

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE MOULOU MAMMERI DE TIZI-OUZOU
FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION
DEPARTEMENT DE GENIE-MECANIQUE**



MEMOIRE DE MASTER

SPECIALITE : GENIE MECANIQUE

OPTION : COMPORTEMENT ET MISE EN FORME

DES MATERIAUX



THEME

**Caractérisation a la rupture des
tôles en acier inoxydable AISI
304L**

Proposé et dirigé par :

Mr. M.ALMANSBA

Mr. R.BENSAADA

Réalisé par :

Mr. Y.MILOUDI

Au terme de ce travail, je souhaite adresser mes sincères remerciements à toutes les personnes qui ont contribué à sa réalisation et qui ont permis par leur soutien et leurs conseils, de le mener à bien.

J'exprime en premier lieu ma gratitude à Monsieur M.ALMAANSBA, Directeur de mémoire, pour son encadrement et ses conseils, son indéfectible soutien aussi bien sur le plan humain que scientifique. J'ai pris un grand plaisir à travailler avec vous et j'ai beaucoup appris à vos côtés, merci.

Aussi derrière ce travail se cache la présence, le support et l'ouverture d'esprit de mon codirecteur, Monsieur R.BENSAADA.

Je remercie vivement le professeur « M.OULD OUALI » qui m'a fait l'honneur de présider ce jury.

Je tiens à remercier Monsieur R.FERHOUM et Monsieur NECHICH, pour leur participation au jury de ce mémoire.

J'adresse enfin mes remerciements à l'ensemble du personnel du département Génie mécanique de l'UMMTO

Dédicace

A mes parents seul leur

Amour me fait avancer

A ma sœur, frères, tantes, oncles leur leur

Espoir, lors de mes échecs insensés

Je me relève ; leur bonheur

Au quotidien me suffit,

A mes ami(e)s sentinelles

Du partage et du respect

A une pomme fibrille source éternelle

De mes envies !

Sommaire

Introduction générale	1
------------------------------------	---

Chapitre I : Synthèse sur les aciers inoxydables

I.1 Introduction.....	1
I.2 Les aciers inoxydables	1
I.2.1 Les différents types.....	4
I.3 Domaines d'utilisation	7
I.4 Importance économique.....	7
I.5 Avantages et limites.....	9
I.6 Acier inoxydable AISI 304 L.....	10
I.6.1 Mise en forme (tôles)	12
I.6.2 Comportement mécanique.....	13
I.6.3 Micro-dureté.....	14
I.7 Composition chimique	16
I.8 Conclusion	17

Chapitre II : Généralités sur la Mécanique de la rupture

II.1 Introduction	18
II.2 Aperçu historique	19
II.3 Rupture fragile.....	21
II.4 Rupture ductile.....	21
II.5 Mécanique élastique linéaire de la rupture.....	22
II.5.1 Energie de rupture (G)	23
II.5.2 Facteur d'intensité de contrainte	24
II.5.3 Zone plastique confinée	25

II.6 Mécanique élastoplastique de la rupture	29
II.6.1 Crack Tip Opening Displacement (CTOD)	29
II.6.2 Intégrale J de Rice	30
II.6.3 Courbe R	32
II.7 Conclusion	33

Chapitre III : étude expérimentale

III.1 Introduction	34
III.2 Caractérisation mécanique	34
III.3 Evaluation de la ténacité à la rupture	36
III.3.1 Dimensions des éprouvettes.....	36
III.3.2 Détails des essais	39
III.3.3 Résultats des essais CT	41
III.3.4 Evaluation de la ténacité à la rupture	42
III.3.5 Evaluation de J-critique	45
III.3.6 Résultats obtenus pour la ténacité	47
III.3.7 Effet de géométrie sur la ténacité à la rupture	50
III.4 Discussion générale	51
I.5 Conclusion	52

Conclusion générale

Liste des figures

Figure I.1 Schéma représentatif d'un acier inoxydable	4
Figure I.2: Diagramme de Schaeffler	4
Figure I.3: consommation mondiale de l'acier inoxydable.....	8
Figure I.4 Aciers inoxydables austénitiques dérivés de la nuance de base 304.....	11
Figure I.5 chaîne de production des tôles en acier inoxydables.....	12
Figure I.6 Courbes de traction pour les aciers inoxydables	13
Figure I.7 principe de l'essai de dureté Vickers	15
Figure I.8 l'empreinte de l'essai KNOOP	15
Figure II. 1: fissure dans un milieu continu.	18
Figure II. 2 Modes d'ouverture des fissures.....	19
Figure II. 3 rupture par clivage (mode I de rupture)	21
Figure II. 4 Mécanismes de la déchirure ductile	22
Figure II. 5: Fissure traversant de longueur $2a$ dans une plaque infinie	23
Figure II. 6: les coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure	24
Figure II. 7 Dépendance de K_I en fonction de l'épaisseur de la pièce	25
Figure II. 8: Répartition des contraintes élastiques et élastoplastiques dans le plan de la fissure et en aval de son extrémité	26
Figure II. 9: Modèle de Dugdale-Barenblatt	27
Figure II. 10 Fissure chargée en mode I par une paire de forces F appliquée sur les lèvres à la distance X du centre de la fissure	28
Figure II. 11: Comparaison des corrections de zone plastique	29
Figure II. 12: Ecartement de fissure δ (CTOD).....	30
Figure II. 13: Choix arbitraire d'un contour fermé entourant la fissure	31
Figure II. 14: Mesure de J sur des essais à deux paramètres (F, u)	32
Figure III. 1 Les dimensions des éprouvettes de traction.....	35
Figure III. 2 Exemple d'éprouvette de traction testée.....	35
Figure III. 3 Résultats des essais de traction en contrainte-déformation	35
Figure III. 4 La partie utile de l'éprouvette après sollicitation (rupture de l'éprouvette de traction)	36
Figure III. 5 Eprouvette CT caractéristique	37
Figure III. 6 Les dimensions des éprouvettes testées	37

Figure III. 7 CT pour $a/w=0.2$	38
Figure III. 8 CT pour $a/w=0.4$	38
Figure III. 9 CT pour $a/w=0.6$	38
Figure III. 10 CT pour $a/w=0.75$	38
Figure III. 11 Eprouvettes CT testées pour épaisseur ($e=3$ mm)	38
Figure III. 12 Eprouvettes CT testées pour épaisseur ($e=1.5$ mm)	39
Figure III. 13 Eprouvettes CT testées pour épaisseur ($e=0.8$ mm)	39
Figure III. 14 Dispositif adapté à la machine de traction	40
Figure III. 15 Essai CT en utilisant le dispositif adapté à la machine de traction.....	40
Figure III. 16 Courbes de capacité pour les essais CT0.8	41
Figure III. 17 Courbes de capacité pour les essais CT1.5	42
Figure III. 18 Courbes de capacité pour les essais CT3	42
Figure III. 19 Définition de l'aire pour le calcul de J.....	43
Figure III. 20 Définition de l'aire plastique pour le calcul de J	44
Figure III. 21 Organigramme du calcul de la ténacité.....	45
Figure III. 22 Détermination de $J_{0.2}$	46
Figure III. 23 Description de l'amorçage.....	46
Figure III. 24 Courbe J-R pour CT0.8, $a/w=0.2$	47
Figure III. 25 Courbe J-R pour CT0.8, $a/w=0.4$	47
Figure III. 26 Courbe J-R pour CT0.8, $a/w=0.6$	48
Figure III. 27 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.2$	48
Figure III. 28 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.4$	48
Figure III. 29 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.6$	49
Figure III. 30 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.75$	49
Figure III. 31 Courbe J-R pour CT3, $a/w=0.4$	49
Figure III. 32 Courbe J-R pour CT3, $a/w=0.6$	50
Figure III. 33 Courbe J-R pour CT3, $a/w=0.75$	50
Figure III. 34 Effet de géométrie sur J_{IC} (Présent travail)	51
Figure III. 35 Effet de géométrie sur J_{IC} (Neimitz)	51

Liste Des Tableaux

Tableau I. 1 : prix de l'acier inoxydables	9
Tableau I. 2 Propriétés mécaniques de l'acier 304L	14
Tableau I. 3: composition chimique de l'acier inoxydable 304L.....	16
Tableau III. 1 Propriétés mécaniques des tôles étudiées	36
Tableau III. 2 Propriétés chimiques des tôles étudiées	36
Tableau III. 3 Evolution de JIC en fonction des paramètres géométriques	51

Introduction générale

L'étude de la rupture est un enjeu primordial dans l'industrie moderne. Depuis les travaux pionniers de Griffith en 1920, Plusieurs théories ont vu le jour, ces théories et modèles sont généralement le fruit d'un problème industriel ou d'une catastrophe survenue sur le terrain, l'exemple le plus connu est le Titanic, en effet, si les concepts et les phénomènes de rupture étaient maîtrisés, cette catastrophe aurait peut-être été évitée. Les pertes humaines et les coûts colossaux ont poussé les théoriciens et les industriels à donner du crédit à cette branche via des financement, des collaborations et des groupes qui se sont formés au fil du temps afin de mener à bien des projets audacieux et faire avancer ce domaine pour qu'il connaisse le développement actuel et son adaptation à la simulation numérique.

Les aciers sont largement utilisés dans l'industrie et ils restent difficiles à remplacer dans plusieurs domaines malgré l'émergence des nouveaux matériaux présentant des caractéristiques très appréciables. Parmi ces aciers, on retrouve les aciers inoxydables qui sont utilisés dans plusieurs domaines clés tels que le nucléaire ou l'industrie automobile. Ces domaines requièrent une connaissance approfondie des matériaux mais aussi de leurs limites pour des questions financières et sécuritaires, le phénomène de rupture, si il est méconnu peut être largement préjudiciable. D'où le principal but de cette étude qui est d'évaluer la ténacité à la rupture des tôles en acier inoxydable avec prise en compte de l'effet de géométrie étant donné la dépendance des critères de mécanique de la rupture vis à vis des paramètres géométriques et ainsi évaluer l'effet de contrainte sur la ténacité à la rupture de ce matériau.

Le 1er chapitre dresse une synthèse sur les aciers inoxydables en différenciant les nuances disponibles d'un point de vue comportement mécanique, composition chimique et domaines d'utilisation, en mettant en évidence l'importance économique de ces aciers et leurs limites.

Le second chapitre traite de la mécanique de la rupture en général, avec le respect de la chronologie, en partant des travaux de Griffith pour un comportement élastique jusqu'à la courbe J-R pouvant servir pour caractériser la propagation stable des fissures en passant par le modèle d'Irwin pour une plasticité confinée.

Dans le 3ème et dernier chapitre, nous nous proposons de mener une investigation sur l'effet de géométrie sur la ténacité des tôles en acier inoxydable, au vu des problèmes de

transférabilité que connaissent les critères de mécanique de la rupture, nous jugeons intéressant d'établir une corrélation ou de déterminer l'évolution d'un critère de ruine en fonction de la variation des paramètres géométriques.

I.1 Introduction :

Les aciers inoxydables présentent une grande aptitude à la mise en forme en raison de ses excellentes caractéristiques mécaniques, grâce à un rapport élevé résistance mécanique-poids du matériau et ses caractéristiques uniques à l'allongement et à l'écrouissage, il peut répondre à beaucoup de formes complexes en trois dimensions et sans soudure. Comme son utilisation dans ces conceptions ne modifie aucune de ses qualités bien connues de résistance à la corrosion, à l'oxydation de même qu'esthétiques, l'acier inoxydable constitue souvent un matériau de choix pour des produits destinés à la fois aux industries et aux consommateurs.

A la fin du 19^{em} siècle, Brustlein et Boussingault ont, chacun de leur côté mis en évidence le rôle du chrome sur la résistance à l'oxydation des alliages ferreux. Au tout début du 20^e siècle, Goldschmidt développe les premières nuances d'aciers inoxydables à bas carbone. Les grandes familles d'aciers inoxydables se développent progressivement. Dès 1909, les principales nuances de base d'aciers martensitiques, ferritiques et austénitiques connues actuellement sont élaborées [1].

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages principalement fer-chrome-nickel. Ils possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques R_e et R_m , une bonne ductilité et une excellente résistance à la corrosion ; ils sont par ailleurs faciles à mettre en forme. Grâce à leurs caractéristiques, ces aciers, et en particulier les aciers à 18Cr-12Ni, intéressent les industries nucléaires [2].

I.2 Les aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont des alliages métallique à base de fer (alliage : fer-carbone) avec une teneur minimale en chrome de 12 % (du poids) et un maximum de 1,2 % en carbone nécessaires pour assurer la formation d'une couche d'oxyde auto-réparante appelée couche passive (Figure I.1) qui apporte une résistance à la corrosion de l'alliage. De plus il existe un certain nombre d'autres éléments d'alliage ayant une certaine importance, ils influencent plus ou moins la structure de l'acier selon leur nature et quantité. Cette structure peut prendre deux formes différentes. Ainsi le fer non allié cristallise à température ambiante selon un réseau cubique centré (CC) ou « fer α » mais sa structure se transforme en réseau cubique à faces centrées (CFC) ou « fer γ ». Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories : ceux qui favorisent le maintien du fer α (appelés éléments alphagènes) et ceux qui stabilisent le fer γ (appelés éléments gammagènes) [3].

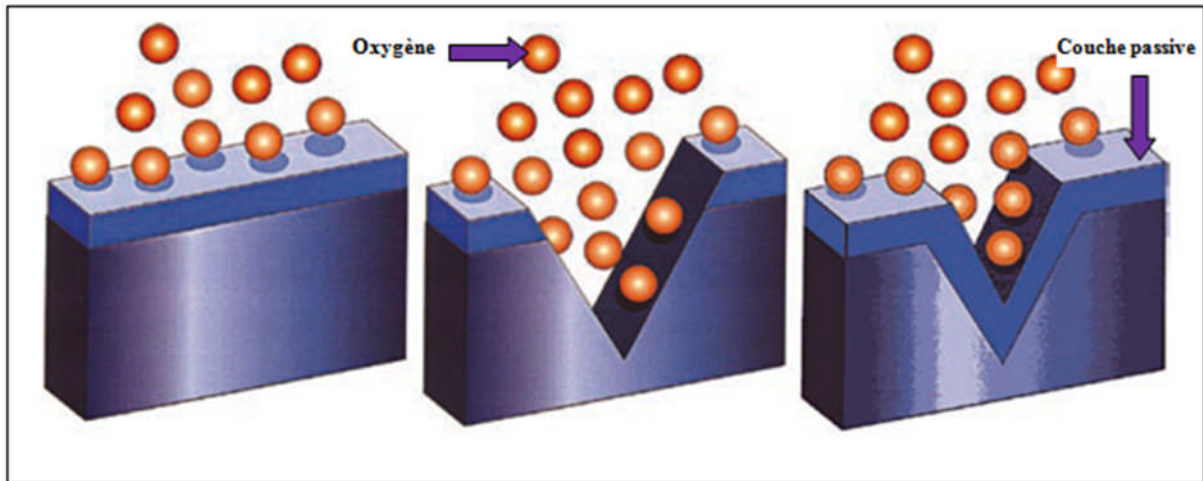


Figure I. 1 : Schéma représentatif d'un acier inoxydable [2]

I.2.1 Les différents types :

La teneur en éléments d'alliage influence largement la structure métallurgique des aciers inoxydables et subdivise ces derniers en quatre familles (Figure I.2).

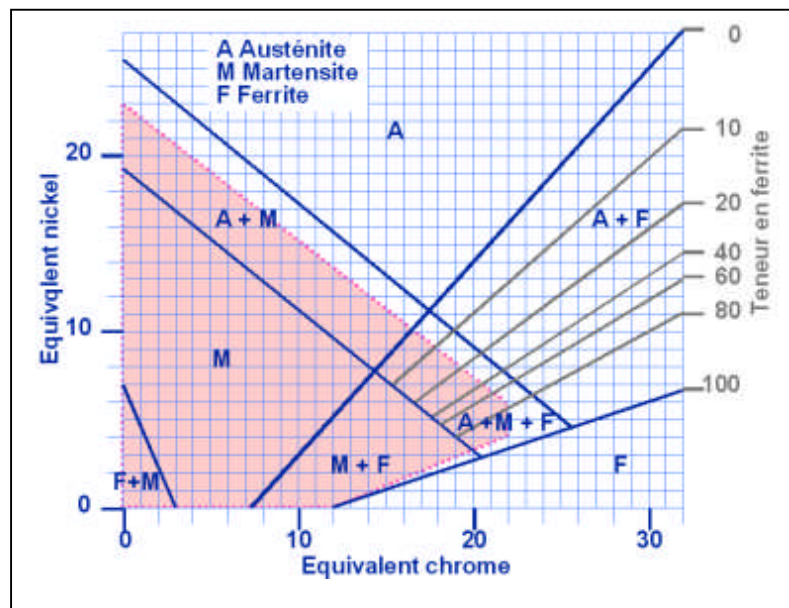


Figure I.1 : Diagramme de Schaeffler [4]

Le chrome et le nickel, sont des éléments clés dans les aciers inoxydables, c'est pourquoi le diagramme de Scheffler se base sur ces deux éléments qui permettent d'avoir quatre types d'aciers inox. Chacune de ces quatre familles à ses propres caractéristiques mécaniques, physiques et chimiques [3]:

- Aciers inoxydables austénitiques :

Fe-Cr-Ni, C < 0,1 % (amagnétique)

- Aciers inoxydables ferritiques :

Fe-Cr (> 10.5 %), C < 0,1 % (magnétiques)

- Aciers inoxydables duplex :

Fe-Cr-Ni, structure combinée austénitique-ferritique (magnétique)

- Aciers inoxydables martensitiques :

Fe-Cr, C > 0,1 % (magnétiques et aptes à la trempe)

I.2.1.1 Aciers inoxydables austénitiques :

Les nuances martensitiques et ferritiques présentent de faibles caractéristiques en termes de ductilité en général. Dans le cas des aciers ferritiques par exemple, il est nécessaire d'arriver aux nuances nouvelles à très basse teneur en interstitiels pour obtenir une ténacité satisfaisante sur des produits épais. Contrairement, en cristallisant dans les systèmes CFC, les nuances austénitiques présentent l'avantage d'une ductilité remarquable, en même temps d'une grande soudabilité, ce qui explique son large domaine d'utilisation dans l'industrie [5].

Les concentrations en éléments gammagènes, nickel et carbone sont suffisantes pour assurer une structure austénitique à haute température. Cette classe d'acier contient en général, de 0,02% à 0,1% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel, 2 à 5% de molybdène et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium. Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau [6]. Les nuances les plus couramment utilisées, souvent appelées nuances austénitiques standards, sont les nuances 1.4301 (connue sous l'appellation américaine 304) et 1.4401 (connue sous l'appellation américaine 316). Elles contiennent 17 à 18 % de chrome et 8 à 11 % de nickel. La nuance 1.4301 convient pour des sites ruraux, urbains et légèrement industriels alors que la nuance 1.4401, qui est plus fortement alliée, est bien adaptée à des sites industriels ou en atmosphère marine. Les teneurs en éléments gammagènes nickel et carbone sont suffisantes pour assurer une structure austénitique à haute température maintenue à la température ambiante [4].

I.2.1.2 Aciers inoxydables ferritiques :

On trouve dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 27 %), une teneur maximale en carbone de 0,16%, des teneurs faibles en d'autres éléments, comme l'aluminium (max. 0,2%), le molybdène (max. 0,6%), le manganèse (max.1%), le silicium (max. 1%) particulièrement intéressants en présence de soufre. Ces aciers ne subissent pas de

transformations de phases lors de traitements thermiques de revenu utilisés dans le but d'améliorer leurs propriétés mécaniques et leur résistance à la corrosion (ils ne subissent pas de trempe). Pour garantir une structure ferritique aux hautes températures, on rajoute des éléments d'alliage dits « stabilisants » (Ti, Nb, Zr) qui ont la propriété de piéger le carbone et l'azote. Les aciers ferritiques sont parfois utilisés comme barrière de résistance à la corrosion (tôles plaquées, tôle revêtues, protégées (dites « claddées ») des parois d'équipements sous pression en acier utilisés dans les industries pétrochimique et chimique. Exemples : X6Cr17, X6CrMo17-1, X3CrTi17 [7].

