

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE MINISTERE DE
L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE MOULOD MAMMERI DE TIZI-OUZOU
FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION
DEPARTEMENT DE GENIE-MECANIQUE



Mémoire De Fin D'études Master Académique

SPECIALITE : GENIE MECANIQUE

OPTION : FABRICATION MÉCANIQUE ET PRODUCTIQUE

THEME

*L'effet du temps de maintient sur la résistance
à la rupture d'un acier TRIP 304L*

Propose par:

–Mr. M.ALMANSBA

Dirigé par :

–Mr. M.ALMANSBA

–Mr .M.BENCHERIF

Réalisé par :

–Mr .C.TAMERT

–Mr .B.BENNOUR

2019/2020

REMERCIEMENTS

Nous tenons tout d'abord à remercier Dieu le tout puissant, qui nous a donné la force et la patience d'accomplir ce modeste travail.

En second lieu, nous tenons à remercier notre promoteur monsieur ALMANSBA Madjid ainsi que notre Co-promoteur monsieur BENCHERIF Mokhtar, pour leurs disponibilités tout au long de notre travail.

Nous souhaitons adresser nos 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.

Nous tenons à exprimer nos remerciements aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à notre recherche en acceptant d'examiner ce travail et de l'enrichir par leurs propositions.

Nos vifs remerciements vont également à notre famille pour leur soutien, compréhension et patience tout au long de mon cursus.

Nous adressons enfin nos remerciements à l'ensemble du personnel du département Génie mécanique de l'UMMTO.

Dédicaces

Nous dédions ce travail à

Très chers parents

Frères et sœurs

Tous les proches

Tous les enseignants

Tous les amis

Liste des figures:

Figure I-1: mode I (mode par ouverture)	13
Figure I-2: mode II (glissement de translation)	13
Figure I-3: mode III (glissement de rotation)	14
Figure I-4: Courbe de traction typique pour un matériau fragile	15
Figure I-5: Courbe de traction idéale d'un matériau ductile.....	16
Figure I-6: Fissure traversant de longueur $2a$ dans une plaque infinie	18
Figure I-7 : Détermination des axes (x, y) et des coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure.	19
Figure I-8: plaque fissurée avec un accroissement de des deux fronts	22
Figure I-9: Présence d'une fissure dans un milieu infini	24
Figure I-10: interprétation de l'intégrale J	25
Figure I-11: géométrie d'éprouvette SENB	27
Figure I-12: Définition de la surface plastique pour le calcul de la courbe de résistance J	29
Figure I-13: géométrie d'éprouvette CT	29
Figure II-1: chaîne de production des tôles en acier inoxydables [22]	38
Figure II-2: diagramme d'équilibre Fe-c [26] z200	39
Figure II-3: Diagramme d'équilibre Fe-Cr [27]	40
Figure II-4: Microstructures des aciers inoxydables ferritique (a), martensitique (b), austénitique (c), et austéno-ferritique (d) [28].	41
Figure II-5: Structure d'un acier inoxydable austénitique.	42
Figure II-6: La structure d'un acier inoxydable duplex.	43
Figure II-7: mécanisme de passivation d'un acier inoxydable.....	47
<i>Figure II-8 schéma typique du traitement thermique aux aciers multiphasés à effet TRIP.....</i>	<i>50</i>
Figure II-9: La variante de la martensite [49]	51
<i>Figure II-10 : changement de structure cristalline de l'austénite en martensite [50]</i>	<i>52</i>
Figure III-1: Figure la géométrie de l'éprouvette.....	58
Figure III-2: Régulateur	59
Figure III-3: Four électrique.....	59
Figure III-4: éprouvette sans traitement thermique.	60
Figure III-5: éprouvette après traitement thermique	60
<i>Figure III-6: Banc d'essais</i>	<i>61</i>
<i>Figure III-7 Système de contrôle..</i>	<i>62</i>
Figure III-8: Système d'acquisition des données et d'avoir les résultats.....	62

Figure III-9: L'éprouvette sur les mâchoires de la machine avant la rupture	63
Figure III-10: L'éprouvette sur les mâchoires de la machine après la rupture.	63
Figure III-11 : Résultats des essais de traction en contrainte-déformation	64
Figure III-12: les différents courbes force-déformation.....	65
Figure III-13:les différents étapes pour le calcul de JT	66
Figure III-14 : différents courbes d'intégrale J – déplacement	67
Figure III-15 : incrément des aires sous la courbe force-déplacement	68
Figure III-16: énergie de déformation en fonction de l'avancement de la fissure	68
Figure III-17: la courbe de l'évolution du JIC en fonction du temps de maintien	69

Liste des tableaux :

Tableau I-1: quelques valeurs critiques de G	18
Tableau I-2: la ténacité de quelques matériaux courants.	21
Tableau II-1: Composition chimique de l'acier inoxydable AISI 304L.....	53
Tableau II-2 Propriétés mécaniques de l'acier 304L.	53
Tableau III-1 Composition chimique de l'acier inoxydable AISI 304L.	58
Tableau III-2: Propriétés mécaniques de l'acier 304	58
Tableau III-3: différents durée de traitement	60
Tableau III-4: les valeurs de JIC en fonction des différents temps de maintiens.....	69

Introduction générale.....	10
----------------------------	----

Chapitre I : Généralités sur la mécanique de la rupture

I.1	Introduction :.....	12
I.2	L'approche de Griffith :	12
I.3	Modes d'ouvertures de fissures :	13
I.4	Les types de fissuration :	14
I.4.1	La fissuration brutale :	14
I.4.2	La fissuration Ductile :	14
I.4.3	La fissuration successive :	14
I.5	Mécanique linéaire et non-linéaire de la rupture :	15
I.5.1	Rupture fragile:	15
I.5.2	• Rupture ductile:.....	15
I.5.3	Taux de libération d'énergie (G):.....	17
I.5.4	Facteur d'intensité de contrainte:	19
I.5.5	Propagation d'une fissure en mode I :	20
I.5.6	Taille critique des défauts :	21
I.5.7	Relation entre G et K :	23
I.6	Mécanique élastoplastique de la rupture (non linéaire) :	23
I.6.1	L'intégrale J :	24
I.6.2	Rice et al :	24
I.6.3	Méthode de détermination de la ténacité à la rupture.....	27
I.6.3.1	Méthode ASTM E1820méthodes standard d'essai de rupture:.....	27
I.6.3.1.1	Méthode basic pour les essais de JIC :.....	27
□	Méthode de LLD:.....	27
□	Méthode CMOD :	28
I.6.3.1.2	Méthode pour la détermination de la courbe de résistance J-R	28
□	Méthode LLD:	28
I.6.3.2	BS 7448:	31
I.6.3.2.1	Méthode l'intégrale J:.....	31
□	Méthode Jic:	31
□	La courbe J-R :	31
I.6.3.2.2	Méthode de CTOD:.....	32
□	Modèle de charnière plastique:	32
□	Test δ_{ic} :.....	32
I.6.3.3	ISO 12135Méthodes d'essai de rupture :	33
I.6.3.3.1	Méthode d'intégral J:	33

1.6.3.3.2	Méthode d'essai CTOD:.....	33
1.6.4	Correction de ZHU pour le facteur d'intensité de contraintes K :	33
1.7	Conclusion:	34

Chapitre II : Généralités sur les aciers inoxydables

II.1	Définition des aciers :	35
II.2	Classification des aciers :.....	35
II.3	Les aciers inoxydables.....	35
II.3.1	Naissance des aciers inoxydables.....	35
II.3.2	Propriétés de mise en forme	36
II.3.3	Propriétés physiques.....	36
II.3.4	Propriétés mécaniques.....	36
II.3.5	Désignation des aciers inoxydables.....	36
II.3.6	Fabrication des aciers inoxydables	37
II.3.7	Mise en forme (tôles):.....	37
II.3.8	Diagramme fer/carbone.....	39
II.3.9	Diagrammes d'équilibre Fer-Chrome :	39
II.4	Classification des aciers inoxydables.....	40
II.4.1	Aciers martensitiques.....	41
II.4.2	Aciers ferritiques	42
II.4.3	Aciers austénitiques	42
II.4.4	Aciers austéno-ferritiques (duplex)	43
II.4.5	Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables.....	44
II.4.6	Eléments alphas :	44
II.4.6.1	Le chrome	44
II.4.6.2	Le silicium	44
II.4.6.3	Le molybdène.....	44
II.4.6.4	Le vanadium	44
II.4.6.5	Le titane	44
II.4.6.6	Le niobium.....	44
II.4.7	Eléments gammagènes :	45
II.4.7.1	Le nickel	45
II.4.7.2	Le manganèse.....	45
II.4.7.3	Le carbone.....	45
II.4.7.4	L'azote	45

II.4.7.5	Le soufre	45
II.4.7.6	Le cuivre	45
II.4.8	Utilisation des aciers inoxydables :	45
II.4.9	Propriétés des aciers inoxydables austénitiques	46
II.4.10	Classement des aciers inoxydables austénitiques	47
II.4.10.1	Aciers austénitiques sans molybdène	47
II.4.10.2	Aciers austénitiques au molybdène :	47
II.4.10.3	Aciers austénitiques à très bas carbone :	47
II.4.10.4	Aciers austénitiques stabilisés :	47
II.4.10.5	Aciers super austénitiques :	47
II.4.11	La passivation des aciers inoxydables	47
II.4.12	Le film d'oxyde	48
II.4.13	Stabilité du film passif	48
II.4.14	Propriétés des films passifs sur les aciers inoxydables	48
II.4.15	Avantages et limites des aciers inoxydables:	49
II.5	Transformation martensitique	50
II.6	L'acier à effet trip	50
II.6.1	L'obtention de l'acier trip	51
II.6.2	Etude de la microstructure d'acier a l'effet trip	52
II.6.3	Influence de la taille de grain sur la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle	53
II.6.4	Métallurgie des aciers à effet TRIP	53
II.6.5	Acier TRIP 304L / AISI 304L / 1.4307	54
II.6.6	Désignations :	54
	Désignation Européenne : X2CrNi18.9 ou 1.4307	54
	Composition chimique	54
II.6.7	Les caractéristiques mécaniques :	55
	Caractéristique mécanique	55
II.7	Conclusion :	55

Chapitre III: Préparation des éprouvettes et exécution des essais

III.1.1	Introduction :	57
III.1.2	Identification de matériau utilisé (AISI 304L) :	57
III.1.2.1	Désignation :	57
III.1.2.2	Composition chimique:	57
III.1.2.3	Les caractéristiques mécaniques :	58

III.1.2.4	Géométries des éprouvettes :	58
III.1.3	Traitement thermique :	59
III.1.4	Essai de traction :	60
III.1.4.1	Définition :	60
III.1.4.2	Machine d'essai de traction :	61
III.1.4.3	Exécution des essais de traction :	62
III.2	Analyse des résultats expérimentaux.....	64
III.3	Partie numérique	65
III.3.1	Choix de l'équation.....	65
III.3.2	Organigramme :	66
III.3.3	Détermination des valeurs J_{IC}	68
	Conclusion générale :	70

Introduction générale

L'évolution des différents domaines industriels, a poussé l'homme à innover dans l'utilisation des différents matériaux qui ont vu le jour au cours des siècles derniers telle que l'utilisation des aciers, fontes et autres alliages performants. Cette action a aussi engendré la naissance de nouveaux domaines de recherches pour en savoir plus sur ces matériaux et leur découvrir de nouvelles applications ainsi que l'amélioration de leurs caractéristiques, pour qu'ils conviennent le mieux aux milieux dans les quels ils seront exposés.

L'une des plus grandes contraintes aux quelles les structures sont confrontées est l'apparition de défauts qui, dans des conditions propices, conduisent à l'apparition et l'évolution de fissures provoquant ainsi l'échec de ces structures. L'aptitude d'un matériau à résister aux propagations de fissures est appelé « Ténacité », cette dernière est souvent influençable par les conditions régnant dans le milieu ou la structure est sollicitée lors de son fonctionnement (chaleur, humidité, pression, milieux corrosifs...etc.) ainsi que par le type de sollicitation (cyclique, monotone).

Dans notre travail ici présent, nous avons choisi de mettre en avant l'influence de la chaleur sur la ténacité à la rupture d'un acier 304L qui est un acier inoxydable très répandu dans différents domaines industriels tel que l'agro-alimentaire, l'aéronautique, le nucléaire et bien d'autres encore. Ce matériau présente aussi un phénomène appelé effet TRIP (Transformation Induced Plasticity) rencontré lors de la présence d'une déformation plastique survenue au cours d'une sollicitation appliquée sur le matériau.

Dans ce travail, nous allons d'abord introduire dans un premier chapitre, des généralités sur la mécanique de la rupture et définir au mieux la propriété de ténacité ainsi que la notion d'intégrale-J, puis dans un second chapitre nous parlerons des aciers fortement alliés et inoxydable en générale puis des aciers TRIP en particulier.

Après quoi dans le 3^{ème} chapitre, nous mettrons en avant la partie expérimentale de ce travail qui a pour but l'investigation de l'effet de la taille des grains provoqué par différents temps de maintiens à 700°C, sur les éprouvettes de 304L découpées au par avant par jet d'eau, ces dernières comportent une entaille oblique en leurs milieux. Puis nous passerons au calculs numériques pour évaluer la ténacité à la rupture grâce à l'intégrale-J.

Pour finir, nous concluons notre travail avec une conclusion générale ainsi que des perspectives.

Chapitre I

Généralités sur la mécanique
de la rupture

I.1 Introduction :

La mécanique de la rupture est un domaine qui met en jeu les paramètres habituels de la mécanique à partir d'une discontinuité existante : fissure ou défaut. Elle permet dans certains cas de prévoir en fonction des dimensions d'une fissure et de l'état de chargement, la vitesse de propagation de la fissure et la dimension à partir de laquelle cette fissure peut entraîner une rupture brutale [1]. En ne considérant que les fissures planes se propageant dans leur propre plan, on montre que l'état le plus général de propagation se ramène à la superposition de trois modes (figures I-1, I-2 et I-3). Nous présentons dans ce chapitre quelques aspects de la mécanique de la rupture telle que la ténacité, le taux de restitution d'énergie, et le facteur d'intensité de contraintes.

I.2 L'approche de Griffith :

La mécanique de la rupture a été inventée pendant la Première Guerre mondiale par l'ingénieur aéronautique anglais, A.A.Griffith, pour expliquer la rupture des matériaux fragiles. Le travail de Griffith a été motivé par deux faits contradictoires :

- la contrainte nécessaire pour rompre un verre courant est d'environ 100 MPa;[2]
- la contrainte théorique nécessaire à la rupture de liaisons atomiques est d'environ 10 000 MPa.

Une théorie était nécessaire pour concilier ces observations contradictoires. En outre, les expérimentations sur les fibres de verre que Griffith lui-même a mené suggèrent que la contrainte de rupture augmente d'autant plus que le diamètre des fibres est petit. Par conséquent il en déduit que le paramètre de résistance uniaxiale à la rupture R_r , utilisé jusqu'alors pour prédire les modes de défaillance dans le calcul des structures, ne pourrait pas être une valeur indépendante des propriétés du matériau. Griffith suggère que la faiblesse de la résistance à la rupture observée dans ses expériences, ainsi que la dépendance de l'intensité de cette résistance, étaient due à la présence de défauts microscopiques préexistant dans le matériau courant. Pour vérifier l'hypothèse de défauts préexistants, Griffith a introduit une discontinuité artificielle dans ses échantillons expérimentaux. La discontinuité artificielle était une forme de fissure débouchant plus importante que les autres discontinuités supposées préexistantes dans l'échantillon.

Les expériences ont montré que le produit de la racine carrée de la longueur de défauts (a) et la contrainte à la rupture (σ_f) était à peu près constant, ce qui est exprimé par l'équation :

$$\sigma_f \sqrt{a} \approx c \quad (\text{I.1})$$

I.3 Modes d'ouvertures de fissures :

La propagation d'une fissure peut se faire suivant trois modes de déplacement des faces de la fissure dans un plan défini. Elle peut aussi se faire suivant des modes mixtes qui les combinent tous les trois. La figure I.1 illustre les trois modes de rupture [3].

