

N° d'ordre :

L'UNIVERSITE LILLE 1, SCIENCES ET TECHNOLOGIES

&

**POSGRADO INTERINSTITUCIONAL EN CIENCIA Y TECNOLOGIA
CIDESI, QUERETARO, MEXIQUE**

THESE

présentée pour obtenir le grade de

Docteur

Spécialité : Mécanique

Par

Jésus MARTINEZ FIGUEROA

**Ténacité dynamique comme indicateur de dommage en
fatigue**

Soutenance prévue le 18

18/12/2015 devant le jury :

Zitouni AZARI	Professeur à l'ENIM de Metz	Rapporteur
Ricardo AMBRIZ ROJAS	Professeur, Instituto Politécnico Nacional (IPN), CIITEC, Mexique	Rapporteur
Catherine FROUSTEY	HDR, Université de Bordeaux	Examineur
Méziane ABERKANE?	Professeur, Université Tizi-Ouzou	Examineur
Carlos RUBIO GONZALES	Professeur, CIDESI-CONACYT, Mexique	Co-directeur de thèse
Nouredine BENSEDDIQ	Professeur, Université de Lille1	Directeur de thèse

Table des Matières

INTRODUCTION	05
I.- SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE	08
I.1 Les barres d'Hopkinson comme méthode de mesure de la ténacité dynamique des matériaux	08
I.2 Influence de la fatigue sur la ténacité dans les matériaux métalliques	12
I.3 Sur les propriétés mécaniques de l'acier AISI304, notamment son comportement en fatigue et sa ténacité	16
II.- BASE THEORIQUE, MODELE MATHEMATIQUE DES BARRES D'HOPKINSON	23
II.1 Propagation unidirectionnelle d'ondes à travers une interface	23
II.2. Modèle théorique de la configuration Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB)	25
II.3 Modèle théorique de la configuration en flexion trois points (3PB)	27
II.4 Ténacité dynamique avec la configuration 3PB	29
III ANALYSE DES INTERFACES VIA LA MODELISATION ELEMENTS FINIS	30
III.1 Introduction	30
III.2 Configuration SHPB	30
III.2.1 Simulation initiale	31
III.2.2 Eprouvette seule : Vitesses d'interface comme données d'entrées	31
III.3 - Configuration 3PB	33
III.3.1 Modèle EF plan de la configuration 3PB	33
III.3.2 Résultats de la simulation au niveau de l'interface incidente "1"	35
III.3.3 Résultats de la simulation au niveau de l'interface transmettrice "2"	37
III.4 Discussion des résultats : conclusion préliminaire pour les modèles physico-mathématiques	40
IV.- METHODES PROPOSÉES DE TRAITEMENTS DE DONNES: REVENDICATION DE LA FORMULE 2.11	42
IV.1 Introduction	42
IV.2 Interface 1 vide: pulsation réfléchie et force résiduelle	43

IV.2.1 Configuration SHPB	43
IV.2.2 Configuration en flexion 3 points 3PB	44
IV.3 Proposition de traitement de données pour la configuration SHPB	46
IV.4 Proposition de traitement de données pour la configuration 3PB	48
IV.4.1 Modèle EF: flexion 3 points	48
IV.4.2 Proposition de traitement des données	51
IV.5 Conclusion du chapitre	53
V- DEMARCHE EXPERIMENTALE ET TRAITEMENT DE DONNÉES	54
V.1 Caractérisation préliminaire de l'acier AISI 304 soudé	54
V.1.1 Composition chimique et Microstructure	56
V.1.2 Essais de traction quasi-statiques. Matériau base	57
V.1.3 Essais de traction quasi-statique sur l'éprouvette soudée	57
V.2 Essais de fatigue de l'acier AISI 304 soudé	59
V.3 Matériau composite tissé carbone-époxy Da4518pw	65
V.4 Ténacité : essais quasi-statiques	66
V.4.1 Eprouvettes saines en acier AISI 304 soudé	66
V.4.2 Eprouvettes pré-fatiguées en AISI304 soudé	68
V.4.3 Eprouvettes en matériau composite tissé : le DA4518PW	69
V.5 Méthode de calcul du facteur d'intensité de contraintes pour les matériaux isotropes transverse	69
V.6 Validation des modèles d'éléments finis pour l'évaluation du FIC	72
V.6.1 Cas de l'acier AISI304 soudé	72
V.6.2 Cas du matériau composite tissé	76
V.7 Essais dynamique en flexion trois points par les barres d'Hopkinson	80
V.7.1 Traitement des essais sur l'acier AISI 304 soudé	81
V.7.2 Traitement des essais sur le matériau composite tissé	84
VI: ANALYSE ET DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX	87
VI.1 Sur la caractérisation préliminaire et la fatigue de l'acier AISI304	87
VI.2 Ténacité : essais quasi-statiques	87

VI.2.1 Cas de l'acier AISI 304 soudé	87
VI.2.2 Cas de l'acier AISI304 soudé, endommagé par fatigue	88
VI.2.3 Cas du matériau composite tissé	91
VI.3 Ténacité dynamique K_{ID} : essais Hopkinson en flexion 3 points	92
VI.3.1 Ténacité dynamique : cas de l'acier AISI304 soudé sain (sans endommagement)	92
VI.3.2 Ténacité dynamique : cas de l'acier AISI304 soudé pré-fatigué	94
VI.3.3 Ténacité dynamique du matériau composite tissé carbone-époxy	97
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	101
REFERENCES	105

INTRODUCTION

Dans la pratique d'ingénierie actuelle, assurer l'intégrité structurelle des composants des véhicules de transport aérienne, maritime et terrestre, ainsi que celle des éléments de machines et de structures est impératif. La caractérisation des propriétés dynamiques des matériaux d'ingénierie devient de plus en plus importante dans les évaluations nécessaires pour assurer cette intégrité. La détermination de l'endommagement des matériaux dû aux sollicitations en fatigue et leur résistance à la rupture avant ou après endommagement est également nécessaire pour assurer la sécurité de ces structures.

L'objectif général de ce travail de thèse est de contribuer aux méthodes expérimentales et d'analyse de la caractérisation dynamique des matériaux. Particulièrement la ténacité dynamique à la rupture en utilisant les barres d'Hopkinson en configuration de flexion 3 points.

Les objectifs spécifiques sont :

- Etudier en profondeur la capacité de cette démarche expérimentale pour donner des mesures précises de la ténacité dynamique des éprouvettes.
- Mesurer la ténacité dynamique de l'acier AISI304 soudé, sain et endommagé par fatigue.
- Valider l'utilisation du Facteur d'Intensité de Contraintes en tant que paramètre de ténacité à la rupture pour les éprouvettes entaillées.
- Appliquer les démarches suivies pour la mesure de la ténacité dynamique à la rupture d'un matériau composite tissé en carbone-époxy, en le considérant comme un matériau isotrope transverse.

La thèse est organisée en six chapitres dont le contenu général est décrit ci-dessous.

Une introduction générale présentant les objectifs du travail et l'organisation du manuscrit. Le premier chapitre est un résumé du travail de recherche bibliographique. Il est divisé en 3 parties donnant les antécédents de la thèse, à savoir:

1. Les barres d'Hopkinson comme méthode de la mesure de la ténacité dynamique des matériaux.

2. Influence de la fatigue sur la ténacité dans le cas des matériaux métalliques.
3. Comportement mécanique de l'acier AISI304, notamment en fatigue et en rupture.

La sélection des références présentées dans la synthèse bibliographique est orienté à mettre l'accent sur les particularités des matériaux utilisés dans ce travail, les tendances actuelles de la caractérisation des matériaux par rapport à la ténacité, particulièrement en régime dynamique et l'influence de la fatigue sur la ténacité de ces matériaux. L'accent est mis principalement sur l'acier AISI304 et ses joints soudés.

Le deuxième chapitre décrit avec détail la base théorique et le modèle mathématique du fonctionnement des barres d'Hopkinson. Tout d'abord la description générale des prorogations d'ondes à travers des milieux élastiques, pour passer ensuite à la particularité des configurations expérimentales: la configuration Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) et la configuration de flexion trois points (3PB).

Dans le chapitre 3, la méthode des éléments finis est utilisée pour analyser les interfaces des barres d'Hopkinson avec l'éprouvette, tout d'abord en configuration SHPB et ensuite pour la configuration 3PB. De cette façon, les équations présentées dans le chapitre 2 sont expliquées et clarifiées, et leur utilité est mise en évidence au niveau expérimental.

Le quatrième chapitre présente notre proposition concernant le traitement des données pour les barres d'Hopkinson à partir des équations qui permettent de calculer la force exercée par l'éprouvette à travers l'interface de contact. La proposition est donnée bien évidemment pour les deux configurations SHPB et 3PB.

Dans le chapitre 5 les résultats expérimentaux préliminaires et la caractérisation en fatigue de l'acier AISI304 et du joint soudé sont présentés. Dans le but d'une généralisation de cette méthode nous avons également présenté la caractérisation des propriétés mécaniques du matériau composite tissé le DA4518PW en Carbone Epoxy. Ce chapitre contient également la description et la classification des essais de ténacité statique et dynamique pour nos trois matériaux. Comme le matériau composite tissé est considéré isotrope transverse, une simplification des formules pour obtenir le FIC à partir des grandeurs facilement obtenues par les calculs éléments finis, à savoir les contraintes autour de la pointe de la fissure et le CTOD. A la fin du chapitre, nous présentons la façon dont les données (force et/ou vitesse) expérimentales sont introduites dans le programme de calcul EF.

Le chapitre 6 montre dans la première partie, un résumé des résultats de la ténacité des matériaux recherchés. Tout d'abord, la ténacité statique de l'acier AISI304, et son joint soudé.

L'effet de l'endommagement par fatigue sur le matériau est mis en évidence. La ténacité statique du matériau composite tissé est présentée aussi. Dans la deuxième partie du chapitre sont exposés les résultats des essais de ténacité dynamique effectués en utilisant les barres d'Hopkinson avec les techniques décrites dans le chapitre 5. Ces résultats sont analysés, comparés et discutés par rapport aux antécédentes théoriques et de simulation via MEF. Dans le cas de l'acier AISI304 soudé, les résultats obtenus en utilisant la force exercée par la barre incidente sont comparés avec ceux obtenues en utilisant la vitesse de l'interface entre la barre incidente et l'éprouvette. L'influence de l'endommagement par fatigue sur la ténacité est aussi mise en évidence et discutée. Quant aux essais des éprouvettes en matériau composite tissé, nous avons présenté et analysé les résultats obtenus par la Méthode des Eléments Finis incluant les éléments de contact. Les principaux résultats sont donnés en terme d'évolution du FIC à partir des évolutions de contraintes et du CTOD.

I.- SYNTHÈSE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1 Les barres d'Hopkinson comme méthode de mesure de la ténacité dynamique des matériaux

Les phénomènes dynamiques en mécanique sont étudiés depuis de nombreuses années. Leur description complète implique la résistance à la rupture en fonction de la vitesse de déformation des matériaux. C'est pour cela que des essais de ténacité à haute vitesse de sollicitation sont nécessaires.

Néanmoins, la ténacité dynamique à la rupture peut être représentée par plusieurs paramètres et mesurée avec plusieurs dispositifs expérimentaux. Dans cette section un état de l'art des méthodes de mesure de la ténacité dynamique par les barres d'Hopkinson est présenté.

Les bases théoriques et expérimentales des barres d'Hopkinson en tant que moyen de mesure de la ténacité dynamique ont été établies par Yokoyama [1]. La méthode se présente comme une alternative aux essais instrumentés de Charpy en argumentant qu'avec ces derniers, les forces inertielles et la propagation d'ondes mécaniques dans l'éprouvette ne sont pas entièrement comprises; il argumente aussi que les vitesses de chargement sont limités à des valeurs de moins de $K_I=10^5$ MPa $\sqrt{m/s}$ et même que les conditions de contraintes planes ne sont pas tout le temps accomplies.

La méthode basée sur les barres d'Hopkinson est hybride: elle consiste en une partie expérimentale et une partie de simulation numérique. Une éprouvette fissuré et/ou entaillée en configuration de flexion trois points est sollicitée par l'extrémité d'une barre longue, dont l'autre extrémité est impactée par un projectile (barre courte impulsé par air comprimé). A l'aide de la théorie de propagation d'ondes et la mesure de déformation via les jauges de déformation de cette barre et dans l'éprouvette, on obtient l'histoire de chargement et le temps de rupture de l'éprouvette. Ensuite, ces données sont mises dans un modèle éléments finis, avec lequel on obtient l'évolution du FIC à partir de l'évolution pendant l'impact du déplacement nodale près de la pointe de la fissure. La valeur du FIC au moment de la rupture préalablement déterminé est considérée comme la Ténacité Dynamique. Le moment exact de la rupture est déterminé par le premier pic du signal de la jauge de déformation collée proche de la pointe de la fissure de l'éprouvette.

Une vue général des barres d'Hopkinson comme procédé de mesure de la ténacité dynamique est documenté par Jiang et Vecchio dans une revue de l'ASME [2]. Il présente un résumé du

développent historique de la technique. Plusieurs organisations comme la ASTM ont déjà des programmes spécialisés dans le comportement dynamique et dans la rupture dynamique des matériaux. Cependant, les travaux relatifs aux barres d'Hopkinson pour cette mesure sont toujours limités aussi bien en nombre qu'en impact sur la communauté scientifique. Les travaux sur ce sujet ne sont encore ni complet ni systématique, c'est pour cela que cette révision de l'ASME a eu lieu.

Tout d'abord, la barre d'Hopkinson est montrée comme une technique qui permet de solliciter des éprouvettes à des vitesses de chargement d'environ 10^6 MPa $\sqrt{m/s}$. cela la place entre le chargement dynamique avec des essais Charpy (10^4 , 10^5 MPa $\sqrt{m/s}$) et le chargement type onde de choc ($>10^8$ MPa $\sqrt{m/s}$). Leur révision aborde avec certains détails les configurations des barres d'Hopkinson depuis les premières expériences réalisées par Kolski et Costin en 1977 jusqu'à ces dernières années où les méthodes de résolutions des problèmes inverses sont développés pour remonter aux propriétés mécaniques issues de ces essais.

La configuration générale des barres peut être divisée en deux catégories, selon le type d'impulsion générée: de traction ou de compression. Pour le deuxième, il y a plusieurs façons de présenter l'éprouvette de manière qu'elle soit sollicitée en mode I. Par exemple, des éprouvettes typiques « Wedge Load Compact Tension » ont été utilisées par Klepaczko [35]. La configuration de rupture en un point fait partie des configurations en compression, où l'éprouvette est chargée et éventuellement rompue par la force inertielle. Il n'y a pas besoin d'appuis: pour ces essais il est impératif que la barre incidente reste en contact permanent avec l'éprouvette, sinon les hypothèses utilisées de propagation d'ondes ne sont plus valables. Il a été montré que l'histoire de chargement pour cette configuration est fortement lié aux fréquences naturelles de l'échantillon, qui dépendent de sa longueur. Différentes longueurs donnerons alors différentes évolutions de FIC à la pointe de la fissure. Aussi, pour des matériaux très ductiles, la force inertielle pourrait ne pas être suffisante pour casser l'éprouvette. La solution du problème de perte de contact entre l'éprouvette et les barres est le fruit du travail remarquable de Mines et Ruiz [36], où l'échantillon est soumis à de la Flexion Trois points par un support double fixe. Quand la barre incidente et le projectile ont la même longueur (1 mètre) des avantages sont observés: l'éprouvette est chargée durant environ 350 microsecondes et casse avant le retour de l'impulsion. Elle ne rebond pas et la théorie de propagation d'ondes unidimensionnelles reste valable pendant toute la durée de l'essai. Le chargement transmis ainsi que la déflexion de l'éprouvette peuvent alors être bien déterminés par les jauges de déformation. Les sources de non-linéarité sont éliminées. Il y a également des configurations de deux barres pour les essais de flexion trois et quatre points. Par

exemple, Tanaka et Kagatsume [37] ont adapté un tube comme barre d'appui pour mesurer la ténacité dynamique d'éprouvettes de Charpy standardisées, en fonction de la température, sur le comportement de l'acier. Ils ont calculé l'énergie absorbée par l'éprouvette pendant l'essai; mais aucun résultat sur de ténacité dynamique n'a été publié.

Pour la configuration à trois barres pour les essais de flexion trois points, la révision ASME remarque trois aspects importants: Perte de contact entre l'éprouvette et les barres ; manque de coïncidence entre le temps d'initiation de la fissure et le temps où le FIC est maximal; ainsi qu'une différence entre le FIC obtenu via les calculs Eléments Finis et celui obtenu analytiquement par des équations en quasi-statique.

Parmi les études récentes sur la flexion 3 points des barres d'Hopkinson, Xu et Li [3] présentent une contribution pour la validation de la méthode en utilisant un modèle Eléments Finis tenant compte la plasticité du matériau et la dépendance de la ténacité avec la vitesse de chargement. En utilisant le modèle de Johnson-Cook, le comportement d'un joint de soudure Gas Tungsten arc welding (GTAW) d'un acier dit 0Cr18Ni10Ti est recherché. Ils trouvent que la ténacité dynamique du joint soudé est de $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ avec une vitesse de chargement qui augmente de $2.7 \cdot 10^6$ à $3.5 \cdot 10^6 \text{ Mpa}\sqrt{\text{m/s}}$. Un point intéressant est le fait de comparer l'évolution de la déformation près de la pointe de fissure, via les jauges de déformation avec les calculs EF. L'instant de propagation de fissure est considéré comme étant le point de divergence entre le signal mesuré et l'évolution donné par le modèle numérique. Xu et Li utilisent la soudure d'un acier inoxydable juste pour présenter ses comparaisons expérimentale/modélisation. Des descriptions plus approfondies du comportement du matériau soudé utilisé ne sont pas présentées.

Le travail de Weisbrod et Rittel [4] aborde les problèmes liés aux limitations de dimensions des éprouvettes et l'évaluation de l'instant de propagation de fissure. Pour ce dernier point, ils utilisent des jauges de détection de fissure et des jauges de déformation: quand les jauges de déformation sont utilisées, la propagation de fissure se manifeste par une chute de déformation ou par une déviation graduelle de linéarité de cet gradeur. La comparaison entre le temps donné par les jauges de fissurations et celui des jauges de déformations près de la pointe de la fissure indique un écart de moins de 3 microsecondes. Il n'y aurait donc pas une divergence considérable entre les deux méthodes de détection. Sous l'hypothèse de linéarité, la mesure du FIC a été validée par une solution analytique proposé par Kishimoto et al [5]. Ils utilisent aussi une méthode numérique permettant d'obtenir une propriété vibratoire $\hat{v}(t)$ opérée en convolution avec la force déterminée expérimentalement. Cette vitesse donne

l'évolution du déplacement d'un point sélectionné proche de la pointe de la fissure, et donc l'évolution du FIC. Dans ce travail l'éprouvette utilisée a une géométrie dite Charpy courte, réalisée en un alliage de Tungstène.

La configuration de support double et fixe est utilisée par Rubio et Fernández-Saez [6]. Ils ont conclu que pour mesurer la ténacité dynamique, l'ouverture de la fissure (Crack Mouth Opening Displacement, CMOD) peut être une alternative pour suivre l'évolution du FIC. L'évolution expérimental du CMOD est mesuré par un système de photographie à haute fréquence. Les comparaisons des résultats obtenus avec les simulations numériques par Eléments Finis ne sont pas très concluantes vis-à-vis du Facteur d'intensité de Contraintes.

Ensuite, Loya et Fernandez-Saez [7] ont étudié numériquement l'influence de l'épaisseur des éprouvettes pendant les essais de ténacité dynamique. Ils ont utilisé un critère de contrainte critique local pour définir la valeur de FIC établie comme ténacité dynamique. La différence du CMOD expérimental par rapport à celui prédit par les simulations numériques est expliquée par la propagation de la fissure pendant les essais et qui n'est pas pris en compte par le modèle. Par contre le critère de contrainte critique locale proposé est en bonne accord avec les résultats expérimentaux.

Récemment, Foster et Chen [8] ont présenté une configuration de flexion quatre points pour mesurer la ténacité dynamique de l'acier à haute résistance 4340. Leur travail réalise une critique de la façon d'établir le moment de fissuration et de la méthode des barres d'Hopkinson pour mesurer la ténacité des matériaux. En effet, ils disent qu'à haute vitesse de chargement, le FIC peut être vu comme trois propriétés indépendantes : ténacité d'initiation, de propagation et d'arrêt. D'après eux, plusieurs travaux de la littérature négligent deux conditions importantes pour la validité des équations quasi-statiques : l'équilibre dynamique des contraintes dans la totalité de l'éprouvette et la vitesse constante de chargement en pointe de fissure. Ils critiquent aussi la nécessité des modèles Eléments Finis pour arriver à la valeur de la ténacité, car la précision de propriété obtenue dépendra de celle du modèle utilisé. Ce qui nécessitera dans chaque cas de bien vérifier le maillage, les lois de comportement, les conditions aux limites, etc. Ils proposent de n'utiliser les EF que pour bien définir les temps d'arrivée et de départ des impulsions de contraintes aux endroits clés de l'éprouvette testée. Pour Foster et Chen, la mesure la plus importante pendant ces essais est le temps de fissuration qui n'est pas encore abordée avec l'attention suffisant dans la littérature. Ils présentent les résultats de ténacité dynamique d'un matériau quelconque (non précisé) et remarquent qu'elle augmente avec la vitesse de chargement, en mettant beaucoup d'attention sur la validité de ses méthodes de mesure en dynamique.

Un autre travail récent, présenté par Gálvez et al [9] montre une autre façon de mesurer la ténacité dynamique, en utilisant les barres d'Hopkinson en configuration simple de compression, en mettant une éprouvette de flexion trois point au lieu de l'éprouvette cylindrique courte. Les vitesses d'interface entre les barres et l'éprouvette sont calculées à partir des signaux des jauges de déformation collées sur les barres, et introduites dans les calculs EF pour obtenir le FIC. Gálvez remarque l'importance d'un aspect fondamental de cette méthode: l'instant de propagation de fissure. Pour Yokoyama [1], le moment de propagation de fissure est indiqué par la chute du signal de déformation de la jauge collée sur l'échantillon; cependant ce critère est encore objet de débat et la position de la jauge de déformation n'est pas bien établie. La distance entre la jauge et le point d'impact de l'éprouvette devrait être prise en compte. Galvez estime que cet instant n'est pas bien détecté par des capteurs de fissuration collés sur l'éprouvette, et propose d'utiliser plutôt l'instant de vitesse maximale de l'interface avec la barre de transmission. Il démontre que cet indicateur est plus précis pour la détermination de l'instant de propagation.

A partir de cet état de l'art on peut s'apercevoir que la technique des barres d'Hopkinson pour la mesure de la ténacité dynamique a été largement utilisé par les chercheurs. En général, on remarque que les travaux dédiés à ce sujet s'adressent chacun à des problèmes particuliers, qui ne sont pas nécessairement abordés par les autres auteurs. Les deux aspects les plus importantes de cette méthode sont : premièrement, l'évolution du FIC dans les éprouvettes déterminée nécessairement par un calcul d'Eléments Finis capable de suivre l'évolution des déformations avec précision. Deuxièmement, l'instant de fissuration, auquel la valeur du FIC considérée comme étant la ténacité dynamique proposé initialement par Yokohama, ne fait pas l'unanimité parmi les chercheurs.

I.2 Influence de la fatigue sur la ténacité dans les matériaux métalliques

Le travail réalisé par Rubio et Gallardo [10] sur deux matériaux (un alliage d'aluminium 6061-T6 et un acier AISI 4041-T) a visé à examiner si l'endommagement par fatigue aurait une influence sur leur ténacité statique et/ou dynamique. La ténacité dynamique a été mesurée avec les barres d'Hopkinson en flexion 3 points. Ils ont caractérisé les matériaux en fatigue et appliqué le critère de Miner pour préparer des éprouvettes à 3 niveaux d'endommagement 25, 50 et 75%. La ténacité statique de l'alliage d'aluminium semble être très sensible à l'endommagement par fatigue, mais la ténacité dynamique reste stable. L'acier montre en contrepartie, un comportement inverse. La ténacité quasi-statique reste insensible à l'endommagement par fatigue mais la ténacité dynamique baisse avec le cumul de dommage. Ceci est montré dans la figure 1.1.

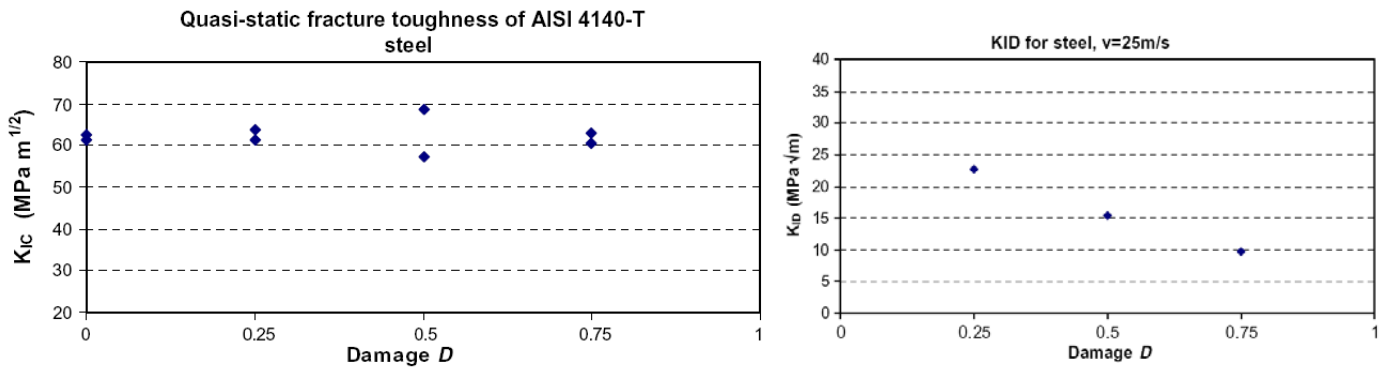


Figure 1.1 Ténacité quasi-statique et dynamique de l'acier AISI 4041-T par [10]

Le travail de Cadenas Herrera et al [11] sur l'alliage d'aluminium AA6082-T6 montre qu'il y a une diminution de 18 à 36% du paramètre Crack Opening Displacement (COD) en tant que mesure de ténacité linéaire. Le paramètre non-linéaire $J_{0.2}$ est réduit quant à lui de 11 à 25% pour des niveaux de contraintes maximales en fatigue de 200 à 270 MPa respectivement. Cadenas a utilisé des éprouvettes endommagées par fatigue, ensuite, entaillées et chargées en traction quasi-statique. L'endommagement par fatigue est calculé en suivant la loi de Miner. Les courbes charge-déplacement des éprouvettes qui ont subies un chargement en fatigue montrent que l'allongement à rupture diminue avec l'augmentation d'endommagement, et une tendance à la baisse pour le COD et $J_{0.2}$. Les auteurs soulignent le passage de la rupture ductile pour le matériau non-endommagé à la rupture ductile-fragile pour le matériau endommagé.

Le travail de Duyi et Zhenlin [12] se concentrent sur l'endommagement par fatigue et son effet sur la ténacité statique de deux aciers particuliers. Ils proposent d'associer la ténacité statique à l'aire sous la courbe contrainte-déformation d'un essai de traction simple. Ce dernier est considéré comme un indicateur de dommage par fatigue. Sa variation peut être directement associée à la dissipation irréversible de l'énergie de déformation pendant le chargement cyclique. Ils ont proposé une expression reliant la ténacité aux paramètres de fatigue classique de la forme Coffin-Manson. Des essais rapportés par ces chercheurs pour deux types d'aciers montrent un bon accord avec le modèle proposé et les résultats expérimentaux.

Froustey et Lataillade [13] ont étudié le comportement dynamique de deux alliages d'aluminium endommagés par fatigue: 2027A-T3 et 5454-O. Ils ont soumis les matériaux aux chargements en fatigue entre 5.10^4 et 1.10^6 cycles. En utilisant un système de chargement dynamique similaire à une barre d'Hopkinson avec une roue inertielle qui permet de contrôler et garder constante la vitesse de déformation des éprouvettes. Pour les essais rapportés ici, une vitesse constante de 300 s^{-1} a été établie. La sensibilité des matériaux à l'endommagement par fatigue peut être bien remarquée sur les diagrammes de force temps- de la figure 1.2.

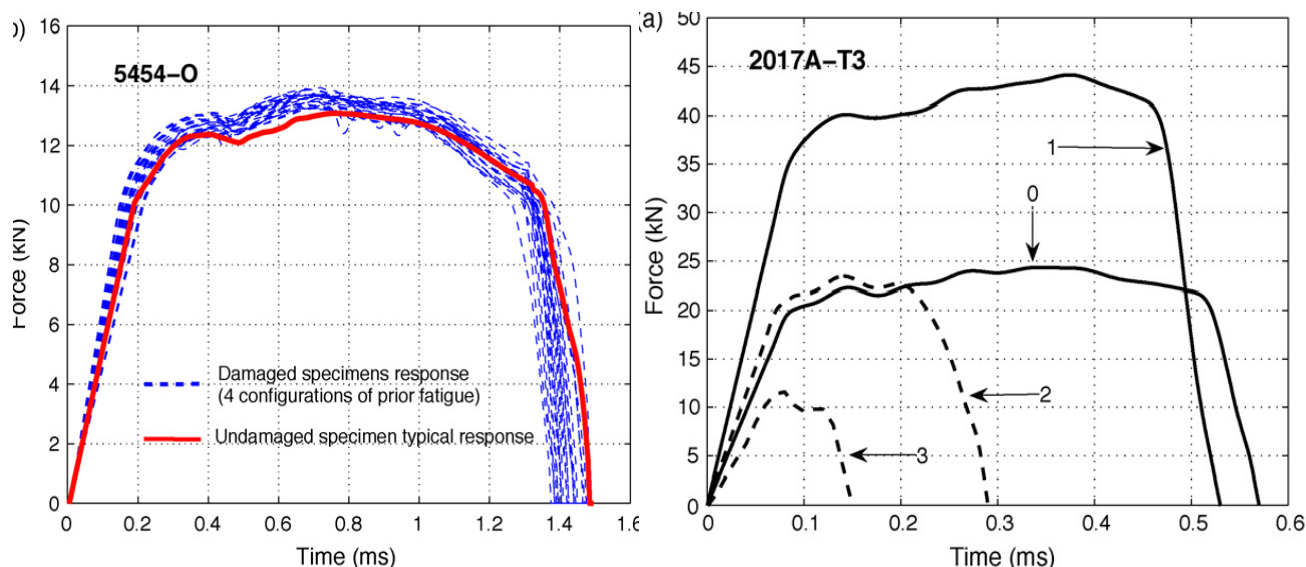


Figure 1.2 : Réponse dynamique des alliages étudiés par [13].

Ils rapportent une énergie de rupture directement proportionnelle à l'aire sous la courbe force-temps de la figure 1.2. L'alliage 5454-O est pratiquement insensible à la fatigue. Par contre le comportement dynamique de l'alliage d'aluminium 2017A-T3 est fortement dépendant de cette endommagement par fatigue. Les paramètres principalement influencés sont la limite élastique, la résistance, l'allongement ainsi que l'énergie à rupture.

Talukdar et al [14] ont étudié un acier de type AISI 1040. La fatigue induite avant les essais de ténacité dynamique a été introduite en traction avec un rapport de charge de 0.1 et une fréquence de 10 Hz. Les essais de ténacité dynamique ont été réalisés avec le mouton de Charpy sur des éprouvettes entaillées. Les auteurs présentent aussi les expressions analytiques utilisées pour le calcul de la ténacité dynamique à la rupture et la ténacité à l'impact (impact toughness). Une légère réduction de la ténacité est remarquée et les résultats obtenus par ces auteurs sont montrés dans la figure 1.3.

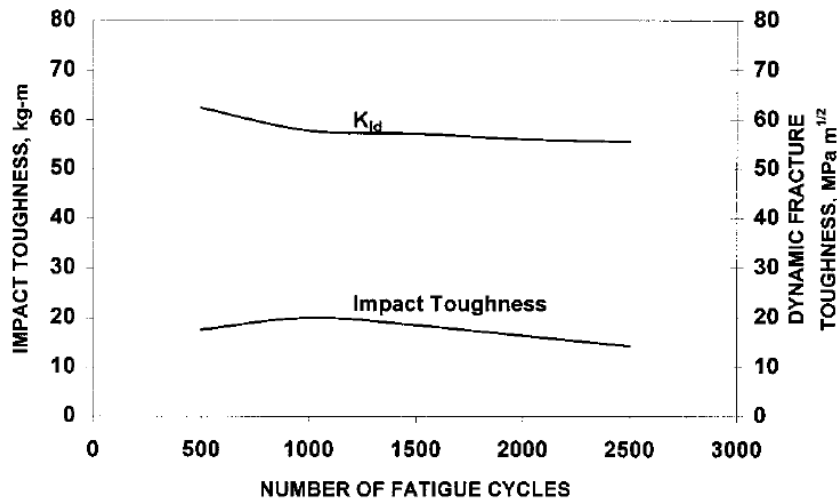


Figure 1.3: Variation des paramètres de ténacité de l'acier AISI 1040 d'après [14]

L'effet sur la ténacité statique et dynamique d'une pré-déformation appliquée aux aciers ductiles a été étudié par Qiu et Enoki [15]. Même s'il ne s'agit pas d'endommagement par fatigue, il est intéressant de voir que la déformation plastique possède une influence sur la ténacité dynamique des aciers étudiés. La pré-déformation appliquée est égale à 10% de la déformation plastique par traction. Les essais d'impact ont été réalisés avec la technique de Charpy à une vitesse de 4.9 m/s. Les résultats pour 3 aciers montrent que cette pré-déformation tend à diminuer légèrement la ténacité dynamique.

Avec l'échantillon des travaux présentés dans cette section, on remarque qu'il existe une grande variété d'approches pour mesurer la ténacité à la rupture tant en régime statique, que dynamique. Dans le cas des études d'interaction fatigue/ténacité dynamique Le mouton de Charpy est le moyen le plus utilisé pour la mesure de cette ténacité. Les barres d'Hopkinson dans la configuration de flexion trois points sont utilisées à notre connaissance uniquement par Rubio et Gallardo [10].

Il est possible aussi de remarquer que l'influence de l'endommagement par fatigue sur ces propriétés est constatée clairement dans certains cas, pas facilement mise en évidence dans d'autres et même parfois, cette influence n'est pas présente du tout. La ténacité à la rupture comme indicateur de dommage en fatigue semble être dépendante de plusieurs caractéristiques particulières pour chaque matériau et reste un sujet très ouvert.

I.3 Sur les propriétés mécaniques de l'acier AISI304, notamment son comportement en fatigue et sa ténacité

Les aciers inoxydables sont des alliages de fer et de carbone, auxquels on ajoute essentiellement du chrome, qui au-delà de 12 à 13 % en solution dans la matrice, produit la résistance souhaitée à l'oxydation. Dans la pratique, on constate déjà une inoxydabilité au-delà de 10% de chrome en solution. D'autres éléments peuvent être ajoutés, notamment le nickel qui améliore les propriétés mécaniques en général et la ductilité en particulier, et d'autres éléments comme le molybdène ou le titane qui améliore la stabilité de l'alliage pour des températures autres que l'ambiante. L'alliage 304 est un acier inoxydable austénitique d'usage général, avec une structure cubique à faces centrées. Il est essentiellement non magnétique sous condition de recuit, et ne peut être durci que par un travail à froid. D'après la bibliographie, l'acier AISI 304 doit tenir un pourcentage d'environ 18% de chrome en solution, le tableau 2.1 présente les pourcentages rapportés dans la littérature.

Auteur	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Nakahimma Akitab	0,06	0,26	1,73	0,034	0,025	8,01	18,64
Hayashi, Enomoto	0,05	0,58	0,95	0,3	0,004	9,01	18,22
Ye,Xu, Xiau	0,015	0,53	1,64	0,03	0,0048	8,16	18,27
Tsay, Young	0,043	0,46	1,03	0,036	0,005	8,38	18,03
Fredj, Sidhom	0,05	0,41	1,14	-	-	9,05	18,04
Dutta, Sivaprasad	0,03	0,54	1,8	0,028	0,014	9,5	18,55
Baek, Kim	0,096	0,82	1,54	0,04	0,011	9,56	16,05
Topic, Tait	0,021	0,846	-	0,015	0,09	8,15	18,65

Tableau 1.1: Composition chimique rapportée dans la bibliographie.

Nakajima et Hakitab [16] ont étudié l'effet de la pré-déformation sur le comportement en fatigue. Ils rapportent que l'AISI304 est l'exemple typique des aciers inoxydables austénitiques connus par son durcissement par déformation. La dureté de l'acier augmente de façon significative si l'on applique une pré-déformation. Quant à la résistance en fatigue, ils concluent qu'une augmentation est due à la formation de martensite par le durcissement est observée.