I.2.2.3 Aciers austéno-ferritiques dits duplex :

Les propriétés des aciers duplex sont dues, pour la plupart à la structure biphasée de l'alliage. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques. Ceci se traduit par une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600 MPa) alliée à une ductilité satisfaisante (25 à 45%). La résistance à la rupture peut atteindre 850 MPa pour des aciers duplex contenant 80% de ferrite [1].

Contrairement aux aciers ferritiques, ils n'ont pas de transition brutale ductile-fragile, ils peuvent donc être utilisés sans précautions particulières jusqu'à -50°C . Les aciers duplex ont une grande résistance à la corrosion, en particulier en milieu agressif (acide, chloré ou marin). Ils possèdent, de plus, une excellente coulabilité, c'est pourquoi ils constituent la majorité de la production de pièces moulées en acier inoxydable. La production de tôles fortes ou minces, de produits longs ou de tubes est moins développée en raison des précautions particulières à mettre en œuvre, car la teneur en ferrite et la taille de grains visés dépendent étroitement des conditions de refroidissement [8].

I.2.2.4 Aciers martensitiques :

Les nuances à structure martensitique possèdent des propriétés de dureté et de résistance élevées et une élasticité remarquable. Comme dans tous les aciers, les caractéristiques de cette martensite sont directement liées à sa teneur en carbone. Ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance mécanique requises sont importantes. Les plus courants titrent 13 % de chrome avec au moins 0,08 % de carbone et ils peuvent contenir jusqu'à 7% de nickel et jusqu'à 3% de molybdène. D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel. Exemples : X20Cr13, X46Cr13, X29CrS13 [9].

I.3 Domaines d'utilisation :

L'intérêt des aciers inoxydables réside dans leurs nombreuses caractéristiques de résistance mécanique (dureté, résilience, résistance à la déformation) en plus de leur avantage majeur qui est la résistance à la corrosion et à l'oxydation. Toutes ces caractéristiques font de ce type d'acier un matériau de prédilection pour de multiples applications, aussi bien pour l'usage courant que pour les technologies de pointe, équipements ménagers, coutellerie, horlogerie, industries automobiles, papetières, chimiques, pharmaceutiques, pétrolières, agro-alimentaires, équipements maritimes, nucléaires, aéronautiques, ... etc [10]. L'un des secteurs où l'acier inoxydable constitue le matériau de base est l'industrie chimique, ce secteur contient des installations soumises à de hautes et basses températures, en plus des attaques que subissent les structures métalliques par beaucoup de substances et produits qui nécessitent une forte résistance à la corrosion [11]. On trouve aussi les aciers inoxydables dans les systèmes de production d'énergie comme les centrales nucléaires, les procédés de gazéification du charbon, les centrales solaires photovoltaïques qui absorbent les rayons solaires au vu des conditions dans lesquelles exercent ces structures, les aciers inoxydables sont les matériaux adéquats pour avoir un meilleur rendement. Des entreprises de construction et de bâtiment recommandent et utilisent l'acier inoxydable afin d'assurer une meilleure durée de vie des ouvrages réalisés [12]. L'utilisation de ce type d'acier ne se résume pas à ces secteurs, leur passivité ne leur permet d'être des matériaux clés dans les installations pour l'exploitation de l'eau (pompes, réservoirs et conduites), dans les installations de chauffage et climatisation. L'industrie alimentaire est l'un des domaines où l'acier inoxydable est également plébiscité par les industriels de l'agroalimentaire pour des questions d'hygiène, le secteur alimentaire est soumis à de sévères exigences en matière d'hygiène afin de lutter contre la prolifération indésirable des micro-organismes (bactéries et moisissures), cette prolifération s'organise notamment dans les micro-fissures et autres défauts, qui ne sont généralement pas visibles à l'œil nu. Sur des matériaux rugueux, les salissures s'accrocheront plus facilement, ce qui n'est pas le cas pour l'inox. Par ailleurs, la rugosité surfacique et la capacité de nettoyage étant directement liées, l'inox est un matériau qui se nettoie facilement [13].

I.4 Importance économique :

Les différents aciers inox font partie des matériaux les plus utilisés dans le monde. Le marché mondial de l'inox était estimé à environ 40000 tonnes en 2014 (Figure I.3).

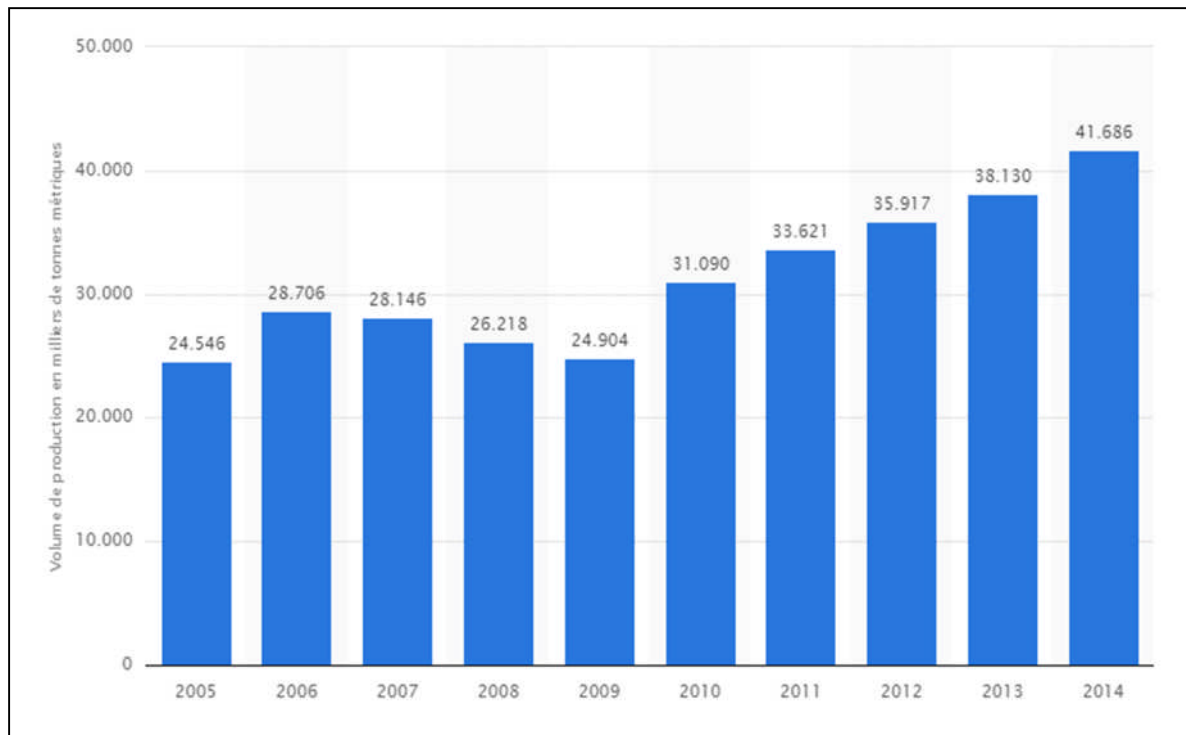


Figure I.2 : consommation mondiale de l'acier inoxydable [14]

Ce chiffre devrait croître encore largement dans les années à venir. D'ici 2024, il pourrait peser 127,19 milliards de dollars, soit 113,41 milliards d'euros, selon un rapport publié récemment par le cabinet de conseils américain "Grand View Research". Le développement constant du marché de l'agroalimentaire dans le monde, devrait d'ailleurs contribuer à tirer vers le haut la demande en acier inoxydable sur cette période [15].

L'acier inoxydable peut prendre diverses formes : des feuilles, des barres, des tubes, des lingots. Globalement, les produits en inox dits « plats » constituent la majorité du marché mondial. Ils représentaient 70 % du secteur en 2014 en particulier sur le marché de l'agroalimentaire mais aussi celui de la chimie, du vide, du traitement des eaux usées, des systèmes de chaleur, des pâtes et papiers, de l'embouteillage, de la pharmacie ou encore des industries brassicoles [4]. De leur côté, les produits dits « longs » concernent les tubes, les produits forgés, les barres ou encore les câbles. La Chine constituait le premier marché pour l'acier inoxydable en 2014. Le secteur est surtout boosté par les secteurs de la construction, de l'automobile et des industries lourdes. L'utilisation de l'inox devrait poursuivre son développement dans le pays, le taux de croissance devrait être de 5,9 % par an entre 2015 et 2024. La Chine concentre également plus de 40 % de la production mondiale à elle seule. La croissance devrait également être considérable au Japon, en Thaïlande ou encore en Indonésie. En Chine, en Indonésie et en Inde, le développement de l'industrie agroalimentaire va favoriser le développement du secteur de l'inox [14].

Le cours de l'inox est fortement tributaire de ceux des éléments qui le composent. Le prix de l'inox varie de quelques centimes d'euros à 3 euros le kilo. Le prix des autres matières premières est donc ajouté au prix de base de l'inox, et c'est ainsi que l'on détermine son prix réel. La tonne se vend ou s'achète à partir de 1200 euros (Tableau I.1). Nous fournissons une fourchette puisque le prix de l'inox dépend de sa qualité. L'alliage le moins populaire, l'inox 18/8 est également le moins cher de tout le marché [16].

	TRANSFORMES A FROID	LAMINES
	Prix à la tonne en euros €	Prix à la tonne en euros €
INOX 1.4305 (303)	1 369,00	1 217,00
INOX 1.4570 (303 CU)	1 408,00	
INOX 1.4301 (304)	1 369,00	1217,00
INOX 1.4307 (304L)	1 506,00	1 339,00
INOX 1.4567 (304 CU)	1 500,00	
INOX 1.4404 (316L)	1 953,00	1 736,00
INOX 1.4104 (430F)	580,00	

Tableau I.1 : prix de l'acier inoxydables [16]

I.5 Avantages et limites :

Les aciers inoxydables restent les matériaux qu'on utilise pratiquement dans tous les domaines. Si ces matériaux ont une importance de taille dans le marché mondial, c'est que leurs avantages sont nombreux, esthétiquement parlant, il sont souvent utilisés par les architectes pour l'enveloppe du bâtiment, l'aménagement intérieur et le mobilier urbain. L'acier inoxydable possède des propriétés mécaniques élevées à température ambiante en comparaison avec d'autres matériaux ce qui est un atout indéniable dans la construction car cela permet de réduire le poids au m² ou les dimensions des éléments de structure. Sa bonne ductilité, son élasticité et sa dureté lui permettent d'être utilisé dans différents types de mise en œuvre tout en offrant une résistance à l'usure (frottement, abrasion, chocs, élasticité ...) [4]. Il a aussi une meilleure résistance au feu comparant aux autres matériaux, ayant une température de fluage élevée (supérieure à 800° C). L'autre avantage de l'inox est sa résistance à la corrosion, avec une teneur en chrome d'au moins 10,5%, l'acier inoxydable est protégé en

permanence par une couche de passivation d'oxyde de chrome qui se forme naturellement sur la surface grâce à l'association de chrome et de l'humidité dans l'air. Si la surface est altérée, la couche passive se régénère elle-même. Cette particularité confère aux aciers inoxydables leur résistance à la corrosion. Les réalisations en acier inoxydable sont faciles à nettoyer, les produits d'entretien traditionnellement utilisés (détergents, poudres de savon), suffisent pour ne pas endommager la surface. Pour son recyclage, L'inox est le « matériau vert » par excellence, recyclable à l'infini. Dans la construction, le taux de récupération effectif approche les 100 %. Inaltérable, il est aussi totalement neutre vis à vis de l'environnement [1].

Avec autant d'avantages, l'acier inox est le matériau qui touche quasiment tous les secteurs, n'empêche, il présente des inconvénients qui rend par fois son utilisation peu envisageable. L'inconvénient le plus évident de ce matériau est son coût, l'acier inoxydable est couteux à fabriquer, et les entreprises qui vendent les produits au détail passeront la dépense sur le client. Par rapport à d'autres matériaux d'ustensiles de cuisine, l'acier inoxydable est un très mauvais conducteur de chaleur. Mettre une casserole en acier inoxydable, une poêle en fonte et une casserole de cuivre sur feu en même temps. La marmite en cuivre chauffera tout d'abord, suivie de la fonte et enfin l'acier inoxydable dans une lointaine troisième position. Le cuivre chauffe 25 fois plus vite et les chaleurs de fer trois fois plus vite que l'acier inox. L'autre inconvénient est son nettoyage, l'acier inoxydable montre la saleté, les taches et les empreintes digitales plus que toute autre surface utilisée sur les appareils. Le beau regard d'acier inoxydable est interrompu par la moindre imperfection [13].

I.6 Acier inoxydable AISI 304 L :

Les aciers inoxydables austénitiques du Fe-Cr-Ni représentent près de 80% du marché mondial des aciers inoxydables. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles sur un très large domaine de température. Ces aciers ont deux caractéristiques métallurgiques principales : ils contiennent suffisamment de chrome pour leur conférer un caractère inoxydable, et suffisamment d'éléments gammagènes, comme le nickel, pour leur conférer leur structure cubique à faces centrées [17].

Le premier acier inoxydable austénitique a été mis au point entre 1909 et 1912 par deux chercheurs, Eduard Maurer et Benno Strauss avant d'être commercialisé par l'aciérie de Friedrich A. Krupp à Essen en Allemagne. Cet alliage appelé V2A avait une composition similaire à celle de l'acier 18/8 actuel ou nuance 304 (S30400) qui contient 18 % de chrome et 8 % de nickel, il présentait une résistance exceptionnelle à la corrosion, en particulier à

l'acide nitrique. Un siècle plus tard, la version à faible teneur en carbone de cet alliage, la nuance 304L (S30403), est toujours le matériau standard dans bon nombre de domaines [18].

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages qui contiennent, en général, de 17 à 20% de chrome, 9 à 14% de nickel et d'autres éléments comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium, ...etc. Les caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables austénitiques sont relativement faibles, leur module d'élasticité est de l'ordre de 200 GPa, la limite élastique est de l'ordre de 200 MPa et leur résistance à la rupture est de l'ordre de 500 MPa. La nuance de base AISI 304 (X5CrNi18-10 ou 1.4301) (Figure I.4) est la plus répandue des aciers inoxydables austénitiques. Possédant une bonne soudabilité et une bonne formabilité, cette famille d'aciers inoxydables et ses nuances dérivées sont très utilisées dans les domaines industriels tels que l'aéronautique, le domaine médical mais particulièrement les composants sous pression et tuyauteries dans le nucléaire [4].

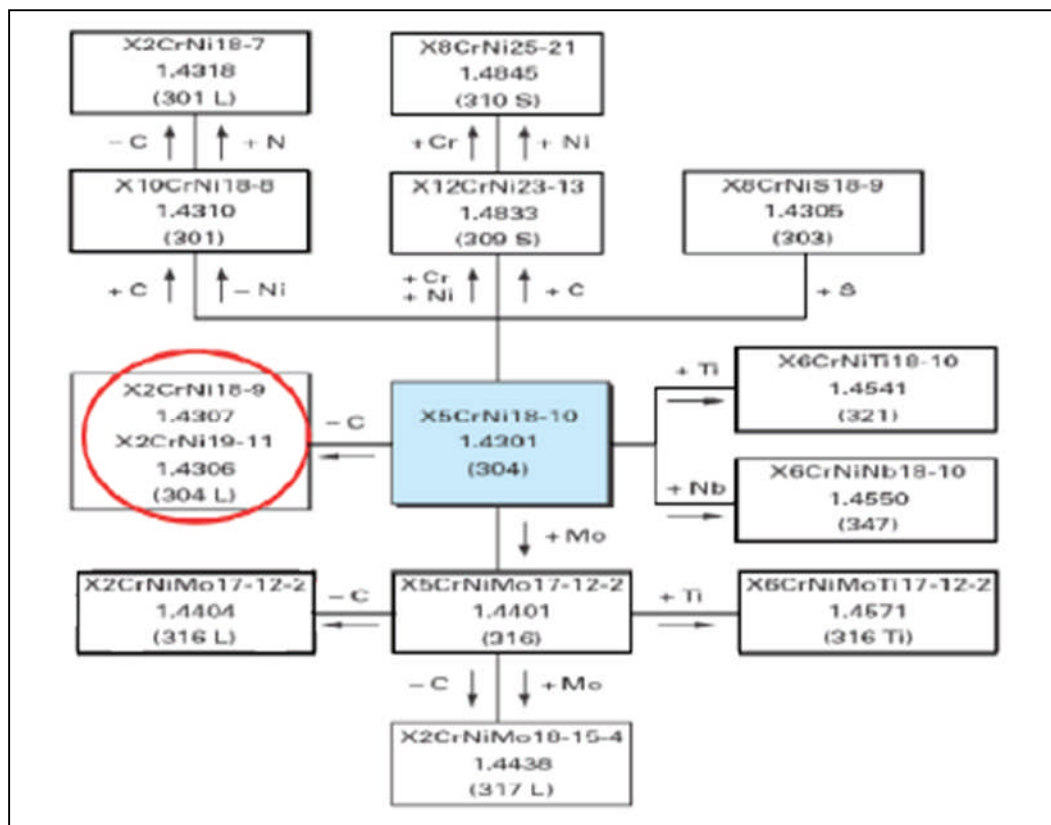


Figure I.4: Aciers inoxydables austénitiques dérivés de la nuance de base 304[2].

La nuance 304L de l'acier inoxydable austénitique présente une phase ferritique δ résiduelle dans l'austénite métastable lors d'une solidification hors équilibre. Un traitement antiferrite peut être effectué afin de limiter la teneur en ferrite due aux surconcentrations locales en éléments alphagènes. Cette phase est préjudiciable à la tenue en fatigue du matériau. Un traitement d'homogénéisation permettant de réduire la teneur en ferrite résiduelle consiste à maintenir le matériau à une température allant de 1150°C à 1200°C

pendant 24 à 36 h suivi d'un refroidissement lent au four jusqu'à la température d'hypertrempe (1000 ou 1050°C) puis un refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante [19].

I.6.1 Mise en forme (tôles) :

L'acier inoxydable est obtenu par fusion des différents métaux qui le composent dans un four électrique à 1500°C. Les blocs coulés sont ensuite laminés sous forme de tôles, de poutres ou de fils (Figure I.5).