- ✓ **Mode I (mode par ouverture)** : les surfaces de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure ;
- ✓ **Mode II (glissement de translation)** : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure ;
- ✓ **Mode III (glissement de rotation)** : les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure.

La rupture plane correspond au mode I ; la rupture inclinée aux modes II et III.

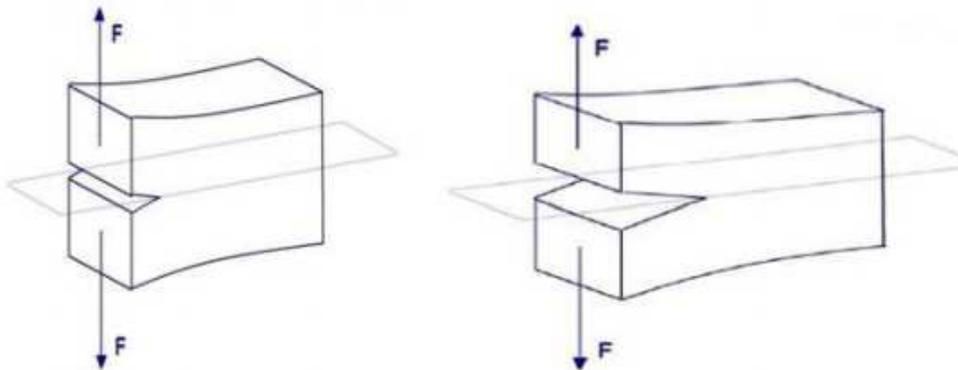


Figure I-1: mode I (mode par ouverture)

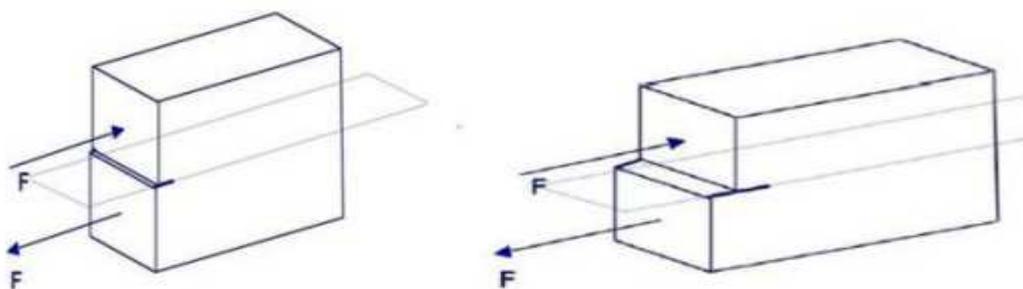


Figure I-2: mode II (glissement de translation)

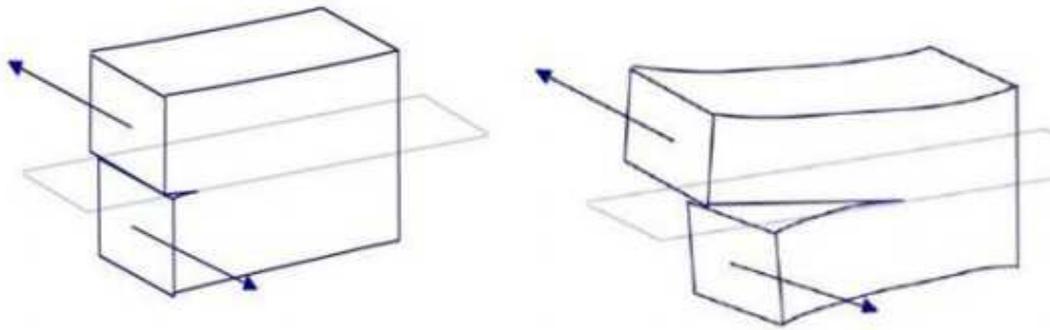


Figure I-3: mode III (glissement de rotation)

Le mode I est considéré comme le plus dangereux en raison de l'ouverture par traction qui favorise l'initiation et la propagation des fissures. C'est le type le plus répandu dans le cas des matériaux fragiles. Par conséquent, il est le plus étudié.

I.4 Les types de fissuration :

Ces mécanismes de rupture interviennent selon trois types de fissurations :

I.4.1 La fissuration brutale :

Pour les solides ou pour les matériaux à très haute résistance, les contraintes de travail sont très élevées. Une énergie potentielle considérable est ainsi créée; la présence de petites fissures peut alors conduire à une rupture brutale qui souvent ne s'accompagne pas de déformation plastique macroscopiques, qui est dû à une très faible ductilité du matériau au voisinage de la fissure.

I.4.2 La fissuration Ductile :

La fissure ductile semble liée essentiellement à la présence d'inclusion ou de précipités. Dans ce mode la déformation plastique macroscopique est en générale importante (grande consommation d'énergie).

I.4.3 La fissuration successive :

Il s'agit ici, d'une succession de mécanisme (fragile-ductile) qui sous contraintes répétées entraîne la fissuration successive, appelée habituellement rupture par fatigue. Cette rupture peut intervenir sans déformations plastiques appréciables avec un grand nombre de variations de cycles de contraintes. Ou elle peut s'accompagner de grandes déformations plastiques et intervenir à petit nombre cycles. On parlera alors de la fatigue « oligocyclique »

I.5 Mécanique linéaire et non-linéaire de la rupture :

La mécanique de la rupture se propose de décrire les étapes d'amorçage et de propagation de la fissuration. Selon le comportement du matériau durant la propagation d'une fissure, on distingue deux types de rupture (pour plus de détails, on renvoie le lecteur aux ouvrages de référence sur le sujet comme par exemple [Suq06], [Leb03]) :

I.5.1 Rupture fragile:

Est caractérisée par l'absence de déformation plastique macroscopique et donc par la propagation des fissures avec faible consommation d'énergie. Le matériau fragile subit alors une rupture brutale par la propagation d'une fissure venant "déchirer" l'éprouvette [4]. La propagation est instable [Griffith 1920], soudaine.

Dans les métaux, la rupture fragile se produit par clivage (séparation selon des plans atomiques, à gauche) ou de façon inter granulaire (à droite).

Exemples : céramiques massives, verres, certains bétons en traction...

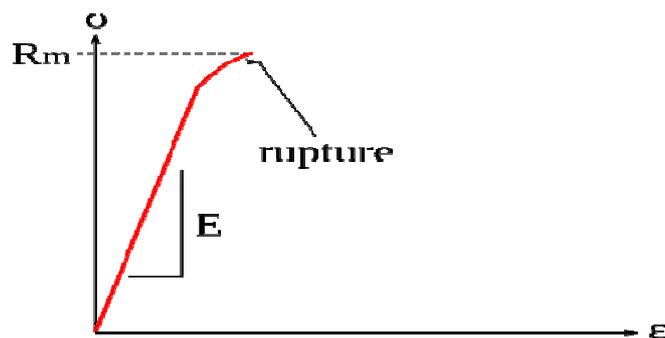


Figure I-4: Courbe de traction typique pour un matériau fragile

I.5.2 • Rupture ductile:

La propagation de fissure est maîtrisable par le chargement extérieur, elle est caractérisée par la présence d'une déformation plastique non négligeable. Le matériau ductile subit une déformation plastique très importante autour de la zone pré-fissurée avant de rompre [5]. On peut citer comme matériau, les aciers.

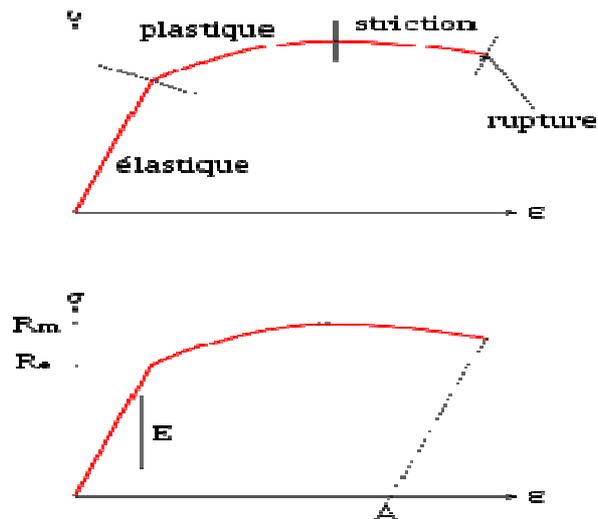


Figure I-5: Courbe de traction idéale d'un matériau ductile.

La rupture est un problème auquel l'homme aura à faire face aussi longtemps qu'il construira des édifices ou fabriquera des structures. Ce problème est actuellement plus crucial avec le développement de structures complexes lié au progrès technologique. Les avancées dans la connaissance de la mécanique de la rupture permettent aujourd'hui et plus précisément depuis le milieu du 20^e siècle, de mieux prévenir le risque de rupture.

Cependant, beaucoup de mécanismes de rupture sont encore mal connus notamment lorsqu'on utilise de nouveaux matériaux ou de nouveaux procédés. Le coût des ruptures catastrophiques représente, d'après une étude économique de début des années 80, près de 4% du PNB dans les pays industriels développés. On pourrait réduire ce coût d'environ 30% si on appliquait correctement les concepts connus de la mécanique de la rupture et de 25% supplémentaires par le développement des recherches dans le domaine de la rupture. [6]

On distingue deux catégories de rupture des structures:

- soit une négligence dans la conception, dans la construction ou dans l'utilisation de la structure
- soit l'utilisation d'un nouveau matériau ou d'un nouveau procédé, qui peut provoquer une rupture inattendue.

Dans le premier cas, le risque de rupture peut être évité dès lors que la structure est bien dimensionnée avec un choix de matériaux adaptés et que les chargements sont correctement évalués.

Dans le deuxième cas, la prévention de la rupture est plus délicate. Lorsqu'on utilise un nouveau matériau ou un nouveau procédé, il y a souvent un certain nombre de facteurs que le

concepteur ne maîtrise pas toujours car la mise en œuvre de nouvelles techniques, bien qu'elle procure des avantages, conduit inévitablement à des problèmes potentiels.

Un exemple bien connu du deuxième cas est la rupture de ce qu'on appelait les bateaux de la liberté pendant la deuxième guerre mondiale. Ces bateaux, dont la coque était assemblée par soudage et non par rivetage, coûtaient moins chers et étaient fabriqués plus rapidement.

Ce changement de procédé de fabrication qui constituait un progrès indéniable, conduisait cependant à des ruptures catastrophiques qui se développaient dans les joints de soudure.

Aujourd'hui, la plupart des bateaux sont assemblés par soudage mais le progrès des connaissances et l'utilisation des doubles coques en aciers plus adaptés permettent de mieux maîtriser ce risque de 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 ya ce pendant 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 [7].

I.5.3 Taux de libération d'énergie (G):

L'approche énergétique est basée sur le postulat suivant : l'extension d'une fissure qui conduit à la rupture se produit lorsque l'énergie fournie est suffisante pour vaincre la résistance du matériau : cette résistance se compose de l'énergie de création de surface, de l'énergie de plastification de l'extrémité de la fissure, et éventuellement d'autres types d'énergies dissipatives associées à la propagation d'une fissure [7].

Griffith fut le premier à proposer un critère d'énergie pour la rupture des matériaux fragiles, qui fut ensuite étendu aux matériaux ductiles par d'autres auteurs : Irwin et Orowan.

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 ; G_C est une mesure de la ténacité du matériau [9].

Pour une fissure de longueur $2a$ (figure I.6) 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 :

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

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 . On a alors d'après la relation précédente :

$$G_c = \frac{\pi\sigma_R^2 a}{E} \quad (\text{I.3})$$

On peut noter qu'à valeur de G_c fixée, la contrainte à rupture σ_R varie avec $a^{\frac{1}{2}}$. De même à G_c et σ^∞ fixées, la longueur critique de défaut est donnée par :

$$a_c = \frac{EG_c}{\pi(\sigma^\infty)^2} \quad (\text{I.4})$$

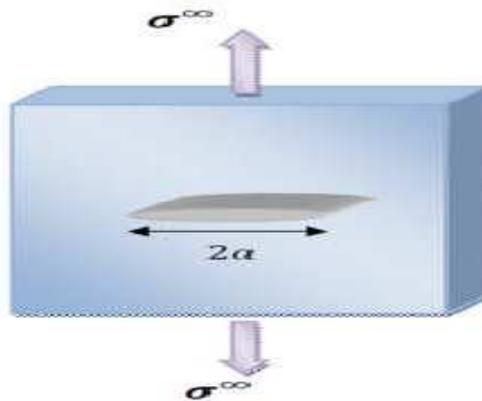


Figure I-6: Fissure traversant de longueur $2a$ dans une plaque infinie

Tableau I-1: quelques valeurs critiques de G

Matériau	valeur (J/m ²)
verre, céramiques	10
résines fragiles	100-500
composites verre-résine	7000
alliages d'aluminium	20000
Aciers > T _{trans}	100000
métaux purs	10⁵ à 10⁶

I.5.4 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, dans ces conditions qui représentent d'un point de vue pratique la réalité des pièces et structures. Les théories de l'élasticité permettent d'exprimer la contrainte proche du front de fissure par une série de Taylor en coordonnées polaires:

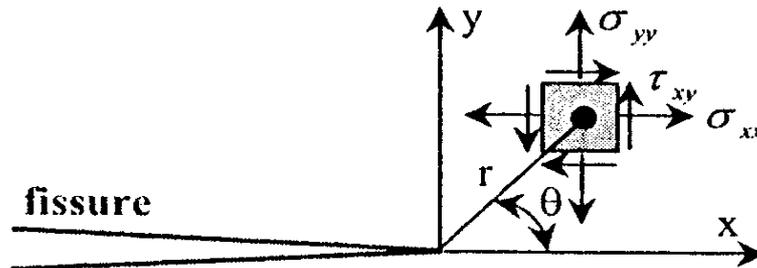


Figure I-7 : Détermination des axes (x, y) et des coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \underbrace{\dots + \dots}_{\text{négligeable}} \quad (\text{I.5})$$

K_I représente le facteur d'intensité de contraintes en mode I définis par IRWIN [10].

IRWIN a cherché une expression pouvant définir le champ de contraintes au voisinage de la fissure en tenant compte de la zone plastique par l'accroissement de la fissure. Il suggère que la fissure devient instable et se propage lorsque le facteur d'intensité de contraintes K_I atteint une valeur critique K_{IC} appelée ténacité qui caractérise quantitativement la résistance d'un matériau à la propagation brutale d'une fissure en mode I. Il énonça ainsi le critère de contrainte par la relation:[10]

$$K_{IC} = \sigma_c \cdot Y \cdot \sqrt{a} \quad (\text{I.6})$$

Y : Représente un coefficient de forme, c'est une fonction géométrique qui dépend de la longueur de la fissure et de la largeur de l'éprouvette, il est donné pour les principales pièces par des tables. Dans le cas d'éprouvette CT :

$$Y = \frac{(2 + \alpha)(0.886 + 4.64\alpha - 13.31\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \quad (I.7)$$

Avec : $\alpha = \frac{a}{w}$

Condition de Validité: $\alpha > 0,2$

a : la longueur de la fessure

w : la largeur de l'éprouvette

I.5.5 Propagation d'une fissure en mode I :

Notion de ténacité :

Les facteurs d'intensité des contraintes K_I, k_{II}, k_{III} qui figurent dans les expressions asymptotiques des contraintes en pointe de fissure mesurent la sévérité de la singularité des contraintes. Ils dépendent de la forme de la pièce et du chargement appliqué.

Le critère de propagation de fissure proposé par G. Irwin en 1957 porte sur ces facteurs d'intensité des contraintes, et plus précisément sur le mode I, qui est le mode d'ouverture, caractérisé par K_I . Ce mode est intuitivement le plus dangereux (ce qui est cohérent avec le critère de la contrainte normale maximale).

