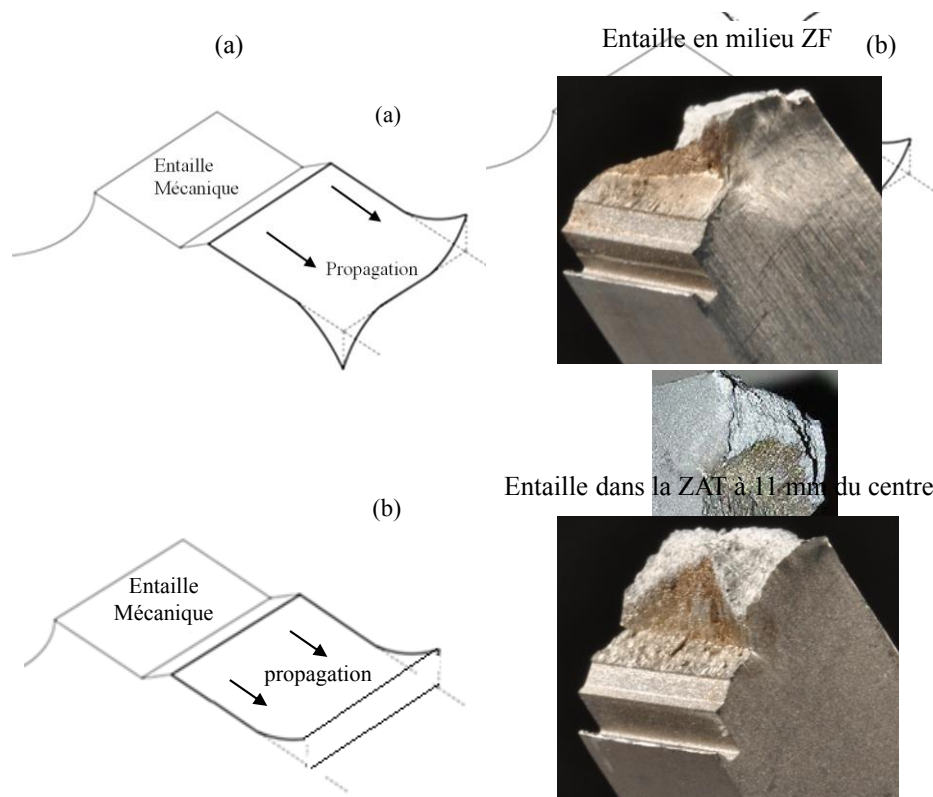


Figure IV-4 : Scénarios possibles de propagation de fissure

Deux des essais conduits sur SENT se sont démarqués par une propagation en dehors du plan de fissuration, à savoir l'essai avec entaille à 11 mm du centre de la soudure et celui à l'interface ZF/ZAT soit à 4 mm du centre de la soudure. Dans les deux cas, la fissure est attirée vers la zone correspondant à la 'ZAT molle'. On rappelle que cette zone correspond métallurgiquement à la fin de la zone de dissolution et au début de la zone affectée thermiquement. Une illustration de ces résultats est présentée dans la (Figure IV-5).

Si une analyse basée sur un critère en amorçage prédit l'ensemble de la ZAT comme potentiellement sensible à l'entaille pour un effort imposé (Figure IV-1), la prise en compte de la propagation fait ressortir la ZAT molle comme zone métallurgique pénalisante en mécanique de la rupture.

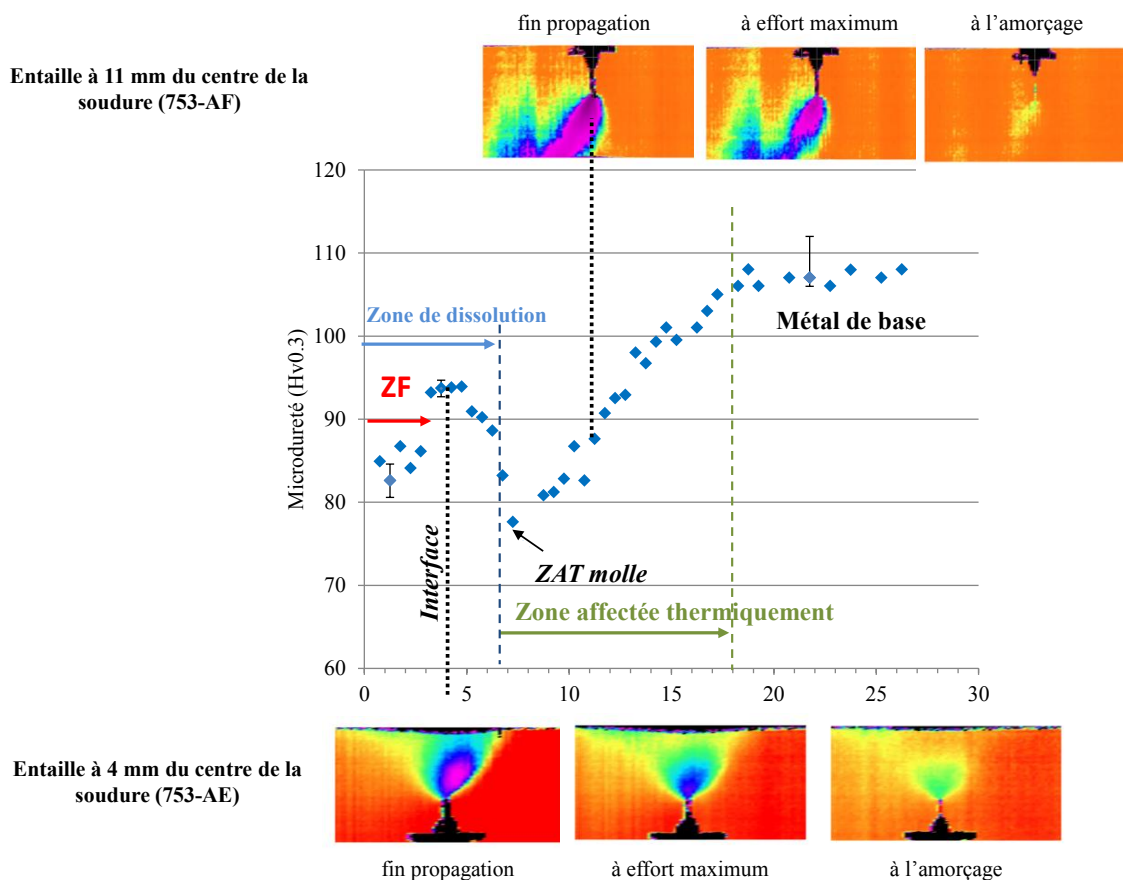


Figure IV-5 : Illustration du schéma de déviation de fissure par reconstruction en laser 3D des surfaces des éprouvettes SENT (laser 2 sur la Figure VI-2)

Pour évaluer cette hypothèse, deux essais complémentaires sur des éprouvettes ayant une entaille située précisément au niveau de cette ZAT molle ont été conduits, soit à environ 8 mm du centre de la soudure. Nous optons alors pour deux dimensions d'éprouvettes SENT :

- la première est prévue identique aux éprouvettes précédemment testées avec une section carrée de 10 x 10 mm de manière à mener une étude comparative. Malheureusement suite à une erreur d'usinage, l'éprouvette présente une longueur calibrée plus importante, ce qui complique la comparaison des résultats d'essai avec ceux précédemment conduits.

- la deuxième géométrie d'éprouvette SENT est de plus grande section (18 x 18 mm) afin de permettre une propagation plus importante. Ceci nous permettra de confirmer, dans le cas d'une propagation plane, l'hypothèse relative à la sensibilité, en propagation, de la ZAT molle.

Pour se prémunir d'une éventuelle variation de la taille de la zone fondue comme on a pu l'observer dans la partie traction, en plus de l'attaque chimique, une profilométrie de microdureté centrée sur la soudure est réalisée sur chacune des ébauches destinées au prélèvement des deux éprouvettes, ce qui permet de placer l'entaille exactement au minimum de dureté obtenue dans la ZAT, soit la 'ZAT molle' (Figure IV-6);

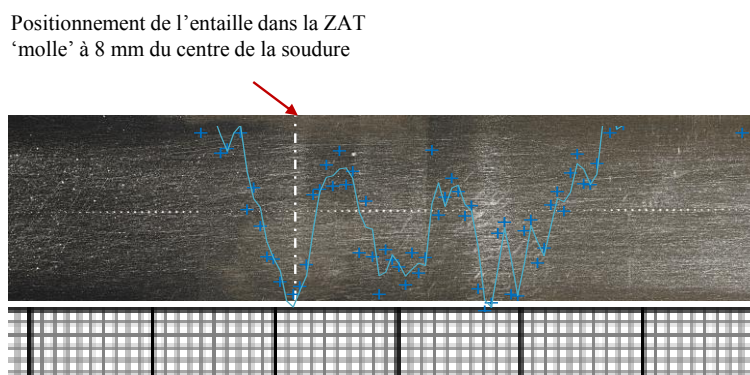


Figure IV-6 : Mesure de la microdureté sur l'ébauche destinée au prélèvement de l'éprouvette SENT avec entaille dans la ZAT molle

Les faciès de ruptures obtenues après marquage thermique et postfissuration sont présentés dans la Figure IV-7. Nous constatons que, conformément au postulat de départ, la fissure se propage de manière plane dans le plan de préfissuration.

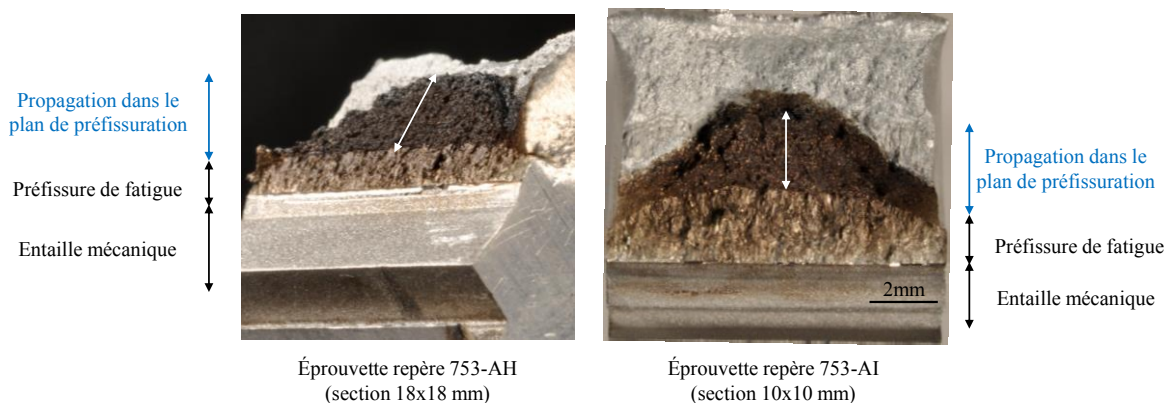


Figure IV-7 : Propagation plane de la fissure située dans la ZAT 'molle'

L'interprétation des essais, qui se limitait sur l'amorçage comme critère de base pour l'identification du point pénalisant de la jonction soudée, mériterait en complément et perspective de ce travail, de mener quelques réflexions sur la propagation qui semble-t-elle fait apparaître la ZAT molle comme point pénalisant de la jonction soudée.

IV.1.2. Etude de la transférabilité du paramètre de rupture J_i des éprouvettes CT aux éprouvettes SENT

En l'absence de norme spécifique pour l'analyse des essais sur SENT, et dans l'optique de calculer une valeur de J valable pour les éprouvettes SENT prenant en compte l'effet multimatériau induit par la présence de la soudure, une analyse numérique complémentaire s'impose pour l'interprétation des essais expérimentaux.

La définition du modèle numérique ainsi que les résultats des différentes simulations numériques feront l'objet de cette deuxième partie.

IV.1.2.1. Définition du modèle numérique pour la simulation des essais de rupture sur éprouvette SENT

Les essais sur éprouvettes SENT sont simulés par éléments finis avec le code de calcul CAST3M. En l'absence d'entailles latérales, un état de contraintes tridimensionnel intervient (contraintes planes au bord, déformations planes à cœur) et la propagation se développe d'avantage à cœur qu'en surface de l'éprouvette conformément aux résultats obtenus sur les faciès de rupture.

Nous avons opté pour une simulation 3D avec des éléments de maille cubiques à 20 nœuds, soit un total de 82915 nœuds et 18984 éléments. Pour simplifier le maillage, le détail géométrique de l'entaille mécanique n'est pas reproduit, néanmoins la taille de préfissure post mortem est bien prise en compte à chaque fois.

Un maillage unique est généré indépendamment de la position de l'entaille dans la jonction soudée grâce au modèle à gradient. Pour ce faire, la position de l'entaille dans le gradient de comportement de la jonction soudée est définie en tant que paramètre variable lors de la définition du modèle numérique. Ceci permet simplement de déplacer la zone à gradient sans avoir à définir un nouveau maillage pour prendre en compte la nouvelle position de l'entaille. Le gradient de propriétés correspond à celui précédemment identifié et validé aussi bien sur éprouvette de traction que sur éprouvette CT. Il a été de la même manière distribué automatiquement le long de l'axe de traction de l'éprouvette SENT.

La procédure développée est similaire à celle utilisée lors de la modélisation des essais de ténacité sur éprouvette CT (modèle 2D) à l'exception de quelques adaptations qui s'imposent pour une modélisation tridimensionnelle. Du fait de l'asymétrie du comportement de l'éprouvette (la soudure ne coïncidant pas toujours avec le plan médian de l'éprouvette), la totalité de l'éprouvette est maillée suivant la longueur. Seule la moitié de l'éprouvette suivant l'épaisseur z est modélisée pour des raisons de symétrie. Le plan de l'éprouvette défini dans le plan xOy est bloqué suivant l'axe de symétrie Oz et le point B suivant l'axe Oy .

Pour simuler l'essai de déchirure, la section inférieure (définie dans le plan yOz) est bloquée suivant x , et la section supérieure subit un déplacement imposé selon l'axe Ox de traction (Figure IV-8).

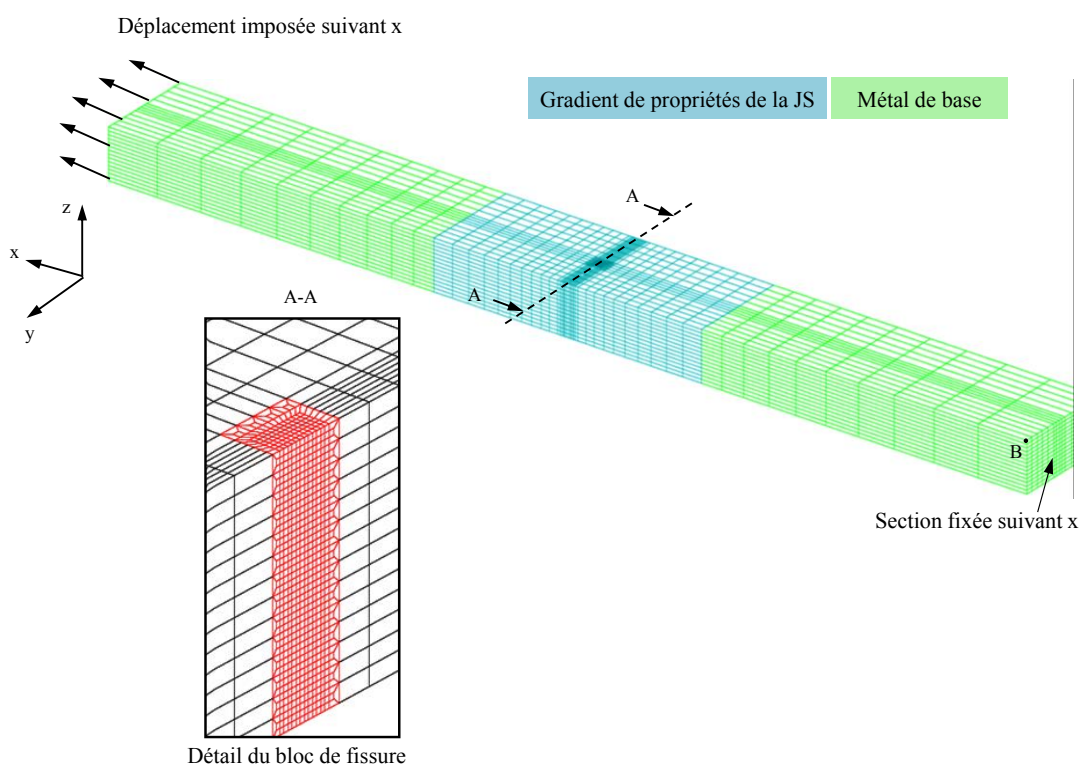


Figure IV-8 : Maillage 3D des éprouvettes SENT et conditions aux limites.

IV.1.3. Validation du modèle numérique

Les modèles numériques développés et le modèle à gradient attribué pour la description du comportement de la jonction soudée sont validés par comparaison des courbes force-ouverture calculées numériquement et celles expérimentales dans les (Figure IV-9 de (a) à (f)).

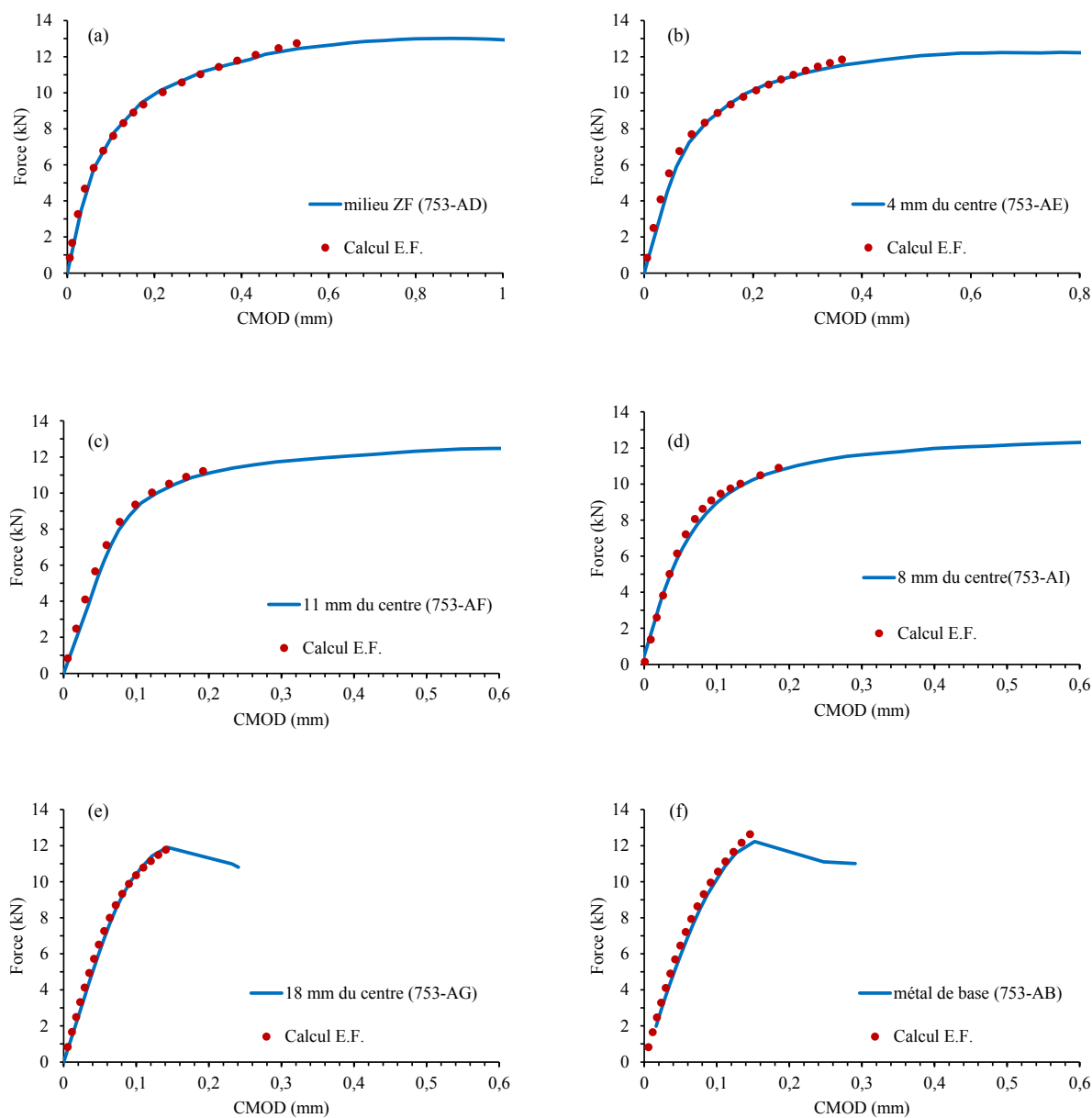


Figure IV-9 : Comparaison entre les courbes expérimentales et numériquement simulées par le modèle 3D à gradient de propriétés pour différentes position d'entaille

Les courbes (Figure IV-9) montrent une bonne cohérence entre les résultats expérimentaux et numériques et ceci quelque soit la position de l'entaille dans la jonction soudée. Le modèle numérique ainsi développé permet de prédire parfaitement le comportement global de l'éprouvette jusqu'à l'amorçage ce qui va nous permettre de vérifier la validité de la transférabilité du critère de rupture en J.

L'indépendance au contour de J a été également vérifiée à l'aide de la procédure G- θ . La Figure IV-10 présente des résultats de calcul de l'intégrale J à l'amorçage pour les contours 3 à 6 dans le cas d'une entaille située à 11 mm du centre de la soudure. On peut constater l'indépendance de J en fonction du contour.

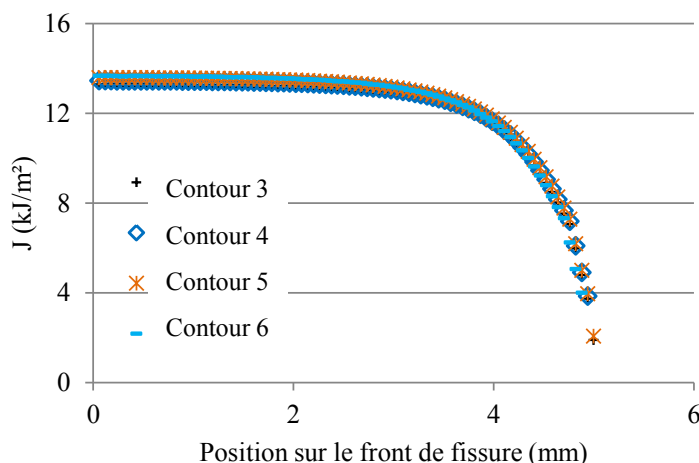


Figure IV-10 : Evolution de J le long du front de fissure pour différents contours pour une entaille à 11 mm du centre de la soudure

Outre l'évolution des courbes force-ouverture, la répartition de la plasticité à l'amorçage est présentée pour quatre cas dans la Figure IV-11. Le développement de la plasticité a une incidence directe sur les valeurs de la fonction η calculées et en conséquence sur la valeur de J . De ce fait, une fonction η est calculée pour chaque position d'entaille dans la soudure. Les conclusions suivantes peuvent être faites :

- pour une entaille au milieu du joint (Figure IV-11a), la plasticité s'étend en pointe de fissure en suivant la forme classique des ailes de papillon et légèrement dissymétrique de part et d'autre de la fissure en raison de la dissymétrie du gradient de propriétés identifié au niveau de la ZAT.
- la plasticité devient sensiblement dissymétrique lorsque l'on se décale du centre de la soudure. Deux cas de figures se distinguent. Dans un premier cas, l'entaille positionnée à l'interface ZF/ZAT, soit à 4 mm du milieu du joint (Figure IV-11b), est située entre deux zones molles ; la plasticité est tout de même plus prononcée du côté de la ZF. Dans le deuxième cas, à 11 mm du centre de la soudure, la plasticité se développe localement en pointe de fissure mais aussi un peu plus loin au niveau de la zone fondue (Figure IV-11c),

- dans le cas d'un positionnement de l'entaille dans le métal de base de la jonction soudée (Figure IV-11d), la plasticité est confinée en pointe de fissure mais se développe également en partie courante dans la zone fondue. On parle d'un effet structure induit par la présence de la soudure et qui a une incidence directe sur le niveau d'effort à l'amorçage.

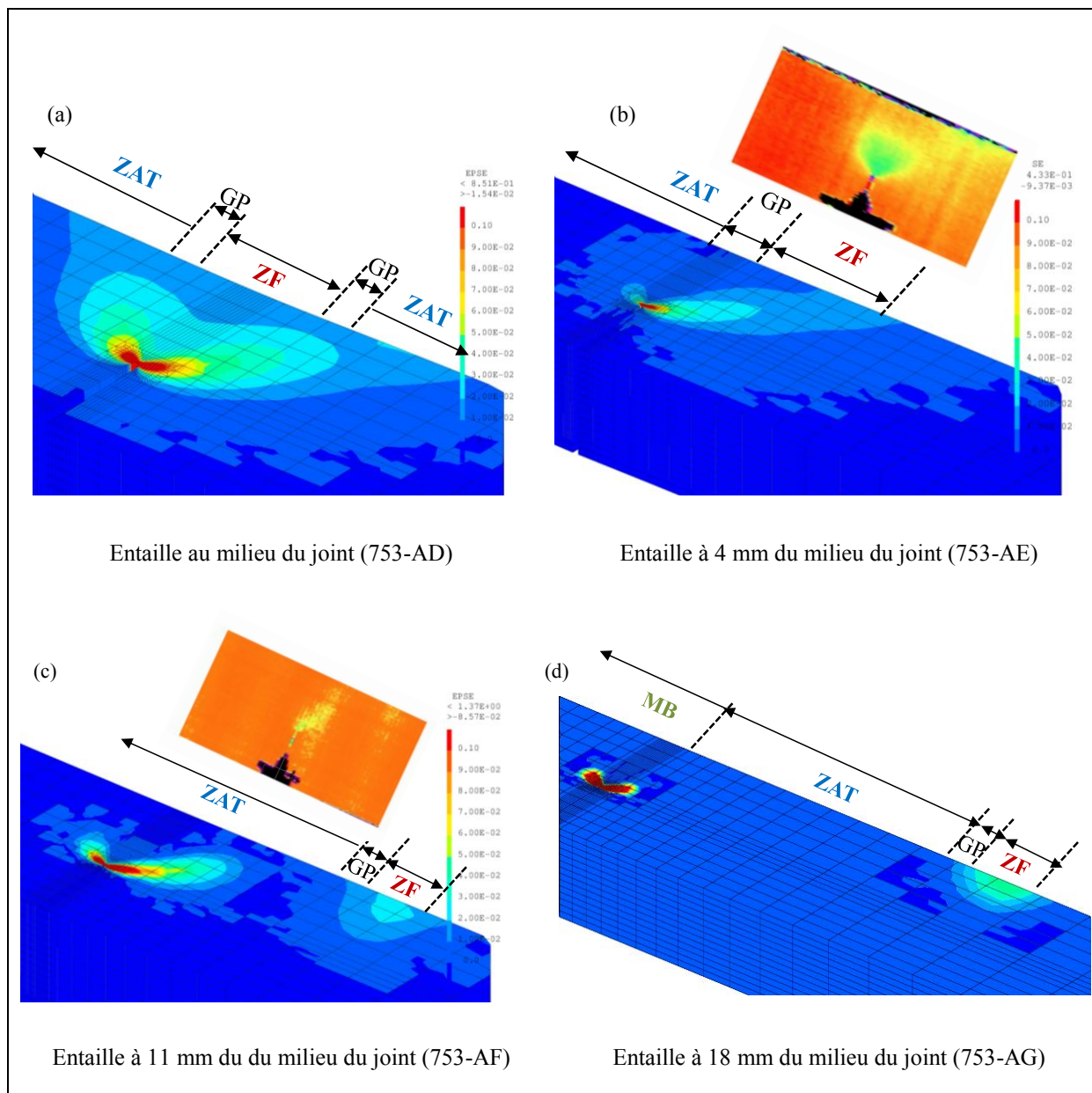


Figure IV-11 : Etendue de la plasticité à l'amorçage pour différentes positions d'entaille

IV.1.4. Etude de la transférabilité du paramètre J_i

Les valeurs des facteurs η ont été évaluées numériquement pour ces différents essais et utilisées pour calculer la valeur du paramètre J à partir des résultats expérimentaux. Les valeurs de η déduites des simulations numériques sont définies dans le Tableau IV-3.

Repère éprouvette	Position de l'entaille	Facteur η
753-AD	Milieu zone fondue	0,751
753-AE	4 mm du centre	0,701
753-AI	8 mm du centre	0,647
753-AF	11 mm du centre	0,649
753-AG	18 mm du centre	0,703
753-V	Métal de base	0,7

Tableau IV-3 : Facteurs η évalués par simulation numériques des essais de rupture sur SENT

En raison de la déviation de la fissure du plan de préfissuration, le paramètre J à 0,2 mm de propagation ne peut être en aucun cas transférable. On étudie, en conséquence, la transférabilité de J à l'amorçage expérimental. Les valeurs de J à l'amorçage calculées pour les CT et les SENT testées dans cette étude sont regroupées dans la Figure IV-12. La transférabilité de J_i est démontrée pour le métal de base et la zone fondue.

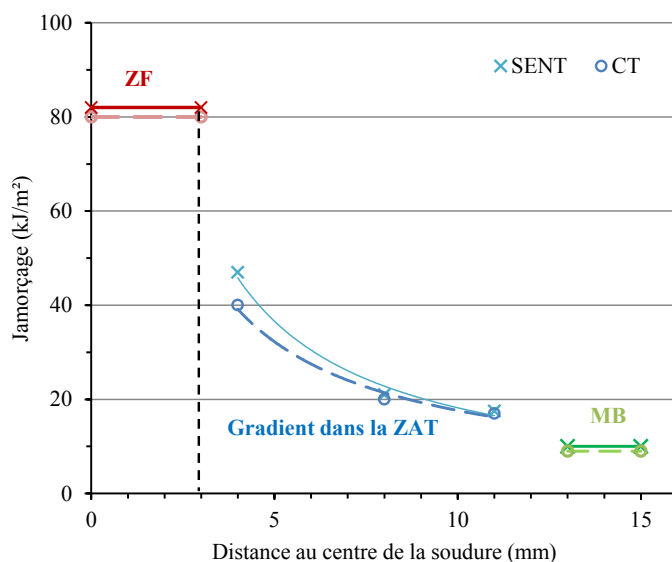


Figure IV-12 : Comparaison des valeurs de J à l'amorçage entre éprouvettes CT et SENT

Un petit écart peut cependant être mis en évidence dans le gradient de la zone affectée thermiquement. Cet écart est probablement lié aux quelques écarts relatifs au positionnement de l'entaille lors de l'usinage et à la taille de la zone fondue qui peut être plus au moins large le long de l'axe de la soudure (le milieu de la zone fondue est toujours pris comme référence pour l'usinage). On peut alors globalement déduire que la transférabilité de J à l'amorçage est vérifiée dans tous les cas.

Bilan

Cette partie avait pour but d'étudier la transférabilité du critère de rupture J identifié dans le chapitre III sur des géométries CT, à des éprouvettes SENT se rapprochant des états de chargement réels de structure. Pour cela, une démarche expérimentale précédée par une étape de prédimensionnement numérique a été tout d'abord entreprise. Quatre essais pour des positions d'entaille dans la soudure, déterminées comme les plus pertinentes à analyser lors du prédimensionnement numériques, sont alors conduits.