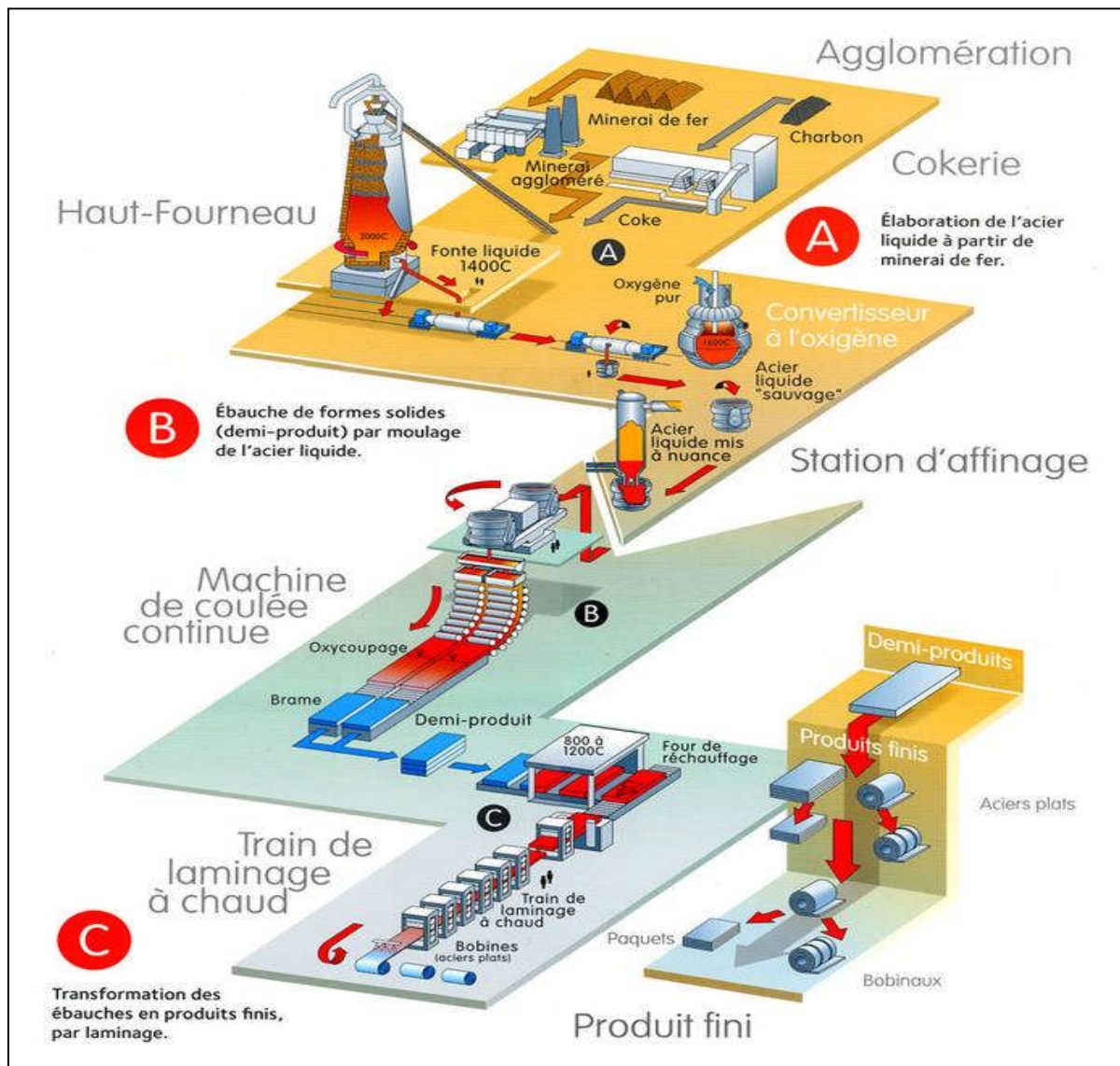


Figure I.5 : chaîne de production des tôles en acier inoxydables [15]

Des traitements thermiques à haute température ($>1000^{\circ}\text{C}$) doivent être appliqués pour obtenir des propriétés mécaniques optimales et un aspect de surface impeccable. De nombreux finis de surface sont proposés : mat, brillant, satiné, poli et brossé suivant l'aspect esthétique souhaité. Malgré la forte densité du métal, la tôle est un matériau léger, facilement

transportable et façonnable. Les tôles sont des produits plats tirés des brames par laminage à chaud ou à froid, écrasées par un passage successif entre deux rouleaux jusqu'à obtention de l'épaisseur voulue [20]. Les aciers inoxydables sont faciles à mettre en œuvre à l'aide des procédés habituels que sont : le profilage, le pliage, le cisailage, le perçage, le poinçonnage et le soudage. Avec les nuances austénitiques, l'écrouissage provoqué par certaines opérations nécessite une puissance d'environ 50% supérieure à celle nécessaire pour un acier au carbone de même épaisseur. Les aciers inoxydables peuvent être fixés ou assemblés à d'autres matériaux à l'aide des techniques usuelles telles que le soudage, les brasages fort et tendre, les assemblages mécaniques et le collage [14].

I.6.2 Comportement mécanique :

Le comportement mécanique relève de la réponse du matériau lorsqu'une force lui est appliquée. Sous contrainte un matériau peut soit se déformer soit se rompre. Le type de déformation engendrée dépend de l'intensité de la contrainte. Lorsqu'elle est faible la déformation est élastique: le matériau retrouve sa forme originale lorsque la contrainte est levée. Des contraintes plus élevées peuvent mener à une déformation plastique: le matériau ne retrouve pas sa forme originale lorsque la contrainte est supprimée. A plus forte contrainte, la rupture se produit [10]. L'acier inoxydable austénitique 304L est connu pour son comportement élastoplastique avec des caractéristiques mécaniques relativement faibles, mais il a une bonne ductilité (Figure I.6).

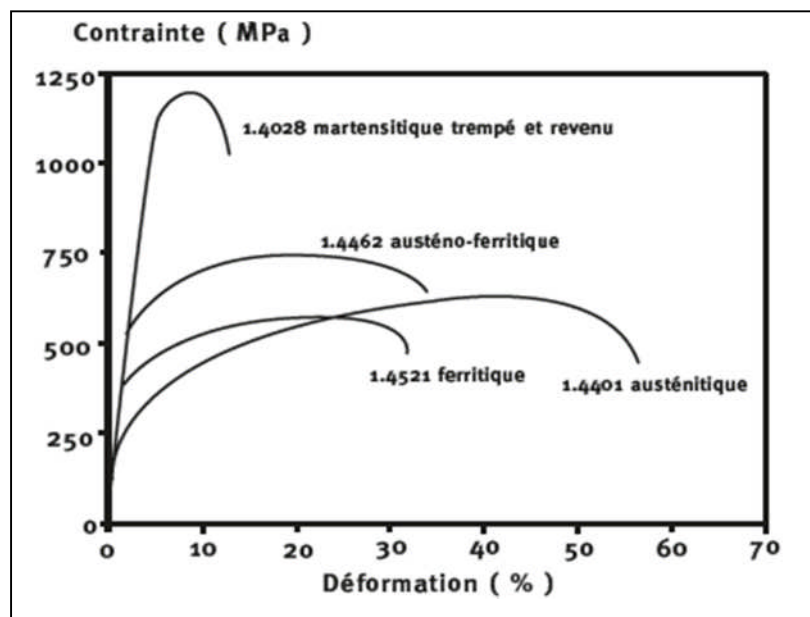


Figure I.6 : Courbes de traction pour les aciers inoxydables [14].

Le tracé complet de la courbe de traction d'un acier inoxydable austénitique 304L montre de plus que la pente de la courbe de traction diminue continuellement jusqu'à la rupture et qu'il n'existe aucune discontinuité entre le domaine réputé élastique et le domaine plastique. Le comportement mécanique de ces aciers ne possède donc pas de domaine d'instabilité. A partir de cette courbe, on constate une faible élasticité de l'acier inox 304L par rapport aux autres aciers inox. La figure 6 nous montre la faible $\sigma_{\max}$ que peut supporter l'acier inox 304L. On constate également que l'allongement du palier plastique est plus important dans l'acier inoxydable 304L que dans les autres nuances d'acier inoxydable. Cette grande ductilité qui caractérise cette nuance d'acier inox des autres nuances et qui peut dépasser 50% est son atout major [14]. Le tableau (I.2) nous donne les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable 304L à température ambiante (25°) avec une élasticité qui dépasse les 200 MPa et une contrainte maximal qui dépasse 500MPa [22].

	25°C
$\sigma_e (0.2\%)$ (MPa)	214
$\sigma_{\max}$ (MPa)	592
A (%)	57

Tableau I.1 : Propriétés mécaniques de l'acier 304L [21]

I.6.3 Micro-dureté :

L'importance dont jouent les aciers inoxydables austénitiques dans tous les secteurs suggère certaines caractéristiques afin d'assurer un bon fonctionnement de nos structures. D'un point de vu micro-dureté, ce matériau doit répondre aux exigences des systèmes où il est utilisé. Pour caractériser cette micro-dureté, on applique le même principe de la méthode statique mais avec une charge appliquée à l'indenteur inférieur à (1kg) et la taille de l'empreinte laissée par la pointe sur la surface peut varier de quelques centaines de micromètres. Elle permet de résoudre de nombreux problèmes tels que la mesure de la dureté des couches minces, évaluation de l'écrouissage local, exploration d'alliages à phases multiples,... etc. On citera deux types d'essais [22].

I.6.3.1 Essai de micro-dureté VICKERS :

Son principe de fonctionnement consiste à exercer par l'intermédiaire d'un pénétrateur (de forme pyramidale, pour les essais Vickers), une force constante pendant un temps donné sur la surface d'un échantillon (Figure I.7) [19].

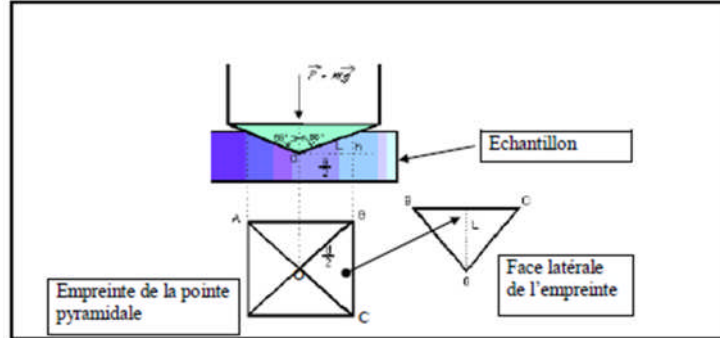


Figure I.7 : principe de l'essai de dureté Vickers [19]

L'empreinte pyramidale laissée par le pénétrateur dans l'échantillon va permettre de déterminer la dureté de l'échantillon. Cette empreinte présente une surface latérale S . La dureté Vickers est définie par le rapport P/S et a donc les dimensions d'une pression (P est exprimé en kgf et S en mm^2). Pour les essais Vickers micro, ça se fait sous très faible charge inférieures à 0.2 daN pour avoir des empreintes qui ne dépassent pas quelques microns. Les empreintes font quelques microns. Ces essais sont effectués avec un microduromètre Vickers qui permet d'effectuer des tests rapide, précis et de façon fiable [23].

I.6.3.2 Essai de dureté KNOOP :

Cet essai a été élaboré par Frederick KNOOP en 1939 au Bureau National des Standards aux Etats-Unis. Le pénétrateur en diamant est de forme pyramidale à base rectangulaire avec un angle de 172° entre deux faces opposées et 130° pour les deux autres faces (Figure I.8). Les charges appliquées sont inférieures à 1 kgf . Le pénétrateur laisse une empreinte dont la taille est comprise entre $0,01$ et $0,1 \text{ mm}$ ($D = 7 d$ et $H = D / 30$) [22].

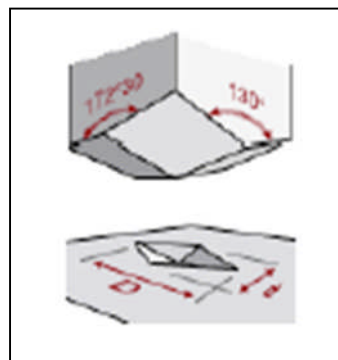


Figure I.8 : l'empreinte de l'essai KNOOP [22]

I.7 Composition chimique :

L'acier inoxydable 304L est un alliage à base Fe-Cr-Ni avec d'autres éléments d'additions tels que le carbone, le manganèse, le silicium, le phosphore, et le soufre. Le tableau ci-dessous (I.3) nous donne la composition des éléments les plus importants dans l'acier inoxydable 304L [21].

éléments	C	Cr	Ni	S	P	Mn	Si	Fe
% en masse	0.03	19	9	0.012	0.035	1	0.9	reste

Tableau I.3 : composition chimique de l'acier inoxydable 304L [21]

L'acier inox 304L tire ses caractéristiques de ces éléments qui le composent. Certains éléments ont des effets plus importants que d'autres, notamment le chrome et le nickel [3].

Le chrome (Cr): élément de base dans cette nuance avec 19% qui lui offre la résistance à la corrosion par la formation d'un film passif en se combinant avec l'oxygène et augmente la résistance à la corrosion et la résistance à l'oxydation à chaud. Lorsqu'il est associé au nickel, il confère de bonnes propriétés mécaniques à des températures allant jusqu'à 500°C [24].

Le carbone (C): il ne dépasse pas les 0.03%, élément fortement gammagène, il contribue à stabiliser l'austénite lors de déformation à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire [17].

Le nickel (Ni): à 9 % connu pour son effet de gammagène, l'acier inox devient austénitique à toutes températures. Il élargit le domaine d'existence de l'austénite. Il favorise la mise en œuvre par déformation plastique, améliore la résistance à la corrosion, en particulier la résistance à la corrosion sous tension et il améliore la ductilité. Le nickel a une influence favorable sur la trempabilité, la résistance au choc et la ténacité des calamines [8].

Le manganèse (Mn): avec seulement 1 % en masse, le manganèse intervient également dans les aciers comme désoxydant ; il augmente la trempabilité, permet d'obtenir des aciers à structure austénitique stable [17].

Le silicium (Si): avec une teneur voisine de 0.9 % en masse, le silicium est un élément alphagène, il améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage. Il est utilisé comme désoxydant dans l'acier liquide au stade

final de l'élaboration. Avec une teneur d'environ 1 % entraînent une augmentation de la limite élastique, de la résistance à l'oxydation au-delà de 1000°C et de la trempabilité. Il permet aussi de diminuer la stabilité des carbures, ce qui abaisse la fragilité du métal [19].

Le soufre (S): il améliore considérablement l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.) mais cela se fait au détriment de la résistance à la corrosion par piqures [9].

I.8 Conclusion :

Ce chapitre est une synthèse sur les aciers inoxydables qui sont les alliages qui offrent le plus de possibilité d'utilisation. Avec leurs caractéristiques, ils permettent d'avoir un meilleur rendement dans bon nombre de domaines. Leur large gamme de nuances et leur richesse en éléments d'additions leur permettent d'avoir des propriétés qui répondent aux conditions dans lesquelles fonctionnent les systèmes mécaniques. Leur facilité de mise en œuvre nous permet de les avoir sous forme de tôles malgré un coût relativement important.

Les aciers inoxydables demeurent parmi les matériaux les plus utilisés au vu de leur ductilité qui est l'une de leurs principales qualités, en effet, cette propriété permet d'éviter les ruines brutales des structures et des systèmes dont les conséquences peuvent s'avérer aussi dramatiques que coûteuses.

II.1 Introduction :

Une pièce sollicitée peut se rompre pour des états de contraintes admissibles. Une discontinuité existante dans la pièce (fissure ou défaut) est à l'origine de cette rupture.

La mécanique de la rupture est un domaine qui permet de prévoir les conditions de la rupture des matériaux et des structures à partir d'une discontinuité existante. Ces fissures ou défauts macroscopiques permettent de déterminer les champs de contraintes et de déformations et d'exprimer les conditions de propagation des fissures et les dimensions à partir desquelles ces fissures peuvent entraîner la rupture des structures ou ses composants qui ont en effet des conséquences colossales en termes de coût. La mécanique de la rupture propose des relations entre les contraintes et la longueur des fissures macroscopiques en fonction des caractéristiques du matériau, la longueur et la position de la fissure au sein du solide ou de la structure doivent être préalablement connue [25].

La propagation des fissures décrit le comportement des solides ou structures présentant des discontinuités. Localement, la rupture est caractérisée par la séparation irréversible d'un milieu continu (Ω) en deux parties distinctes. On définit alors une fissure comme étant la surface géométrique (S) de séparation (Figure II.1) [26].

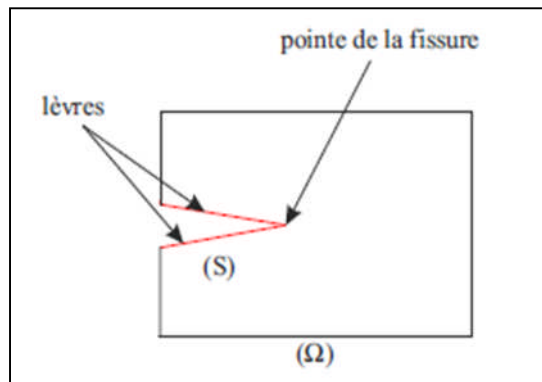


Figure II.1 : fissure dans un milieu continu [25].

La forme de la discontinuité du champ de déplacement à travers cette surface définit alors trois modes de rupture (Figure II.2) [27]:

— Mode I (mode par ouverture) : un déplacement unique suivant O_y correspond à un problème plan particulier désigné par le mode I. Ce mode est le plus dangereux, il s'apparente au déplacement produit par une dislocation rectiligne parallèle au front de fissure.

— Mode II (glissement translatore) : il est engendré par un cisaillement dans le plan de la fissure O_x . Il s'apparente au déplacement produit par une dislocation rectiligne parallèle au front de la fissure.

— Mode III (glissement en rotation) : il est produit par un cisaillement anti-plan, situé dans le plan de la fissure O_{xz} parallèle à l'axe O_z . Il s'apparente au déplacement produit par une dislocation parallèle au front de la fissure. Ce dernier mode est résolu par une représentation 3D anti-plan, tandis que les deux précédents sont résolus par une analyse 2D en contrainte ou en déformation plane [28].

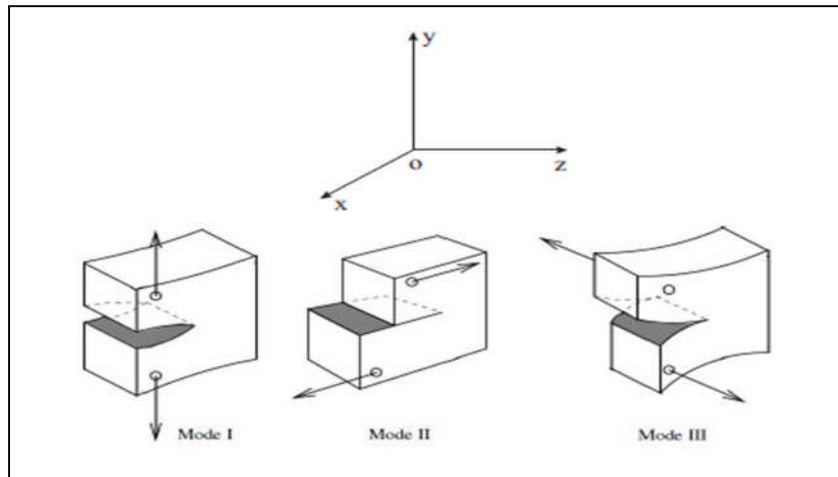


Figure II.2 : Modes d'ouverture des fissures [29]

II.2 Aperçu historique :

Les premiers essais de rupture ont été menés par Léonard de Vinci bien avant la révolution industrielle. Il a montré que la résistance à la traction de fils de fer variait inversement avec leur longueur. Ces résultats suggéraient que les défauts contenus dans le matériau contrôlaient sa résistance [30].

Si Griffith est souvent cité comme le premier chercheur à avoir révolutionné la mécanique de la rupture (en tant que science), ces travaux restent basés sur des études antérieures. On peut notamment citer l'article de Wieghardt paru en 1907 et récemment traduit en anglais, dans lequel l'existence de la singularité du champ des contraintes en pointe de fissure dans un matériau élastique linéaire fut reconnue. A partir de ces résultats, Griffith [30] s'est intéressé en 1920 au problème de la rupture dans un milieu élastique fissuré d'un point de vue énergétique. Il a ainsi mis en évidence une variable appelée plus tard taux de restitution d'énergie caractérisant la rupture et dont la valeur critique est une caractéristique du matériau [28].

Il a fallu attendre les travaux d'Irwin (1948-1949) qui proposa une modification de la théorie de Griffith en incluant justement dans le bilan énergétique l'énergie due à la plastification pour que l'approche de Griffith soit applicable aux matériaux ductiles. Ces travaux ont permis d'analyser les champs de contraintes et de déformations au voisinage d'une fissure. Les développements théoriques apportés par Irwin et Sneddon ont permis de définir les facteurs d'intensité de contraintes caractérisant la ténacité de la région dans laquelle la rupture se produit [31].

Entre 1960 et 1980, la mécanique de la rupture connaît un grand succès scientifique avec notamment l'apparition de la mécanique non linéaire de la rupture qui a permis de mieux prendre en compte le comportement plastique des matériaux. De nombreux travaux sont publiés à cette période, on peut citer par exemple Rice [32] et Bui [33] qui introduisent la notion d'intégrales indépendantes du contour telles que l'intégrale J dont les propriétés ont permis de caractériser la ténacité d'un matériau lorsque la plasticité n'est plus confinée à la pointe de fissure [34].