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (I.8)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (I.9)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (I.10)$$

Les expressions du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la longueur de la fissure et du type de chargement pour un grand nombre de géométries et de cas de chargement des fissures peuvent être trouvées dans les ouvrages de Tada, Paris et Irwin. [Tada, 1985] et de Murakami [Murakami, 1987].

Le critère d'Irwin permet de statuer sur la propagation de fissure en mode I :

$$\checkmark \quad K_I \leq K_{IC}$$

- ✓ $K_I < K_{IC}$ il n'y a pas de propagation de fissure.
- ✓ $K_I = K_{IC}$ il y a propagation possible de la fissure.

On trouvera dans le tableau ci-dessous des ordres de grandeur de la ténacité de quelques matériaux courants.

Tableau I-2: la ténacité de quelques matériaux courants.

Matériaux	Ténacité
Alliage d'aluminium	$K_{IC} \approx 30 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Alliage de titane	$K_{IC} \approx 100 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Acier trempé	$K_{IC} \approx 120 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Polymère	$K_{IC} \approx 3 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Bois	$K_{IC} \approx 2 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Béton	$K_{IC} \approx 1 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

I.5.6 Taille critique des défauts :

Le critère du K_{IC} permet de déterminer la taille critique des défauts admissibles dans une structure de géométrie donnée soumise à des sollicitations données. Dans laquelle la contrainte σ et la géométrie de l'éprouvette (notée dans la suite) sont données. Lorsque la fonction est une fonction croissante de ℓ , l'application du critère du K_{IC} entraîne une limitation de la taille des défauts pour un chargement donné :

$$\sigma \sqrt{\pi \ell} f(a, \varepsilon) \leq K_{IC} \Rightarrow a \leq a_c \quad (\text{I.11})$$

$$\text{avec } a_c f^2(a_c, \varepsilon) = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma} \right)^2$$

a_c est la taille critique des défauts pour un chargement donné.

Si la structure contient des fissures d'une taille supérieure à a_c elle est dangereuse car ces fissures risquent de se propager sous ce chargement.

Pour illustrer ce propos considérons une plaque, suffisamment grande pour pouvoir être supposée infinie, constituée d'un matériau de ténacité $K_{IC} = 30 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, de limite élastique $\sigma_0 =$

300MPa. Cette plaque est sollicitée en déformation plane par une traction dans la direction e_y de sorte que le facteur d'intensité en mode I, mode le plus dangereux, est ici :

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi \frac{a}{2}} \cos^2 \alpha \quad (\text{I.12})$$

Où a désigne la longueur d'une éventuelle fissure. La longueur critique d'un défaut se déduit du critère du K_{IC} :

$$K_I < K_{IC} \Rightarrow a < a_c(\alpha) = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma} \right)^2 \frac{1}{\cos^4 \alpha} \quad (\text{I.13})$$

Si on confond toutes les orientations en prenant le minimum de $a_c(\alpha)$ (atteint pour $\alpha = 0$) ce qui confirme l'évidence physique selon laquelle les défauts les plus dangereux sont situés perpendiculairement à la direction de traction) on obtient :

$$a_c = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma} \right)^2 \quad (\text{I.14})$$

On souhaite utiliser la plaque en toute sûreté jusqu'à sa limite élastique σ_0 qui est donc la contrainte à considérer dans (I.11). On obtient alors une longueur critique de $a_c = 6.3\text{mm}$.

En conclusion, si on dispose d'un moyen de contrôle permettant de détecter des défauts de 6 mm, la plaque peut être considérée comme sûre. Si on ne peut pas détecter les défauts d'une telle taille, la plaque doit être considérée comme dangereuse. La contrainte d'utilisation doit être diminuée pour ramener la taille critique a_c (I.11) dans les limites du pouvoir séparateur du dispositif de contrôle.

On voit sur cet exemple (mais le raisonnement est plus général) que la ténacité d'un matériau est aussi une mesure de sa tolérance au dommage. Plus la ténacité est élevée, plus la longueur critique des défauts est grande (cf équation (I.11)). On comprend de même que le dimensionnement mécanique de la structure est très fortement dépendant des moyens de contrôle non destructif dont on dispose pour détecter d'éventuelles fissures, inévitables dans les structures.

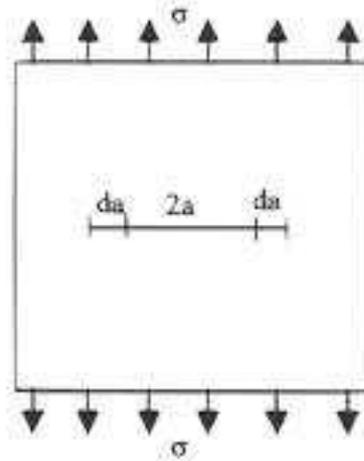


Figure I-8: plaque fissurée avec un accroissement da des deux fronts

I.5.7 Relation entre G et K :

Pour un milieu infini élastique linéaire sollicité en mode I, on a les relations suivantes :

$$\text{En contrainte plane } G = \frac{K_I^2}{E} \quad (\text{I.15})$$

$$\text{En déplacement plane } G = \frac{K_I^2}{E} (1 - \nu) \quad (\text{I.16})$$

Avec :

E : module de Young.

ν : coefficient de poisson

I.6 Mécanique élastoplastique de la rupture (non linéaire) :

La mécanique élastoplastique de la rupture (MEPR) ou mécanique non linéaire de la rupture (MNLR) s'applique aux matériaux ductiles lorsque le comportement reste toutefois indépendant du temps (pas d'effets dynamiques ou de viscosité, absence de fluage...) [11].

Comme pour la MLR, où deux paramètres équivalents (K et G) peuvent être utilisés comme critère de rupture, deux paramètres caractéristiques de la MEPR sont présentés dans ce chapitre. Nous verrons que ces deux paramètres - le déplacement à fond de fissure ou CTOD (Crack Tip Opening Displacement) et l'intégrale de contour notée J - sont aussi équivalents entre eux. Ils décrivent tous les deux, les conditions à l'extrémité d'une fissure (champs de contraintes et de déplacements) et peuvent être utilisés comme critère de rupture. Les valeurs critiques de J et du CTOD conduisent à des valeurs de la ténacité des matériaux à peu près indépendants de la géométrie des structures, même lorsque la plastification à l'extrémité des

fissures est importante. On verra également dans quelles conditions on atteint les limites de ces approches à paramètre descriptif unique (J ou CTOD).

I.6.1 L'intégrale J :

L'intégrale J est équivalente au taux de restitution de l'énergie de déformation d'une fissure dans un solide soumis à une charge constante.

L'intégrale-J (intégrale curviligne) représente un moyen de calculer le taux de relaxation de l'énergie de déformation ou de travail (énergie) par unité de surface de zone rompue au sein d'un matériau. Le concept théorique de l'intégral-J a été développé, de façon indépendante, en 1967 par Cherepanov et en 1968 par Jim Rice [9] Ces travaux mettent en évidence que le contour délimitant la zone plastique aux abords du front de fissure (appelé J) est indépendant du profile (contour) de la fissure.

Par la suite, des méthodes expérimentales ont été élaborées pour permettre la mesure des propriétés de rupture de critiques à partir d'échantillons à l'échelle du laboratoire pour des matériaux dans lesquels la dimensions des prélèvements est insuffisante pour garantir la validité les hypothèses de la mécanique linéaire élastique de la rupture, et d'en déduire une valeur critique de l'énergie de rupture J_{Ic} .

La quantité J_{Ic} définit le point à partir duquel se forme une zone plastique dans le matériau au moment de la propagation et pour un mode de chargement.

L'intégrale-J est équivalente au taux de relaxation de l'énergie de déformation d'une fissure dans un solide soumis à une charge constante. Cela est vrai, dans des conditions quasi-statiques, tant pour les matériaux linéairement élastiques que pour les échantillons expérimentés à petite échelle en passe de céder en front de fissure.

I.6.2 Rice et al :

En 1968, Rice [9] propose de quantifier l'énergie liée à une fissure dans un matériau élastique linéaire ou non-linéaire par l'intégrale de contour suivante :

$$J = \int_{\Gamma} w dx_2 - t \frac{du}{dx_1} ds \quad (\text{I.17})$$

Où Γ un contour fermé quelconque entourant la pointe de fissure (voir figure I.14), T le vecteur contrainte ($T_i = \sigma_{ij} \eta_j$), u le vecteur déplacement et s l'abscisse curviligne, w est la densité d'énergie de déformation :

$$w(\varepsilon) = \int_0 \theta_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (\text{I.18})$$

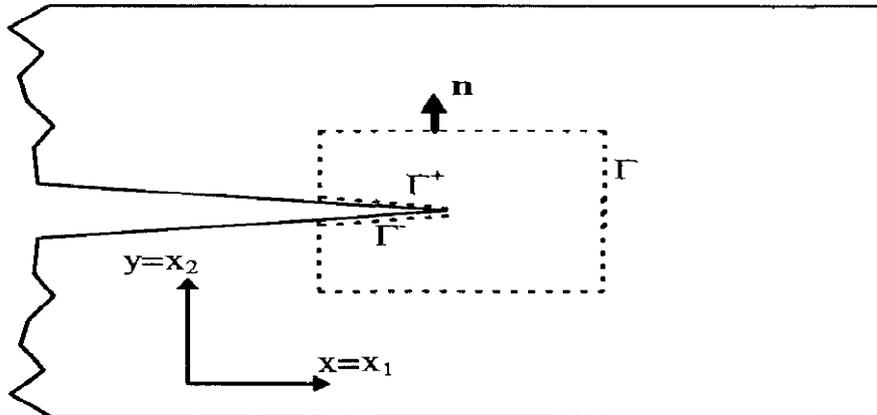


Figure I-9: Présence d'une fissure dans un milieu infini.

Cette intégrale présente de nombreuses caractéristiques intéressantes :

D'une part, cette intégrale est indépendante du choix du contour d'intégration Γ . En effet, en prenant deux contours d'intégration distincts, on montre que la différence des expressions de \mathbf{J} correspondantes est nulle.

Rice a montré que J est égale au travail d'ouverture des lèvres lors d'une extension de fissure. Ainsi, la variation d'énergie potentielle liée à une extension de fissure est donnée par l'intégrale J :

$$J = - \frac{d\Pi}{da} \quad (\text{I.19})$$

Pour un matériau élastique non linéaire, cette définition de J est équivalente à celle du taux de restitution d'énergie G , défini par Griffith [I-10], correspondant à la variation d'énergie élastique liée à une extension de fissure. Cette propriété est illustrée dans le cas d'un solide soumis à un déplacement imposé (figure I.10(a)) ou un effort imposé (figure I.10-b)

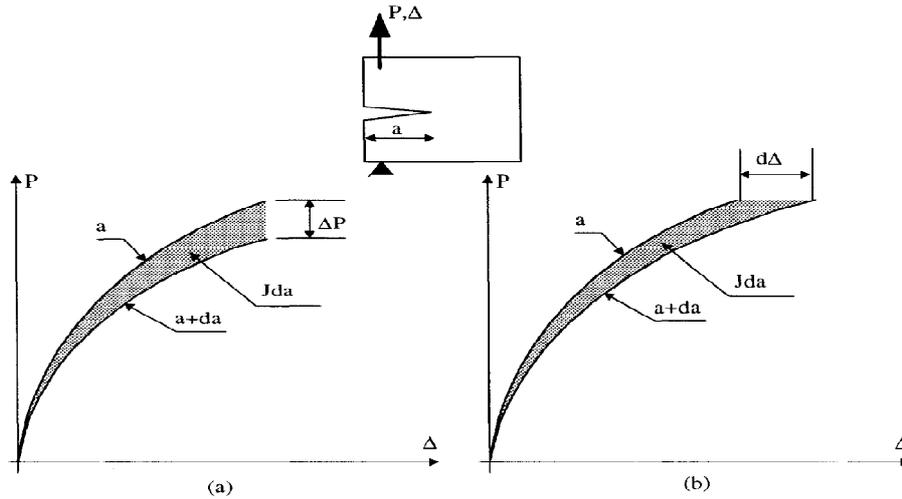


Figure I-10: interprétation de l'intégrale J

$$J = - \int_0^{\Delta} \frac{\partial P(\Delta, a)}{\partial a} d\Delta \tag{I.20}$$

$$J = - \int_0^P \frac{\Delta \partial(P, a)}{\partial a} dP \tag{I.21}$$

Sous hypothèse de chargement proportionnel (dans ce cas, le comportement d'un matériau élasto-plastique peut être assimilé à celui d'un matériau élastique non-linéaire), J permet l'extension de la théorie de Griffith aux matériaux élasto-plastiques. Ce type de chargement permet de s'assurer qu'il n'y a pas de décharge. Ainsi, en chaque point de la structure, les contraintes et déformations équivalentes sont reliés par la courbe de traction, ce qui permet d'assimiler le matériau à un matériau élastique non linéaire. C'est pourquoi les essais de déchirure sont réalisés sous un chargement monotone croissant. Ceci implique que J n'est pas adapté pour caractériser une fissure sous chargement cyclique ou impliquant des décharges, ne serait ce que locales.

J peut s'exprimer également, lors d'un essai de déchirure sur éprouvette, à partir de l'aire sous la courbe expérimentale force-déplacement. En effet, cette aire correspond à l'énergie reçue par l'éprouvette. En exprimant alors la variation de cette aire avec une extension de fissure, peuvent apparaître des relations du type :

$$\text{En déformation plane: } J = G = \frac{k_I^2}{E} (1 - \eta^2) \tag{I.22}$$

$$\text{En contrainte plane: } J = G = \frac{k_I^2}{E} \tag{I.23}$$

Où

E module du Young

K_I le facteur d'intensité de contrainte élastique.

η est une fonction dépendante de la géométrie.

I.6.3 Méthode de détermination de la ténacité à la rupture

I.6.3.1 Méthode ASTM E1820 méthodes standard d'essai de rupture:

I.6.3.1.1 Méthode basic pour les essais de JIC :

- **Méthode de LLD:**

La première méthode de teste est basée sur la charge par rapport a la ligne de déplacement (LLD) qui est normalisé par l'ASTM, voir Zhu et Joyce [12] E1152-87 (la version la plus ancienne de E 1820 sépareit le J total déterminé séparément :

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (I.24)$$

Où la composante élastique J_{el} est calculée directement à partir du facteur d'intensité de contrainte K pour une fissure à déformation plane :

$$J_{el} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (I.25)$$

E : module de Young

ν : coefficient de poisson

K_i le facteur d'intensité de contrainte élastique.

Pour une fissure stationnaire, la composante plastique J_{pl} est déterminée à partir de l'équation du facteur n suivante :

$$J_{pl} = \frac{\eta \cdot A_{pl}}{B_N b} \quad (I.26)$$

Où

η est un facteur de géométrie plastique,

$$\eta = 2 + 0.522b_0/w \quad (I.27)$$

$b_0 = W - a_0$ est le ligament de l'éprouvette.

B_N est l'épaisseur nette de l'éprouvette.

A_{pl} est l'aire plastique sous la courbe charge-LLD obtenue dans un essai de rupture.