Hayashi et Enomoto [17] concluent aussi que la résistance à la fatigue du matériau est améliorée par déformation plastique, car l'austénite se transforme en phase martensitique après déformation. Ces auteurs montrent la sensibilité du comportement en fatigue au traitement superficiel et une mesure intéressante de contraintes résiduelles dans les surfaces des éprouvettes testées: Les éprouvettes polies au papier #240 "emery paper polished"

montrent des contraintes résiduelles positives (traction) au niveau sub-surface, mais les éprouvettes grenillées (shot-peened) présentent toujours des contraintes résiduelles négatives (en compression).

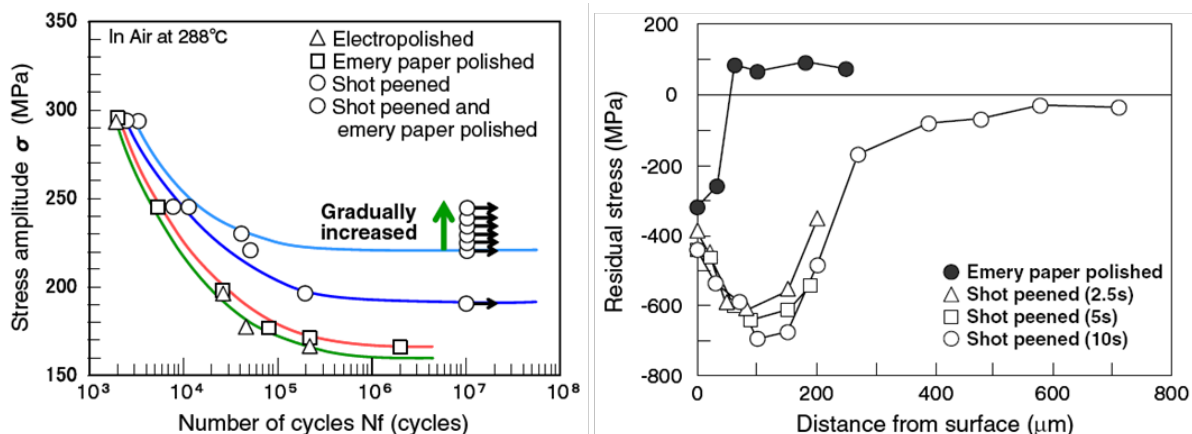


Figure 1.4: Duré de vie et contraintes résiduelles en surface des éprouvettes, par [17]

L'influence de ce traitement de surface sur la résistance en fatigue est montrée dans la figure 1.4. En général, l'effet du « shot peening » est une augmentation de la durée de vie du matériau pour le même niveau de contrainte. Ye et Xu [18] ont étudié les propriétés mécaniques statiques de l'acier AISI 304 affectées par la fatigue olygo-cyclique. La cause la plus importante de cette affectation est, encore une fois, la transformation austénite/martensite. Les paramètres étudiés sont ceux la résistance à la rupture, la rigidité et la ductilité. La figure 1.5 présente l'évolution des paramètres de résistance (σ_y et σ_{ult}) pour des amplitudes de déformation de 1 et 0.6% respectivement. La transformation martensitique dans ce type d'aciers métastables mène à un durcissement par déformation plastique très important. Ils rapportent aussi une corrélation directe entre la transformation martensitique et le durcissement des aciers série 300, et montrent les mesures de dureté Vickers pour les phases austénitique et martensitique du matériau, en rappelant que cette propriété renvoie la résistance à la déformation plastique. La phase martensitique a moins de capacité de durcissement que la phase austénitique.

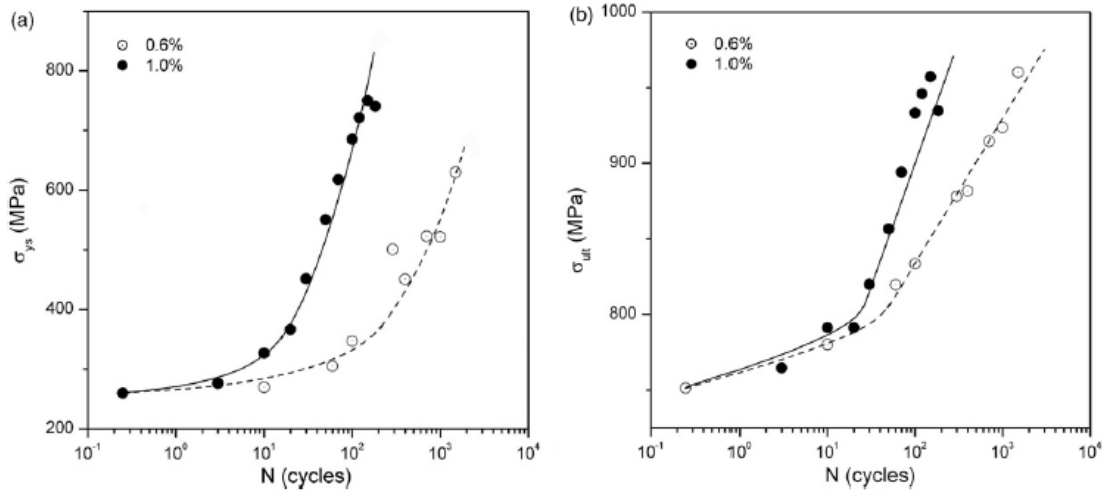


Figure 1.5: Evolution de paramètres de résistance du matériau avec la fatigue olygo-cyclique,[18]

Pour cet acier, la déformation induite par fatigue olygo-cyclique augmente les paramètres de résistance, tandis que les paramètres de ductilité et l'indice de durcissement diminuent. Une transition de comportement ductile à fragile et aussi remarqué et décrite par les auteurs. La diminution progressive du module d'élasticité E , est expliquée par le désordre et la dislocation induite par la déformation cyclique et la formation de défauts ponctuels tels que les pores, les microfissures, etc.

Fredj [19] rapporte une influence positive du refroidissement cryogénique pendant l'usinage sur la tenue en fatigue de cet acier. Ceci est expliqué par un meilleur état superficiel ainsi que des contraintes résiduelles plus basses, suite à l'usinage avec des fluides cryogéniques (azote liquide). Des mesures de micro dureté ont été rapportées aussi. Fredj prend la micro dureté comme mesure d'endurcissement par déformation (Work hardening). Il est intéressant de remarquer que la dureté superficielle peut arriver à HV400 et descendre jusqu'à environ HV175 à 100 μm de profondeur.

Quant à la résistance en fatigue, la performance du matériau refroidi au fluide cryogénique augment à partir de $1e5$ cycles par rapport au refroidissement typique. Fredj suggère que l'endurcissement par déformation est plus élevé par le refroidissement cryogénique contribue à la diminution de la durée de vie en fatigue.

Nikitin [20] remarque l'influence de la fréquence sur le comportement en fatigue de cet acier. Il rapporte une microstructure complètement austénitique avec une taille de grain de 70 μm environ. Les essais de fatigue sont menés avec un rapport de charge $R=-1$ et des fréquences allant de 0.05 à 10 Hz. La température des essais est la température ambiante. Sa remarque la

plus importante est le phénomène d'échauffement des éprouvettes qui mène à ce qu'il appelle la fatigue aniso-thermique ainsi que la réponse très différente des éprouvettes non traitées et laminées (deep rolled). Le comportement est très sensible à la température induite. Un système de refroidissement pour garder la température constante à 25°C pendant les essais a été mis en place pour avoir une valeur de référence. Les résultats des quatre combinaisons possibles sont montrés dans la figure 1.6.

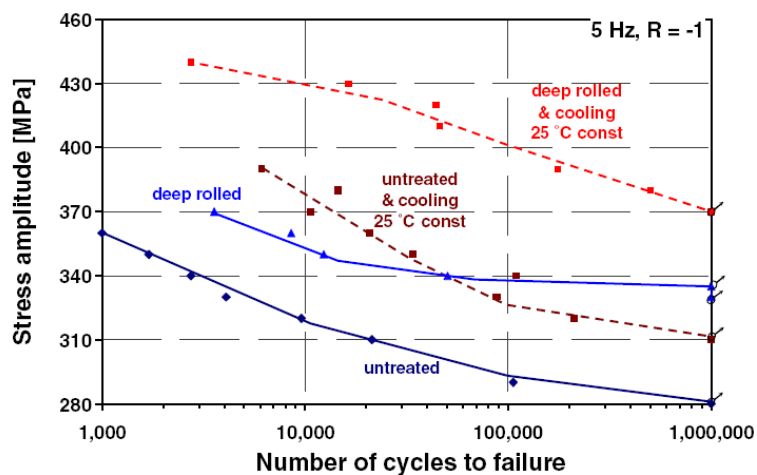


Figure 1.6 : Courbe SN de l'AISI 304 d'après [20]

L'explication de cette différence de comportement vient aussi de la fraction martensitique dans le matériau. En effet, puisque la température du matériau monte jusqu'à 100°C la transformation martensitique est bloquée et la déformation plastique favorisée par l'activation thermique mène à des résistances en fatigue plus basses. L'étude de Nikitin met en évidence la dépendance du comportement en fatigue de ce matériau à plusieurs facteurs, comme la température, l'état de surface et la fréquence de sollicitation.

Le comportement de l'acier AISI304 en charges dynamiques a été étudié récemment par Rodriguez-Martinez et al. [21]. Dans ce travail, il s'agit de lames d'acier, percées par des projectiles à vitesses d'impact entre 2.5 et 85 m/s. Les essais sont réalisés par en utilisant une tour de chutes (drop weight tower). Ils ont remarqué une bonne capacité du matériau à absorber l'énergie pendant les impacts et les perforations en comparaison avec un autre acier TRIP1000. Les échantillons de l'acier AISI 304 montrent une déflexion permanente plus grande que le TRIP1000, et la déformation plastique, après l'impact plus étendue sur la surface des échantillons AISI304. Les travaux antérieurs avaient montré que le TRIP1000 n'a pas eu de transformation de martensite pendant les essais, tandis que l'AISI304 en présente des traces dans les zones directement affectées par les perforations des échantillons. Il est conclu que la bonne ductilité et la capacité de durcissement par déformation sont à l'origine

de la bonne capacité de l'acier AISI304 à absorber de l'énergie d'impact, et que ces caractéristiques sont améliorées par la transformation martensitique, qui retarde l'apparition de zones fortement plastifiées.

Par rapport au comportement des soudures de l'acier AISI304, la littérature est assez pauvre. En général, les recherches publiées portent principalement sur les différents procédés de soudage de ce type de matériau. L'accent est mis sur les variations de paramètres de la technique de soudure utilisée et l'influence de ces paramètres sur les propriétés statiques typiques des matériaux. Néanmoins, quelques remarques intéressantes sont présentées ci-dessous.

Tsai et Young [22] ont étudié le comportement en fissuration de l'AISI304 comme matériau de base soudé par une technique laser au CO₂. Ils indiquent que la transformation de l'austénite en martensite a été remarquée en pointe de fissure pendant les essais et correspondant à la diminution de la ductilité. La transformation martensitique par déformation est responsable d'une augmentation de l'intensité de contrainte, seuil dû à des contraintes résiduelles de compression en pointe de fissure. La présence de contraintes résiduelles a une influence très importante sur l'amorçage et la propagation de fissure. Les mesures de microdureté rapportées sont de HV 197+5 pour les zones de fusion et la ZAT, un peu plus hautes que celles du matériau de base HV 181+5.

Les travaux de Roy et Sivaprasad [23] sur l'acier AISI304LN et sa soudure au Gas Tungsten Arc Welding GTAW montre une comparaison du comportement de résistance à la rupture entre le matériau de base et la zone soudée. La résistance à la rupture est mesurée en régime statique (monotone) et en fatigue à faible nombre de cycles. Le paramètre utilisé pour mesurer la résistance à la rupture monotone est l'intégrale J de Rice. Le paramètre J en traction monotone est obtenu selon la norme ASTM correspondant. Ils observent que la résistance de la soudure est environ 50% plus basse que celle du matériau de base. Pour l'évaluation de J sous chargement cyclique, les auteurs font une extrapolation du critère standard en utilisant l'aire sous la partie positive de la courbe charge-CMOD. Même s'il s'agit d'une valeur de J particulière, la résistance en régime cyclique peut diminuer de 20% par rapport la résistance dans le cas d'un chargement monotone, tant pour le matériau de base que pour la soudure. Ce phénomène est attribué au changement de forme de la pointe de fissure par plastification pendant le chargement cyclique.

La caractérisation des propriétés mécaniques des jointes soudés de l'acier AISI304 réalisée par Sahin [24,25] est intéressante du point de vue des propriétés de fatigue et à l'impact. Les éprouvettes soudées par friction montrent des durées de vie très similaires à celles des éprouvettes du matériau de base, avec une contrainte moyenne de 300 MPa et des amplitudes de contrainte entre 150 et 250 MPa. Les essais d'impact par Charpy présentent une résistance plus élevée pour les éprouvettes soudées, 400 J/cm^2 par rapport à 181 J/cm^2 du matériau de base. Dans cet article aucune explication n'est donnée à ce phénomène. Ces études ont montré que la soudabilité par friction du matériau n'est pas affectée si les pièces sont déformées plastiquement par forgeage. Les propriétés de dureté Vickers sont pratiquement identiques pour le matériau de base, la ZAT ou le métal fondu.

En conclusion de cette synthèse bibliographique, les points les plus importants à retenir vis à vis de notre travail de thèse sont les suivants :

Les barres de Hopkinson sont une technique de mesure des propriétés mécaniques des matériaux en régime dynamique qui a été développée depuis plusieurs années. Cette technique a vu plusieurs évolutions, et actuellement il est possible de l'utiliser pour mesurer la ténacité dynamique des matériaux, particulièrement en configuration de flexion trois points "3PB". Les aspects techniques les plus importants de cette méthodologie sont l'évolution du FIC pendant les essais et la définition de l'instant de rupture (ou de propagation).

La bibliographie contient une grande variété de travaux traitant l'influence des sollicitations mécaniques sur cette propriété. Néanmoins, le concept de ténacité en soi est très varié à travers les différents travaux présentés. L'influence de l'endommagement par fatigue mécanique sur les propriétés mécaniques n'est pas démontrée de manière systématique. En effet, pour certains alliages une diminution peut être facilement observée, mais pour d'autres, la diminution constatée est très faible voir de l'ordre de la dispersion des résultats. Il est très difficile de donner une tendance générale due à la grande variété de paramètres et des techniques rapportés sur ce sujet.

Finalement, pour le cas particulier de l'acier inoxydable AISI304 et ses joints soudés, la recherche bibliographique rapporte que ce matériau est susceptible à l'endurcissement par déformation plastique. Ce durcissement est lié à la transformation de martensite induite par cette déformation. Les propriétés mécaniques de la soudure et du matériau de base sont en général très similaires. Son comportement en fatigue est très sensible aux paramètres expérimentaux ainsi qu'à l'état de surface des éprouvettes testées. Quant aux propriétés

dynamiques, il n'en existe pas beaucoup de travaux de recherche, particulièrement sur la ténacité dynamique mesurée avec les barres d'Hopkinson, aussi bien pour le matériau de base que pour les joints soudés.

II.- BASE THEORIQUE, MODELE MATHEMATIQUE DES BARRES D'HOPKINSON

II.1.- Propagation unidirectionnelle d'ondes à travers une interface

Les tests mécaniques utilisant les barres d'Hopkinson sont basés sur la théorie simplifiée de propagation d'ondes dans un milieu unidimensionnel. Le modèle mathématique est relativement simple. Tout d'abord, il est utile ici de présenter l'impédance mécanique d'un milieu élastique unidirectionnel, en fonction de la vitesse de propagation d'ondes dans ce milieu :

$$C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (2.1)$$

L'impédance mécanique est définie comme le produit de la vitesse de propagation d'onde et la densité du milieu, ρ .

$$Imp = C_0 \rho = \sqrt{E\rho} \quad (2.2)$$

Dans les barres l'impulsion élastique se propage à une vitesse C_0 . Toutes les particules se déplacent à une vitesse de particule V_p (différente de C_0) et sont idéalement soumises à une contrainte de traction. Les expressions de contrainte et de déformation sont données dans les équations (2.3) et (2.4):

$$\sigma = Imp * V_p \quad (2.3)$$

$$\varepsilon = \frac{V_p}{C_0} \quad (2.4)$$

Il est important de remarquer que la contrainte est directement proportionnelle à la vitesse de la particule. Quand à la déformation, elle est inversement proportionnelle à la vitesse de propagation de l'onde.

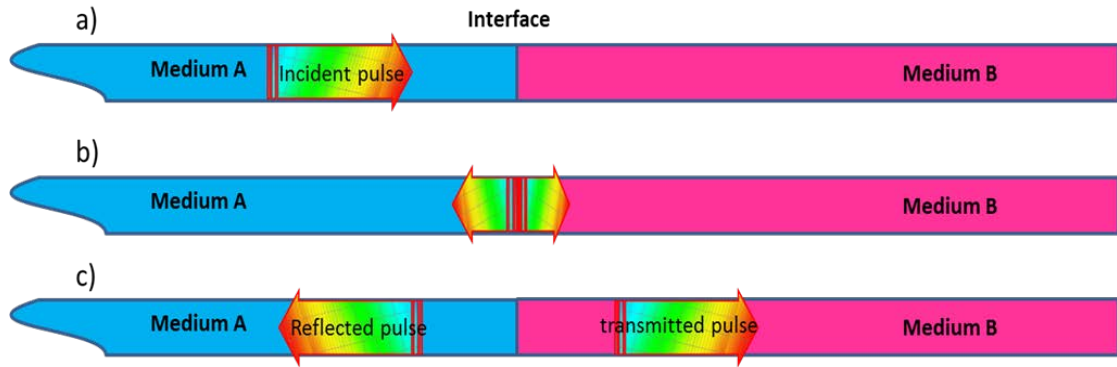


Figure 2.1 L'impulsion à travers une interface dans un milieu élastique unidirectionnel

En considérant le système unidirectionnel (figure 2.1) constitué de deux milieux A et B avec des impédances différentes, quand une impulsion arrive à l'interface des deux, elle se sépare en deux impulsions : l'une transmise, et l'autre réfléchie. Deux hypothèses fondamentales sont émises pour tous les travaux présentés dans cette thèse :

L'équilibre des contraintes:

$$\sigma_i + \sigma_r = \sigma_t \quad (2.5)$$

et la continuité de l'interface (pas d'écart entre les surfaces de contact ni superposition de la matière) :

$$V_i + V_r = V_t \quad (2.6)$$

Il est possible de vérifier à partir des analyses classiques [26] que si on connaît la contrainte ou la vitesse de particule (ou la déformation associée) de l'impulsion incidente, l'impulsion transmise et l'impulsion réfléchie peuvent être définies, car elles dépendent seulement du rapport d'impédance des deux milieux considérés :

$$\sigma_t = \left(\frac{2ImpB}{ImpA+ImpB} \right) \sigma_i, \quad (2.7)$$

$$\sigma_r = \left(\frac{ImpB-ImpA}{ImpA+ImpB} \right) \sigma_i \quad (2.8)$$

En prenant par exemple, les impédances typiques de l'acier et de l'aluminium comme matériaux A et B respectivement, on a :

$$impA = \sqrt{8000 * 190e9} = 38.9871e6, \quad ImpB = \sqrt{2700 * 67e9} = 13.449e6.$$

Une impulsion incidente à -292.4 MPa, sa vitesse de particule associée de 7.5 m/s arrivant à l'interface (figure 2.1) se séparera en une impulsion réfléchie et une impulsion transmise. Les

contraintes et les vitesses correspondantes en accord avec l'équation 2.7 sont données ci-dessous:

$$\sigma_r = 142.4 \text{ MPa}$$

$$\sigma_t = -150 \text{ MPa}$$

$$V_r = 3.653 \text{ m/s}$$

$$V_i = 11.152 \text{ m/s}$$

Il est intéressant de remarquer que la vitesse d'interface possède l'information complète des deux impulsions créées au passage de l'impulsion incidente. La vitesse de l'impulsion transmise sera cette vitesse d'interface, et la vitesse réfléchie est la différence entre celle-ci et la vitesse de l'impulsion incidente c.à.d. $11.152 - 7.5 = 3.65 \text{ m/s}$. Il faut remarquer aussi que les grandeurs de contrainte et de déformation associées à chaque impulsion peuvent être facilement calculées à partir des vitesses des particules par les équations 2.3 et 2.4.

Si dans la figure 2.1 l'impulsion incidente rencontre un milieu B très rigide ($ImpB$ tendant vers l'infini) il est facilement démontrable avec l'équation 2.7 que la contrainte dans ce milieu B sera deux fois plus grande que la contrainte incidente $\sigma_t = 2\sigma_i$. Et de façon similaire, si le milieu B est vide ($ImpB$ égal à zéro), la contrainte transmise est évidemment égale à zéro.

Du côté de la vitesse de particule V_p , il est facile de remarquer qu'un milieu B infiniment rigide gardera la vitesse d'interface égale à zéro, ceci est en accord avec les équations 2.3 et 2.6, V_i et V_r auront la même grandeur mais de leurs signes sont opposés. Par contre, quand une impulsion rencontre un milieu B vide, les vitesses V_i et V_r auront la même grandeur et le même signe, donc la vitesse de l'interface sera tout simplement égale à $2V_i$.

Le modèle décrit ci-dessus constitue la base sur laquelle les dispositifs des barres d'Hopkinson sont analysés et utilisés expérimentalement dans la littérature. Le travail présenté dans cette thèse repose sur ces mêmes principes de base.

II.2.- Modèle théorique de la configuration Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB)

Considérons une configuration à 3 barres et deux interfaces. Le matériau de la barre placée au milieu est différent de celui des deux autres. Les barres extrêmes possèdent quant à elles le même matériau (figure 2.2). Dans le cas général l'impulsion incidente arrive à l'interface 1 et

plusieurs impulsions sont créées et confinées entre les interfaces 1 et 2. La somme de leurs amplitudes tend vers celle de l'impulsion incidente. A partir de l'interface 2, des impulsions transmises sont aussi créées, et la somme de ses amplitudes tend également vers celle de l'impulsion incidente d'origine. Autrement dit, le système laisse passer l'impulsion incidente d'origine par morceaux, à travers la barre du milieu et à travers l'extrémité de l'interface 2. Un nombre hypothétiquement infini d'impulsions passe alors à travers la barre du milieu, dont la somme des amplitudes est égale à celle de l'impulsion incidente atteignant l'interface 1.



Figure 2.2. Impulsion entre deux interfaces, dans un milieu élastique unidirectionnel

La configuration SHPB (figure 2.3) est similaire au système qui vient d'être décrit. La seule différence est que les interfaces 1 et 2 sont très proches l'une de l'autre, et l'impulsion incidente est suffisamment longue pour que le système puisse être approximé à la propagation d'une seule impulsion, à travers une seule interface. La barre du milieu représente l'éprouvette à tester. Elle est suffisamment courte pour ne créer qu'une perturbation légère au passage de l'impulsion incidente. Les extrémités sont les barres incidente et transmettrice, instrumentées par des jauges de déformation, comme montré dans la figure 2.3. La littérature classique sur les barres en configuration SHPB établit que l'évolution des vitesses au niveau des interfaces 1 et 2 peut être obtenue à partir des lectures des jauges de déformations, collées sur les barres.

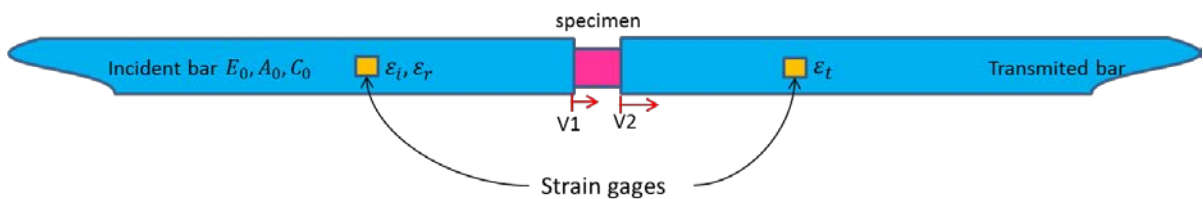


Figure 2.3. Barres d'Hopkinson en configuration SHPB

Lorsque l'impulsion incidente atteint l'interface 1, une impulsion réfléchie est en cours de création. La vitesse V_1 de l'interface 1 peut alors être exprimée par l'équation (2.9):

$$V_1 = C_0(\epsilon_i - \epsilon_r) \quad (2.9)$$

De façon similaire, l'effet sur la barre transmettrice est pris en compte en utilisant la vitesse de l'interface 2:

$$V_2 = C_0(\varepsilon_t) \quad (2.10)$$

Les efforts exercés sur les extrémités de l'éprouvette peuvent être obtenus en utilisant les équations traditionnelles de l'élasticité linéaire :

$$P_1 = E_0 A_0 (\varepsilon_i + \varepsilon_r) \quad (2.11)$$

$$P_2 = E_0 A_0 (\varepsilon_t) \quad (2.12)$$

La similitude entre les équations 2.9 et 2.11 et aussi entre les équations 2.10 et 2.12 est remarquable : la vitesse de l'interface 1 est directement proportionnelle à la somme des impulsions incidente et réfléchie, tandis que la force exercée est proportionnelle à leur différence. Pour l'interface 2, la vitesse comme la force exercée sont directement proportionnelles à l'amplitude de l'impulsion transmise. Les équations typiques simplifiées et présentées par Meyers [26] sont basées sur l'hypothèse de l'équilibre dynamique, ce qui veut dire que $P_1=P_2$ et aussi, que $\varepsilon_i+\varepsilon_r=\varepsilon_t$. Ainsi on a alors :

$$\sigma(t) = \frac{E_0 A_0}{A} \varepsilon_t \quad (2.13)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{2C_0}{L} \varepsilon_r \quad (2.14)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_r dt \quad (2.15)$$

Où L est la longueur de l'éprouvette et A l'aire de sa section transversale. Il faut remarquer que les équations 2.9 à 2.12 n'impliquent pas forcément l'équilibre. Il est intéressant de remarquer ici que cet équilibre est assumé expérimentalement si l'éprouvette est suffisamment courte, et sa section transversale comparable à celle des barres d'Hopkinson. Ceci permettra de supposer que les forces aux interfaces soient égales.

II.3 Modèle théorique de la configuration en flexion trois points (3-Point-Bending, 3PB)

Cette configuration consiste en la substitution de l'éprouvette courte par une éprouvette plate fissurée, et la barre transmettrice par deux barres parallèles en contact avec l'échantillon (figure 2.4). Quand l'impulsion incidente arrive à l'interface 1, l'éprouvette subit une flexion en régime dynamique. Le milieu unidirectionnel après l'interface 1 n'existe plus, donc il n'est

pas possible de décrire une impulsion transmise unique. Il semble intuitivement évident, que l'impulsion générée est bifurquée à travers l'éprouvette vers les deux barres transmettrices.

A partir des lectures des jauges de déformation de la barre incidente, deux approches peuvent être établies pour l'analyse des barres d'Hopkinson: L'approche basée sur le calcul de la vitesse du point de contact de la barre incidente avec l'éprouvette (éq. 2.9), ou l'approche permettant de calculer la force transmise à l'éprouvette (éq. 2.11). Jusqu'à présent, pour déterminer la ténacité dynamique avec les barres d'Hopkinson en configuration 3PB, les chercheurs ont opté pour l'approche de force. Cette force est ensuite introduite comme donnée d'entrée dans un calcul EF, qui permettra la détermination du facteur d'intensité de contrainte dynamique « ou ténacité dynamique ».

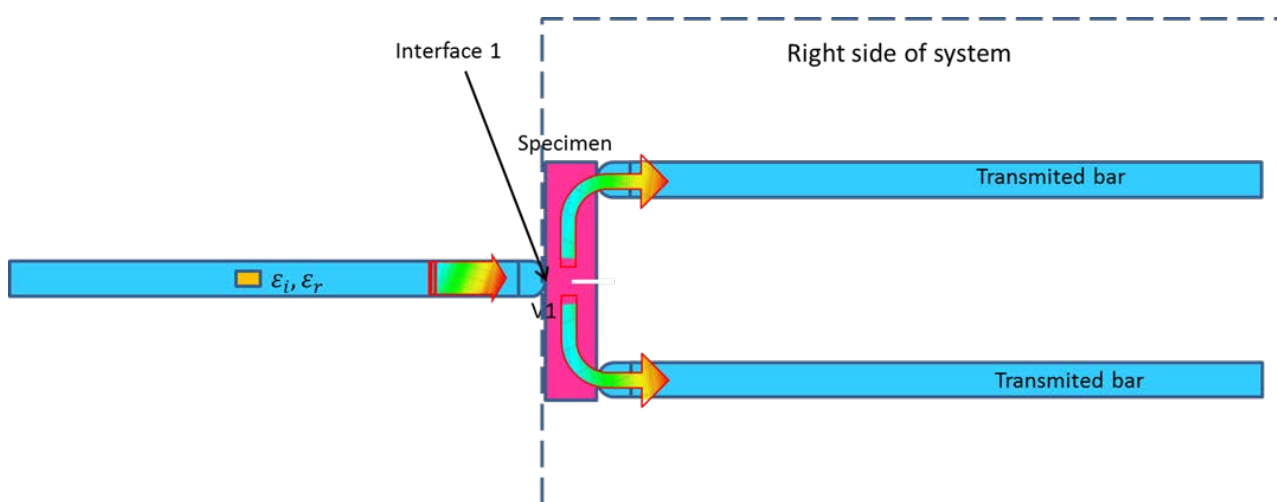


Figure 2.4. Barres d'Hopkinson en configuration 3PB

L'équation 2.11 n'est qu'une forme modifiée de l'équation 2.5. Elle permet la prédiction de la charge transmise à travers une interface d'un milieu A à un milieu B. Ces équations sont valables dans le cas où aucune autre perturbation n'existe.

Dans la configuration de flexion 3 points (3PB), Yokoyama [1] propose l'utilisation des équations 2.11 et 2.12 pour déterminer l'évolution des forces agissant sur l'éprouvette, pendant le passage de l'onde incidente vers les barres transmettrices. Ceci est nécessaire pour le calcul de la ténacité dynamique du matériau.

II.4.- Ténacité dynamique avec la configuration 3PB

La méthodologie pour déterminer la ténacité dynamique par le dispositif des barres d'Hopkinson en flexion 3 points a été proposée donc par Yokoyama [1]. Cette propriété des matériaux est considérée comme la valeur critique du facteur d'intensité de contraintes (FIC) au moment où la fissure se propage. Cette propagation est annoncée par la chute brutale du signal de la jauge de déformation convenablement collée et positionnée sur l'éprouvette.

Pour obtenir cette propriété, un modèle Élément Fini de l'éprouvette plate susmentionnée est nécessaire. Le modèle est alimenté avec les forces agissant sur l'éprouvette par les barres incidente et transmettrices. Ces forces sont obtenues à partir des lectures des jauges de déformations collées sur les barres en utilisant les équations 2.11 et 2.12. Il est intéressant de remarquer que l'équation 2.12 est utilisée comme dans la configuration SHPB, à la seule différence qu'au niveau de l'interface 2 l'impulsion transmise est répartie entre les deux barres. Cette considération sera discutée de manière plus approfondie au chapitre III.

Les 3 barres ainsi que l'éprouvette sont modélisées dans un logiciel EF. Une fois les résultats du calcul en dynamique sont obtenus, nous procédons à un post-traitement spécifique pour calculer le FIC en fonction du temps. La ténacité dynamique correspond alors au FIC coïncidant avec l'instant de rupture. Comme précisé auparavant, cet instant est déduit à partir de la chute du signal des jauges de déformation collées sur l'éprouvette.

III ANALYSE DES INTERFACES VIA LA MODELISATION

ELEMENTS FINIS

III.1 Introduction

Dans ce chapitre nous allons présenter notre démarche personnelle de la modélisation EF des barres d'Hopkinson en configuration SHPB et 3PB. Une première analyse sera menée pour vérifier la validité des équations analytiques décrites dans le chapitre précédent. Les modèles EF sont assez simples mais suffisamment représentatifs des dispositifs expérimentaux que nous avons utilisé. Cette partie est très importante, car elle représente la motivation principale de notre contribution dans le traitement de données des essais sur les barres d'Hopkinson. Cette contribution sera décrite dans le chapitre IV.

III.2 Configuration SHPB

Les barres d'Hopkinson en configuration SHPB sont généralement utilisées pour l'obtention des courbes contrainte-déformation en régime dynamique. Expérimentalement, les signaux issus des impulsions incidentes et réfléchiées ϵ_t et ϵ_r sont traités par les équations 2.9 à 2.15. De cette manière, l'évolution de la contrainte et de la déformation dans l'éprouvette ainsi que la vitesse de déformation (strain rate $\dot{\epsilon}$) sont obtenues et la courbe dynamique σ - ϵ de l'éprouvette testée est construite.

Un modèle Eléments Finis a été réalisé pour vérifier la cohérence et la précision du modèle avec les équations analytiques 2.9 à 2.12. Notre analyse concerne principalement les vitesses et les forces agissant aux interfaces. La figure 3.1 montre le modèle EF d'une éprouvette en acier type ($E=196.65$ GPa, $\nu=.29$, $\rho=8000$ Kg/m³) placée entre les barres incidente et transmettrice ($E=190$ GPa, $\nu=.29$, $\rho=8000$ Kg/m³). Des éléments simples unidirectionnels (link, Ansys®) ont été utilisés afin de simplifier au maximum le modèle. Le diamètre des barres est de 19.05 mm et celui de l'éprouvette de 4.72 mm. Les constantes réelles étant les aires des sections transversales ont été déclarées en accord avec ces dimensions.

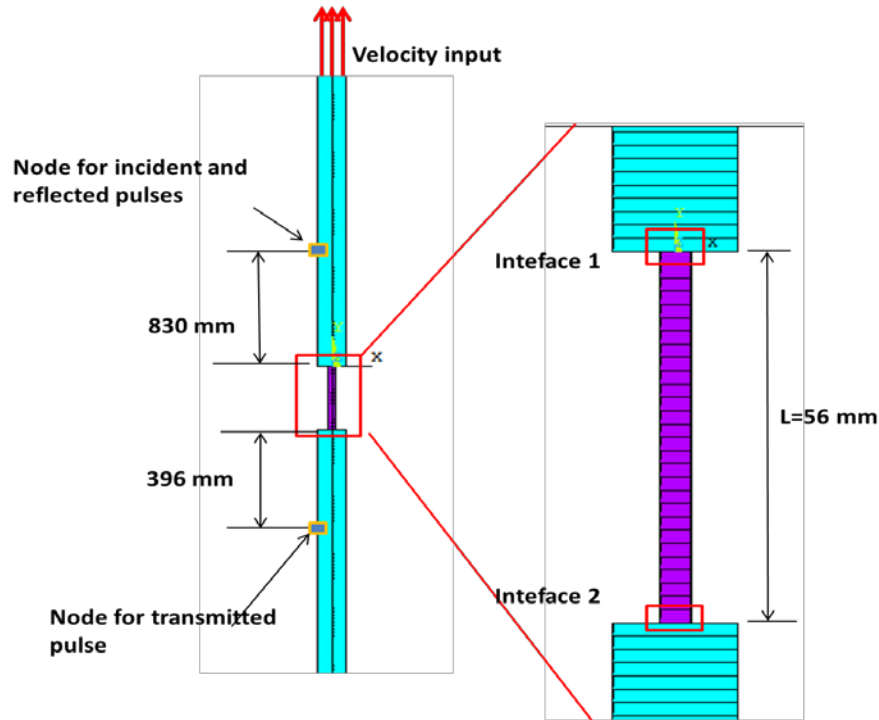


Figure 3.1. MEF simple unidirectionnel de la configuration SHPB

III.2.1 Simulation initiale

Une impulsion triangulaire d'une durée de 50 microsecondes et une valeur pique de 10 m/s (positive, vers le haut) a été appliquée à l'extrémité libre de la barre incidente. La durée totale de simulation étant de 800 microsecondes.

Les vitesses d'interfaces ont été obtenues directement avec le MEF et comparées aux valeurs issues des équations 2.9 et 2.10. Les impulsions incidente, réfléchie et transmise utilisées pour la comparaison correspondent aux nœuds indiqués sur la figure 3.1. La figure 3.2 montre la comparaison analytique/numérique des vitesses nodales des deux interfaces. Nous remarquons un accord presque parfait entre les deux résultats.

III.2.2 Epreuve seule : Vitesses d'interface comme données d'entrées

Les vitesses d'interface sont appliquées directement à l'éprouvette sans la présence des barres. Les forces de réaction aux interfaces peuvent être obtenues depuis le post-processeur du MEF. Ces forces sont comparées aux forces prédites théoriquement par les équations 2.11 et 2.12. Les résultats sont montrés dans la figure 3.3. On y remarque que l'équation 2.11 (interface incidente) ne parvient pas à reproduire fidèlement la force induite par l'application de la

vitesse V_I à l'éprouvette. L'équation 2.12 (interface transmettrice) par contre, arrive à recréer suffisamment bien la force exercée par la barre transmettrice à l'interface 2.