Tous les développements théoriques réalisés à cette époque ont permis de déterminer la forme exacte de la singularité, et des champs asymptotiques en pointe de fissure nécessaires à l'analyse et à l'interprétation des résultats expérimentaux. De plus, ils représentent une solution précise à de nombreux problèmes de géométries simples, et peuvent donc être utilisés comme solutions approchées pour des problèmes plus complexes [25].

En 1961, Wells proposa le déplacement en fond de fissure ou CTOD « Crack Tip Opening Displacement » comme paramètre alternatif à la mécanique de la rupture ou plus précisément au concept du FIC lorsque la plastification devient importante comme c'est le cas dans les matériaux très ductiles. Plus tard, Hutchinson, Rice et Rosengren (HRR) développèrent un nouveau paramètre appelé intégrale J pour mieux décrire la répartition des contraintes dans les zones plastifiées (champ HRR). Landes et Begley caractérisèrent la ténacité à l'aide du paramètre J et développèrent une procédure standard pour l'utilisation de cette intégrale dans des cas pratiques. Shih et Hutchinson proposèrent également une méthodologie pour utiliser l'intégrale J non seulement pour décrire la ténacité mais aussi pour la relier à la taille du défaut aux champs des contraintes appliquées. Shih établit par la suite la relation existant entre l'intégrale J et le CTOD [35].

II.3 Rupture fragile :

Une pièce construite avec des matériaux à haute limite élastique qui est soumise à de fortes tractions peut se rompre par rupture fragile pour des états de contraintes admissibles.

La rupture fragile s'accompagne de très peu de déformation plastique, celle-ci se produit par clivage sans signes distinctifs. Qualifiée aussi de rupture catastrophique pour son caractère imprévisible, elle intervient dans le domaine élastique du solide sollicité. Les morceaux peuvent se réassembler parfaitement [36].

L'approche atomique consiste à étudier une rupture par clivage en considérant les forces des liaisons. Le clivage est le mécanisme de déformation qui met en jeu la rupture des liaisons atomiques dans le plan dense dans lequel doit se produire la déformation (figure II.3) [37].

Ce mécanisme ne présume pas une parfaite cristallisation du matériau. La rupture par clivage peut être définie comme décohérence complète d'un cristal selon l'un de ses plans cristallographiques. De ce fait, le clivage intervient aussi bien dans les matériaux parfaitement cristallisés que dans les matériaux partiellement cristallisés comme bon nombre de polymères, ou matériaux essentiellement amorphes comme le verre [26].

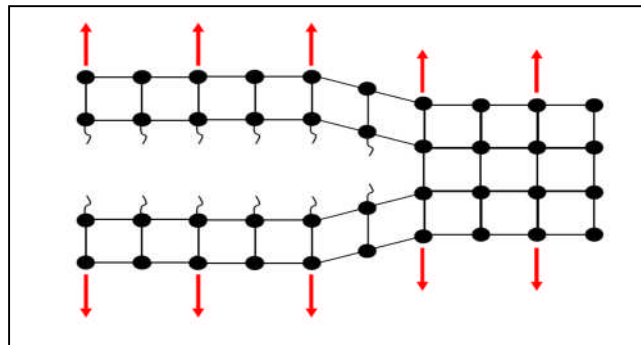


Figure II.3 : rupture par clivage (mode I de rupture) [36]

II.4 Rupture ductile :

La rupture ductile est liée à une plastification importante. Cette rupture est un processus décrit par trois phases successives: la germination, la croissance et la coalescence de cavités amorcées sur des inclusions, précipités ou autres défauts à l'échelle microscopique. Ces cavités ont pour origine la décohérence inclusion/matrice ou la rupture de l'inclusion. Leur croissance résulte de la déformation plastique, et leur coalescence s'accompagne d'un phénomène d'instabilité plastique local [38].

La germination ou la décohesion est la première phase dans une déchirure ductile, des déformations plastiques apparaissent au cours de cette étape sur des particules ou inclusions. Elle se fait soit par rupture de la particule, soit par décohesion à l'interface matrice-inclusion. La deuxième phase est la croissance des cavités, la combinaison de deux mécanismes caractérise cette croissance : l'augmentation de la taille des cavités et l'augmentation du nombre de cavités par germination. Sous l'effet combiné de la déformation plastique et les contraintes appliquées, les cavités formées croissent. Quant à la troisième phase, c'est la coalescence des cavités formées qui engendrent la rupture ductile, cette coalescence est un phénomène bref et très localisé. Il y a deux mécanismes de coalescence des cavités qui mènent à la rupture. Le premier mécanisme correspond à la striction des ligaments entre des cavités existantes. Le deuxième est la formation d'une seconde population de cavités dans des bandes de cisaillement entre les cavités [26].

La surface de rupture qui résulte de ces mécanismes présente un aspect de cupules au fond desquelles on peut généralement observer l'inclusion d'origine. En présence d'un défaut de type fissure, ces trois étapes de la rupture ductile se succèdent en avant du front de fissure, là où la déformation plastique est importante impliquant ainsi une avancée continue du défaut (figure II.4).

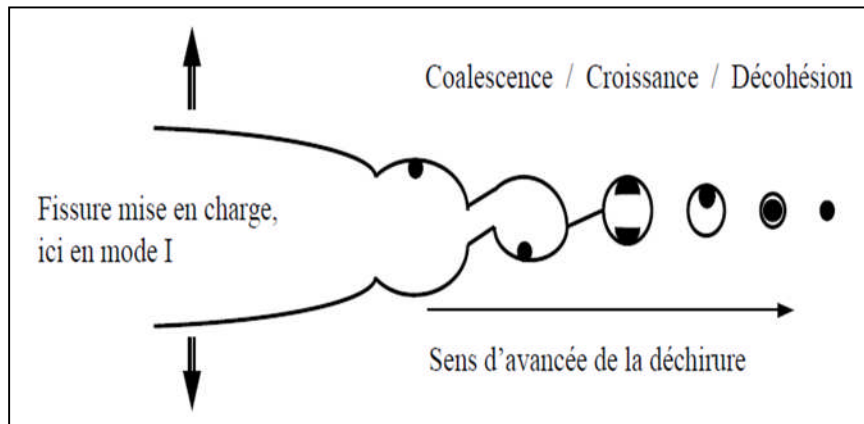


Figure II.4 : Mécanismes de la déchirure ductile [38]

La présence d'une déformation plastique dans une déchirure ductile signale l'imminence d'une rupture et rend possible l'application de mesures préventives [37].

II.5 Mécanique élastique linéaire de la rupture :

La mécanique linéaire de la rupture est une approche qui est caractérisé par trois variables : la contrainte appliquée, la ténacité K_C (facteur d'intensité de contrainte) et une

variable additionnelle qui est la taille du défaut. Il y a cependant deux approches alternatives de la mécanique de la rupture, l'une utilisant le concept du facteur d'intensité des contraintes critique (ténacité du matériau) et l'autre un critère d'énergie [35].

II.5.1 Energie de rupture (G) :

Au début du 20ème siècle, Griffith s'est rendu compte que la propagation de fissure est un phénomène consommateur d'énergie. Afin de mieux comprendre ce phénomène, ce chercheur a proposé un critère d'énergie pour la rupture des matériaux fragiles, par la suite Irwin et Orowan l'ont étendu aux matériaux ductiles [27]. L'énergie de Griffith notée G (qu'on appelle aussi taux de restitution d'énergie) est définie par la variation d'énergie par unité de surface fissurée associée à la propagation d'une fissure dans un matériau linéaire élastique. La rupture se produit lorsque G atteint une valeur critique G_c où G_c est une mesure de la ténacité du matériau [29].

Pour une fissure de longueur $2a$ (figure II.5) dans une plaque de dimensions infinies (ce qui équivaut à dire que la longueur de fissure est très petite par rapport aux dimensions de la plaque dans la plan de chargement), constituée d'un matériau de module d'Young E et soumise à une contrainte de traction. L'énergie de Griffith G par unité de surface fissurée est donnée par [30] :

$$G = \frac{\pi(\sigma)^2 a}{E} \quad (\text{II.1})$$

Si on continue à augmenter la contrainte appliquée σ , la rupture se produira lorsque l'énergie G atteint sa valeur critique pour une contrainte appliquée σ_R , et d'après l'équation (2.1):

$$G_c = \frac{\pi(\sigma_R^2) a}{E} \quad (\text{II.2})$$

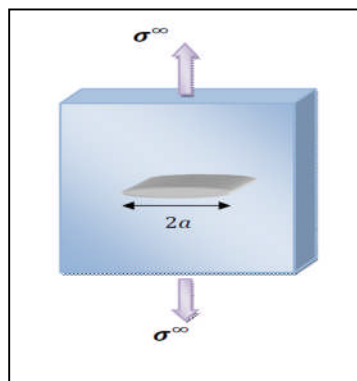


Figure II.5 : Fissure traversant de longueur $2a$ dans une plaque infinie [35]

II.5.2 Facteur d'intensité de contrainte :

Lorsqu'un corps fissuré est sollicité par un champ de force il se produit au voisinage de la fissure une très grande concentration de contraintes. Cette amplification nous permet d'exprimer la contrainte proche du front de fissure par la relation :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (\text{II.3})$$

Les coordonnées (r, θ) sont repérées par rapport à l'extrémité de la fissure (figure II.6). La fonction adimensionnelle f_{ij} dépend du mode de sollicitation et K est le facteur d'intensité de contraintes [27].

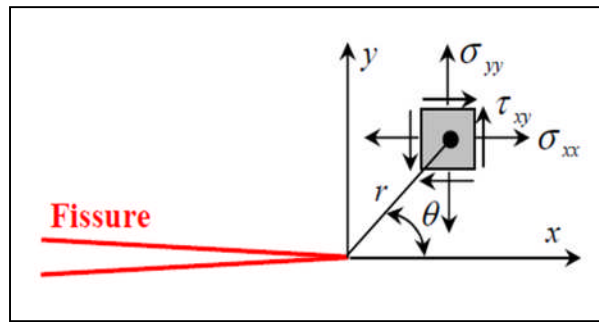


Figure II.6 : les coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure [37].

Le facteur d'intensité de contraintes (K_α) caractérise la singularité des contraintes qui apparaît en pointe de fissure pour chaque mode de chargement α (modes I, II et III). Le mode I étant souvent présent dans la plupart des structures [28], il suscite beaucoup d'attention dans la littérature car étant considéré comme le plus critique pour la stabilité de la fissure. Ainsi, parce qu'il définit l'intensité de contrainte en pointe de fissure, le facteur d'intensité de contrainte (K_I) peut être considéré comme un paramètre de rupture dont la valeur critique (K_{IC}) est appelée ténacité. Autrement dit, une fissure se propage dans le matériau lorsque (K_I) atteint une valeur critique (K_{IC}) : $K_I = K_{IC}$ [39].

$$K = \sigma \alpha \sqrt{\pi a} \quad (\text{II.4})$$

Dans le cas du mode I, K_C dépend de l'épaisseur de la pièce (figure II.7) et tend lorsque l'épaisseur augmente vers une limite K_{IC} . Le FIC est une caractéristique du matériau, appelée ténacité du matériau.

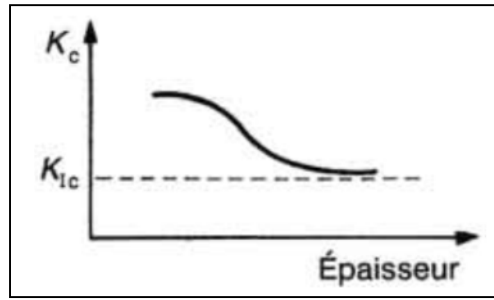


Figure II.7 : Dépendance de K_c en fonction de l'épaisseur de la pièce [27]

II.5.3 Zone plastique confinée :

Dans le cas d'un matériau ductile, la singularité des contraintes en fond de fissure engendre une plastification locale au tour de ce défaut. Au fur et à mesure que la taille de la zone plastifiée qui se forme à l'extrémité de la fissure devient importante, la MLR devient progressivement imprécise [29]. Il est donc nécessaire que la taille de cette zone reste petite par rapport à la longueur de la fissure, c'est pour cela la norme ASTM impose une condition afin de savoir si on est dans le cas d'une plasticité confinée ou non. Cette condition est:

$$\min(e, a, b) \geq \frac{5}{2} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (\text{II.5})$$

Où σ_0 est la limite élastique, et K_{IC} est la ténacité du matériau. Lorsque c'est le cas, on peut continuer à utiliser les concepts de la mécanique linéaire de la rupture [27].

Dans le cas d'une plastification étendue pour laquelle la zone plastique n'est plus négligeable devant la longueur de la fissure ou la dimension du ligament, des modifications basées sur de simples corrections à la MLR sont toutefois possibles, du moins lorsque la taille de la zone plastifiée reste raisonnable. En revanche, au delà d'une certaine plastification, le FIC (K) n'est plus adapté à la description des champs des contraintes et des déplacements à l'extrémité de la fissure [40]. Compte tenu de ces limites d'application de la MLR, la détermination de la taille de la zone plastique en fond de fissure devient essentielle. Plusieurs estimations ont été mises en œuvre, parmi elles, on trouve celle d'Irwin (eq II.10) et celle de Dugdale-Barenblatt (eq II.15). Elles conduisent toutes les deux à des corrections simples du FIC. Le terme de zone plastique permet de caractériser une zone de déformations inélastiques [41].

II.5.3.1 L'approche d'Irwin :

Dans le plan d'une fissure et en aval de l'extrémité de celle-ci, la contrainte normale σ_y est donnée, par exemple dans le cas d'une sollicitation en mode I (avec $\theta=0$), par :

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (\text{II.6})$$

Irwin considère en première approximation que la frontière entre zones élastique et plastique correspond aux lieux des points où les contraintes atteignent la limite d'élasticité du matériau. Pour la détermination du rayon r_E pour lequel cette frontière coupe le plan d'une fissure en contraintes planes, il pose $\sigma_y = \sigma_E$ où σ_E est la limite d'élasticité en traction simple [40] ce qui conduit à :

$$r_E = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \quad (\text{II.7})$$

Pour représenter la longueur r_E (figure II.8), on suppose que le comportement du matériau est élastique plastique parfait pour ensuite tout simplement tronquer le champ des contraintes à $\sigma_y = \sigma_E$.

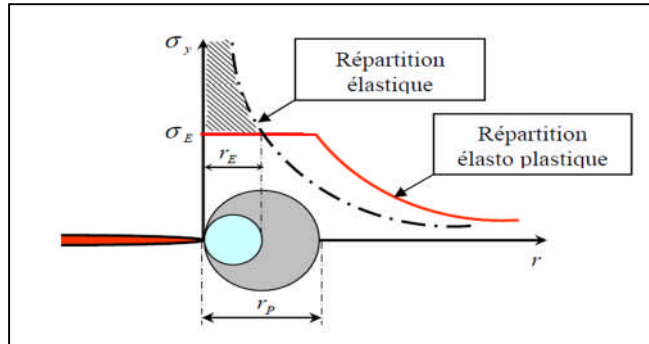


Figure II.8 : Répartition des contraintes élastiques et élastoplastiques dans le plan de la fissure et en aval de son extrémité [42].

Cette analyse fait cependant abstraction des forces non transmises représentées par l'aire hachurée de la figure 8. Pour tenir compte de ces forces, il convient d'assurer l'équilibre entre les deux répartitions (élastique et élastoplastique) des contraintes.

La taille r_p de la zone plastique doit être supérieure à r_E . L'équilibre des forces entre les deux configurations conduit à :

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \quad (\text{Contraintes planes}) \quad (\text{II.8})$$

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_E \sqrt{3}} \right)^2 \quad (\text{Déformations planes}) \quad (\text{II.9})$$

La distribution des contraintes dans la répartition élastoplastique pour $r > r_p$ est obtenue par une translation d'une distance r_E de la répartition élastique (figure II.8). Irwin rend compte de cette translation en définissant un FIC effectif qu'il obtient en augmentant la longueur de fissure de r_E , ce qui revient à considérer non pas la longueur réelle a de la fissure mais une longueur effective $a_{eff} = a + r_E$. C'est ainsi que, dans le cas d'une fissure traversant une plaque infinie chargée en mode I [17], le FIC_{eff} devient :

$$K_{eff} = \sigma \sqrt{\pi(a + r_E)} = \sigma \sqrt{\pi a} \left[1 + \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma}{\sigma_E} \right)^2 \right]^{1/2} \quad (\text{II.10})$$

A noter que dans le cas du FIC non corrigé est $K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi a}$.

II.5.3.2 L'approche de Dugdale-Barenblatt :

Dugdale et Barenblatt considèrent une fissure de longueur $a + \rho$ avec des contraintes de compression égales à la limite d'élasticité σ_E , qui s'exercent sur la longueur ρ près de chacune des extrémités (figure II.9) ; la longueur ρ représente alors la taille de la zone plastique [39].

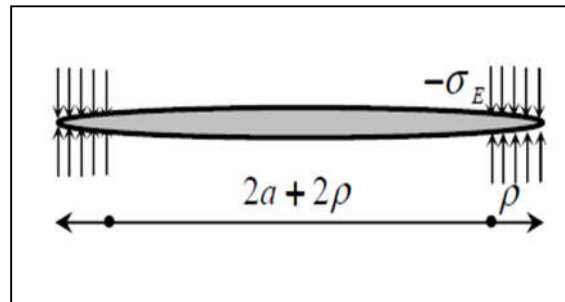


Figure II.9 : Modèle de Dugdale-Barenblatt [42]

Lorsqu'on charge une structure fissurée, une zone plastique se forme à l'extrémité de la fissure. Lors de la décharge et si on suppose le comportement du matériau élastiquement parfaitment plastique, la structure reste élastique et exerce sur la zone plastique des contraintes de compression $-\sigma_E$ [43].

La taille ρ de la zone plastique est ensuite calculée pour une fissure traversant une plaque infinie, d'où on aura :

$$a_{eff} = (a + \rho) \quad (II.11)$$

$$K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi(a + \rho)} \quad (II.12)$$

Pour effectuer ce calcul, Dugdale et Barenblatt utilisent la fonction de Westergaard, préalablement déterminée par Irwin dans le cas du chargement indiqué sur la figure II.10.

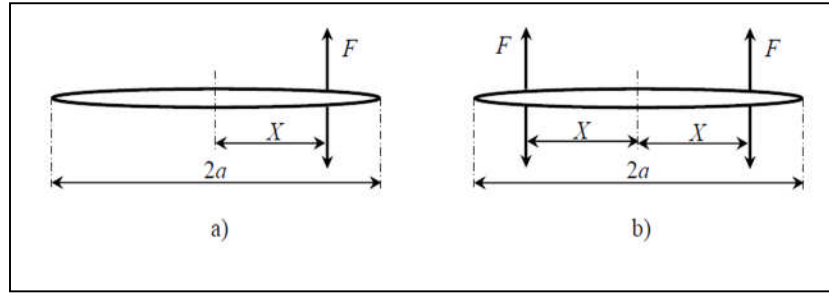


Figure II.10 : Fissure chargée en mode I par une paire de forces F appliquée sur les lèvres à la distance X du centre de la fissure [42]

La taille ρ de la zone plastique devient très grande lorsque la contrainte appliquée σ tend vers la limite d'élasticité σ_E du matériau [44]. A l'inverse, quand cette contrainte est faible par rapport à σ_E , un développement limité simple donne :

$$\rho = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2 \quad (II.13)$$

Le modèle de Dugdale-Barenblatt conduit, après la correction de zone plastique au FIC effectif suivant :

$$K_{eff} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{\cos\left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_E}\right)}} \quad (II.14)$$

Cette relation tend toutefois à surestimer la valeur du FIC. Pour un FIC plus rapproché, Burdekin et Stone proposent une estimation plus raisonnable (toujours pour le même type de modèle) ; la nouvelle expression du K_{eff} est ainsi formulée [41]:

$$K_{eff} = \sigma_E \sqrt{\pi a} \sqrt{-\frac{8}{\pi^2} \log \left[\cos \left(\frac{\sigma \pi}{2\sigma_E} \right) \right]} \quad (II.15)$$

II.5.3.3 Comparaison des corrections de zone plastique :

La comparaison des différentes corrections de zone plastique citées précédemment avec l'analyse de la mécanique linéaire de la rupture sans correction est représentée pour un état de contraintes planes sur la figure II.11.