• **Méthode CMOD :**

Les expériences ont montré que le déplacement d'ouverture de fissure (CMOD) est plus facile à mesurer avec une plus grande précision que la méthode LLD pour les éprouvettes SENB, en particulier pour une fissure peu profonde. En utilisant le facteur η plastique basé sur le CMOD, Kirk et Dodds [13] ont proposé une équation d'estimation de J basée sur le CMOD qui est similaire à l'équation (1.26) :

$$J_{pl} = \frac{\eta_{CMOD} A_{CMOD}}{B_N b} \tag{I.28}$$

A_{CMOD} : l'aire sous la courbe force déplacement de l'ouverture de fissure

I.6.3.1.2 Méthode pour la détermination de la courbe de résistance J-R

• **Méthode LLD:**

Pour Eprouvette SENB :

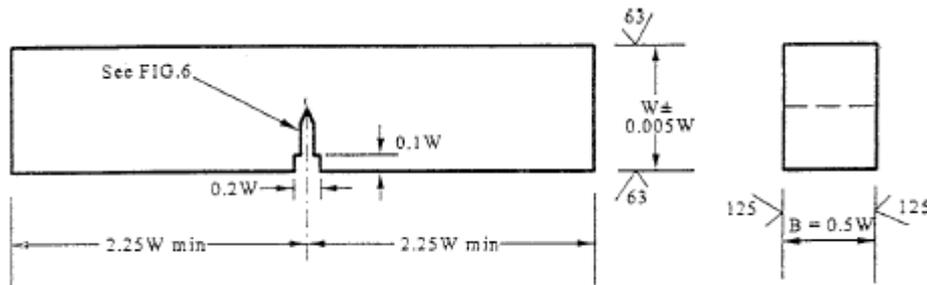


Figure I-11: géométrie d'éprouvette SENB

Calcul de K-Pour l'éprouvette de flexion soumise à une force P(i), on calcule K comme suit :

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_i S}{(B_N B)^{\frac{1}{2}} W^{\frac{3}{2}}} \right] f\left(\frac{a}{W}\right) \tag{I.29}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_i}{W}\right)^{1/2} [1,99 - \left(\frac{a_i}{W}\right)(1 - \left(\frac{a_i}{W}\right))(2,15 - 3,93\left(\frac{a_i}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a_i}{W}\right)^2]}{2\left(1 + 2\left(\frac{a_i}{W}\right)\right)\left(1 - \left(\frac{a_i}{W}\right)\right)^{3/2}} \tag{I.30}$$

Pour l'éprouvette de flexion le calcul de J est comme suit :

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (I.24)$$

J = énergie totale de rupture (J/m²),

J_{el} = portion élastique de l'énergie de rupture (J/m²),

J_{pl} = L'aire plastique de l'énergie de rupture (J/m²)

$$J_{el(i)} = \frac{K_{(i)}^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (I.31)$$

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_i S}{(B_N B)^{\frac{1}{2}} W^{\frac{3}{2}}} \right] f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (I.29)$$

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \frac{\eta_{pl(i-1)}}{b_{(i-1)}} \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] \left[1 - \gamma_{pl(i-1)} \left(\frac{a_i - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \right] \quad (I.32)$$

Où

$$\eta_{pl(i-1)} = 1.9$$

$$\gamma_{pl(i-1)} = 0.9$$

Si le déplacement de la ligne de charge est utilisé pour mesurer A_{pl} :

$$\eta_{pl} = 3,667 - 2,199(a_0/W) + 0,437(a_0/W)^2 \quad (I.33)$$

$$\gamma_{pl} = 0,131 + 2,131(a_0/W) - 1,465(a_0/W)^2 \quad (I.34)$$

Alors :

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + \frac{[p_i + p_{(i-1)}][V_i - V_{(i-1)}]}{2} \quad (I.35)$$

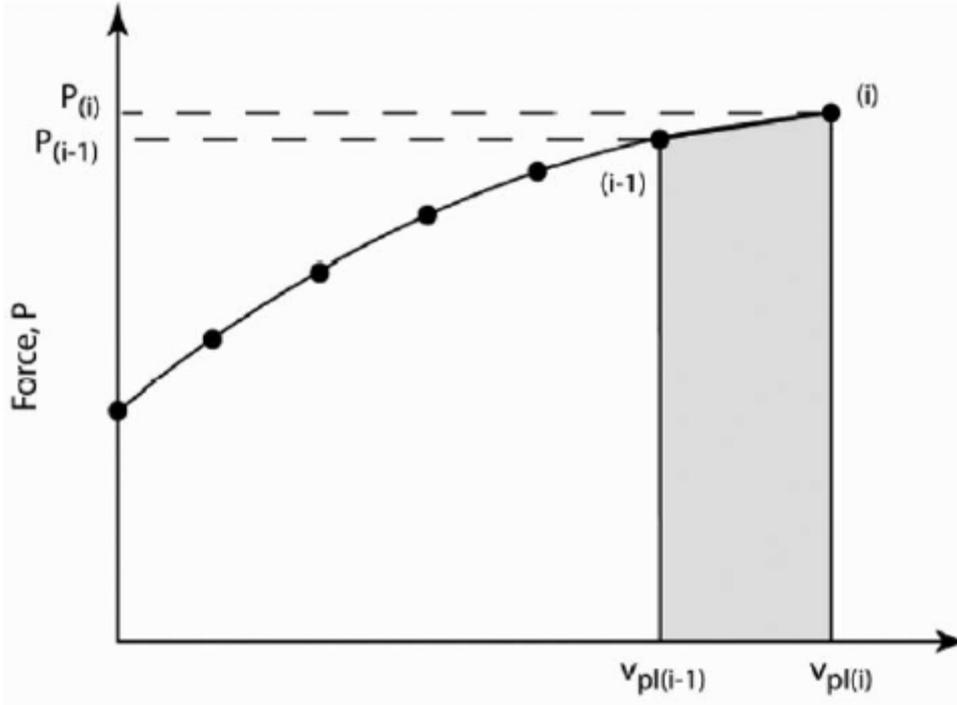


Figure I-12: Définition de la surface plastique pour le calcul de la courbe de résistance J

Pour Eprouvette CT :

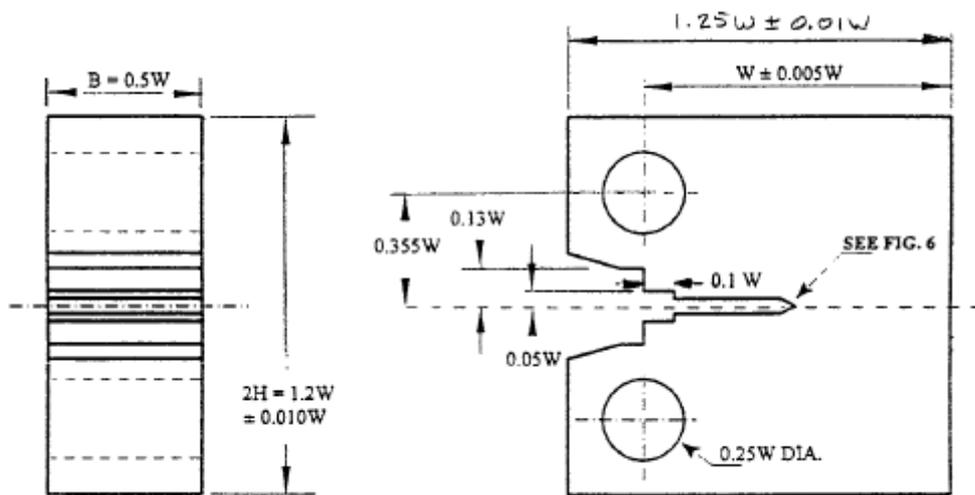


Figure I-13: géométrie d'éprouvette CT

Le calculer l'intégrale J pour éprouvette CT est comme suit:

$$J_{(i)} = \frac{(K_i)^2(1 - \nu^2)}{E} + J_{pl(i)} \tag{I.36}$$

Où

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_i}{(B_N B W)^{\frac{1}{2}}} \right] f \left(\frac{a_i}{W} \right) \quad (\text{I.37})$$

$$f \left(\frac{a_i}{W} \right) = \frac{2 + \left(\frac{a_i}{W} \right) \left[0.886 + 4.64 \left(\frac{a_i}{W} \right) - 13.32 \left(\frac{a_i}{W} \right)^2 + 14.72 \left(\frac{a_i}{W} \right)^3 - 5.6 \left(\frac{a_i}{W} \right)^4 \right]}{\left(1 - \frac{a_i}{W} \right)^{3/2}} \quad (\text{I.38})$$

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \frac{\eta_{pl(i-1)}}{b_{(i-1)}} \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] \left[1 - \gamma_{pl(i-1)} \left(\frac{a_i - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \right] \quad (\text{I.39})$$

Où:

$$\eta_{pl(i-1)} = 2 + 0,522 b_{(i-1)} / W \quad (\text{I.40})$$

$$\gamma_{(i-1)} = 1 + 0,76 b_{(i-1)} / W \quad (\text{I.41})$$

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + \frac{[p_i + p_{(i-1)}][V_i - V_{(i-1)}]}{2} \quad (\text{I.42})$$

I.6.3.2 BS 7448:

I.6.3.2.1 Méthode l'intégrale J:

- **Méthode Jic:**

BS 7448-1[14] fournit la méthode d'essai standard pour la détermination de la valeur ponctuelle de la ténacité J_{ic} pour les matériaux métalliques. La procédure d'évaluation Jic dans BS 7448-1 est la même que la méthode de base dans ASTM E1820 avec l'utilisation des équations (1.24) à (1.26), mais uniquement avec la méthode LLD.

- **La courbe J-R :**

La norme BS 7448-4[16] fournit la méthode de test standard pour la détermination des courbes de résistance à la rupture et des valeurs d'initiation pour l'extension stable pour les fissures, dans les matériaux métalliques. La procédure d'évaluation de la courbe de résistance

dans la norme BS 7448-4 est similaire à celle de la norme ASTM E1820, mais l'équation de l'intégrale-J est différente :

$$J = J_0 \left\{ 1 - \frac{(0,75\eta_p - 1)}{(w - a_0)} \Delta a \right\} \quad (\text{I.43})$$

Où J_0 est la valeur calculée à partir des équations (1.24)-(1.26) avec l'utilisation de la LLD basée sur la procédure de base.

I.6.3.2.2 Méthode de CTOD:

- **Modèle de charnière plastique:**

Les normes BS 7448-1 et BS 7448-4 adoptent toutes deux un mode de rotation plastique pour calculer le CTOD défini à la pointe de la fissure originale. Ce modèle suppose que deux bras de l'éprouvette tournent de manière rigide autour d'un point de charnière plastique sur le ligament de l'éprouvette lors d'un essai. Le CTOD total a été séparé en une partie élastique calculée à partir du facteur d'intensité de la contrainte K , et une partie plastique calculée par le modèle de charnière plastique.

- **Test δ_{ic} :**

BS 7448-1 recommande d'utiliser l'équation suivante pour calculer la valeur δ_{ic} en utilisant les données CMOD :

$$\delta = \frac{k^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{[r_p(w - a_0)]V_{pl}}{[r_p(w - a_0) + a_0 + z]} \quad (\text{I.44})$$

Où :

r_p : est un facteur de rotation plastique qui dépend de la taille de la fissure et du type d'éprouvette ($r_p = 0,4$ pour SENB, et $r_p = 0,46$ pour CT),

V_{pl} : est la composante plastique de CMOD,

z : est la hauteur du point de mesure de l'arête du couteau à partir de la face avant de l'éprouvette.

I.6.3.3 ISO 12135 Méthodes d'essai de rupture :

I.6.3.3.1 Méthode d'intégral J:

En fait, les méthodes d'essai de fracture standard de l'ISO 12135 [15] sont l'extension de la BS 7448-1 pour les essais J_{IC} et de la BS 7448-4 pour les essais de courbe J-R. Le calcul de l'intégrale J utilise les données LLD, plutôt que les données CMOD.

I.6.3.3.2 Méthode d'essai CTOD:

Pour l'essai δ_{IC} , la norme ISO 12135[15] utilise le modèle de charnière plastique de la norme BS 7448-1 avec l'utilisation de l'équation (1.44) pour calculer δ_{IC} pour une fissure fixe. Pour l'essai de la courbe δ -R, cependant, la norme ISO 12135 adopte la méthode de conversion d'intégrale J de la norme ASTM E1820 pour une fissure croissante le calculer CTOD pour une fissure croissante est comme suite :

$$CMOD = \frac{J}{m\sigma_y} \quad (I.45)$$

Où :

$$\sigma_y = (\sigma_{ys} + \sigma_{uts})/2$$

σ_{ys} : limite d'élasticité

σ_{uts} : contrainte de traction maximale

m : ces le facteur a/W

I.6.4 Correction de ZHU pour le facteur d'intensité de contraintes K :

La solution extrêmement compliquée du facteur K qui a été utilisée pour les éprouvettes SENT serrées dans la BS 8571, a poussé Zhu et McGaughy [17] à revoir l'expression de K analytique, afin de la simplifier. Ces auteurs ont montré que le facteur d'intensité de contrainte K utilisé dans la BS 8571 pour les SENT serrées est incorrect pour les fissures profondes de $a/W > 0,6$. Ils ont donc corrigé la solution analytique du facteur K pour les éprouvettes SENT serrées sur une plus vaste gamme de rapports a/W et ont également donné une fonction de forme adaptée à la courbe de la solution analytique corrigée de K dans une fonction polynomiale simple de sixième ordres :

$$K = \frac{P}{(BB_N W)^{\frac{1}{2}}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (\text{I.46})$$

Où

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{\left(\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{1}{2}}}{\left(1 + 2\frac{a_0}{W}\right)\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \left[1,985 + 0,71\left(\frac{a_0}{W}\right) + 11,81\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right. \\ \left. - 48,015\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + 103,4\left(\frac{a_0}{W}\right)^4 - 121,55\left(\frac{a_0}{W}\right)^5 + 51,67\left(\frac{a_0}{W}\right)^6 \right] \quad (\text{I.47})$$

Cette nouvelle solution de K est très précise pour les éprouvettes SENT serrées sur une large gamme de $0 < a/W < 0.98$, et son erreur est inférieure à 1%.

En raison de sa simplicité et de sa précision, cette solution K est une bonne alternative à la norme BS 8571 ou à toute autre norme d'essai concernant les éprouvettes SENT.

I.7 Conclusion:

Ce premier chapitre était l'occasion pour mieux présenter aux lecteurs les concepts de la mécanique de la rupture linéaire (MLR) et non linéaire (MNLR). Nous avons introduit par la suite, ces trois modes, puis les différents paramètres de MDR (la ténacité K_{IC} , intégrale J, CTOD...) ainsi que les différentes méthodes d'évaluation de la ténacité.

On s'intéressera durant le chapitre suivant à la présentation des aciers inoxydables et l'effet TRIP sur l'acier 304L.

Chapitre II

Généralités sur les aciers
inoxydables

II.1 Définition des aciers :

L'acier est un alliage de fer contenant moins de 2 % de carbone. Il peut être répertorié selon cette teneur en carbone qui fixe son niveau de dureté maximale à l'état trempé. Un acier de haute teneur en carbone sera employé pour sa grande dureté alors qu'un acier de teneur plus faible est moins dur et plus malléable. Il contient généralement de petites quantités d'autres éléments outre le fer et le carbone, incorporés, volontairement ou non, au cours de son élaboration. On peut également y ajouter des quantités plus importantes d'éléments d'alliage; il est considéré alors comme un acier allié.

II.2 Classification des aciers :

Du fait du nombre élevé d'éléments ajoutés au fer et de la gamme étendue de leur teneur, les aciers présentent un très grand nombre de nuances différentes [18]. On peut classer les divers types d'alliages à base de fer selon leur composition chimique ou selon leur domaine d'utilisation. L'adoption de cette dernière nous permet de recenser quatre familles d'aciers :

- ✓ Les aciers au carbone d'usage général,
- ✓ Les aciers de traitements thermiques, alliés ou non,
- ✓ Les aciers à outils
- ✓ Les aciers inoxydables

II.3 Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer ou plus exactement à base d'acier (alliage : fer-carbone) qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome (selon la norme européenne EN 10088-1) et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel (ou son substitut le manganèse) et dans une moindre mesure le molybdène [19].

II.3.1 Naissance des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont nés au début du 20e siècle. Leur résistance à la corrosion est due à une teneur en chrome d'au moins 12%. Ces aciers permettent de répondre aux problèmes de corrosion sévère (industrie chimique, eau de mer...) ainsi qu'à la corrosion douce lorsque toute contamination est interdite (industrie agroalimentaire, pharmacie, industrie nucléaire...). Ils permettent aussi de résoudre les problèmes d'aspect de surface en milieu atmosphérique (bâtiment, mobilier...).