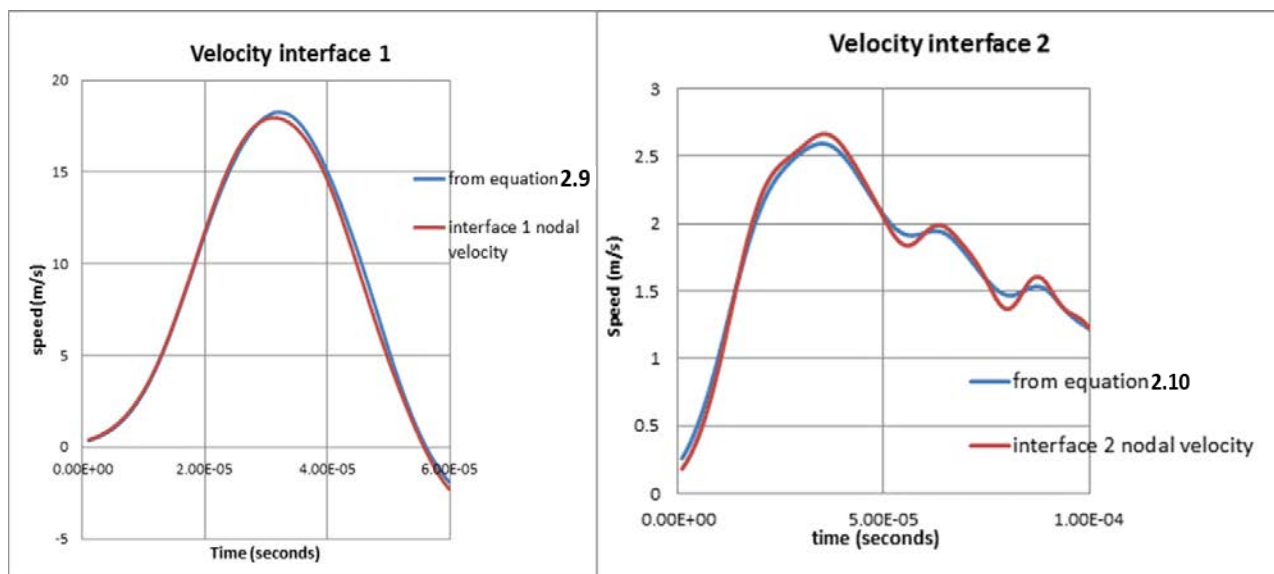


Figure 3.2 Vitesses nodales et calculées d'après les équations 2.9 et 2.10

On observe également que la direction de la force obtenue à l'interface 2 est négative. Ceci est dû à l'équilibre de l'éprouvette mentionnée à la fin de la section II.2, en cohérence avec l'hypothèse que ces forces d'interface sont égales et de sens opposées. Si en plus l'éprouvette est suffisamment courte, et l'impulsion incidente est rectangulaire, la contrainte subie pendant le passage de l'onde peut être alors obtenue facilement avec l'équation 2.13.

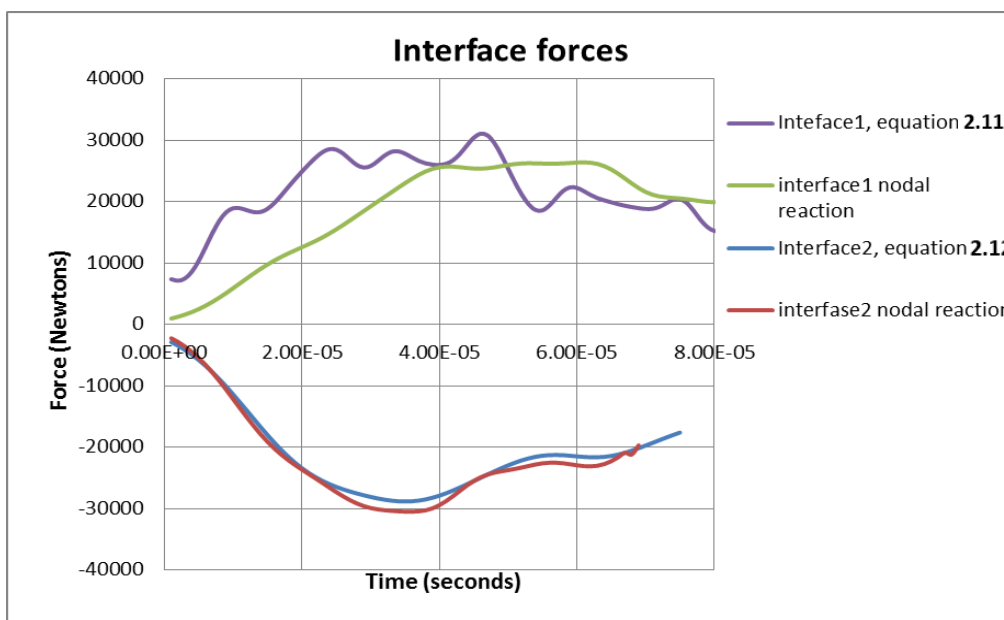


Figure 3.3. Forces nodales d'interfaces comparées aux résultats des équations. 2.11 et 2.12.

III.3 Configuration 3PB

Dans les différents travaux présentés dans la littérature, la configuration 3PB est toujours traitée comme une variante de la configuration SHPB. La différence principale étant que l'éprouvette devient un élément de bifurcation qui divise l'onde transmise en deux. L'interface 2 est représentée alors par deux surfaces de contact entre l'éprouvette et les barres transmettrices. Expérimentalement, la configuration classique SHPB en compression consiste en une éprouvette courte placée entre les deux barres, par la nature des essais, le contact permanent avec les barres incidente et transmettrice est garanti tout le long de l'essai. Dans le cas de la traction, l'éprouvette est fixée mécaniquement aux barres (avec des épingle, ou par vissage axial aux extrémités des barres). En configuration 3PB l'éprouvette est simplement mise en contact avec les trois barres au début des tests. Les analyses des barres d'Hopkinson se basent sur l'hypothèse que l'éprouvette reste en contact permanent avec les barres, et que les surfaces en contact possèdent les mêmes déplacements et les même vitesses. Pour la configuration 3PB la perte de contact aux interfaces est très probable. Ce problème de perte de contact sera traité plus tard dans ce document.

III.3.1 Modèle EF plan de la configuration 3PB

Afin d'analyser le comportement de la configuration en flexion 3 points, ainsi que la validité des équations analytiques, un Modèle EF complet de la configuration 3PB a été réalisé en utilisant le logiciel ANSYS® (figure 3.4). Ce modèle est constitué d'une géométrie symétrique avec l'hypothèse de contraintes planes. L'épaisseur des barres est de 14,96 mm de sorte que la section transversale soit équivalente à celle des barres réelles cylindriques de diamètre 19 mm. Cette équivalence a été validée avec un Modèle EF d'une barre cylindrique avec des éléments 3D. De la même manière l'épaisseur de l'éprouvette a été calculée et modélisée avec une épaisseur de 6 mm. Aussi bien l'éprouvette que les barres ont été considérées comme étant élastiques linéaires. Les propriétés mécaniques des barres sont : $E=190$ GPa et $\rho=8000$ Kg/m³. Ceux de l'éprouvette sont : $E=67$ GPa et $\rho=2700$ Kg/m³).

Pour assurer la continuité et la permanence de contact aux niveaux des interfaces entre l'éprouvette et les barres, deux couplages dans la direction X ont été imposés entre les nœuds coïncidents aux interfaces comme montré dans la figure 3.4. Il faut remarquer que le couplage implique une union permanente tout le long du calcul pour éviter tout rebondissement entre les pièces en contact. Ceci n'est pas forcément exact expérimentalement, mais nécessaire pour la validation des équations analytiques dont le concept a été basé sur cette hypothèse. Une

modélisation plus fidèle à la réalité de l'essai serait l'utilisation des techniques de contacts unilatéraux implémentées dans tous les logiciels EF. Une modélisation plus réaliste sera présentée dans les chapitres IV et V, avec une nouvelle méthode de traitement de données.

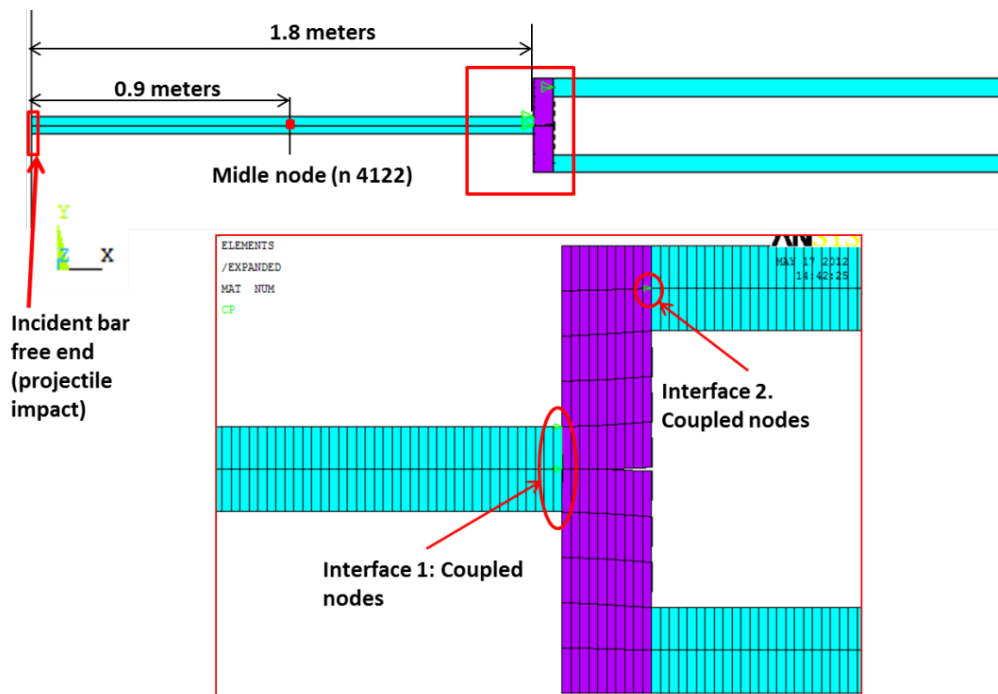


Figure 3.4. FEM simple plane de la configuration 3PB

La modélisation de l'impact du projectile de 156 millimètres de longueur frappant la barre incident à 15 m/s a été simulée en appliquant une vitesse de 7.5 m/s aux nœuds de l'extrémité de la barre. La durée de l'impact est de 64 microsecondes afin de générer une longueur d'impulsion de 312 mm (c.-à-d. 2 fois la longueur du projectile). Cette simulation d'impact est réalisée en accord avec l'approche typique de Meyers [26]. Le calcul a été exécuté avec 100 pas de charge et 10 itérations pour chacune d'elles, ce qui nous permet de couvrir une durée de calcul de 1000 microsecondes à la résolution de 1 microseconde par itération.

III.3.2 Résultats de la simulation au niveau de l'interface incidente "1"

Les résultats de la simulation (figure 3.5) montrent que la vitesse de l'extrémité "la pointe" de la barre incidente, pendant le passage de l'onde à travers l'interface 1, peut être obtenue avec précision, à partir des impulsions incidente et réfléchie en utilisant l'équation 2.6. Il est important de remarquer que cette vitesse de l'extrémité de la barre est la même que celle du nœud de l'éprouvette couplé à la barre. Cette vitesse pourrait alors être prise comme donnée d'entre pour la modélisation de l'éprouvette et des barres transmettrices, car elle est l'effet de la barre incident sur le côté droit du système, comme cela a été montré dans la figure 2.4.

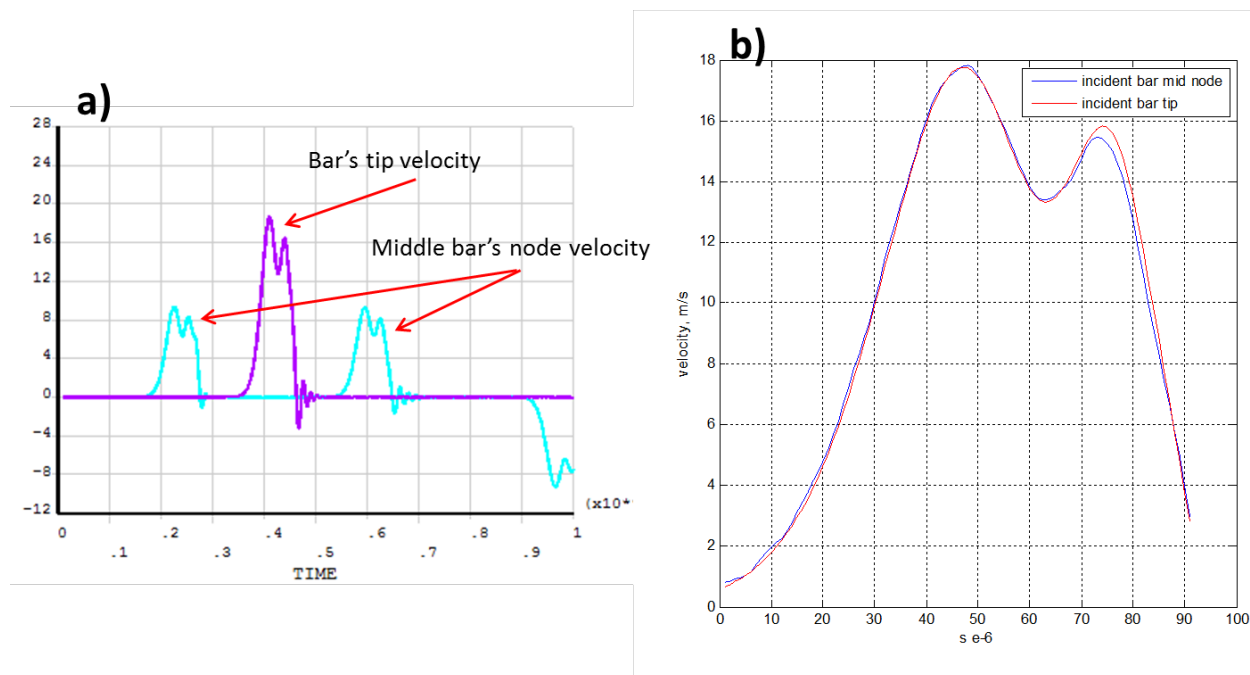


Figure 3.5. a) Vitesses des nœuds du milieu et de l'extrémité de la barre incidente. b) Somme des impulsions incidente et réfléchie du nœud du milieu comparée avec la vitesse de l'interface 1 à l'extrémité de la barre.

On pourra substituer les vitesses par les déformations (équation 2.9) pour calculer la vitesse V_1 de l'interface 1. Ceci est possible, car ces deux grandeurs vitesse et déformation sont directement liées par la vitesse de l'onde élastique C_0 . Avec cette homologation entre les équations 2.6 et 2.9, la vitesse de l'interface 1 coïncide avec l'impulsion transmise ($V_I = V_T$).

La force appliquée par la barre incidente à l'interface 1, traditionnellement calculée avec l'équation 2.11 a été déduite à partir des résultats EF en utilisant l'histoire des déformations du nœud milieu de la barre. La vitesse de l'interface 1 obtenue et présentée dans la figure (3.5b) a été appliquée ensuite à un modèle EF sans la présence de la barre incidente, dans le but

d'étudier la validité de l'équation 2.11. La comparaison de la force de réaction déterminée par le post-traitement du modèle EF avec celle issue de l'équation 2.11 est montrée dans la figure 3.6.

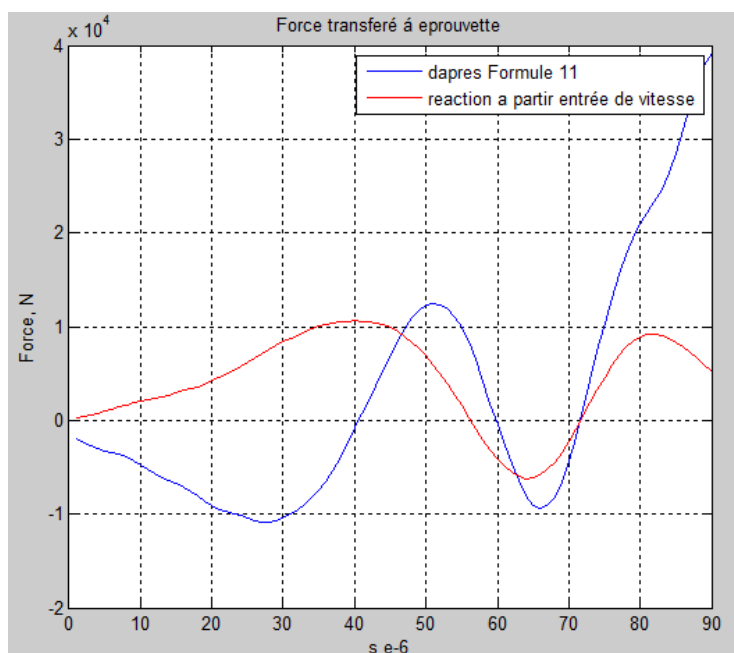


Figure 3.6 Réaction nodale d'interface 1, avec celle obtenue par l'équation 2.11, configuration 3PB

Encore une fois, la formule 2.11 n'arrive pas à décrire avec précision la charge transférée à l'éprouvette. Une force de traction (positive) qui tire l'éprouvette au lieu de la pousser en dépassant les 10 KN est prédite à partir de cette expression. Une charge oscillatoire qui commence avec des valeurs négatives n'est pas en accord ni avec la physique réelle du système ni avec le modèle EF simplifié présenté ici. La vitesse de l'interface 1 reste positive pendant tout le long du passage de l'onde. Par contre la force obtenue directement par le modèle EF est positive au début, mais à environ 57 seconds elle devient négative pour redevenir positive un peu après. Ce phénomène sera abordé plus tard. Pour l'instant il a été observé que les résultats de la Modélisation Eléments Finis montrent que l'équation 2.11 n'arrive pas à décrire avec précision l'histoire de chargement au niveau de l'interface 1 des barres d'Hopkinson tant en configuration SHPB qu'en configuration 3PB.

III.3.3 Résultats de la simulation au niveau de l'interface transmettrice "2"

La vitesse de l'interface 2 est donnée dans la figure 3.7. Elle est représentée sur un intervalle de temps de 120 microsecondes à partir du début de mouvement de l'interface. Tout d'abord il est intéressant de remarquer que cette vitesse est négative pendant les premières microsecondes de mouvement, ce qui veut dire que l'éprouvette recule en tirant les barres transmettrices. Ceci n'est pas très contraignant car les amplitudes de ces vitesses sont très faibles par rapport à la vitesse maximale qui est de 0.82 m/s. La validité de l'équation 2.10 est vérifiée en comparant cette vitesse avec la prédiction des calculs EF de l'impulsion transmise au nœud placé au milieu de la barre transmettrice. On remarque sur la figure 3.7 que le résultat analytique (équation 2.10) arrive à décrire correctement la vitesse de l'interface avec une amplitude légèrement plus faible que la grandeur d'origine.

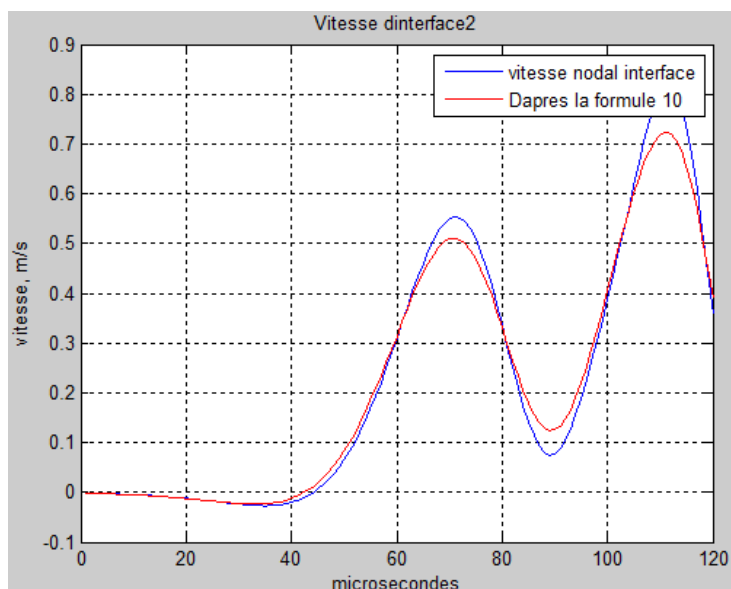


Figure 3.7 Vitesse de l'interface 2: comparaison analytique/numérique pour la configuration 3PB.

En ce qui concerne les forces transmises, tout d'abord, la vérification de l'équation 2.12 est discutée: en regardant cette formule, on voit que la force agissant sur cette interface est directement proportionnelle à l'impulsion transmise. La force peut être alors calculée à partir de l'application de la vitesse à l'extrémité de la barre transmettrice dans un modèle EF. En effet, la proportionnalité de ses grandeurs a déjà été vérifiée. La combinaison des équations 2.10 et 2.12 permet de trouver analytiquement cette relation :

$$P_2 = \frac{E_0 A_0}{c_0} V_2 \quad (3.1)$$

Cela veut dire que la force calculée par l'équation 2.12 et la force obtenue directement par l'application dans un calcul EF de la vitesse à l'interface auront la même forme et le même rapport que les vitesses d'interface respectives présentées dans la figure 3.8. Les forces obtenues à partir des vitesses d'interfaces seront également un peu plus grandes que celles obtenues à partir de l'impulsion transmise, car ces forces sont directement proportionnelles aux vitesses correspondantes.

On remarque que la vitesse de l'interface transmettrice est très faible par rapport à celle de l'interface incidente. Il a été vérifié aussi que les forces d'interface pour chaque barre transmettrice (s'opposant au mouvement de l'éprouvette) sont très similaires à celles des réactions idéalement créées par le blocage des nœuds de l'interface dans la direction X (direction de l'onde). La barre transmettrice se comporte alors comme un appui rigide. Pour vérifier cette hypothèse nous avons mis en place un modèle EF en bloquant les nœuds de l'interface 2. La comparaison de l'évolution de la force transmise est montrée dans la figure 3.8. La comparaison est faite entre les résultats du modèle EF "appui rigide" et les résultats numériques-analytiques issues des équations 2.12 et 3.1. Les trois résultats sont presque en parfaite concordance. Cette similitude peut être expliquée par l'inertie des barres qui est très grande et qui s'oppose au mouvement des points de contact de l'éprouvette par le couplage appliqué aux nœuds communs.

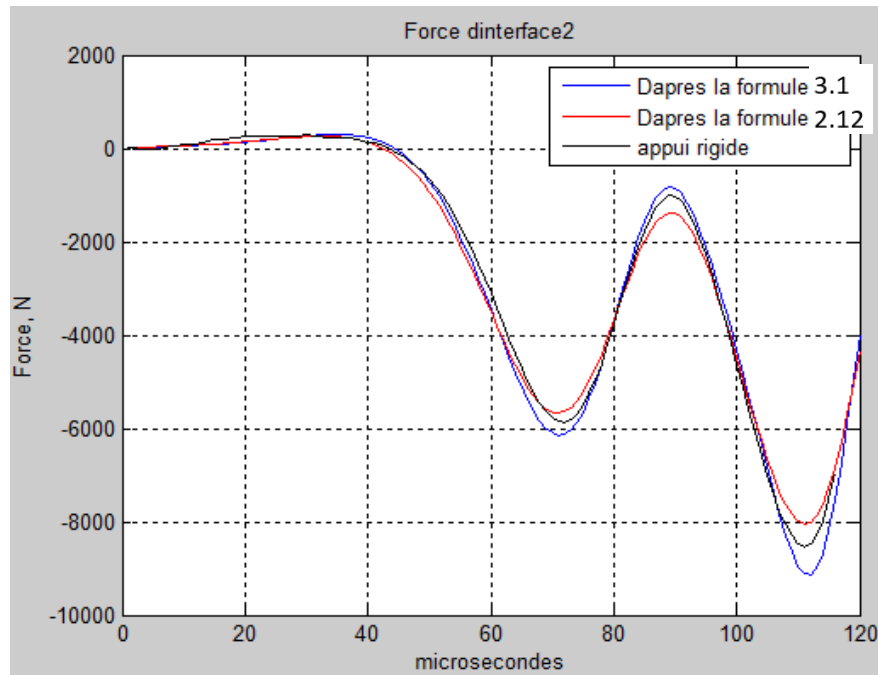


Figure 3.8: Comparaison de la force exercée par chaque barre transmettrice et la réaction hypothétique d'appui rigide, configuration 3PB

On remarque également que la force exercée sur l'éprouvette prédite par les trois modèles est tout d'abord légèrement positive (en traction). Ce qui signifie que l'éprouvette tend à reculer en s'éloignant des barres transmettrices. Vu le couplage imposé au niveau de l'interface la force de réaction est alors positive. Ensuite, à partir de 42 microsecondes la réaction des barres devient négative (compression) pour s'opposer à l'avancement de l'éprouvette.

On peut conclure à partir de ces premiers calculs, qu'aucune impulsion conséquente n'est réellement transmise aux barres par l'intermédiaire de l'éprouvette dans la configuration de flexion trois point "3PB". Le côté droit du système (c'est à dire l'éprouvette) agit comme un ressort souple qui s'oppose très faiblement à la vitesse de l'interface 1, comme si elle était vide. Les barres transmettrices agissent alors comme un appui sensiblement rigide pour ce ressort.

Pour confronter cette hypothèse, nous avons analysé avec le modèle EF complet l'impulsion calculée au milieu des barres transmettrices. Le résultat présenté dans la figure 3.9 est tout à fait remarquable. L'impulsion obtenue n'a rien à voir avec l'hypothèse d'une impulsion qui se diviserait à travers l'éprouvette. Le signal transmis montré dans la figure 3.9 est très faible par rapport aux pulsations incidente et réfléchi et ne correspond pas à une impulsion définie,

mais à une réponse causée par l'élasticité de l'éprouvette qui oscille en flexion pendant l'impact.

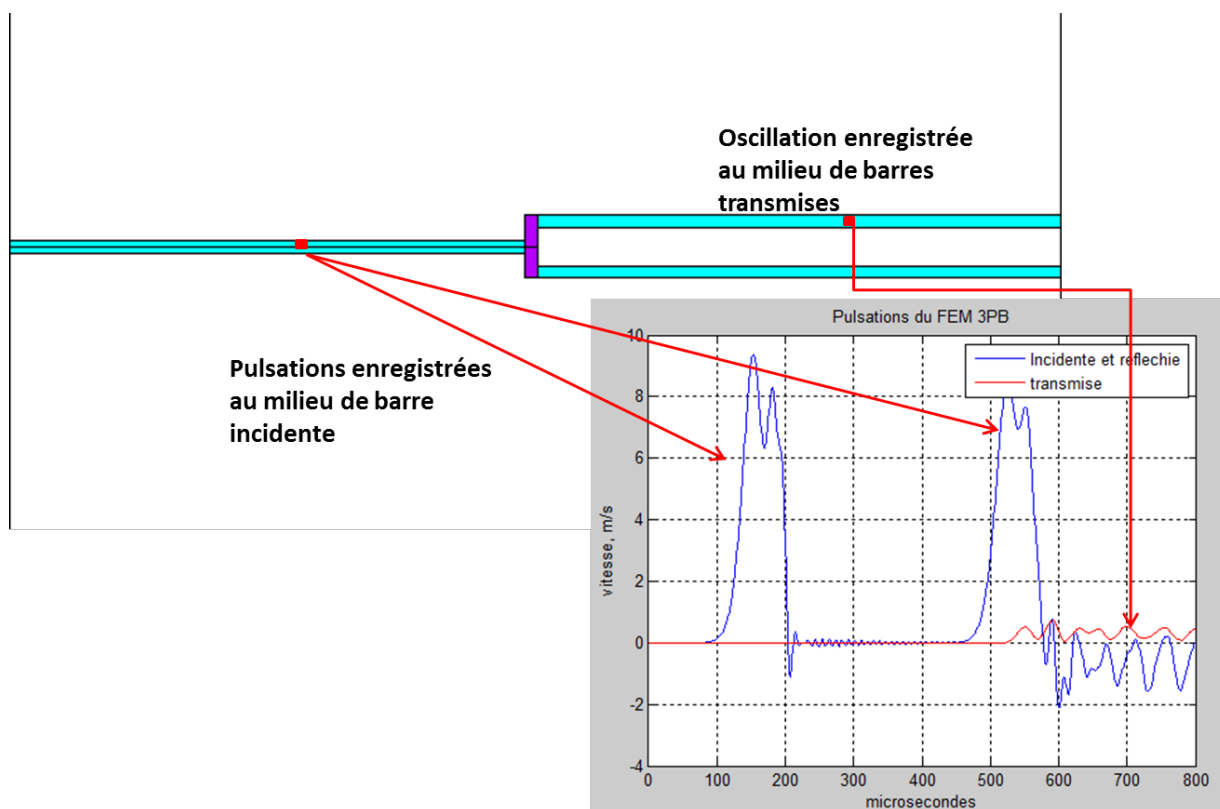


Figure 3.9 Impulsions de vitesse, incidente, réfléchie et transmises pour la configuration 3PB.

III.4 Discussion des résultats : conclusion préliminaire pour les modèles physico-mathématiques

Les équations classiques pour obtenir les vitesses et les forces agissant aux interfaces ont été étudiées et analysées pour deux modélisations simples des barres d'Hopkinson. Pour la configuration SHPB les vitesses d'interface sont bien prédites par les équations analytiques, la force de l'interface 2 est bien prédite aussi, mais celle de l'interface 1 (interface incidente) ne montre pas une bonne corrélation par rapport à la force extraite directement du modèle EF.

Pour la configuration 3PB, les vitesses des interfaces peuvent être fidèlement définies par les équations 2.9 et 2.10. Par contre l'équation 2.11 donne des résultats totalement incohérents pour décrire la force agissant à l'interface 1, que ça soit en direction ou en amplitude. Au niveau de l'interface transmettrice "2" l'équation 2.12 donne des résultats tout à fait corrects.

Toujours dans la configuration 3PB, l'hypothèse de continuité de propagation d'ondes après l'interface 2, n'est pas validée par les calculs EF. Les résultats montrent qu'il n'existe pas d'impulsions transmises proprement dites. Ce qu'on observe c'est des oscillations à amplitude très faible par rapport aux impulsions incidente et réfléchie, dues à la vitesse atteinte aux points de l'interface 2. Les forces communiquées à l'éprouvette sont alors très similaires à celles d'un support rigide. Ce résultat est expliqué par l'inertie longitudinale importante des barres par rapport à l'éprouvette.

Cependant, le modèle EF sur lequel nous nous sommes basés pour établir ses conclusions considère que les interfaces sont en contact permanent. Dans le chapitre suivant, nous allons dépasser cette hypothèse en proposant un modèle qui tient compte des contacts bilatéraux aux interfaces, beaucoup plus proche du système réel des barres d'Hopkinson.

IV.- METHODE PROPOSÉE DE TRAITEMENTS DE DONNEES: REVENDEICATION DE LA FORMULE 2.11

IV.1 Introduction

Dans ce chapitre, les formules simplifiées 2.13, 2.14 et 2.15 présentées dans le chapitre 2 seront vérifiées, et comparées de façon critique avec les formules générales 2.9-2.12, pour l'obtention des courbes σ - ε avec les barres d'Hopkinson en configuration SHPB. A partir de cette comparaison, une méthode de traitement de données sera proposée. La configuration 3PB, quant à elle, sera revue à l'aide d'un modèle EF plus robustes pour analyser plus finement les phénomènes de contact aux interfaces. Signalons que l'analyse de la validité de la formule 2.11 est un préalable aux formulations des méthodes proposées, comme nous le verrons par la suite.

Considérons une barre incidente libre et une impulsion qui arrive à l'interface 1 (vide) de celle-ci; du fait que l'extrémité est libre, cette impulsion va théoriquement provoquer une vitesse d'interface qui est égale à deux fois la vitesse de l'onde incidente : $V_{Ivide}=2V_i$, la pulsation réfléchie étant identique à la pulsation incidente, $V_{rvide}=V_i$. La vitesse atteinte par l'interface 1 en présence de l'éprouvette (n'importe quelle configuration) appelée V_I sera forcément plus faible que cette vitesse hypothétique, et il est facile de montrer que la force agissant à l'interface 1 en présence d'une éprouvette est directement proportionnelle à la différence entre ces grandeurs, à savoir:

$$\begin{aligned} P1 &= C_1(V_{Ivide} - V_I) \\ P1 &= C1(2V_i - (V_i + V_r)) \\ P1 &= C1(V_i - V_r) \end{aligned} \quad (4.1)$$

Où C_I est le coefficient E_0A_0/C_0 en accord avec 2.10 et 2.11. Cette dernière expression est équivalente à l'équation 2.11, dont la validité reste à démontrer. Il est possible de l'exprimer en fonction uniquement de l'onde réfléchie :

$$P1 = C1(V_{rvide} - V_r) \quad (4.2)$$

Cette expression n'est pas banale, comme nous le verrons par la suite, car les ondes réfléchies quand l'interface 1 est vide sont d'une importance capitale dans la description mathématique des modèles pour le fonctionnement des barres d'Hopkinson.

IV.2 Interface 1 vide: pulsation réfléchie et force résiduelle

IV.2.1 Configuration SHPB

Nous reprenons le modèle numérique simple unidirectionnel de la section III.2 et nous soumettons la barre incidente à une impulsion triangulaire (voir section III.2.1). La formule 2.11 est appliquée et la force obtenue, qui théoriquement devrait être égale à zéro, est représentée dans la figure 4.1 et appelée force résiduelle « force à vide ».

Lorsque l'on soustrait cette force résiduelle de la force originelle obtenue par l'équation 2.11 (représentée dans la figure 4.1 comme « formule 11 ») on obtient une évolution représentée dans la légende par « soustraction ». Cette évolution est en très bon accord avec la force à l'interface calculée à partir des vitesses (réaction directe) comme décrit dans la section III.2.2.

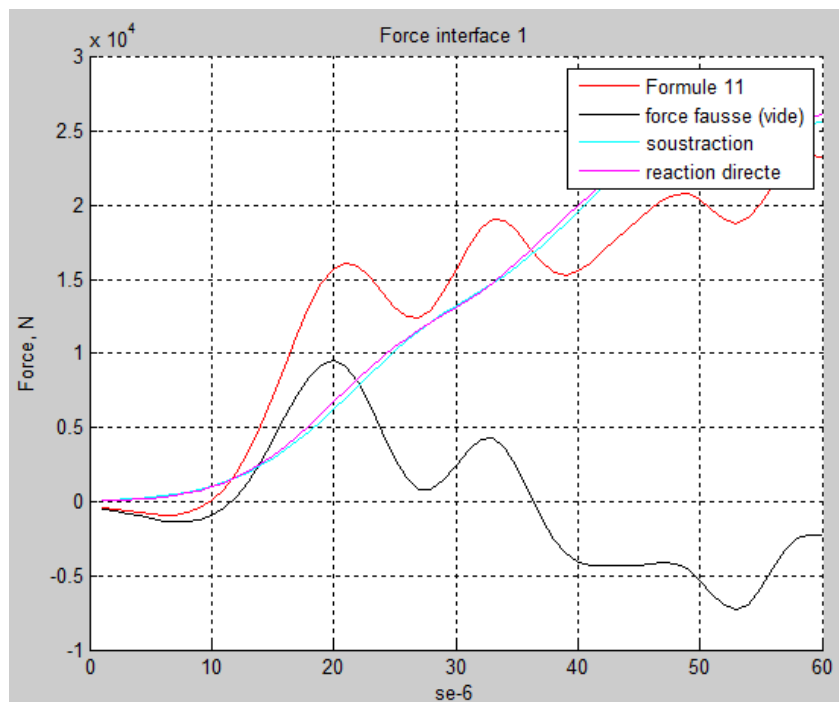


Figure 4.1 Forces agissantes à l'interface 1

Ceci indique qu'il est possible de calculer la force à l'interface à partir de la formule 2.11 à condition de soustraire aux résultats de la simulation complète avec l'éprouvette la force résiduelle de la barre incidente à vide, ceci dans le cas de la configuration SHPB. La force réelle exercée sur l'interface 1, une fois la force résiduelle soustraite, que l'on appellera force filtrée, P_{If} est alors obtenue de la façon suivante:

$$\begin{aligned}
P_{1f} &= P_1 - P_{1vide} \\
P_{1f} &= C1(V_i - V_r) - C1(V_i - V_{rvide}) \\
P_{1f} &= C1(V_{rvide} - V_r)
\end{aligned}
\tag{4.3}$$

On comprend donc pourquoi la formule 2.11 ne conduisait pas à un bon accord dans le chapitre III. L'erreur provient de l'onde réfléchie qui à vide devrait être identique à l'onde incidente (au signe près). Or la présence d'un bruit introduit une erreur dans l'estimation de la force réelle à partir de l'équation 2.11. Ce bruit peut être associé à l'évolution de l'onde durant sa propagation. Il doit donc être pris en compte en l'estimant par une simulation sur une barre incidente à vide.