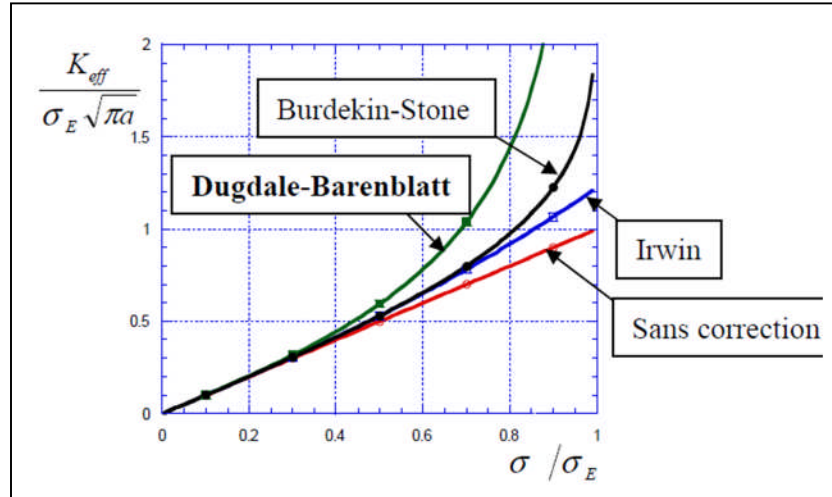


Figure II.11 : Comparaison des corrections de zone plastique [42]

Sur cette figure, le FIC K_{eff} normalisé par $(\sigma_E \sqrt{\pi a})$ est transcrit en fonction de la contrainte normalisée (σ/σ_E) . Tant que $(\sigma < 0,5\sigma_E)$, les corrections apportées restent proches. Par contre, dès que la contrainte appliquée $(\sigma > 0,5\sigma_E)$, les corrections sont significatives, la correction de Dugdale et Barenblatt devient excessive alors que celles d'Irwin et de Burdekin et Stone sont équivalentes jusqu'à $(\sigma = 0,7\sigma_E)$ [42].

II.6 Mécanique élastoplastique de la rupture :

Dans le cas des matériaux ductiles, la taille de la zone plastique n'est plus négligeable. La mécanique non-linéaire de la rupture propose des critères qui nous permettent de mieux décrire l'évolution des fissures [29].

II.6.1 Crack Tip Opening Displacement (CTOD):

L'utilisation de la mesure d'ouverture de fissure CTOD (Crack Tip Opening Displacement) comme paramètre de rupture a été proposée par Wells [45,46] et Cottrel [47]. Ce paramètre permet de surmonter quelques difficultés engendrées par l'influence de la plasticité sur le comportement des fissures pour des modèles de dimensions réduites [48].

L'ouverture au fond de la fissure CTOD est définie comme étant le déplacement relatif des lèvres mesuré dans une direction normale au plan de la fissure et très près du fond de celle-ci. L'ouverture de fissure est mesurée expérimentalement. Il n'existe donc aucune restriction quant à son domaine d'utilisation. De nombreux auteurs en ont proposé des formulations analytiques issues de plusieurs modèles théoriques. Ces formulations font souvent intervenir des coefficients de proportionnalité déterminés expérimentalement ou numériquement pour définir l'évolution du CTOD [28].

En élastoplasticité, la pointe de la fissure s'émousse et certains auteurs proposent d'utiliser l'ouverture de fissure comme paramètre de mécanique de la rupture. Le CTOD, ou écartement de fissure δ est ainsi défini à partir des déplacements de la pointe de fissure mesurés à l'intersection de la frontière de la zone plastique avec les lèvres de la fissure (Figure II.12a). Il existe de nombreuses façons de calculer cet écartement δ . Par exemple, Tracey propose de définir cet écartement comme l'intersection de deux droites passant à 45° de l'axe et des lèvres de la fissure (Figure II.12b) [44].

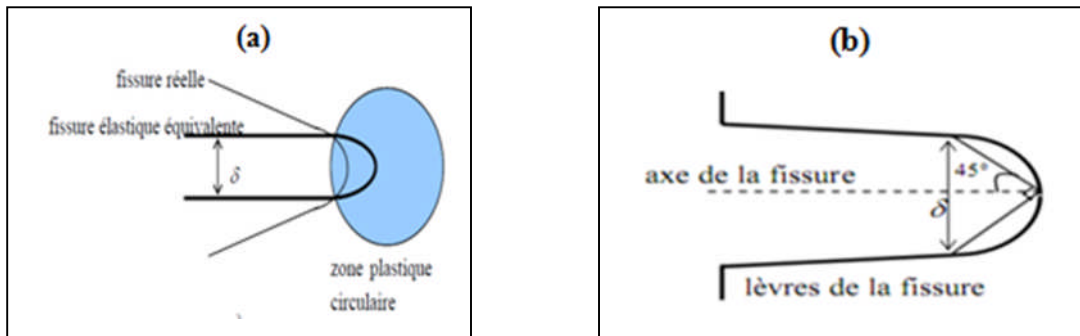


Figure II.12 : Ecartement de fissure δ (CTOD) [28]

Il est ensuite possible de relier le CTOD au taux de restitution d'énergie, ou encore à l'intégrale J en utilisant la solution asymptotique HRR:

$$\delta = d_n(\sigma_0, n) \frac{J}{\sigma_0} \quad (\text{II.16})$$

où d_n est un coefficient de proportionnalité sans dimension et qui dépend fortement du coefficient d'écrouissage n et de la limite d'élasticité σ_0 [28].

II.6.2 Intégrale J de Rice

Le concept théorique de l'intégrale- J de Rice est initialement introduit par Eshelby. Il est par la suite développé par Cherepanov puis Rice. Cette intégrale curviligne est un moyen mathématique pour estimer le taux de restitution d'énergie. L'intégrale J de Rice permet de

relier l'approche mécanique « en contrainte » de Williams avec l'approche « énergétique » de Griffith et ses évolutions. Dans le cadre d'un comportement élastoplastique, le taux de restitution d'énergie est donné par la notion d'intégrale-J :

$$J = - \frac{\partial W}{\partial A} \quad (\text{II.17})$$

Où ∂W est la variation de l'énergie potentielle due à l'avancée de la fissure, et ∂A est la variation de surface fissurée [49]. Ainsi, dans le cas particulier d'un matériau au comportement élastique linéaire, nous avons $J = G$. Rice a ensuite démontré que J peut être évalué par une intégrale de contour:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (\text{II.18})$$

Où Γ contour fermé entourant la fissure (Figure II.13), W densité d'énergie de déformation, T_i composantes du vecteur de contraintes et u_i composantes du vecteur de déplacement [48].

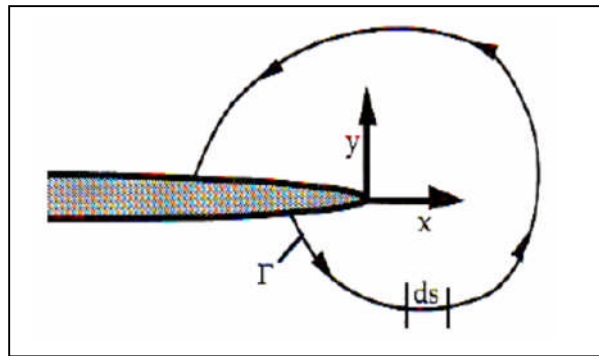


Figure II.13 : Choix arbitraire d'un contour fermé entourant la fissure [44]

L'intégrale J est mathématiquement indépendante du contour choisi. Le calcul de J peut donc être réalisé loin de la pointe de fissure et de sa singularité, ce qui rend le calcul plus précis. Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, nous avons en mode I de rupture [39]:

$$J = G = \frac{K+1}{8\mu} K_1^2 \quad (\text{II.19})$$

Avec : $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ module de cisaillement

$K = \frac{3-\nu}{1+\nu}$ Sous l'hypothèse des contraintes planes

$K = 3-4\nu$ Sous l'hypothèse des déformations planes.

Dans les cas où la plasticité est importante, on effectue une analogie avec un matériau élastique non linéaire. Dans ce cas, l'intégrale J est étendue au cas des matériaux élastiques non linéaires, et permet ainsi d'intégrer le champ des contraintes et des déplacements à la pointe de la fissure [28].

$$J = - \int_0^w \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right)_w dW = \int_0^P \left(\frac{\partial W}{\partial a} \right)_P dP \quad (\text{II.20})$$

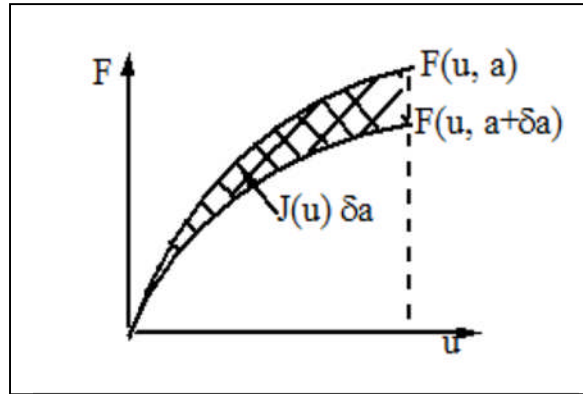


Figure II.14 : Mesure de J sur des essais à deux paramètres (F, u) [49]

II.6.3 Courbe R :

La résistance à la fissuration par déchirure ductile d'un matériau est caractérisée par une courbe d'allure parabolique appelée courbe R. cette courbe exprime la relation unique existant entre l'amplitude de la croissance stable Δa et un paramètre de chargement mécanique qui est soit l'intégrale J ou δ l'écartement des lèvres de la fissure mesuré à sa position initiale [50].

Un matériau présente une résistance à la fissuration d'autant plus élevée que la pente de la courbe $J - \Delta a$ ou $\delta - \Delta a$ est plus importante. La résistance à la fissuration par déchirure ductile peut donc être caractérisée par les valeurs des pentes dJ / da ou $d\delta / da$ [49]. La détermination du paramètres $d\delta / da$ a fait l'objet de nombreuses recherches afin d'aboutir à une normalisation de la procédure de détermination de la résistance à la déchirure ductile, nous citons entre autres la norme ASTM (American Society for Testing and Materials) et la norme européenne ESIS (European Structural Integrity Society). La méthode proposée par la norme ASTM limite le domaine de validité des points de mesure par deux valeurs maximales de J et de Δa notées respectivement $J_{\max}$ et $\Delta a_{\max}$. Ces dernières sont définies par les relations suivantes [27]:

$$J_{\max} = (W - a_0) \sigma_e / 15$$

$$\Delta a_{\max} = 0.06(W - a_0) + 0.2$$

L'établissement de la courbe $J_R - \Delta a$ nécessite de calculer le paramètre énergétique J bien évidemment et aussi de mesurer expérimentalement l'émoussement de la croissance de la fissure. Plusieurs méthodes expérimentales comme la méthode du chargement interrompu, la méthode des déchargements partiels, la méthode de la chute potentiel, la méthode de la détection ultrasonique et la méthode par émission acoustique) ont été développées pour mesurer cette extension [51].

II.7 Conclusion :

Dans ce chapitre, on a abordé les paramètres de la mécanique de la rupture qui nous permettent de mieux décrire l'évolution des discontinuités existantes dans un corps sollicité. On a vu que l'approche basée sur la mécanique de la rupture prend en considération le comportement élastique et élastoplastique du matériau, ces approches ont apporté une nette amélioration concernant la prévention de la ruine des structures. Dans le cas d'un comportement élastique du matériau, la mécanique linéaire de la rupture s'applique pour prédire une rupture fragile du corps sollicité, par contre dans le cas d'un comportement élastoplastique, la mécanique non-linéaire de la rupture étudie l'évolution des fissures afin de prédire une rupture ductile. D'après les travaux recensés, la mécanique de la rupture est largement utilisée dans l'industrie afin de proposer des solutions techniques et de prévenir la ruine des composants mécaniques et structuraux et ainsi éviter des pertes financières importantes et des accidents pouvant coûter des vies humaines.

III.1 Introduction

L'endommagement des matériaux et structures est un problème qui représente un défi pour l'industrie moderne. En effet, au vu des pertes engendrées par la négligence des défauts présents dans les structures et systèmes mécaniques, les sociétés les plus importantes se dotent de nos jours, de départements recherche & développement qui prennent la question de la rupture au sérieux. Ainsi, cette branche de la mécanique du solide a pris une ampleur importante depuis le début du 21^e siècle.

La mécanique de la rupture est devenue une solution de conception avec prise en compte des défauts existants, néanmoins, la prédiction de l'évolution des défauts et la prédiction de la propagation des fissures demeurent des problèmes de taille pour l'utilisation des critères de la mécanique de la rupture classique (K et J), ce problème réside dans la transférabilité des résultats des résultats de l'éprouvette à la géométrie ou même d'une éprouvette à une autre, ce problème est dû à la dépendance de ces critères au taux de contraintes en pointe de fissure ce qui rend ces critères dépendants du taux de chargement appliqué.

Le but de ce travail est d'évaluer la ténacité à la rupture des tôles minces en acier inoxydables AISI 304L impliquant trois épaisseurs (0.8 mm, 1.5 mm et 3 mm) ainsi que la variation de la longueur initiale de l'entaille afin d'étudier l'effet de géométrie. Cela passe d'abord par une caractérisation mécanique afin de déterminer les paramètres mécaniques de base puis des essais de rupture sont effectués sur des éprouvettes CT conformément à la norme ASTM E 1820-13 [52] afin d'évaluer la courbe R pour chaque cas de figure et déterminer une tendance pour ce qui est de l'effet du taux de contrainte ou de l'effet de géométrie, étant donné que ces deux entités sont liées, sur l'évaluation de la ténacité.

III.2 Caractérisation mécanique

Cette étape est nécessaire afin de déterminer les caractéristiques mécaniques des tôles étudiées. les éprouvettes de traction sont découpées par électroérosion conformément à la norme européenne EN-10002-1 [53], les dimensions sont données par la figure III.1, et la forme des éprouvettes testées est donnée par la figure III.2.

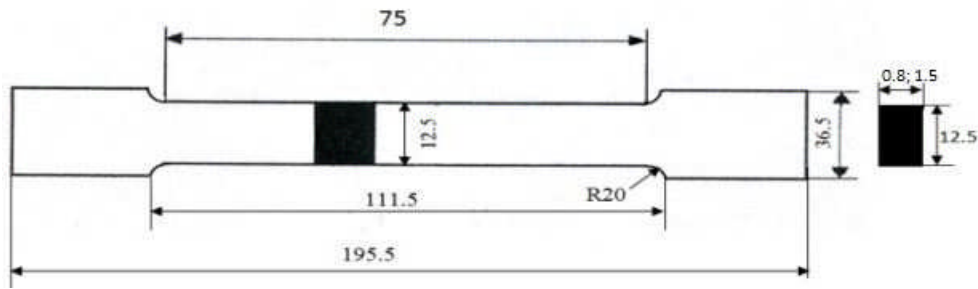


Figure III.1 Les dimensions des éprouvettes de traction



Figure III.2 Exemple d'éprouvette de traction testée

Les résultats obtenus en termes de courbes contraintes-déformations se superposent, la courbe est donnée par la figure III.3.

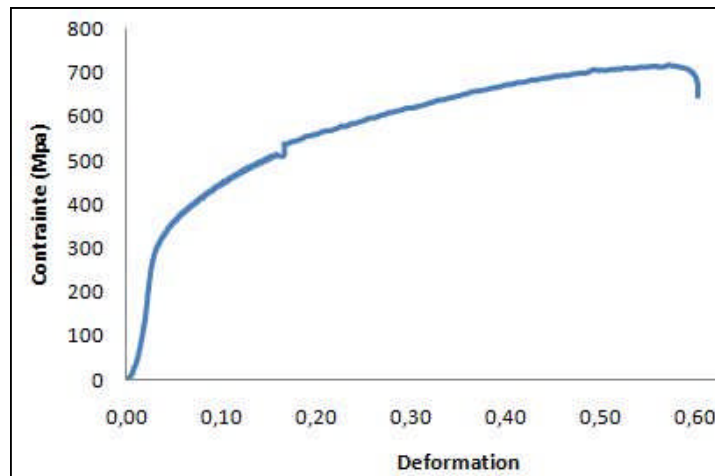


Figure III.3 Résultats des essais de traction en contrainte-déformation

Les détails des propriétés mécaniques sont donnés dans le tableau III.1. Les composants chimiques des tôles telles qu'elles ont été données dans la fiche technique sont donnés dans le tableau III.2

E (MPa)	Rp _{0.2%} (MPa)	Rm (MPa)	A %
178178	374	693	60

Tableau III.1 Propriétés mécaniques des tôles étudiées

Désignation	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	N %
Proportion	0.044	0.40	1.83	0.031	0.0011	19.5	8.1	0.053

Tableau III.2 Propriétés chimiques des tôles étudiées

A noter que les essais ont été réalisés sur une machine de traction avec une vitesse de sollicitation de 2 mm/min afin d'assurer des conditions statiques pour l'essai. Les résultats obtenus pour les essais de traction correspondent à ce qu'on trouve dans la littérature (Chapitre I) pour ce qui est des propriétés des aciers inoxydables dont la nuance est AISI 304L.

La rupture des éprouvettes s'est produite au niveau de la zone utile comme le montre la figure III.4

**Figure III.4** La partie utile de l'éprouvette après sollicitation (rupture de l'éprouvette de traction)

III.3 Evaluation de la ténacité à la rupture

Le but de ce travail est d'étudier la résistance à la rupture des tôles en acier inoxydable. D'abord, parce que ces aciers sont largement utilisés (Chapitre I) et que les micro-défauts sont présent initialement dans le matériau ce qui rend inévitable l'initiation et la propagation des fissures macroscopiques sous chargement. Un autre problème cité au préalable est un problème géométrique car les critères de mécanique de la rupture dépendent fortement de la géométrie des éprouvettes d'ou l'intérêt de cette étude qui consiste en premier lieu à établir une caractérisation à la rupture pour chaque cas de figure (i.e, géométrie) et quantifier l'effet de géométrie ou de contraintes sur l'évaluation de la ténacité à la rupture.