A la fin du 19e 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 [Colombié, 1991]. Au tout début du 20e siècle, Goldschmidt développe les premières nuances d'aciers inoxydables à bas

carbone [Castro 1990]. 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. Il faudra attendre 1931 pour voir apparaître les premières nuances d'aciers austéno-ferritiques. [20]

Au contraire des aciers martensitiques qui sont formés par trempe de la phase austénitique, pour les nuances ferritiques, austénitiques et austéno-ferritiques, les transformations de phase ne touchent qu'une partie mineure du matériau. La phase principale reste principale. Leurs propriétés ne peuvent être améliorées par une trempe.

II.3.2 Propriétés de mise en forme

Les aciers inoxydables peuvent être fabriqués et transformés en utilisant un large éventail de technologies et sont entièrement « recyclables » à la fin de leur vie utile. Son usinage est beaucoup plus difficile que celui de certains matériaux, d'où un coût considérablement plus élevé. [21]

II.3.3 Propriétés physiques

Ces aciers possèdent :

- une masse volumique de l'ordre de 7 850 Kg / ;
- une capacité thermique de 0.5 j /g. °C pour T = 0 °C à 100 °C ;
- une conductivité thermique de 16.2 W/ m .K à 100 °C ;
- une conductivité thermique de 21.4 W/ m. K à 500 °C.

II.3.4 Propriétés mécaniques

Les aciers inoxydables représentent les propriétés mécaniques suivantes :

- La dureté, Rockwell B est : 79 HRB ;
- La résistance à la traction est : 558 Mpa ;
- L'allongement à la rupture est : 50% ;
- Le module de Young est : 2. 10 Mpa.

II.3.5 Désignation des aciers inoxydables

Les normes relatives à la classification des aciers inoxydables sont variables d'un pays à l'autre. Les nuances d'aciers inoxydables sont désignées en Europe par une série de chiffres de type 1.4000 (norme EN 10088) et aux États-Unis par trois chiffres (norme AISI : American Iron and Steel Institute). Par exemple, 1.4301 (ou AISI 304L) correspond à un inox austénitique qui comprend 18 % de chrome et 10 % de nickel. En outre, la lettre L dans

l'appellation américaine indique un très faible taux de carbone qui garantit une meilleure résistance à la corrosion, à l'instar de la nuance 316L (ou 1.4404). L'Euronorme indique aussi de manière plus détaillée la composition : par exemple X5CrNi18-10 (acier très allié désigné par la lettre X, la teneur en C multipliée par 10, les principaux éléments suivis de leur teneur en %).

II.3.6 Fabrication des aciers inoxydables

La fabrication des aciers inoxydables comporte quatre étapes principales qui sont :

- L'élaboration qui comprend elle-même une phase de fusion dans un four à arc suivie d'une opération d'affinage ;
- la coulée soit sous forme de lingots, soit de plus en plus par coulée continue ;
- la transformation à chaud le plus souvent par laminage et plus rarement par forgeage ;
- la transformation à froid par laminage pour les produits plats et par tréfilage pour les produits longs.

II.3.7 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 II.1*).

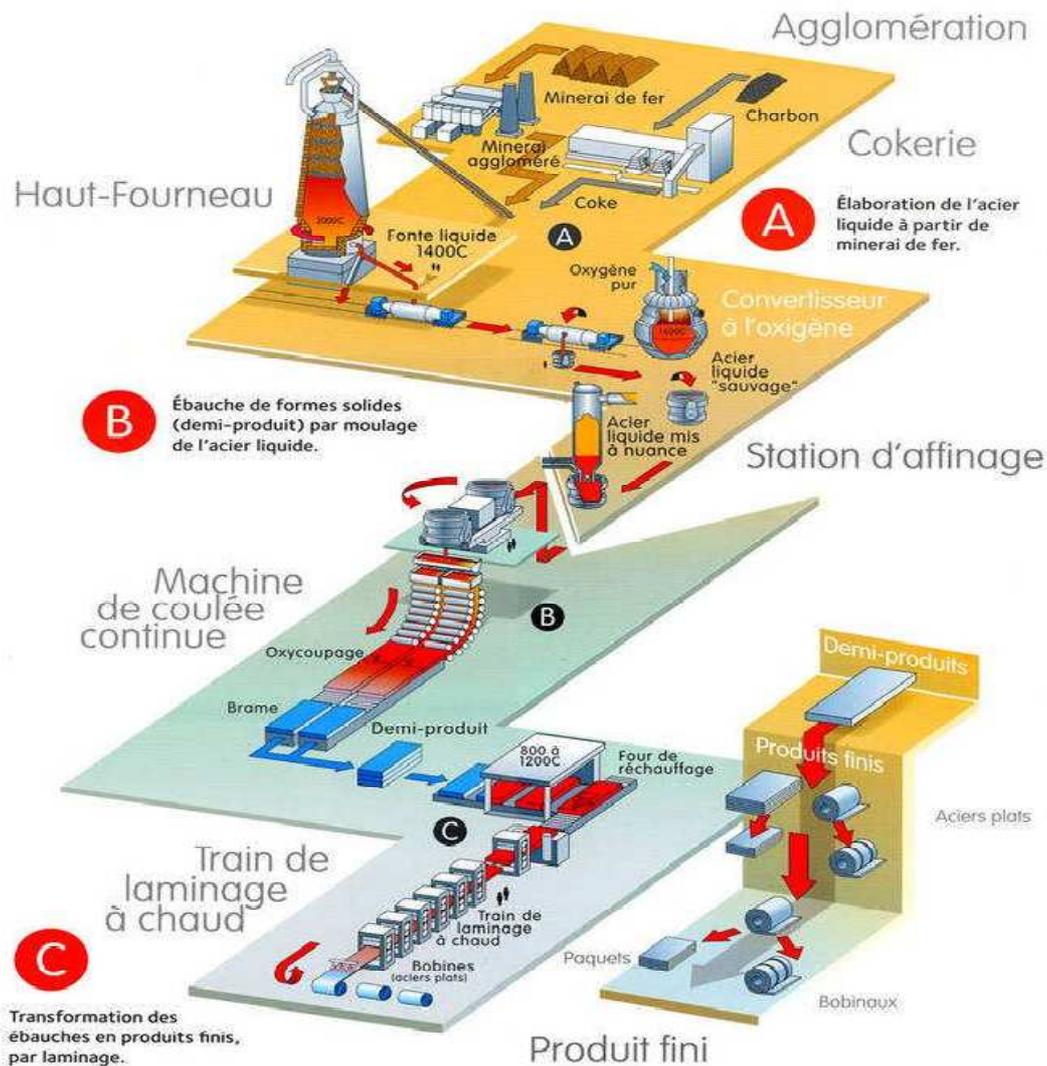


Figure II-1: chaîne de production des tôles en acier inoxydables [22]

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 [23]. 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 les soudages. Avec les nuances austénitiques, l'érouissage 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 les soudages, les brasages fort et tendre, les assemblages mécaniques et le collage [24].

II.3.8 Diagramme fer/carbone

Le carbone est l'élément non métallique indispensable à tous les aciers. Le diagramme fer-c est bien connu (figure II.2) et présente à l'état solide. Il s'agit d'un élément gammagène puissant qui favorise très fortement le domaine de la solution solide d'insertion du carbone dans la structure austénitique du fer. Pour des raisons de résistance à la corrosion, la teneur en carbone des aciers inoxydables est dans la plupart des cas maintenue très basse.

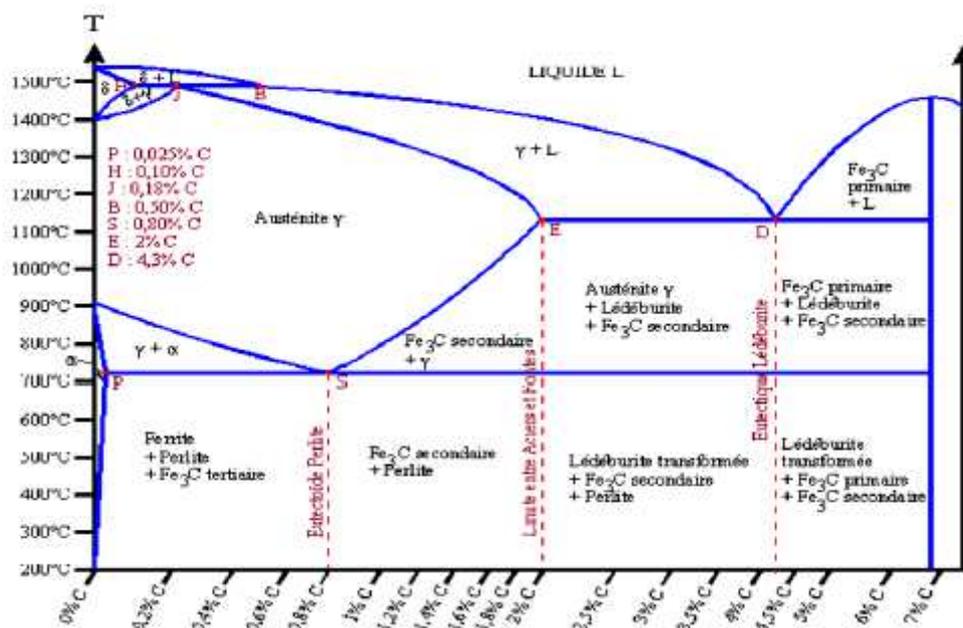


Figure II-2: diagramme d'équilibre Fe-c [26] z200

Le carbone est majoritairement en solution. La solubilité maximale du carbone dans l'austénite est de l'ordre de 2% à la température du palier eutectique alors qu'elle est moindre à 0,1% dans la ferrite α et dans la ferrite δ.

II.3.9 Diagrammes d'équilibre Fer-Chrome :

Le diagramme de phase présenté dans la figure 1.1 constitue un outil essentiel dans l'étude et la description de l'équilibre des phases des aciers inoxydables. La solubilité du chrome dans le fer à haute température est complète et la totalité des alliages Fe-Cr se solidifient en mode ferritique. A faibles teneurs en chrome on distingue la présence de la phase γ qui est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « boucle γ », cette situation étant due au chrome qui, compte tenu de sa structure cristallographique, favorise le développement du domaine α.

La boucle γ (domaine de température 912-1394°C) sépare le diagramme en deux zones principales :

- ✓ En dessous de 11% de Cr, les alliages subissent une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ au chauffage et l'inverse au refroidissement.
- ✓ Au dessus de 12.7% de Cr, il n'y a plus de transformation de phases et les alliages restent totalement ferritiques.
- ✓ Entre 11 et 13% de chrome les deux phases α et γ coexistent en équilibre.

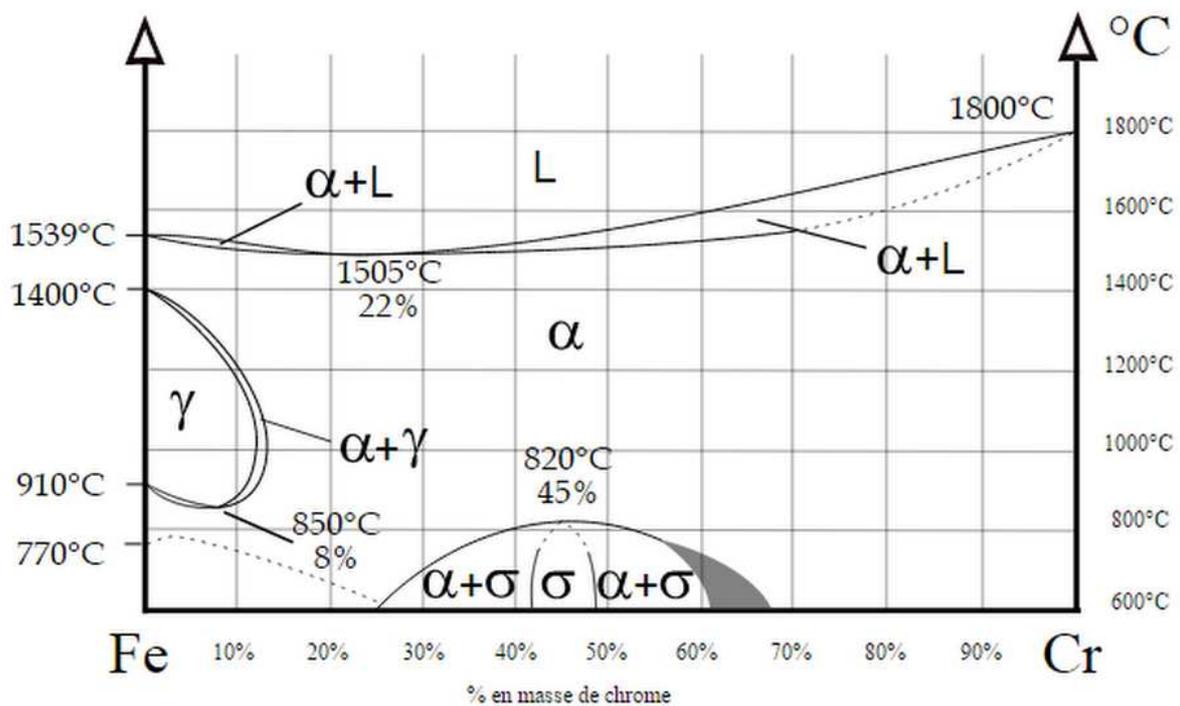


Figure II-3: Diagramme d'équilibre Fe-Cr [27]

II.4 Classification des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables constituent une grande famille d'alliages métalliques. Suivant leur teneur en chrome et les traitements thermiques qu'ils ont subis, ils présentent une large gamme de propriétés.

Il existe quatre classes d'aciers inoxydables (de structures cristallographiques différentes), dont l'emploi dépend des propriétés recherchées, ils sont obtenus à partir des différentes zones de ces diagrammes :

- Les aciers ferritiques sont obtenus par refroidissement ;
- Les aciers austénitiques sont obtenus par trempe à partir d'une composition située dans la boucle γ , la phase austénitique résultante étant thermodynamiquement métastable ;
- Les aciers martensitiques sont obtenus de la même manière que les aciers austénitiques, à la différence que dans ce cas l'austénite obtenue est très instable à cause de la présence du carbone et se transforme en martensite ;
- Les aciers austéno-ferritiques sont obtenus à partir d'une composition située sur la limite de boucle γ .

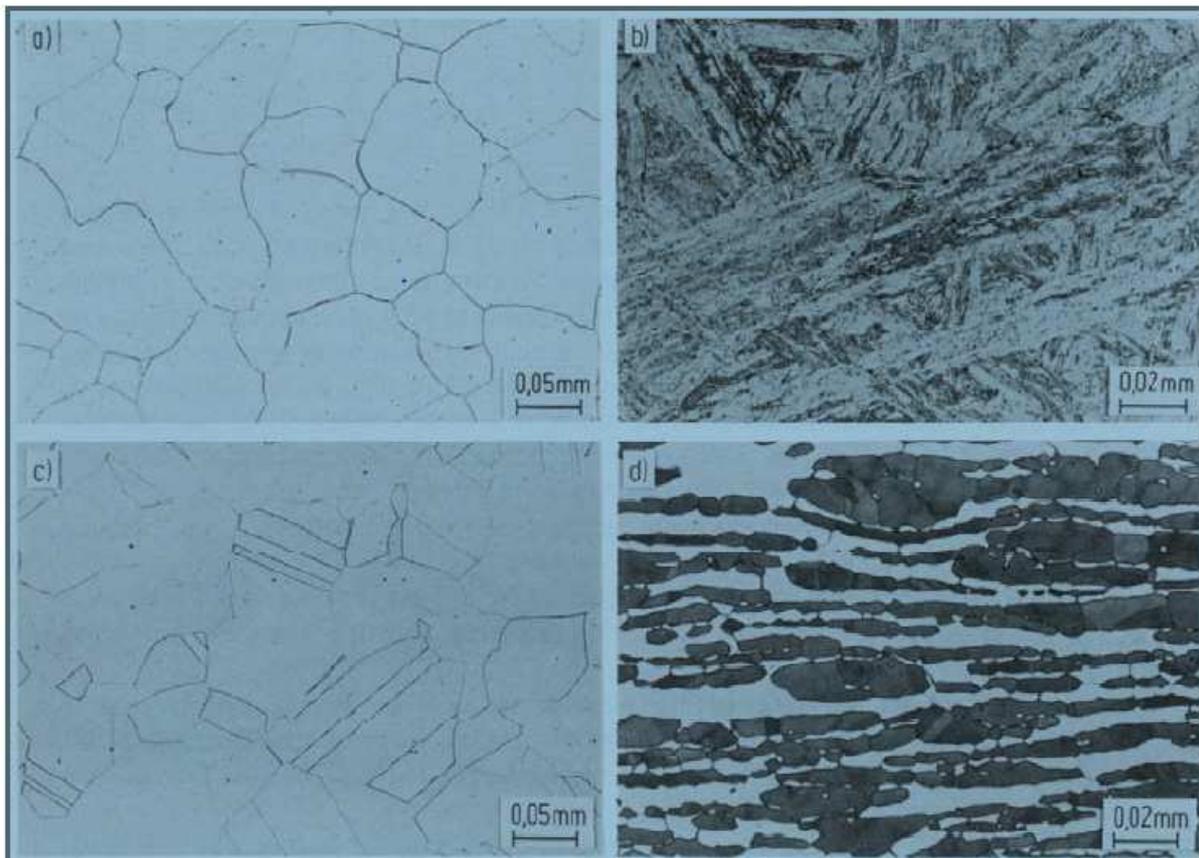


Figure II-4: Microstructures des aciers inoxydables ferritique (a), martensitique (b), austénitique (c), et austéno-ferritique (d) [28].