Il est très important de remarquer que les équations 4.1 et 4.3 sont équivalentes, non seulement en forme, mais aussi en concept en partant de positions différentes de la barre incidente. La formule 4.1 établit que la force exercée est proportionnelle à la perte de vitesse de l'interface 1 par rapport à une vitesse de référence correspondant à une interface 1 vide. La formule 4.3 établit que la force exercée est proportionnelle à la différence entre l'onde réfléchie associée à l'interface 1 vide et l'onde réfléchie réelle en présence de l'éprouvette. L'interprétation de ce concept constitue le noyau central de la revendication de la formule 2.11 et les propositions des traitements de données pour les essais de barres de Hopkinson proposées dans la suite de ce travail.

IV.2.2 Configuration en flexion 3 points "3PB"

Le modèle plan simplifié présenté dans la section III.3.1 est repris ici. Le couplage de l'interface 1 a été enlevé et la même entrée utilisée (vitesse due au projectile de 15 m/s). Autrement dit, l'impact du projectile contre la barre incidente vide a été simulé comme on l'a fait avec la configuration SHPB. Les impulsions incidente et réfléchie ont été utilisées pour calculer la force « résiduelle » à l'aide de la formule 2.11. La représentation de celle-ci montre une évolution pseudo-harmonique dont l'amplitude maximale est de l'ordre de 15 KN, comme le montre clairement la figure 4.2.

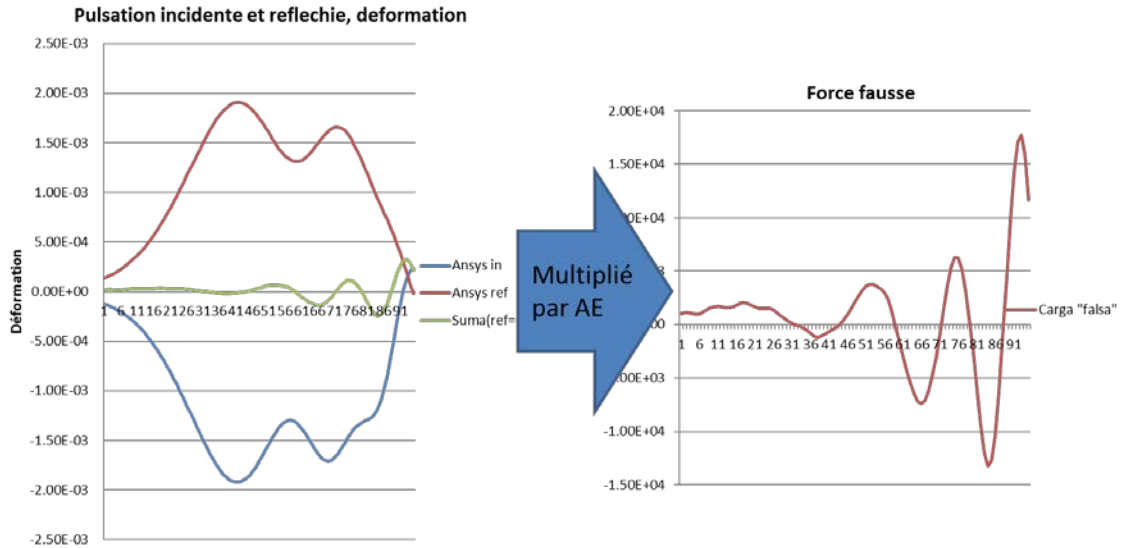


Figure 4.2 Force résiduelle, appelée « Force fausse » dans cette figure.

Si ce "bruit" qu'on peut déjà appeler "force résiduelle" est soustrait de la force obtenue dans la section III.3.2, le résultat sera en bon accord avec la force de réaction obtenue en appliquant la vitesse à l'interface 1 comme le montre clairement la figure 4.3.

On constate de nouveau que l'expression 2.11 ne donnait pas de résultat correct à cause de la force résiduelle mise en évidence en procédant à une simulation à vide. Comme pour la configuration SHPB, il est nécessaire de soustraire cette force résiduelle dans le traitement des résultats.

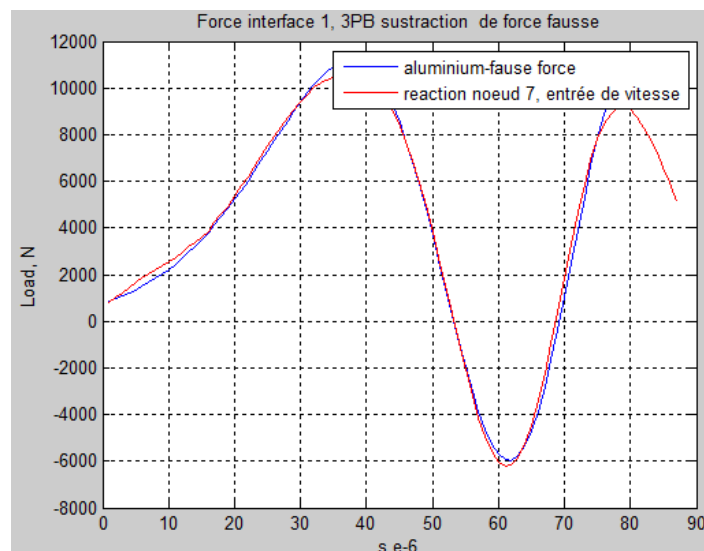


Figure 4.3. Force à l'interface 1, comparaison de la force calculée par la méthode directe et par correction de la force résiduelle

Il y a encore pour cette configuration une remarque importante : la force exercée sur l'éprouvette à l'interface 1, devient négative à partir de 53 ms comme le montre figure 4.3. Cela n'est possible que parce que les nœuds communs à l'interface entre la barre et l'éprouvette sont liés. Dans le cas réel d'un contact unilatéral, le contact serait perdu.

Un phénomène similaire a été remarqué au niveau de l'interface 2 (éprouvette / barres transmettrices) et discuté dans la section III.3.3.

Il est donc nécessaire d'anticiper ce phénomène de perte de contact, que ce soit au niveau de la barre incidente ou des barres transmettrices.

IV.3 Proposition de traitement de données pour la configuration SHPB

Les techniques présentées pour mesurer le comportement dynamique avec les barres en configuration SHPB sont basées sur des données fournissant des informations sur ce qui se passe aux interfaces 1 et 2. Cependant, les mesures expérimentales donnent les évolutions des vitesses et des forces exercées aux interfaces et non pas dans l'éprouvette, à moins que des dispositifs de mesure soient utilisés directement sur l'éprouvette.

Ceci dit, la proposition du traitement de données est la suivante : les lectures expérimentales de déformation aux barres incidente et transmettrice sont utilisées pour obtenir les vitesses d'interfaces à partir des équations 2.9, 2.10 et 2.12. De cette façon, les vitesses pour les deux interfaces ainsi que la force agissant sur l'interface 2 sont calculées.

Pour la détermination de la force à l'interface 1, l'onde réellement réfléchi est soustraite de la pulsation réfléchi à vide, en utilisant les formules 4.1 ou 4.2. Ceci peut être déduit avec des impulsions réelles expérimentales, mais aussi avec les résultats des simulations EF. La déformation et le taux de déformation sont donnés par les équations 4.4 et 4.5:

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{V_1 - V_2}{L} \quad (4.4)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{d_1 - d_2}{L} \quad (4.5)$$

Pour l'expression 4.5, d_1 et d_2 sont les déplacements qui peuvent être calculés à partir des vitesses d'interface ou directement du modèle EF. Pour la contrainte dans l'éprouvette, une

bonne estimation est obtenue avec la valeur moyenne des forces agissant sur l'interface, à condition que ces forces soient raisonnablement similaires:

$$\sigma(t) = \frac{P_1 + P_2}{2A} \quad (4.6)$$

De cette manière, la vitesse de déformation, la déformation et la contrainte subies par l'éprouvette sont estimées et la courbe σ - ϵ peut être obtenue à partir de ces évolutions sans que la condition d'équilibre dynamique soit satisfaite. La comparaison de cette proposition avec les formules qui font l'hypothèse de l'équilibre quasi-statique pendant les essais est montrée par les résultats de la simulation EF de la section III.2. Tout d'abord, en révisant les formules 2.13 à 2.15, on remarque que seulement les impulsions transmises et réfléchies sont utilisées: l'évolution de contrainte est considérée directement proportionnelle à la pulsation transmise et la vitesse de déformation directement proportionnelle à l'impulsion réfléchie. La déformation pourra alors être calculée en intégrant cette vitesse de déformation.

La figure 4.4 montre les courbes σ - ϵ et les vitesses de déformation obtenues en utilisant les formules simplifiées (2.13 à 2.15), et celle obtenue en utilisant notre proposition. Les résultats sont comparés avec la courbe « réelle » de l'éprouvette de la simulation EF de la section III.2 qui est simplement une droite dont la pente est de 196.65 GPa.

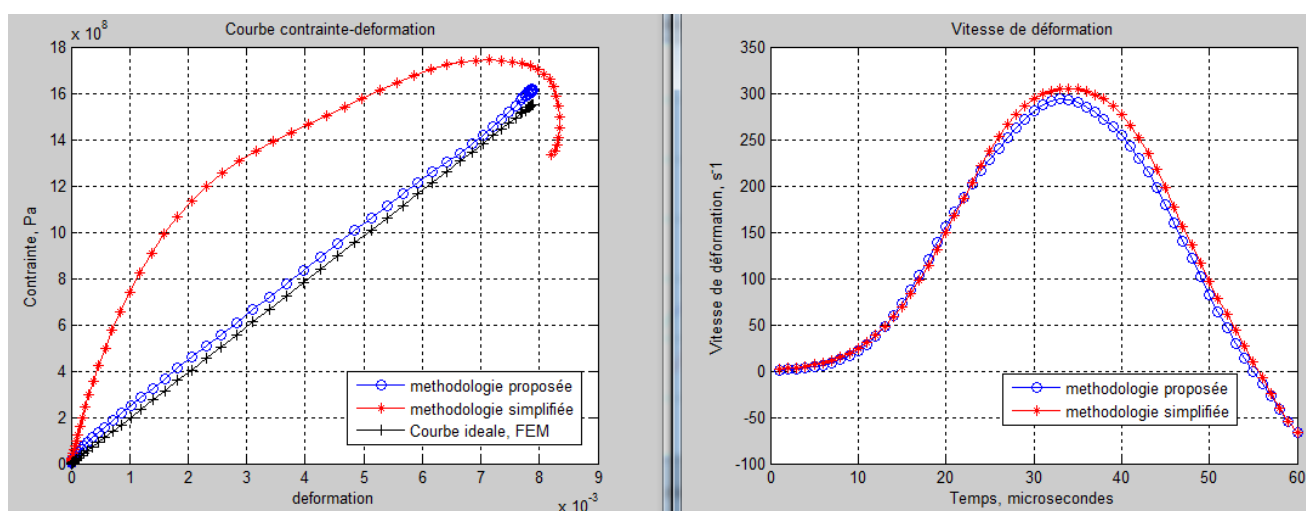


Figure 4.4: Courbes σ - ϵ obtenues pour l'éprouvette du MEF simple de la section III.2

Il est évident que la courbe issue de la méthodologie proposée dans ce travail est plus proche à la courbe réelle que celle obtenue avec la méthode simplifiée traditionnellement utilisée. Quant à la vitesse de déformation, la différence n'est pas très importante. La validité de ces résultats restera à vérifier expérimentalement.

IV.4 Proposition de traitement de données pour la configuration 3PB

IV.4.1 Modèle EF: flexion 3 points

Une analyse à l'aide de la modélisation par éléments finis est présentée dans cette section. La figure 4.5 présente la géométrie maillée de l'éprouvette de flexion 3 points. Cette éprouvette est rectangulaire de dimensions 100*20 mm et présente une fissure de 10 mm de longueur, positionnée et centrée sur une face latérale.

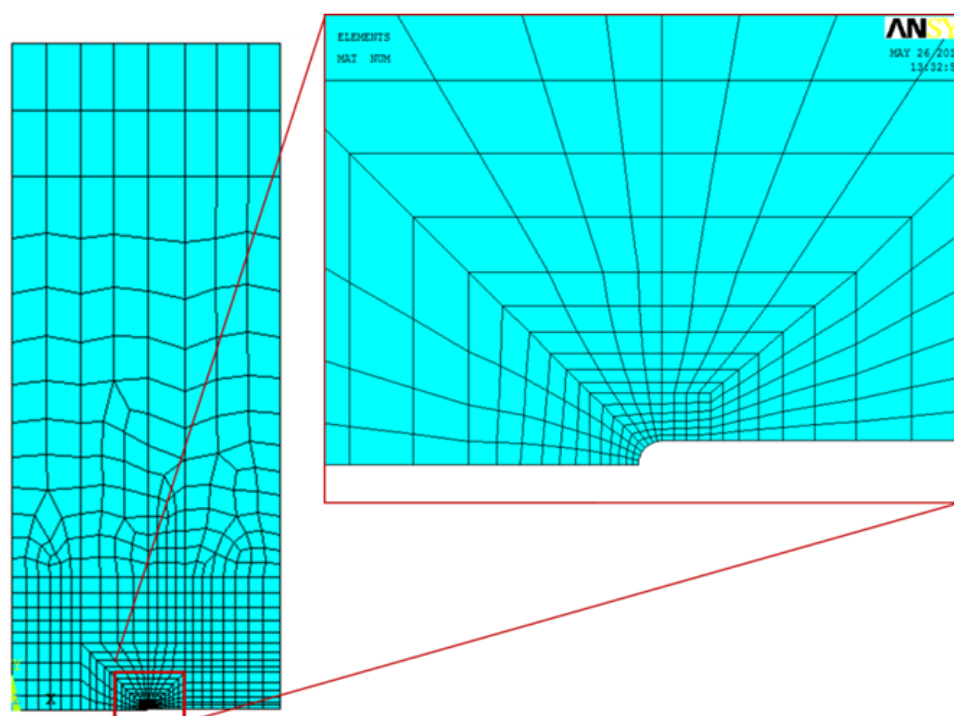


Figure 4.5 Maillage des éprouvettes 3PB

Le maillage se compose d'éléments quadrilatères en contraintes planes (plane42®) avec une condition de symétrie. Le but de cette simulation est de suivre avec précision l'évolution du Facteur d'Intensité de Contraintes (FIC) pendant les essais dynamiques.

Il faut remarquer que ce modèle présente deux variantes quant à la géométrie de l'entaille : les éprouvettes en acier ont une entaille de 0.2 mm d'épaisseur, dont le fond est semi-circulaire de même diamètre. Les éprouvettes en matériau composite ont une entaille de 0.4 mm d'épaisseur, dont le fond est aussi circulaire de 0.4 mm de diamètre. Les deux modèles ont été maillés avec la même disposition spatiale et le même nombre d'éléments.

La capacité de ces modèles pour décrire avec précision le FIC tant en statique qu'en dynamique a été vérifiée avec plusieurs simulations. Les résultats représentatifs de ces simulations seront présentés ultérieurement.

Un modèle complet en 2D a été utilisé pour analyser la configuration 3PB plus en détail. Le modèle consiste en deux barres d'Hopkinson (1.8 mètres de longueur, $E=190e9$, $\nu=.29$, $\rho=8000 \text{ Kg/m}^3$) en contact avec l'éprouvette.

La barre incidente est modélisée avec des éléments axisymétriques, et le contact est considéré standard flexible pour toutes les zones.

La barre transmettrice (supposée prismatique) est modélisée avec des éléments en contraintes planes. Son épaisseur est de 14.96 mm, de sorte que sa section soit équivalente à celle des barres circulaires réelles. Une condition de symétrie est appliquée à l'éprouvette et à la barre transmettrice comme montré dans la figure 4.6.

L'extrémité libre de la barre incidente est chargée à l'aide d'un projectile (modèle idéalisé de celui utilisé pendant les démarches expérimentales). Le projectile a la même section transversale que les barres et une longueur de 156 mm. L'impact du projectile sur la barre incidente induit théoriquement une impulsion rectangulaire de compression de 312 mm de longueur correspondant à une durée de 64 microsecondes. Dans notre cas nous appliquons une impulsion d'une durée totale de 80 microsecondes pour prendre en compte les phénomènes de montée en charge et en décharge (l'impulsion réelle n'est pas rectangulaire). L'amplitude de l'impulsion est idéalement égale à la moitié de la vitesse du projectile mesurée est prise de la première expérience appelée *m1*. Ce qui correspond à $11.85/2= 5.925 \text{ m/s}$. La durée totale de la modélisation est de 750 microsecondes.

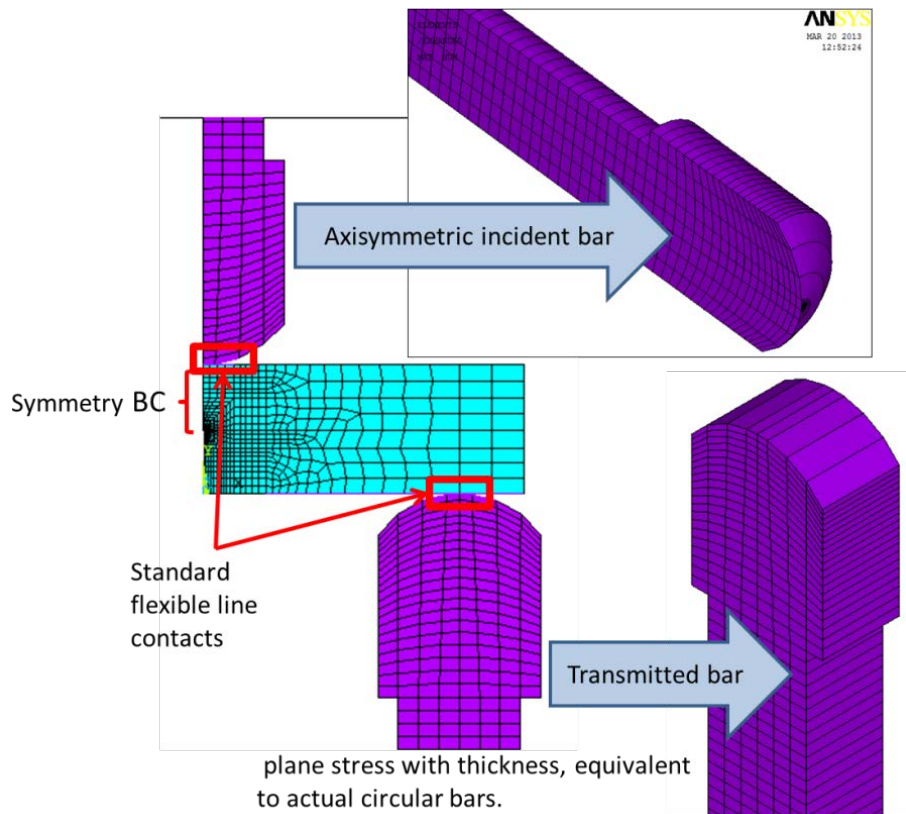


Figure 4.6. Modèle EF complet 2D pour la configuration 3PB

La figure 4.7(a) montre l'évolution des vitesses de la pointe de la barre incidente et du nœud de l'éprouvette en contact avec elle. Le nœud de l'éprouvette suit exactement la vitesse de la pointe de la barre jusqu'aux environs 420 microsecondes à partir de l'impact du projectile, puis apparaît une perte de contact repérable au déplacement relatif de ce nœud par rapport à la barre.

Du côté de la barre transmettrice, du fait de la flexion induite de l'éprouvette, le contact est perdu dès le début de l'essai (l'éprouvette recule avant de toucher la barre transmettrice à environ 420 microseconde depuis le début de l'impact du projectile).

En conséquence, la barre transmettrice n'est pratiquement pas sollicitée comme le montre la figure 4.7(b). En conséquence, au-delà de l'interface 1, l'onde ne se transmet pas dans les barres transmettrices. Le système se comporte donc comme si l'éprouvette était soumise à un impact dynamique sans appui sur les barres transmettrices. Les hypothèses mentionnées à la fin de la section IV.2 sur la perte de contact aux interfaces peuvent être considérées comme raisonnablement validées suite à l'analyse EF montrée ici.

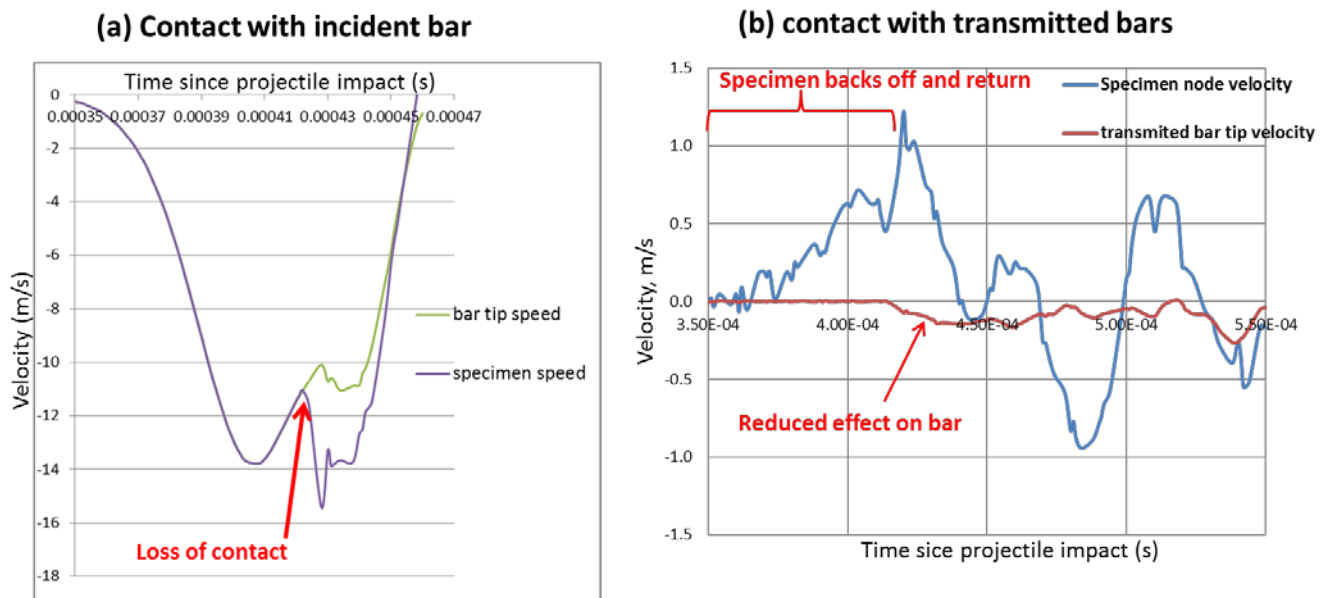


Figure 4.7 Vitesses d'interface pour la configuration 3PB

IV.4.2 Proposition de traitement des données

La perte de contact entre l'éprouvette et les barres avait été anticipée dans le chapitre III et confirmée dans la section antérieure. Conformément à ceci, l'utilisation du modèle de l'éprouvette seule décrit dans la section précédente pourrait être adéquat pour obtenir l'évolution du FIC si les propositions suivantes sont respectées : Premièrement, la barre incidente peut être substituée par la vitesse de sa pointe, utilisée comme donnée d'entrée pour le modèle de l'éprouvette seule. Ceci reste valide tant que l'effet de perte de contact n'altère pas la zone des nœuds utilisées pour évaluer le FIC. De la même façon, la présence des barres transmettrices ne sera significative qu'à partir du moment où l'état de contact affectera la zone de calcul du FIC.

Une première proposition de traitement de données peut être résumée comme suit :

On ne modélise que l'éprouvette et on utilise comme donnée d'entrée la vitesse de la pointe de la barre incidente calculée avec la formule 2.9.

Cela simplifie énormément le modèle car on ne traite plus le contact qui est d'un point de vue temps de calcul très chronophage. De plus on réduit énormément la taille du modèle puisque seule l'éprouvette est modélisée.

Néanmoins, cette proposition présente l'inconvénient de ne pas prendre en compte l'interaction aux points de contact de l'éprouvette avec les barres et l'éventuel effet de cette interaction sur l'évolution du FIC pendant les essais. C'est pourquoi une deuxième proposition pourrait être plus pertinente : on utilise le modèle complet 2D, comprenant la barra incidente et les barres transmettrices, pour l'obtention de la ténacité dynamique. La pulsation incidente expérimentale est directement appliquée aux nœuds de la barre incidente qui se trouvent à la même position que la jauge de déformation qui l'a enregistrée. Après cela, la simulation se poursuit pendant une période de temps convenable pour laisser l'onde arriver à l'interface 1 et fléchir l'éprouvette. Il est intéressant de remarquer que ni l'onde réfléchie ni les ondes transmises ne sont nécessaires. Ces impulsions pourraient même être comparées avec les impulsions expérimentales en lançant une simulation suffisamment longue dans le temps. L'inconvénient de cette proposition est la consommation de ressources de calcul pour chaque expérience, car d'une part, le modèle est très grand par rapport à l'éprouvette seule, et d'autre part, la présence des contacts introduit des non linéarités qui amplifient les temps de calcul. Par contre, l'évolution du FIC sera bien modélisée en prenant en compte les phénomènes de perte de contact mis en évidence pendant les simulations montrées ici. L'implémentation de la méthode proposée est présentée dans le chapitre suivant.

IV.5 Conclusion du chapitre

Pour la configuration SHPB, la proposition de traitement de données est simplement de corriger la force exercée par l'interface 1 à travers la soustraction de la force résiduelle associée à la pulsation réfléchie mesurée à vide. L'estimation de l'évolution de contrainte, déformation et vitesse de déformation doit être réalisée à partir des vitesses et des forces exercées sur l'éprouvette, car l'utilisation des formules simplifiées considérant l'équilibre dynamique (hypothèse quasi-statique) ne semble pas bien fonctionnée si l'impulsion incidente est triangulaire. Il faut mettre l'accent sur le fait que les lectures des déformations des jauges collées sur les barres donnent l'information uniquement sur ce qui se passe aux interfaces du système. Si l'équilibre dynamique n'est pas raisonnablement garanti pendant les essais, les formules 2.13 à 2.15 doivent être prises avec des réserves, et les formules utilisées préférentiellement doivent être 2.9 à 2.12.

Pour la configuration 3PB, il a été démontré qu'il n'existe pas une continuité du système après l'interface 1. Ceci à cause des phénomènes de perte de contact entre l'éprouvette et les

barres que ça soit les barre incidente ou transmettrices. Même si le contact est imposé par le couplage des nœuds comme montré dans la section III.3, les barres transmettrices mettent en évidence qu'il n'y pas de division de la pulsation incidente en deux pulsations transmises et ceci dès le début du chargement. C'est pourquoi, comme première approche, nous proposons d'utiliser un modèle simplifié de l'éprouvette sans les barres, en utilisant comme donnée d'entrée la vitesse au point de contact de la barre incidente pour suivre l'évolution du FIC. Nous pouvons penser qu'une éventuelle perte de contact pourra avoir une influence sur l'évolution du FIC. Pour cela une comparaison entre le MEF complet et le MEF de l'éprouvette seule sera exploré dans le chapitre suivant. L'utilisation du modèle de l'éprouvette seule ne serait pertinente qu'à condition que la propagation de la fissure ait lieu avant l'instant où l'influence de la barre incidente et les barres transmettrices ne commence.

Une deuxième proposition, alors, consiste à appliquer l'impulsion incidente directement au nœud situé à la même position que la jauge de déformation sur la barre incidente, dans le modèle EF complet. De cette façon, les effets de l'impact du projectile et les barres incidente et transmettrices sont pris en compte. La simulation démarre au moment où l'onde arrive à la position des jauges de déformation de la barre incidente et se poursuit ensuite jusqu'à la fin. Les démarches et détails de ces propositions seront présentés et discutés dans le chapitre suivant.

V- DEMARCHE EXPERIMENTALE ET TRAITEMENT DE DONNÉES

V.1 Caractérisation préliminaire de l'acier AISI 304 soudé

Les éprouvettes utilisées dans cette étude expérimentale ont été extraites des plaques en acier soudées par le procédé TIG (Tugsten Inert Gas). Le matériau de base est l'acier AISI 304, le métal d'apport est le ER308L en accord avec le standard AWS [27]. Une entaille très fine de 0.2 millimètres d'épaisseur a été usinée avec précision au milieu de la ligne de soudure, comme montré dans la figure (6.1a). Les éprouvettes obtenues ont une épaisseur moyenne de 5.21 mm.

Le matériau de base et la zone soudée ont été caractérisés tout d'abord en micro-dureté. Six éprouvettes rectangulaires type flexion trois points ont été testées. Trois sont coupées directement dans le matériau base et 3 autres découpées dans les plaques soudées. La dureté est mesurée le long de la ligne bleu comme montré dans la figure (6.1b)

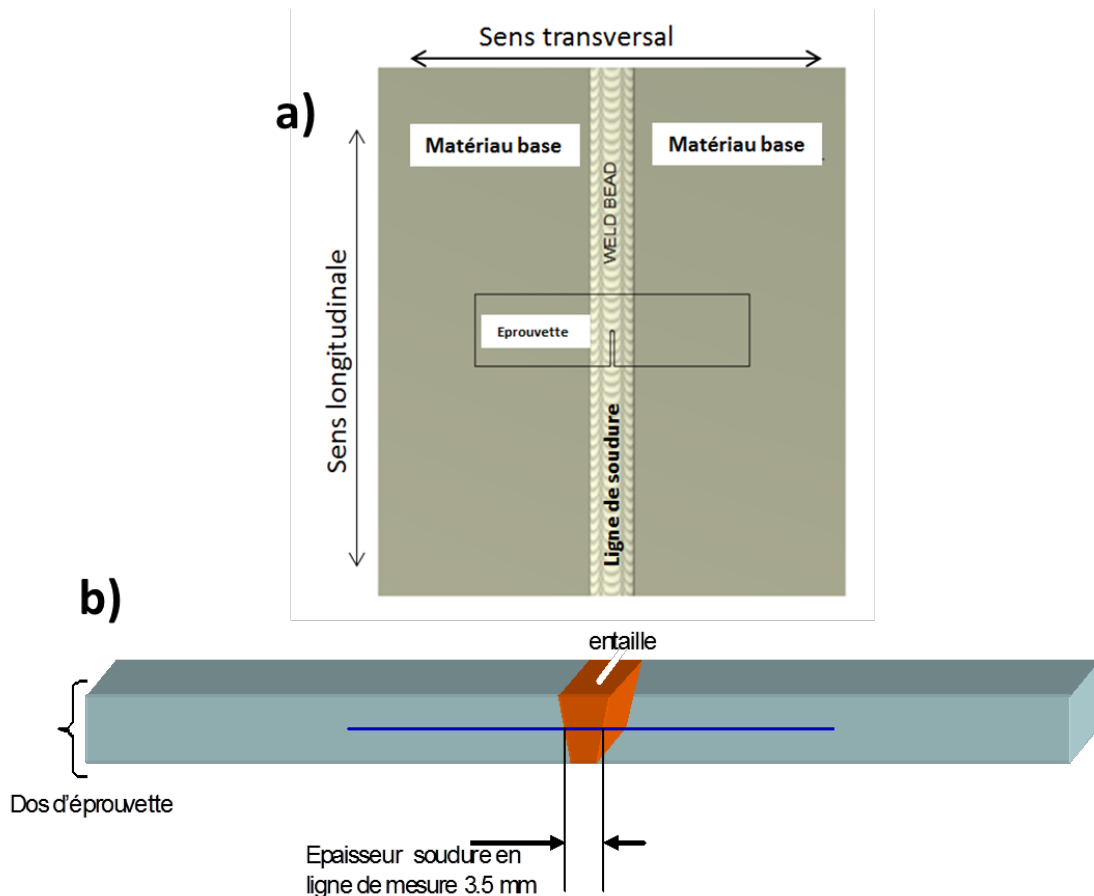
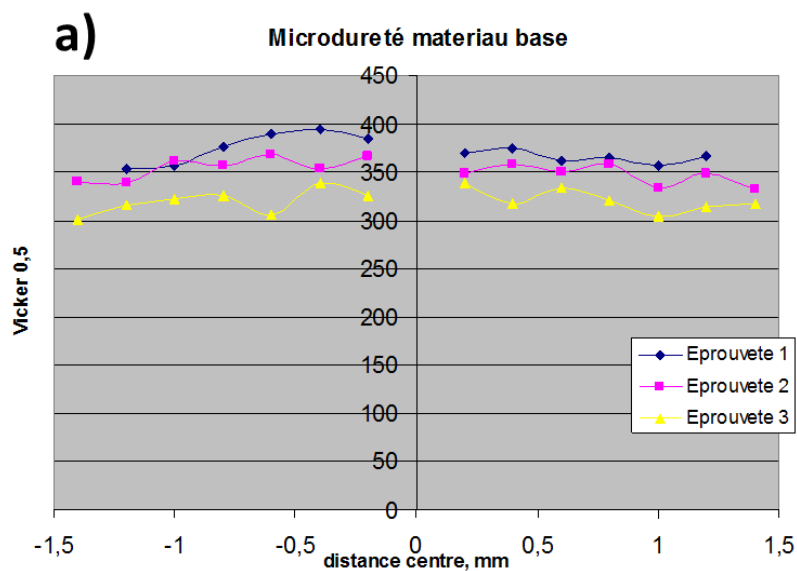


Figure 6.1 Eprouvette AISI 304 soudée

Les éprouvettes ont été polies avec du papier abrasif de 1200 et ensuite finies au fluide de polissage de 6 microns. Cela est nécessaire pour les mesures de micro dureté. Une attaque chimique a également été opérée au dos des éprouvettes pour la microscopie optique sur ces surfaces. La solution chimique utilisée est un mélange d'acides recommandé par le manuel de microscopie et de métallographie de la norme ASM international pour les aciers inoxydables austénitiques. On rappelle que la dureté est la capacité d'un matériau à résister à la pénétration d'un indenteur de géométrie connue. La dureté Vickers est effectuée grâce à l'utilisation d'un indenteur pyramidale à base carrée.

Les mesures sont réalisées à l'aide d'un HV 0.5 (4.903 N) avec une durée d'indentation de 15 secondes. Elles ont été effectuées de chaque côté de la ligne centrale des éprouvettes avec un incrément de 0.2 mm de distance entre les centres des empreintes. Les résultats sont montrés dans la figure (6.2 a). Pour le matériau de base, la moyenne des trois mesures est de 347,21 HV.

Trois éprouvettes soudées ont été également testées. Les mesures de dureté ont été effectuées dans les zones de matériau de base, dans la zone affectée thermiquement (ZAT) ainsi que dans la zone fondue. Les paramètres de mesure de dureté sont les mêmes que pour le matériau de base, les résultats sont montrés dans la figure (6.2 b).



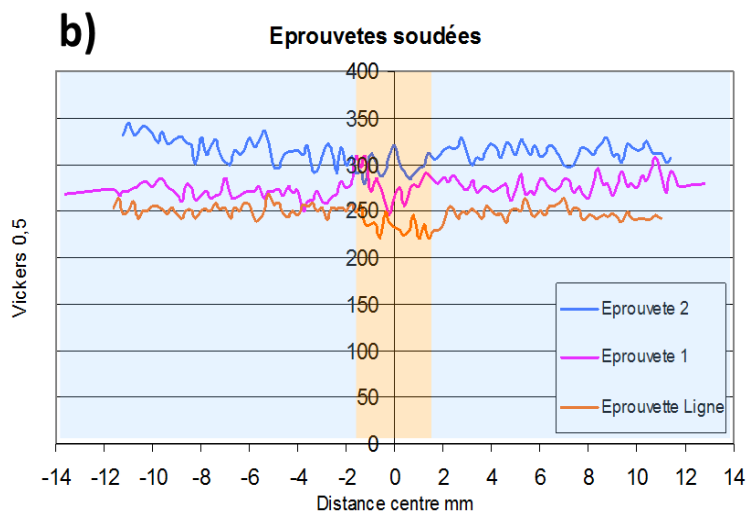


Figure 6.2 : Micro dureté pour les échantillons AISI304 : a) matériau base, b) zone de soudure

On remarque que la dureté reste assez homogène à travers les différentes zones (métal de base, ZAT ou métal fondu) contrairement aux autres matériaux. Dans la figure (6.2b) la barre centrale orange dans le graphique représente la zone soudée, qui s'étend de -1.7 à 1.7 mm environ du centre de l'échantillon. La ligne des mesures s'étant sur environ 28 mm en total. On peut remarquer que les valeurs de dureté se trouvent globalement entre 230 et 350 HV0.5, la moyenne des duretés sur les échantillons soudés est de 278,6 HV0.5.

V.1.1 Composition chimique et Microstructure

Des analyses de composition chimique ont été réalisées au sein du laboratoire des analyses chimiques du CIDESI en utilisant la technique d'Emission Optique par Lorenzo Peregrino [28]. 5 essais ont été réalisés et la moyenne de ces essais est montrée dans le tableau 6.1

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
0.046	0.41	1.3	0.027	0.003	18.05	0.35	8.17
Al	Co	Cu	Ti	V	W	Sn	N
0.003	0.13	0.47	0.022	0.11	0.03	0.01	0.0713

Tableau 6.1 Composition chimique de l'acier inoxydable AISI304, % en poids.