III.3.1 Dimensions des éprouvettes

Les éprouvettes sont découpées à partir de tôles en acier inoxydable, des précautions ont été prises afin que la direction de sollicitation soit la même que celle du laminage des tôles. Le type d'éprouvettes choisi pour mener à bien cette étude est le type CT

(Compacte de Traction), ce genre d'éprouvette est largement utilisé par les mécaniciens de la rupture. Le choix des éprouvettes CT s'est fait aussi par rapport au fait de la complexité de la réponse de l'essai, en effet, la réponse implique de la traction et de la flexion surtout pour une des tôles minces d'où une variation importante de l'effet de géométrie sur l'évaluation de la ténacité à la rupture. Initialement, quatre (04) longueur initiale d'entaille ont été choisies pour chaque épaisseur mais des problèmes au niveau de l'usinage nous ont réduit à en utiliser 04 seulement pour la tôle de 1.5 mm d'épaisseur, avec (a : la longueur initiale de l'entaille et W est la largeur du ligament (Figure III.5)

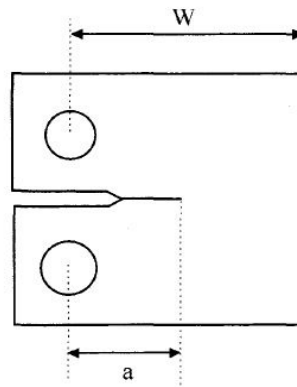


Figure III.5 Eprouvette CT caractéristique [54]

Les dimensions des éprouvettes testées pour les 03 différentes épaisseurs sont données dans les figures III.6, III.7, III.8, III.9 et III.10

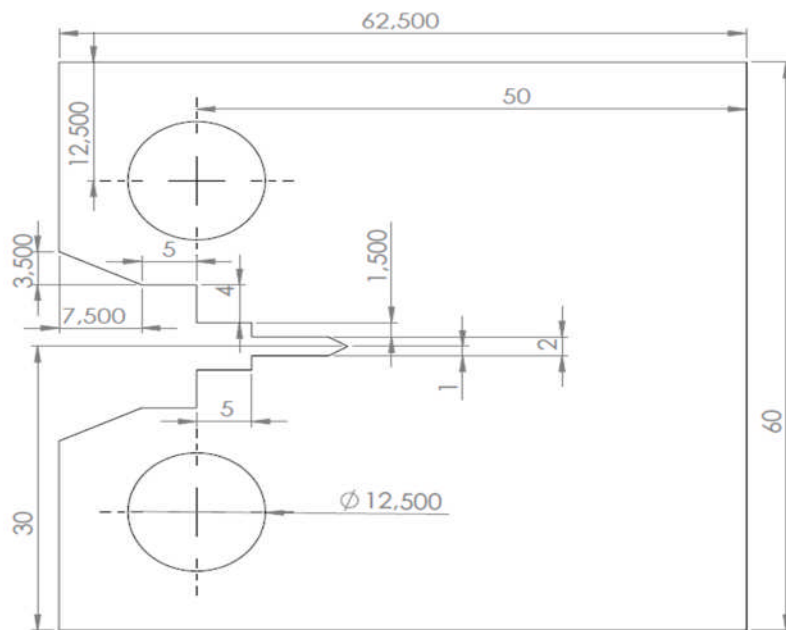


Figure III.6

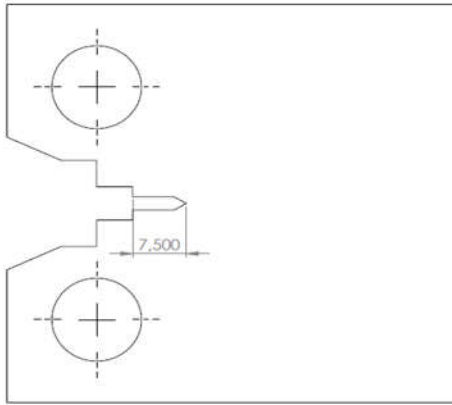


Figure III.7 CT pour $a/w=0.2$

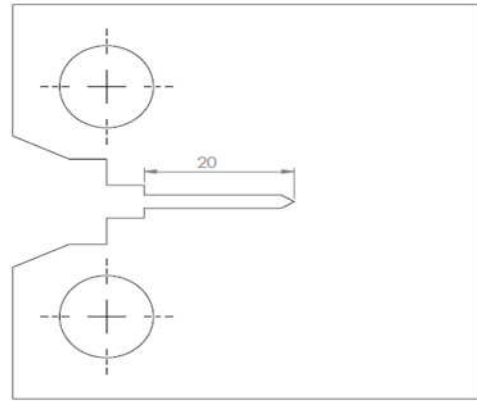


Figure III.8 CT pour $a/w=0.4$

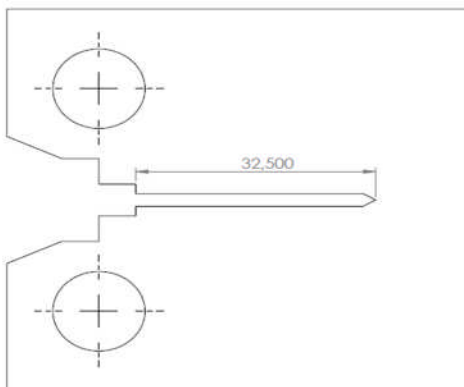


Figure III.9 CT pour $a/w=0.6$

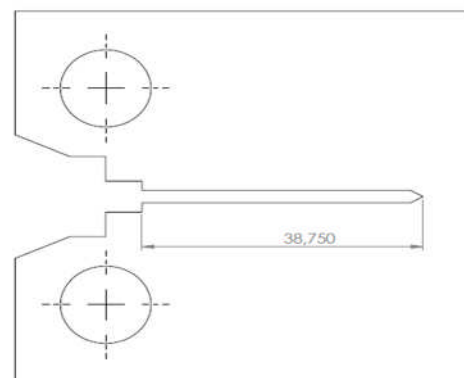


Figure III.10 CT pour $a/w=0.75$

Les éprouvettes testées pour les 03 différentes épaisseurs sont données dans les figures III.11, III.12 et III.13.

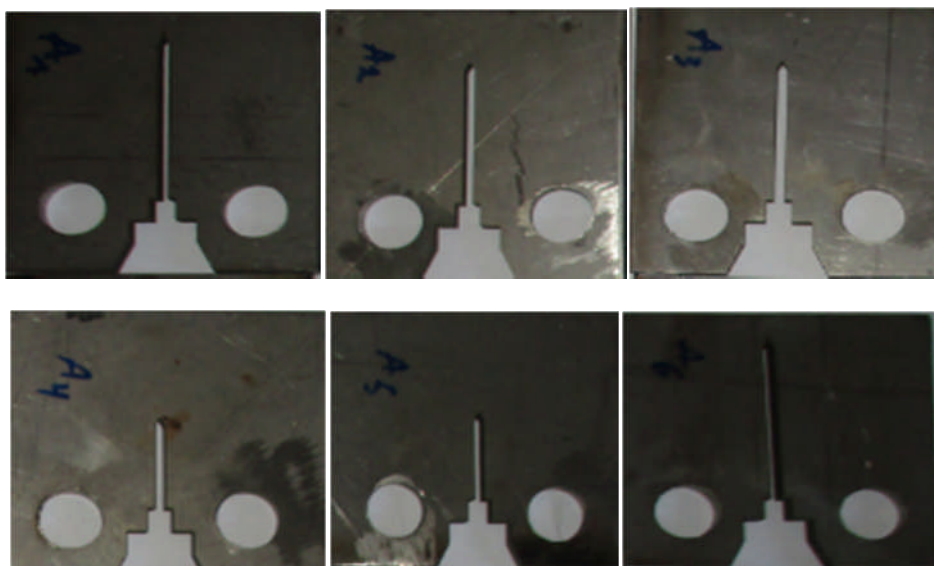


Figure III.11 Eprouvettes CT testées pour épaisseur ($e=3$ mm)

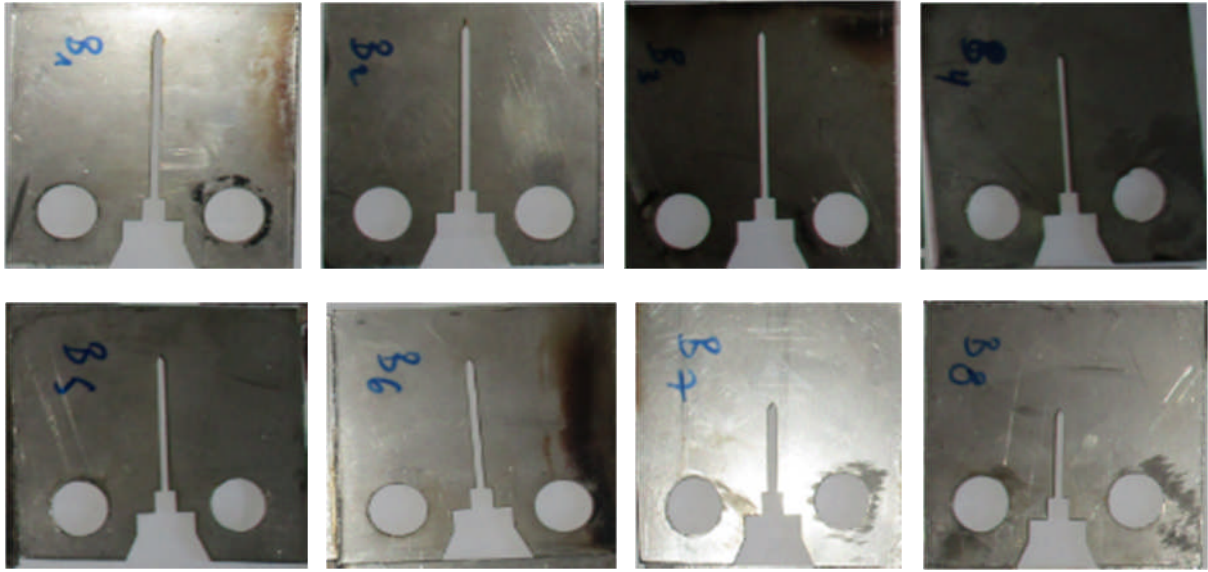


Figure III.12 Eprouvettes CT testées pour épaisseur ($e=1.5$ mm)



Figure III.13 Eprouvettes CT testées pour épaisseur ($e=0.8$ mm)

III.3.2 Détails des essais

Comme pour les essais de traction (caractérisation mécanique), les conditions d'essai statique ont été adoptées avec une vitesse de sollicitation de 2 mm/min. La machine de traction utilisée n'est pas adaptée à un essai CT, un dispositif adéquat à cet essai a donc été réalisé afin de mener à bien ces essais (figure III.14). La figure III.15 montre l'essai CT en pleine exécution.

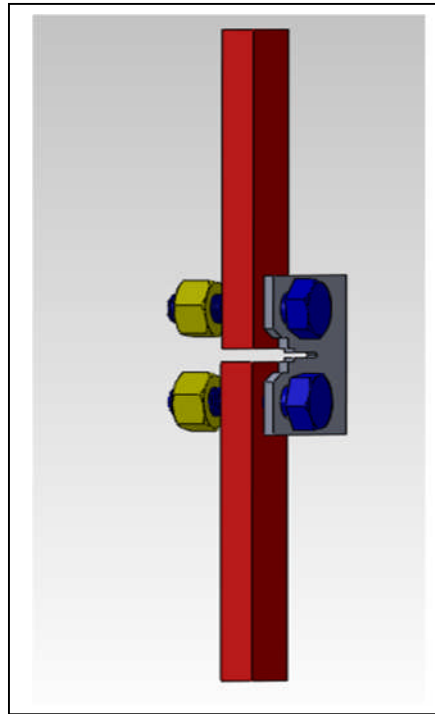


Figure III.14 Dispositif adapté à la machine de traction

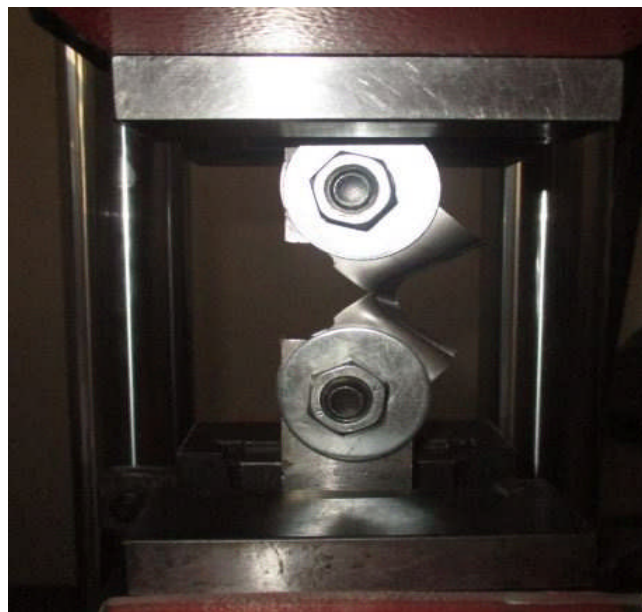


Figure III.15 Essai CT en utilisant le dispositif adapté à la machine de traction

A noter qu'une camera de type Canon avec une résolution de 13 Méga pixels à été utilisée afin de déterminer la propagation des fissures de façon manuelle.

III.3.3 Résultats des essais CT

Les essais ont été effectués sur 03 longueurs initiales d'entaille pour chaque épaisseur 0.8 et 3 mm et 04 pour les 1.5 mm et les résultats en termes de courbes capacité sont donnés par les figures III.16, III.17 et III.18 respectivement pour 0.8, 1.5 et 3 mm.

Une certaine proportionnalité entre les résultats obtenus pour les trois épaisseurs peut déjà être observée, plus l'entaille initiale est grande plus la capacité de l'éprouvette est moindre, la tendance contraire est observée pour ce qui est de la ductilité, un allongement avant séparation important est observé avec la diminution de la longueur d'entaille initiale.

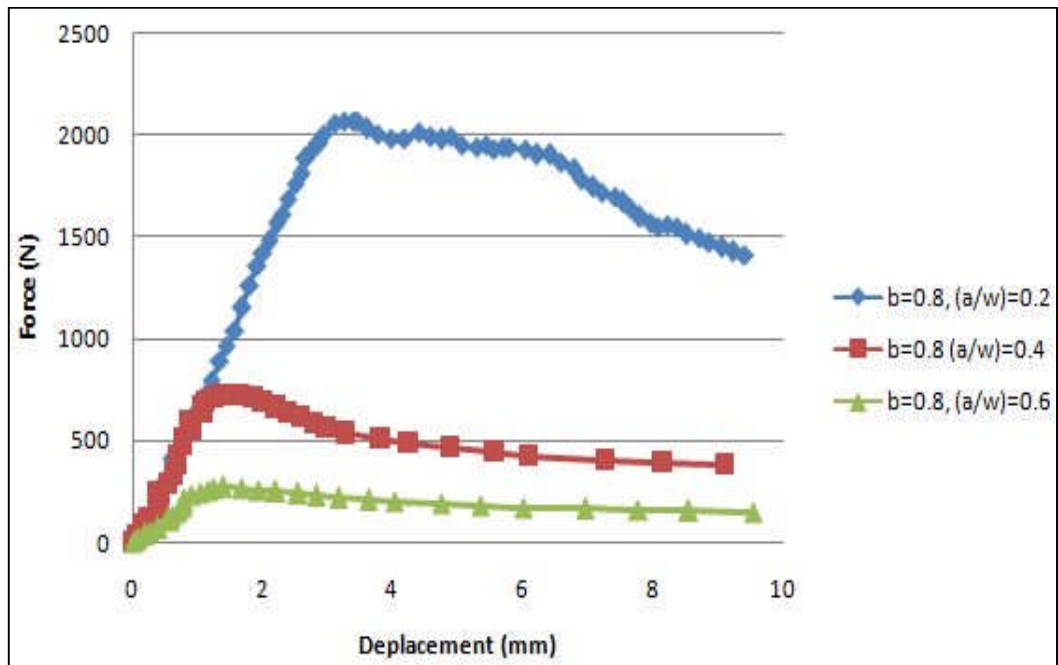


Figure III.16 Courbes de capacité pour les essais CT0.8

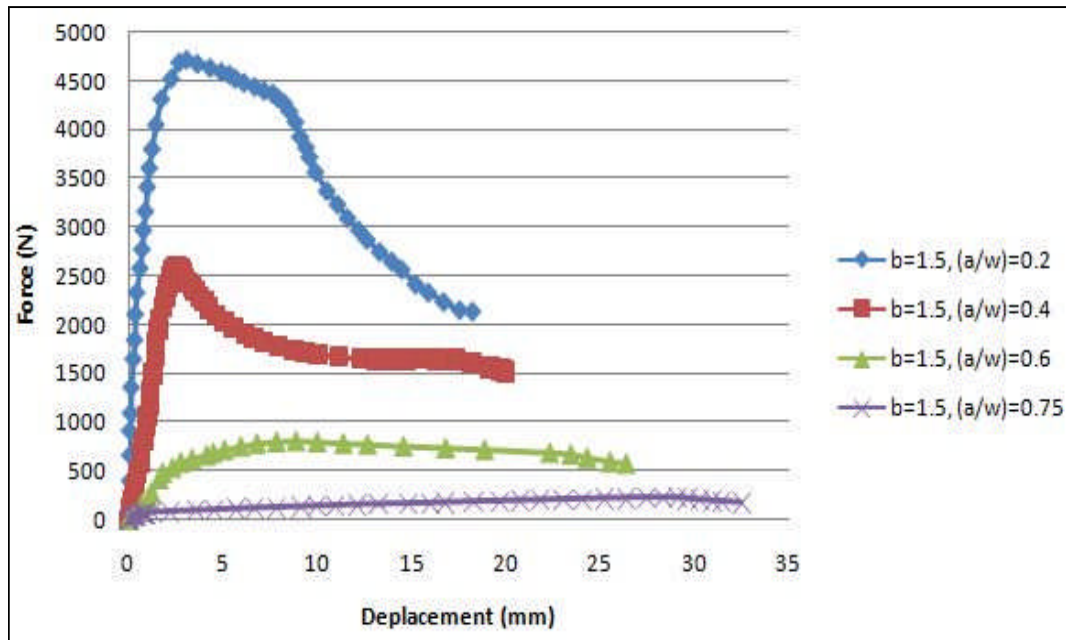


Figure III.17 Courbes de capacité pour les essais CT1.5

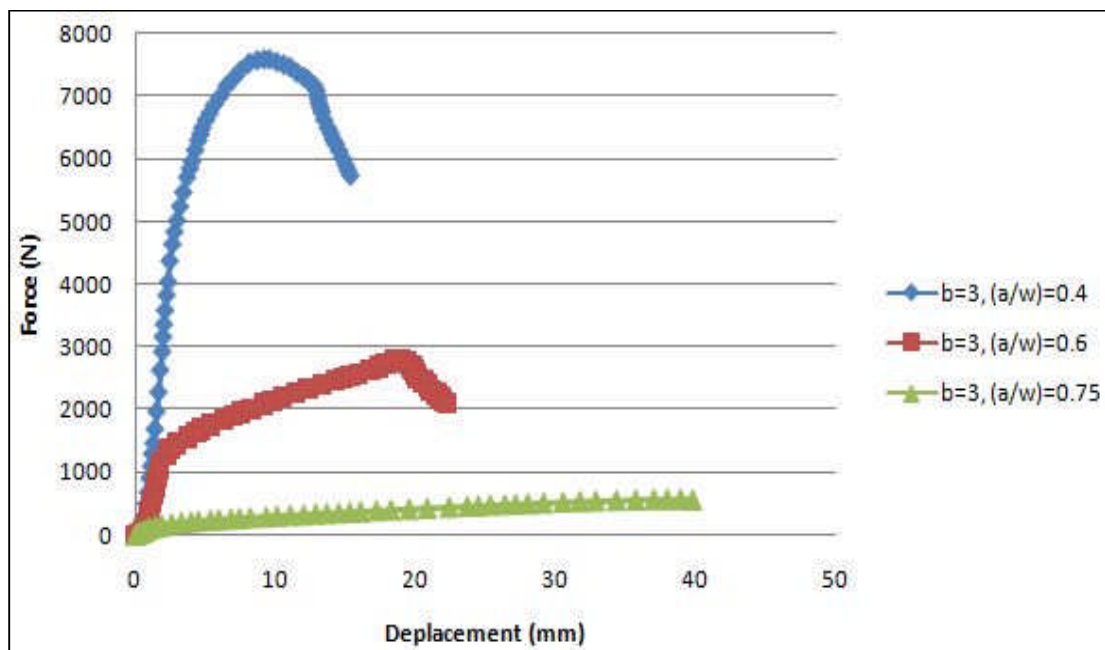


Figure III.18 Courbes de capacité pour les essais CT3

III.3.4 Evaluation de la ténacité à la rupture

Pour l'évaluation de la résistance des tôles en acier inoxydable AISI 304L à la propagation des fissures, nous avons opté pour la courbe $J-\Delta a$ (évolution de l'intégrale-J en fonction de la propagation de la fissure Δa) qui est l'interprétation expérimental de l'intégrale

de contour de RICE. Pour l'évaluation de ce critère, l'aire sous les courbes force-déplacement est évaluée de manière incrémentale, cette quantité représente le travail de rupture, l'évaluation de la courbe J-R se fait conformément à la norme ASTM E 1820-13 [1] et elle est définie comme suit :