II.4.1 Aciers martensitiques

Ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance mécanique sont importantes. Les plus courants titrent 13 % de chrome avec au moins 0,08 % de carbone.

D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel. Exemples : X20Cr13, X46Cr13. [29]

II.4.2 Aciers ferritiques

Ils ne prennent pas la trempe. On trouve dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 27 %), particulièrement intéressants en présence de soufre. Les aciers ferritiques sont parfois utilisés comme barrière de résistance à la corrosion (tôles plaquées, tôle revêtues, protégées des parois d'équipements sous pression en acier utilisés dans les industries pétrochimique et chimique. Exemples : X6Cr17, X6CrMo17-1, X3CrTi17. [30]

II.4.3 Aciers austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de fer et de carbone qui 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, par exemple (304L).

Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau. [31 32 33]



Figure II-5: Structure d'un acier inoxydable austénitique.

II.4.4 Aciers austéno-ferritiques (duplex)

Aciers duplex sont des aciers inoxydables ayant une structure biphasée composée de ferrite et de 40 à 60 % d'austénite. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques. Ceci se traduit par une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600 MPa) et une ductilité satisfaisante (25 à 45%). La résistance à la rupture peut atteindre 850 MPa, pour des aciers duplex contenant 80% de ferrite.

En effet ces aciers 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, c'est pourquoi ils constituent la majorité de la production des 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.

Ils ont des propriétés de résistance à la corrosion inter granulaire ainsi qu'à la corrosion en eau de mer remarquables et présentent, pendant l'essai de traction, un palier élasto-plastique. Ils ont un comportement mécanique semblable aux aciers de construction. La transformation liquide / solide se traduit par une solidification en phase ferritique (ferrite delta) puis d'une seconde transformation, à l'état solide, en austénite. Ils devraient donc, en conséquence, être dénommés aciers ferrito-austénitiques. Le simple fait de désigner correctement ces aciers permet de tout de suite comprendre qu'un refroidissement lent. Exemple : X2CrNiN23-4. [34]

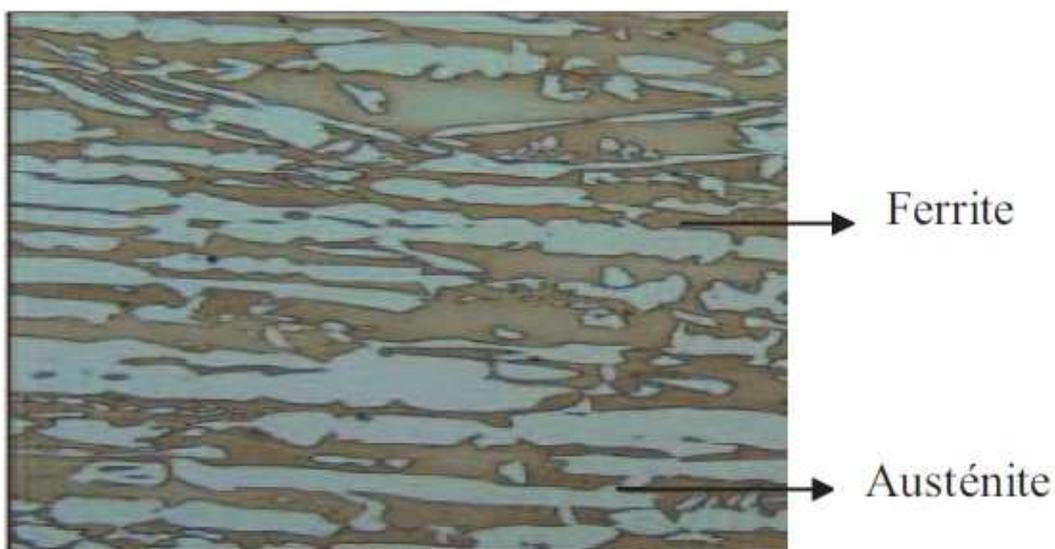


Figure II-6: La structure d'un acier inoxydable duplex.

II.4.5 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers

inoxydables

Les éléments d'addition ajoutés à l'acier ou alliage métallique à base de fer (Fe + C), jouent un rôle particulier sur les caractéristiques générales, ou un rôle commun lorsque plusieurs éléments d'additions sont présents dans la composition chimique finale. Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories : ceux qui favorisent le maintien du fer(α) (alphagène) et ceux qui stabilisent le fer (γ) (gammagène).

Les informations suivantes montrent brièvement le type d'influence que peuvent avoir quelques éléments d'alliage et leur rôle quand ils sont ajoutés à un acier [35].

II.4.6 Utilisation des aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont utilisés dans des domaines nombreuses et variées. Pratiquement tous les domaines industriels et grands publics les utilisent.

Les deux raisons principales en sont :

Des propriétés très variées, qu'il s'agisse d'abord de résistance à la corrosion, mais aussi des caractéristiques mécaniques, de mise en œuvre, etc.

L'existence de toutes les formes de produits : produits plats minces et épais, produits longs, fils, produits forgés et moulés, tubes, tôles plaquées, soudure, etc.

Les aciers austénitiques représentent le gros de la production d'aciers inoxydables de 70 à 80 %.

Contrairement à d'autres produits sidérurgiques, ils se développent car ils connaissent de nouvelles utilisations dans plusieurs domaines : automobile, centrales nucléaires, alimentaire, ménager et plates-formes pétrolières. [36,37].

II.4.7 Propriétés des aciers inoxydables austénitiques

La structure de ces aciers est une austénite γ (phase gamma amagnétique) avec présence éventuelle d'une phase ferritique (delta) résiduelle. L'austénite métastable peut se transformer en martensite par déformation plastique et/ou refroidissement à basse température. La stabilité de l'austénite peut être augmentée par addition d'éléments gammagènes : carbone, nickel, manganèse, azote, cuivre...

Les aciers austénitiques possèdent une bonne résistance à la corrosion en général. Ils ne présentent pas de durcissement après traitement thermique ; leurs caractéristiques mécaniques peuvent être augmentées par addition d'azote ou par déformation à froid.

Ces aciers sont en général livrés à l'état hypertrempe : ils ont subi un réchauffage à environ 1050°C (mise en solution des carbures de chrome) puis un refroidissement rapide à l'air ou à l'eau (pour empêcher la précipitation des carbures de chrome) [38].

Ils sont caractérisés par une bonne soudabilité associée à une bonne résilience à basse température, et une bonne sécurité vis-à-vis du risque de rupture fragile, ce qui justifie leur emploi dans le domaine des équipements sous pression.

En principe, voici les principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques :

- ductilité et résilience importantes, y compris à basse température,
- acier facilement écrouissable sans fragilité,
- pas de limite élastique,
- léger fluage à température ambiante,
- bonne résistance mécanique à chaud,
- bonne soudabilité,
- faible conductivité thermique,
- Coefficient de dilatation élevé.

II.4.8 La passivation des aciers inoxydables

A l'exception des métaux nobles comme l'or, la surface des métaux est toujours oxydée. Si cette couche de corrosion est soluble dans le milieu aqueux environnant, le processus se propage progressivement jusqu'au cœur du matériau par un mécanisme de formation/dissolution de la couche d'oxydes. Au contraire, si la couche de corrosion est peu soluble et reste en surface sous forme solide, elle ralentit, voire inhibe, le phénomène de corrosion. Cette couche de corrosion est appelée « film passif » car l'alliage n'est plus réactif vis-à-vis du milieu extérieur.

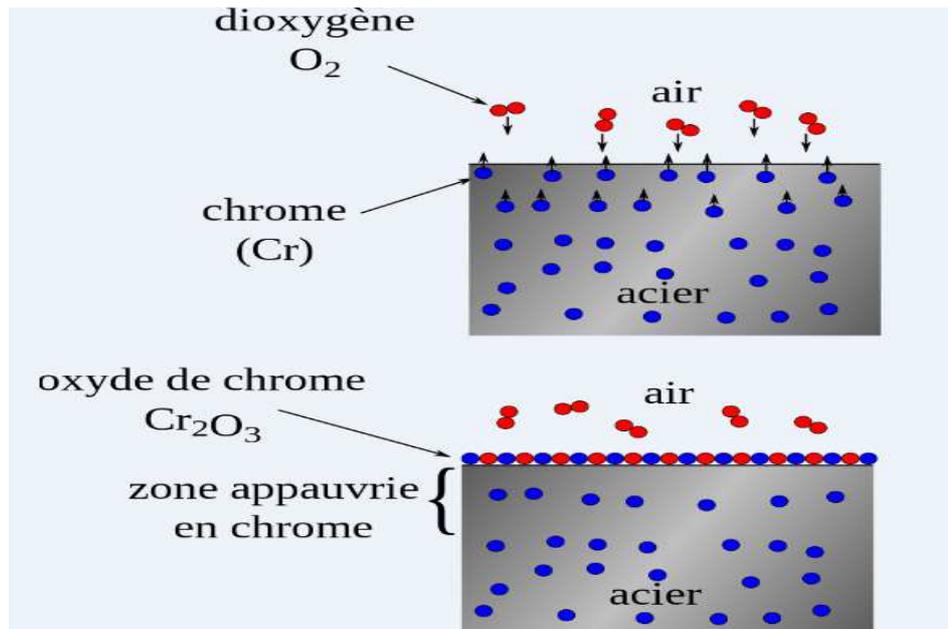


Figure II-7: mécanisme de passivation d'un acier inoxydable

II.4.8.1 Le film d'oxyde

Les aciers inoxydables se recouvrent d'un film d'oxyde protecteur, très mince à la surface de l'alliage métallique leur conférant une bonne résistance à la corrosion. Cette couche passive mesure 1 à 3 nanomètres d'épaisseur [39], elle se forme et se renouvelle seul en présence d'oxygène ou d'eau. Elle se compose d'un mélange d'oxyde de fer, oxyde de chrome et, si le molybdène est présent dans l'acier en bloc, on aura la présence d'un oxyde de molybdène [40].

II.4.8.2 Stabilité du film passif

La couche passive est stable, mais dans certaines conditions seulement.

Cependant, la stabilité et les propriétés protectrices des films d'oxydes relèvent plutôt de facteurs structuraux et cinétiques. Les éléments d'alliage comme le chrome améliorent la stabilité de ces films.

II.4.8.3 Propriétés des films passifs sur les aciers inoxydables

Pour déterminer la plus ou moins grande résistance à la corrosion des aciers inoxydables, il faut connaître les caractéristiques physico-chimiques de ces couches d'oxydes.

Les films passifs assurent la résistance à la corrosion par l'établissement d'une couche d'oxyde ou hydroxyde riche en chrome, qui constitue une barrière de diffusion qui réduit ainsi fortement la conductivité ionique. Le film passif, très adhérent au substrat métallique,

empêche ou limite le contact entre l'alliage et les agents agressifs présents dans l'environnement et donc les phénomènes de corrosion.

Quand un choc a lieu dans un milieu particulièrement agressif, l'acier inoxydable perd localement sa passivité, et dans ce cas, devient susceptible de se corroder.

II.5 Transformation martensitique

La transformation martensitique peut se produire dans un grand nombre de système d'alliage comme, entre autre, les alliages à base de fer, les alliages à base de cuivre et les alliages à base de titane.

Pour l'acier, la martensite est une phase obtenue à partir de l'austénite par la transformation displacive. Elle se forme à des températures suffisamment basses pour que l'austénite ne soit plus la phase stable. Elle se produit par le déplacement, par un mécanisme de cisaillement, des atomes de fer des positions du réseau CFC vers des positions voisines, de cristallographie plus stable a basse température. Comme le déplacement des atomes sont petits, de l'ordre d'une distance inférieure à la distance interatomique, la transformation martensitique est une transformation displacive et sans diffusion (la composition chimique reste la même dans les deux phases).

II.6 L'acier à effet Trip

Les aciers TRIP sont des aciers qui développent un comportement mécanique particulier.

Ils se différencient par un compromis résistance / ductilité particulièrement élevé qui résulte de leur microstructure. Ils sont ainsi très bien adaptés pour des pièces de structure et de renfort de formes complexes. Cette microstructure, composée d'une matrice ferritique ductile dans laquelle se trouvent des îlots de phase bainitique dure et d'austénite résiduelle, permet d'obtenir des allongements plus importants du fait de la transformation de l'austénite en martensite sous l'effet de la déformation plastique (effet TRIP :

"Transformation Induced Plasticity"). Cet effet TRIP confère à ces aciers un excellent compromis entre résistance et ductilité.

La désignation des aciers TRIP est régie par leur résistance à la rupture qui reste dans une gamme allant d'environ 600 à 1000 MPa. La limite d'élasticité d'un acier TRIP est de l'ordre de 500 MPa avec un taux d'allongement à rupture supérieur d'environ 10 %.

La capacité de consolidation de cet acier est considérable ; lui assurant une bonne aptitude à la répartition des déformations et par conséquence une bonne emboutissabilité. Cette consolidation conduit également à l'obtention de caractéristiques mécaniques sur pièces, notamment la limite d'élasticité, beaucoup plus élevées que sur le métal à plat.

Ce fort potentiel de consolidation et une haute résistance mécanique lui confèrent une excellente capacité d'absorption d'énergie.

La particularité des aciers TRIP réside principalement dans le fait qu'ils contiennent de l'austénite résiduelle à température ambiante. Il est nécessaire que cette quantité

Soit suffisante pour avoir un impact sur les propriétés finales de l'acier. Cependant, il est avant tout nécessaire que les propriétés de cette austénite résiduelle soient adaptées à la fonction requise. Aussi, dans le cas des aciers TRIP, celle-ci doit présenter une stabilité suffisante afin que la transformation en martensite ne se fasse que pour une sollicitation mécanique non négligeable. Pour ce faire, le taux de C contenu dans l'austénite résiduelle finale doit être suffisamment élevé. [41]

II.6.1 L'obtention de l'acier trip

L'obtention d'un acier à effet TRIP commence par la réalisation d'une trempe ;

Cette trempe se déroule en 4 étapes distinctes :

- la première étape est un maintien de l'acier entre les températures inter critiqués ; L'acier a une structure austénitique et ferritique.
- la seconde étape consiste en un refroidissement rapide jusqu'à la zone d'existence de la bainite.
- on réalise alors un second maintien dans la zone bainitique. Ceci permet d'éviter l'obtention de martensite pure en grande proportion dans la structure.
- la dernière étape est un second refroidissement de l'acier, celui-ci jusqu'à la température ambiante, on obtient un acier contenant de l'austénite retenue.

Sur le graphe ci-dessus vous pouvez observer les différentes étapes de la trempe ainsi que la composition de l'acier à chaque étape.