V.1.2 Essais de traction quasi-statiques sur le matériau de base

Des essais de traction simple avec plusieurs éprouvettes ont été réalisés au sein du Laboratoire de Mécanique de Lille. Ces essais de traction ont été instrumentés avec des jauges de déformation pour une mesure précise du module de Young, en suivant la norme ASTM E008-04 [29]. Les résultats de ces expériences ont montré que le module de Young du matériau de base est de 176.315 GPa en sens longitudinal et 174.46 GPa en sens transversal.

V.1.3 Essais de traction quasi-statique sur l'éprouvette soudée

Des essais de traction simple avec une éprouvette soudée et instrumentée avec de jauges de déformation (Une jauge collée en sens axiale, et une autre en sens transversale) ont été réalisés pour obtenir le module de Young et le coefficient de Poisson de la ligne de soudure comme montré dans la figure (6.3). Les résultats sont présentés dans le tableau 6.2.

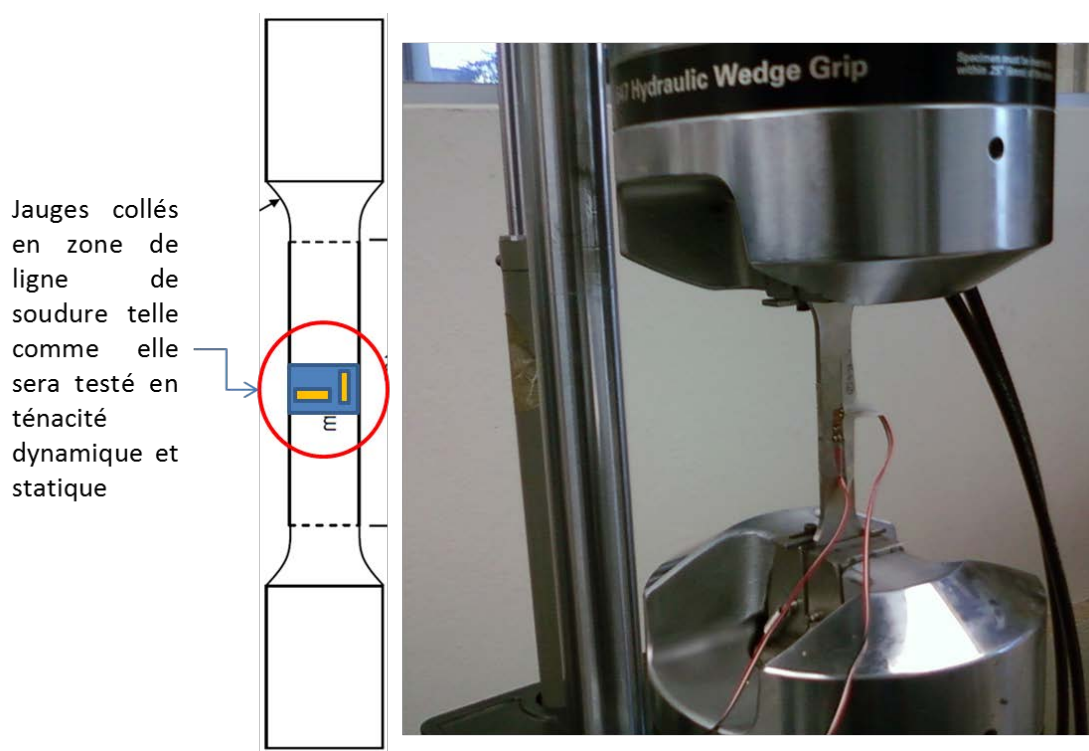


Figure 6.3 Essais quasi-statique éprouvettes plates, ligne de soudure

Mesure	E (Gpa)	R. poisson
1	190.55	0.3322
2	187.42	0.2678
3	187.22	0.3600
moyenne	188.40	0.3200

Tableau 6.2. Module de Young et coefficient de Poisson du matériau soudé

La limite d'élasticité et la contrainte de rupture ont été obtenues à partir des courbes contrainte-déformation de ce dernier groupe d'essais appliqué à l'éprouvette soudée. La limite d'élasticité avec le critère à 0.2% de déformation plastique est de 250 MPa et la contrainte maximale de rupture est de 610 MPa (voir figure 6.4).

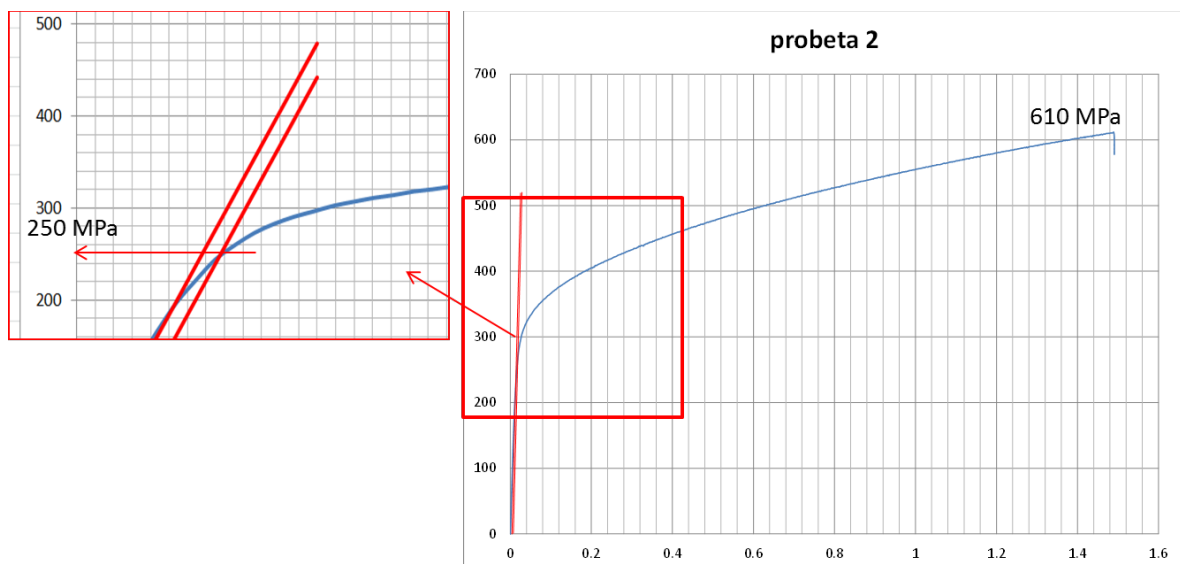


Figure 6.4 : Courbe contrainte- déformation des éprouvettes soudées

Cette première caractérisation en traction monotone est très importante pour la détermination des contraintes maximales à appliquer lors des essais de fatigue sans dépasser la limite d'élasticité du matériau. En effet, l'objectif de cette partie de la thèse est de déterminer un indicateur de dommage par fatigue à grand nombre de cycles par l'intermédiaire de la ténacité statique et/ou dynamique.

V.2 Essais de fatigue de l'acier AISI 304 soudé

Le comportement en fatigue de l'acier AISI304 est très variable et dépende de plusieurs facteurs. A partir de l'étude bibliographique, on peut constater que le comportement en fatigue de cet acier ainsi que ses joints soudés est également très variable.

Des éprouvettes de fatigue ont été usinées pour caractériser le comportement de la ligne de soudure. Tout d'abord nous avons choisi de travailler avec des éprouvettes droites dont la section centrale correspond aux dimensionnes des éprouvettes de flexion. Une fois les éprouvettes soumises à une sollicitation cyclique, la section centrale endommagée par fatigue pourra alors être extraite et testée en ténacité statique ou dynamique avec les barres d'Hopkinson. Les dimensionnes des éprouvettes de fatigue et les éprouvettes de flexion à extraire à partir de celles-là sont présentées dans la figure (6.5).

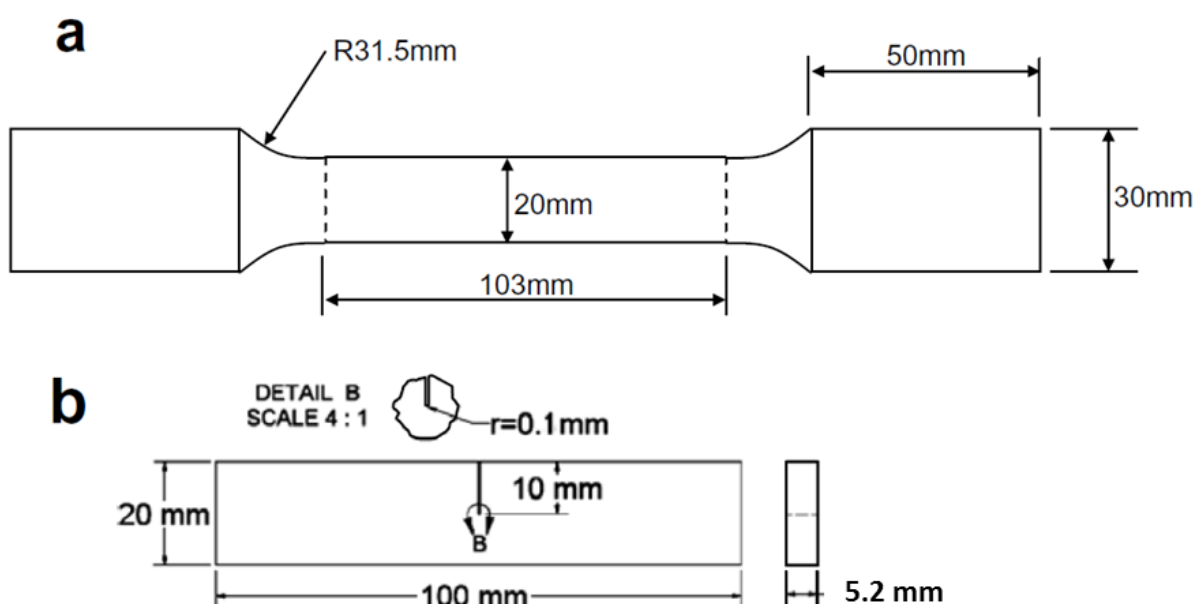


Figure 6.5 (a) Eprouvettes de fatigue. (b) éprouvettes de flexion découpées après le cumul de dommage par fatigue.

Les éprouvettes découpées montrés dans la figure (6.5b) seront entaillées soigneusement au milieu de la ligne de soudure. Comme la section centrale est droite, tout la ligne de soudure et la ZAT de chaque éprouvette est soumise au même niveau de contraintes pendant les essais de fatigue. Un totale de 54 éprouvettes ont été testées pour les essais de fatigue dans ce travail.

Avant chaque essais l'épaisseur de l'éprouvette a été mesurée avec un pied à coulisse afin de calculer la force nécessaire qui générera la contrainte souhaitée. La valeur moyenne des épaisseurs des éprouvettes testée est de 5.2 mm de manière à ce qu'elles soient identiques à celles caractérisées en traction monotone (section 6.1).

Les deux principaux buts de ces essais de fatigue sont :

- Etablir un critère simple de limite de fatigue type Palmgren-Miner en nombre de cycles, pour fixer des niveaux d'endommagement par fatigue.
- Générer des éprouvettes à différents taux d'endommagement, qui seront testées en flexion trois points en statique et en dynamique. Ce qui nous permettra de déterminer si la ténacité statique et/ou dynamique peuvent être considérés comme des indicateurs de dommage.

Pou atteindre ces deux objectifs nous avons d'abord tracer les courbes SN des éprouvettes usinées. Tous les essais ont été effectués avec un rapport de Charge de 0.1 et une fréquence de sollicitation de 20 Hz.

Le fait que nos éprouvettes soient droites et ne correspondent pas aux géométries des éprouvettes habituellement utilisées pour les essais de fatigue, un problème de localisation des contraintes a été remarqué pendant les essais. En effet plusieurs éprouvettes droites ont montré des ruptures souvent dans les zones des épaules (transition entre la partie droite et la zone d'amarrage), dont le facteur de concentration de contraintes calculé par EF est de 1.2 environ. Ceci est montré dans la figure 6.7

La problématique de cette concentration de contraintes peut être illustrée à travers les courbes SN présentées dans la figure 6.6. On observe que le comportement en fatigue de cet acier reste très plat dans la zone entre $1e4$ et $1e6$ cycles. Le niveau de contrainte maximale critique pour laquelle il y a une concurrence de rupture entre le matériau de base et la zone soudée est de 400 MPa en valeur nominale.

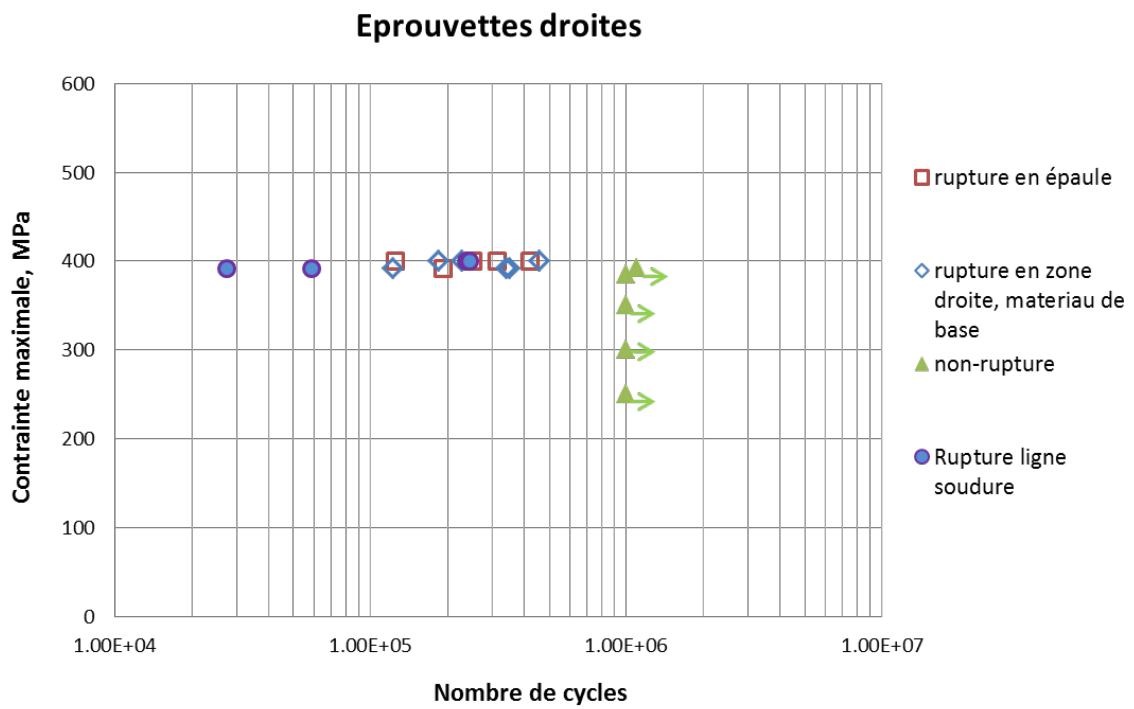


Figure 6.6 Courbe SN AISI 304, éprouvettes droites

Pour remédier à ce problème, nous avons modifié la géométrie des éprouvettes en introduisant un rayon de courbure de 80 mm. Ceci permettra de réduire progressivement l'aire effective en augmentant de la même façon le facteur de concentration de contrainte jusqu'à une valeur de 2.08 au milieu des éprouvettes usinées. Ceci est montré dans la figure 6.6

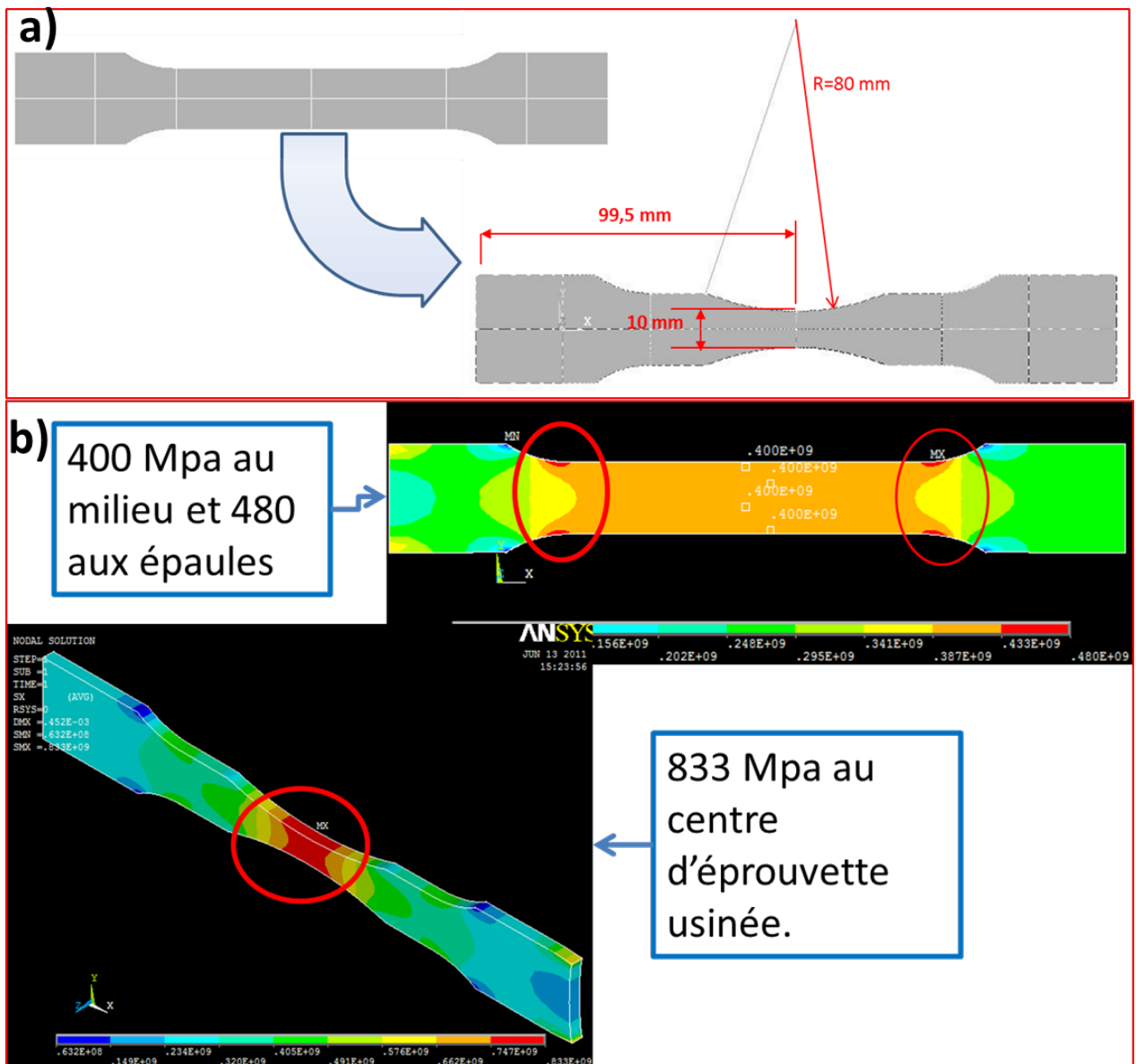


Figure 6.7a) Eprouvettes usinées à partir des éprouvettes originales. b) facteur de concentration de contraintes calculé par la MEF

Ces éprouvettes ont été testées en fatigue avec des niveaux de contrainte allant de 420 à 450 MPa au centre, en accord avec le facteur de concentration de contraintes présenté ci-dessus. Les résultats de ces essais sont montrés dans la figure 6.8.

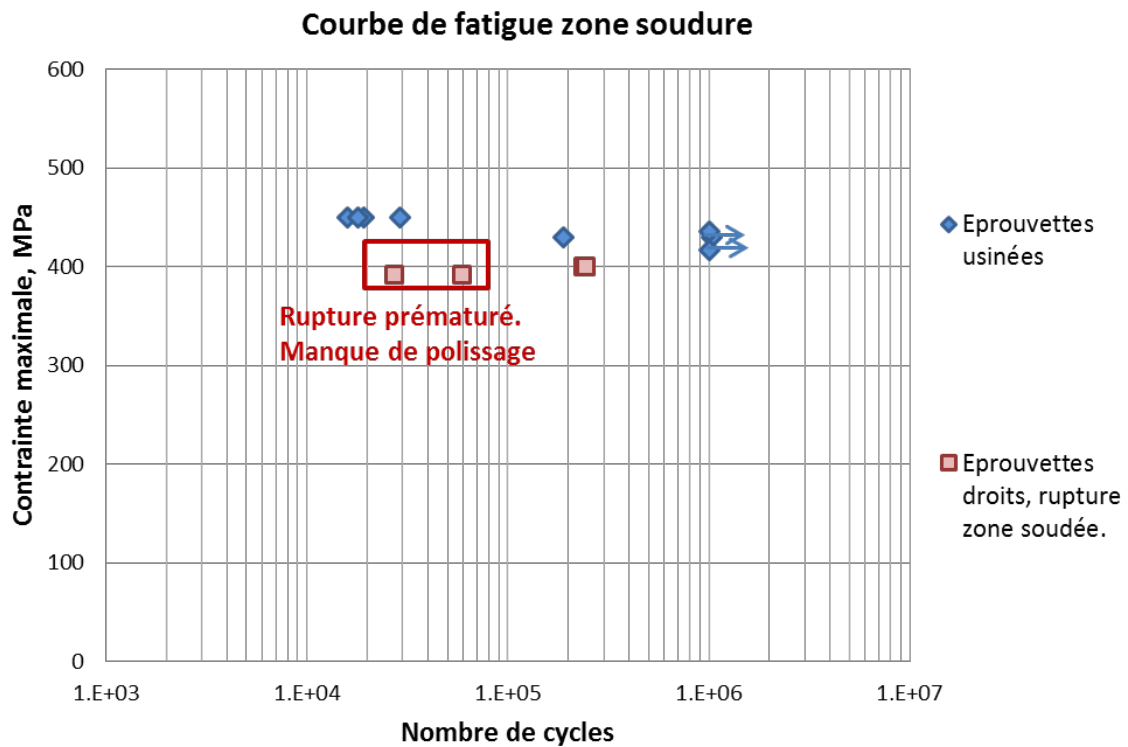


Figure 6.8 : Courbe SN éprouvettes droites et usinées

La figure 6.8 montre le comportement des éprouvettes droites qui sont rompues en zone soudée et les éprouvettes usinées forcées à rompre en zone soudée à cause de la concentration de contrainte. Les éprouvettes usinées montrent un comportement plat et une limite de fatigue de 430 MPa au-delà de $1e6$ cycles. Pour les éprouvettes droites, si l'on enlève les éprouvettes fatiguées de façon prématuré, on trouve trois points très bien placés à environ $2.4 e5$ cycles.

Le comportement en fatigue du même matériau avec le même type de soudure, c.-à-d., l'acier AISI 304 avec un soudage type TIG, a été étudié par Lorenzo Peregrino [28] au CIDESI. La comparaison de nos résultats avec ceux déjà obtenus par ce dernier est présentée dans la figure 6.9.

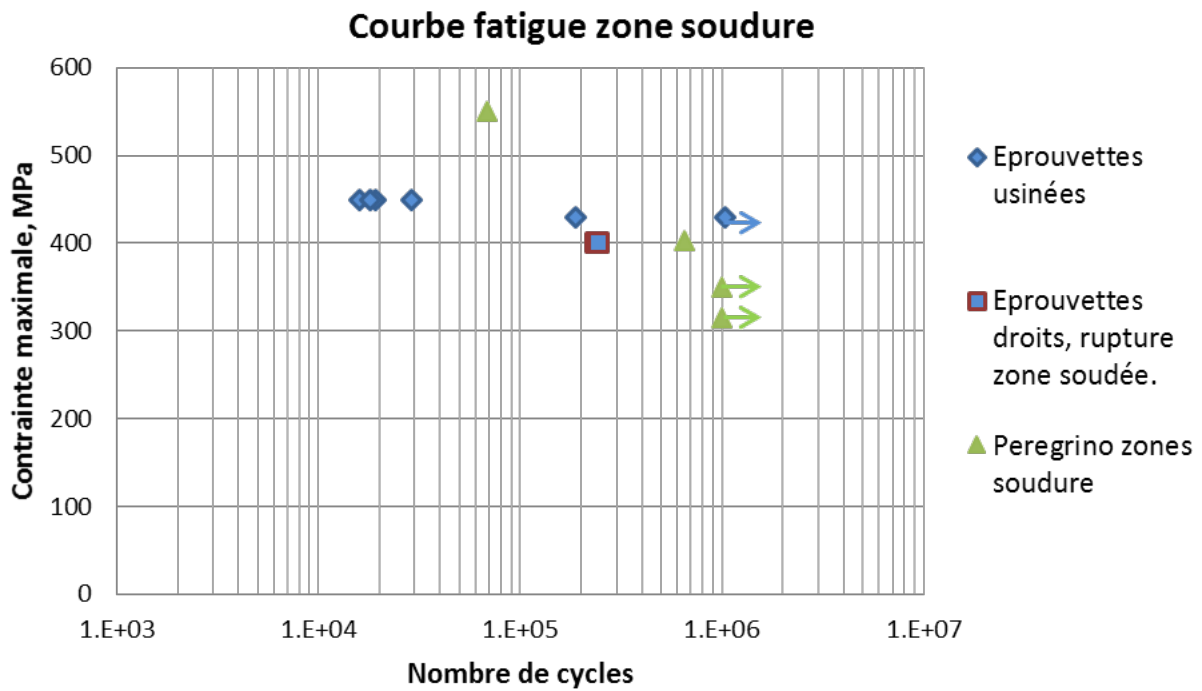


Figure 6.9. Courbe de fatigue, éprouvettes rompues en zone soudée.

Les éprouvettes de Peregrino sont des éprouvettes cylindriques de 3.2 millimètres de diamètre, testés à 30 Hz et avec un rapport de charge de 0.2. La différence de fréquence, de géométrie et du rapport de charge peut être la cause du comportement beaucoup moins plat des éprouvettes de Peregrino par rapport au comportement de nos éprouvettes plates. Néanmoins, ses points suggèrent aussi une limite de fatigue de 400 MPa environ à 10^6 cycles et une résistance à la fatigue supérieure à 400 MPa entre 10^5 et 10^6 cycles. On remarque que cette valeur est supérieure à la limite d'élasticité. Nous avons poussé les essais jusqu'à 2×10^6 cycles sans obtenir de rupture. Ceci est conforme à la littérature concernant ce type de matériau dans la limite d'endurance est toujours supérieure à la limite d'élasticité.

En prenant en compte les données expérimentales obtenues et rapportés dans cette section, pour les éprouvettes plates desquelles les éprouvettes de flexion seront découpées, la rupture de la zone soudée pour une contrainte de 400 MPa est estimée à 240 000 cycles. Donc, la limite de 240 000 cycles sera considéré comme étant correspondre à 100% de l'endommagement par fatigue pour les éprouvettes testées.

V.3 MATERIAU COMPOSITE TISSÉ CARBONE-EPOXY DA4518PW

Pour valider notre démarche sur un autre type de comportement de matériau, plus particulièrement sur les matériaux isotropes transverse, nous avons mené une campagne d'essais sur le composite tissé Carbone-époxy DA4518PW. Les propriétés suivantes ont été mesurées: Modules d'Elasticité E_1 et E_2 , coefficient de poisson ν_{12} et module de cisaillement G_{12} . La direction 1 correspond à la chaîne '*warp*' et la direction 2 à la trame '*fill*'. La position de l'éprouvette par rapport à ces deux direction est présentée dans la figure 6.10. Les essais de traction ont été réalisés selon les recommandations de la norme ASTM D3039-08[30] avec une machine d'essais MTS810. Les valeurs moyennes des propriétés mécaniques obtenues sont résumés dans le tableau 6.3. Les pourcentages des différents constituants sont également récapitulés dans le tableau 6.4.

Tableau 6.3. Propriétés mécaniques du matériau composite *DA4518PW*.

E_1 (GPa)	49.816
E_2 (GPa)	53.341
ν_{12}	0.0479
G_{12} (GPa)	3.51
ρ (Kg/m ³)	1505.8

Tableau 6.4. Contenu moyen des constituants du matériau *DA4518PW*.

Contenu fibre (%v)	45.19
contenu matrice (%v)	50.15
contenu vide (%v)	4.65

La géométrie des éprouvettes pour les essais de ténacité est présentée dans la figure 6.10. Il s'agit de pièces rectangulaires de 100*20 millimètres et une épaisseur moyenne de 4.5 millimètres. Une entaille très fin de 0.4 mm d'épaisseur et 10 mm de longueur a été usinée à l'aide d'un disque diamant. Celle-ci correspond à la même géométrie que celle des éprouvettes en acier AISI304, sauf que l'épaisseur de l'entaille est de 0.4 mm, au lieu de 0.2 mm pour l'acier.

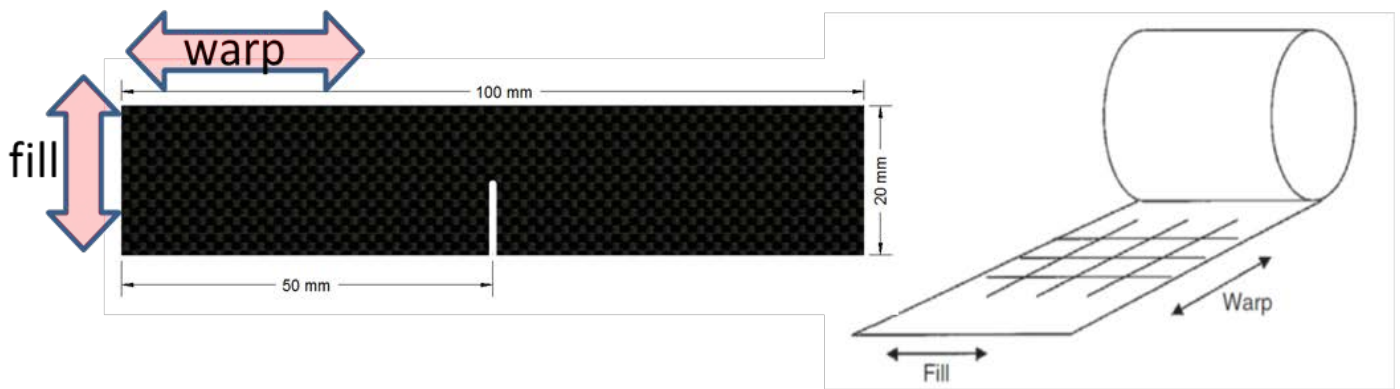


Figure 6.10. Éprouvette en matériau composite DA4518PW

V.4 TENACITÉ : ESSAIS QUASI-STATIQUES

Tous les essais de ténacité quasi-statique ont été réalisés conformément à la norme ASTM E399-90 [31]. La méthodologie consiste à déterminer la courbe charge-déplacement de l'éprouvette en flexion 3 points pendant un chargement lent et monotone. A partir de cette courbe on en déduit la valeur critique de la force P_Q à partir de laquelle la courbe n'est plus linéaire et l'éprouvette commence à perdre de sa rigidité. La valeur du Facteur d'Intensité de Contrainte "FIC" correspondant à cette force est considérée comme étant la ténacité statique du matériau. Selon la norme, les éprouvettes doivent être pré-fissurées sous certaines conditions. Dans le cadre de ce travail, seulement quelques éprouvettes ont été pré-fissurées, car le but c'est d'observer l'effet de la fatigue sur la ténacité du matériau. Le fait de pré-fissurer les éprouvettes avant les essais de ténacité impliquerait une modification de l'endommagement par fatigue préalablement imposé. C'est la raison pour laquelle la plus part des essais de ténacité ont été réalisés sur les éprouvettes entaillées mécaniquement à la suite des essais de fatigue. Les éprouvettes pré-fissurées correspondent alors uniquement à celles qui n'ont subi aucun endommagement 'saines'. Le détail de l'ensemble des éprouvettes testées est décrit dans les paragraphes suivants.

V.4.1 Eprouvettes saines en acier AISI 304 soudé

Un premier groupe de 10 éprouvettes saines a été testé de la façon suivante:

- 3 éprouvettes en matériau de base
- 5 éprouvettes entaillées juste au milieu de la zone de soudure
- 1 éprouvette entaillée au niveau de la ligne de fusion
- 1 éprouvette entaillée au milieu de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT).

De ces éprouvettes, 7 ont été pré-fissurées pour vérifier l'influence de la fissuration sur le comportement en ténacité quasi-statique. La figure 6.11 montre le dispositif expérimental utilisé pour les essais quasi-statiques.

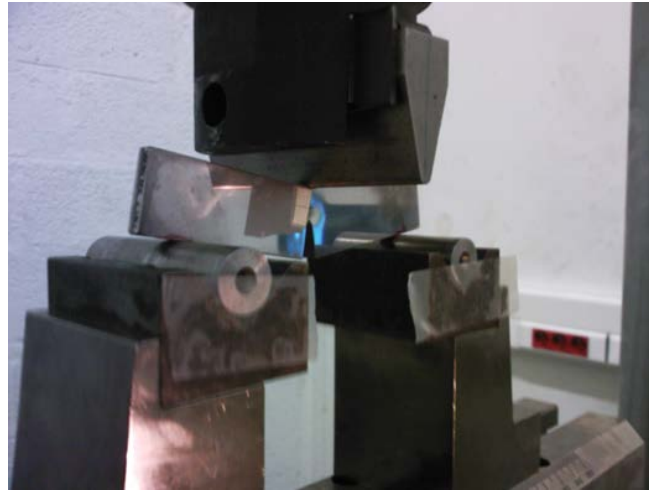


Figure 6.11: Dispositif d'essai quasi-statique de ténacité d'une éprouvette AISI304 soudée.

La pré-fissuration des éprouvettes s'est faite selon la norme ASTM 399-90. Les surfaces entaillées des éprouvettes ont été polies au degré 1200. Le suivi de propagation de la fissure est assuré par une camera de vidéo jusqu'à 1 mm de longueur. Avec une entaille de départ de 10 mm plus 1 mm de fissuration on arrive à un rapport $a/W < 0.55$ imposé par la norme. Les paramètres de chargement de fatigue pour réaliser la pré-fissuration sont:

- Charge moyen :-1.5 kN
- Amplitude de charge : 1.5 kN
- Rapport de Contrainte : Zéro
- Fréquence de sollicitation: 10 Hz

La liste de toutes les éprouvettes saines (sans dommage par fatigue), pré-fissurées et non pré-fissurées est donnée dans le tableau 6.5:

Eprouvettes prefissurées		nombre de cycles finale (mm)	
Base 2	oui	3001	11
Base 3	oui	2986	11
Soudure 2	oui	3000	11
Soudure 3	oui	3500	10.8
Soudure 4	oui	3000	10.8
Zat	oui	2900	11
ligne	oui	2880	11
Eprouvettes non prefissurées			
Base1	non		
Soudure1	non		
Soudure 5	non		

Tableau 6.5. Liste d'éprouvettes en acier AISI304 saines testées en ténacité quasi-statique

V.4.2 Eprouvettes pré-fatiguées en AISI304 soudé

Un groupe d'éprouvettes pré-fatiguées a été testé de la même manière. Cet lot consiste en 4 éprouvettes endommagées par fatigue en variant la contrainte. Les paramètres suivants: polissage jusqu'au degré 600, fréquence de 30 Hz et R=0.1, fatigués à 240000 cycles avec les contraintes maximales suivantes:

- Pf1:250 MPa
- Pf3 :300 MPa
- Pf4 :350 MPa
- Pf6 :370 MPa

Le deuxième lot d'éprouvettes a été pré-fatigué en variant le nombre de cycle et en gardant la contrainte maximale constante.de 400 MPa. Nous rappelons que l'endommagement total (100%, D=1) dans ce cas correspond à un nombre de cycles de 240000 (voir section 5.2). Il s'agit des éprouvettes désignées:

- éprouvette44: 60 000 cycles, D=25%
- éprouvetteE2: 120 000 cycles, D=50%
- éprouvetteE1 :180 000 cycles, D=75%

Le taux de cumul de dommage 'D' a été calculé selon le critère de Palmgren-Miner. Nous avons mesuré par la suite la ténacité statique et dynamique de ces éprouvettes pré-fatiguées, et analyser les interactions éventuelles.

V.4.3 Eprouvettes en matériau composite tissé : le DA4518PW

De la même façon qu'il a été effectué avec les éprouvettes en acier AISI 304, les éprouvettes en matériau composite ont été essayées avec la même configuration de flexion à trois points comme il est montré dans la figure 6.12. Deux éprouvettes ont été testées. Les résultats seront montrés dans le chapitre suivant.