De ces études numériques et expérimentales le métal de base et la ZAT éloignée apparaissent comme des points sensibles de la jonction soudée en déplacement imposé. En revanche, tout le gradient de la ZAT est potentiellement pénalisant en mécanique de la rupture pour un chargement en effort imposé.

Si la ZAT semble homogène vis-à-vis de l'amorçage, les essais font apparaitre une zone plus sensible pour la propagation au niveau de la zone molle.

Dans un second temps, la transférabilité de J à l'amorçage a été étudiée. La démarche a nécessité un modèle de chaque essai expérimental afin d'évaluer les facteurs η permettant de calculer la valeur de J prenant en compte l'effet multimatériau. La transférabilité de J à l'amorçage a été démontrée dans tous les cas ce qui constitue une base importante pour l'hypothèse de transférabilité vers les structures.

IV.2. *Analyse numérique du comportement de la structure soudée FE en présence d'un défaut*

L'objectif de cette deuxième partie est d'évaluer la tolérance de la structure soudée en faisceau d'électrons à la présence d'un défaut. Cet objectif sera atteint en déterminant le cas enveloppe de l'ensemble des cas de figure de positionnement d'entaille pour une structure donnée.

Les analyses couramment utilisées pour des démonstrations similaires reposent sur une approche de type mono matériau en métal de base qui, en général, est considéré comme le plus pénalisant dans le cas d'une soudure en overmatch. La soudure FE en Al 6061-T6 présente des spécificités liées à l'undermatch de la soudure où l'analyse de ce type ne sera pas conservative.

Nous proposons alors dans cette partie, une analyse approfondie basée sur une approche multimatériau pour vérifier l'application d'hypothèses simplificatrices qui demeurent parfois très conservatives. Cette approche est similaire à celles proposée sur les éprouvettes de laboratoire où le défaut est postulé à différentes positions de la jonction soudée. Compte tenu de la faible ténacité du métal de base, l'impact des contraintes résiduelles de soudage sur l'amorçage de fissure doit être investigué. Pour cela, le champ de contraintes résiduelles issues des données de la simulation numérique de soudage est utilisé dans l'analyse. Cette étude est décomposée en trois sous parties :

- dans un premier temps, nous validons le modèle numérique développé de la structure soudée (maillage, chargement, conditions aux limites) par comparaison des résultats numériques avec la méthode simplifiée du guide A16,
- dans un second temps, une approche multimatériau basée sur le modèle à gradient est conduite. Pour ce premier modèle, seule le chargement mécanique, de type flexion pure, sera considéré pour analyser la tenue de la structure soudée en présence d'un défaut à différentes positions de la jonction soudée.
- enfin, en plus du chargement primaire de type flexion, un chargement secondaire dû aux contraintes résiduelles de soudage sera introduit.

IV.2.1. Modélisation de l'essai structure

IV.2.1.1. Géométrie considérée dans l'étude

Les principales grandeurs géométriques caractéristiques choisies du tube étudié sont le rayon interne (noté R_i) de 175 mm et l'épaisseur (notée t) de 20 mm avec une longueur totale de la structure

soudée de 1400 mm. Le défaut étudié est postulé selon la circonférence en peau interne du tube. Ce choix se justifie par le profil des contraintes résiduelles axiales qui sont en traction en paroi interne et en compression en peau externe (effet favorable).

La profondeur (noté a) du défaut est choisie de 5 mm, ce qui correspond à un défaut quart d'épaisseur. Cette valeur est plus grande que les dimensions de défauts redoutés en soudage de l'alliage d'aluminium 6061-T6 ce qui permet d'évaluer la tolérance de la structure à un défaut de grande dimension et correspond à la géométrie utilisée pour une analyse conventionnelle à la rupture brutale. La valeur usuelle du ratio c/a de 3 a été considérée, soit une valeur c de 15 mm.

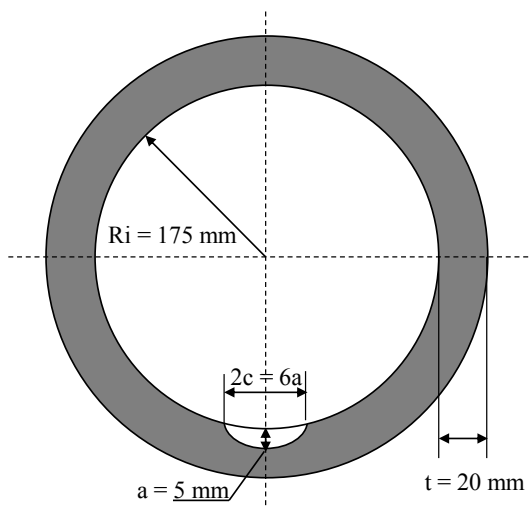


Figure IV-13 : Schéma de la section du tube contenant une fissure circonférentielle semi-elliptique débouchant en paroi interne

IV.2.1.2. Maillage et conditions de chargement

Un modèle 3D est mis en place pour la modélisation de la structure soudée et de la géométrie du défaut. Compte tenu des conditions de symétrie, la moitié de la structure fissurée est modélisée. Dans l'optique de mener une analyse multimatériau basée sur le gradient de propriétés mécaniques précédemment identifié dans le chapitre III, un maillage paramétrique du bloc de fissure est développé. Ce maillage permet de faire varier l'étendue de la zone finement maillée autour de la fissure tout le long du périmètre en fonction de la position du défaut dans le gradient de la jonction soudée FE. Des éléments de maille cubiques à 20 nœuds sont utilisés. Le front de fissure est discrétisé en 21 éléments. Une vue globale du maillage du tube ainsi que le détail du bloc fissuré sont fournis dans la Figure IV-14.

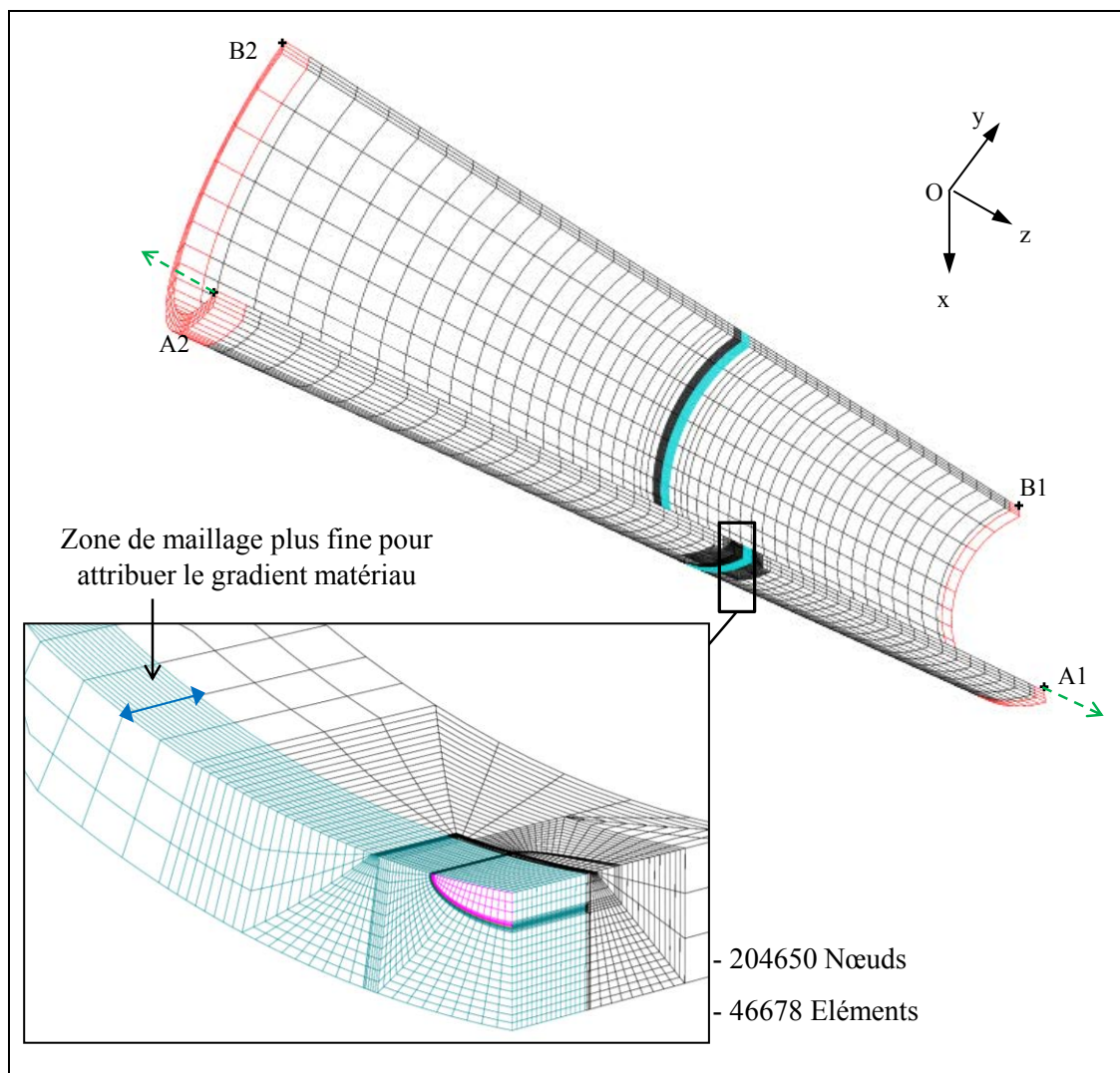


Figure IV-14 : Maillage du tube fissuré et des conditions aux limites imposées

Les conditions aux limites imposées sont les suivantes :

- un blocage des nœuds du plan (xOz) suivant l'axe Oy
- un blocage suivant l'axe Oz des nœuds B1 et B2

Un chargement de flexion pure est choisi pour l'évaluation de la résistance à la rupture de la structure soudée. Les embouts rigides des deux tubes soudés sont simulés par deux couronnes rigides illustrées en rouge dans la Figure IV-14. Le chargement de flexion est reproduit en imposant deux déplacements opposés sur les points A1 et A2 préalablement bloqués suivant l'axe Ox.

L'hypothèse de grand déplacement n'a pas été considérée de manière à calculer avec précision la valeur du paramètre J sur lequel se base l'analyse.

IV.2.1.3. Validation du modèle numérique par la méthode simplifiée du guide A16

Compte tenu de la complexité du modèle numérique développé, aussi bien dans la définition du maillage que des conditions aux limites et des chargements imposés, nous proposons d'évaluer la fiabilité du modèle à l'aide d'un modèle élastique simple. Pour ce faire, les valeurs de J évaluées numériquement en fond et en surface du défaut sont comparées aux calculs analytiques proposés dans l'Annexe A16 du code Afcen RCC-MRx 2015 [75] en utilisant la méthode des coefficients d'influence.

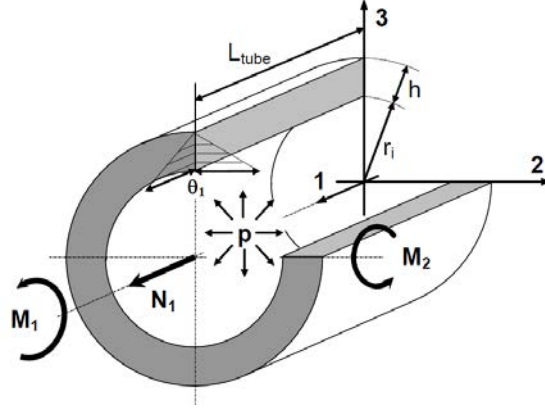


Figure IV-15 : Géométrie du tube et chargement définis en Annexe A16

Pour un tube de rayon interne r_i et d'épaisseur h , présentant un défaut circonférentiel débouchant et soumis à un moment de flexion pure M_2 (Figure IV-15), l'expression du facteur d'intensité de contraintes K_I est défini par :

$$K_I = [\sigma_m \cdot F_m + \sigma_b \cdot F_b + \sigma_{gb} \cdot F_{gb}] \sqrt{\pi \cdot c} \quad \text{Équation IV-1}$$

En absence de chargement de type effort axial N_1 et de gradient linéaire de température θ , les contraintes σ_m et σ_b sont nulles ; la contrainte de flexion globale σ_{gb} est en revanche donnée par l'Équation IV-2.

$$\sigma_{gb} = \frac{M_2 \cdot R_e}{\frac{\pi}{4} (R_e^4 - R_i^4)} \quad \text{Équation IV-2}$$

La valeur du coefficient d'influence F_{gb} est évaluée pour différentes combinaisons des paramètres géométriques du défaut postulé à savoir $x = h/R_i$, $y = a/h$, et $z = a/c$.

Concernant la géométrie proposée dans cette étude ($x = 0,114$; $y = 0,25$ et $z = 0,333$), une interpolation barycentrique sur les variables x , y et z est effectuée pour le calcul du F_{gb} en fond et en surface du défaut semi-elliptique.

La valeur de J élastique est ensuite déduite du facteur d'intensité de contrainte K_I selon la formule

$$J_e = \frac{K_I^2}{E^*} \quad \text{avec} \quad E^* = \frac{(1-\nu)}{E} \quad \text{Équation IV-3}$$

La Figure IV-16 présente l'évolution de J le long du front de fissure au dernier pas de calcul (Figure IV-16a), soit pour une valeur de moment M de 2250 kN.m. Les résultats montrent un bon accord entre les valeurs proposées en se basant sur le formulaire de l'annexe A16 et ceux issus de la modélisation numérique ce qui permet de valider le modèle numérique pour la suite de l'étude.

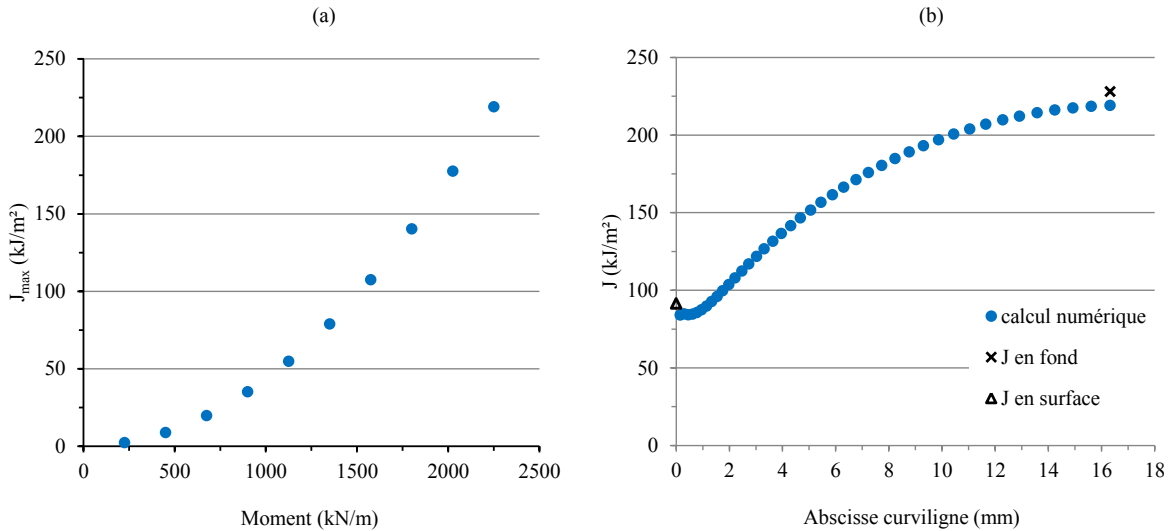


Figure IV-16 : (a) évolution de J_{max} en fonction du moment fléchissant imposé (b) comparaison de J en fond et en surface avec les valeurs proposées en se basant sur le formulaire de l'annexe A16

IV.2.2. Analyse de l'essai structure sous sollicitation purement mécanique

Afin d'investiguer les effets de plasticité sur la sensibilité au défaut, une connaissance détaillée de la limite élastique et de la résistance à la rupture le long de la jonction soudée est de grande importance. En absence de ces données, une analyse conventionnelle peut être menée en croisant les données en traction et en ténacité les plus pénalisantes ; soit le comportement en traction de la zone fondue et la ténacité du métal de base dans notre cas d'étude. A l'issue de la campagne de traction et de ténacité, nous avons identifié un modèle complet de comportement de la jonction soudée FE en Al

6061-T6 ce qui nous donne la possibilité de mener une analyse plus aboutie avec différentes positions d'entaille.

IV.2.2.1. Analyse de la réponse globale de la structure soudée

Pour mieux apprécier l'effet de chaque paramètre entrant en jeu dans la définition du point pénalisant de la structure soudée, nous proposons dans un premier temps de mener une analyse similaire à celle conduite sur les éprouvettes SENT. Un ensemble de calculs avec une interprétation des évolutions du moment en fonction de l'ouverture pour différentes positions d'entaille pourra ainsi être fait. Ceci nous permettra de tirer des premières tendances et de faire le parallèle avec les résultats obtenus sur SENT, supposés être plus ou moins représentatifs de la structure.

La Figure IV-17 récapitule les résultats des calculs des modèles suivants :

- « multimatériau » avec différentes positions d'entaille : désigné pour la suite du manuscrit par MM à x mm du centre avec x la position de l'entaille par rapport au centre de la soudure. Dans le cas particulier d'une entaille à 18 mm du centre de la soudure, où l'on retrouve les caractéristiques mécaniques du métal de base, l'essai sera désigné par MB de la JS. A l'identique de l'analyse numérique conduite sur les éprouvettes CT et SENT, le gradient de propriétés mécaniques de la jonction soudée précédemment identifié est attribué le long du tube.
- « monomatériau » avec uniquement le comportement du métal de base : désigné pour la suite par « monomatériau (MB) »

L'hypothèse de transférabilité de J a été considérée et l'amorçage associé à chaque zone métallurgique est ainsi défini par les losanges sur la Figure IV-17.

Les résultats des différentes simulations numériques font ressortir trois principales conclusions à savoir :

- par comparaison de la réponse globale de la structure « monomatériau (MB) » en présence d'un défaut avec celle d'une structure MM en présence d'un défaut dans le « MB de la JS », soit à 18 mm du centre de la soudure, un effet structure induit par la présence de la soudure est mis en évidence. La plasticité apparaît plus tôt et la fissure amorce pour un niveau d'effort sensiblement plus faible que dans le cas d'une structure « monomatériau (MB) ». Le même effet a été observé lors de l'analyse des essais sur SENT.
- pour un chargement en effort imposé (moment imposé (Figure IV-17b)), l'amorçage a lieu pour des niveaux de chargement de plus en plus faibles en s'éloignant de la zone fondue. En

- revanche, cette tendance s'inverse lorsque l'on se rapproche du métal de base et nous retrouvons le comportement typique du métal de base dur mais peu tenace.
- dans le cas d'un chargement en ouverture imposée (Figure IV-17c), la ZAT éloignée (au-delà de 10 mm) et le « MB de la JS » sont toujours les premiers à amorcer et représentent de potentiels points pénalisants du joint soudé FE.

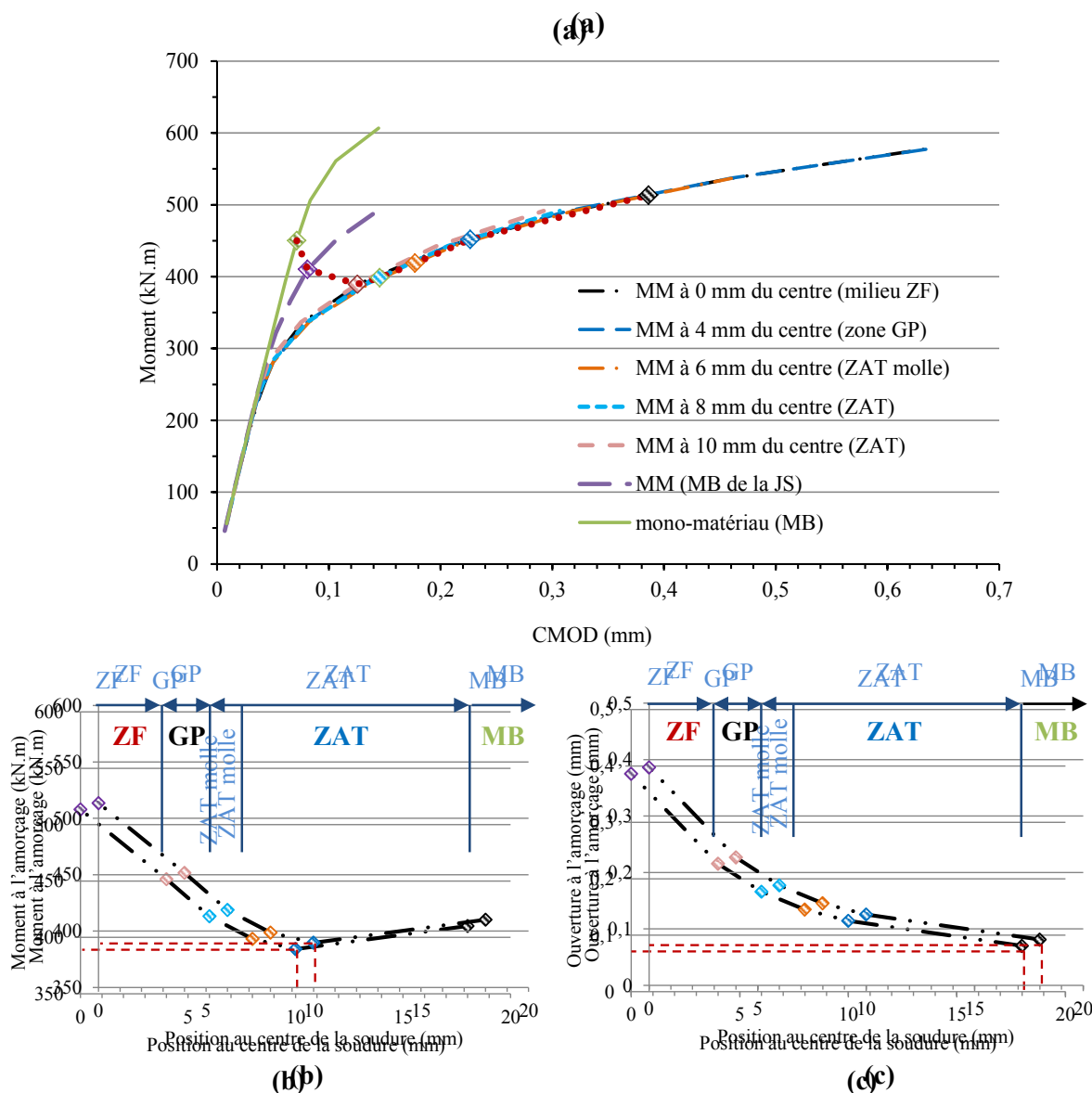


Figure IV-17 : Evolution du moment en fonction du CMOD pour différentes positions d'entaille

Nous appuyons ces interprétations par l'analyse de l'étendu de plasticité à l'amorçage pour quatre configurations distinctes (Figure IV-18):

Nous constatons qu'indépendamment de la position de l'entaille dans la ZAT, la plasticité se développe en pointe de fissure et dans la zone fondue dont le comportement 'mou' l'emporte sur la réponse globale de toute la structure. Cela permet d'expliquer l'homogénéité des courbes moment-ouverture pour les modèles MM 0 à 10 mm du centre (Figure IV-17a). En revanche, la position de l'amorçage diffère en ouverture en évoluant de la zone fondue vers le MB (Figure IV-17c) et on observe un minimum du moment à l'amorçage dans la zone la plus dure de la ZAT (Figure IV-17b).

Dans le cas particulier du MB de la JS (entaille à 18 mm du centre), une plasticité importante se développe dans la ZF et apporte un élément de compréhension relatif à l'effet structure observé en comparaison avec la structure « monomatériau (MB) ». Cet effet observé sur la SENT est ici bien prononcé.

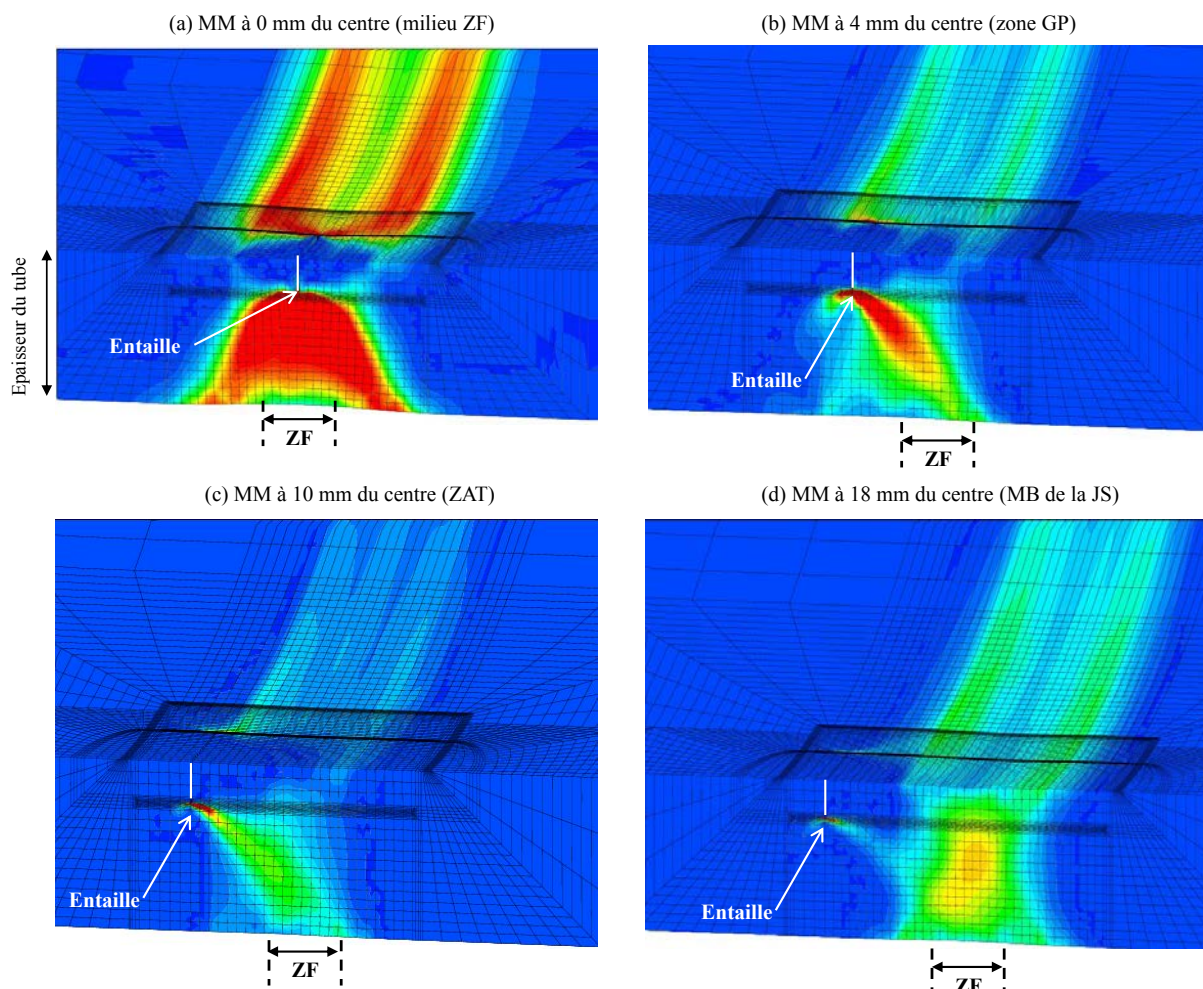


Figure IV-18 : Développement de la plasticité à l'amorçage pour différentes positions d'entaille

IV.2.2.2. Evolution des paramètres à l'amorçage en fonction de la position de l'entaille

Dans une deuxième partie, l'analyse s'oriente à l'évaluation de l'effet du comportement local le long de la jonction soudée (position de l'entaille) sur l'évolution du paramètre de rupture J en fonction de la flèche et du moment (Figure IV-19). On peut remarquer sur ces figures que, quelque soit la nature du chargement (pilotage en moment ou en flèche), un profil d'évolution de J similaire est observé le long de la jonction soudée. C'est pourquoi, dans la suite du manuscrit, l'analyse sera limitée à l'interprétation des résultats en fonction du moment.

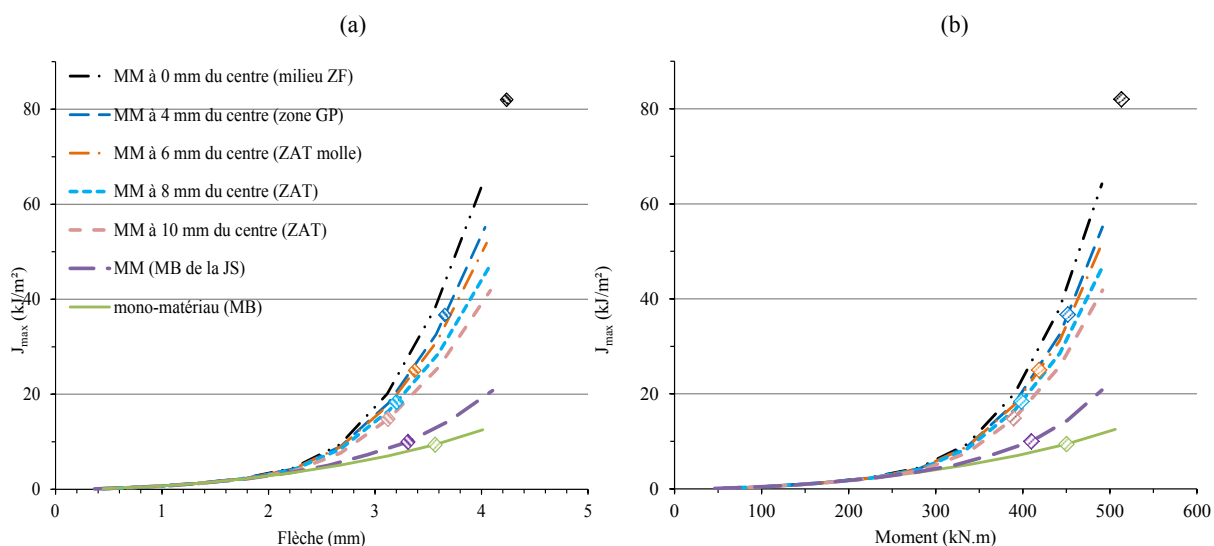


Figure IV-19 : Effet de la position d'entaille sur l'évolution du paramètre J dans le cas de (a) moment imposé (b) flèche imposée

La Figure IV-19b montre une augmentation bien plus rapide de J pour le modèle MM (milieu ZF) que pour le MM (MB de la JS). Cette évolution défavorable est liée au comportement plus mou de la ZF. Cependant ceci est à relativiser avec la ténacité à l'amorçage de chaque matériau. En deuxième approche, nous proposons donc de comparer l'évolution du rapport $J/J_{\text{amorçage}}$ en fonction du moment pour déterminer le point le plus sensible de la jonction soudée FE (Figure IV-20); $J_{\text{amorçage}}$ correspondant au J_i de la zone métallurgique où est positionnée l'entaille.