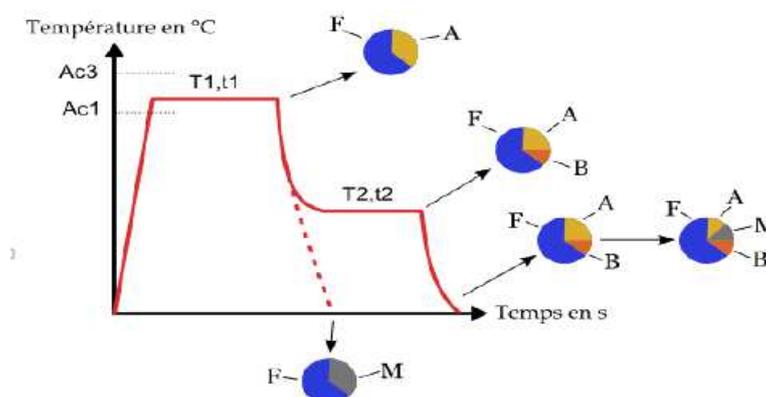


Figure II-8 schéma typique du traitement thermique aux aciers multiphasés à effet TRIP

(F : ferrite, A : austénite, M : martensite : B, bainite) [42]

II.6.2 Etude de la microstructure d'acier a l'effet trip

Transformation Induced Plasticity : cette expression en anglais indique que la transformation de phase est induite par la déformation plastique, la phase transformé en martensite accumule des contraintes qui peuvent être relaxé par une déformation sous forme de glissement de dislocation ou de maclage. Dans l'acier à effet trip, cette plasticité de transformation de l'austénite métastable se traduit par un changement soudain du seuil d'érouissage.

La transformation correspond à un changement de phase particulière qui se produit à l'état solide et qui est à l'origine des propriétés remarquables des matériaux dans laquelle celle se produise, la vitesse de refroidissement doit être élevée ce qui ne permet pas aux atomes de se déplacer par diffusion, il en résulte une déformation macroscopique sous la forme d'un cisaillement qui se compose par une déformation supplémentaire et la plastification de l'austénite

L'absence de diffusion implique non seulement que les phases austénitique et martensitique ont même composition chimique, mais que; de plus la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase mère.

La structure de la martensite se présente sous forme d'aiguille, elle est très dure entre 500-650 HB selon la teneur en carbone, et difficilement usinable.



Figure II-9: La variante de la martensite [43]

Dans les aciers la martensite possède trois types de structures cristallines:

- La martensite à une structure tétragonale. Elle est observée dans l'alliage binaire Fe-c et se trouve dans les aciers trip industriels. Elle possède une forte énergie de fonte d'empilement.
- La martensite a une structure hexagonale compacte Hc.

-La martensite tétragonale à face centrée TFC les caractéristiques de la transformation martensitique une énergie de déformation élastique importantes, un changement de forme laissant un plan invariant ; une déformation homogène macroscopique du réseau cristallographique constituée par un glissement et une dilatation.

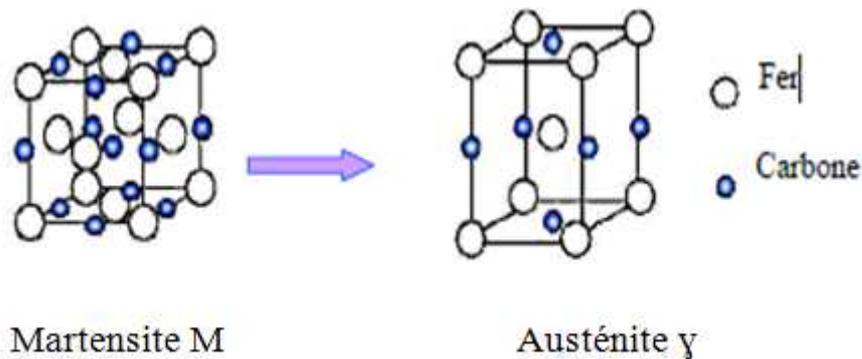


Figure II-10: changement de structure cristalline de l'austénite en martensite [44]

II.6.3 Influence de la taille de grain sur la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle

La grosseur du grain de l'austénite joue également un rôle sur la stabilité tout comme les éléments d'addition, qu'ils soient alphagènes (éléments déstabilisateurs) ou gammagènes : à analyse donnée et déformation donnée, un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains. [45]

II.6.4 Métallurgie des aciers à effet TRIP

Plusieurs études ont été menées sur l'optimisation des paramètres des cycles thermiques, du laminage et de la teneur en éléments d'addition en vue de mettre au point des aciers TRIP performants. Ces travaux ont menées vers la description de l'importance que joue la transformation bainitique pour obtenir une structure multiphasée et en particulier pour stabiliser l'austénite résiduelle.

Il a été déterminé que l'austénite résiduelle présente dans la microstructure des aciers Dual Phase joue un rôle positif dans l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. De plus, si cette austénite est suffisamment stable, la résistance mécanique et la ductilité de ces aciers sont encore augmentées.

Au même temps, le développement et l'utilisation à large échelle des aciers TRIP imposent des contraintes sévères pour le coût de production de ces aciers. Par conséquent, l'ajout massif des éléments d'addition pour retenir l'austénite est interdit (comme le nickel).

Comme des teneurs en carbone de l'ordre de 0.15% sont courantes dans les aciers Dual Phase, l'idée était d'essayer d'utiliser ce carbone pour stabiliser l'austénite à la température ambiante. Aussi, cette stabilisation doit se faire après le recuit inter-critique.

A travers la transformation bainitique et ses mécanismes intrinsèques qui permettent à priori d'obtenir une austénite sursaturée en carbone, le développement des aciers TRIP faiblement alliés et qui contiennent de l'austénite résiduelle à la température ambiante est envisageable.

Suivant la composition chimique, on distingue deux catégories d'aciers à effet TRIP :

- les aciers à effet TRIP fortement alliés (Fe-Ni, AISI304, AISI301, ...) qui sont entièrement austénitiques,
- les aciers TRIP faiblement alliés qui sont partiellement austénitiques (multiphasés). Les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables.

II.6.5 Acier TRIP 304L / AISI 304L / 1.4307

L'acier inoxydable 304L (UNS S30403) est l'acier inoxydable austénitique au chrome-nickel "18-8" le plus utilisé. C'est un alliage résistant à la corrosion avantageux et polyvalent, qui peut être utilisé pour un large éventail d'applications générales.

304L est généralement doublement certifié comme 304 et 304L. La faible carbochimie de l'acier inoxydable 304L, associée à l'ajout d'azote, permet à 304L de répondre aux propriétés mécaniques de 304.

II.6.6 Désignations :

Désignation Européenne : X2CrNi18.9 ou 1.4307

Désignation Française : Z3CN19.09 ou Z2CN18.10

Composition chimique:

Le tableau : affiche la composition chimique de l'acier selon la fiche technique sa composition chimique.

Tableau II-1: Composition chimique de l'acier inoxydable AISI 304L.

Composition chimique (%)								
Fe	C	Cr	Mn	N	Ni	P	S	Si
Base	0,017	17,665	1,667	0,082	8,035	0,033	0,032	0,385

II.6.7 Les caractéristiques mécaniques :

Le tableau : représente les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable AISI 304L.

Tableau II-2 Propriétés mécaniques de l'acier 304L

Caractéristique mécanique				
R_m (N/mm ²)	$R_{p0,2}$ (N/mm ²)	ABO	$R_{p1,0}$ (N/mm ²)	ρ (Kg/m ³)
633	310,41	58,16	83 ,00	7900

II.7 Conclusion :

Dans le prochain chapitre nous allons introduire la partie expérimentale de notre travail ainsi que toute la procédure utilisée en détail. Puis nous passerons à l'évaluation de la ténacité en utilisant l'intégrale J avec le facteur corrigé K par Zhu, sous forme d'un programme MATLAB.

Chapitre III

Essais expérimentaux et
calculs numériques

III.1 Préparation des éprouvettes et exécution des essais

III.1.1 Introduction :

L'objet de ce chapitre est de présenter les différents essais expérimentaux effectués dans le but d'évaluer la ténacité à la rupture des différentes éprouvettes de l'acier à effet TRIP 304L.

En commençant par la présentation de métal utilisé (sa composante chimique, Les caractéristiques mécaniques), suivie d'une description des éprouvettes selon les deux normes ISO et DIN leur forme géométrique puis les différents instruments utilisés durant ce travail, ainsi que le déroulement des essais mécanique suivants :

- Essai de traction éprouvette vierge;
- Essai de traction éprouvette traitée thermiquement à $T=700^{\circ}\text{C}$, durant 1h45min ;
- Essai de traction éprouvette traitée thermiquement à $T=700^{\circ}\text{C}$, durant 3h30min ;
- Essai de traction éprouvette traitée thermiquement à $T=700^{\circ}\text{C}$, durant 5h15min ;
- Essai de traction éprouvette traitée thermiquement à $T=700^{\circ}\text{C}$, durant 7h00min ;

Nous présenterons ensuite les différents résultats obtenus lors des essais puis une partie calcul numérique sera ajoutée pour l'évaluation de l'intégrale J ainsi qu'une discussion des résultats acquis.

A la fin les conclusions seront émises pour les différentes étapes du travail sous forme d'une conclusion générale accompagnée de perspectives.

III.1.2 Identification de matériau utilisé (AISI 304L) :

Le matériau, utilisé dans cette étude, est l'acier 304L décrit dans le deuxième chapitre comme étant un acier inoxydable austénitique qui présente le phénomène du TRIP lors d'une sollicitation mécanique.

III.1.2.1 Désignation :

Désignation Européenne (EN) : X2CrNi18.9 ou 1.4307

Désignation Française (AFNOR) : Z3CN19.09 ou Z2CN18.10

III.1.2.2 Composition chimique:

Le tableau suivant affiche la composition chimique de l'acier selon la fiche technique Sa composition chimique.

Tableau 0-1 Composition chimique de l'acier inoxydable AISI 304L.

Composition chimique (%)								
Fe	C	Cr	Mn	N	Ni	P	S	Si
Base	0,02	18,105	1,814	0,077	8,05	0,033	0,001	0,436

III.1.2.3 Les caractéristiques mécaniques :

Le tableau suivant représente les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable AISI 304L.

Tableau 0-2: Propriétés mécaniques de l'acier 304

Caractéristique mécanique				
R_m (N/mm ²)	$R_{p0,2}$ (N/mm ²)	A 50%	HRB	ρ (Kg/m ³)
608,85	317,25	59,45	83,00	7900

III.1.2.4 Géométries des éprouvettes :

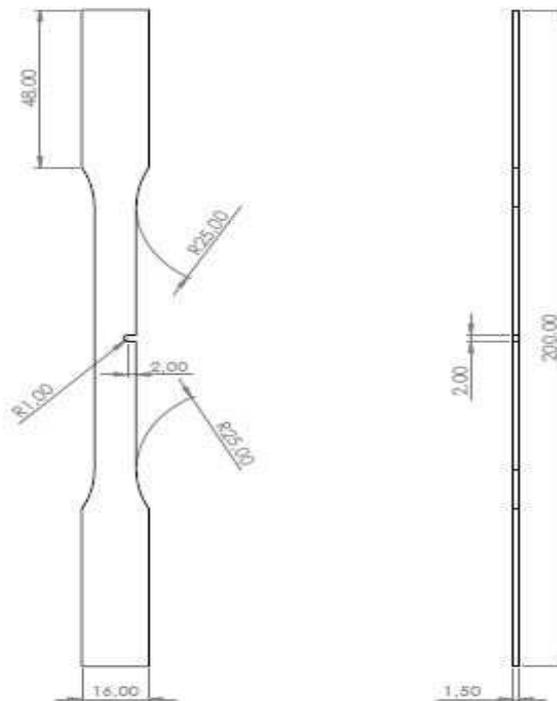


Figure 0-1: Figure la géométrie de l'éprouvette

III.1.3 Traitement thermique :

Pour caractériser un matériau en général faut étudier le comportement mécanique de ce dernier, notre choix est porté sur la réalisation de quelques essais de traction sur une éprouvette vierge et cinq (5) autres ont été traitées thermiquement à une température d'homogénéisation $T^{\circ} = 700^{\circ}\text{C}$ pour différentes durées dans un four électrique à moufle qui permet d'atteindre la température maximale de 1200°C , puis nous les avons refroidis à l'air libre. La régulation de la température et de la vitesse de chauffe est assurée par un régulateur électronique.

Les figures ci-dessous montrent le four utilisé et ses composants.



Figure 0-2: Régulateur



Figure 0-3: Four électrique

Tableau 0-3: différents durée de traitement

Numéro d'éprouvette	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
durée	/			1h45min			3h30min			5h15min			7h		
Température	T°_{amb}			700°C			700°C			700°C			700°C		



Figure 0-4: éprouvette sans traitement thermique



Figure 0-5: éprouvette après traitement thermique

III.1.4 Essai de traction :

III.1.4.1 Définition :

Un essai de traction est procédure expérimentale qui permet de déterminer les caractéristiques mécanique d'un matériau et mesurer le degré de résistance à la rupture.

Cet essai consiste à placer une éprouvette sur les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur elle jusqu'à sa rupture, on enregistre le déplacement et la force appliquée, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte.

III.1.4.2 Machine d'essai de traction :

Pour l'exécution des essais de traction nous avons utilisé la machine de traction ZWICK/ROELL Z250, qui se trouve au niveau du laboratoire de RDM de, faculté de Génie de la Construction de BOUMERDES (Figure II.12).

C'est une machine universelle qui permet d'exécuter des essais de traction, compression, flexion ...etc. Sa capacité de chargement maximale est de **250 KN**.

L'installation est composée de deux parties :

1. *Bâti d'essais*
2. *Système de contrôle*
3. *système d'acquisition des données et d'avoir les résultats*



Figure 0-6: Banc d'essais



Figure 0-7 Système de contrôle

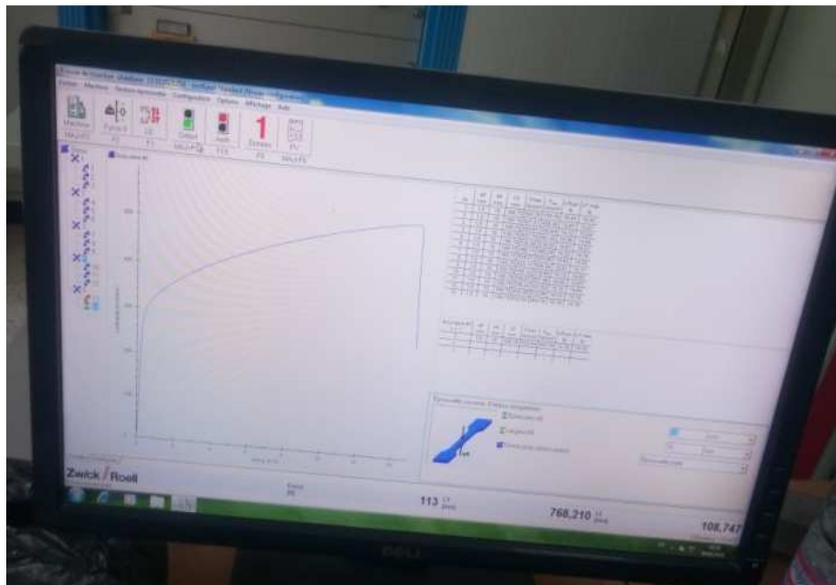


Figure 0-8: Système d'acquisition des données et d'avoir les résultats

III.1.4.3 Exécution des essais de traction :

Après la mise en marche de la machine de traction qui est reliée à un ordinateur et l'aide d'un logiciel **WINTEST** on saisit les informations nécessaires à l'essai telles que :

- Vitesse de chargement : $10^{-2}/s$ pour tous les essais.