Figure 6.12 : Eprouvette en matériau composite montée pour essais quasi-statique

V.5 METHODE DE CALCUL DU FACTEUR D'INTENSITE DE CONTRAINTES POUR LES MATERIAUX ISOTROPES TRANSVERSE

Le Facteur d'Intensité de Contraintes est une quantité scalaire qui définit le champ de déformation autour la pointe de la fissure dans l'approche de Mécanique Linéaire de la Rupture (Linear Elastic Fracture Mechanics, LEFM). En régime statique la valeur du FIC est directement proportionnelle aux forces externes agissant sur l'éprouvette considérée. Une méthode pour calculer le FIC lié directement au CTOD présentée par Williams [38] et reportée par Rubio et Wang [33] est décrite ci-dessous. Le matériau est considéré isotrope transverse, le FIC en mode I dans le cas de contraintes planes peut être obtenu de la façon suivante :

$$K_I = \frac{\pi}{\sqrt{2\pi r}} u_y \frac{\omega_1 \omega_2}{\omega_1 + \omega_2} \frac{1}{a_{22}} \quad (5.1)$$

Où ω et μ sont deux paramètres liés avec :

$$\mu_j = i\omega_j \quad j = 1,2$$

et μ_1 et μ_2 sont les racines de:

$$a_{11}\mu^4 + (2a_{12} + a_{66})\mu^2 + a_{22} = 0$$

Avec a_{ij} des constantes liés aux propriétés élastiques:

$$a_{11} = 1/E_1 \quad a_{12} = -\nu_{12}/E_1 \quad a_{66} = 1/G_{12} \quad a_{22} = 1/E_2$$

et r est la distance entre la pointe de la fissure et le nœud où le déplacement transversal u_y est déterminé.

Rubio & Wang [33] ont déterminé le FIC dynamique en remplaçant tous simplement le déplacement u_y dans l'équation 5.1 par un déplacement issu d'un calcul dynamique.. Nous avons développé cette équation pour pouvoir calculer le FIC à partir des contraintes et/ou du CTOD.

En considérant une pointe de fissure dans un milieu isotrope élastique chargé en mode I, la relation entre le FIC et le déplacement perpendiculaire à la fissure est donné par l'eq. 5.2 Anderson [34] :

$$u_y = \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 - 2\cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (5.2)$$

Où G est le module de cisaillement et $\kappa = (3-\nu)/(1+\nu)$. Pour $\theta=2\pi$, u_y est alors le déplacement du point supérieure de la lèvres de la fissure localisé à une distance r . A partir de ce point, le

CTOD et u_y représenteront la même chose, sachant que $u_y = \text{CTOD}/2$ grâce à la symétrie du modèle. Par la suite le CTOD qui sera utilisé dans les équations sera égal à la moitié du CTOD réel expérimental.

Comme $\kappa = (3-\nu)/(1+\nu)$ on a alors $(\kappa+1)=4/(1+\nu)$; pour $\theta=2\pi$ l'équation 5.2 peut être écrite de la façon suivante :

$$K_I = 2G(u_y) \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \left(\frac{1}{\kappa+1}\right) = 2G(\text{CTOD}) \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \left(\frac{1+\nu}{4}\right) \quad (5.2.1)$$

Pour les matériaux isotropes homogènes, $E=2G(1+\nu)$, alors cette équation devient:

$$K_I = \text{CTOD} \left(\frac{E}{4}\right) \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \quad (5.2.2)$$

Dans le cas des matériaux isotropes transverses l'équation 6.1 permet d'écrire:

$$K_I = \text{CTOD}(C_e) \frac{\pi}{\sqrt{2\pi r}} \quad (5.1.1)$$

avec $C_e = \frac{\omega_1 \omega_2}{\omega_1 + \omega_2} \frac{1}{a_{22}}$

Il faut remarquer que cette constant C_e ne dépend que des propriétés élastiques du matériau, à savoir : $E1$, $E2$, G_{12} et ν_{12} :

$$K_I = \text{CTOD}(C_e) \frac{\pi}{\sqrt{2\pi r}} \text{ et comme } \frac{\pi}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{2\pi}{r}},$$

on peut finalement écrire:

$$K_I = \frac{\text{CTOD}(C_e)}{2} \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \quad (5.1.2)$$

L'équation 5.1.2 est la première forme généralisée qui relie le KI au CTOD pour le matériaux isotropes transverses. Si le matériau est isotrope, la constante C_e sera égale à $E/2$ comme indiqué dans l'équation 5.2.2.

La relation entre la contrainte et le CTOD est directe si la composante de contrainte perpendiculaire à la fissure en $\theta=0^\circ$ est considérée, car la forme classique isotropique garde sa validité pour les matériaux isotropes transverses :

$$\sigma_I = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (5.4)$$

Ici, la notation σ_I indique que la contrainte est perpendiculaire au plan de la fissure, localisée à $\theta=0^\circ$ en mode I. La substitution de l'équation 5.1.2 dans l'équation 5.4 amène à l'expression suivante :

$$\sigma_I = \frac{CTOD(C_e)}{2r} \quad (5.5)$$

De cette façon σ_I est relié au CTOD diamétralement opposé (localisé au même r , mais à $\theta=2\pi$). L'expression 5.5 est une expression généralisée valable aussi bien pour les matériaux isotropes qu'isotropes transverses.

V.6 VALIDATION DES MODELES ELEMENTS FINIS POUR L'EVALUATION DU FIC.

Dans cette section nous avons utilisé la méthode des éléments finis pour le calcul des déplacements, du CTOD et des contraintes autour de la pointe de la fissure. Le Facteur d'Intensité de Contraintes FIC sera déduit à partir des équations développées dans la section précédente. La validation de notre démarche sera réalisée par une comparaison directe de nos résultats avec ceux donnés directement par le logiciel dans le cas des matériaux isotropes. Le logiciel utilisé ici est Ansys ® version 13. Toutes les éprouvettes de flexion 3 points modélisées sont de plaques rectangulaires de 100*20 mm avec l'entaille usinée juste au milieu de la longueur. Il est très important de vérifier que la géométrie créée soit capable de reproduire le champ de contraintes défini par le FIC, car pour toutes les éprouvettes de flexion en dynamique, la fissure est, en réalité, une entaille très fine (il n'y pas eu de pré-fissuration) dont l'épaisseur est de 0.20 mm usinée par fils d'électroérosion. Pour les éprouvettes en matériau composite tissé cette entaille est de 0.40 mm d'épaisseur.

V.6.1 Cas de l'acier AISI304 soudé.

Calcul du FIC statique

Le Modèle d'Elément Fini (MEF) utilisé pour suivre l'évolution du FIC est représenté dans la figure 6.13. Il s'agit de la demi-géométrie des éprouvettes décrites ci-dessus. Le maillage est composé d'éléments quadrilatères à 4 nœuds "plane42" avec l'option de contraintes planes. L'épaisseur moyenne des éprouvettes saines est de 5.2 mm. Le matériau est élastique linéaire. Le fond d'entaille possède 8 éléments sur le demi-circonférence. Le maillage est régulièrement distribué et suffisamment raffiné pour obtenir un champ de contraintes le plus exact possible. Une étude de sensibilité au maillage à été réalisée dans cet objectif.

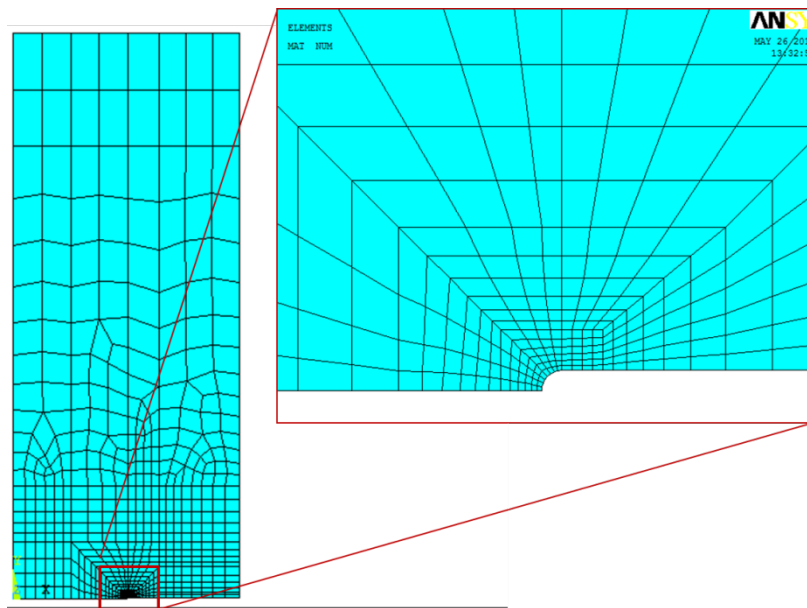


Figure 6.13 MEF pour obtenir les évolutions du FIC, matériau AISI 304 soudé

Les propriétés du matériau introduites dans les calcul correspondent à ceux obtenues expérimentalement dans la zone soudée (voir tableau 6.2).

Rappelons qu'en mécanique linéaire de la rupture le FIC est une quantité scalaire qui définit le champ de contraintes autour et proche de la pointe de la fissure. Ceci reste valable même dans le régime dynamique tant que la fissure ne se propage pas. Le maillage EF permet d'obtenir une valeur de contrainte très proche de la pointe de la pointe de la fissure (entaille dans notre cas) correspondant à la valeur théorique du FIC en régime statique. Il alors plus raisonnable d'utiliser l'évolution de cette grandeur de contrainte comme un bon indicateur de l'évolution du FIC en régime dynamique également.

Les calculs seront effectués pour le nœud 99 (figure 3.14), localisé à $r=0.323$ mm derrière la pointe de la fissure c.à.d. à $\theta=0^\circ$. Les contraintes suivant X et suivant Y sont les mêmes pour tous les points où $\theta=0^\circ$:

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (5.6)$$

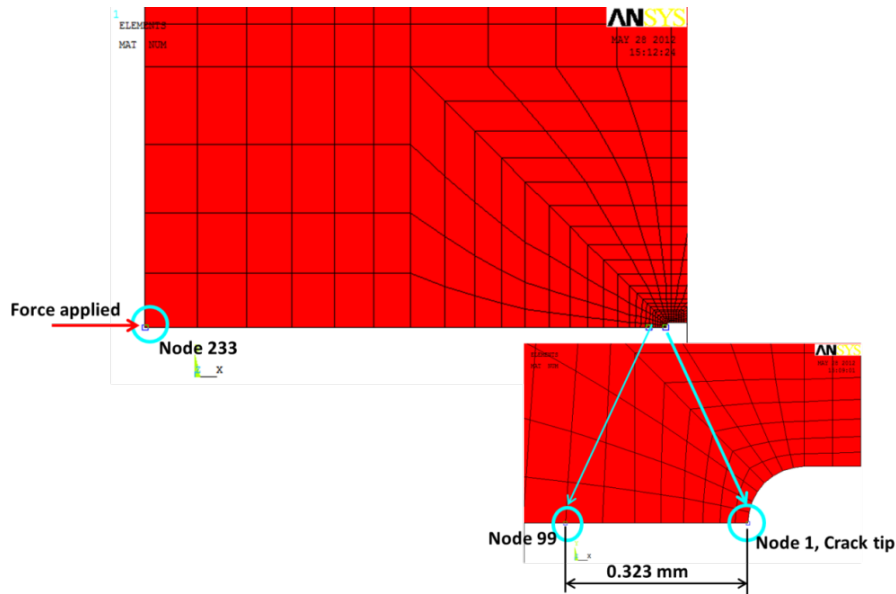


Figure 6.14 : Position du nœud pour le calcul du FIC.

Pour valider ce premier modèle, nous avons traité plusieurs cas théoriques en variant le matériau et l'épaisseur. Les FIC obtenus par la contrainte au nœud 99 ont été comparés avec les résultats donnés directement par le logiciel et ceux d'Anderson [34] basés sur les déplacements. Ansys utilise l'interpolation des déplacements nodaux aux lèvres de la fissure (approche de ouverture de fissure, COD). Les résultats sont récapitulés dans le tableau 6.6. Les trois méthodes donnent sensiblement les mêmes valeurs à moins de 2% d'erreur.

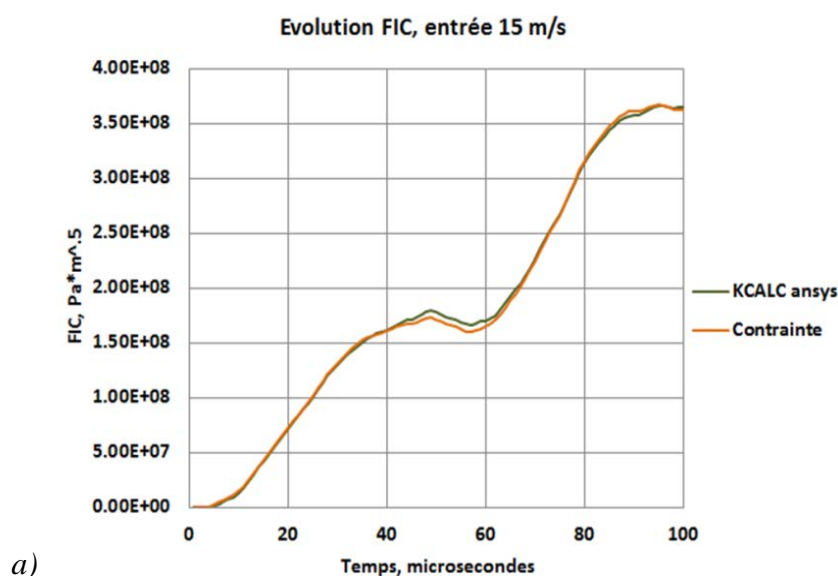
Tableau 6.6 : Validation de la méthode de contrainte pour le calcul du FIC ($MPa \cdot m^{1/2}$), en statique

Materiau	Epaisseur (mm)	AnsysKCALC	nœud 99	Modèle
Acier	5.22	43.074	42.692	43.279
Aluminium1	2.5	89.907	89.0983	90.368
Aluminium2	6	37.461	37.1241	37.653
Aluminium3	9	24.964	24.964	25.102

Evolution du FIC en dynamique

Le calcul du FIC qui vient d'être expliqué est maintenant extrapolé au régime dynamique. Deux simulations numériques représentatives ont été réalisées avec un calcul transitoire par EF. Dans la première simulation une vitesse constante de 15 m/s a été appliquée au nœud 233

pendant 100 microsecondes (figure 6.14). Le Facteur d'intensité de Contrainte a été calculé par la méthode de contrainte que nous avons proposé. Dans la figure 6.15 (a) nous avons présenté l'évolution de FIC en fonction du temps. Les résultats obtenus par la méthode de contrainte et ceux du logiciel (interpolation des déplacements nodaux aux lèvres de la fissure) sont pratiquement identiques. Dans la deuxième simulation, un signal de force a été appliqué au nœud 233 à la place d'une vitesse constante. Ce signal de force correspond à la force de réaction issue de la première simulation. L'objectif étant de vérifier que notre modèle EF en dynamique donne des valeurs de force correctes à partir de conditions aux limites en vitesse. Il était également intéressant de vérifier que les deux approches (en vitesse et en force) aboutiront aux mêmes évolutions du FIC. Les résultats de cette deuxième simulation sont présentés dans la figure 6.15 (b). Il est parfaitement clair que les deux approches ainsi que les deux méthodes de calcul du FIC donnent exactement la même chose. Ceci est très important dans la suite de notre travail, car contrairement à ce qui se fait habituellement ce sont les conditions aux limites de type vitesse et la méthode de contrainte pour calculer le FIC que nous allons utiliser. Ceci a été présenté en détail dans le chapitre V correspondant à la nouvelle méthode de traitement de données que nous avons proposée.



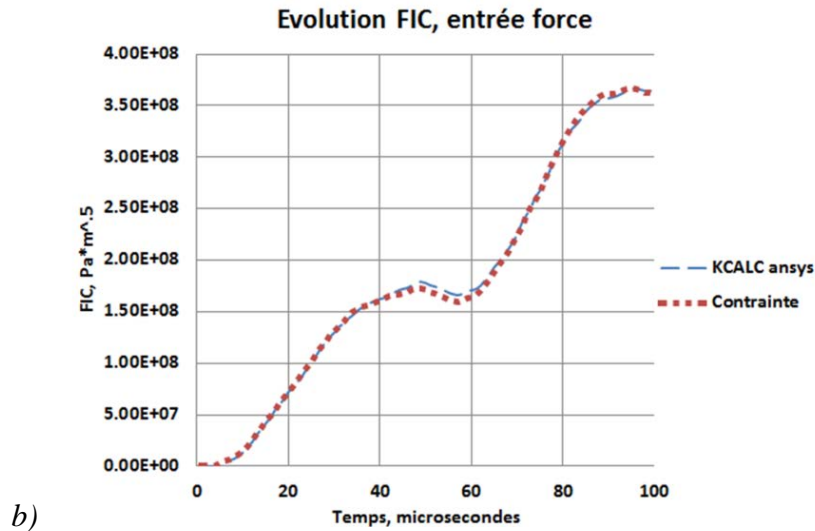


Figure 6.15. Comparaison du FIC en dynamique

V.6.2 Cas du matériau composite tissé

Calcul du FIC statique

Le Modèle d'Elément Fini (MEF) utilisé pour suivre l'évolution du FIC et le CTOD du matériau composite est représenté dans la figure 6.16. Il s'agit de la demi-géométrie des éprouvettes décrites dans le paragraphe V.4.3. Le maillage est identique celui utilisé pour l'acier. L'épaisseur moyenne des éprouvettes est de 4.5 mm. Comme le matériau est isotrope transverse nous avons utilisé la loi de comportement d'un matériau orthotrope plus générale et disponible dans le logiciel Ansys. Les paramètres élastiques sont ceux mesurés dans la partie expérimentale et représentés dans le tableau 6.3.

Une charge statique totale de 1500 N (3000 pour l'éprouvette complète) a été appliquée et distribuée sur les deux nœuds au milieu de l'éprouvette, en face de la fissure pour reproduire le chargement en flexion 3 points. Les conditions aux limites appliquées sont présentées dans la figure 6.16.

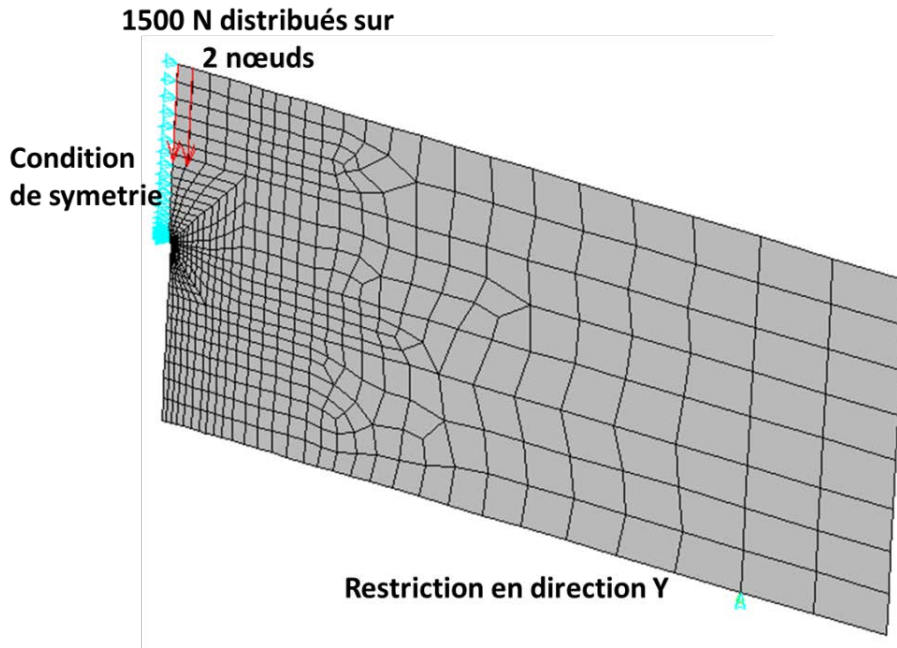


Figure 6.16. Maillage du modèle EF et conditions aux limites du composite tissé.

Le facteur d'intensité de contrainte est déterminé à partir des résultats nodaux (figure 6.17). Etant donné que le matériau est orthotrope le logiciel utilisé ne fournit pas de valeur du FIC comme dans le cas isotrope. Nous avons alors utilisé les deux approches Contrainte " σ_1 " et CTOD décrits dans le paragraphe V.5 pour calculer le FIC et estimer le champs de contraintes au voisinage de la pointe de fissure. Rappelons que les nœuds où les calculs doivent être effectués sont diamétralement opposés entre les deux approches ($\theta=0$ et $\theta=2\pi$) comme indiqué dans la figure 6.17. Les deux nœuds sont très proches de la pointe de fissure ($r=0.2$ mm) et à égale distance de celle-là.

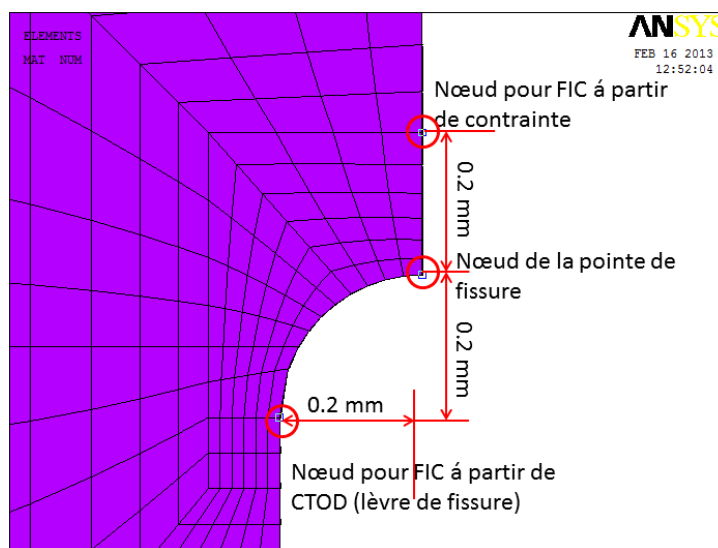


Figure 6.17 Maillage de la pointe de fissure des éprouvettes en matériau composite tissé.

Les résultats de cette simulation ont été comparés avec ceux d'un matériau de référence hypothétiquement isotrope. Etant donné la géométrie de l'éprouvette et la charge appliquée de 3 KN, la valeur de FIC sera égale à 50.2 MPa*m^{0.5} pour le matériau de référence. La comparaison en terme d'évolution de la contrainte en fonction de la distance r par rapport à la pointe de fissure est présentée dans la figure 6.18. La contrainte pour le composite est calculée par deux méthodes : forme simplifiée $\sigma_I = \frac{CTOD(C_e)}{2r}$ (équation 5.5) ou directement donnée par EF. La singularité de contrainte est bien suivie tant par la forme simplifiée 5.5 que par le calcul direct. Cependant, un écart de plus en plus important est remarqué en s'éloignant de la pointe de fissure. Il est plus judicieux alors de passer par le CTOD pour estimer correctement le FIC principalement si le rayon r est grand.

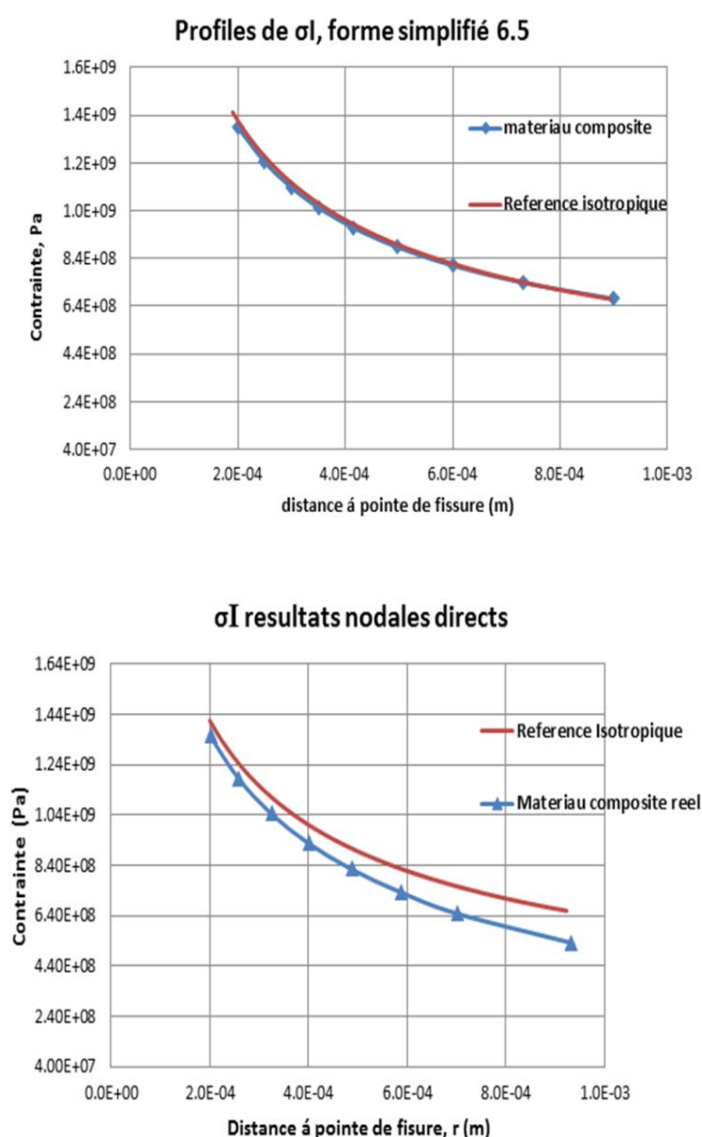


Figure 6.18 : profils de σ_I obtenus de la simulation FE statique

Dans la figure 6.19 nous avons tracé la variation CTOD en fonction de r . Le module d'élasticité du matériau isotrope de référence est déterminé à partir de la moyenne des 2 modules du matériau composite réel ($E_{moy}=51.578$ GPa).

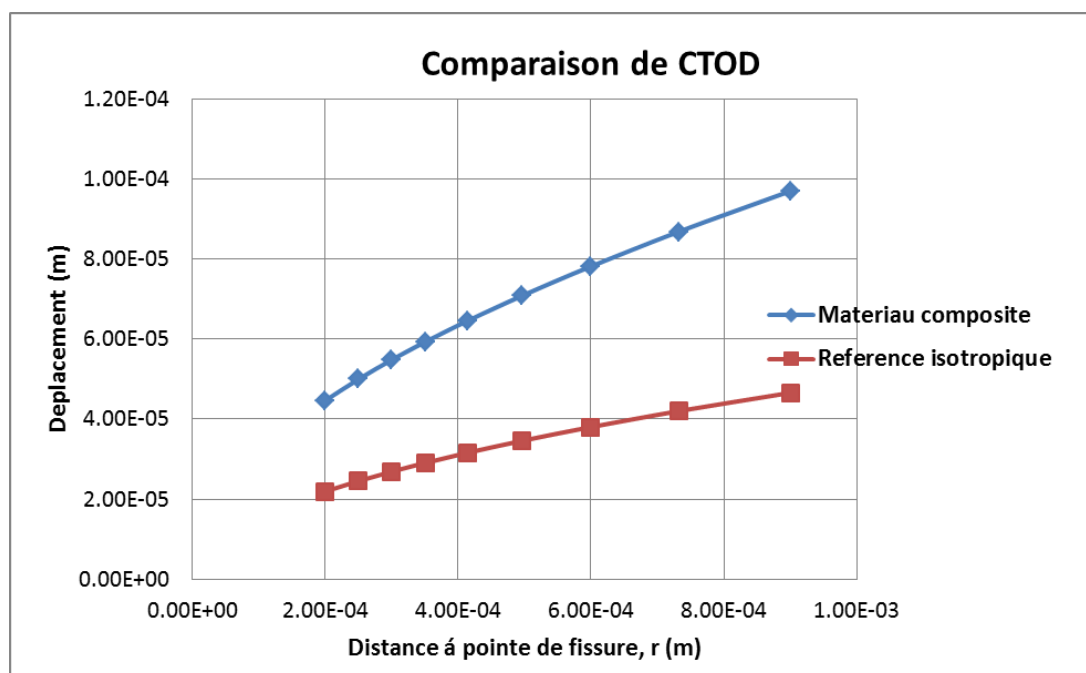


Figure 6.19 : CTOD du matériau composite: chargement statique

Le CTOD du composite est considérablement plus haut par rapport à celui du matériau de référence alors que les FIC calculés sont pratiquement identiques, leurs valeurs respectives est $K_{I} = 49.2$ et $K_{I} = 50.4$ MPa*m^{0.5}). Les profils des contraintes étaient également très similaires (voir ci-dessus). La raison de cette différence est la constante d'élasticité C_e : pour le matériau composite réel, cette constante a une valeur de 12.44 GPa tandis que pour le matériau isotrope équivalent elle est deux fois plus grande 25.79 GPa. La constante C_e peut être considérée comme inversement proportionnelle à la résistance d'ouverture de la fissure. dans notre cas, le rapport du C_e des deux matériaux comparés est d'environ 2, leur rapport de CTOD est de 1/2.

Evolution du FIC en dynamique

Le même modèle EF que précédemment a été utilisé pour la détermination du FIC en dynamique. Le chargement de l'éprouvette est effectué par un signal de vitesse issu du

premier test avec les barres d'Hopkinson (décrit dans le paragraphe suivant). L'évolution du FIC en fonction du temps est présenté dans la figure 6.20.

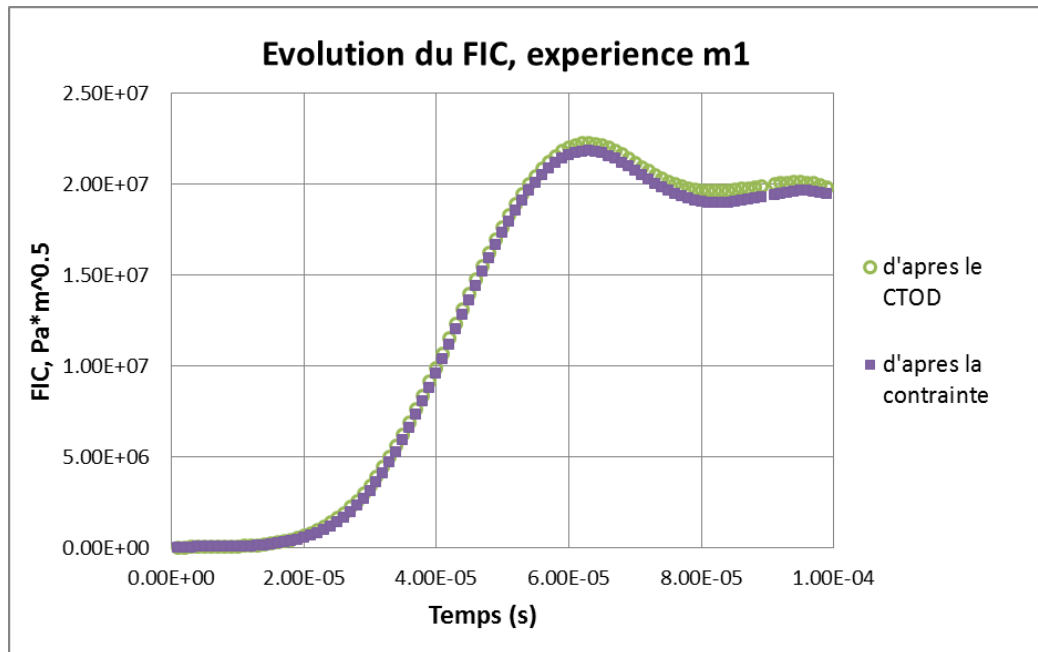


Figure 6.20 Evolution du FIC : calcul dynamique

La comparaison entre l'évolution du FIC obtenu à partir du CTOD et celui issu de la contrainte σ_I (pour $r = 0.2$ mm) présente un très bon accord entre les deux méthodes..

Nous pouvons considérer que les calculs EF combinés avec les deux approches pour déterminer le FIC sont valides aussi bien en statique qu'en dynamique. Donc c'est cette démarche qui sera suivie pour l'exploitation des essais sur les barres d'Hopkinson présentées ci-dessous.

V.7 ESSAIS DYNAMIQUE EN FLEXION TROIS POINTS PAR LES BARRES D'HOPKINSON

Les essais dynamiques de flexion trois points ont été effectués avec le dispositif des barres d'Hopkinson montré schématiquement dans la figure 6.21. Cet appareil consiste principalement en une chambre d'impulsion pneumatique, un projectile, trois barres (une barre incidente et deux transmettrices), un système de pilotage et d'acquisition des données, ainsi que des jauges de déformations et des capteurs de vitesses. Les barres et le projectile

sont en acier haute résistance (maraging C300). Les éprouvettes de flexion sont placées entre la barre incidente et les deux barres transmettrices.

Pendant les séquences d'essais, les ondes de déformation sont captées par des jauges de déformation. La méthodologie est la même que celle utilisée par Rubio & al. [10]. Les signaux de sortie sont dirigés vers des conditionneurs de type Vishay 2311, ensuite affichés et enregistrés par un oscilloscope Agilent, modèle Infinium 5483. La fréquence d'enregistrement des signaux est de 1 Mhz.

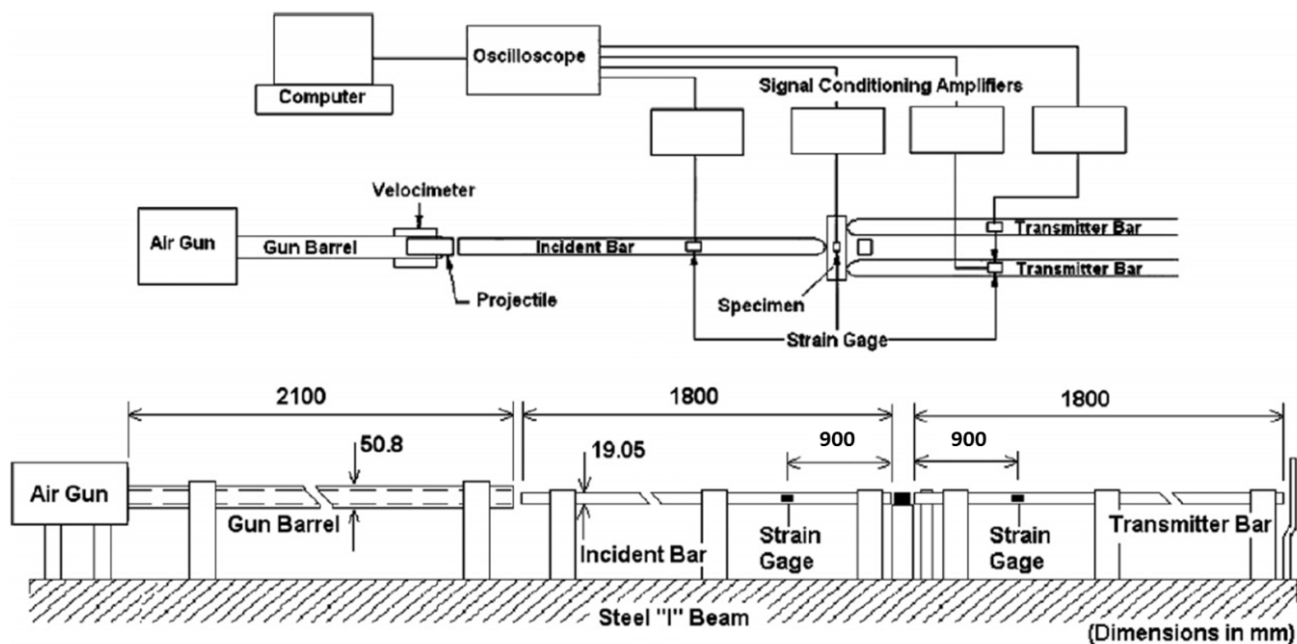


Figure 6.21: Dispositif des barres d'Hopkinson utilisé pour les tests dynamiques en flexion 3 points.

V.7.1 Traitement des essais sur l'acier AISI 304 soudé

La figure 6.22 montre le Modèle EF utilisé pour la mesure de la ténacité dynamique des éprouvettes soudées en acier AISI304. Pour les raisons de la symétrie du modèle, seule la moitié du système est représentée. Comme c'est un Modèle plan (2D), l'épaisseur de la barre transmettrice est calculée de façon à ce que la surface de la section transversale de la barre « plane de section rectangulaire » soit équivalente à la surface réelle de la barre circulaire de 19.05 mm de diamètre. Les deux nœuds coïncidents de la barre transmettrice et de l'éprouvette sont couplés en direction X pour simuler un contact permanent.