On remarque sur cette figure une modification importante lors de la prise en compte de la ténacité des matériaux mis en jeu. L'évolution la plus marquée concerne le « monomatériau (MB) » qui présente une valeur faible de J_i et qui de ce fait se retrouve le plus pénalisé. Ceci est encore aggravé par la présence de la soudure (modèle MM (MB de la JS)) qui diminue encore un peu plus le $M_{\text{amorçage}}$. En

revanche, grâce à sa ténacité élevée, la ZF compense son comportement mou et donne le moment à l'amorçage le plus élevé.

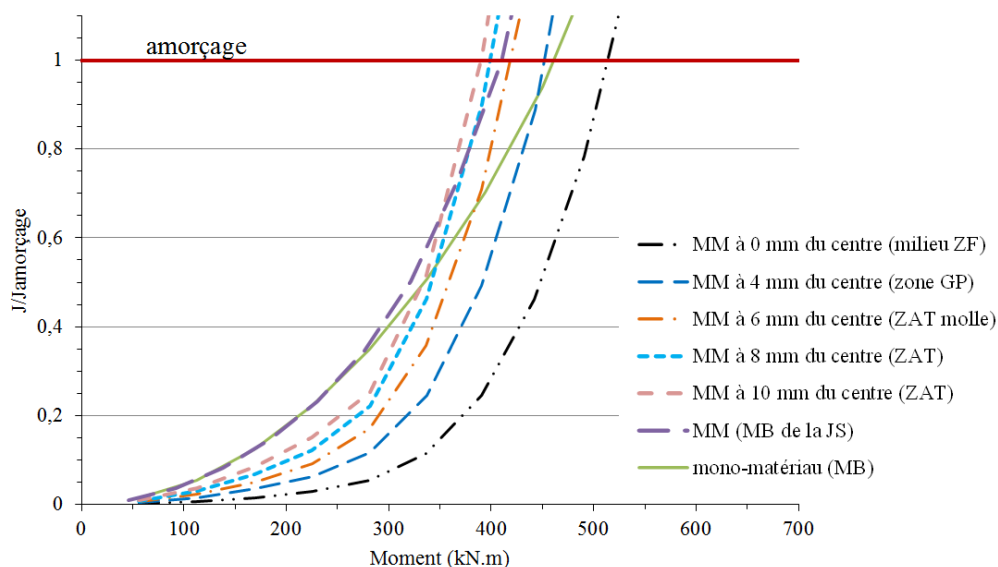


Figure IV-20 : Evolution du moment et de l'ouverture à l'amorçage en fonction de la position de l'entaille dans la jonction soudée

Dans la ZAT, où le gradient en traction et en ténacité se croisent (Figure IV-21), on observe un minimum du $M_{\text{amorçage}}$ pour le modèle MM à 10 mm du centre. Un peu plus loin, pour une entaille à 18 mm du centre de la soudure, la tendance s'inverse et le $M_{\text{amorçage}}$ augmente. Cette inversion est principalement dictée par un mélange entre le comportement en ténacité et en traction où le comportement peu tenace du MB est compensé par une bonne consolidation. Ceci permet de restreindre le point sensible de la jonction soudée dans la zone à 10 mm-18 mm du centre de la soudure. Suivant cette réflexion, la zone à 13 mm du centre de la soudure (Figure IV-21) apparaît comme une zone à étudier.

Ainsi, à l'issue de cette analyse, et par le biais de l'ensemble des calculs menés dans cette partie, la ZAT au-delà de 10 mm du centre de la soudure est identifiée comme potentiellement sensible à l'entaille.

En l'état, cette analyse ne peut pas être plus précise mais permet tout de même de démontrer que l'application de la méthode usuelle d'une soudure en undermatch consistant à postuler un défaut au milieu du joint n'est pas pertinente dans notre cas (§Annexe E).

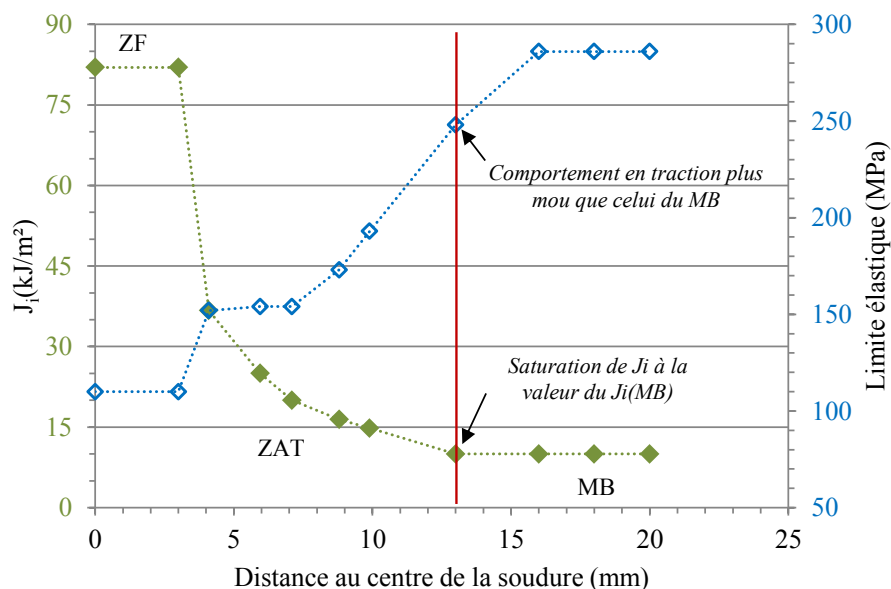


Figure IV-21 : Contraste du comportement en traction et en ténacité le long de la jonction soudée

IV.2.3. Prise en compte des contraintes résiduelles de soudage lors du dimensionnement

IV.2.3.1. Champ de contraintes résiduelles induit par soudage

Une simulation numérique de soudage basée sur une approche multiphysique a été conduite sur une virole soudée à l'échelle 1 [119]. La distribution des contraintes résiduelles proposée à l'issue de cette étude et présentée dans les Figure IV-22 et Figure IV-23, a été comparée par ailleurs à celle quantifiée par la méthode du trou incrémental. Dans cette partie nous nous intéressons à la composante axiale des contraintes résiduelles de soudage qui vont conduire à l'ouverture du défaut circonférentiel en mode I. Les contraintes résiduelles axiales sont localisées sur une étendue de 100 mm de part et d'autre du centre de la soudure. Ces contraintes sont maximales à 13 mm du milieu du joint et atteignent une valeur de 140 MPa en paroi interne du tube. La contrainte décroît dans l'épaisseur depuis la paroi interne jusqu'à la paroi externe et est de traction sur une étendue radiale d'environ 8 mm (Figure IV-23). Ces dernières, s'ajoutant au chargement mécanique en service, peuvent modifier les conditions d'amorçage de fissure et leurs prise en compte lors du dimensionnement est importante particulièrement en présence du métal de base de la jonction soudée qui s'accompagne d'une plasticité limitée.

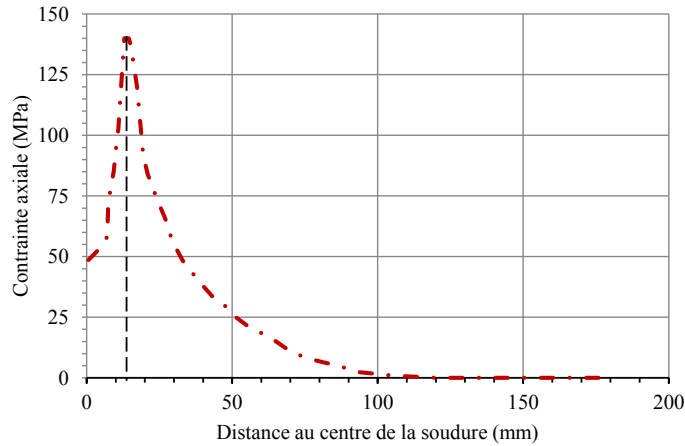


Figure IV-22 : Distribution de la contrainte résiduelle axiale le long du joint soudé

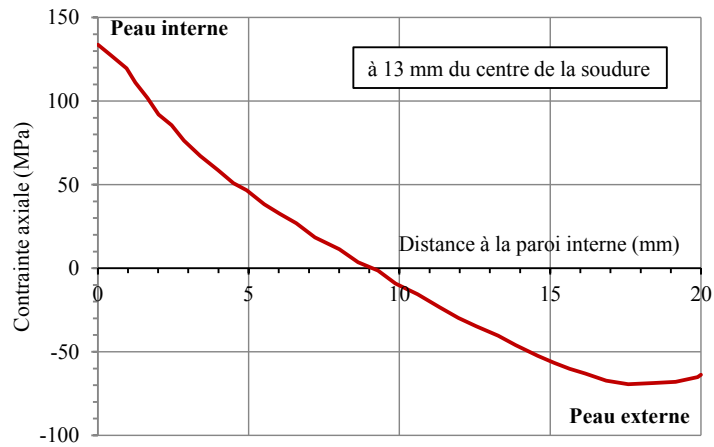


Figure IV-23 : Distribution de la contrainte résiduelle axiale dans l'épaisseur

IV.2.3.1. Démarche pour la prise en compte du champ de contraintes résiduelles lors de la simulation numérique

La démarche proposée pour la prise en compte des contraintes résiduelles lors du dimensionnement de l'essai sur structure consiste à appliquer ces dernières au premier pas de calcul et de rajouter par la suite le chargement mécanique. Le niveau de contraintes résiduelles sera ainsi maintenu sur l'ensemble du calcul numérique. La difficulté réside dans la modélisation du chargement des contraintes résiduelles. Nous proposons pour ce faire, d'appliquer la méthode du champ thermique fictif. Pour cette méthode il est nécessaire d'avoir à disposition le coefficient de dilatation thermique du matériau avec lequel nous pouvons effectuer le calage d'un champ thermique qui conduit à la distribution des contraintes résiduelles visées.

Ainsi, nous avons considéré pour la simulation numérique les données suivantes :

- conformément aux recommandations des codes, les sollicitations induites par les contraintes résiduelles ne sont considérées que si elles conduisent à l'ouverture du défaut. En effet, à la différence des contraintes résiduelles de traction, les contraintes résiduelles de compression ont un rôle favorable sur la tenue en service de la structure puisqu'elles referment le défaut. De ce fait, seul le cas d'un défaut semi elliptique quart épaisseur en paroi interne du tube est étudié (les contraintes sont de compression en paroi externe (Figure IV-23)).
- un champ thermique centré dans le joint soudé avec un gradient de température dans l'épaisseur et localisé sur 100 mm de part et d'autre du milieu du joint sera imposé. Les températures maximales de ce champ thermique fictif seront optimisées de manière à générer un pic de contrainte de 140 MPa localisé à 13 mm du centre de la soudure. Pour l'ajustement du champ thermique, nous considérons un coefficient de dilatation thermique α issue du code RCC-MRx 2015 de $23,08 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$.
- le chargement mécanique considéré est un chargement de flexion pure ;
- une approche multimatériau (modèle à gradient) est considérée dans cette étude. De manière à déterminer le cas enveloppe, l'influence de la position du défaut dans différentes zones métallurgiques de la soudure sera investiguée.

IV.2.3.2. Champ de contraintes résiduelles : calage du champ thermique fictif

En premier lieu, un calcul élastique axisymétrique a été réalisé pour déterminer le champ thermique fictif permettant d'aboutir à une description la plus représentative de la distribution réelle des contraintes résiduelles, sans avoir à définir une approche enveloppe.

Pour cette simulation, une structure saine (sans défaut) a été considérée avec la même géométrie de la structure précédemment étudiée en §IV.2.2.

Suivant les conclusions de l'étude sans contraintes résiduelles, il nous a paru important de générer un champ de contraintes résiduelles le plus proche possible de la SNS dans la zone la plus sensible c'est-à-dire autour des 13 mm du centre de la soudure qui correspond aussi au pic de contraintes résiduelles.

Dans la suite de l'analyse nous utilisons le champ de contraintes présenté dans la Figure IV-24 qui propose une solution intéressante dans la zone identifiée précédemment comme zone sensible. En contrepartie on peut noter une surestimation du champ de contraintes résiduelles dans la zone fondue

(Figure IV-25a). Cette zone est sujette à un champ de contraintes résiduelles environ trois fois plus important que celui mesuré après soudage.

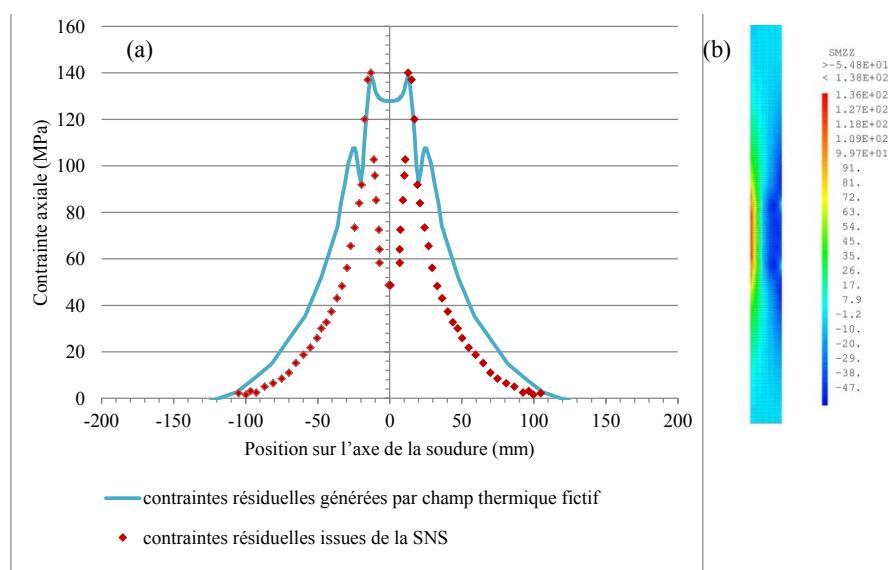


Figure IV-24 : (a) Comparaison du champ de contraintes résiduelles axiales réel et simulé numériquement par le champ thermique fictif (b) contraintes axiales du calcul axisymétrique

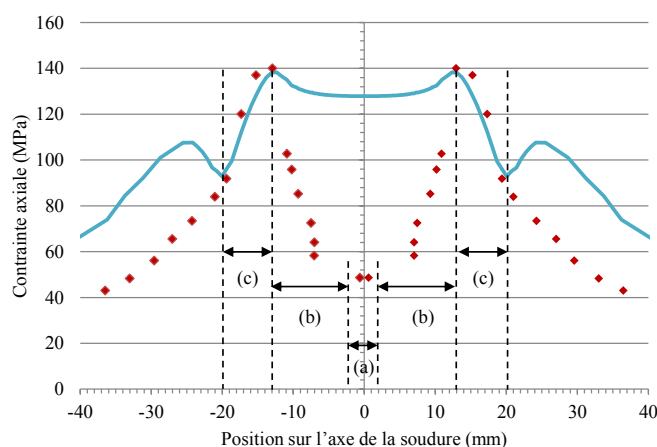


Figure IV-25 : Détail des contraintes résiduelles sur une étendue de 40 mm de part et d'autre du milieu du joint

Nous considérons que ce champ aura très peu d'impact sur l'amorçage de fissure en ZF en comparaison avec les autres zones métallurgiques et que la solution sera toujours conservative. Nous supposons également que cette contrainte de 130 MPa est constante sur environ 10 mm de part et d'autre de la zone fondue (Figure IV-25b). Le maximum de contraintes résiduelles est reproduit fidèlement à 13 mm du milieu du joint. Au-delà de cette zone, le comportement du matériau est proche

de celui du métal de base d'un point de vue ténacité. Cette zone métallurgique étant la zone la plus sensible, une reproduction la plus exacte possible des niveaux de contraintes sur une étendue de 7 mm (Figure IV-25c) au-delà du pic mesurée a été retrouvée. Au-delà de 20 mm, une surestimation des contraintes résiduelles est obtenue. Cela pourra comme pour la ZF jouer un rôle défavorable que l'on pourra évaluer si nécessaire.

IV.2.3.3. Effets des contraintes résiduelles sur la réponse de la structure soudée en présence d'un défaut

Le champ thermique validé sur le modèle axisymétrique est ensuite transposé au modèle tridimensionnel de la structure soudée (Figure IV-14). L'indépendance de l'intégrale J au contour défini pour la simulation numérique a été vérifiée avec dans la Figure IV-26 une illustration pour une entaille située à 13 mm du centre de la soudure.

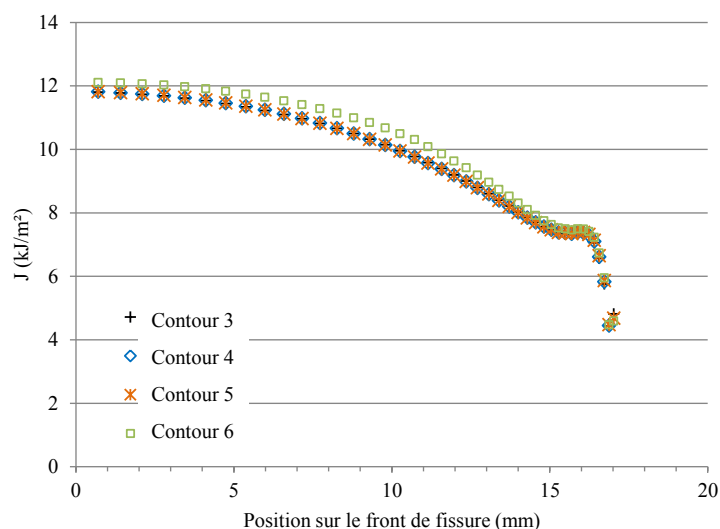


Figure IV-26 : Evolution de J le long du front de fissure pour différents contours pour une fissure postulée à 13 mm du centre de la soudure

La part du « J lié au contraintes résiduelles » du « J à l'amorçage associé à chaque zone métallurgique » est évaluée le long de la jonction soudée. L'évolution du rapport $J_{\text{residuel}}/J_{\text{amorçage}}$ est décrite dans la Figure IV-27. Nous constatons une zone fondue qui est très tenace ce qui explique le fait qu'elle soit peu impactée par les contraintes résiduelles même si elles étaient majorées. En revanche on peut observer la singularité de la zone à 13 mm du centre de la soudure qui combine un niveau de contraintes résiduelles important et un J à l'amorçage qui amène à un minimum de $J_{\text{residuel}}/J_{\text{amorçage}}$.

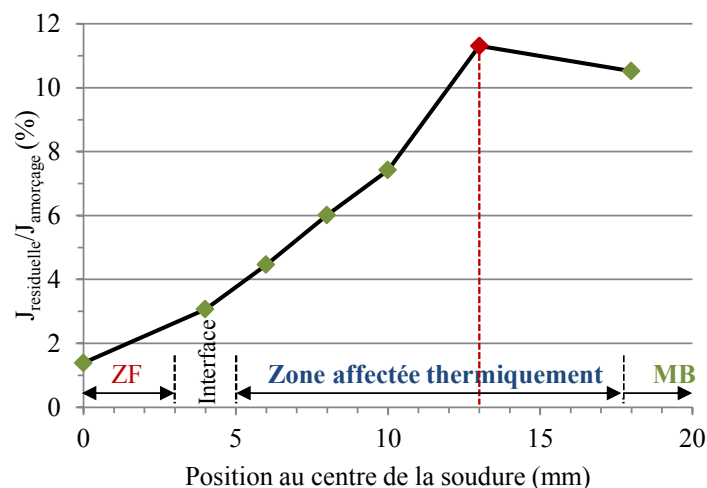


Figure IV-27 : Pourcentage de J résultant du champ de contraintes résiduelles par rapport au J amorçage le long de la jonction soudée

Ainsi, en plus des configurations étudiées dans la partie précédente, le cas d'étude d'une entaille positionnée à 13 mm du centre de la soudure, identifié comme potentiellement sensible, a été ajouté. Les courbes d'évolution du moment en fonction de l'ouverture (Figure IV-28) pour un chargement combiné de contraintes primaires (flexion pure) et secondaires (contraintes résiduelles) montrent que les contraintes résiduelles ont tendance à redresser les courbes par rapport aux évolutions obtenues en l'absence des contraintes résiduelles (Figure IV-17a).

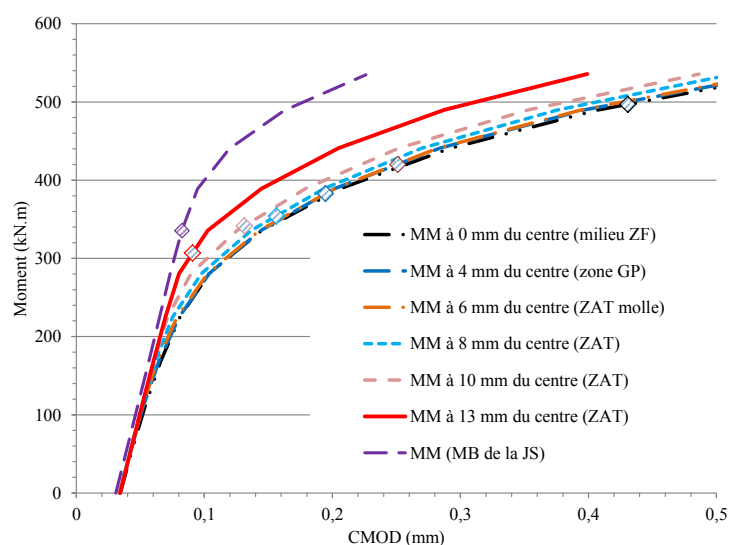


Figure IV-28 : Evolution du moment en fonction de l'ouverture pour différentes positions d'entaille

Cet impact, bien que peu prononcé, permet de définir une première hiérarchie du rôle, plus ou moins marqué, des contraintes résiduelles suivant les zones métallurgiques.

En complément, les courbes d'évolution du rapport $J/J_{\text{amorçage}}$ en fonction du moment le long de la jonction soudée en présence des contraintes résiduelles sont comparées aux évolutions précédemment obtenues dans le cas d'un chargement de flexion pure (Figure IV-29).

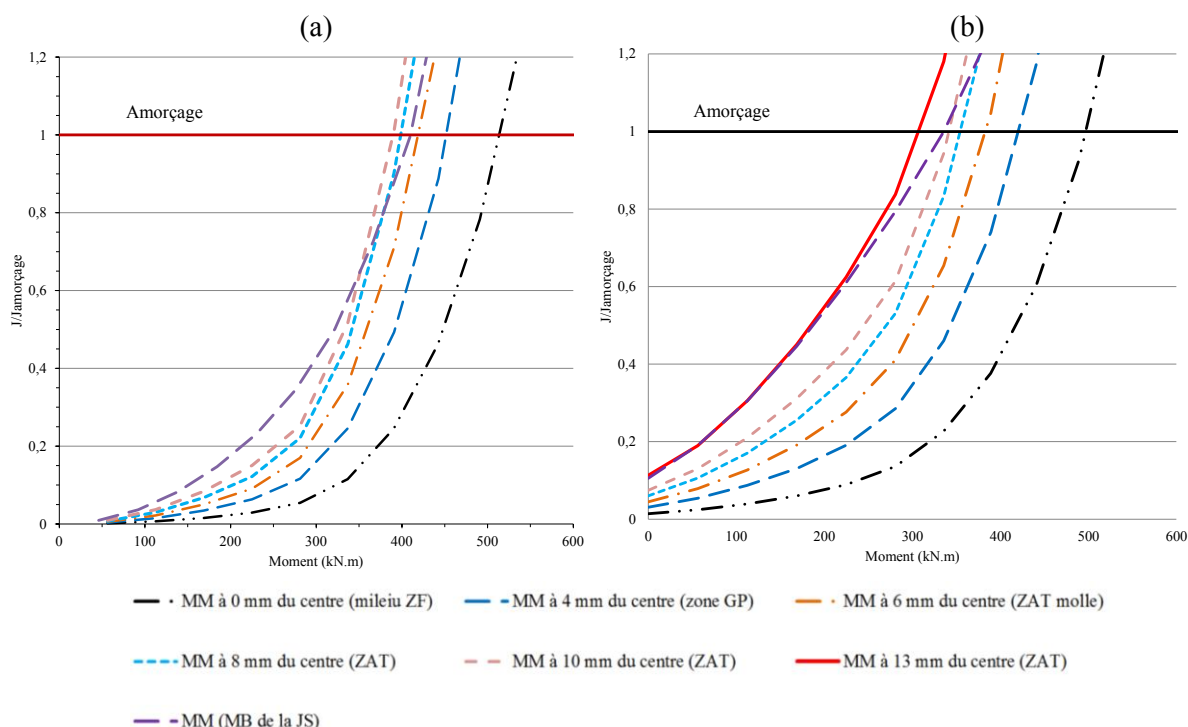


Figure IV-29 : Mise en évidence de l'amorçage pour différentes positions d'entaille sous l'ensemble des chargements (a) flexion pure et (b) flexion pure et contraintes résiduelles

Peu d'évolutions sont mises en évidence : le décalage le plus significatif est observé sur la courbe violette qui correspond à une entaille à 18 mm du centre de la soudure, soit dans le MB de la JS. Cependant, le cas d'une entaille positionnée à 13 mm du centre apparaît plus sensible. En effet, cette zone déjà remarquée dans l'analyse mécanique pure, correspond au maximum des contraintes résiduelles. Nous proposons de tracer l'évolution le long de la jonction soudée du moment à l'amorçage (Figure IV-30). Dans la zone fondue, les niveaux des contraintes résiduelles bien qu'ils soient majorés, ont peu d'impact en raison du comportement assez tenace du matériau. Cela rejoint les habitudes de dimensionnement pour les soudures des matériaux ductiles et tenaces pour lesquels les contraintes résiduelles ne sont pas prises en compte.

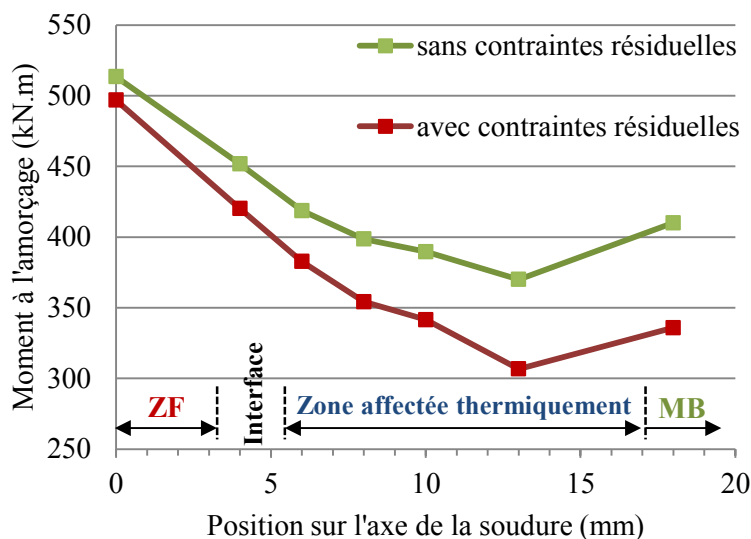


Figure IV-30 : Conséquences de la prise en compte des contraintes résiduelles sur le moment à l'amorçage en fonction de la position de l'entaille dans le joint soudé

En revanche pour le métal de base on observe une chute du moment à l'amorçage assez importante liée au comportement du matériau très dur et peu tenace qui le rend sensible aux contraintes résiduelles. La zone affectée thermiquement à 13 mm du milieu du joint se distingue par un amorçage pour les plus faibles niveaux d'effort et apparaît en tant que la plus pénalisante en mécanique de la rupture.

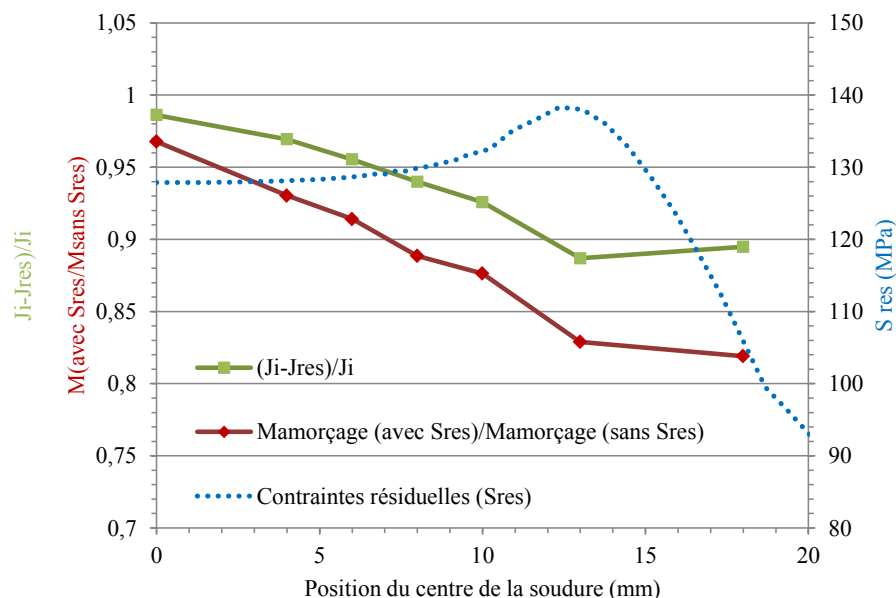


Figure IV-31 : Superposition du champ de contraintes résiduelles avec l'évolution des rapports $(J_{\text{amorçage}} - J_{\text{résiduel}}/J_{\text{amorçage}})$ et $(M_{\text{avec } S_{\text{résiduelles}}}/M_{\text{sans } S_{\text{résiduelles}}})$ le long de la jonction soudée

En traçant le ratio, on peut observer que l'impact des contraintes résiduelles augmente lorsque l'on s'éloigne de la soudure et semble suivre le ratio représentant la part du $J_{\text{résiduel}}$ sur la ténacité à l'amorçage du matériau. On peut remarquer également que même si le niveau de contraintes résiduelles est maximum à 13 mm du centre de la soudure, l'impact des contraintes résiduelles est plus important dans la zone à 18 mm où l'on retrouve les caractéristiques du métal de base. L'une des explications réside dans l'aspect assez dur du matériau et la plasticité peu développée qui limite la relaxation des contraintes résiduelles. Néanmoins la ZAT à 13 mm du centre de la soudure représente le cas enveloppe de toutes les configurations.

Ainsi la prise en compte des contraintes résiduelles conforte l'analyse précédente et présente la ZAT située à 13 mm du milieu du joint comme la zone enveloppe vis-à-vis de la mécanique de la rupture.

Bilan

Dans la première partie de ce chapitre, la transférabilité du paramètre de rupture J_i obtenu sur éprouvette CT a été validée à l'aide d'une campagne d'essais sur éprouvette SENT et de la modélisation numérique de ces derniers.

En se basant sur ce critère de transférabilité, nous avons mené par la suite une analyse numérique sur structure de grandes dimensions afin d'évaluer les éventuels effets structures et de définir le cas enveloppe de toutes les configurations à l'aide des données et outils développés sur éprouvette de laboratoire (traction, CT et SENT).

Une première analyse, sans contraintes résiduelles, fait ressortir une inadéquation de l'approche habituelle positionnant un défaut dans la zone fondue. En effet, l'analyse montre que la zone la plus sensible se trouve dans la ZAT la plus dure au-delà de 10 mm. La prise en compte des contraintes résiduelles à l'aide de la méthode du champ thermique montre que la zone la plus pénalisante se déplace au niveau du pic de contraintes résiduelles c'est-à-dire à 13 mm du centre de la soudure. En revanche, la zone fondue s'avère la zone la moins sensible malgré sa faible limite élastique. En effet, l'impact des contraintes résiduelles est limité par le développement d'une large plasticité et la bonne ténacité de cette zone métallurgique. A l'opposé, la zone métal de base de par sa faible ténacité, représente l'une des zones les plus sensibles aux contraintes résiduelles.