L'intégrale-J est décomposée en un terme élastique et un autre plastique :

$$J = J_e + J_p \quad (\text{III.1})$$

Par substitution de J-élastique, nous avons :

$$J = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + J_{pl} \quad (\text{III.2})$$

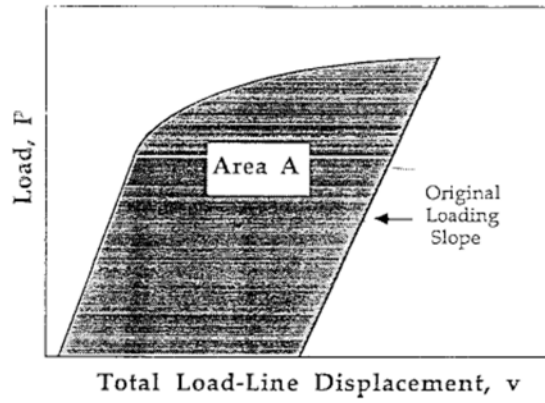


Figure III.19 Définition de l'aire pour le calcul de J [52]

La partie plastique s'écrit comme suit :

$$J_{pl} = \frac{2A_{pl}}{B_N b_0} \quad (\text{III.3})$$

A_{pl} : Aire mise en évidence dans Figure III.19

B_N : Épaisseur net de l'éprouvette

$b_0 = W - a_0$

Au point correspondant à $a(i)$, $V(i)$ et $P(i)$ pour ce qui est de la charge de l'éprouvette et le déplacement plastique de la ligne de charge, le calcul se fait comme suit :

$$J_{(i)} = \frac{(K_{(i)})^2(1-\nu^2)}{E} + J_{pl(i)} \quad (\text{III.4})$$

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \frac{2}{b_{(i-1)}} \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] \left[1 - \frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right] \quad (III.5)$$

Dans l'équation (III.5), la quantité $A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}$ est l'incrément de l'aire plastique extrait des données de la courbe force-déplacement de la ligne de charge entre les lignes de déplacements constants aux points $i-1$ et i comme le montre la figure III.20, la quantité $J_{pl(i)}$ représente J-plastique à l'avancée de la fissure au point i et est obtenue en deux étapes par incrémentation de $J_{pl(i-1)}$ existant et en prenant en compte le résultat total accumulé pour l'incrément de propagation de fissure. La quantité $A_{pl(i)}$ peut être calculée à partir de l'équation suivante

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + \left[P_{(i)} + P_{(i-1)} \right] \left[V_{pl(i)} - V_{pl(i-1)} \right] / 2 \quad (III.6)$$

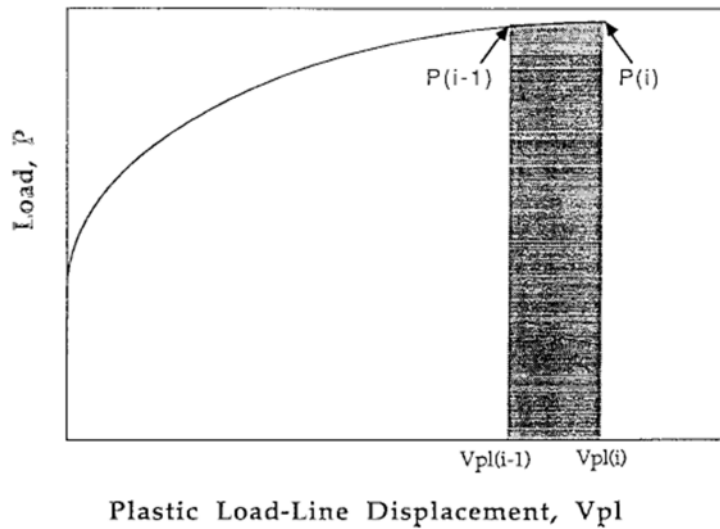


Figure III.20 Définition de l'aire plastique pour le calcul de J [52]

On a vu que pour calculer la ténacité des éprouvette CT on a passé par plusieurs étapes, du calcul de $J_{elastique}$, passant par les essais force/déplacement au calcul de J_{plast} . Un organigramme de calcul de ténacité a été établi afin de montrer les démarches suivies pour calculer J qu'on va utiliser par la suite dans le but d'étudier l'effet de géométrie sur la ténacité. L'organigramme est illustré dans la figure III.21

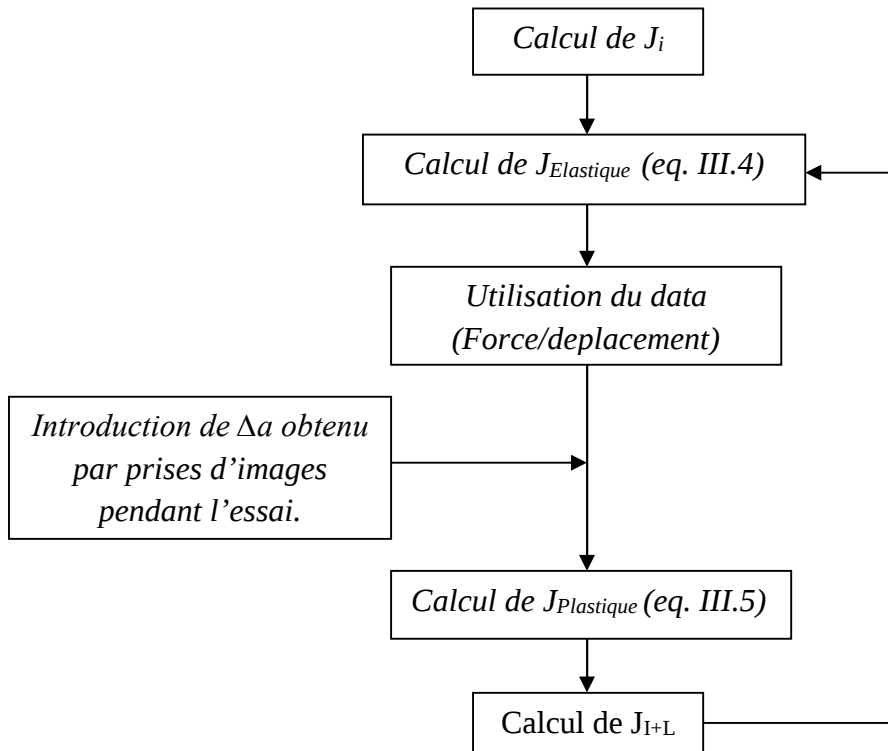


Figure III.21 Organigramme du calcul de la ténacité

III.3.5 Evaluation de J-critique

Lorsqu'une fissure est sollicitée par un chargement monotone croissant, la pointe de fissure subit, dans un premiers temps, une déformation plastique importante qui conduit à une avancée de fissure apparente : c'est l'émoussement. Cette avancée n'est pas proprement dite une propagation par déchirure ductile mais les méthodes de mesure de longueur de fissure ne permettent pas de distinguer ce phénomène de la propagation réelle. C'est pourquoi, dans un premier temps, la courbe $J-\Delta a$ va suivre la droite d'émoussement.

L'instant où la propagation ductile s'amorce (à cet instant, la droite d'émoussement n'est plus suivie), est difficile à déterminer expérimentalement. Pour cela, les normes définissent l'amorçage à partir de la valeur de J correspondant à une propagation de 0.15 ou 0.2 mm. La ténacité ainsi définie est donnée par l'intersection de la courbe $J-\Delta a$ avec la droite d'émoussement translatée de 0.15 ou 0.2 mm (figure III.22) [48]. Cette ténacité à l'amorçage est généralement notée $J_{0.15}$ ou $J_{0.2}$. Cette définition conduit à des valeurs sensibles aux effets d'échelle et de géométrie [48]

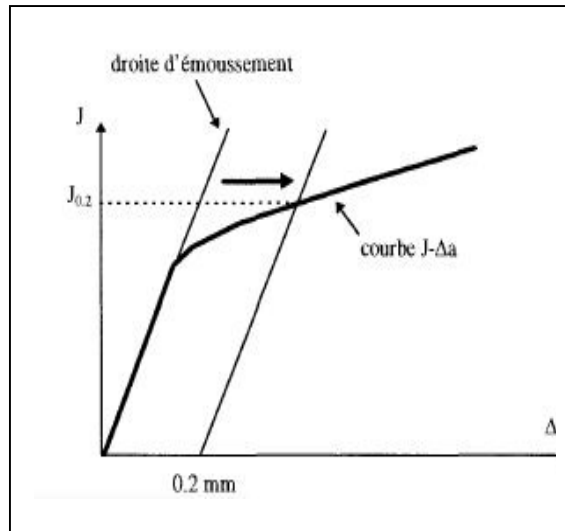


Figure III.22 Détermination de $J_{0.2}$ [48]

Le choix d'une valeur critique d'un critère, que ce soit pour l'intégrale-J (donc J_{IC}) ou pour le CTOD (σ_c) lorsque l'on reporte la profondeur de la zone d'érousement correspondant à cet instant sur la courbe $J-\Delta a$. Les trois zones (entaille initiale, érousement et déchirure ductile) sont clairement différenciées (Figure III.23).

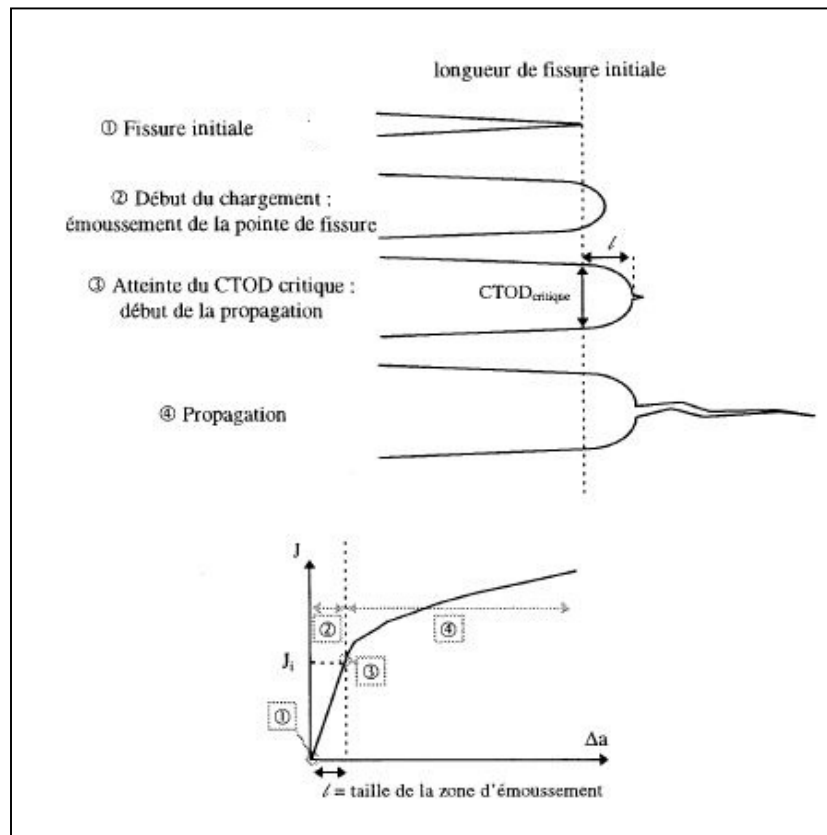


Figure III.23 Description de l'amorçage [48]

III.3.6 Résultats obtenus pour la ténacité

Conformément à la méthode expliquée dans la section III.3.5 en considérant le principe d'érouement et en prenant en considération sa droite. La détermination de J_c se fait à $\Delta a = 0.2$ mm comme recommandé par bon nombre d'auteurs. La courbe $J-\Delta a$ est évaluée séparément pour chaque cas de figure et J_{IC} est aussi obtenu par la même démarche. Les résultats obtenus sont illustrés par les figures suivantes :

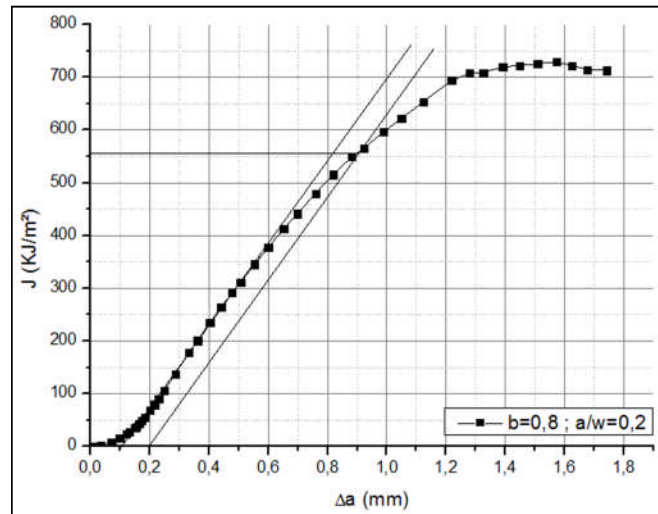


Figure III.24 Courbe J-R pour CT0.8, $a/w=0.2$

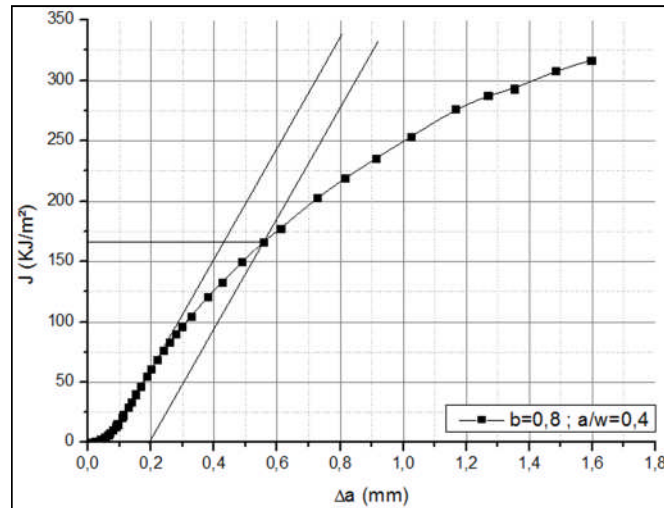
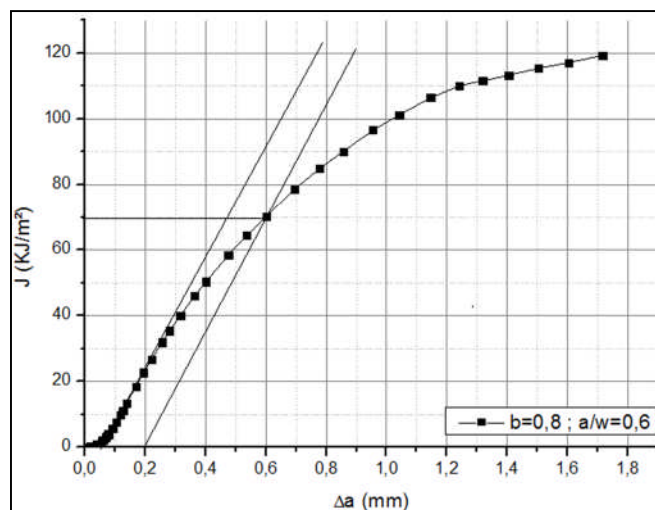
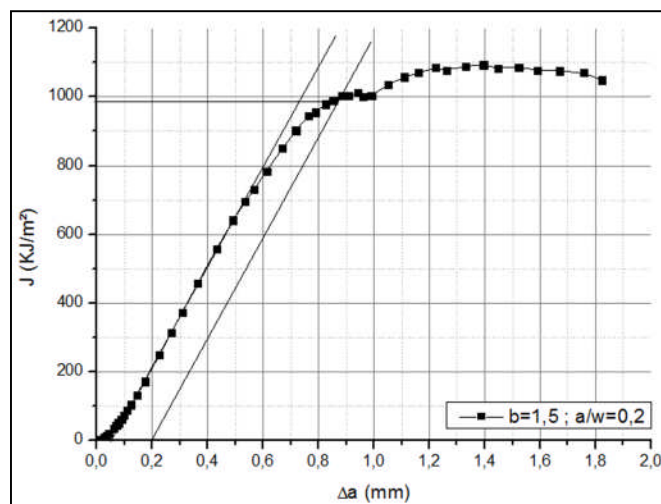
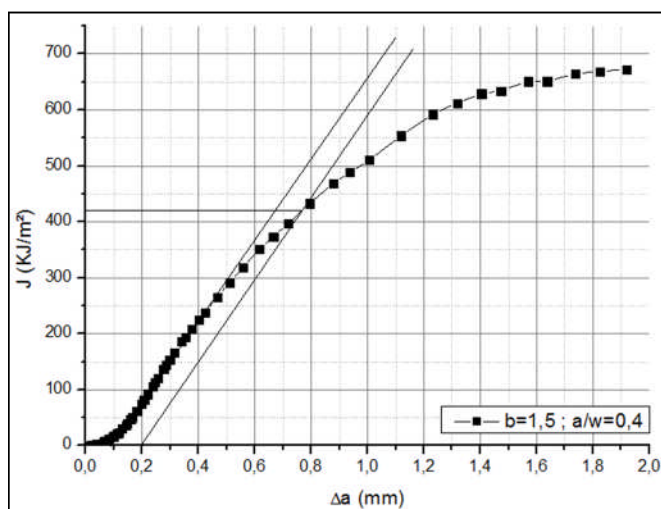


Figure III.25 Courbe J-R pour CT0.8, $a/w=0.4$

Figure III.26 Courbe J-R pour CT0.8, $a/w=0.6$ Figure III.27 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.2$ Figure III.28 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.4$