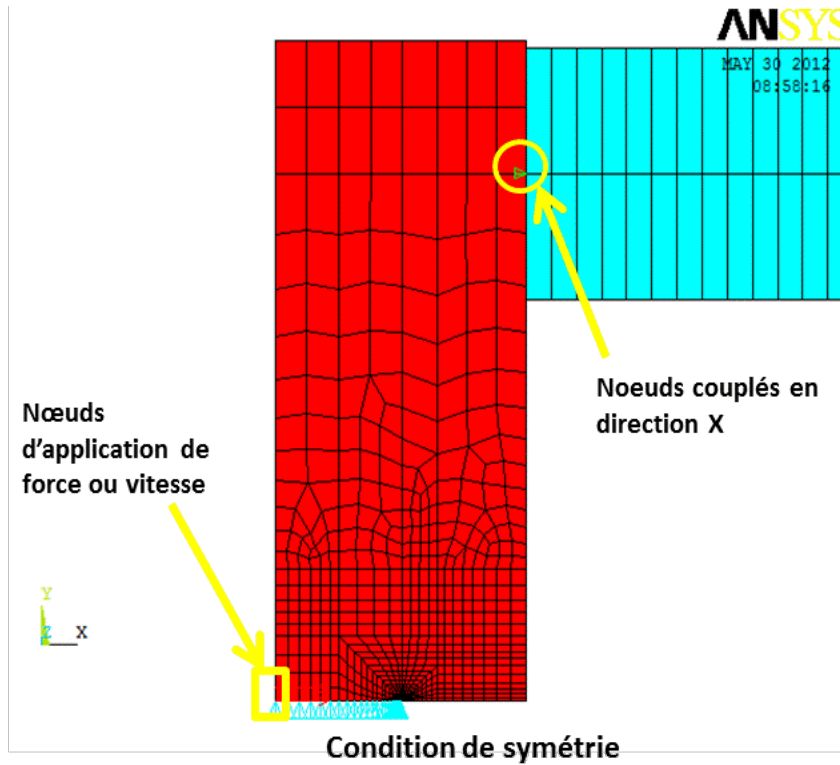


Figure 6.22 Modèle Eléments Finis (MEF) pour les éprouvettes en acier AISI 304

En suivant les méthodes expliquées dans le chapitre IV avec l'approche typique de force et la nouvelle proposition de l'approche en vitesse, la procédure de traitement de données est la suivante:

- Dans la première approche le chargement du modèle EF (figure 6.22) se fait par l'intermédiaire d'une impulsion en vitesse V_1 appliquée à l'éprouvette. Cette vitesse est déduite à partir des mesures issues des jauges de déformations placées sur la barre incidente, en utilisant l'équation 2.9 rappelée ci-dessus.

- La deuxième approche consiste en un chargement de type force. Le signal de cette appliqué à l'éprouvette est déduit à partir de l'équation 2.11

$$V_1 = C_0(\varepsilon_i - \varepsilon_r) \quad (2.9)$$

$$P_1 = E_0 A_0 (\varepsilon_i + \varepsilon_r) \quad (2.11)$$

Pour éviter une concentration de contraintes trop importante, le chargement a été distribué sur 3 nœuds (2 nœuds pour la symétrie du modèle) situés au milieu de l'éprouvette sur la zone de contact avec la barre incidente (figure 6.22).

Les résultats des calculs EF correspondant sont donc l'évolution du FIC pour chaque essai réalisé (figure 6.23). La méthode de calcul du FIC utilisée est celle que nous avons proposée dans la section V.5. La ténacité dynamique est égale à la valeur du FIC relatif à l'instant de propagation de la fissure. Cet instant est déterminé à partir de l'analyse du signal de la gauge de déformation collé sur chaque éprouvette. Ceci est en accord avec le critère établi initialement par Yokoyama [1] et confirmé par la suite par Rubio et Gallardo [10]. Dans ce critère on considère que la fissure commence à se propager quand le signal de la jauge collée dans la zone de la fissure présente une première inflexion, car cela veut dire que le champ de déformations commence à se relaxer à cause de la propagation de la fissure. L'analyse détaillée de résultats sera présentée dans le chapitre VI.

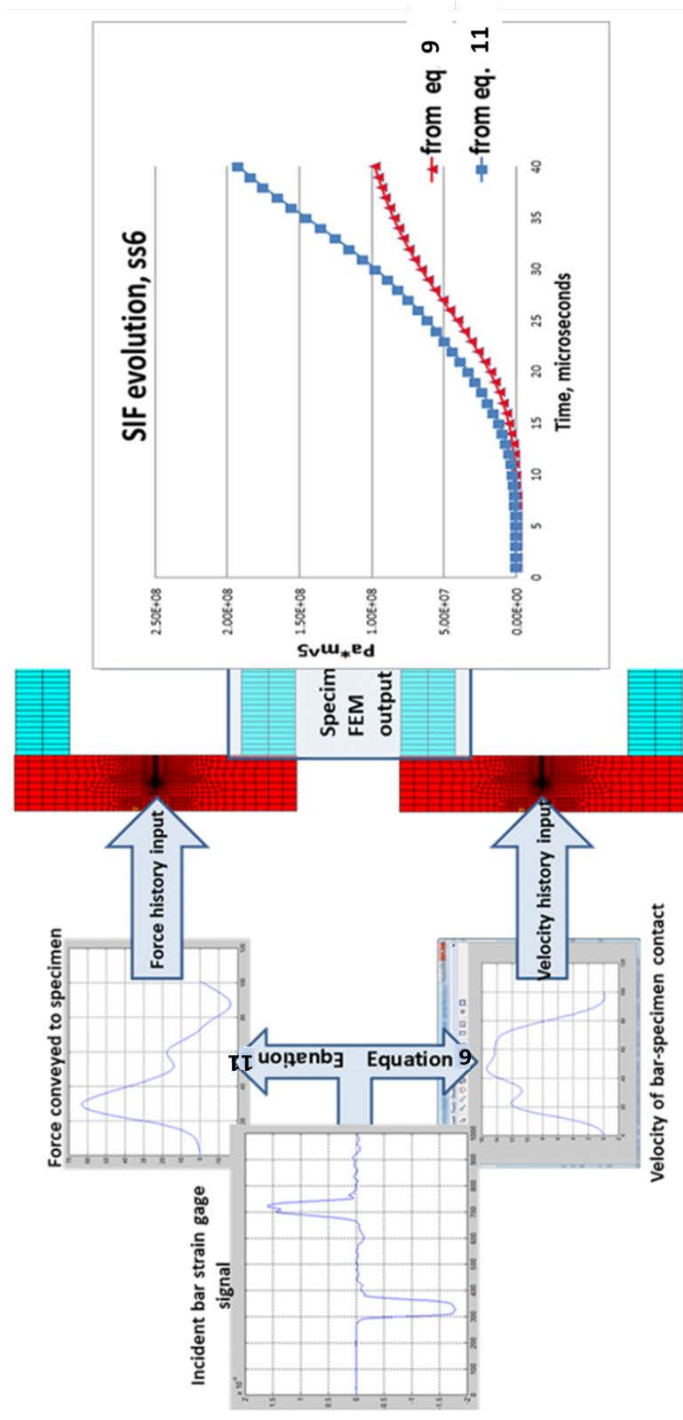


Figure 6.23 Approche d'entrée de force typique et approche de vitesse proposée.

V.7.2 Traitement des essais sur le matériau composite tissé

Le traitement de données pour ces essais a été effectué en appliquant la nouvelle proposition que nous avons présenté dans la section IV.4.2. Et cette fois-ci le modèle EF est plus sophistiqué par rapport à celui utilisée pour le traitement de l'acier AISI304 dans la section

précédente. La barre incidente est modélisée également en introduisant les conditions de contact unilatéral avec l'éprouvette ainsi qu'entre celle-ci et les deux barres transmétrices. Un coefficient de frottement a été aussi introduit par l'intermédiaire de la loi de Coulomb.

La figure 6.24 montre schématiquement le modèle EF ainsi que la démarche de traitement de données utilisée pour les essais.

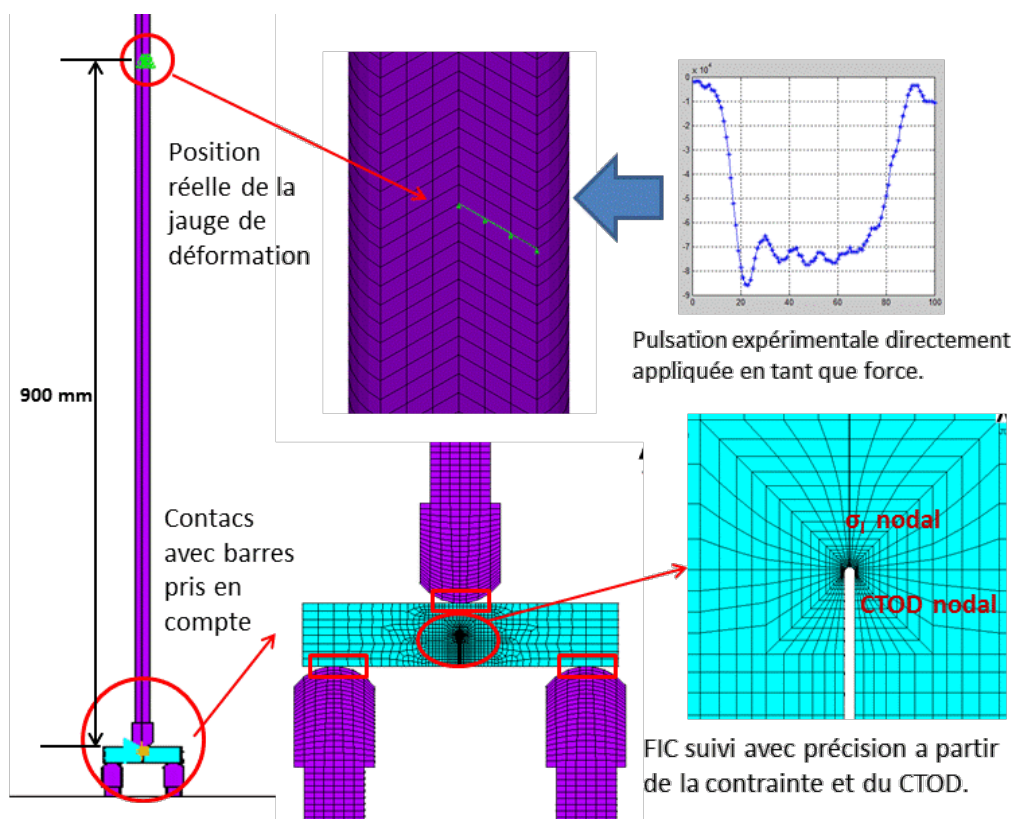


Figure 6.24 Modèle EF dynamique en flexion 3 points du composite tissé.

L'impulsion incidente de chacun des tests est extraite du signal capté par la jauge de déformation de la barre incidente. Le modèle EF complet est alimenté avec cette impulsion comme un chargement en force du nœud central de la barre incidente situé à 900 mm de l'interface avec l'éprouvette.

La simulation est lancée pendant 300 microsecondes pour que la pulsation incidente traverse l'interface 1 (en théorie, 186 microsecondes depuis le démarrage de la simulation sont nécessaire pour que l'onde incidente arrive au niveau de la jauge de déformation). De cette façon on est assuré de suivre correctement l'évolution du FIC pour le reste de la simulation.

Il est important de remarquer qu'avec cette approche, seule l'impulsion incidente est nécessaire pour alimenter le modèle EF car les autres impulsions réfléchies et transmises sont des conséquences de l'interaction des barres avec l'éprouvette. Si la durée de la simulation est suffisamment longue il est possible de les calculer pour pouvoir les comparer aux données expérimentales. L'évolution du FIC peut être directement déterminée à partir des nœuds sélectionnés de l'éprouvette comme cela a été présenté dans la section V.4.2. La ténacité dynamique pourra donc être déduite de la valeur du FIC à l'instant de rupture.. Les résultats de cette approche concernant 7 éprouvettes en matériau composite seront présentés et analysés dans le chapitre suivant.

VI: ANALYSE ET DISCUSSION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

VI.1 Sur la caractérisation préliminaire et la fatigue de l'acier AISI304

Les analyses de composition chimique du matériau ont confirmé le caractère inoxydable ductile de ce matériau. Avec un pourcentage de 18% de chrome, qui est la caractéristique la plus importante pour que les aciers soient considérés comme inoxydables.

Les essais préliminaires de micro dureté ont montré qu'il n'y a pas une différence importante entre la dureté du matériau de base, la Zone affecté thermiquement ou le métal fondu. Leurs valeurs oscillent entre 250 et 350 HVO0.5.

Quant aux essais de traction, les résultats expérimentaux suggèrent que le module de Young du matériau de base n'est pas vraiment influencé par la direction de laminage. Le module de Young dans le sens transversal étant de 174 GPa et dans le sens longitudinale 176 GPa. La zone soudée du matériau, telle qu'elle est mesurée pendant les essais de ténacité montre un module d'élasticité un peu plus élevé de 188 GPa et un coefficient de Poisson de 0.32.

Le Comportement en fatigue du matériau s'est révélé très plat pour un nombre de cycles entre 10^4 et 10^6 , une contrainte de 400 MPa et un rapport de charge de 0.1. Les ruptures observées sont parfois dans le matériau de base, d'autres fois dans la zone soudée ; ce qui veut dire que la zone soudée a une résistance à la fatigue, aussi très similaire à celle du matériau de base. La limite d'endurance jusqu'à 2×10^6 cycles est toujours supérieur à la limite d'élasticité. La littérature sur ce type de matériau confirme ce résultat. A partir des résultats expérimentaux, pour une contrainte de 400 MPa, le critère Palmgren-miner, nous donne un nombre de cycles de 240 000 correspondant à 100% d'endommagement .

VI.2 TENACITÉ: ESSAIS QUASI-STATIQUES

VI.2.1 Cas de l'acier AISI 304 soudé

Les essais de ténacité statique ont été réalisés en suivant la norme ASTM E399-90 [31].

Les résultats des 10 éprouvettes testées du matériau sain (sans endommagement) sont montrés dans la figure 7.1. Rappelons qu'une entaille de 0.2 mm d'épaisseur et 10 mm de longueur a été usinée sur toutes les éprouvettes, mais seule 3 d'entre elles sont pré-fissurées à 1 mm.

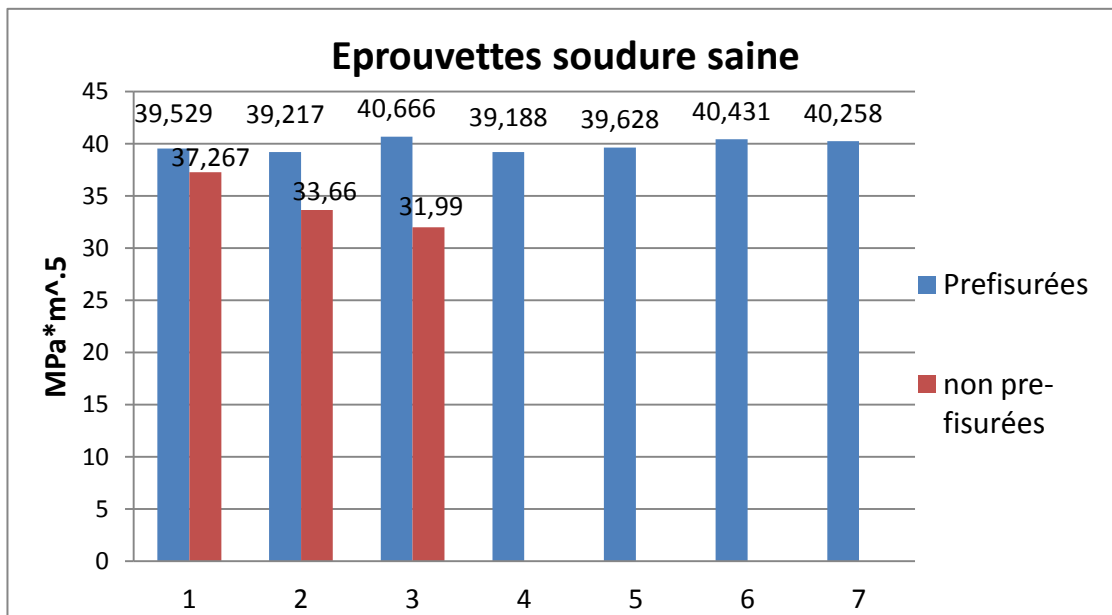


Figure 7.1. Ténacité quasi-statique à la fracture, soudure saine.

On remarque que toutes les éprouvettes pré-fissurées ont une valeur de ténacité similaire et raisonnablement constante de $40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Ces résultats suggèrent que s'il existe une pré-fissure (créée par fatigue) toutes les éprouvettes auront le même comportement: que ce soit pour le matériau de base, le métal fondu ou la ZAT. Les 3 éprouvettes qui n'ont pas été pré-fissurées présentent clairement une ténacité un peu plus basse que les autres. Ceci est dû principalement au rayon de fond de fissure et à la petite différence de longueur (11 et 10 mm). Mais globalement, on peut assimiler l'entaille à une fissure pour la suite du document.

VI.2.2 Cas de l'acier AISI304 soudé, endommagé par fatigue

Les résultats des essais de ténacité des 4 éprouvettes rapportés dans la section V.4.2 sont montrés dans la figure 7.2. La colonne bleu clair indique le niveau maximal de contrainte soumis à l'éprouvette. Les contraintes sont présentées avec une échelle de 1/5 pour une meilleure comparaison avec les FIC correspondant. On observe que l'éprouvette qui a subi le

moins d'endommagement par fatigue (250 MPa) a une ténacité de $45.162 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, supérieure à celles des 3 autres normalement plus endommagées.

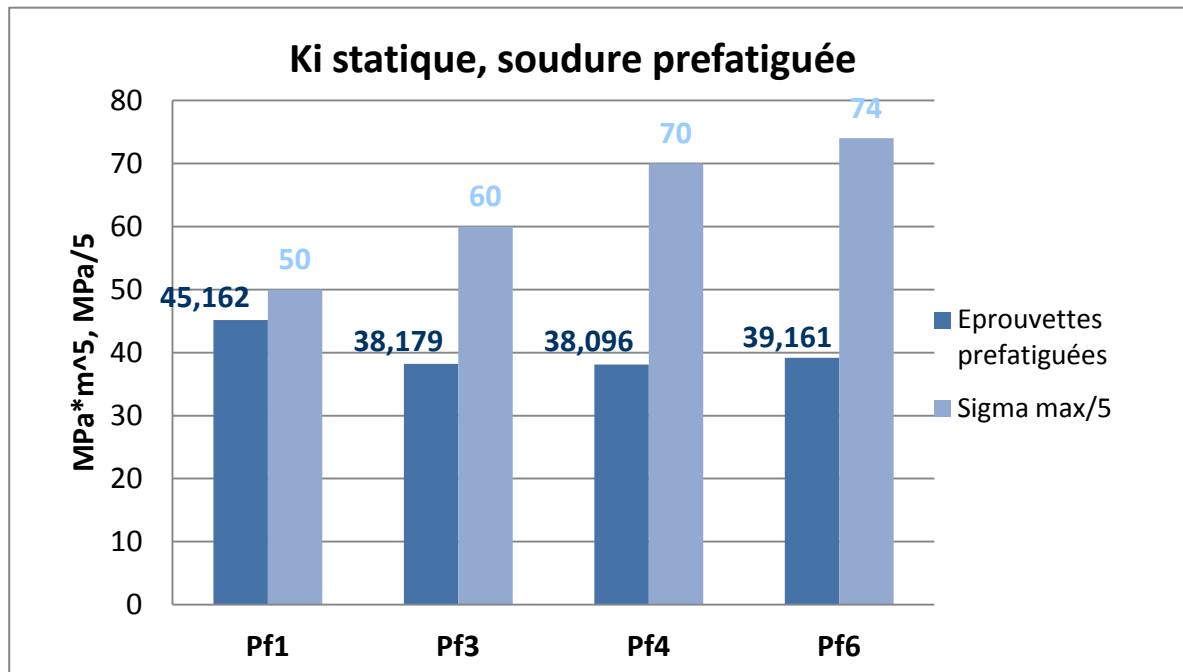


Figure 7.2 Ténacité quasi-statique du matériau soudé pré-fatigué.

Le fait que la limite d'élasticité pour ce matériau est de 250 MPa, ces résultats suggèrent que la ténacité quasi-statique baisse quand la contrainte dépasse cette limite. Mais, on remarque également que quelque soit la contrainte cyclique appliquée, l'endommagement par fatigue n'aurait aucune influence sur cette ténacité. Ceci est valable au moins pour un nombre de cycle de 1^6 .

Pour le troisième lot d'éprouvettes les résultats expérimentaux montrent exactement la même chose, sachant que dans cette configuration la contrainte était de 400 MPa, identique pour tous les essais et supérieure à la limite élastique (figure 7.3). Les trois éprouvettes présentent une ténacité très proche entre elles. Les valeurs obtenues sont :

- éprouvette44, D=25%. $K_{IC}=33.746 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{.5}$
- éprouvetteE2, D=50%. $K_{IC}=33.855 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{.5}$
- éprouvetteE1, D=75%. $K_{IC}=34.71 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{.5}$

La valeur moyenne des résultats est de $34.103 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ qui est pratiquement la même que la ténacité quasi-statique du matériau n'ayant subi aucun endommagement avec une valeur de

32.83 MPa. m^{1/2}. La petite différence de ténacité entre les deux lots d'éprouvettes est due principalement à la préfissuration de 1 mm du premier lot.

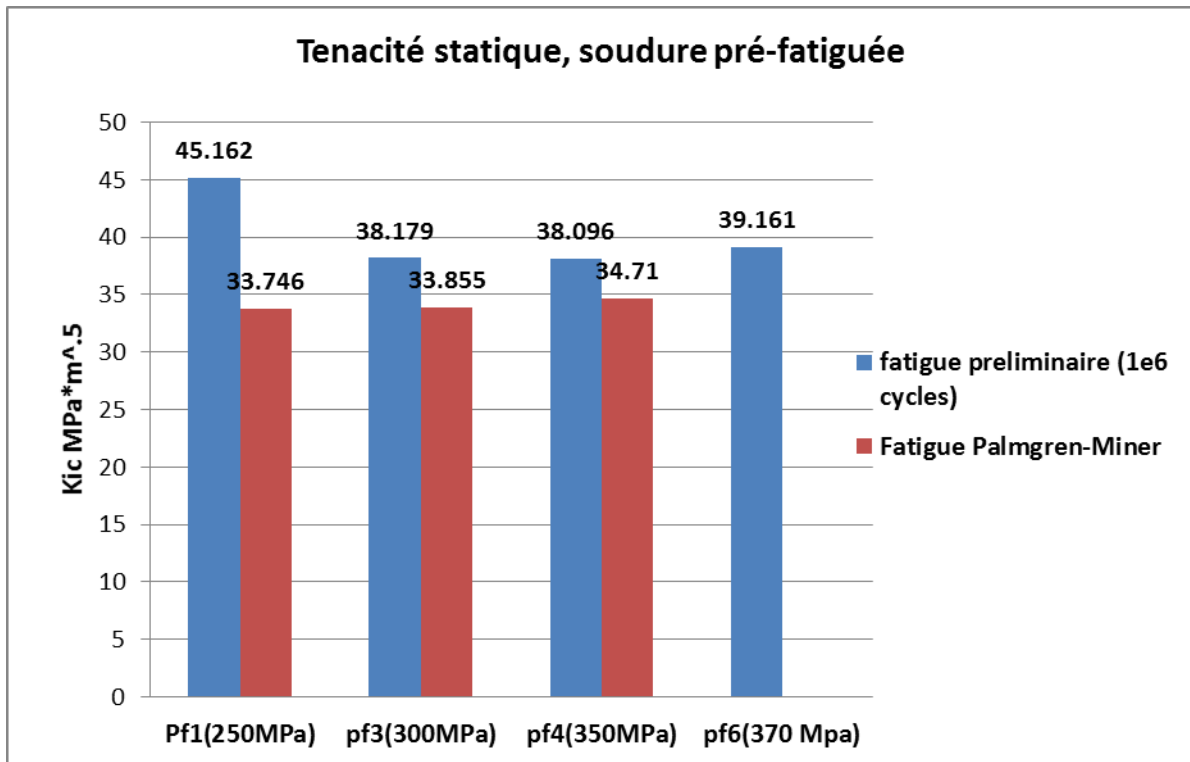


Figure 7.3 Comparaison ténacité statique soudure pré-fatiguée

Il est important de remarquer, néanmoins, que les courbes charge/déplacement montrent une différence assez nette entre les éprouvettes pré-fatiguées (figure 7.4). On remarque que la limite d'élasticité ainsi que la résistance à la rupture augmentent sensiblement avec l'endommagement. Cependant, le module d'élasticité et l'allongement à rupture restent inchangés.

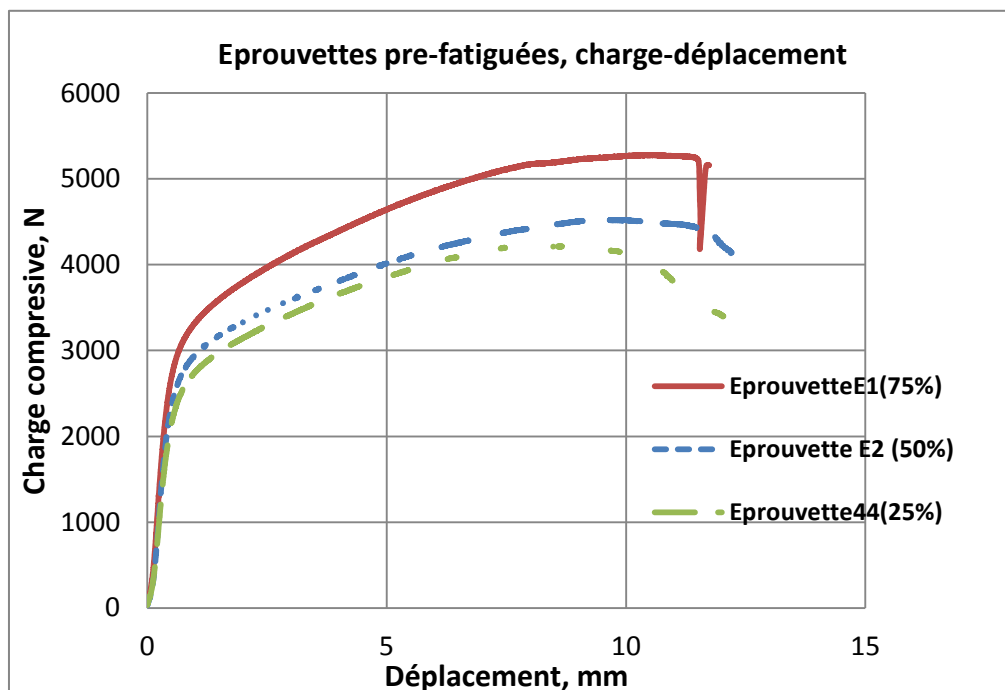


Figure 7.4 Courbes charge-déplacement des éprouvettes pré-fatiguées selon le critère Palmgren-Miner

VI.2.3 Cas du matériau composite tissé

La ténacité statique du matériau composite tissé a été mesurée aussi en suivant la norme ASTM. Les valeurs obtenues pour les de 2 essais sont 25.852 et 28.564 MPa.m^{1/2} avec une moyenne de 27.2 MPa.m^{1/2}. La courbe charge-déplacement du deuxième essai est présentée dans la figure 7.5.

Experiance 2 tenacité quasi-statique materiau composite

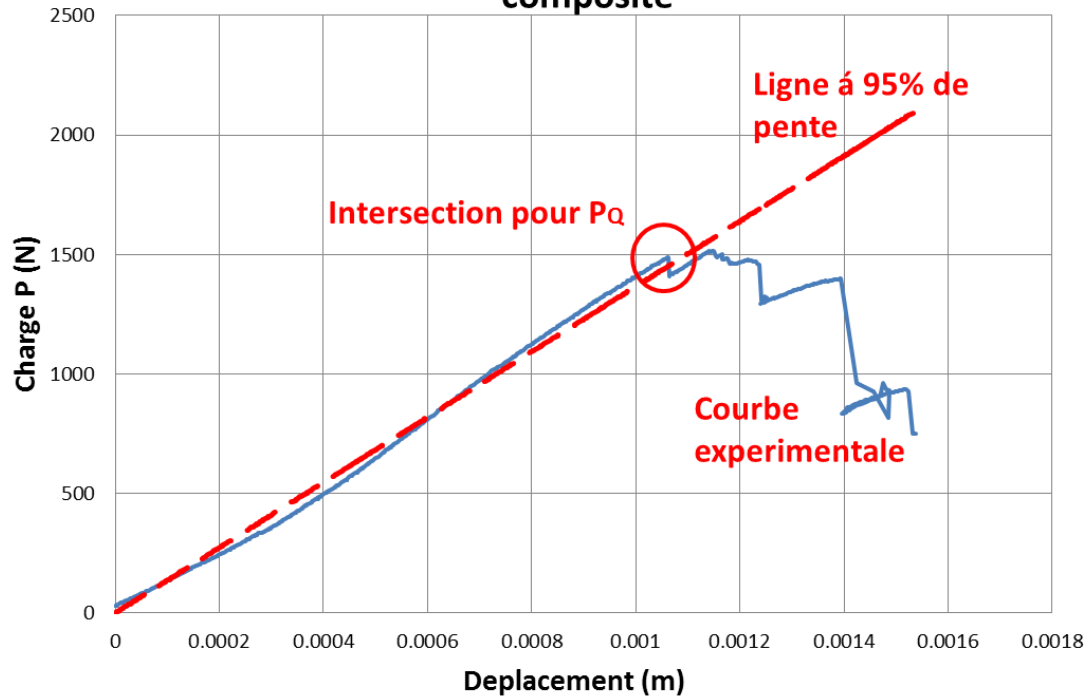


Figure 7.5 Courbe charge-déplacement pour l'essai de ténacité statique.

Ce matériau composite présente un comportement raisonnablement linéaire jusqu'au point correspondant à la charge maximale de rupture. La phase de rupture est très irrégulière. Ce comportement est très différent de celui obtenu pour de l'acier AISI304 soudé qui présentait une forme typique des courbes charge-déplacement ductile. Cette différence de comportement est due aux mécanismes de rupture qui ne sont pas les mêmes pour les deux matériaux. Les matériaux composites sont généralement quasi-fragile avec une rupture saccadée des fibres.

VI.3 TENACITE DYNAMIQUE K_{ID} : ESSAIS HOPKINSON EN FLEXION 3 POINTS

VI.3.1 Ténacité dynamique : cas de l'acier AISI304 soudé sain (sans endommagement)

Les résultats de plusieurs essais avec des vitesses de projectile allant de 15 à 20 m/s sont présentés dans la figure 7.1. La ténacité statique dont la valeur mesurée est de $39.84 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ est présentée comme une ligne de référence horizontale. Pour chaque essai, nous présentons les valeurs de la ténacité dynamique K_{ID} obtenues avec les deux approches: la nouvelle approche proposée en vitesse (entrée vitesse) et l'approche classique en force ($K_{I\sigma 99}$).

La ténacité mesurée avec le nouvelle approche varie de 41 à 55.3 MPa.m^{1/2}, alors que l'approche classique donne des valeurs trop dispersives par rapport à la vitesse de 40.5 à 120 MPa.m^{1/2}.

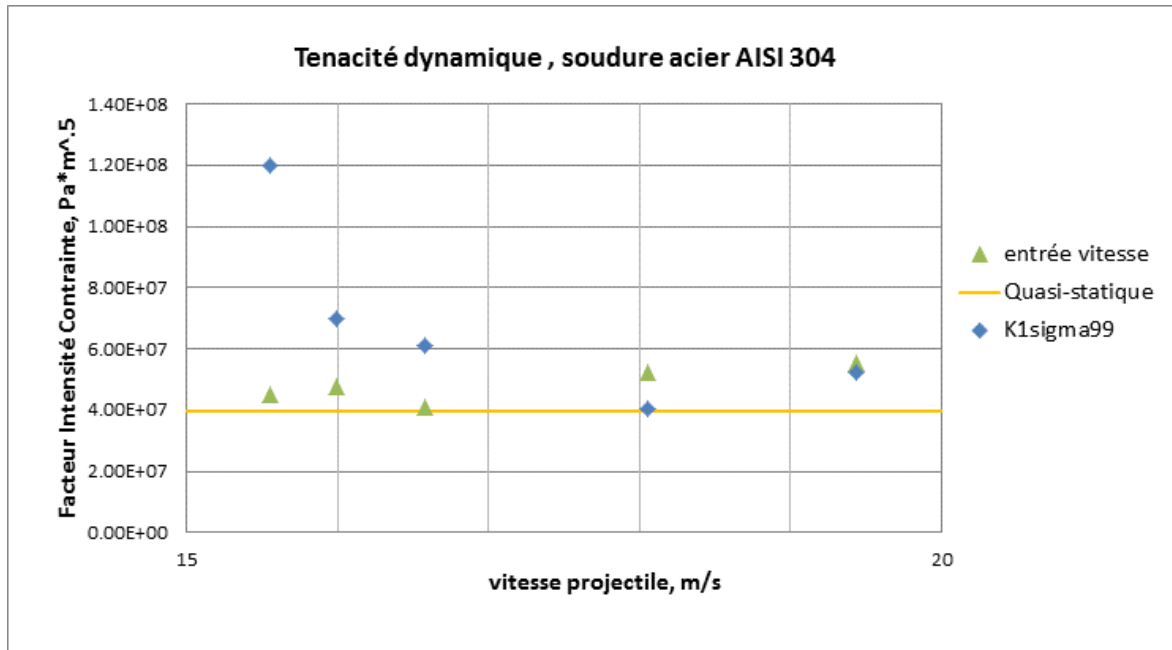


Figure 7.6 Résultats de ténacité dynamique de l'acier AISI304 soudé sain.

Il faut remarquer ici, que la nouvelle proposition et l'approche traditionnelle sont basées sur le même principe théorique représenté par les équations 3.9 et 3.11 respectivement. Parmi les raisons de cette différence entre les résultats expérimentaux traités par l'une ou l'autre approche, on peut en citer deux principalement:

- Les oscillations dues aux perturbations dans l'impulsion de déformation, les « Risetimes » mesurées dans les impulsions réelles et qui ne sont pas pris en compte dans les modèles physico-mathématiques.

- L'application des équations 3.9 et 3.11 joue également un rôle très important dans la différence observée entre les résultats expérimentaux : le chargement en vitesse est directement proportionnel à la somme des impulsions incidente et réfléchi, tandis que celui en force est proportionnel à la différence entre ces mêmes impulsions. Nous pouvons remarquer (figure 7.7) que les erreurs relatives des impulsions sont significativement réduites quand elles sont additionnées (cas des vitesses), car elles agissent sur des amplitudes plus grandes. Par contre, quand elles sont soustraites (cas des forces) les amplitudes des impulsions sont plus faibles, ce qui a pour conséquence des erreurs relatives plus importantes. Dans ce

dernier cas les amplitudes des impulsion de forces sont souvent surestimées, alors que celles des vitesses sont raisonnablement similaires aux évolutions attendues.

Les deux raisons évoquées ci-dessus sont principalement les causes qui conduisent à des évolutions de FIC plus rapides pour le cas de force, et donc à des valeurs de K_{ID} différentes, généralement plus élevées par rapport à l'approche en vitesse proposée. Ceci est illustré dans la figure 7.2

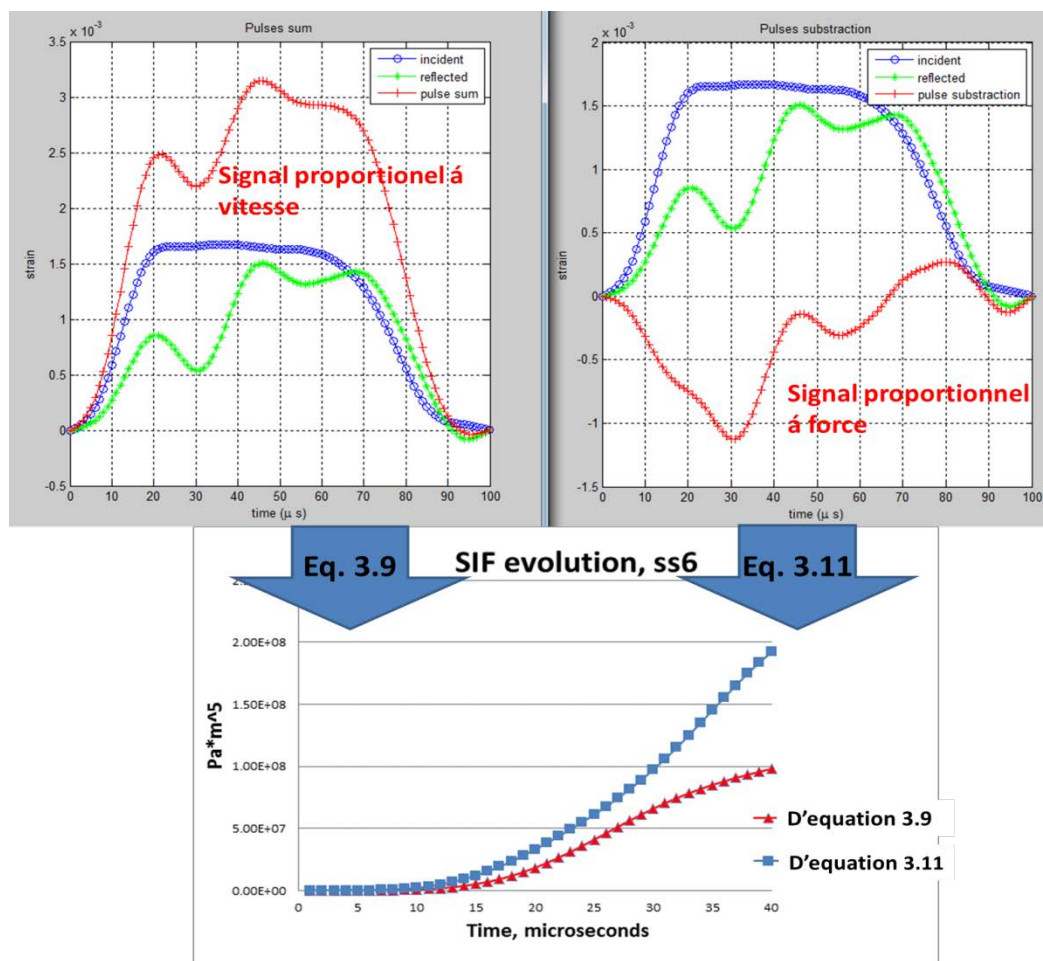


Figure 7.7. Traitement des pulsations et calcul de FIC en dynamique .