Conclusion générale et perspectives

Les composants de l'industrie nucléaire tels que les caissons-cœur des réacteurs peuvent être soumis, en service, à une pression à l'origine de certaines sollicitations subies par le composant. Ces composants sont, par conséquent, soumis à l'arrêté spécifique des équipements sous pression. Cet arrêté exige un minimum de ductilité et de ténacité du matériau de la structure afin de démontrer, lors des actions de qualification, la tenue mécanique des composants présentant par la fabrication une zone mécaniquement sensible. Cependant, la résistance de ces composants est susceptible d'être affectée par la présence de joints soudés. Dans un tel contexte, la présente étude s'est attachée à l'analyse et la compréhension de la réponse du caisson cœur du réacteur RJH en présence d'un défaut au sein de la soudure.

L'alliage d'aluminium 6061 à l'état T6 de traitement thermique a été choisi comme matériau du caisson. En plus de ses bonnes propriétés neutroniques, cet alliage possède des propriétés mécaniques qui conduisent à de bonnes valeurs pour les données de conception en terme notamment de contrainte admissible. Le caisson est une enceinte de grandes dimensions (5 m de haut pour un diamètre de 720 mm et une épaisseur de 20 mm) dont la fabrication impose l'assemblage de différents composants. Le procédé de soudage par faisceau d'électrons FE sans insert a été sélectionné à cet effet. Lors de la conception, les joints soudés sont placés dans des zones d'irradiation négligeable afin d'y éviter tout dommage d'irradiation.

L'objectif principal de ces travaux de thèse a été de mettre en place une méthodologie permettant, tout d'abord, la caractérisation complète du type de soudures retenues afin de pouvoir déterminer la zone la plus sensible de la soudure vis-à-vis de la mécanique de la rupture. L'application de cette méthode a été réalisée sur la soudure FE en Al 6061-T6.

Une revue bibliographique sur la métallurgie de l'Al 6061-T6 avant et après soudage a permis d'apporter les éléments requis pour mieux appréhender les différents facteurs pouvant avoir une incidence directe sur le comportement mécanique de la structure soudée. Elle a fait apparaître, au travers de nombreux travaux, que l'Al 6061 est un alliage à durcissement structural sursaturé en Mg et en Si. Sous un état de traitement thermique T6, ces éléments d'addition, en partie mis en solution, précipitent sous forme de précipités durcissants β'' -Mg₅Si₆ qui confèrent au matériau sa très bonne ductilité. En contrepartie, la présence des précipités grossiers Mg₂Si dégrade la ténacité du matériau; ces derniers représentent de potentiels sites d'amorçage de fissure. Cet équilibre métallurgique très sensible à la température est en revanche affecté par le soudage FE faisant intervenir des températures

importantes à l'origine de l'apparition de nouvelles zones métallurgiques. Nous distinguons tout d'abord la zone fondue qui subit, en plus de la dissolution de ces précipités durcissants, une évaporation d'une partie des éléments d'addition qui se traduit par une chute du pouvoir durcissant de cette zone. Le proche immédiat de la zone fondue, bien que porté aussi à dissolution, est en revanche le siège d'une restitution des propriétés durcissantes par la formation de zones de Guinier-Preston. Finalement, le gradient de température entraîne l'apparition d'une zone affectée thermiquement qui se traduit métallurgiquement par l'évolution des précipités durcissants β'' vers des états plus stables β' mais à faible pouvoir durcissant. Ces conséquences métallurgiques compliquent l'analyse à la rupture du composant soudé. En effet, contrairement aux soudures habituellement traitées dans ce type d'analyse, la soudure à faisceau d'électrons présente un mismatch important avec une zone fondue beaucoup plus molle que le métal de base n'ayant subi aucune évolution métallurgique. Une méthodologie expérimentale et numérique a été mise en place pour déterminer le comportement en mécanique de la rupture d'une soudure présentant un undermatch mécanique, plus précisément pour déterminer la configuration la plus pénalisante du joint soudé en présence d'un défaut. Cette étude s'appuie sur une approche globale basée sur le critère de rupture J avec nécessité de s'intéresser aux problèmes de transférabilité.

Pour atteindre l'objectif de cette étude, un modèle complet permettant la prédiction des comportements locaux en traction le long de la jonction soudée est identifié au moyen d'une nouvelle approche expérimentale adaptée aux soudures en undermatch. Les résultats obtenus sont validés grâce à une comparaison avec les résultats issus de la simulation numérique de soudage. À l'issue de cette analyse, un mismatch en limite élastique de 0,42 est calculé ce qui dénote du fort undermatch de la soudure à faisceau d'électrons. Les lois de comportement identifiées sont décrites chacune par une loi d'écrouissage de type Hollomon $\sigma = K\varepsilon^n$. Cette simplification a permis de mettre en place un modèle numérique prenant en compte le gradient de propriétés mécaniques. Ce modèle constitue la base pour les données de comportement dans les analyses suivantes. Par la suite, le comportement en ténacité de la jonction soudée a été évalué à travers une analyse expérimentale conduite sur des éprouvettes CT. Dans le but de caractériser les différentes zones métallurgiques, la fissure a été placée à différentes positions de la jonction soudée. Cette analyse expérimentale est appuyée par une étude numérique qui permet de calculer avec exactitude les facteurs η à définir en prenant en considération l'aspect multimatériau des éprouvettes, non considéré dans les normes. Ces facteurs entrent en jeu lors de l'évaluation du paramètre de rupture J. A l'issue de cette étude, un gradient de J à l'amorçage et de $J_{0.2}$ a été déterminé. Les résultats obtenus montrent une zone fondue huit fois plus tenace que le métal de base. La ZAT en revanche présente un gradient de ténacité qui diminue en se rapprochant du métal de

base. Le contraste en ténacité révélé entre les différentes zones métallurgiques revient principalement à la différence, sous l'effet de la température induite lors du soudage, des sites à l'origine de la nucléation. Ces hypothèses ont été appuyées par l'analyse des faciès de rupture des différentes éprouvettes.

Dans un souci de se rapprocher des chargements réels appliqués à la structure, la transférabilité du critère de rupture J_i identifié sur la géométrie CT à des éprouvettes de type SENT est étudiée. Une démarche expérimentale couplée à une modélisation numérique basée sur le modèle à gradient identifié est menée. La transférabilité de J à l'amorçage a été démontrée quelle que soit la position dans la jonction soudée ce qui constitue une base importante pour l'hypothèse de transférabilité vers des structures. Suite à cette analyse, il ressort quelques premiers éléments de réponse relatifs à l'identification du point le plus sensible de la soudure en mécanique de la rupture. Il est à noter que seul l'amorçage a été considéré dans cette réflexion et que le point faible de la jonction soudée est assez dépendant du type de chargement. Pour un chargement en déplacement imposé, le métal de base et la ZAT éloignée sont les premiers à amorcer et apparaissent comme les zones métallurgiques les plus sensibles de la jonction soudée. Cependant, pour un effort imposé, tout le gradient de la ZAT est potentiellement pénalisant en mécanique de la rupture.

Enfin, la tolérance à la présence d'un défaut d'une structure soudée de grande dimension a été évaluée. Les analyses couramment utilisées pour des démonstrations similaires reposent sur une approche de type monomatériau en métal de base considéré comme le plus pénalisant dans le cas d'une soudure en overmatch. En revanche, une analyse de ce type n'est pas conservatrice en raison des spécificités liées à l'undermatch de la soudure à faisceau d'électrons. Nous optons alors pour une analyse numérique sur structure de grande dimension présentant un défaut circonferentiel à front semi-elliptique et prenant en compte le gradient de propriétés de la jonction soudée. Cette analyse permet de déterminer le cas enveloppe des cas de figures de positionnement d'entaille et d'évaluer les éventuels effets structure.

Une première analyse sans prise en compte des contraintes résiduelles de soudage fait ressortir une inadaptation de l'approche habituelle positionnant un défaut dans la zone fondue. En effet, l'analyse montre que la zone sensible se trouve dans la ZAT au-delà de 10 mm du centre de la soudure. Dans une seconde partie, le champ de contraintes résiduelles, supposé relaxé par usinage lors de l'analyse sur les éprouvettes de laboratoire, a été considéré comme chargement secondaire à la structure. Le champ de contraintes résiduelles a été modélisé à l'aide de la méthode du champ thermique fictif. Cette analyse a montré que la zone la plus pénalisante se situe à 13 mm du centre de la soudure où les contraintes

résiduelles sont maximales. En revanche, la zone fondue s'avère la zone la moins sensible à cause du développement d'une large plasticité qui relaxe les contraintes résiduelles à l'opposé du métal de base et de la ZAT éloignée.

Cette thèse a donc permis par le biais d'une analyse expérimentale et numérique d'étudier la tenue mécanique de la soudure FE présentant un undermatch mécanique. En présence d'un défaut circonférentiel, la ZAT à 13 mm du centre de la soudure a été identifiée comme la plus sensible en mécanique de la rupture. On peut tout de même relativiser ce résultat vis-à-vis des hypothèses postulées durant cette étude à savoir la géométrie du tube et du défaut semi-elliptique.

L'approche « multimatériau » développée dans ce manuscrit qui privilégie un défaut dans la ZAT remet en question les méthodes traditionnelles menées dans des analyses à la rupture brutale qui consistent à modéliser un défaut dans la zone fondue. C'est pourquoi, une voie intéressante, en perspective de ce travail, consisterait à proposer une nouvelle approche simplifiée en poursuivant l'étude numérique à l'aide d'une modélisation bi ou tri-matériau avec par exemple le comportement du métal de base, de la ZAT à 13 mm et de la zone fondue. Ce type d'approche simplifiée présenterait certainement un compromis avantageux entre complexité du modèle et conservatisme des prédictions.

Notons par ailleurs que toutes les réflexions menées dans cette thèse se sont appuyées sur l'amorçage comme critère de base pour l'identification du point sensible de la jonction soudée. Avec une hypothèse similaire, nous considérons que le premier matériau qui amorce induira probablement la ruine de la structure. Cependant, les essais conduits sur éprouvettes SENT ont montré un effet structure qui se traduit par une propagation plus stable de la fissure située dans la ZAT éloignée ou dans le métal de base en comparaison avec les résultats obtenus sur CT (présence de pop-in). D'autre part, si la ZAT semble homogène vis-à-vis de l'amorçage, les essais sur SENT ont fait apparaître une zone préférentielle pour la propagation au niveau de l'interface ZF/ZAT. Un effort conséquent devra donc être poursuivi dans la modélisation en considérant aussi bien l'amorçage que la propagation. Des premières pistes basées sur le modèle de Rice et Tracey ont été proposées pour simuler la propagation dans le métal de base. Ce modèle sera en revanche inadapté pour les zones métallurgiques les plus tenaces.

Un large travail reste à accomplir par la réalisation d'un essai sur structure contenant la jonction soudée. Cet essai aura un grand intérêt démonstratif de la tenue mécanique de la structure soudée en présence d'un défaut. Pour cela, il sera nécessaire, malgré une grande difficulté de mise en œuvre, de créer un front de fissure dans la ZAT à 13 mm du centre de la soudure identifiée par simulation numérique comme enveloppe des différents cas d'étude. Ce travail nécessitera pour une meilleure

précision de transposer la démarche mise en place dans ces travaux de thèse pour caractériser le comportement de la jonction soudée FE sur virole représentative du caisson RJH ce qui nécessitera un effort complémentaire pour le prélèvement des éprouvettes de caractérisation. Il est important également d'avoir à disposition le champ de contraintes résiduelles représentatif de la soudure sur virole; cette dernière étant soudée sur 40 mm d'épaisseur et ensuite usinée pour passer à 20 mm d'épaisseur pourrait être le siège d'une relaxation partielle des contraintes résiduelles.

La méthodologie développée dans ces travaux de thèse pour la caractérisation d'une soudure en undermatch a été appliquée pour la démonstration de la tenue mécanique de la soudure FE. Le soudage du caisson RJH fait appel au procédé de soudage FE dans la zone courante mais également au MIG 5356 dans la zone de fermeture. Cette soudure présente un cordon large et est susceptible de présenter des niveaux de contraintes résiduelles plus importants que ceux sur FE. La démarche développée sur FE pourrait être transposée à la soudure MIG, en perspective de ce travail. Cependant, contrairement à la soudure FE présentant un cordon de soudure à bords parallèles, la soudure MIG est une soudure en V dont la modélisation nécessitera certaines adaptations des modèles numériques précédemment développés.

Références

- [1] [http://encyclopedie-energie.org/articles/les réacteurs-de-recherche](http://encyclopedie-energie.org/articles/les%20reacteurs-de-recherche) n.d.
- [2] D.Bardel. “Rôle de la microstructure d’un alliage à durcissement structural sur son comportement cycliques après un transitoire thermique” Thèse doctorale. l’institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2014.
- [3] C.Vargel. “Propriétés générales de l’aluminium et de ses alliages.” Tech L’ingénieur 2005;M 4 661:1–16.
- [4] M.Di.Sabatino. “Fluidity of aluminium foundry alloys” Thesis submitted to the. Norwegian University of Science and Technology, 2005.
- [5] B. Dubost, P. Sainfort. “Durcissement par précipitation des alliages d’aluminium.” Tech l’Ingenieur 1991;33:0–37.
- [6] O. Grong. “Metallurgical Modelling of welding.” 1994.
- [7] X. Wang. “Precipitation strengthening of the aluminium alloy AA6111.” Metall Mater Trans 2003;34:2913–24.
- [8] Y. Ji, H. Zhong, P. Hu, F. Guo. “Use of thermodynamic calculation to predict the effect of Si on the ageing behavior of Al-Mg-Si-Cu alloys.” Mater Des 2011;32:2974–7.
- [9] D.J. Chakrabarti. “Precipitation In Al-Mg-Si Alloys with Cu Additions and the Role of the Q’ and Related Phases.” Mater Sci Forum 2002;396-402.
- [10] D.Pashley, M.Jacobs, J.Vietz. “The basic processes affecting two-step ageing in an Al-Mg-Si alloy.” Philos Mag 1967;16:51–76.
- [11] P.D. Merica. “The Age Hardening of Metals.” Trans Am Inst Min Metall Eng 1932:13–54.
- [12] S.Coriell. “Precipitation Hardening of Metal Alloys.” A Century Excell. Meas. Stand. Technol., 2000, p. 14–5.
- [13] G.A.Edwards, K.Stiller, G.L.Dunlop, M.J.Couper. “The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys.” Acta Matallurgica 1998;46:3893–904.
- [14] M. Murayama. “Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys.” Mater Sci Eng 1998;250:127–32.
- [15] D. Vaumousse. “An Atom Probe Study of Fine Scale Structure in AlMgSi(Cu) Alloys.” Mater

- Sci Forum 2002;396-402:693–8.
- [16] D.Vaumousse, A.Cerezo, P.J.Warren. “A procedure for quantification of precipitate microstructures from three-dimensional atom probe data.” *Ultramicroscopy* 2003;95:215–21.
 - [17] M.Murayama, K.Hono. “Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys.” *Acta Mater* 1999;47:1537–48.
 - [18] S.J. Andersen, H.W.Zandbergen, J.Jansen. “The crystal structure of the β'' phase in Al-Mg-Si alloys.” *Acta Mater* 1998;46:3283–98.
 - [19] F.Geuser. “Interprétation et traitement des données de sonde atomique tomographique: Application à la précipitation dans les Al-Mg-Si” Thèse doctorale. Université de Rouen, France, 2005.
 - [20] C.D.Marioara, S.J.Andersen, J.Jansen. “Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system.” *Acta Mater* 2001;49:321–8.
 - [21] P.Donnadieu, G.Dirras, J.Douin. “An Approach of Precipitate/Dislocation Interaction in Age-Hardened Al-Mg-Si Alloys: Measurement of the Strain Field around Precipitates and Related Simulation of the Dislocation Propagation.” *Mater Sci Forum* 2002;396-402:1019–24.
 - [22] F.Delmas, M.Casanove, A.Couret. “Study of the nanoscale precipitation in 6056 alloy (Al-Mg-Si) by conventional transmission electron microscopy and TEM In-Situ straining experiments.” *Mater Sci Forum* 2002;396-402:1109–14.
 - [23] S.Hasting, G.Froseth, J.Andersen. “Composition of β'' precipitates in Al-Mg-Si alloys by atom probe tomography and first principles calculations.” *J Appl Phys* 2009;106. doi:<http://dx.doi.org/10.1063/1.3269714>.
 - [24] R.Vissers, M.Huis, J.Jansen, H.Zandbergen, C.Marioara, J.Andersen. “The crystal structure of the β' phase in Al-Mg-Si alloys.” *Acta Mater* 2007;55:3815–23.
 - [25] C.Cayron, P.Buffat. “Transmission electron microscopy study of the β' phase (Al-Mg-Si alloys) and QC phase (Al-Cu-Mg-Si alloys): ordering mechanism and crystallographic structure.” *Acta Mater* 2000;48:2639–53.
 - [26] G.Froseth, R.Hoier, M.Derlet. “Bonding in MgSi and Al-Mg-Si compounds relevant to Al-Mg-Si alloys.” *Phys Rev* 2003;67.
 - [27] K.Matsuda, Y.Sakaguchi, Y.Uetani. “Precipitation sequence of various kinds of metastable phases in Al-1.0mass% Mg2Si-0.4mass%Si alloy.” *J Mater Sci* 2000;35:179–89.
-

- [28] S.Andersen, C.Marioara, A.Foresth. “Crystal structure of the orthorhombic $U_2-Al_4Mg_4Si_4$ precipitate in the Al-Mg-Si alloy system and its relation to the β' and β phases.” Mater Sci Eng 2005;390:127–38.
- [29] D.Maisonnette. “Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d’aluminium 6061-T6” Thèse doctorale. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France, 2010.
- [30] Y.Shen. “Comportement et endommagement des alliages d’aluminium 6061-T6 : approche micromécanique” Thèse doctorale. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013.
- [31] J.Ryan, G.Botham. “Iron in Aluminum Alloys.” Anal Chem 1949;21:1521–3.
- [32] N.C.W.Kuijpers, J.Tirel, D.N.Hanlon. “Quantification of the evolution of the 3D intermetallic structure in a 6005A aluminium alloy during a homogenisation treatment.” Mater Charact 2002;48:379–92.
- [33] N.C.W.Kuijpers. “Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation in Al-Mg-Si alloys.” 2004.
- [34] S.J.Lillywhite, P.B.Prangnell, J.Humphreys F. “Interactions between precipitation and recrystallisation in an Al-Mg-Si alloy.” Mater Sci Technol 2000;16:1112–20.
- [35] R.A.Jeniski. “Effects of Cr addition on the microstructure and mechanical behavior of 6061-T6 continuously cast and rolled redraw rod.” Mater Sci Eng A 1997;237:52–64.
- [36] L.Lodgaard, N.Ryum. “Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys.” Mater Sci Eng 2000;283:144–52.
- [37] K.Strobel, E.Sweet, M.Easton. “Dispersoid Phases in 6xxx Series Aluminium Alloys.” Mater Sci Forum 2010;654-656:926–9.
- [38] F.Muggerud, R.Holmestad. “Composition and orientation relationships of constituent particles in 3xxx aluminum alloys.” Philos Mag 2014;94:556–68.
- [39] R.Develay. “Propriétés de l’aluminium et des alliages d’aluminium corroyés.” Tech l’Ingénieur 1992;33.
- [40] J.E.Hatch. “Aluminum properties and physical metallurgy.” ASM Int 1993.
- [41] C.Flament. “Etude des évolutions microstructurales sous irradiation de l’alliage d’aluminium 6061-T6” Thèse doctorale. Université Grenoble Alpes, France, 2016.

- [42] N.Samaras S, G.N.Haidemenopoulos. "Modelling of microsegregation and homogenization of 6061 extrudable Al-alloy." *J Mater Process Technol* 2007;193:63–73.
- [43] T.Sheppard. "Extrusion of Aluminum alloys" 1999.
- [44] Y.Birol. "The effect of homogenization practice on the microstructure of AA6063 billets." *J Mater Process Technol* 2004;148:250–8.
- [45] O.Reiso. "Extrusion of AlMgSi alloys." *Mater Forum* 2004;28:32–46.
- [46] S.Zajac, B.Bentsson, C.Jonsson. "Influence of cooling after homogenisation and reheating to extrusion on extrudability and final properties of AA 6063 and AA6082 alloys." *Mater Sci Forum* 2002;396-402:399–404.
- [47] E.Maire, C.Grenier J, D.Daniel, A.Baldacci, H.Klöcker, A.Bigot. "Quantitative 3D characterization of intermetallic phases in an Al-Mg industrial alloy by X-ray microtomography." *Scr Mater* 2006;55:123–6.
- [48] T.Chanda, J.Zhou, J.Duszczek. "A comparative study on iso-speed extrusion and isothermal extrusion of 6061 Al alloy using 3D FEM simulation." *J Mater Process Technol* 2001;114:145–53.
- [49] M.Zain-ul-Abdein, D.Nelias, J.Jullien, D.Deloison. "Prediction of laser beam welding-induced distortions and residual stresses by numerical simulation for aeronautic application." *J Mater Process Technol* 2009;209:2907–17.
- [50] A.K.Gupta, D.J.Lloyd, S.A.Court. "Precipitation hardening in Al-Mg-Si alloys with and without excess Si." *Mater Sci Eng* 2001;316:11–7.
- [51] K.Farell. "Assessment of Aluminum Structural Materials for Service Within the ANS Reflector Vessel" Master de recherche. 1995.
- [52] R.Cazes. "Soudage par faisceaux à haute énergie: faisceau d'électrons et laser." *Tech L'ingénieur* 1994;B7740.
- [53] G.çam, S.Riekehr, V.Ventzke, M.Koçak. "Properties of power beam welded steels, Al-and Ti-alloys: Significance of strength mismatch." *Weld World* 2000;44:42–64.
- [54] D. G. Eskin, Suyitno, L.Katgerman. "Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys." *Prog Mater Sci* 2004;49:629–711.
- [55] W.M.Haafte, W.H.Kool, L.Katgerman. "Microstructural Observations of Cracking in AA5182

- at Semi Solid Temperatures” 2009;331-337:265–70.
- [56] Z.Liang. “Clustering and Precipitation in Al-Mg-Si Alloys” Master of Engineering. 2012. doi:10.5442/d0032.
- [57] J.Cieslak M, P. W.Fuerschbach. “On the weldability, composition, and hardness of pulsed and continuous Nd:YAG laser welds in aluminum alloys 6061,5456, and 5086.” Metall Trans B 1988;19:319–29.
- [58] G.çam, V.Ventzke, M.Koçak. “Characterisation of electron beam welded aluminium alloys.” Sci Technol Weld Join 1999;4:317–23.
- [59] J.M.Drezet, G.Eggeler. “High apparent creep activation energies in mushy zone microstructures.” Scr Metall Mater 1994;31:757–62.
- [60] O.R.Myhr, Ø.Grong, H.G.Fjær ., C.D.Marioara. “Modelling of the microstructure and strength evolution in Al-Mg-Si alloys during multistage thermal processing.” Acta Mater 2004;52:4997–5008.
- [61] D.Maisonette, M.Suery, D.Nelias, P.Chaudet. “Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy.” Mater Sci Eng 2011;528:2718–24.
- [62] K.Masubuchi. “Residual stresses, Distortion, and their Consequences.” Anal. Welded Struct., 1980, p. 192–5.
- [63] Deng D. “FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects.” Mater Des 2009;30:359–66. doi:10.1016/j.matdes.2008.04.052.
- [64] Deng D. “Numerical and experimental investigations on welding residual stress in multi-pass butt-welded austenitic stainless steel pipe.” Comput Mater Sci 2008;42:234–44. doi:10.1016/j.commatsci.2007.07.009.
- [65] Zhu XK, Chao YJ. “Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel.” J Mater Process Technol 2004;146:263–72. doi:10.1016/j.jmatprotec.2003.10.025.
- [66] R.Labbens, J.Heliot, R.Labbens. “Application de la théorie linéaire de la mécanique de la rupture aux structures métalliques épaisses - Méthodes pratiques de calcul des facteurs d'intensité de contrainte.” Rev Phys Appliquée 1974:587–98.
- [67] S.Marie. “Approche énergétique de la déchirure ductile” Thèse doctorale. CEA, Saclay, France, 1999.

- [68] J.R.Rice, D.M.Tracey. "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields." J Mech Phys Solids 1969;17:201–17.
- [69] Y.Huang. "Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress field." JApplMech 1991;1084–6.
- [70] R.Chaouadi. "Local approach to fracture." Proceeding Euromech-Mecamat Conf., 1996, p. 126–38.
- [71] A.L.Gurson. "Plastic Flow and Fracture Behaviour of Ductile Materials Incorporating Void Nucleation, Growth, and Interaction" Thèse de Doctorat soutenue en. Brown University, Rhode Island, USA, 1975.
- [72] G.Rousselier. "Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture." Nucl Eng Des 1973;105:97–111.
- [73] A.Needleman, V.Tvergaard, J.W.Hutchinson. "Void growth in plastic solids." Top. Fract. Fatigue, 1973, p. 145–78.
- [74] A.A.Griffith. "The Phenomena of Rupture and Flow in Solids." Philos Trans R Soc 1921;221:163–98.
- [75] "Annexe A16: guide pour les études de fuite avant rupture et les analyses de nocivité de défaut associées" RCC-MRx vol.Z Ed 2015.
- [76] J.R.Rice. "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks." J Appl Mech 1968;35:379.
- [77] J.A.Begley, J.D.Landes. "The J integral as a fracture criterion." Fract Toughness, Proc 1971 Natl Symp Fract Mech Part II, ASTM STP 514, Am Soc Test Mater 1972:1–20.
- [78] ASTM Standard "ASTM E1820, Standard test method for J1C, a measure of fracture toughness" 1989.
- [79] "Recommandations for determining the fracture resistance of ductile material." Eur Struct Integr Soc 1992.
- [80] U.Eisele, E.Roos. "Evaluation of different fracture-mechanical J-integral initiation values with regard to their usability in the safety assessment of components." Nucl Eng Des 1991;130:237–47.
- [81] A.A.Wells. "Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture." Proc Crack

- Propag Symp 1961.
- [82] J.C.Lautridou, A.Pineau. "Crack initiation and stable crack growth resistance in A508 steels in relation to inclusion distribution." *Eng Fract Mech* 1981;15:55–71.
 - [83] J.Kass, J.Begley, H.Andrejasik. "Crack Initiation and Growth in Plane Strain, Fully Plastic Zircaloy." *J Test Eval* 1974;2:304–16.
 - [84] International Standard ISO 12135 "Metallic materials-Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness" 2002.
 - [85] O.Kolednik. "A proposal for estimating the slope of the blunting line." *Int J Fract* 1987;63–6.
 - [86] D.Broek. "Correlation between stretched zone size and fracture toughness." *Eng Fract Mech* 1974;6:173–81.
 - [87] A.J.Krasowsky, V.A.Vainshtok. "On a relationship between stretched zone parameters and fracture toughness of ductile structural steels." *Int J Fract* 1981;17:579–92.
 - [88] Norme AFNOR NF A 03-183 "Mécanique de la Rupture : Détermination à partir de la courbe J- δ des valeurs conventionnelles J_0 et dJ/da , caractéristiques de la résistance à la déchirure ductile" 1987.
 - [89] A.Weidner, T.Mottitschka, H.Biermann, S.Henkel. "Determination of stretch zone width and height by powerful 3D SEM imaging technology." *Eng Fract Mech* 2013;108:294–304.
 - [90] S.K.Putatunda, J.M.Rigsbee. "Influence of specimen size on the crack-opening stretch zone." *Mater Sci Eng* 1985;70:111–22.
 - [91] C.Nalawade, S.Saxena, A.Mohanty. "Evaluating the effect of side grooving parameters on critical SZW." *Eng Fract Mech* 2016;153:1–10. doi:10.1016/j.engfracmech.2015.12.020.
 - [92] S.Chapuliot, S.Marie. "Détermination de l'amorçage de la déchirure ductile dans un piquage fissuré à partir d'un critère défini sur éprouvettes CT." *Mécanique Ind matériaux* 1998;51:145–9.
 - [93] S.Missori, A.Sili. "Mechanical behaviour of 6082-T6 aluminium alloy welds." *Metal Sci Technol* 2000;18:12–8.
 - [94] P.Hornet, C.Eripret, P.Gilles, C.Franco, S.Ignaccolo. "Integrity analyses of cracked welded component" EDF, Direction des études et recherches, 1998.

- [95] Y.J.Kim, K.H.Schwalbe. "Mismatch effect on plastic yield loads in idealised weldments I. Weld centre cracks." Eng Fract Mech 2001;68:163–82.
- [96] K.H.Schwalbe, A.Cornec. "The Engineering Treatment model (ETM) and its practical application." Fatigue Fract Engng Mater Struct 1991;14:405–12.
- [97] K.H.Schwalbe. "Effect of weld metal mis-match on toughness requirements: Some simple analytical considerations using the Engineering Treatment Model (ETM)." Int J Fract 1992;56:257–77.
- [98] C.Franco, P.Gilles, C.Eripret. "Application of the simplified J-estimation scheme A.R.A.M.I.S. to mismatching welds in C.C.P." Press Vessel Integr 1993;25.
- [99] C.Eripret, C.Franco, P.Gilles. "On the Effect of Mismatching on Structural Resistance of Welds, Fracture mechanics." Press Vessel Pip 1994;280:93–100.
- [100] P.Hornet, C.Eripret. "Experimental J evaluation from a loading displacement curve for homogeneous and overmatched SENB or CCT specimens." Fatigue Fract Eng Mater Struct 1995;18:679–92.
- [101] P.Hornet, C.Eripret, S.Hao. "Evaluation expérimentale de J par l'aire sous la courbe Force-CMOD pour les éprouvettes SENB et CCT fissurées au milieu d'un joint soudé." 2nd Int Symp Mismatching Wlds 1996:24–6.
- [102] T.Hoshide, A.Yamada, K.Tanaka. "Evaluation of J Integral for Center-Cracked Plate under Gross and General Yieldings and Its Application to Fatigue Crack Growth." Soc Mater Sci 1982;31:810–6.
- [103] Y.Y.Wang. "The Limits of Applicability of J and CTOD Estimation Procedures for Shallow-Cracked SENB specimen." Shallow Crack Fract Mech Toughness Tests Appl 1992.
- [104] E.Roos, U.Eisele, H.Silcher. "A procedure for the experimental assessment of the J-integral by means of specimens of different geometries." Int J Press Vessel Pip 1986;23:81–93.
- [105] C.Eripret. "Mismatching effects on structural integrity of cracked welds." Fract Mech 1994.
- [106] Ph.Destuynder, M.Djaoua, S.Lescure. "Quelques remarques sur la mécanique de la rupture élastique." J Mécanique Théorique Appliquée 1981;2:113–35.
- [107] W.Brocks, I.Scheider. "Numerical Aspects of the Path-Dependence of the J-Integral in Incremental Plasticity How to Calculate Reliable J-Values in FE Analyses." Int J Fatigue 2001;1–33.