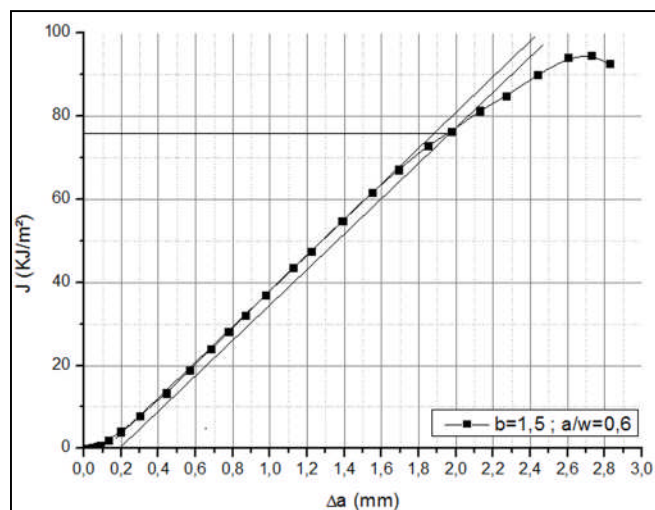


Figure III.29 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.6$

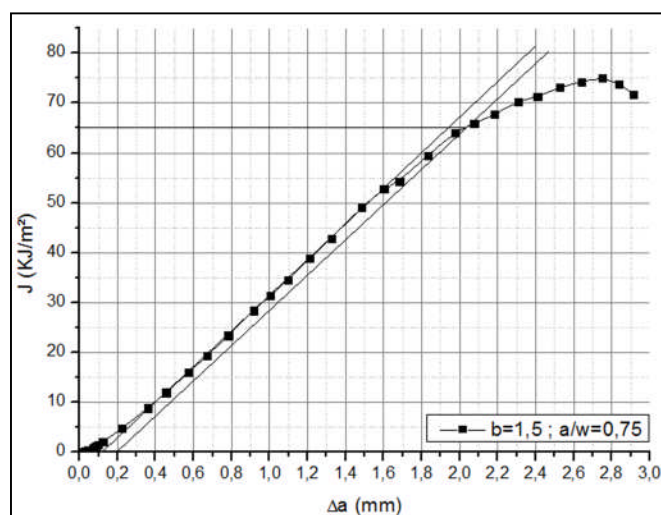


Figure III.30 Courbe J-R pour CT1.5, $a/w=0.75$

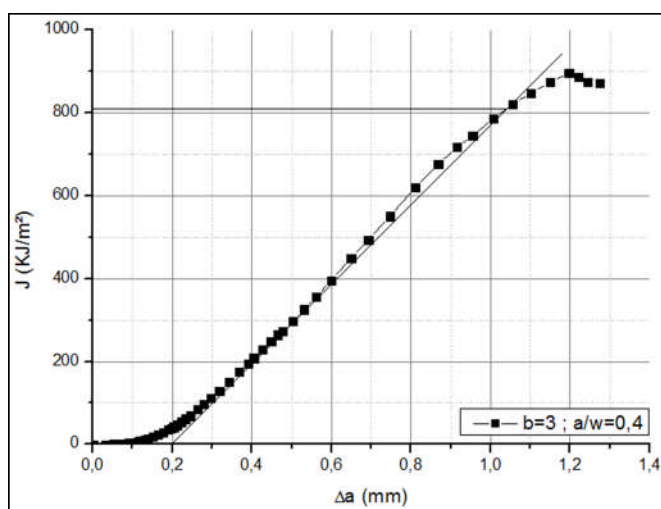
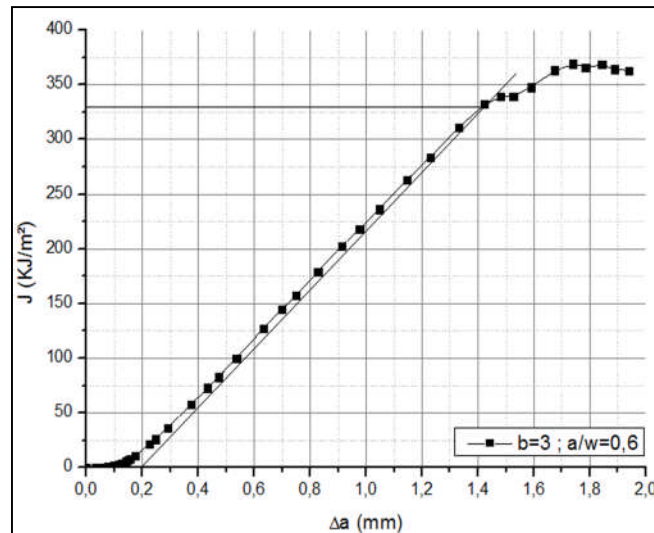
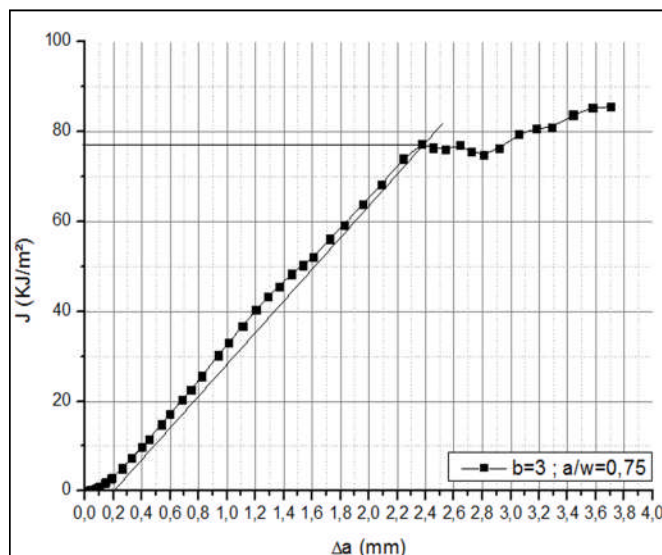


Figure III.31 Courbe J-R pour CT3, $a/w=0.4$

Figure III.32 Courbe J-R pour CT3, $a/w=0.6$ Figure III.33 Courbe J-R pour CT3, $a/w=0.75$

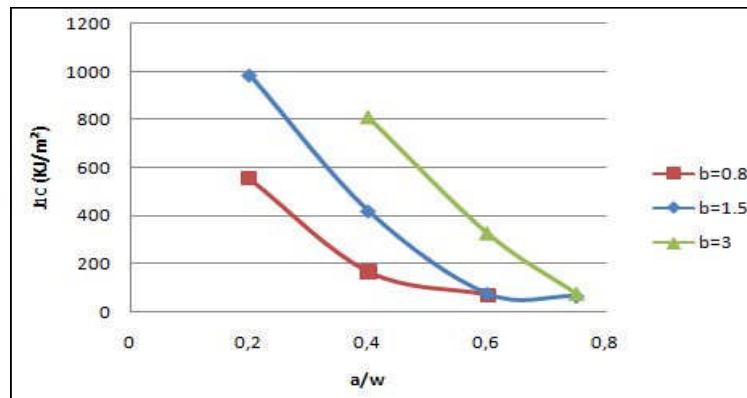
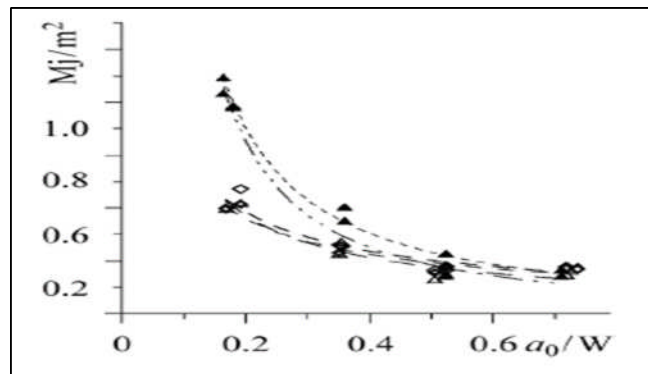
III.3.7 Effet de géométrie sur la ténacité à la rupture

Le but de cette partie est de déterminer l'effet de la variation des paramètres géométriques sur l'évaluation de la ténacité à la rupture, et aussi pour vérifier si une tendance particulière s'établit quand on superpose l'énergie de rupture aux paramètres géométriques. Les valeurs obtenues pour J_{IC} pour chaque cas de figure sont données par le tableau III.1

b, a/W	0.2	0.4	0.6	0.75
0.8	555.5012	166.01466	69.290955	
1.5	985.8191	419.6335	75.550125	65
3		809.29095	328.60635	77.01711

Tableau III.1 Evolution de J_{IC} en fonction des paramètres géométriques

Quant à l'allure de cette estimation, elle est donnée par la figure III.33. Un parallèle est fait avec l'allure recensée par Neimitz [56], les résultats qu'il a présenté dans son travail critique sont donnés dans la figure III.34.

**Figure III.33** Effet de géométrie sur J_{IC} (Présent travail)**Figure III.34** Effet de géométrie sur J_{IC} (Neimitz [56])

III.4 Discussion générale

Le comportement à la rupture des aciers inoxydables doit être impérativement connu, étant donné leur large utilisation dans l'industrie. Ces matériaux sont performants, ils présentent de nombreux avantages, mais l'ignorance de leur limites peut s'avérer dramatique

au vu des secteurs clés dans lesquels ces matériaux interviennent, d'où l'intérêt de cette démarche.

Dans le présent travail, des essais de ténacité ont été menés sur des tôles en acier inoxydable AISI 304L avec prise en compte de l'effet de géométrie. Il est reconnu que les critères de la mécanique de la rupture dépendent de la géométrie des éprouvettes testées, le même constat est fait dans le présent travail. La courbe J-R est tracée pour chaque cas de figure conformément à la norme ASTM E 1820-13, à partir de ces courbes, J_{IC} est déterminé est la première constations et que cette valeur dépend de l'épaisseur de l'éprouvette mais aussi de la longueur initiale de l'entaille, Néanmoins, une proportionnalité peut être observée d'ou la possibilité de contrôler cette dépendance. En superposant les résultats trouvés pour l'évolution de J_{IC} en fonction du ratio (a/W) , nous pouvons constater que la valeur de J_{IC} se stabilise à partir d'une valeur de (a/W) avoisinant 0.6, à noter que cette même observation est trouvée dans le travail de Neimitz [56] qui à recensé plusieurs travaux réalisé sur le sujet. Nous pouvons aussi constater que l'allure retrouvée est la même que celles trouvée dans les travaux disponibles dans la littérature récentes par Neimitz.

I.5 Conclusion

Le but de ce travail est de caractériser à la rupture les tôles en acier inoxydable AISI 304L en variant les paramètres géométriques afin de mettre en évidence l'ampleur de la dépendance de la valeur de J_{IC} sur cette dernière. Nous constatons que la dépendance du critère de rupture des paramètres géométriques est proportionnelle et équivalente à celle trouvée dans les travaux disponibles dans la littérature.

Conclusion générale et perspectives

Le but de ce travail est de caractériser à la rupture les tôles en acier inoxydable AISI 304L avec prise en compte de l'effet de géométrie, les éprouvettes CT qui sont largement utilisées pour l'étude de la ténacité à la rupture et la propagation des fissures. L'élaboration des éprouvettes ainsi que l'évaluation des courbes J-R (Intégrale-J en fonction de la propagation des fissures) est réalisée conformément à la norme ASTM E 1820-13 après caractérisation mécanique de cet acier. Nous avons abouti aux conclusions suivantes :

La ténacité à la rupture évaluée à travers J_{IC} est fortement dépendante de la géométrie des éprouvettes testées ce qui implique des niveaux de contraintes différents d'une géométrie à une autre.

Une allure particulière est trouvée entre la ténacité à la rupture et le ratio longueur d'entaille initiale/largeur du ligament, cette allure correspond aux travaux disponibles dans la littérature et on constate aussi qu'à partir d'un ratio égal à 0.6, la ténacité à la rupture devient constante, ce qui est aussi en accord avec les travaux effectués au préalable sur le sujet.

En perspectives, une étude numérique prenant en compte l'évolution du taux de contrainte à l'échelle locale serait intéressante à titre de comparaison avec le travail effectué dans le cadre de cette étude.

L'utilisation d'un critère indépendant du taux de chargement serait également une avancée significative dans la quête d'un critère intrinsèque en mécanique de la rupture.

Références :

- [1] V. Aubin : 'Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austeno-ferritique sous chargement biaxial non-proportionnel', Thèse de doctorat, Université des sciences et technologies de Lille, Novembre 2001.
- [2] M. Ouchen : ' Effet du ph du milieu sur la corrosion de l'acier inoxydable 304 L', Mémoire de Magistère, Université Hadj Lakhdar Batna, Septembre 2013.
- [3] D. Gentet : 'Compréhension et modélisation du comportement mécanique cyclique anisotherme de l'acier austénitique AISI 316L(N)', Thèse de doctorat, Université de La Rochelle, Novembre 2009.
- [4] A. Belattar : 'Analyses multi-echelles du comportement et la durée de vie d'aciers inoxydables 304L sous sollicitations cycliques avec pré-écrouissage', Thèse de doctorat, l'Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen , Février 2013.
- [5] B. Belkessa : 'influence des traitements de hautes températures sur le comportement structural et mécanique des soudures en acier inoxydable duplex 2205'. Memoire de Magister, Université Saad Dahleb de Blida, 2005.
- [6] S. Mahmoudi : 'Etude comparative entre deux métaux passifs en milieux neutre, alcalin et acide: un acier inoxydable 304L et un alliage de titane Ti6Al4V', mémoire de Magister, Université Mentouri de Constantine, Mars 2008.
- [7] F. Iacoviello : 'Fragilisation par l'hydrogene de l'acier inoxydable austeno-ferritique z2cnd22 05 - rôle de la microstructure', Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris, Septembre 1997.
- [8] J-Y. Maetz : 'Évolution de la microstructure d'un acier inoxydable lean duplex lors du vieillissement', Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Janvier 2014.
- [9] M. Naoun : 'Influence du peroxyde d'hydrogene sur la susceptibilite a la corrosion des aciers inoxydables en milieu salin', Thèse de Doctorat, Université El Hadj Lakhdar Batna, Juin 2014.
- [10] S. Bradai : 'Etude de l'effet de l'équibiaxialité sur la durée de vie en fatigue de l'acier inoxydable austénitique', Thèse de doctorat, L'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et D'Aérotechnique, Décembre 2014.
- [11] Z. Amy : 'Caractérisation de l'acier inoxydable X5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température', Mémoire de Magister, Université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou, 2013.

- [12] J. Ntienoue : ‘Étude, caractérisation et suivi électrochimique de la surface de l’acier inoxydable 254 SMO en milieux aqueux naturels amazoniens’, Thèse de doctorat, Université des Antilles et de la Guyane, mars 2013.
- [13] H. Ordenbach, ‘Les aciers inoxydables’, Traduction autorisée de l’ouvrage allemand ‘Nichtrostende Stähle’ 2^{ème} Edition 1989.
- [14] B. Van Hecke : ‘Le potentiel de l’acier inoxydable au formage’, Article, Euro Inox, Première édition 2008.
- [15] J. Gourgand : ‘Les aciers dans la construction’, Article, Les grands ateliers, 2006.
- [16] Suppléments extra-alliages inox, Plancher métaux pour l’industrie, novembre 2016.
- [17] W. Pacquentin : ‘Contribution à l’étude des propriétés physico-chimiques des surfaces modifiées par traitement laser : application à l’amélioration de la résistance à la corrosion localisée des aciers inoxydables’, Thèse de doctorat, Université de Bourgogne, novembre 2011.
- [18] Kevin Bradley : ‘Nickel’, Revue, La revue spécialisée du nickel et de ses applications, mai 2012.
- [19] H. Marouf : ‘Caractérisation structurale et mécanique du joint soudé de la liaison bimétallique acier ordinaire E36/acier anti-usure NAXTRA70 utilisé par l’unité grue de Bejaia dans l’assemblage de la pelle chargeuse et godet d’excavation’, Mémoire de Magister, Université Mouloud Mammeri De Tizi_Ouzou, 2012.
- [20] Direction générale de l’information scientifique et technique et gestion de l’information : ‘Automatisation du laminage des tôles fortes sur cage quarto réversible’, Rapport, Commission des communautés européennes, 1975.
- [21] L. De Baglion : ‘Comportement et endommagement en fatigue oligocyclique d’un acier inoxydable austénitique 304L en fonction de l’environnement (vide, air, eau primaire rep) à 300°C’, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique, août 2006.
- [22] Amir Ben Menacer : ‘Etude de la microdureté Vickers des poudres chimiques de Ni –P’, Mémoire de Magister, Université De Batna, 2012.
- [23] B. Jacquot : ‘Propriétés mécaniques des Biomateriaux utilisés en Odontologie’, Rapport, Université Médicale Virtuelle Francophone, 2009.

- [24] B. M. Sadeghi : 'Analyse et identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques', Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, décembre 2010.
- [25] B. Danh Le : 'Modélisation discrète en mécanique de la rupture des matériaux fragiles', Thèse de doctorat, INSA de Strasbourg, Juin 2013.
- [26] T. H. Nguyen : 'Prédiction de la non-rupture fragile dans un joint soude en acier C-Mn dans le domaine de la transition fragile/ductile', Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, Novembre 2009.
- [27] A. Al Rassis : 'Contribution à l'étude de la déchirure ductile à chaud dans les joints soudés et modélisation numérique en approche globale et en approche locale', Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, Décembre 1995.
- [28] P-O. Bouchard : 'Contribution A La Modélisation Numérique En Mécanique De La Rupture Et Structures Multi matériaux', Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, septembre 2000.
- [29] S. Wen : 'Identification expérimentale de modèles de zones cohésives à partir de techniques d'imagerie thermomécanique', Thèse de doctorat, Université Montpellier des Sciences et Techniques du Languedoc, Décembre 2012.
- [30] A. Benhamouda : 'Etude du comportement des fissures dans les tubes sous pression interne', Mémoire de Magistère, Université Mentouri de Constantine, Juin 2010.
- [31] S. Megdoud : 'Analyse et calcul par éléments finis étendus (X-FEM) des matériaux fissurés', Mémoire de Magistère, Université M'hamed Bougara de Boumerdes, 2012.
- [32] J. R. Rice: 'A path independent integral and approximate analysis of strain concentration by notches and cracks', Journal of Applied Mechanics, vol 35, 1968.
- [33] H.D. Bui: 'Dual path-independent integral in the boundary value problems of cracks', Eng. Fract. Mech, vol 6, 1973.
- [34] B. E. K. Hachi : 'Analyse des fissures elliptiques en statique et en fatigue par hybridation de fonctions de Green', Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, Juin 2007
- [35] R. Chettah : 'Etude de l'analyse limite et calcul à la rupture des matériaux élastiques parfaitement plastiques', Mémoire de Magistère, Université Mentouri de Constantine, juillet 2010.

- [36] M. Zaoui : 'Influence des traitements thermiques sur la rupture fragile des constructions soudées, cas des soudures épaisses', Thèse de doctorat, Université Mentouri Constantine, Février 2009.
- [37] M. Dahaoui : 'Effet des redéformations sur le comportement En Fatigue Des Alliages d'aluminium a durcissement structural, Mémoire de Magistère, Université Aboubekr Belkaid–Tlemcen, 2013.
- [38] V. Le Corre : 'Etude de la competition dechirure ductile / rupture fragile : application a la tenue mecanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés', Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, Septembre 2006.
- [39] P. Chauchot et J. Labeyrie : 'Rupture fragile des pièces minces et méthodes des équations intégrales', Rapports Scientifiques et Techniques - No 49, Publications du Centre National pour L'exploitation des Océans (C N E X O) ,1982.
- [40] J. Lachambre : 'Développement d'une méthode de caractérisation 3D des fissures de fatigue à l'aide de la corrélation d'images numériques obtenues par tomographie X', Thèse de doctorat, l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Mai 2014.
- [41] B. Savage : 'Aspect expérimentaux de l'écartement de fissuration pris comme critère de ténacité', Thèse de Doctorat, L'Université des Sciences et Technique de Lille, 1974.
- [42] A. Zeghloul : 'Concepts fondamentaux de La Mécanique de La Rupture', Mémoire de Master, Ecole National de L'ingénieur de Metz, 2016.
- [43] M. Rahimian : 'Analyse de l'influence des déformations plastiques dans les processus de fissuration et de fatigue par simulation numérique', Thèse de doctorat, L'école Nationale Des Ponts Et Chaussées –Paris, juin 1981.
- [44] T-D. Do : 'Étude de la zone plastique en pointe de fissure pour l'alliage d'aluminium 2024t351', Thèse de Doctorat, École Doctorale EMSTU, Octobre 2013.
- [45] J. R. Rice, W.J. Drugan et T-L. Sham : 'Elastic-plastic analysis of growing cracks, Fracture Mechanics', ASTM STP 700, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1980.
- [46] M. L. Williams: 'On the stress distribution at the base of s stationary crack' , Journal of Applied Mechanics, 1957.
- [47] C. F. Shih, N. P. O'Dowd et M. T. Kirk, 'A framework for quantifying crack tip constraint, Constraint Effects in Fracture' , ASTM STP 1171, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993.
- [48] S. Marie : 'Approche énergétique de la déchirure ductile', Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Février 1999.

- [49] B. Kärändet et G. Sanz, 'Mécanique de La Rupture', Rapport final Convention rio. 6210-30/3/301, Information Scientifique et Technique et gestion de L'information, 1977.
- [50] Commission des Communautés européennes : 'Résistance à la déchirure ductile d'aciers à tubes sous chargements quasi statiques et dynamiques', Rapport, Commission des Communautés Européennes-Direction générale Télécommunications, industries de l'information et innovation L-2920 Luxembourg, 1990.
- [51] G. Pluvinage : 'Mécanique Elastoplastique de La Rupture', Cepadues Editions, Février 1989.
- [52] ASTM, "E1820-13 : Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness " 2014.
- [53] E. 10002-1, "Metallic materials-Tensile testing," European Committee for Standardization, 1991.
- [54] J. Wilsius, "Etude expérimentale et numérique de la déchirure ductile basée sur des approches locales en mécanique de la rupture," Ph.D Thesis, Université des Sciences et Technologies de Lille, 1999.
- [55] A. Neimitz, "Fracture toughness of structural elements : the influence of the in- and out-of-plane constraints of fracture toughness," Materials Science, vol. 42, pp. 61-77, 2006.