VI.3.2 Ténacité dynamique : cas de l'acier AISI304 soudé pré-fatigué

Les résultats présentés dans la figure 7.8 indiquent que l'influence du niveau d'endommagement par fatigue ne serait pas très significatif sur la ténacité dynamique du matériau. Les points solides sont les résultats obtenus en utilisant l'approche en vitesse et les points creux sont les résultats obtenus avec l'approche traditionnelle en force. Les résultats de

cette dernière montrent une dispersion beaucoup plus importante que les résultats obtenus avec l'approche de vitesse proposée et peuvent mener à une interprétation erronée.

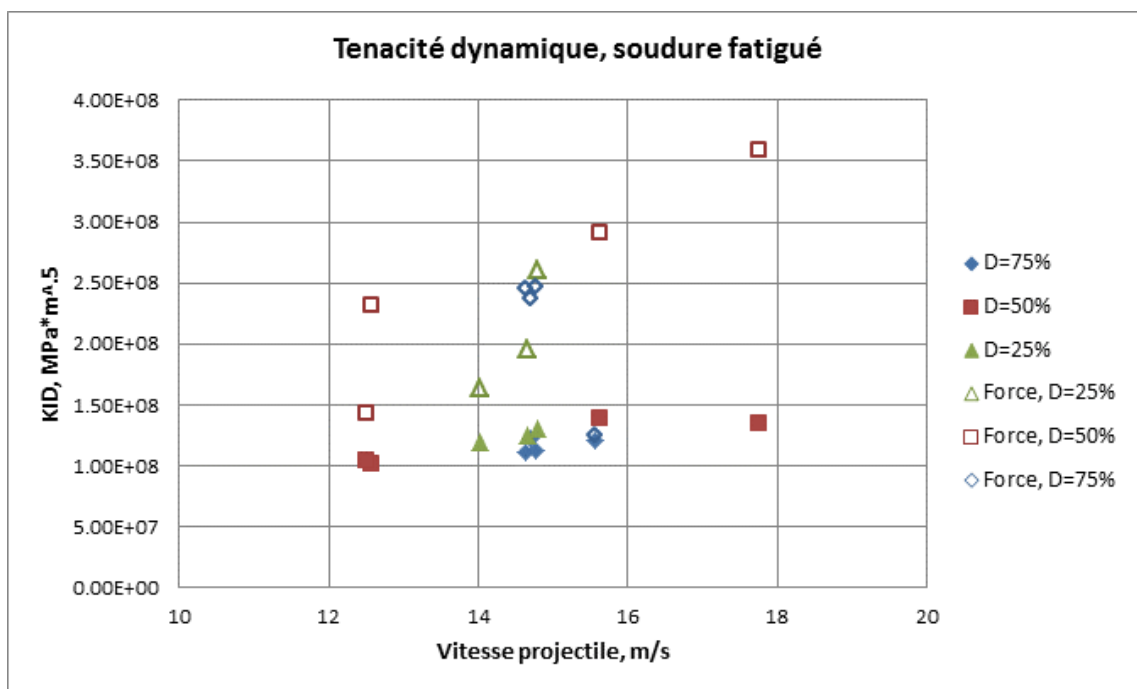


Figure 7.8 Ténacité dynamique de l'acier AISI304 soudé pré-fatigué.

L'explication de cette différence entre les deux approches est la même que celle déjà donnée dans le paragraphe précédent.. Il est important de préciser que l'instant (le moment) de propagation de fissure utilisé et le même pour chaque essai, quelque soit l'approche utilisée. Nous avons aussi présenté dans la figure 7.9 une comparaison entre les résultats des éprouvettes soudées pré-fatiguées et les éprouvettes saines. Dans ce cas seule les résultats de l'approche en vitesse sont rapportés.

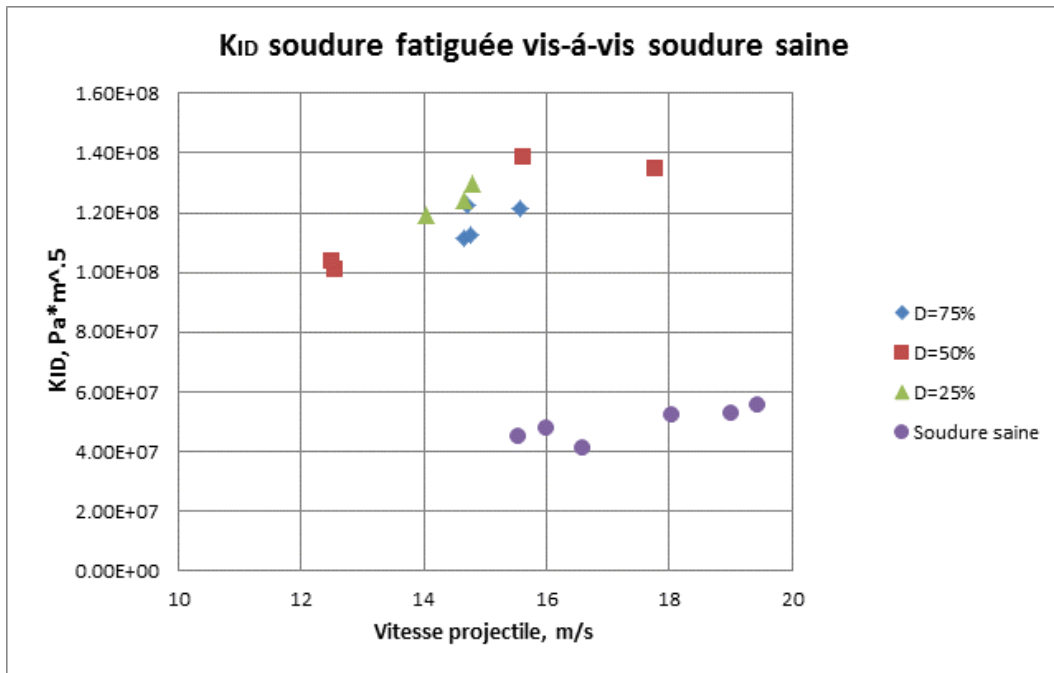


Figure 7.9 Comparaison de la ténacité dynamique entre, soudure saine et préfatiguée.

La différence des valeurs de ténacité dynamique entre les éprouvettes saines et les éprouvettes endommagées reste très importante. L'ensemble des éprouvettes fatiguées montrent des ténacités entre 100 et 140 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. La ténacité du matériau sain étant entre 40 et 55 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Cette différence ne peut pas être attribuée exclusivement au changement des propriétés mécaniques du à l'endommagement par fatigue. La dispersion expérimentale entre les essais aurait pu exagérer cette différence. Une première explication vient de la déformation plastique "l'écroutissage" que le matériau a subi pendant le processus d'endommagement par fatigue. Effectivement, comme il a été présenté dans le chapitre I, l'acier AISI304 est très sensible au durcissement par déformation, et la contrainte de fatigue appliquée est de 400 MPa largement au dessus de la limite d'élasticité de 250 MPa.

Rappelons que la ténacité statique des éprouvettes pré-fatiguées est de 34 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, cette valeur est un peu plus basse par rapport à celle des éprouvettes saines de 40 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. L'influence de l'endommagement par fatigue est de 15% environ. Dans le cas de la ténacité dynamique, l'endommagement par fatigue avec les mêmes paramètres, a fait augmenter cette ténacité de 150%. Ces résultats sont assez surprenants et voudraient dire que la fatigue a un effet très limité sur la ténacité statique de ce type de matériau ; mais par contre, un effet considérable sur l'augmentation la ténacité dynamique. Comme nous l'avons vu auparavant, ceci n'est pas forcément dû à la fatigue mais plutôt à la déformation plastique qui favorise la transformation martensitique dans ce type de matériau inoxydable.

VI.3.3 Ténacité dynamique: cas du matériau composite tissé carbone-époxy

Les jauges de déformation collées sur les éprouvettes sont placées juste derrière la pointe de fissure, comme montré dans la figure 7.10, de telle manière à ce que la déformation dynamique puisse être mesurée le plus proche possible de cette pointe. L'instant de propagation (crack onset time) t_c est l'instant où le signal de cette jauge de déformation montre la première inflexion. Pour le cas présenté dans la figure 6.20 correspondant au test mI , on pourrait admettre que le calcul de K_{ID} à partir d'un modèle EF avec l'éprouvette seule, serait valable que si t_c est inférieure à 60 microsecondes, à compter de l'instant où l'onde arrive à l'interface 1 avec l'éprouvette.

Néanmoins, l'utilisation du modèle EF complet proposé dans les sections IV.4.1 et présenté dans la section V.7 est celui qui a été utilisé pour s'assurer que l'interaction de l'éprouvette avec les barres d'Hopkinson soit bien prise en compte.

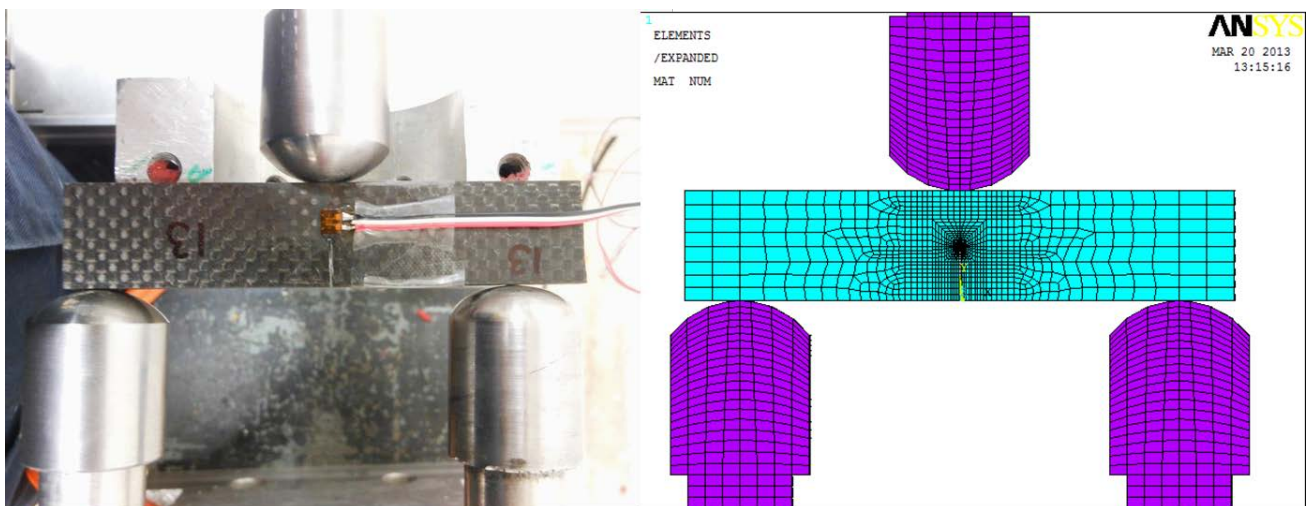


Figure 7.10 Dispositif réel et modèle complet EF correspondant pour les essais dynamique

Tout d'abord il est important de remarquer que pour cette proposition, seulement la pulsation incidente est nécessaire pour alimenter le modèle EF. Les impulsions réfléchiée et transmise sont des conséquences de l'interaction de l'impulsion incidente avec l'éprouvette. Si la durée de la simulation est prolongée, il est possible de calculer toutes les impulsions pour une éventuelle comparaison avec les résultats expérimentaux. Les évolutions du FIC en fonction du temps issues de toutes les expériences menées sur le composite tissé sont rapportées dans la figure 7.11.

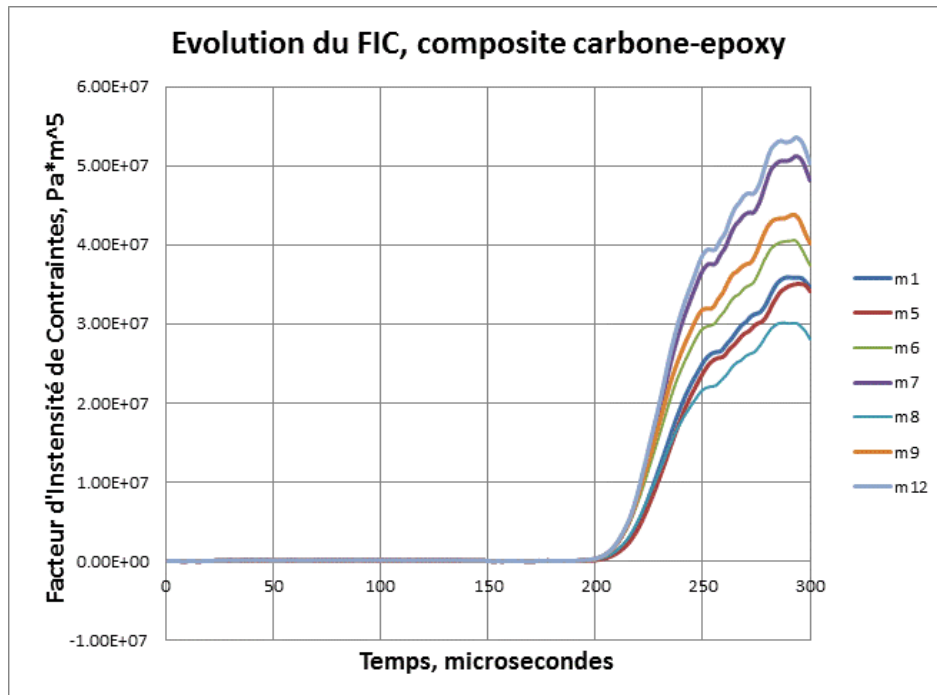


Figure 7.11 Evolutions du FIC dynamique pour le composite tissé: modèle complet

On observe que l'allure générale des évolutions du FIC est identique pour tous les essais, seules les amplitudes sont différentes. La perte de contact de l'éprouvette avec les barres est confirmée par les différents changements de pente dans les courbes. En analysant les résultats EF, les premières pertes de contact avec la barre incidente ont lieu entre 241 et 249 microsecondes à partir du début de la simulation. Pour les barres transmettrices, le recul et le retour "assez faible" de l'éprouvette a été confirmée également. Ce phénomène de re-contact a lieu entre 235 et 240 microsecondes pour toutes les essais. Ceci signifie que lorsque l'éprouvette perd le contact avec la barre incidente, elle regagne du contact avec les barres transmettrices et vis versa. L'éprouvette peut à un moment donné se trouver complètement libre entre les barres.

Si la ténacité dynamique K_{ID} est atteinte avant la première perte de contact, le modèle avec l'éprouvette seule pourra suffire à obtenir de bons résultats. Dans le cas du modèle complet aucune vérification n'est nécessaire et quelque soit l'instant de rupture le calcul de K_{ID} sera correct. Pour tous les essais que nous avons réalisés l'instant de rupture t_c était atteint avant la perte de contact. Mais comme on ne peut pas le prévoir, l'utilisation du modèle complet est nécessaire pour garantir un résultat fiable.

L'inconvénient principal d'un modèle complet est le fait qu'il soit relativement coûteux en termes de ressources de calcul et les fichiers résultats sont gigavores.

La figure 7.12 présente une comparaison entre des évolutions du FIC entre le modèle complet et l'éprouvette seule. Pour chacun des modèle les résultats sont rapportés pour les deux méthodes de traitement de données: le CTOD et la Contrainte. Nous remarquons une divergence systématique entre les deux modèle à 60 μ s environ. Ceci est dû principalement à la perte de contact.

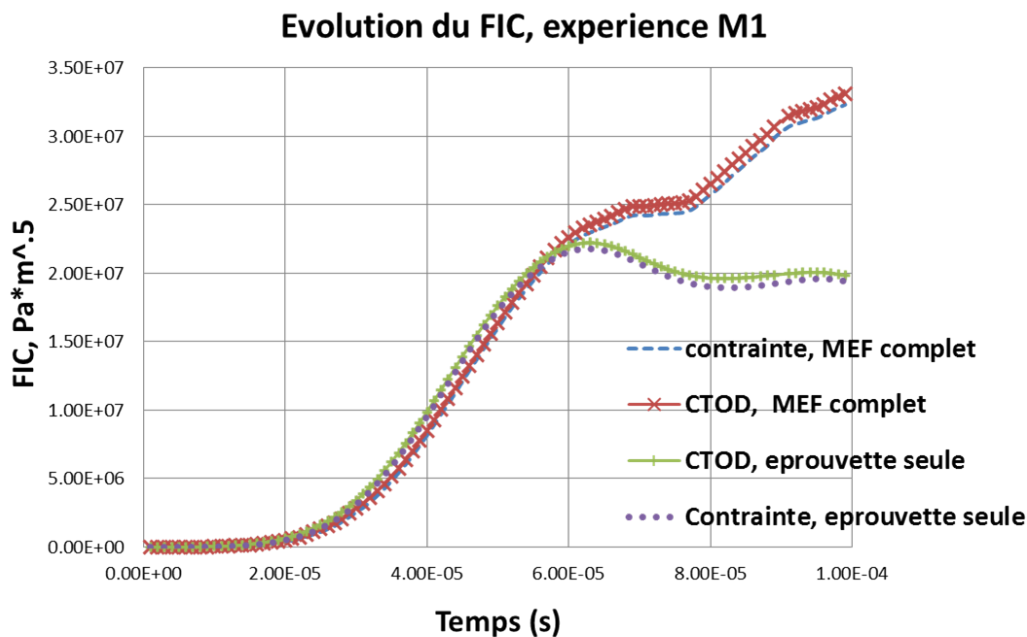


Figure 7.12 Comparaison des évolutions du FIC: modèle complet et éprouvette seule

Dans le cas du modèle complet l'éprouvette peut avancer plus vite que la barre incidente, elle fléchit de manière plus importante et les calculs aboutissent à des FIC plus grand. Par contre le modèle de l'éprouvette seule suit exactement le signal issu de la barre incidente. L'autre explication complémentaire est que dans ce dernier modèle les impulsions réfléchié et transmise ne sont pas pris en compte, alors qu'elles participent de manière non négligeable à la flexion de l'éprouvette. L'analyse des résultats EF nous permet de confirmer ce constat.

Les résultats des essais de ténacité dynamique sont présentés dans la figure 7.13. Les ténacités quasi-statiques des 2 expériences sont également affichées pour la comparaison. Les valeurs de ténacité dynamique sont plus basses que les valeurs quasi-statiques: la valeur moyenne des essais statiques est de 27.2 MPa.m^{1/2}, tandis que les valeurs de la ténacité dynamique varient entre 15.45 et 25.6 MPa.m^{1/2}.avec une valeur moyenne des essais de 20 MPa.m^{1/2} Les

résultats suggèrent aussi que la vitesse du projectile aurait une certaine influence sur la ténacité dynamique du matériau, mais cela nécessite une étude approfondie avec une plage de vitesse plus étendue.

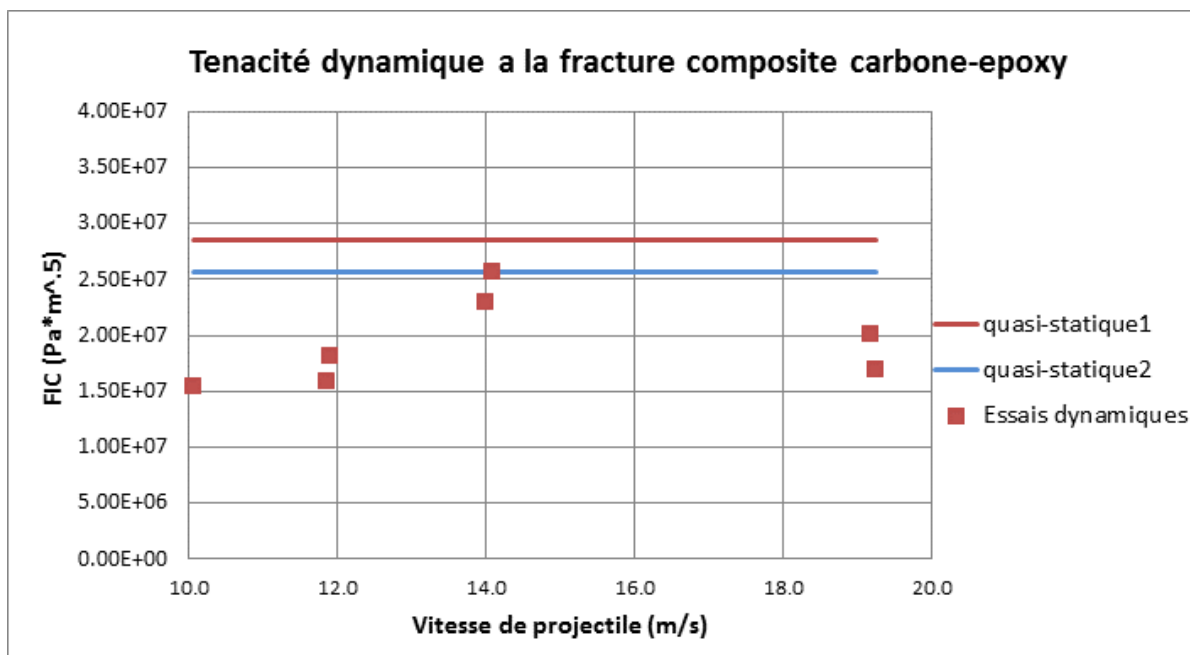


Figure 7.13 Ténacité dynamique du matériau composite carbone-époxy.

CONCLUSIONS & PERSPECTIVES

Dans ce travail, les barres d'Hopkinson ont été étudiées de manière approfondie pour déterminer leurs capacité de pouvoir mesurer la ténacité dynamique. Deux matériaux dont le comportement et la structure sont très différents ont servi comme base pour la validation de l'étude: l'acier AISI 304 soudé sain et pré-fatigué, et le composite tissé DA4518PW.

A partir de l'étude bibliographique, dont la synthèse a été présentée dans le chapitre I, trois sujets de recherche importants ont été présentés:

Les barres de Hopkinson en tant que moyen pour mesurer la ténacité dynamique des matériaux: On a constaté qu'il n'y a pas d'accord unanime sur les méthodes expérimentales qui permettent la mesure de cette propriété. La difficulté principale réside dans la définition même de ce paramètre, ainsi que l'impossibilité de le mesurer directement sans passer par une phase de calcul. Généralement, il est admis que la ténacité dynamique correspond à la valeur critique du FIC mesuré à l'instant de rupture. La littérature est très diverse sur les méthodes de suivi du FIC et sur la détermination de cet instant de rupture. Les difficultés techniques liées à la perte de contact entre les barres et l'éprouvette pendant l'essai ont généré également beaucoup de débats.

L'influence de la fatigue sur la ténacité statique ou dynamique des matériaux métalliques est peu abordée dans la littérature. Dans les travaux portant sur ce sujet, les paramètres facilement mesurables expérimentalement comme les aires sous la courbe contrainte-déformation ou le CTOD sont pris comme base pour déterminer l'évolution de la ténacité du matériau préalablement endommagé par fatigue. Ce sujet fait partie d'un thème beaucoup plus large et qui concerne l'identification des indicateurs de dommage par fatigue à grand nombre de cycles.

Les propriétés mécaniques de l'acier AISI 304 sont aussi très recherchées, principalement sa résistance à la rupture par fatigue ainsi que sa ténacité. En effet l'acier AISI 304 est un matériau très ductile et susceptible de durcissement lié aux déformations. Son comportement en fatigue est très sensible à la fréquence de sollicitation et à l'état de surface des éprouvettes. Il présente un avantage certain dans le cas d'un assemblage soudé. En effet, le comportement en fissuration décrit par les courbes de Paris ne semble pas très différent entre le matériau de base ou la zone soudée. Ce résultat est attribuée généralement à la présence des contraintes résiduelles dues au procédé de soudage et favorisé par les transformations de phases.

Il est rapporté dans la littérature que la ténacité de Charpy d'une soudure par friction augmente de 181 à 400 J/cm². Ce résultat est remarquable car il suggère une augmentation très importante de la ténacité dynamique par la fusion et déformation plastique induite par la soudure.

Les bases théoriques et le modèle mathématique pour le traitement des essais avec les barres d'Hopkinson ont été décrits dans le chapitre II. Le modèle est basé sur l'hypothèse de continuité d'un milieu unidimensionnel élastique. A partir de cette base, la caractérisation expérimentale du comportement dynamique des éprouvettes devient relativement simple. Le traitement des ondes se propageant dans les barres est réalisé à partir des jauges de déformation collées sur celles-ci. Les vitesses et les forces agissant aux interfaces entre les barres et l'éprouvette sont directement proportionnelles aux impulsions enregistrées dans les barres.

Les calculs EF avec un modèle simplifié ont permis de vérifier la validité des équations analytiques pour le calcul des vitesses au niveau des deux interfaces dans la configuration SHPB. Quant aux forces, les équations ont été validées pour l'interface 2 (avec la barre transmettrice) mais pas au niveau de l'interface 1 (barre incidente, équation 3.11). Nous avons alors proposé un calcul EF avec un chargement en vitesse au niveau de l'interface avec l'éprouvette. Le signal de vitesse appliqué est issu directement des mesures expérimentales. L'effort de réaction à cette vitesse imposée correspond parfaitement à la force transmise à l'éprouvette. Ce résultat a été confirmé et validé par l'analyse des résultats des calculs EF. Le même problème a été également identifié dans la configuration de flexion 3 points.

Les analyses des résultats EF et des résultats expérimentaux ont permis d'expliquer l'insuffisance du modèle analytique et de définir les limites de son utilisation. Plusieurs modèles ont été réalisés (éprouvette seule, barres seules, etc.) ont permis en effet de révéler l'existence d'un bruit remarqué dans l'onde réfléchie de la barre incidente. Théoriquement, l'onde réfléchie doit être exactement la même que l'onde incidente si l'interface 1 est vide. Les calculs EF ont montré que ce n'est pas été le cas. Et si ce bruit est éliminé, les équations analytiques marcheraient bien. Cette analyse est vraie aussi bien pour la configuration SHPB que pour la flexion 3 points "3PB".

L'étude expérimentale concernant la caractérisation de l'acier AISI304 soudé par le procédé TIG n'a montré aucune différence importante au niveau des propriétés mécaniques entre le matériau de base et la zone soudée. Ces propriétés ont été mesurées directement sur la ligne de soudure des éprouvettes. Pour les essais de ténacité statique et dynamique une entaille très

fine a été usinée par électroérosion pour les éprouvettes en acier et par disque diamant pour le matériau composite. Une analyse EF de chacune des éprouvettes a été menée pour vérifier avec précision si la géométrie de l'entaille est suffisamment fine pour être assimilée à une fissure.

Une extension de la méthode d'estimation du facteur d'intensité de contrainte a été proposée pour le cas des matériaux isotropes transverses. L'originalité consistait à établir une relation de proportionnalité entre le FIC et le CTOD par l'intermédiaire d'une constante élastique équivalente C_e . Cette formulation a été validée numériquement sur un matériau composite tissé, avec les deux approches en force et en vitesse en vue du calcul de la ténacité dynamique.

La différence des valeurs de ténacité dynamique de l'acier AISI 304 entre les éprouvettes saines et les éprouvettes endommagées par fatigue s'est révélée très importante. L'ensemble des éprouvettes fatiguées montraient des ténacités entre 100 et 140 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. La ténacité du matériau sain étant entre 40 et 55 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Cette différence était attribuée exclusivement au changement des propriétés mécaniques du a l'endommagement par fatigue. la cause principale de ce phénomène est la déformation plastique "l'écrouissage" que le matériau a subi pendant le processus d'endommagement par fatigue. Par contre la ténacité statique n'était pratiquement pas influencé par ce phénomène.

Quant au matériau composite tissé, le modèle EF complet proposé et justifié pour le calcul de l'évolution du FIC est assez robuste et permet de prendre en compte les phénomènes de perte de contact entre les barres et l'éprouvette,. La valeur de ténacité statique obtenue pour tous les essais était sensiblement supérieure à ténacité dynamique.

En perspectives de ce travail de thèse nous pouvons en proposé trois principalement:

- Etudier l'effet de la plasticité "écrouissage" sur la ténacité dynamique de l'acier AISI304. Pour cela des essais à faible nombre de cycles tout en dépassant la limite élastique seront nécessaires. Cette partie pourra être complétée en introduisant de manière artificielle des contraintes résiduelles. Comme le matériau est très sensible aux déformations plastiques et peut présenter des transformations métallurgiques importantes, il sera très intéressant d'en étudier les interactions avec les propriétés dynamiques.

- Analyser les effets de l'endommagement par fatigue à grand nombre de cycles sur la ténacité dynamique, tout en restant en dessous de la limite élastique. Ceci nécessitera une campagne d'essais assez longue. En effet, les limites d'endurance dans le domaine élastique pour les matériaux inoxydables correspondent généralement à des nombres de cycles qui se comptent en millions. C'était d'ailleurs cela, l'objectif initial de la thèse, mais qui n'a pas été atteint à cause des moyens inadaptés du laboratoire pour ce type d'essai.

- La méthodologie proposée pour le calcul du FIC en statique et en dynamique des matériaux isotropes transverses a été validée sur le composite tissé en Carbone-époxy, et semble bien appropriée. Néanmoins, les tests sur un seul type de matériau sont insuffisants pour généraliser cette méthodologie à tous les composites stratifiés. Il est alors nécessaire d'explorer davantage cette démarche pour le calcul de la ténacité dynamique de divers types de matériaux composites.

REFERENCES

1. Yokoyama (1993). "Determination of dynamic fracture-initiation toughness using a novel impact bend test procedure." *J Press Vessel Technology* 114(-): -.
2. Jiang, F. and K. S. Vecchio (2009). "Hopkinson Bar Loaded Fracture Experimental Technique: A Critical Review of Dynamic Fracture Toughness Tests." *Applied Mechanics Reviews* 62(6): 060802-060802.
3. Xu, Z. and Y. Li (2012). "A novel method in determination of dynamic fracture toughness under mixed mode I/II impact loading." *International Journal of Solids and Structures* 49(2): 366-376.
4. Weisbrod, G. and D. Rittel (2000). "A method for dynamic fracture toughness determination using short beams." *International Journal of Fracture* 104(1): 89-103.
5. Kishimoto K., Aoki S. and Sakata M. (1981), Simple formula for dynamic stress intensity factor of pre-cracked charpy specimen. *Engng Fracture Mech.*13(3), 501–508 (1980)." *Engineering Fracture Mechanics* 14(3): 659.
6. Rubio, L., et al. (2003). "Determination of dynamic fracture-initiation toughness using three-point bending tests in a modified Hopkinson pressure bar." *Experimental Mechanics* 43(4): 379-386.
7. Loya, J. A. and J. Fernández-Sáez (2008). "Three-dimensional effects on the dynamic fracture determination of Al 7075-T651 using TPB specimens." *International Journal of Solids and Structures* 45(7–8): 2203-2219.
8. Foster, J. T., et al. (2011). "Dynamic crack initiation toughness of 4340 steel at constant loading rates." *Engineering Fracture Mechanics* 78(6): 1264-1276.
9. Gálvez, F., et al. (2009). "Dynamic fracture toughness of a high strength armor steel." *Engineering Failure Analysis* 16(8): 2567-2575.
10. Rubio-González, C., et al. (2008). "Dynamic fracture toughness of pre-fatigued materials." *International Journal of Fatigue* 30(6): 1056-1064.
11. Cadenas-Herrera, P., et al. (2010). "Influence of residual fatigue damage on the fracture toughness parameters of an AA6082-T6 aluminium alloy." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 33(1): 54-65.
12. Duyi, Y. and W. Zhenlin (2001). "A new approach to low-cycle fatigue damage based on exhaustion of static toughness and dissipation of cyclic plastic strain energy during fatigue." *International Journal of Fatigue* 23(8): 679-687.
13. Froustey, C. and J. L. Lataillade (2009). "Influence of the microstructure of aluminium alloys on their residual impact properties after a fatigue loading program." *Materials Science and Engineering: A* 500(1–2): 155-163.

14. Talukdar, P., et al. (2001). "Effect of fatigue damage on the dynamic fracture toughness of En-8-grade steel." *Metallurgical and Materials Transactions A* 32(10): 2547-2552.
15. Qiu, H., et al. (2005). "Effect of pre-strain on fracture toughness of ductile structural steels under static and dynamic loading." *Engineering Fracture Mechanics* 72(10): 1624-1633.
16. Nakajima, M., et al. (2010). "Effect of strain-induced martensitic transformation on fatigue behavior of type 304 stainless steel." *Procedia Engineering* 2(1): 323-330.
17. Hayashi, M. and K. Enomoto (2006). "Effect of preliminary surface working on fatigue strength of type 304 stainless steel at ambient temperature and 288 °C in air and pure water environment." *International Journal of Fatigue* 28(11): 1626-1632.
18. Ye, D., et al. (2010). "Effects of low-cycle fatigue on static mechanical properties, microstructures and fracture behavior of 304 stainless steel." *Materials Science and Engineering: A* 527(16–17): 4092-4102.
19. Ben Fredj, N. and H. Sidhom (2006). "Effects of the cryogenic cooling on the fatigue strength of the AISI 304 stainless steel ground components." *Cryogenics* 46(6): 439-448.
20. Nikitin, I. and M. Besel (2008). "Effect of low-frequency on fatigue behaviour of austenitic steel AISI 304 at room temperature and 25 °C." *International Journal of Fatigue* 30(10–11): 2044-2049.
21. Rodríguez-Martínez, J. A., et al. (2010). "Experimental survey on the behaviour of AISI 304 steel sheets subjected to perforation." *Thin-Walled Structures* 48(12): 966-978.
22. Tsay, L. W., et al. (2003). "Fatigue crack growth behavior of laser-processed 304 stainless steel in air and gaseous hydrogen." *Corrosion Science* 45(9): 1985-1997.
23. Roy, H., et al. (2009). "Monotonic vis-à-vis cyclic fracture behaviour of AISI 304LN stainless steel." *Engineering Fracture Mechanics* 76(12): 1822-1832.
24. Sahin, M. (2009). "Characterization of properties in plastically deformed austenitic-stainless steels joined by friction welding." *Materials & Design* 30(1): 135-144.
25. Sahin, M. (2007). "Evaluation of the joint-interface properties of austenitic-stainless steels (AISI 304) joined by friction welding." *Materials & Design* 28(7): 2244-2250.
26. Meyers, M. A. (1994). *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons.
27. AWS D1.6/D1.6M:2007, An American National Standard.
28. Peregrino Moreno, L. (2010). *COMPORTAMIENTO DINÁMICO DE UNIONES SOLDADAS DE ACERO INOXIDABLE 304 CON DAÑO PREVIO POR FATIGA*. Posgrado Interinstitucional en Ciencia y Tecnología. Morelia, Michoacán, Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial, Instituto Tecnológico de Morelia. Master in Science: 121. Pages 3, 9, 10 (deux fois).

29. International, A. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E8.
30. ASTM D3039 / D3039M-14, Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
31. ASTM (2005). E399, 2005, Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. ASTM International.
32. Friedrich, K. (1989). Application of fracture mechanics to composite materials, Elsevier Science & Technology.
33. Rubio-González, C., et al. (2012). Dynamic Fracture Toughness of Composite Materials. *Damage and Fracture of Composite Materials and Structures*. M. N. Tamin, Springer Berlin Heidelberg. 17: 143-156.
34. Anderson, T.L. (1995). *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, CRC Press INC.
35. Klepaczko J. R. (1982), Discussion of a New Experimental Method in Measuring Fracture Toughness Initiation at High Loading Rates by Stress Waves, *J. Eng. Mater. Technol*, 104(1), 29-35
36. Ruiz C., Mines R. A. W. (1985), The Hopkinson pressure bar: an alternative to the instrumented pendulum for Charpy tests, *International Journal of Fracture*, 29(2), 101-109
37. Tanaka K., Kagatsume T. (1980), Impact Bending Test on Steel at Low Temperatures Using a Split Hopkinson Bar, *Bulletin of JSME*, 23(185), 1736-1744
- 14.
38. Williams, J.G. (1989), Fracture mechanics of anisotropic materials. In: Friedrich, K. (ed.) *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*. Elsevier, Amsterdam