- [108] A.Blouin, S.Chapuliot, W.Hamouche. "Evaluation of the Numerical Validity of the J Parameter for a Crack Located on a Multi-Material Interface." Press Vessel Pip 2014:1–11.
- [109] P.W.Bridgman. "Studies in Large Plastic Flow and Fracture." 1952.
- [110] O.Ancelet, Ph.Matheron. "Development of a new measurement system for tensile testing." Press. Vessel. Pip., 2010, p. 861–9.
- [111] O.Ancelet, S.Chapuliot. "Tensile Characterization of Narrow Gap Bimetallic Weld Ferritic-Austenitic Steel With a New Measurement System for Tensile Testing." Press Vessel Pip 2016.
- [112] "RCC-MRx: Règles de Conception et de Construction pour les matériels mécaniques des structures à hautes températures et des réacteurs expérimentaux et à fusion" Ed 2015.
- [113] A.Colombel. "Assemblage d'aluminium de type 6061 de forte épaisseur par faisceau d'électrons: Soudabilité opératoire et métallurgie, Simulation du soudage par faisceau d'électrons". Diplôme de Recherche Technologique soutenu en. 2003.
- [114] J.H.Hollomon. "Tensile deformation ." Trans Am Inst Mining, Metall Pet 1945;162:268–90.
- [115] S.J.Garwood. "Geometry and orientation effects on ductile crack growth resistance." Press Vessel Pip 1982;10.
- [116] G.P.Gibson, S.G.Druce, C.E.Turner. "Effect of specimen size and geometry on ductile crack growth resistance in a C-Mn steel." Int J Fract 1987;0:219–40.
- [117] Y.W.Mai, B.Cotterell. "Effect of specimen geometry on the essential work of plane stress ductile fracture." Eng Fract Mech 1985;21:123–8. doi:10.1016/0013-7944(85)90059-1.
- [118] G.P.Gibson, S.G.Druce. "Progress in Understanding Specimen Size and Geometry Effects on Ductile Fracture." Adv Fract Res 1989;7:181–8.
- [119] D.Maisonnette, D.Bardel, V.Robin, D.Nelias, M.Suery. "Mechanical behaviour at high temperature as induced during welding of a 6xxx series aluminium alloy." Press Vessel Pip 2016.
- [120] D.Chae, D.A.Koss. "Damage accumulation and failure of HSLA-100 steel." Mater Sci Eng A 2004;366:299–309.

Annexe A : Caractérisation du métal de base mis en forme par filage inverse

Les premières études du comportement mécanique de l'Al6061-T6 ont mis en évidence l'aspect très ductile du matériau mais peu tenace en contrepartie. Une étude détaillée de ce contraste de comportement a été conduite sur l'Al 6061-T6 mis en forme par filage inverse plus représentatif du matériau de la structure interne du caisson RJH. Néanmoins, nous avons reporté ce travail en annexe pour des raisons de clarté et de cohérence dans le manuscrit où seul le métal de base obtenu par laminage et partie intégrante de la jonction soudée FE a été étudié.

Dans cette annexe, le comportement de l'Al6061-T6 mis en forme par filage inverse est analysé à travers deux approches globale et locale basées sur des données expérimentales et de l'analyse numérique. L'étude de l'anisotropie est également l'un des points à aborder dans cette partie. Un modèle d'endommagement de type Rice et Tracey sera utilisé pour prédire l'amorçage et la propagation de fissure.

A.1. Propriétés mécaniques en traction du métal de base par FI : étude expérimentale

A.1.1. Géométries des éprouvettes de caractérisation et conduite des essais

La loi constitutive du matériau a été déterminée à l'aide d'une éprouvette de traction lisse dont la géométrie est présentée en Figure A-1. Dans l'optique d'étudier l'effet de la triaxialité sur l'endommagement du matériau, des éprouvettes de traction entaillées avec différents rayons d'entaille, à savoir les éprouvettes AE10 et AE2, ont été également testées dans le programme expérimental. Afin d'évaluer l'anisotropie du matériau, les deux directions radiale et transversale notées respectivement par S et T sont caractérisées.

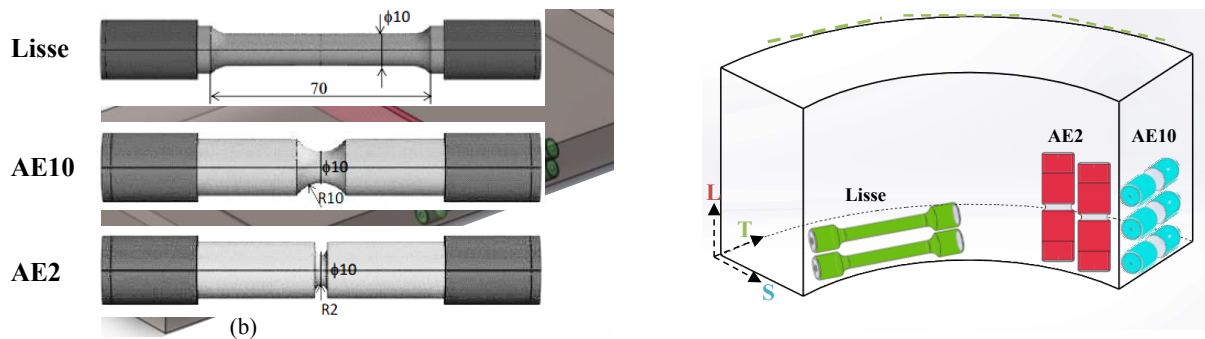


Figure A-1 : Géométries des éprouvettes de traction et directions principales de la virole mise en forme par filage inverse

Les essais sont conduits sur le banc d'essai IMEC dont le principe de fonctionnement est décrit dans le Chapitre II et les résultats d'essais sont interprétés en se basant sur les formulations de Bridgman pour l'identification de la loi de comportement du matériau.

A.1.2. Analyse des essais de traction

Divers essais ont été conduits et les principales propriétés mécaniques en traction qui ressortent sont regroupées dans le Tableau A-1. L'ensemble des courbes rationnelles et vraies obtenues pour les différents essais est illustré sur la Figure A-2.

On peut constater que pour un même sens de prélèvement les essais sont reproductibles. La limite d'élasticité ainsi que la résistance à rupture sont en revanche sensibles à l'orientation de traction avec de meilleures propriétés dans le sens transversal. Malgré cette anisotropie, les valeurs de $R_{p0.2\%}$, du R_m et de l'allongement $A(\%)$ sont conformes avec une marge conséquente aux valeurs proposées par le RCC-MRx.

Direction	Nombre d'essais	E (MPa)	$R_{p0.2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A(%)
T	8	7400	284 ± 4	319 ± 6	11 ± 1
S	2	7400	271 ± 1	306 ± 1	$9 \pm 0,4$

Tableau A-1 : Principales propriétés mécaniques dans la direction transversale et radiale de l'Al 6061-T6 mis en forme par filage inverse

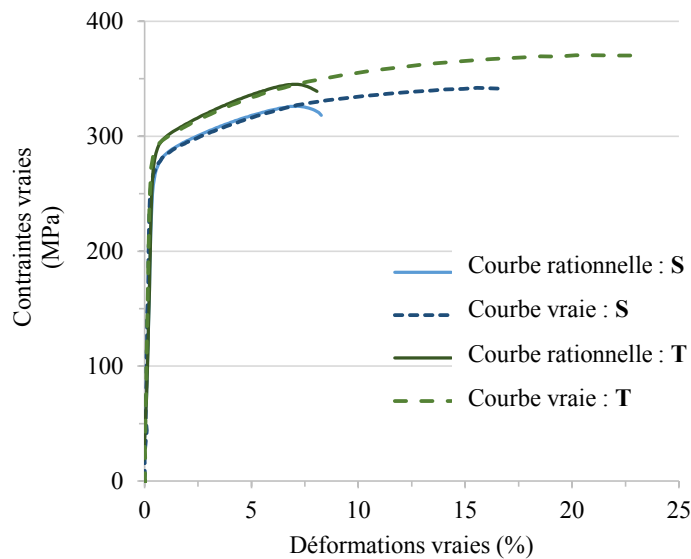


Figure A-2 : Lois constitutives des deux directions transversale et radiale

Des essais similaires ont été conduits en présence d'une entaille. Pour chaque essai, la mesure du diamètre dans la section entaillée est assurée par les nappes laser. Ces mesures permettent d'accéder à la valeur du diamètre minimal de l'éprouvette et à l'évolution de la géométrie de l'éprouvette. Les résultats d'essais sont donnés dans le Tableau A – 2 et les évolutions de la contrainte en fonction de la contraction diamétrale sont décrites dans la Figure A – 3. Pour mieux se rendre compte de la sensibilité du matériau à l'entaille, les courbes sont confrontées à celles obtenues sur éprouvettes lisses.

Direction	Géométrie d'éprouvette	Nombre d'essais	A(%) ¹	R _m ² (MPa)
T	AE10	2	6,7 ±0,2	378 ±1
	AE2	2	4,1 ±0,4	475 ±3
S	AE10	2	5,6 ±0,1	361 ±1
	AE2	2	3,5 ±0,1	464,5 ±0,5

¹ correspond à la contraction diamétrale à la force maximale

²correspond à la contrainte conventionnelle maximale

Tableau A-2 : Principales caractéristiques des essais de traction sur éprouvettes entaillées

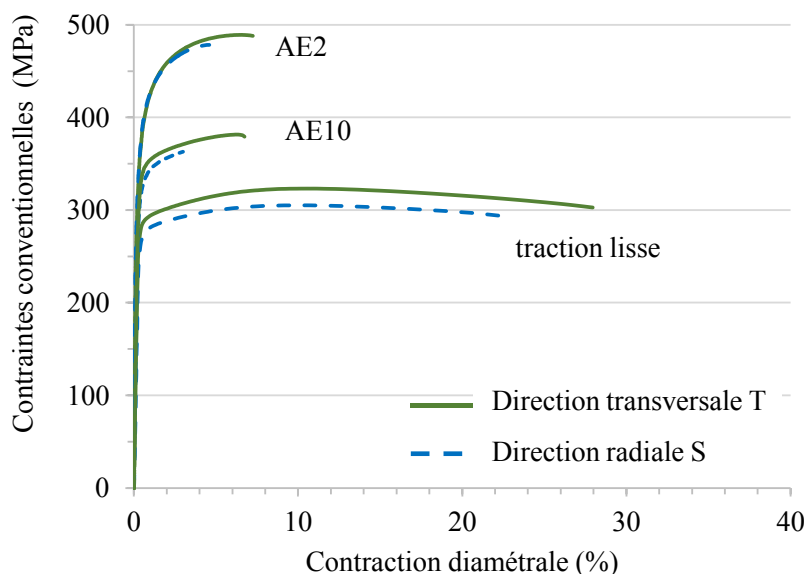


Figure A-3 : Evolution de la contrainte conventionnelle en fonction de la contraction diamétrale pour différents rayons d'entaille et deux directions de traction

Peu de différence notable pour les niveaux de contraintes entre les deux directions radiale et transversale est notée. Cependant, la contraction diamétrale est sensible à la direction de traction avec de meilleures propriétés pour le sens transversal. La différence des niveaux de contraintes entre les trois géométries s'explique par la multiaxialité qui est d'autant plus importante que le rayon d'entaille est faible.

A.2. Analyse numérique du comportement en traction du métal de base (FI)

A.2.1. Validation des lois de comportement identifiées expérimentalement

La définition du modèle numérique en traction exige en plus du module de Young et du coefficient de poisson, une connaissance exacte de la loi constitutive du matériau. A l'aide du système laser et des corrections de Bridgman décrits dans le Chapitre II, une meilleure connaissance du comportement, basée sur de vraies valeurs expérimentales est non pas sur de l'extrapolation au-delà de l'instabilité plastique, est rendue possible. Les lois de comportements ainsi utilisées pour la simulation numérique sont celles présentées en Figure A-2 pour les directions radiale et transversale.

Tous les calculs mis en place sont effectués à l'aide du code de calcul Cast3m. Compte tenu des symétries géométriques et de chargement, le calcul est axisymétrique et seule la moitié de la section de l'éprouvette est modélisée. Un calcul effectué auparavant a montré que des éléments de maille 2D linéaires qua4 ne permettent pas de transmettre le chargement imposé au niveau du congé de raccordement. De ce fait des éléments 2D linéaires qua8 ont été choisis pour reproduire fidèlement les conditions réelles de l'essai. Le matériau est supposé élastique plastique isotrope. Le comportement élastique est traduit par la loi de Hooke et défini point par point par sélection de valeurs appropriées de contraintes et de déformations vraies sur la courbe de Bridgman. Le critère de Von Mises est adopté pour décrire la plasticité.

Compte tenu des déformations observées lors de l'essai de traction et qui modifient considérablement la géométrie de l'éprouvette, l'hypothèse des grands déplacements a été faite ce qui permet la réactualisation de la géométrie de l'éprouvette en recalculant la matrice de rigidité à chaque pas de calcul.

L'analyse numérique proposée ici permettra de valider les lois de comportements, dont l'identification a imposé un certain nombre d'hypothèses, mais principalement de mettre en place les pistes nécessaires pour la définition de l'endommagement critique basé sur le modèle de Rice-Tracey que nous allons développer au fur et à mesure de cette étude. Ainsi, dans l'optique de limiter l'influence de la taille de maille sur cette approche locale, des éléments de maille de 100 micromètres optimisés sur les

éprouvettes lisses, sont utilisées pour décrire le maillage à la section minimale des trois géométries d'éprouvettes AE2, AE10 et lisse (Figure A-4).

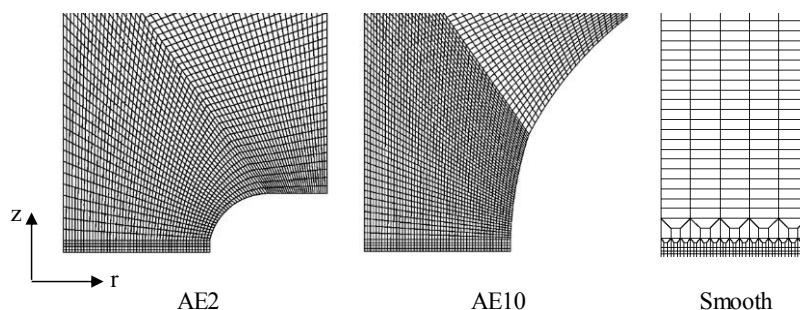


Figure A-4 : Maillage des éprouvettes axisymétriques

Les conditions aux limites consistent en un blocage des nœuds de la section minimale dans la direction z et d'imposer, sur les nœuds du côté opposé du maillage, un déplacement uniforme pour simuler le chargement. L'effort est calculé à chaque pas de calcul par évaluation de la réaction à la section minimale du maillage.

Les évolutions de la contrainte conventionnelle en fonction de la contraction surfacique des essais sur éprouvettes lisses pour les directions radiale et transversale ont été confrontées aux résultats numériques (Figure A-5).

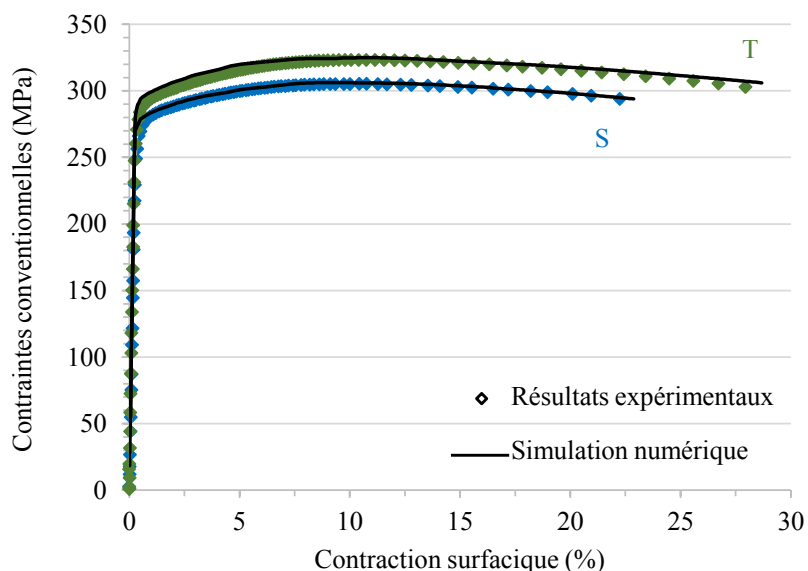


Figure A-5 : Comparaison des courbes expérimentales et numériques de la contrainte conventionnelle en fonction de la contraction surfacique des essais sur éprouvettes lisses

Le comportement global est parfaitement reproduit quel que soit la direction de traction ce qui dénote de la fiabilité des lois de comportement identifiées pour la simulation de l'endommagement.

A.2.2. Identification de l'endommagement critique du modèle d'endommagement du type Rice-Tracey

A.2.2.1. A propos du modèle de Rice-Tracey

Dans le cadre des recherches conduites pour la compréhension de la séquence de la rupture ductile (nucléation, croissance et coalescence), il a été montré que la croissance de cavité évolue selon une cinétique bien définie qui dépend principalement du taux de triaxialité, de la déformation plastique et du matériau. Dans ce contexte, Rice et Tracey ont démontré, à l'aide d'une approche analytique basée sur la croissance de cavité sphérique de rayon R dans un massif infini rigide et parfaitement plastique, que la croissance de cavité suit une évolution exponentielle décrite par :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_c} 0.283 \cdot \exp\left(\frac{3}{2}\tau\right) d\varepsilon_{ep} \quad \text{Equation A-1}$$

avec :

- R le rayon moyen de cavité
- τ le taux de triaxialité donné par le rapport de la contrainte hydrostatique et la contrainte équivalente
- α constante égale à 0.283 et réévaluée par Huang pour devenir égale à 0.427 pour $\tau < 1$
- ε_{ep} la déformation plastique équivalente

La rupture est supposée avoir lieu lorsque le rayon de cavité atteint une valeur critique R_c .

Dans ce modèle, l'endommagement est très sensible à la triaxialité et ne prend pas en compte les phénomènes de germination et de coalescence qui interviennent dans l'endommagement.

A.2.2.1. Exploitation des résultats de la simulation numérique des essais de traction

Dans l'optique de prédire l'amorçage de fissure sur éprouvette CT à l'aide du modèle de Rice et Tracey, il est nécessaire dans un premier temps d'identifier un critère d'endommagement intrinsèque sur éprouvettes de traction quel que soit le taux de triaxialité pour le transposer après aux éprouvettes CT qui présentent une triaxialité plus importante en pointe de fissure. Pour ce faire, nous considérons que l'endommagement critique correspond à la rupture des éprouvettes de traction.

Les niveaux de triaxialité et de la déformation plastique équivalente sont déterminés numériquement à la section minimale des éprouvettes à la rupture expérimentale (Figure A-6). Il est à noter que la triaxialité est définie par le rapport de la trace du tenseur de contrainte et de la contrainte équivalente (Equation A-2):

$$\tau = \frac{\text{Tr}(\bar{\bar{T}})}{\sigma_{eq}} \quad \text{Equation A-2}$$

Sur la Figure A-6 on remarque que la triaxialité est maximale au centre de l'éprouvette pour les trois géométries d'éprouvette. A l'opposée, la déformation plastique est maximale au centre pour les éprouvettes lisses et AE10 mais minimale pour les éprouvettes AE2. Hanock et Machknezie ont démontré que pour certaines éprouvettes entaillées, bien que le maximum de déformation plastique soit du côté de l'entaille, l'endommagement soit initié au centre de l'éprouvette, siège du maximum de triaxialité.

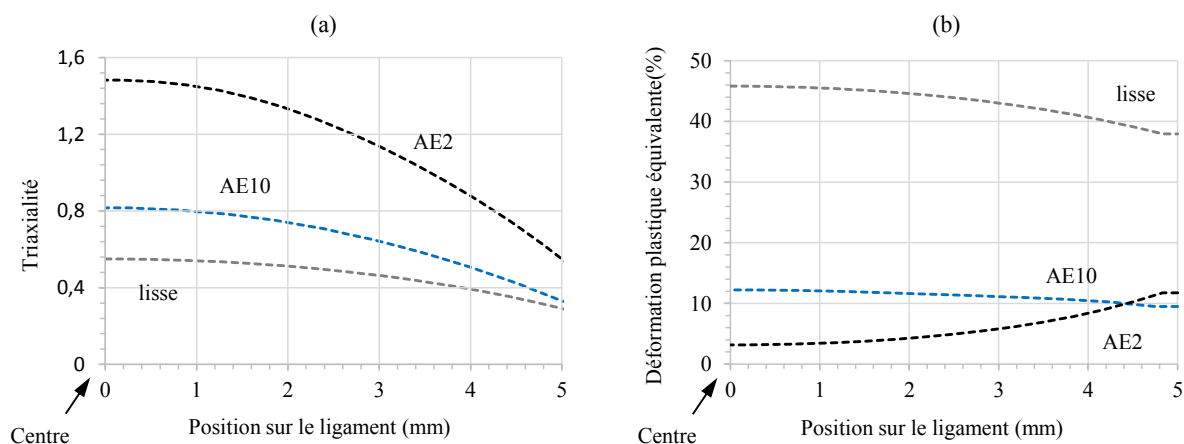


Figure A-6 : Evolution le long du ligament de (a) la triaxialité (b) les déformations plastiques équivalentes à la rupture expérimentale pour le sens radial

Le modèle de Rice et Tracey est non couplé et le comportement global du matériau est supposé, en conséquence, pas affecté par l'endommagement. L'endommagement est alors évalué en post traitement des calculs numériques. Ainsi un seul calcul EF pourra être utilisé pour différents post traitements.

En se basant sur les résultats en Figure A-6, l'endommagement critique $(R/R_0)_c$ décrit par le modèle de Rice et Tracey a été évalué pour les trois géométries au moment de la rupture expérimentale.

Contrairement au taux de croissance de cavité qui dépend du niveau de triaxialité, la croissance de cavité critique est supposée être intrinsèque au matériau quel que soit le niveau de triaxialité. Néanmoins, la Figure A-7 montre que l'endommagement critique évalué est spécifique pour chaque géométrie et diminue avec la triaxialité.

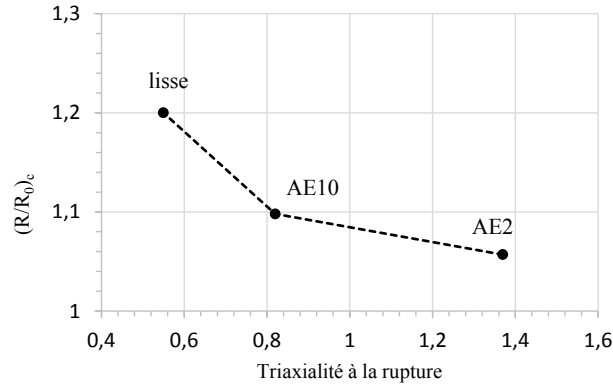


Figure A-7 : Croissance de cavité critique en fonction de la triaxialité

Cette dispersion peut être associée au fait que le modèle tel que proposé par Rice et Tracey sous-estime la forte dépendance de l'Al 6061-l à la triaxialité. En effet le facteur 3/2 de l'Equation A-1 est lié à des études sur les aciers et peut ne pas être adapté au matériau de cette étude. Nous proposons par conséquent d'adapter ce coefficient afin d'aboutir à un dommage critique identique pour les géométries AE2, AE10 et lisse. Ce nouveau coefficient sera validé sur une étude sur la géométrie CT.

Une alternative similaire a été aussi proposée par Chae et Koss [120].

Plusieurs tentatives ont été alors testées en post traitement des résultats de la simulation numérique et un coefficient ajusté à 8/2 au lieu de 3/2 fournit quasiment le même dommage critique quelque soit la triaxialité. Les résultats sont regroupés dans le Tableau A-3.

		lisse	AE10	AE2
Croissance critique de cavité	Direction radiale	1,4	1,42	1,43
	Direction transversale	1,51	1,53	1,54

Tableau A-3 : Croissance de cavité critique évaluée à l'aide du modèle de Rice et Tracey modifié

Le modèle de Rice et Tracey tel qu'adapté pour notre matériau d'étude sera alors défini par l'Equation :

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_c} 0.283 \cdot \exp\left(\frac{8}{2}\tau\right) d\varepsilon_{ep}$$

Pour la suite de l'analyse sur CT, un dommage critique $(R/R_0)_c = 1,42$ et $(R/R_0)_c = 1,53$ respectivement pour le sens radial et transversal sera utilisé pour la prédiction de l'amorçage.

A.3. Propriétés mécaniques en ténacité du métal de base par FI : étude expérimentale

A.3.1. Conduite des essais de ténacité

Des essais de déchirure ductile ont été réalisés sur éprouvettes CT12,5 prélevées dans l'épaisseur du caisson et en deux configurations distinctes à savoir la configuration LS et LT.

La première lettre de cette configuration désigne le sens de sollicitation et la deuxième pour le sens de propagation de fissure. On note par :

- S : le sens radial
- L : le sens axial
- T : le sens transversal

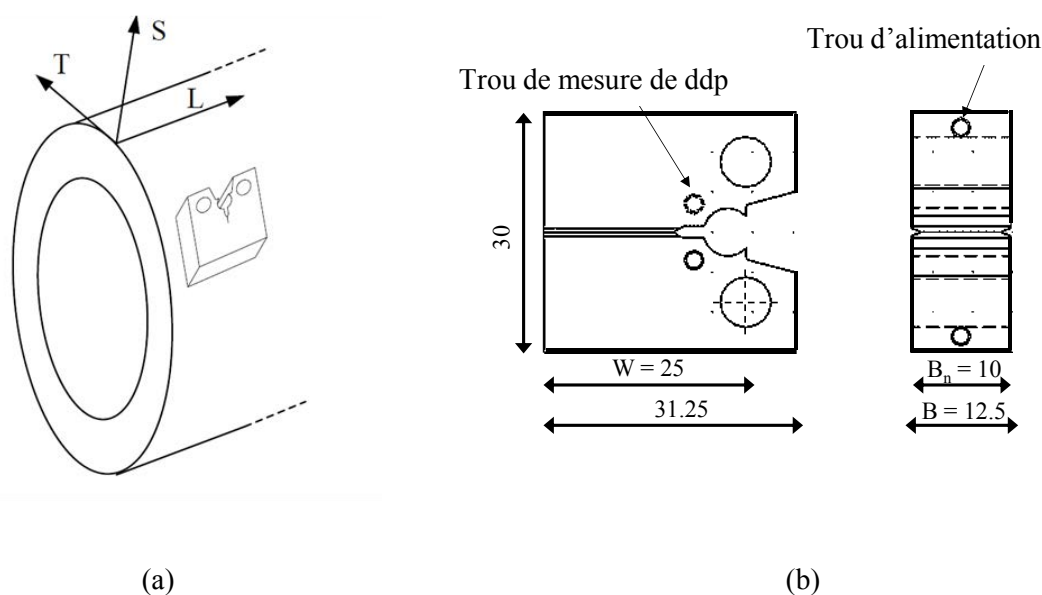


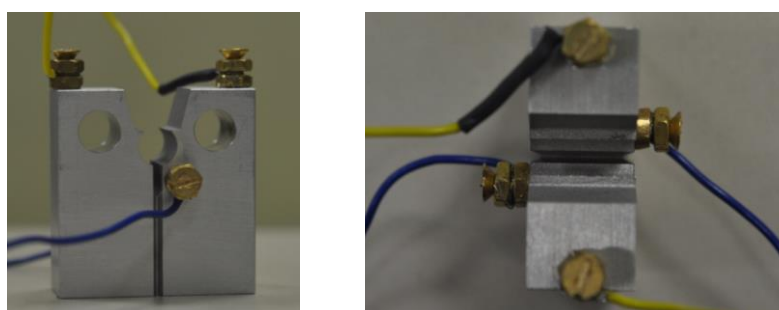
Figure A-8 : (a) Désignations adoptées pour décrire les configurations de prélèvement (b) géométrie de l'éprouvette CT

Les éprouvettes ont été pré-fissurées par fatigue à ΔK décroissant et rainurées à $B/10$. Les essais de déchirure ductile ont été ensuite réalisés sur une machine servo-hydraulique MTS 632-02F-21 de capacité 100 kN avec une cellule de force de 25 kN pilotée avec une électronique MTS en séquence de blocs et en ouverture imposée. La mesure de l'ouverture de l'éprouvette est assurée par un capteur à lame de $L_e = 5\text{mm}$ et de course égale à $+3 -1$ placé au droit de la ligne de charge de l'éprouvette.

L'avancée de fissure est estimée par la méthode de la complaisance décrite dans le Chapitre II. En complément de cette méthode, la longueur de fissure a été estimée en utilisant l'évolution de la DDP enregistrée en cours de déchirure.

La DDP est mesurée aux bornes de prises de part et d'autre de l'extrémité de la fissure alimentée sous une intensité fixée. L'éprouvette se comporte alors comme une résistance électrique qui voit sa résistance augmenter suite à une augmentation de la taille de fissure.

Comme il est difficile de souder les fils électriques sur de l'aluminium, les fils sont implantés dans la CT : deux trous qui n'excéderont pas 6 mm de profondeur pour une CT 12,5 sont percés sur les deux faces de l'éprouvette de part et d'autre de la fissure pour la mesure de la DDP et deux autres trous en haut de l'éprouvette pour l'alimentation en courant continu. Les fils sont fixés par des vis en laiton et bien protégés par des gaines isolantes pour limiter toute perturbation de mesure (Figure A-9).



— Alimentation sous intensité fixée
— Mesure de la DDP de part et d'autre de la fissure

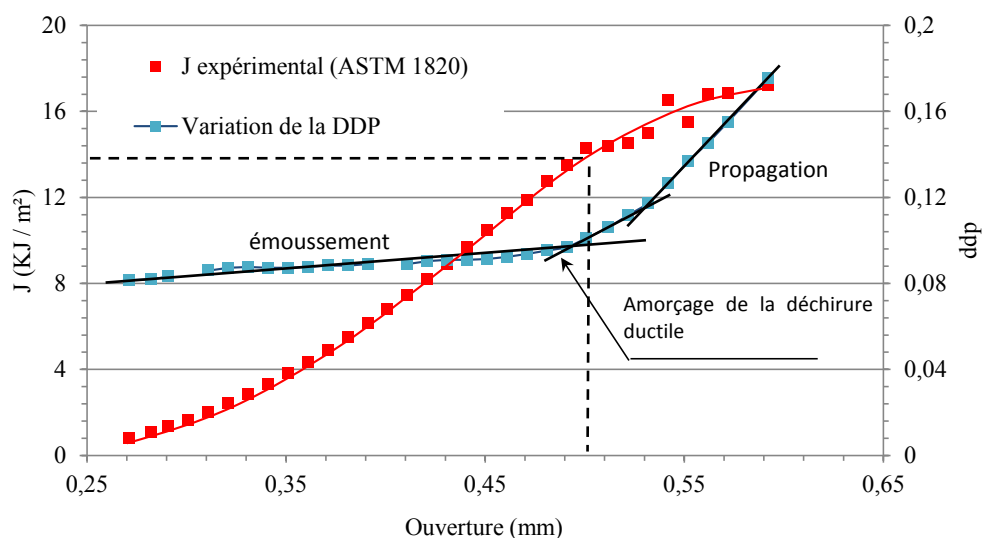


Figure A-9 : Montage pour la mesure de la DDP et principe de détection de l'amorçage

A.3.2. Analyse des résultats des essais de déchirure J_{Ic}

Les essais ont été interprétés conformément à la norme ASTM E1820 comme décrit dans le Chapitre II. Pour une meilleure lisibilité des courbes, nous présentons les évolutions de J - Δa pour un seul essai dans chaque configuration étant la reproductibilité de ces derniers (Figure A-10).

Deux critères d'amorçage peuvent être identifiés : le $J_{0,2}$ correspondant à une avancée de fissure de 0,2 mm et le J_i à l'amorçage. Le $J_{0,2}$ correspond à l'intersection de la loi de régression de type puissance de la forme $J = J_{1,0} \Delta a^m$ avec la droite d'émoussement définie par $J = 2 R_m \Delta a$.

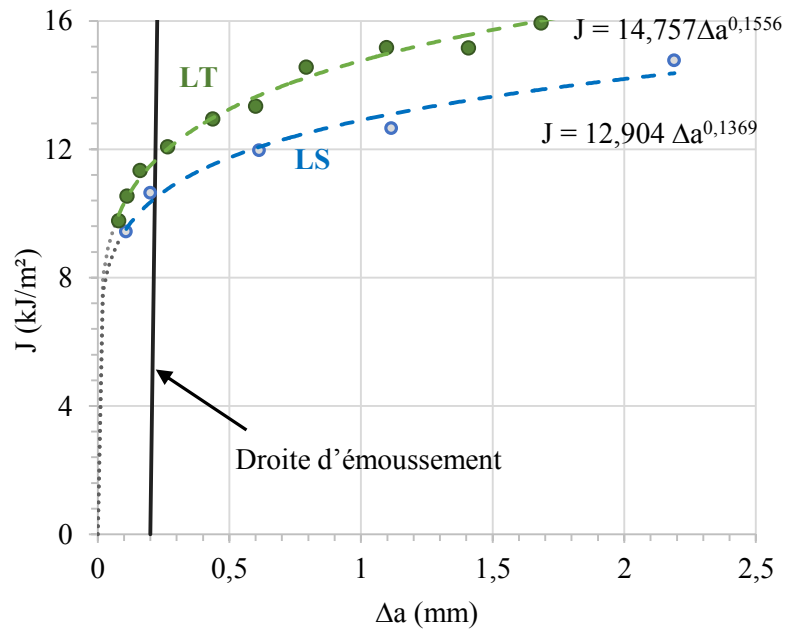


Figure A-10 : Courbes J - Δa dans le cas d'une propagation radiale et transversale

Le sens transversal de la virole présente une meilleure ténacité. Les valeurs de $J_{0,2}$ calculées sont de 12 et 10,5 kJ/m² respectivement pour la direction transversale et radiale. Les valeurs de J_i sont en revanche déterminées selon la loi de puissance évaluée et sont égales à 8 et 7,5 kJ/m² respectivement.

Des observations MEB ont permis d'examiner les faciès de rupture d'éprouvettes prélevées suivant les deux configurations LS et LT. Ces observations montrent bien le caractère ductile du matériau. En effet on a de nombreuses cupules de grandes tailles au fond desquelles se trouvent les deux types de précipités grossiers : Mg_2Si et IMF.

Ces observations MEB permettent de confirmer les résultats qu'on a obtenus par observation microscopique.

Pour la configuration LT on a une propagation parallèle à l'orientation des grains et est plutôt perpendiculaire au sens d'allongement des grains en configuration LS.

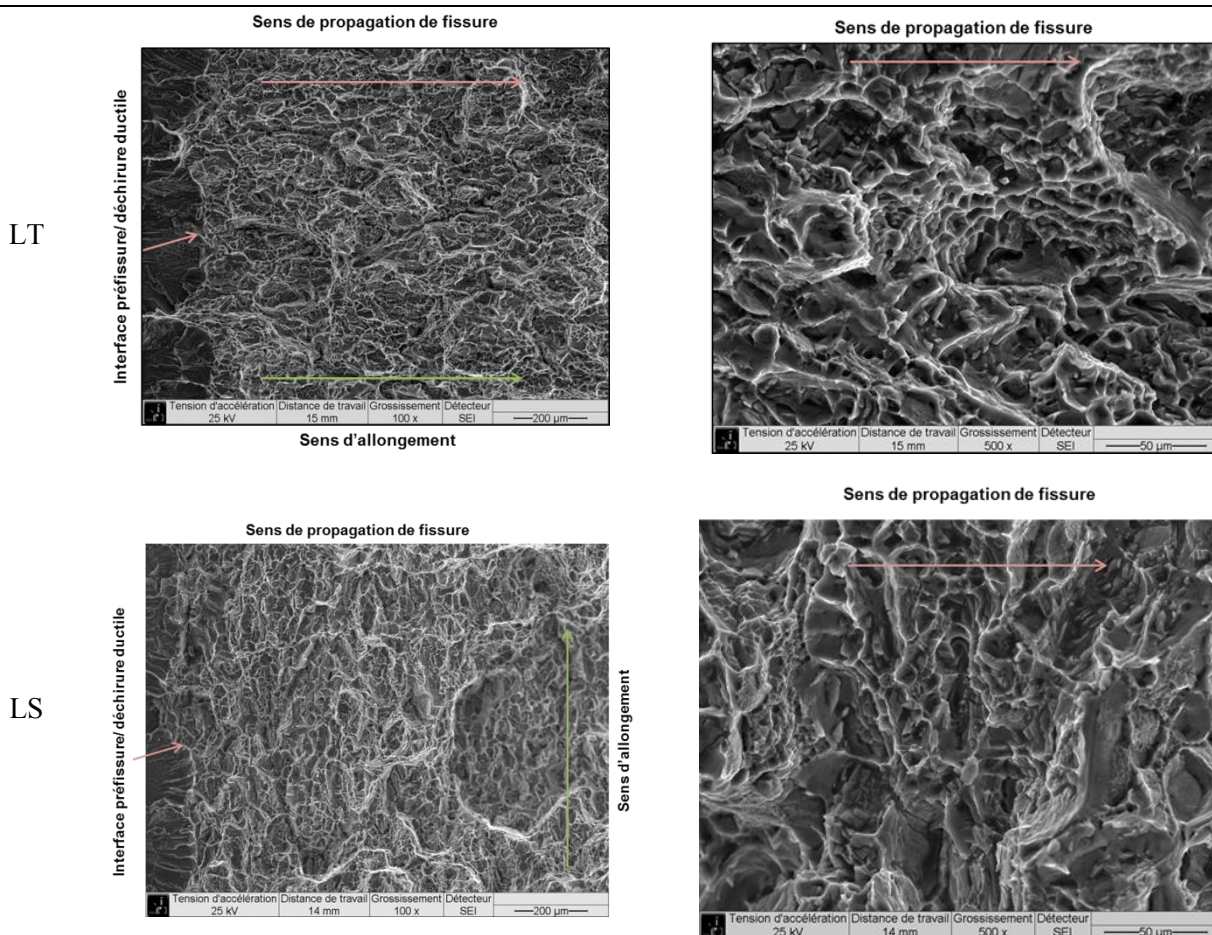


Figure A-11 : Observations au MEB des faciès de rupture

A.4. Analyse des essais de déchirure à l'aide du modèle de Rice et Tracey

Un modèle en 2D sous hypothèse de déformations planes avec des éléments quadratiques à 8 nœuds est mis en œuvre. Le comportement est supposé élastoplastique et les lois de comportement utilisées sont celles identifiées et validées numériquement en A.1.

Pour des raisons de symétrie, seule la moitié de l'éprouvette est modélisée. Le ligament est bloqué suivant y et un chargement en déplacement imposé est appliqué au centre de la goupille (CG). L'ouverture est calculée au point P_{ouv} . Pour la goupille, on associe un modèle élastique avec un module de Young 100 fois plus élevé que celui de l'éprouvette.

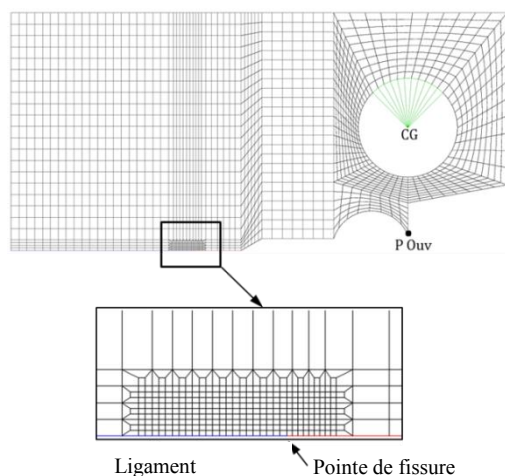


Figure A-12 : Maillage de l'éprouvette CT

La taille de maille en pointe de fissure est de 50 microns. Cette valeur correspond à la distance d'inter-endommagement, mise en évidence dans les travaux de Y. Shen [30] sur l'Al 6061-T6. Ceci nous permettra de mener une simulation de la propagation de fissure sur CT.

Afin de prédire l'amorçage et la propagation, le modèle de Rice-Tracey tel qu'adapté dans la partie traction est utilisé. Une étude menée par Y. Shen par Laminographie X in situ a révélé une initiation de l'endommagement à 200 micromètres de la pointe de fissure. De ce fait, nous proposons de calculer à chaque pas de calcul le cumul de dommage à 200 microns de la pointe de fissure. Lorsque l'endommagement atteint la valeur critique $(R/R_0)_c$ identifiée sur les éprouvettes de traction, l'élément de maille qui s'appuie sur la pointe de fissure est relâché, modélisant ainsi l'amorçage et la propagation derrière.

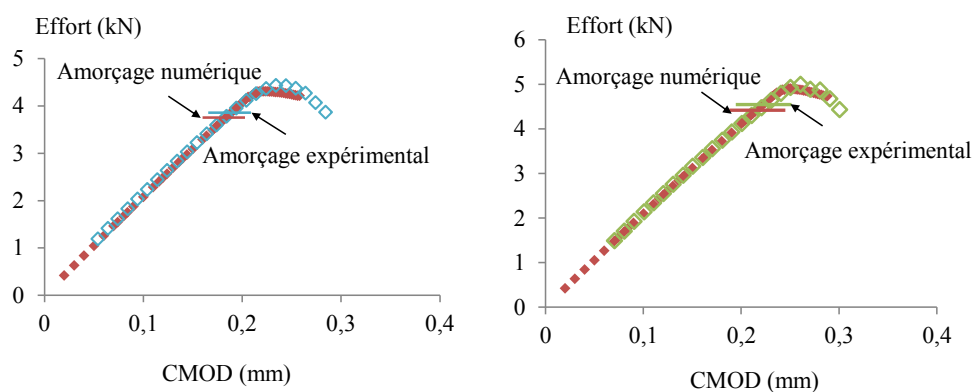


Figure A-13 : Comparaison des courbes expérimentales et numériques évaluées à l'aide du modèle de Rice et Tracey modifié (a) propagation radiale (b) propagation transversale

Les résultats de la simulation numérique sont confrontés aux résultats expérimentaux pour les deux configurations étudiées LS et LT. Ces courbes montrent que l'amorçage expérimental est bien prédit à l'aide du modèle numérique basé sur le modèle d'endommagement de type Rice-Tracey modifié. Les niveaux d'effort et la propagation sont également bien reproduits ce qui montre la pertinence de la valeur de l'endommagement critique évalué ainsi que l'adaptation faite au modèle de Rice-Tracey pour ce matériau d'étude.

Bilan

Cette annexe présentait le travail effectué dans le cadre de la caractérisation du métal de base Al 6061-T6 mis en forme par filage inverse.

Deux grandes campagnes de caractérisation mécanique ont été faites :

- 1- Une campagne d'essais de traction sur éprouvettes lisses a permis de caractériser le comportement en traction du matériau dans les deux directions S (radiale), T (transversale)

Cette campagne a été complétée par des essais sur éprouvettes de type axisymétrique entaillée pour évaluer la sensibilité du matériau à la triaxialité.

- 2- Une deuxième campagne d'essais sur éprouvettes CT a été réalisée afin de caractériser la ténacité du matériau dans les deux directions S et T. L'effet de taille a été analysé en utilisant deux géométries de CT : CT 12,5 et CT 25.

Les résultats montrent un très faible module de propagation dJ/da et une valeur moyenne de $J_{0,2}$ de 10,1 kJ/m² pour une propagation transversale et de 11,9 kJ/m² pour une propagation radiale.

Ces campagnes d'essais ont été ensuite analysées à l'aide de calcul EF. La modélisation des essais de traction lisse a permis de valider les lois de comportement proposées.

L'étude numérique sur les éprouvettes lisses et entaillées confirme la forte dépendance de l'endommagement du matériau avec la triaxialité. Pour prendre en compte cet effet, un modèle d'endommagement de type Rice et Tracey a été utilisé. Cependant avec le modèle original, la triaxialité n'est pas bien prise en compte. Nous avons proposé une modification de ce modèle en conséquence.

Le modèle ainsi amélioré permet de prévoir la rupture des éprouvettes de traction quelque soient leurs géométries. Ce modèle a ensuite été appliqué avec succès pour la modélisation des essais de déchirure pour prévoir aussi bien l'amorçage que la propagation.

Annexe B : Plans d'éprouvettes et de prélèvements

B.1. Caractérisation en traction



Figure B-1 : Epreuve de traction lisse (diamètre calibré = 5mm longueur calibrée Lc = 50 mm)

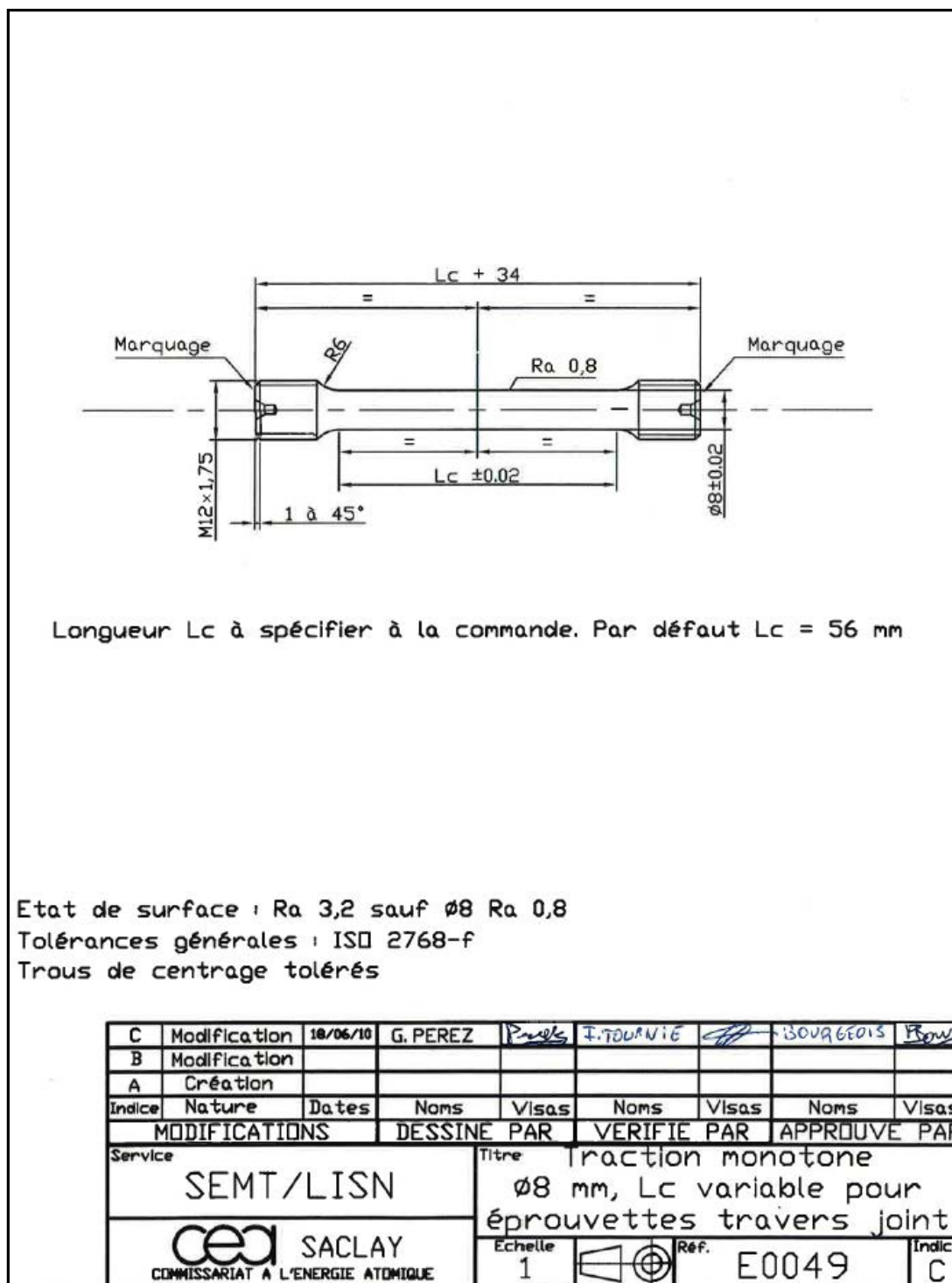


Figure B-2 : Epreuve de traction lisse (diamètre calibré = 8mm et longueur calibrée $L_c = 56$ mm)

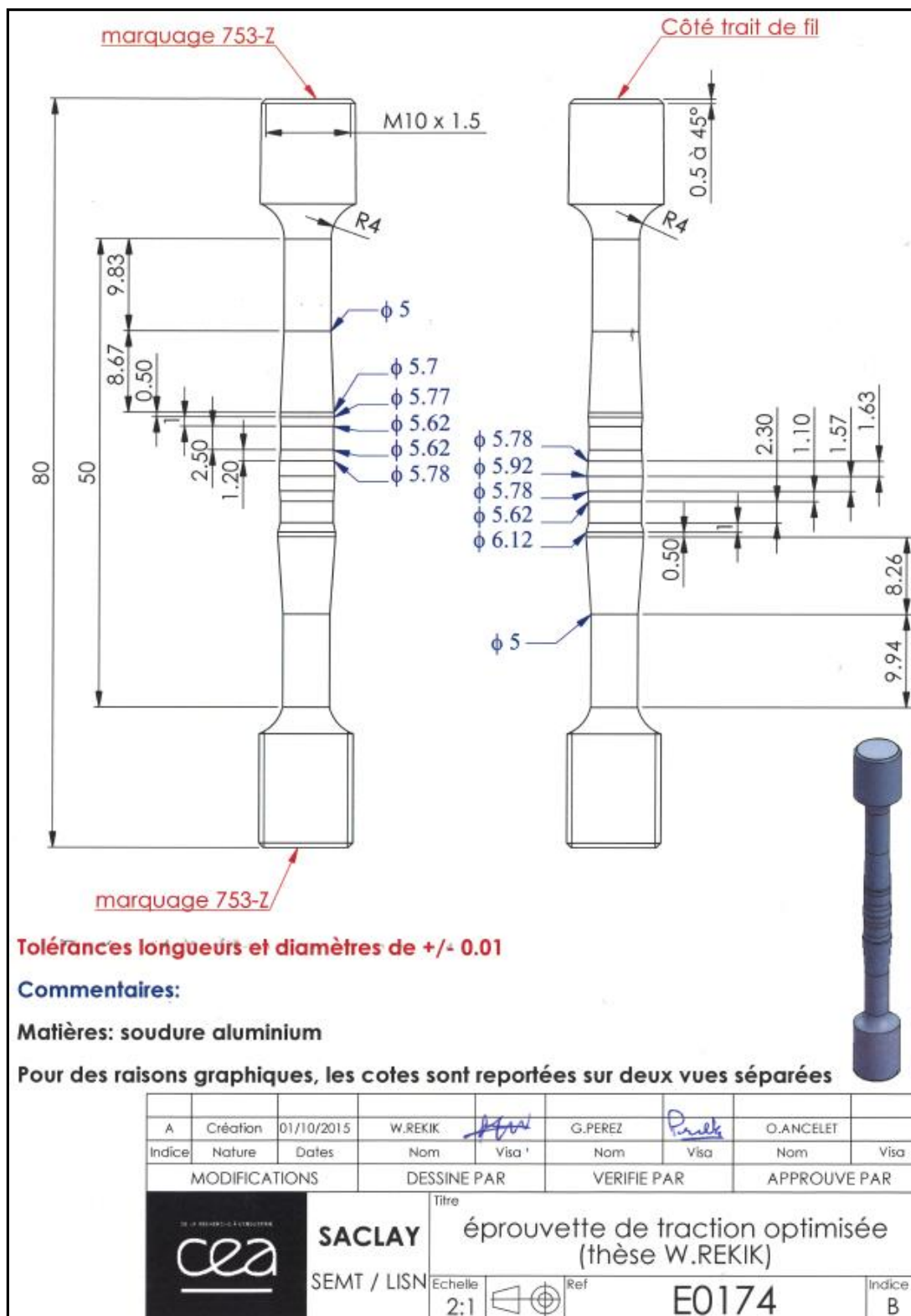


Figure B-3 : Géométrie de l'éprouvette de traction à profil optimisé

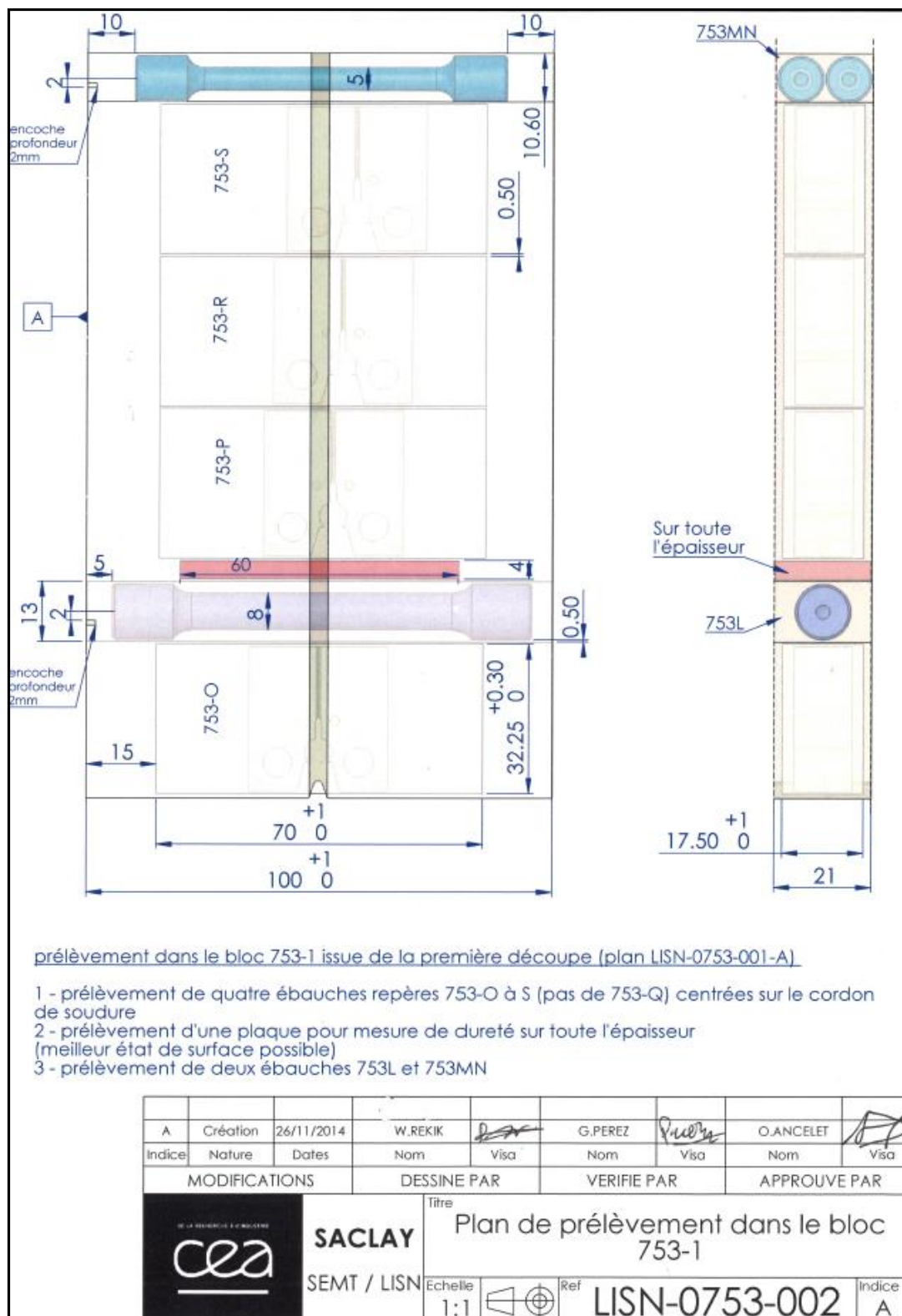


Figure B-4 : Prélèvement de blocs de matière destinés au prélèvement des éprouvettes de caractérisation

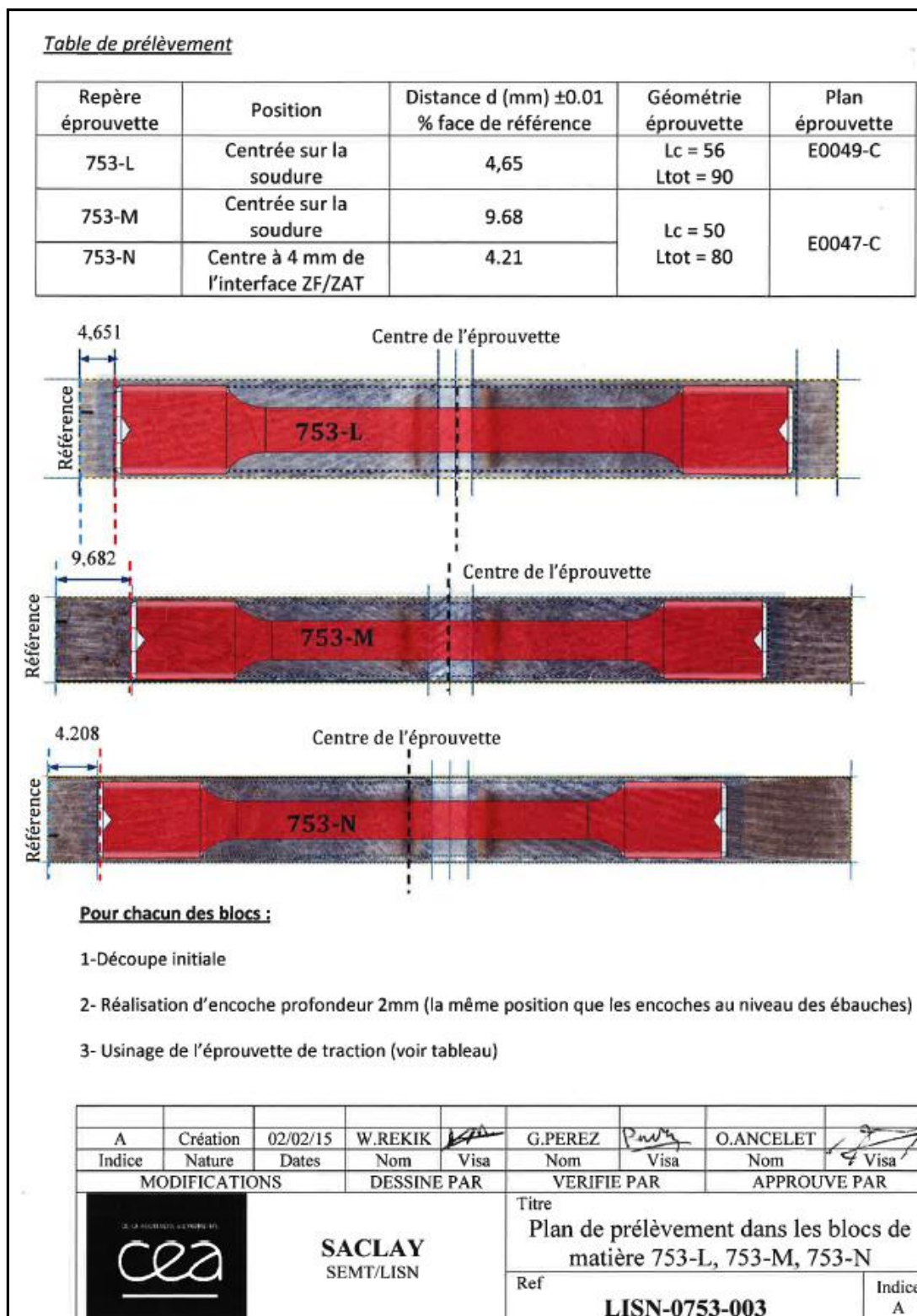


Figure B-5 : Révélation de la soudure par attaque chimique et positionnement des éprouvettes de traction par rapport à une surface de référence

E.2. Caractérisation en ténacité

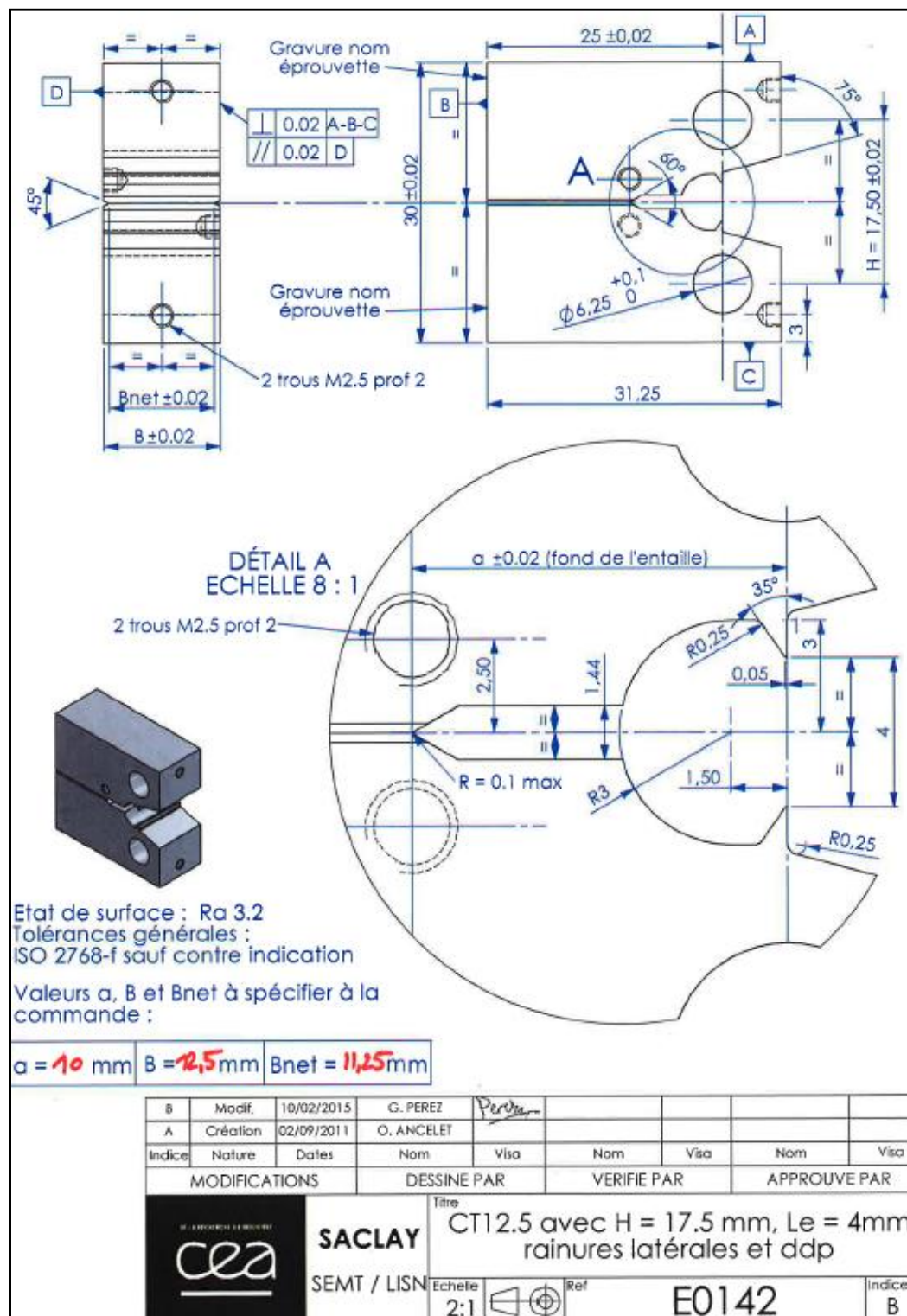


Figure B-6: Géométrie de l'éprouvette CT 12,5

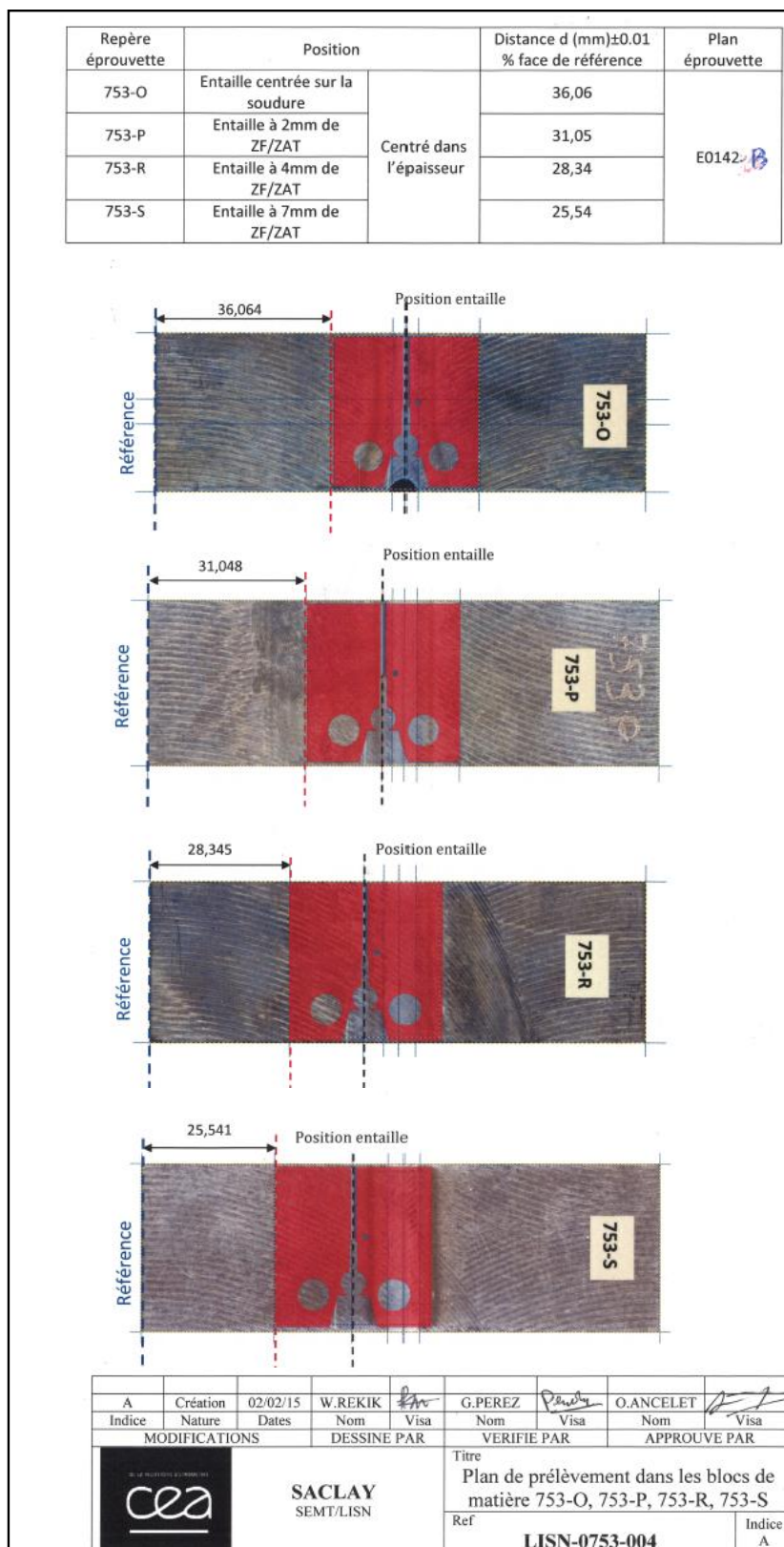


Figure B-7 : Positionnement de l'entaille des éprouvettes CT par rapport au centre de la soudure

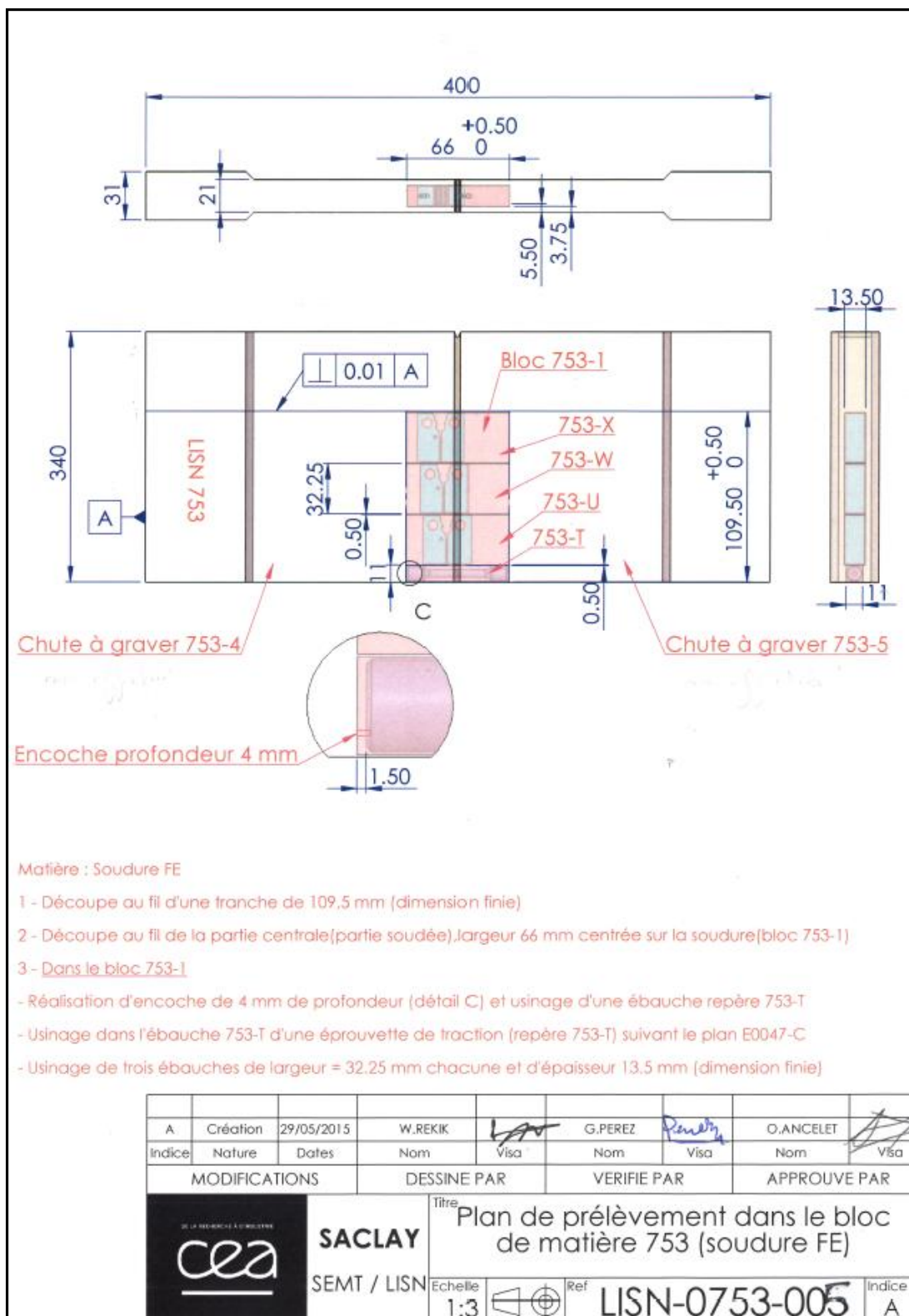


Figure B-8 : Prélèvements de blocs de matière pour analyse complémentaire sur CT

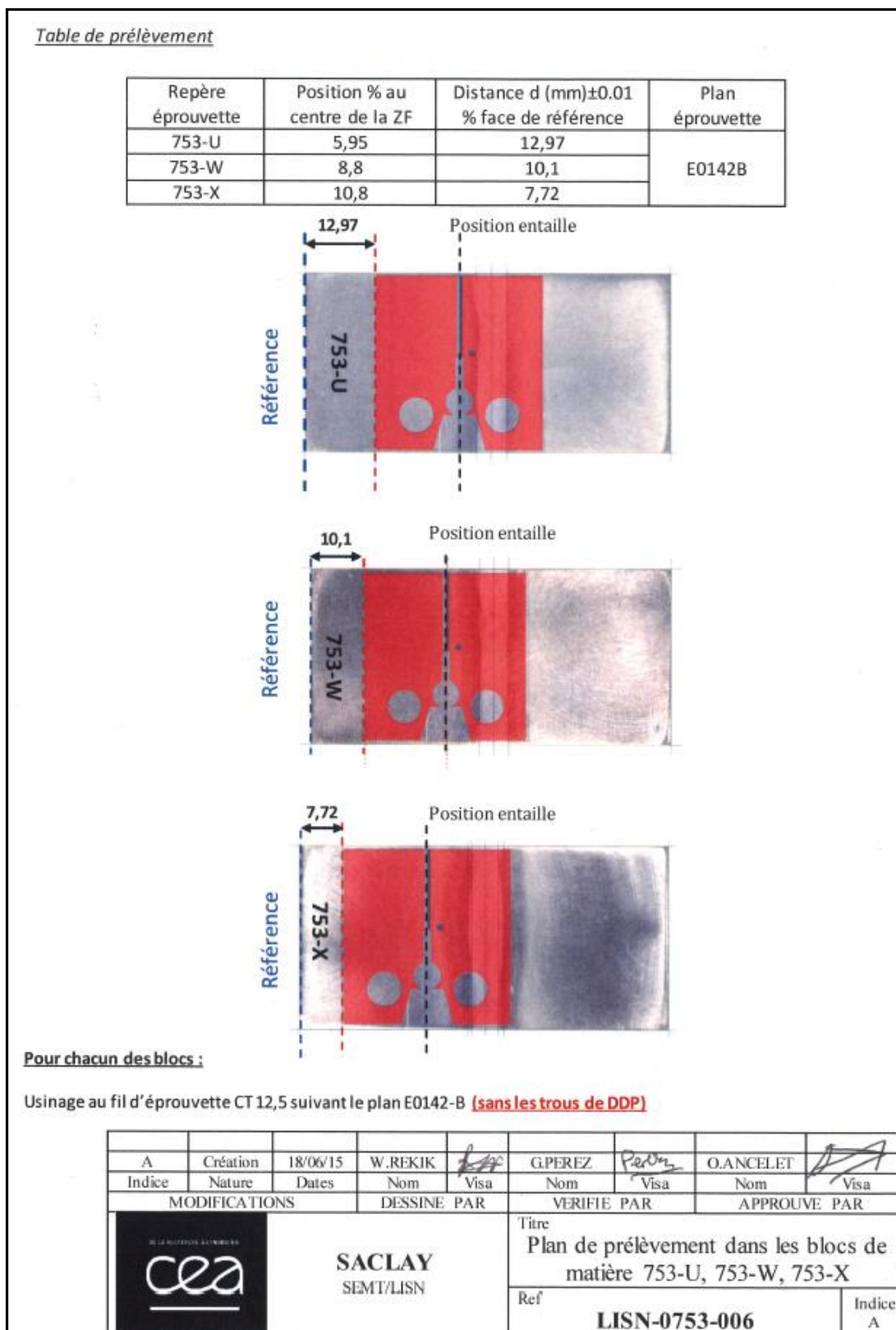


Figure B-9 : prélèvement des éprouvettes CT pour la caractérisation complémentaire de la ZAT

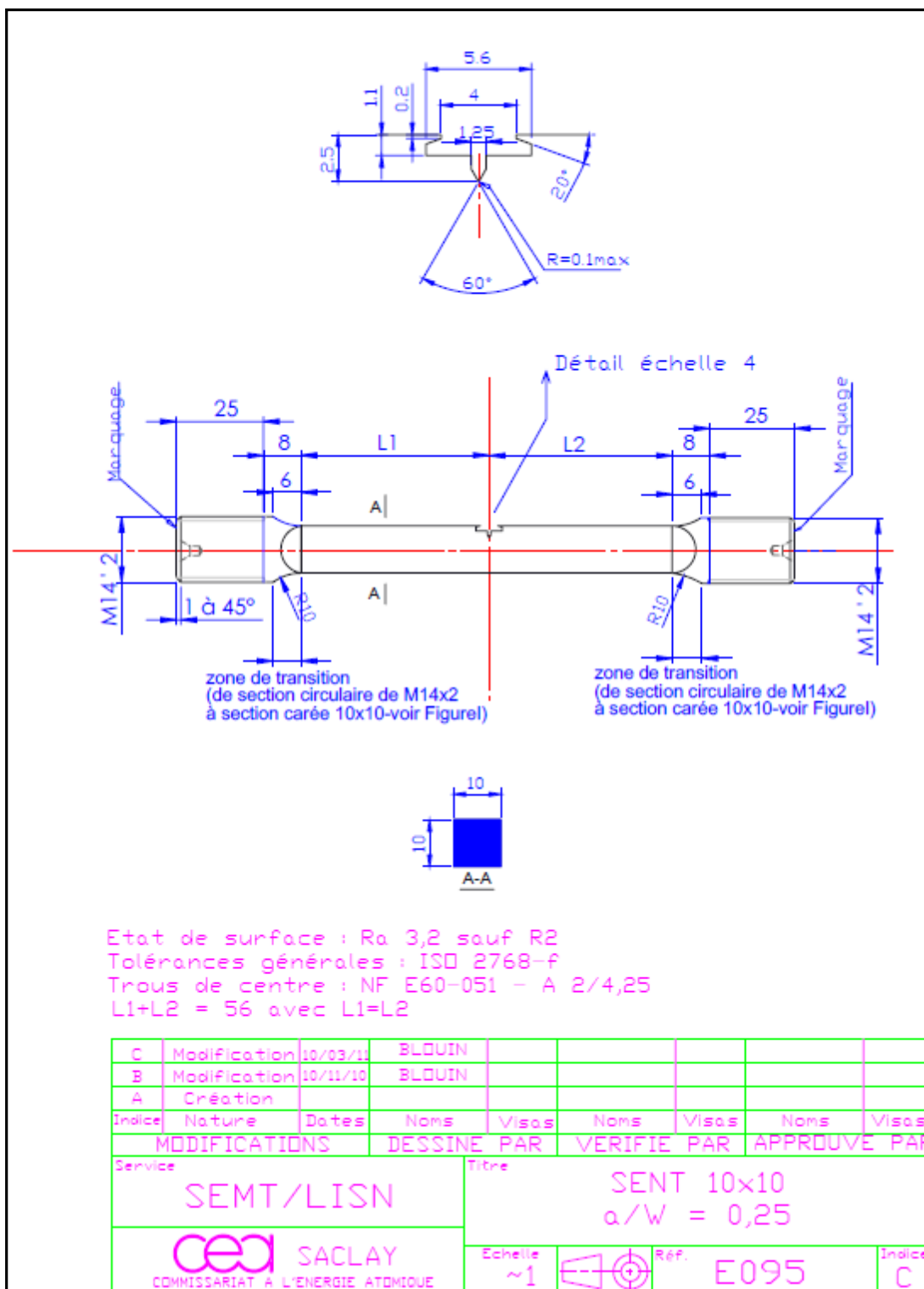


Figure B-10 : Géométrie de l'éprouvette SENT 10 x 10

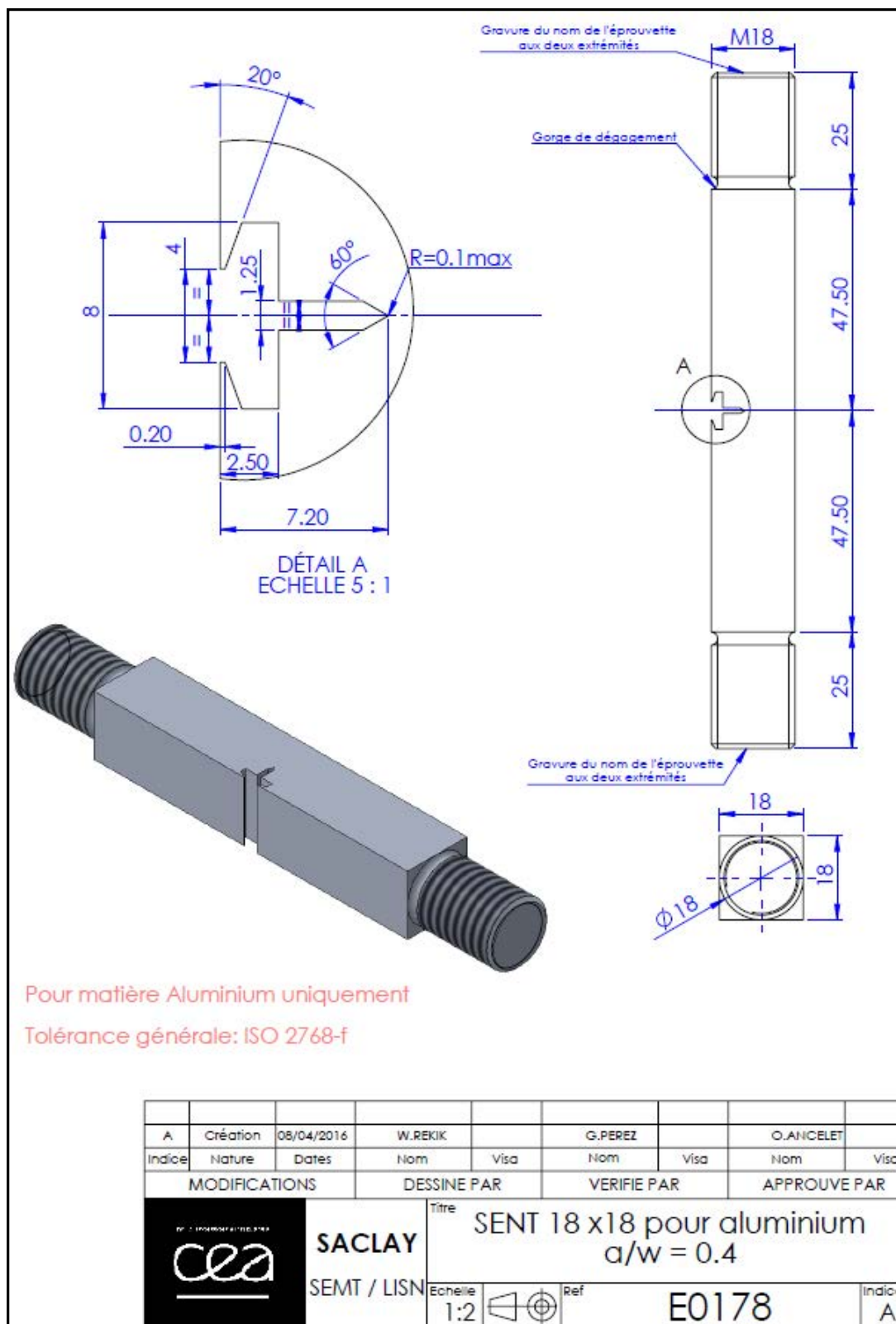


Figure B-11 : Géométrie de l'éprouvette SENT 18 x 18 mm

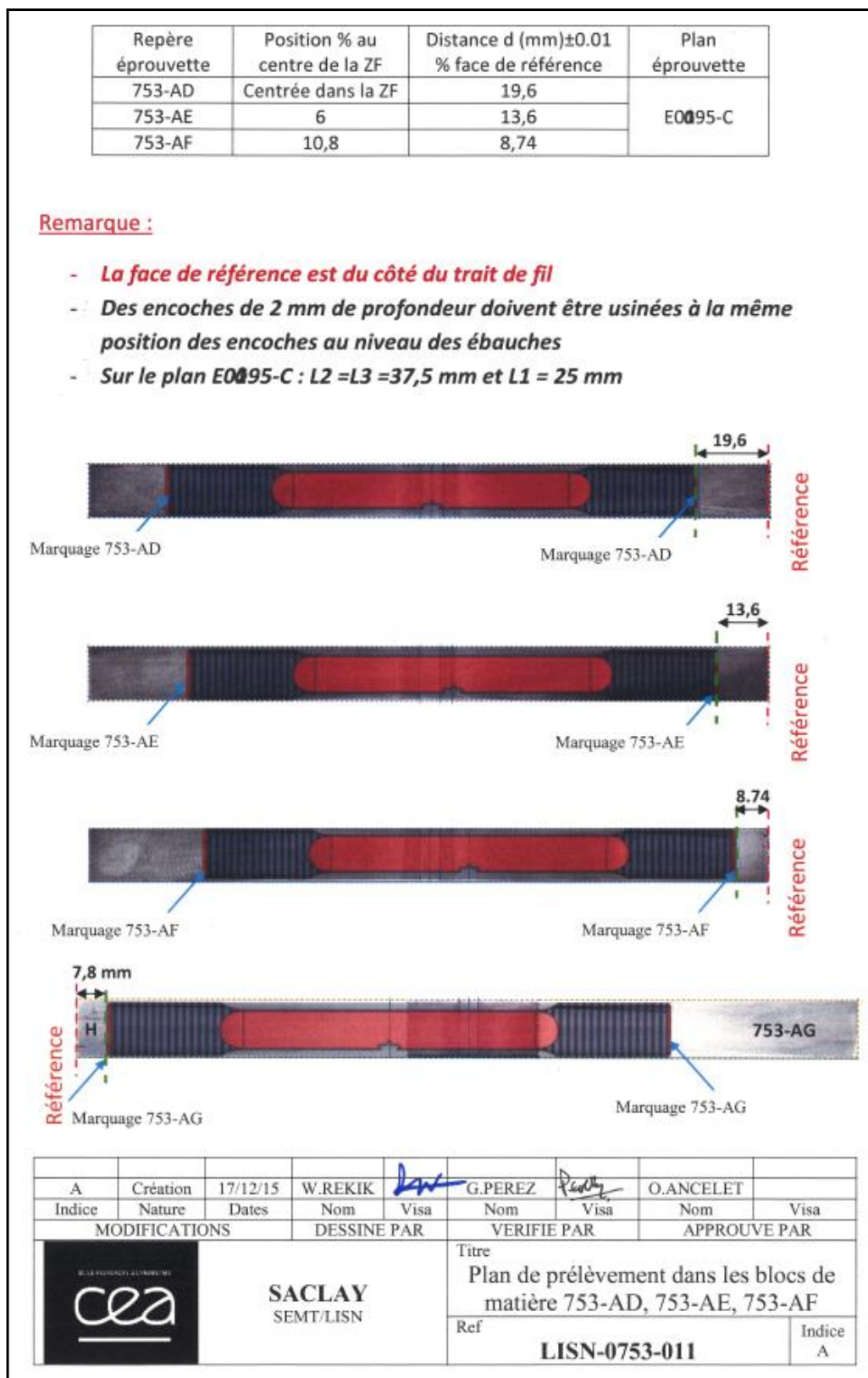


Figure B-12 : Positionnement des éprouvettes SENT par rapport au centre de la soudure

Table de prélèvement

Repère épreuve	Distance % face de référence	Plan épreuve
753-AH	4.35 mm	E0178-A
753-AI	4.03 mm	E095-C

Remarque :

- Tolérance : +0
-0.01
- La face de référence est du côté du trait de fil
- Trait de fil (profondeur 2mm) sur la tête de vis (à la même position du trait de fil sur l'ébauche)



A	Création	07/04/16	W.REKIK	<i>[Signature]</i>	G.PEREZ	<i>[Signature]</i>	O.ANCELET	<i>[Signature]</i>
Indice	Nature	Dates	Nom	Visa	Nom	Visa	Nom	Visa
MODIFICATIONS			DESSINE PAR		VERIFIE PAR		APPROUVE PAR	
 SACLAY SEMT/LISN					Titre			
					Plan de prélèvement dans les blocs de matière 753-AH et 753-AI			
					Ref			
					LISN-0753-013			Indice A

Figure B-13 : Prélèvement des éprouvettes SENT avec entaille dans la ZAT molle

Annexe C : Complément sur l'identification du comportement local en traction de la jonction soudée

Il est à noter qu'à l'issue de l'approche menée dans le Chapitre III pour l'identification des comportements locaux de la jonction soudée FE, un modèle complet de gradient de propriétés a été défini (Figure III- 12) et validé numériquement.

Néanmoins, ce modèle est défini suite à certaines adaptations des données expérimentales brutes de l'essai de traction travers joint, dont le détail fera l'objet d'une première partie de cette annexe.

Dans une deuxième partie, nous proposons d'évaluer l'effet géométrique sur la validité du modèle à gradient identifié. Pour ce faire, les résultats d'essai sur une éprouvette de traction $\phi 8$ seront interprétés numériquement à l'aide du modèle à gradient.

Finalement, quelques réflexions complémentaires seront apportées pour décrire le prédimensionnement numérique de l'éprouvette de géométrie optimisée.

C.1. Optimisation du modèle à gradient prédéfini par analyse des données expérimentales brutes

Des premières valeurs n et K de la loi d'écrouissage du type Hollomon ont été identifiées le long de la jonction soudée. L'évolution de ces paramètres est fournie dans la Figure B-1.

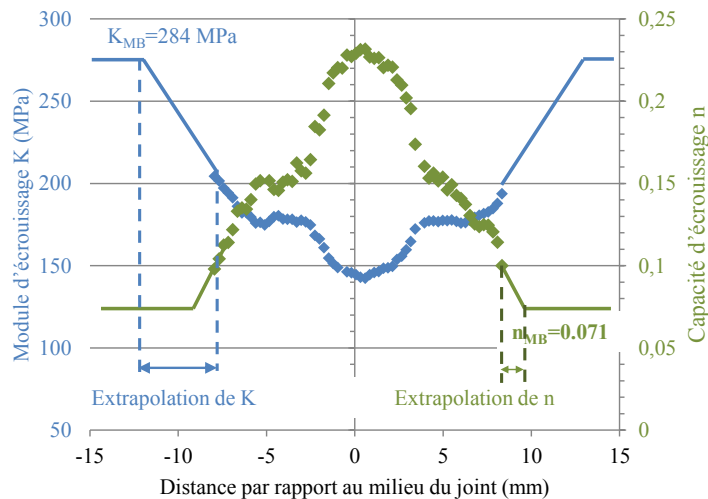


Figure C-1 : Valeurs brutes de n et K identifiées pour la description des comportements locaux

Les marqueurs sur la Figure B-1 correspondent à de vrais points expérimentaux, les traits continus sont en revanche une extrapolation des données jusqu'à l'atteinte des valeurs de n et K du métal de base. Nous supposons en conséquence que le gradient de propriétés est continu dans la ZAT.

Afin de valider le modèle à gradient identifié, nous optons pour la modélisation de la profilométrie de l'éprouvette à différents stade de l'essai expérimental. La simulation numérique est développée à l'identique de la procédure décrite dans le Chapitre III.

Les résultats ainsi obtenus sont présentés en Figure B-2. Les traits continus correspondent aux résultats expérimentaux et les marqueurs aux calculs numériques.

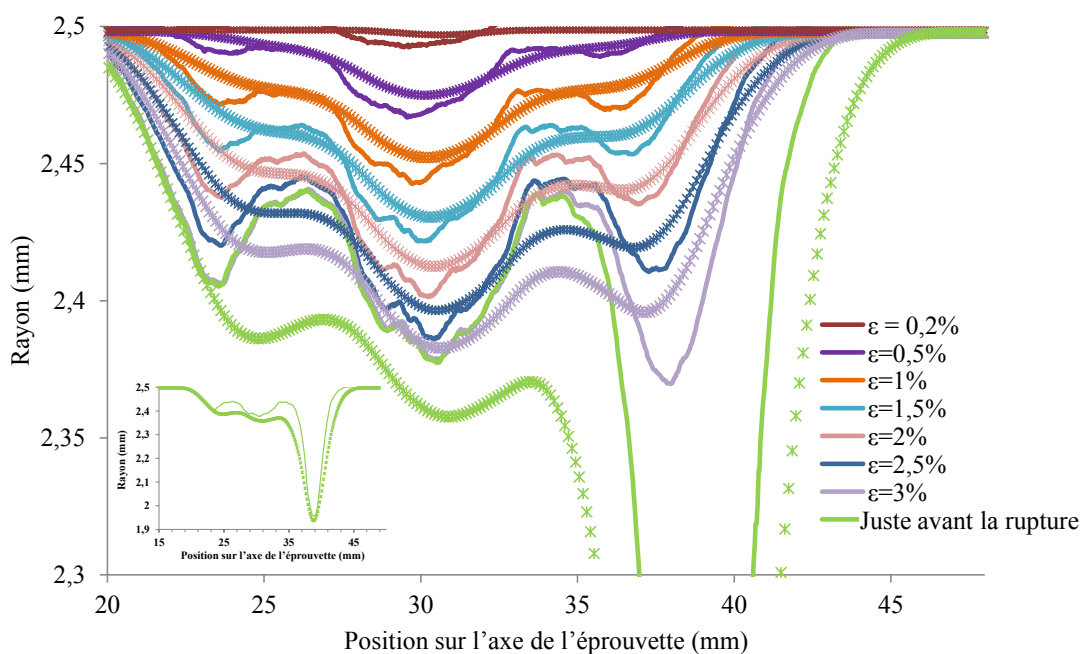


Figure C-2 : Evolution expérimentale et numérique de l'évolution géométrique de l'éprouvette en cours d'essai de traction

Nous constatons que le modèle à gradient permet de rendre compte correctement des caractéristiques mécaniques de la soudure. Conformément aux observations expérimentales, on constate numériquement que l'éprouvette se déforme tout d'abord dans la ZF. La déformation se concentre dans cette zone mais avec une légère diminution du rayon au niveau des ZAT. A force maximale, (vers 3% d'allongement), la déformation de la ZF est maximale et n'évolue plus. La localisation se poursuit dans l'une des deux ZAT jusqu'à rupture. Juste avant la rupture, l'allongement total de l'éprouvette est plus important que celui mesuré expérimentalement.

Bien que la réponse globale issue de la modélisation numérique semble être satisfaisante, le comportement à l'interface ZF/ZAT l'est moins. La mise en correspondance du profil de microdureté

et la profilométrie met en évidence la présence d'une zone dure de 105 HV_{0.3} au niveau de l'interface ZF/ZAT où une différence est notée entre le calcul numérique et le profil scanné expérimentalement. Cette même zone dure est noyée entre deux zones la ZF et la ZAT très molles (dureté de 85 HV_{0.3}). Par conséquent, avec les moyens de mesure dont on dispose, la zone dure apparaît expérimentalement plus molle qu'elle ne l'est réellement. Pour corriger cela, le comportement dans cette zone est modifié de manière à mieux décrire la dureté dans ces zones et à minimiser le décalage au niveau des profilométries numériques et expérimentales notre seule référence (Figure B-3).

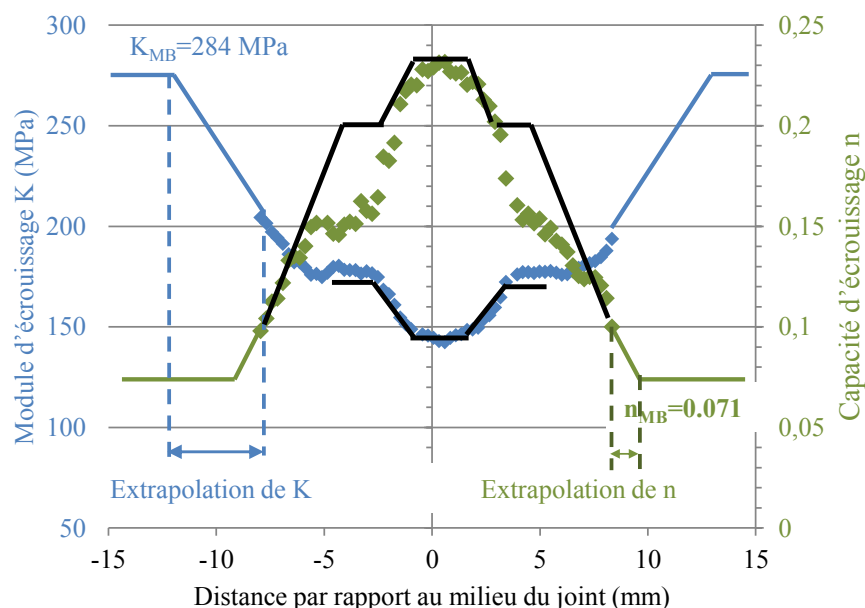


Figure C-3 : Corrections des valeurs de n et K dans la ZF et à l'interface ZF/ ZAT

La dureté étant gouvernée principalement par le coefficient d'écrouissage n , nous proposons d'attribuer un coefficient n plus important et de baisser le coefficient k . Au niveau de la ZF, le comportement a été supposé mécaniquement homogène.

Divers jeux de paramètres (différents n et k dans les zones dures) ont été testés numériquement et le choix final se justifiait vis-à-vis de l'évolution de la profilométrie observée expérimentalement.

Ces corrections permettent de se rapprocher du comportement expérimental et les zones dures sont plus apparentes (Figure III-10).

C.2. Modélisation du comportement en traction de l'éprouvette Ø8 : Etude de transférabilité du modèle à gradient

Un essai complémentaire de traction travers joint a été réalisé sur une éprouvette $\phi 8$ (Annexe E) de plus grandes dimensions en comparaison avec les éprouvettes testées jusqu'à présent. L'éprouvette est prélevée centrée dans l'épaisseur. L'objectif de cet essai complémentaire est d'évaluer l'efficacité du modèle à gradient à décrire le comportement de la jonction soudée FE indépendamment des effets géométriques.

Avec le système de mesure laser nous avons accès à deux mesures différentes : une mesure suivant l'axe longitudinal de la soudure donnée par le premier laser et une mesure suivant l'épaisseur donnée par le deuxième laser.

La profilométrie de l'éprouvette donnée par les deux lasers est présentée dans la Figure B-4.

Deux principales constatations peuvent être tirées :

- au niveau des résultats expérimentaux, un effet géométrique est observé : les zones dures sont nettement moins présentes et le comportement local de ces zones est masqué par le comportement global de l'éprouvette,
- les profils donnés par les deux lasers sont différents au niveau de la ZF et les ZAT ce qui dénote une certaine anisotropie de comportement,
- les résultats de la modélisation numérique permettent de reproduire le comportement de la soudure suivant une seule direction. Une différence de refroidissement entre le cœur et la périphérie de la tôle pourrait engendrer cette différence. Cet écart n'était pas mis en évidence sur les éprouvettes $\phi 5$ qui sont prélevées sur les bords de la tôle soudée.

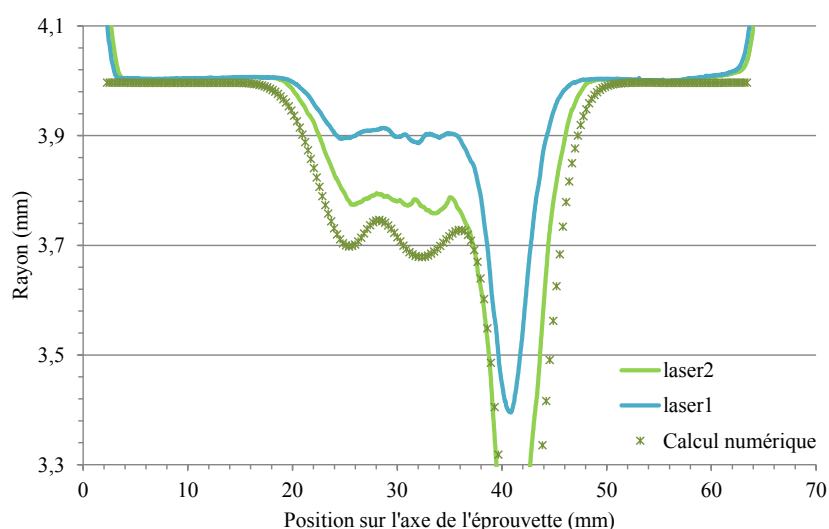


Figure C-4 : Comparaison des résultats numériques de profilométrie avec les données expérimentales du laser 1 et laser 2 juste avant la rupture

C.2. Prédimensionnement de l'éprouvette optimisée

Afin d'avoir une prévision du comportement en traction de l'éprouvette optimisée, l'essai a été modélisé en utilisant le modèle numérique développé pour les éprouvettes lisses mais avec un maillage déformé qui tient compte de la nouvelle géométrie d'éprouvette. Les déformations plastiques avant l'instabilité plastique, dans le cas de l'éprouvette lisse et l'éprouvette optimisée sont comparées dans la Figure B-5. Pour l'éprouvette optimisée on a une déformation plus homogène que pour l'éprouvette lisse avec une déformation moyenne de l'éprouvette de globalement 7%. De plus, on a déformé davantage le MB ainsi que les « zones d'ombre ». Dans le cas d'une éprouvette lisse, à force maximale, cet état de déformation n'est pas homogène. En effet, la déformation plastique est maximale au niveau de la ZF et la ZAT (rupture) mais quasiment nulle ailleurs. Ce prédimensionnement de profil d'éprouvette était alors prometteur en termes d'amélioration de la connaissance du comportement de la jonction soudée, et l'essai expérimental dont les résultats sont décrits dans le Chapitre III a été alors réalisé.

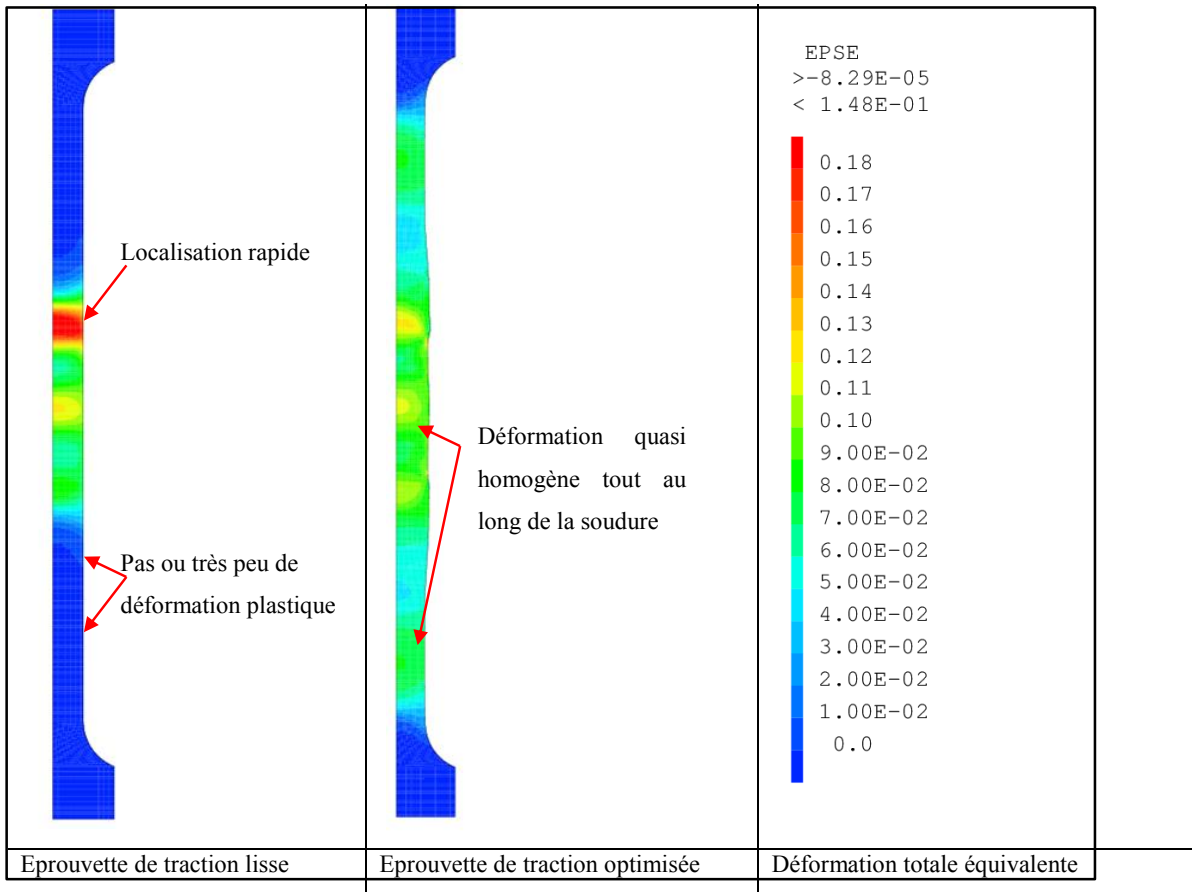


Figure C-5 : Comparaison des déformations à effort maximal des éprouvettes lisses et optimisées

Annexe D : Prédimensionnement des essais sur éprouvette SENT

D.1. Prédimensionnement numérique des essais sur SENT

Rappelons qu'afin de caractériser la ténacité de la jonction soudée, une analyse complète sur éprouvettes de laboratoire de type CT a été conduite dans un premier temps. Des essais avec différentes positions d'entaille, en particulier dans le gradient de la zone affectée thermiquement ont été réalisés et nous ont amené à l'identification d'un gradient continue en ténacité le long de la jonction soudée FE. A l'issue d'une interprétation numérique de ces essais, la fiabilité et la capacité du modèle de comportement en traction (identifié dans le chapitre III) à reproduire le comportement globale des essais, ont été approuvées.

Désormais, ayant à disposition une maîtrise totale du comportement en traction et en ténacité de la jonction soudée FE et dans l'optique de limiter les essais de déchirure sur éprouvettes SENT aux configurations les plus pertinentes à étudier ; une pré-analyse numérique a été mise en place. A travers cette analyse, et contrairement à une approche expérimentale, il est possible de maîtriser tous les paramètres qui pourront présenter de potentielles sources d'erreur d'analyse en cas de différence entre les différents essais (géométrie d'éprouvette, taille de préfissure, comportement mécanique...).

Pour le 'prédimensionnement' des essais sur SENT, il paraît indispensable alors de prédire la réponse globale jusqu'à l'amorçage pour différentes positions d'entaille le long de la jonction soudée.

D.1.1. Définition du modèle numérique

Les éprouvettes SENT ont été modélisées à l'aide d'un modèle bidimensionnel avec des éléments de maille quadratique à 8 nœuds. En l'absence d'entailles latérales on se rapproche plus d'un état de contraintes planes, ce que y'a été considéré comme hypothèse de calcul pour la simulation numérique.

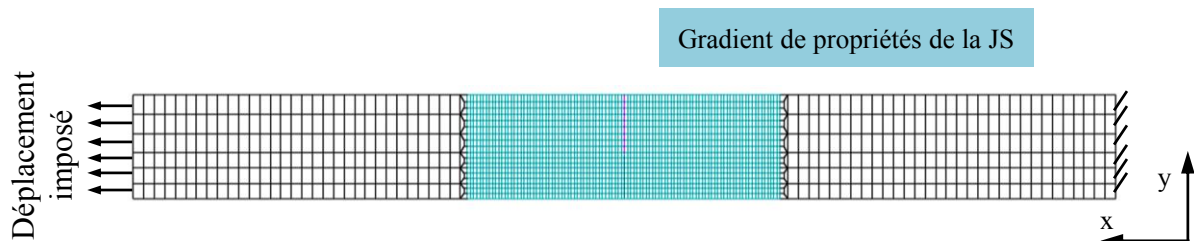


Figure D-1 : Maillage 2D pour la simulation numérique des essais sur SENT

Le même maillage a été créé indépendamment de la position de l'entaille. Le modèle à gradient a été attribué le long de l'axe de l'éprouvette et une préfissure de fatigue de 2 mm a été considérée, soit un ratio $a/W = 0,45$. Le maillage ainsi que les conditions limites sont représentés dans la Figure D-1.

D.1.2. Interprétation des résultats de la simulation numérique : analyse des courbes force-ouverture

Les évolutions des courbes forces-ouverture pour différentes positions d'entaille sont illustrées dans la Figure D-2. La transférabilité du paramètre J à l'amorçage a été considérée, dans un premier temps, vérifiée en passant d'une géométrie CT à une géométrie SENT. Ceci nous permet de prédire l'amorçage expérimental (présenté en marqueur sur la Figure D-2).

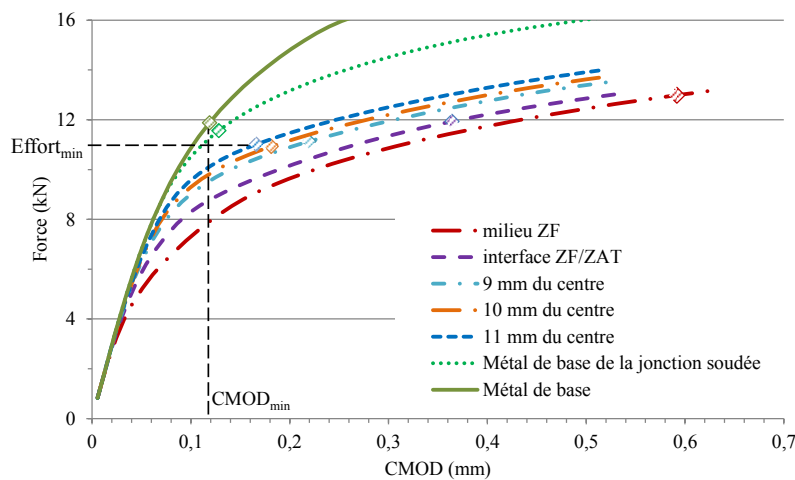


Figure D-2 : Evolution des courbes force-ouvertures simulées numériquement

De cette figure il ressort les faits suivants :

- Pour un chargement en déplacement imposé, le métal de base est le premier à amorcer suivi par la ZAT 'éloignée', soit à une distance de 11 mm du centre de la soudure.
- Pour un chargement en effort imposé, la fissure amorce pour un même niveau d'effort quelque soit la position de l'entaille dans le gradient de la ZAT. Le métal de base, en revanche, amorce pour un niveau d'effort plus important.

De ce fait, si nous souhaitons limiter le nombre d'essais sur SENT, nous proposons de limiter les essais dans la ZAT à un seul essai à 11 mm du milieu du joint semblant être le plus conservatif pour décrire le comportement de la ZAT, un essai dans la zone fondue, à l'interface ZF/ZAT qui

demeure toujours intéressante à étudier en raison de son comportement dur et tenace, et finalement dans le métal de base.

Pour le cas particulier du métal de base, nous avons considéré le cas d'une éprouvette homogène en métal de base, ainsi qu'une éprouvette comportant le joint soudé. Au niveau des courbes force-ouverture, la plasticité apparaît plutôt pour l'éprouvette comportant le joint soudé ce qui dénote d'un effet structure induit par la présence de la soudure. L'étendue de la plasticité à l'amorçage pour les deux cas de figure est présentée dans la Figure D-3.

On constate que la plasticité est toujours confinée en pointe de fissure mais les niveaux d'effort atteint avant l'amorçage sont aussi suffisants pour induire de la plasticité dans la zone fondue de l'éprouvette travers joint.

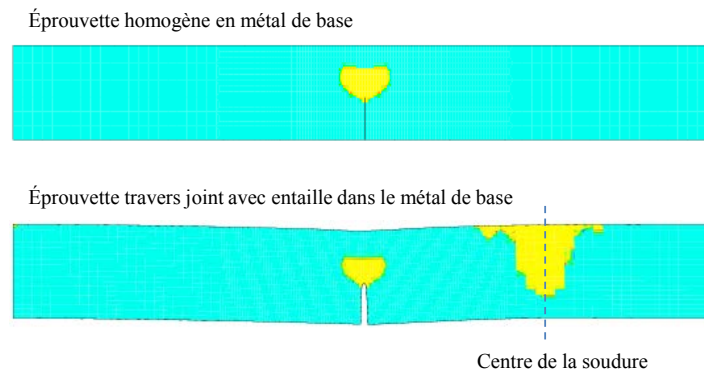


Figure D-3: Etendue de la plasticité pour une éprouvette homogène en métal de base et une éprouvette travers joint avec entaille dans le métal de base

Annexe E : Approche simplifiée pour l'analyse de nocivité de défaut postulé en milieu du joint

Dans cette annexe nous proposons de mener une approche simplifiée pour l'analyse de la nocivité du défaut. L'analyse la plus simple couramment utilisée pour l'évaluation de la tolérance d'une structure soudée à la présence d'un défaut repose sur une approche en mono matériau qui est généralement associée au comportement en traction le plus faible de la jonction soudée, soit celui de la zone fondue pour une soudure en undermatch. Néanmoins, cette approche peut être des fois trop conservatrice, d'où l'intérêt de la définition d'autre approche du type bi matériau, tri matériau et multimatériau avec prise en compte du gradient dans la ZAT.

E.1. Analyse du comportement de la structure soudée en présence d'un défaut milieu du joint

Les caractéristiques en traction associées aux différentes analyses simplificatrices (mono, bi et tri matériau) sont décrites dans la Figure E-1. Le comportement de la zone affectée thermiquement est défini comme moyenne de tout le gradient de la ZAT.

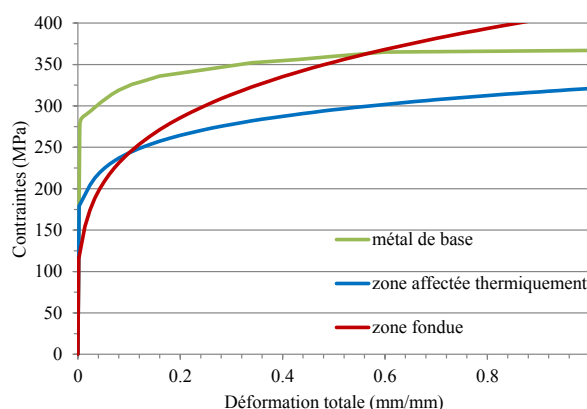


Figure E-1 : Courbes de tractions utilisées pour l'analyse mono-Bi et Tri matériau

De manière similaire à l'analyse menée sur les éprouvettes CT et SENT, les évolutions du moment en fonction de l'ouverture sont comparées pour les différentes approches proposées. Parallèlement, les évolutions du moment en fonction de la flèche sont également analysées.

De cette analyse il ressort les faits suivants :

- Contrairement au comportement global observé sur les éprouvettes de laboratoire, une différence notable entre une analyse en ouverture imposé (Figure E-2a) ou en déplacement

imposée (Figure E-2b) est mise en évidence. Ceci dénote d'un fort effet structure. En effet, pour un chargement en flèche imposée, la présence de la soudure affecte très peu la réponse globale de la structure avec un comportement fictif en métal de base. Cette dernière étant très étroite et de faibles dimensions par rapport aux dimensions de la structure aura un impact négligeable, bien qu'elle soit très molle. Cet impact, devient en revanche, un peu plus marqué dans le cas des modèles tri et multi matériaux, où la zone molle sera plus étendue par la présence de la zone affectée thermiquement.

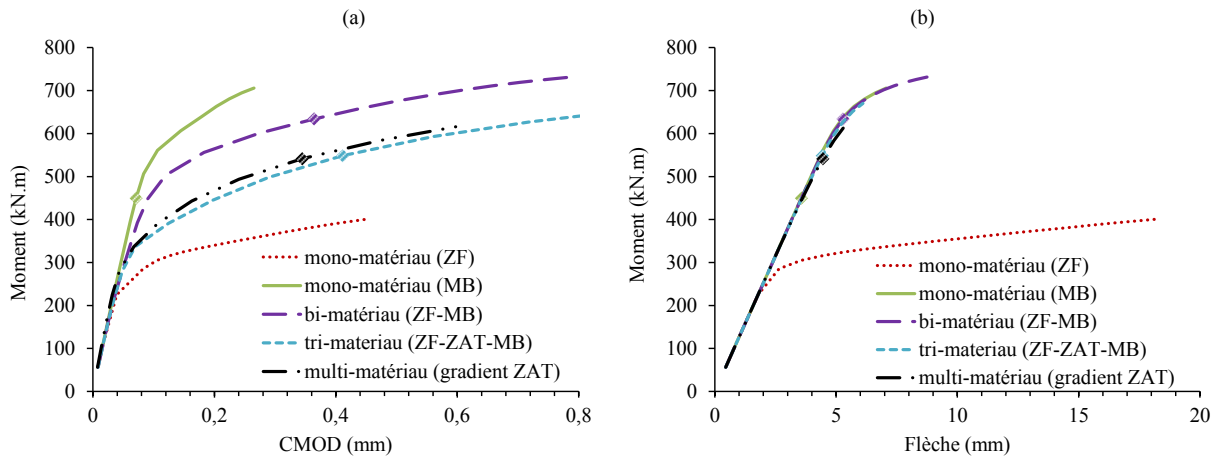


Figure E-2 : Evolution des courbes (a) Moment-CMOD et (b) Moment-Flèche pour différentes approches simplifiées

- Pour un modèle bi-matériau (ZF et MB) la fissure est bridée de part et d'autre par le métal de base très dur et la réponse globale se rapproche plus du comportement d'une structure en métal de base bien que la fissure soit placée dans la zone fondue très molle (Figure E-2a). Cependant, la prise en compte de la ZAT sur une étendue d'environ 15 mm de part et d'autre de la zone fondue écarte les courbes de celle du métal de base et on se retrouve avec un comportement plus proche que celui d'une structure avec un comportement homogène zone fondue.

Dans un second temps de cette analyse, nous proposons d'évaluer l'effet des différentes approches sur les évolutions de $J_{\max}$ en fonction du chargement. Les tendances générales obtenues sont données sur la Figure E-3a. On remarque que la courbe J-Moment de la structure soudée est comprise entre celle de la structure identique en zone fondue et celle en métal de base avec une solution la plus conservatrice pour un comportement total en zone fondue. Dans les mêmes réflexions lors de l'interprétation des courbes flèche-ouverture, plus le cordon de soudure est large (équivalent d'un modèle tri-matériau ou

multimatériau), plus la plasticité reste confinée dans la zone fondue et on se rapproche du comportement d'une structure homogène en zone fondue.

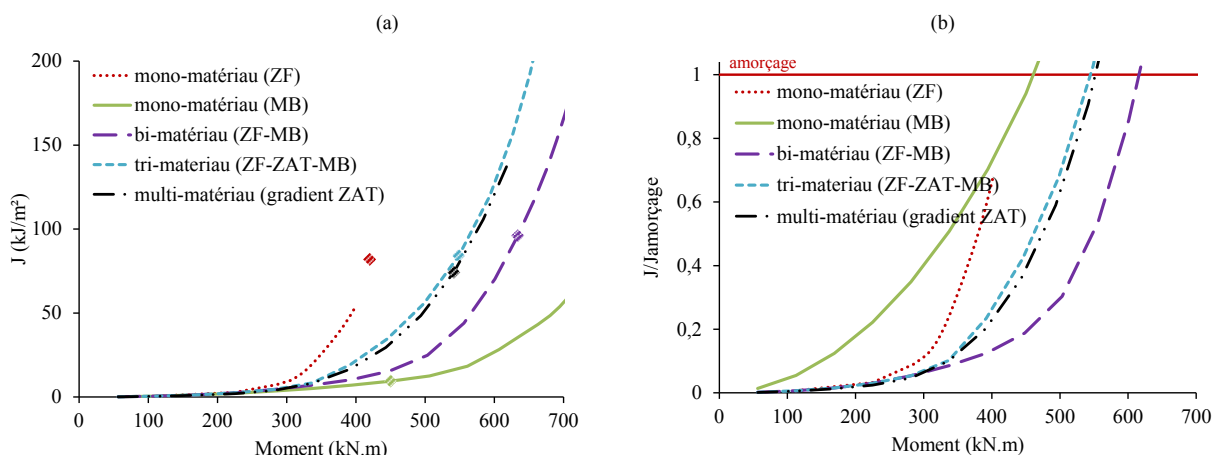


Figure E-3 : Evolution en fonction du moment de (a) $J_{\max}$ et de (b) $J/J_{\text{amorçage}}$

Dans le cas contraire (équivalent d'un modèle bi-matériau), le comportement sera dominé par le comportement du métal de base et on se rapproche d'une structure homogène en MB.

La courbe J en fonction du moment, bien qu'intéressante pour évaluer la conséquence des différents modèles, il est cependant pas évident d'interpréter les différentes réponses à l'amorçage en raison du fort mismatch de la soudure entraîné par un métal de base dure mais peu tenace et une zone fondue molle mais très tenace. La transférabilité de J étant validée sur les SENT, nous comparons alors les courbes de $J/J_{\text{amorçage}}$ en fonction du moment (Figure E-3b). De cette analyse il ressort les faits suivants :

- Le moment limite pour une structure en zone fondue est inférieur à celui en métal de base.
- Une approche bi-matériau n'est pas conservative d'où l'importance d'une approche multimatériau à minima tri matériau.

E.2. Conclusion

De cette analyse il a été démontré qu'une approche conventionnelle qui considère un matériau fictif homogène pour toute la structure est très conservative en comparaison avec une approche multimatériau prenant en compte tout le gradient de propriétés. A l'opposé, une approche conventionnelle plus détaillée qui considère une structure bi-matériaux (ZF et MB) n'est pas du tout conservative et ne devra pas être menée en aucun cas. Si en revanche nous souhaitons réduire le modèle à gradient dans le cas d'un défaut toujours postulé en zone fondue il paraît judicieux de prendre

en compte le comportement de la ZAT et de définir un modèle tri matériau qui aboutit à des solutions qui se rapprochent de celles du modèle à gradient.

Étude de la ténacité d'une soudure en undermatch : Application à la tenue mécanique de la jonction soudée FE en Al 6061-T6

Résumé :

Dans le cadre de la démonstration de l'intégrité des composants nucléaires les plus sensibles, une analyse de la présence d'un défaut potentiel de type fissure peut être requise par la sûreté nucléaire. Ceci est particulièrement le cas en présence de jonctions soudées. Pour assurer un conservatisme de cette analyse, la position du défaut postulé doit être la plus pénalisante possible. Les analyses réalisées pour des démonstrations similaires sur des structures en acier reposent sur une approche de type mono matériau utilisant le comportement du métal de base. Cette approche est la plus pénalisante dans le cas d'une soudure en overmatch mais doit être remise en cause dans le cas d'une soudure en undermatch. Dans ce cadre, cette thèse propose une méthodologie expérimentale et numérique permettant l'identification de la configuration la plus pénalisante vis-à-vis de la mécanique de la rupture d'une soudure en undermatch. L'application de cette méthode a été réalisée sur une soudure en faisceau d'électrons en Al6061-T6. Un gradient de propriétés mécaniques le long de la jonction soudée a été dans un premier temps identifié permettant la conduite d'une analyse fine basée sur une approche multimatériau. Dans un second temps, le comportement en ténacité de la jonction soudée a été étudié sur éprouvettes CT. La transférabilité du paramètre J à l'amorçage à une autre géométrie d'éprouvette a été démontrée ce qui constitue une base importante pour l'hypothèse de transférabilité vers des structures. Pour finir, une étude numérique sur un tube de grandes dimensions avec un défaut semi-elliptique a été développée en prenant en compte les contraintes résiduelles de soudage. Les résultats montrent que la zone affectée thermiquement à 13 mm du centre de la soudure considérée est la plus sensible en mécanique de la rupture, ceci remet par conséquent en question les méthodes traditionnelles menées dans des analyses à la rupture brutale qui consistent à considérer un défaut dans la zone fondue.

Mots clés : Al 6061-T6, ténacité, fissuration, multimatériau, Faisceau d'Électrons, undermatch, contraintes résiduelles

Abstract: For the demonstration of the integrity of the most sensitive nuclear components, conventional defects, as cracks for example, must be considered within the design step as required by the nuclear safety authority. This phase is particularly crucial for dimensioning of welded structures. To ensure a conservative prediction, the position of the initial crack within the welded joint must be the most detrimental in fracture behavior. Commonly used analyzes consider homogeneous structure with the behavior of the base metal of the welded joint, considered as the weakest metallurgical zone in the case of an overmatched weld. In contrast, similar analysis is not conservative in case of undermatched weld. The thesis contributes by the development of an experimental and numerical methodology allowing the identification of the detrimental metallurgical zone in fracture behavior of an undermatched welded joint. The methodology proposed is applied to an electron beam welded joint on Al 6061-T6. To reach this goal, the gradient of the mechanical behavior along the welded joint was first identified. This is particularly interesting to conduct an advanced analysis based on a multimaterial approach. In a second step, the fracture behavior of the welded joint was studied on CT specimen. The transferability of the J integral at initiation was approved on another geometry: this represents an important foundation for the transferability assumption to structure. Finally, a numerical analysis on full scale tube was developed. Residual welding stresses and structural effects were considered. The results demonstrate that the heat affected zone located at 13 mm from the middle of the welded joint is the most detrimental zone for fracture analysis. This contradicts the conventional methods conducted on fracture analysis which consider a conventional defect within the fusion zone.

Keywords: Al 6061-T6, toughness, cracking, multimaterial, Electron Beam, undermatch, residual stresses