- *Les dimensions de l'éprouvette.*
- *La température ambiante : 25°C.*



Figure 0-9: L'éprouvette sur les mâchoires de la machine avant la rupture



Figure 0-10: L'éprouvette sur les mâchoires de la machine après la rupture

On place l'éprouvette entre les mors de la machine en prenant soin d'aligner l'axe Longitudinal de l'éprouvette avec l'axe de la machine d'essai. Une fois l'éprouvette est placée, on impose un déplacement de la traverse supérieure à la vitesse de $10^{-2}/s$.

Ce déplacement contrôlé par un système hydraulique. A la fin de l'essai, après la rupture de l'éprouvette, le logiciel WINTEST de la machine de traction nous fournit directement le diagramme représentant l'évolution de la force en fonction du déplacement (Force [KN] - Course [mm]) par un système informatique.

III.2 Analyse des résultats expérimentaux

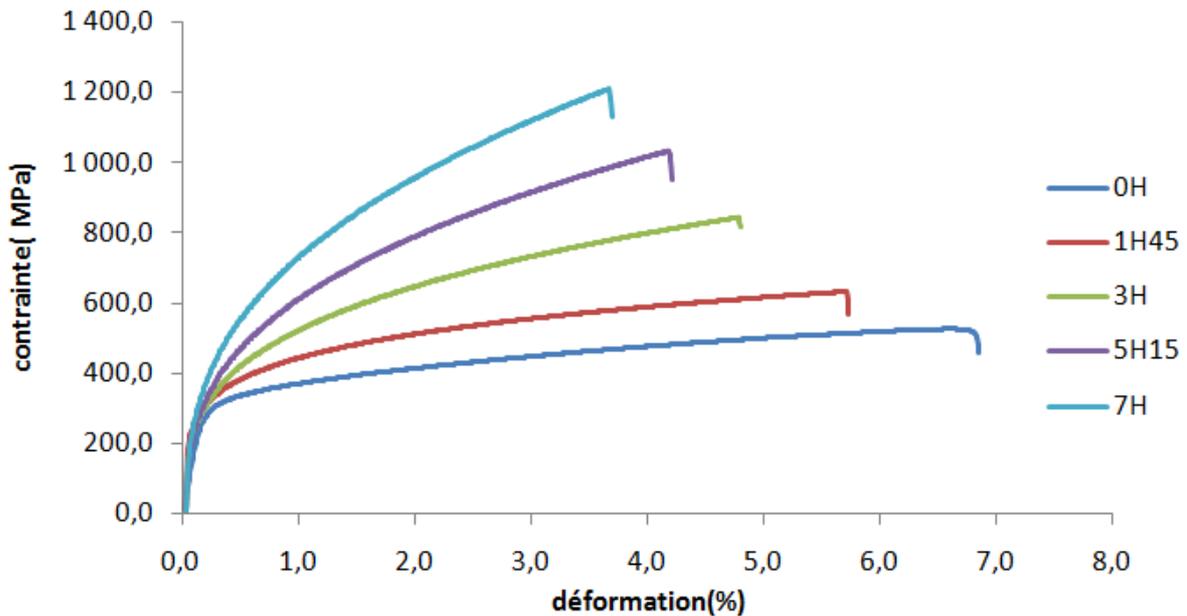


Figure 0-11 : Résultats des essais de traction en contrainte-déformation

La figure (III-11) représente les différentes courbes contrainte/déformation des éprouvettes soumises à une traction uniaxiale sous chargement monotone.

On remarque que l'ordre des courbes est proportionnel au temps de maintien allant de la première courbe en partant du bas (sans traitement thermique) jusqu'en haut (courbe de 7H).

Nous constatons aussi que l'allongement à la rupture diminue avec l'augmentation du temps de maintien.

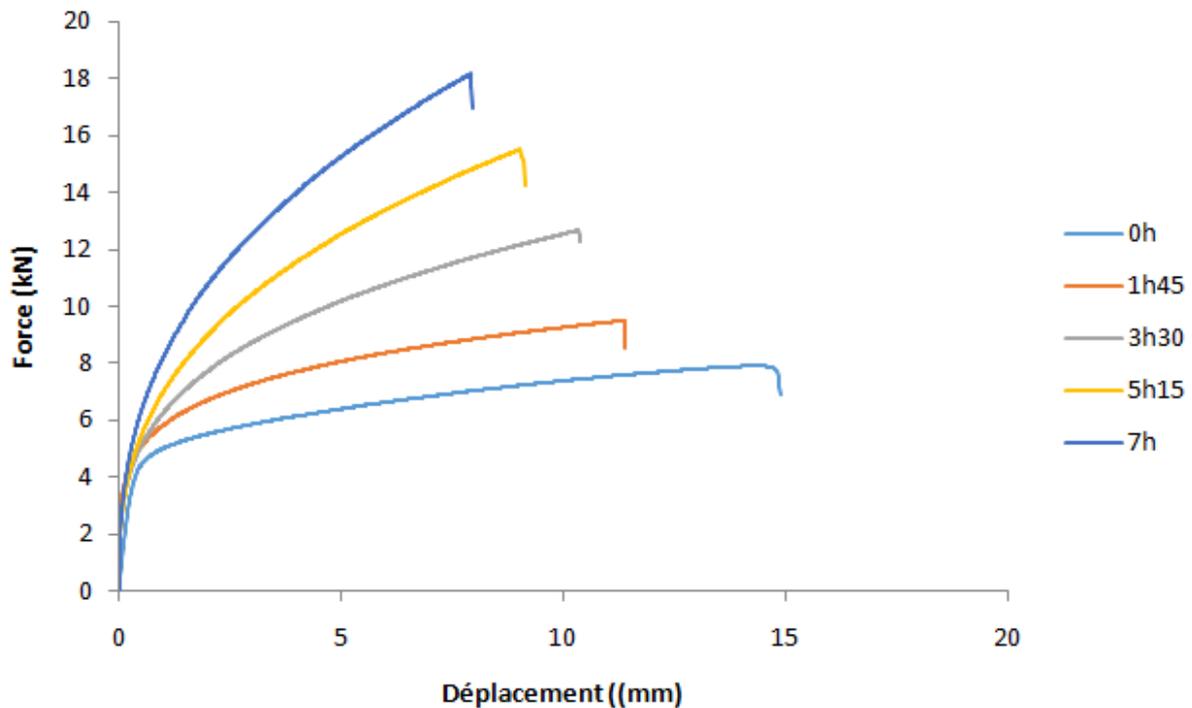


Figure 0-12: Les différents courbes force-déformation

III.3 Partie numérique

III.3.1 Choix d'équation

Nous avons choisi les équations adéquates pour calculer l'évolution de l'intégrale J, dans le cas d'une éprouvette SENT. Ces expressions ont été mentionnées dans le chapitre I (Eq I.24, Eq I.25, Eq I.26, Eq I.46 et Eq I.47).

- Facteur d'intensité de contrainte :

$$K = \frac{P}{(BB_N W)^{\frac{1}{2}}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (III.1)$$

- Facteur géométrique : [17]

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{\left(\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{1}{2}}}{\left(1 + 2\frac{a_0}{W}\right)\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \left[1,985 + 0,71\left(\frac{a_0}{W}\right) + 11,81\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 - 48,015\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + 103,4\left(\frac{a_0}{W}\right)^4 - 121,55\left(\frac{a_0}{W}\right)^5 + 51,67\left(\frac{a_0}{W}\right)^6 \right] \quad (III.2)$$

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (\text{III.3})$$

$$J_{el} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (\text{III.4})$$

$$J_{pl} = \frac{\eta \cdot A_{pl}}{B_N b} \quad (\text{III.5})$$

Après quoi, nous avons créé un programme sur le logiciel de calcul numérique Matlab, auquel nous avons ajouté les équations précédentes.

III.3.2 Organigramme :

L'organigramme suivant montre les différentes étapes suivies :

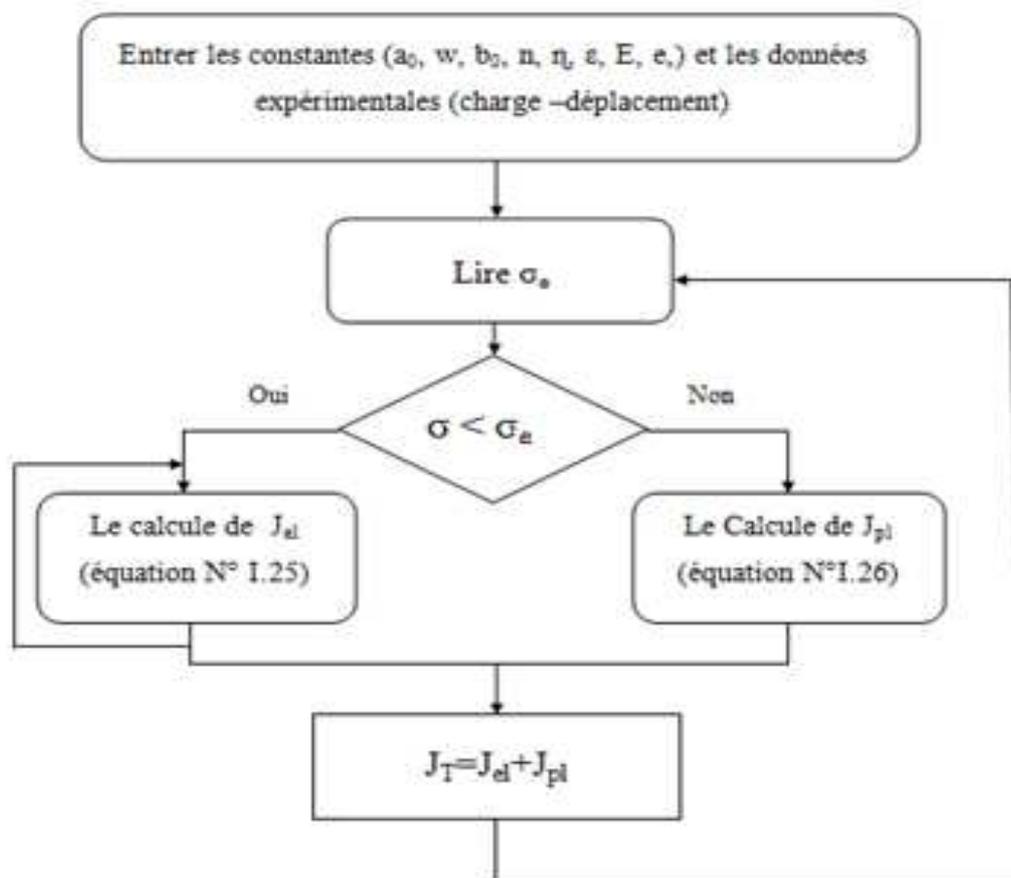


Figure 0-13: les différentes étapes pour le calcul de J_T

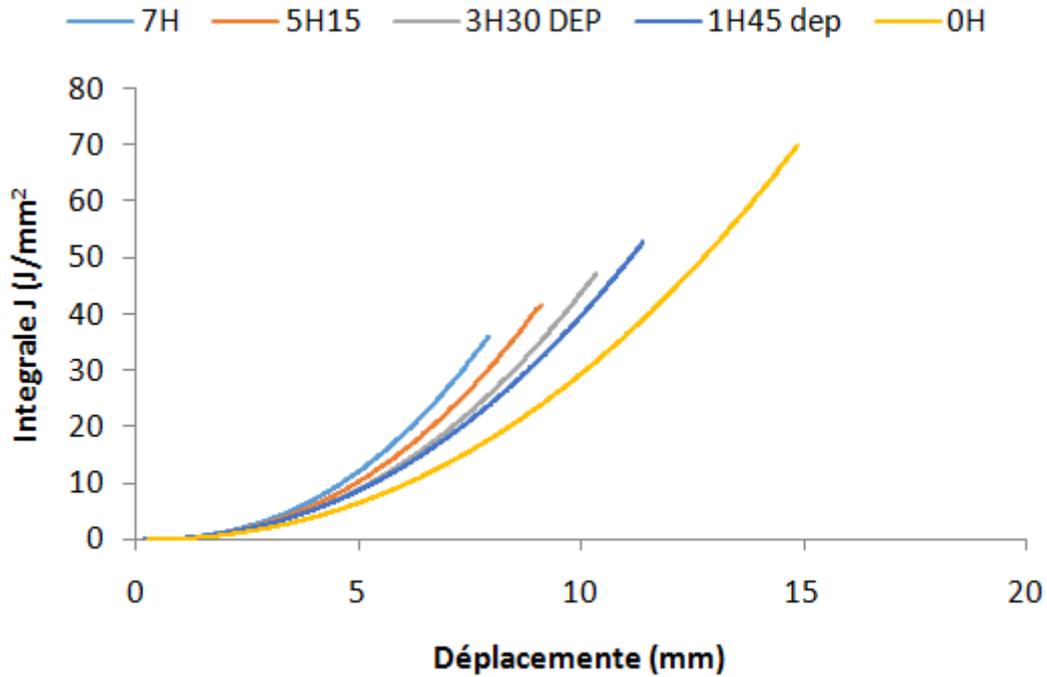


Figure 0-14 : différentes courbes d'intégrale J – déplacement

La figure ci-dessus représente les différentes courbes d'évolution de l'intégrale J pour les différentes éprouvettes.

- Nous remarquons d'abord que les courbes sont ordonnées suivant le temps de maintien allant de la courbe 0 heure en reculant vers la courbe de 7 heures. Elles suivent aussi le même ordre en fonction du déplacement.
- La courbe de l'éprouvette vierge possède le plus grand déplacement, et la plus grande valeur de l'intégral J atteignant jusque $69,788 \text{ J/mm}^2$.
- La courbe 7 heures marque la plus petite valeur de l'intégral J atteignant les $36,062 \text{ J/mm}^2$, mais c'est le plus petit déplacement.
- L'allure des courbes dans les différents cas, est semblables, elles se chevauchent au début mais se séparent en avançant dans les valeurs du déplacement.

III.3.3 Détermination des valeurs JIC

A partir des courbes forces déplacement, nous calculons les aires sous ces dernières qui représentent les valeurs de l'énergie de déformation U pour chaque valeur de déplacement, permettant ainsi d'obtenir des séries de valeurs de U . [46]

Où :

$$U_i = U_{i-1} + S_i \quad (\text{III.6})$$

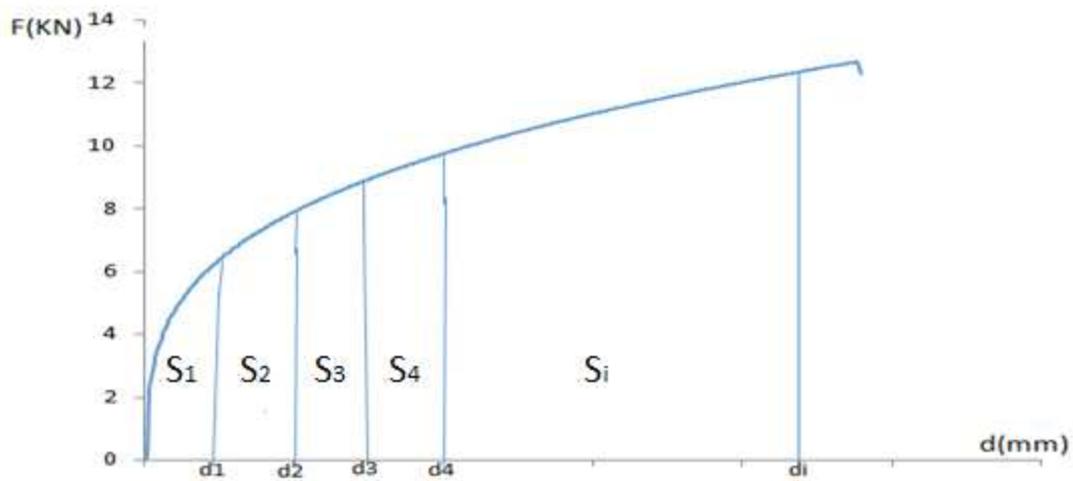


Figure 0-15 : incrément des aires sous la courbe force-déplacement

Ce que nous permet d'obtenir des courbes (U/e) en fonction de l'avancement de la fissure a .

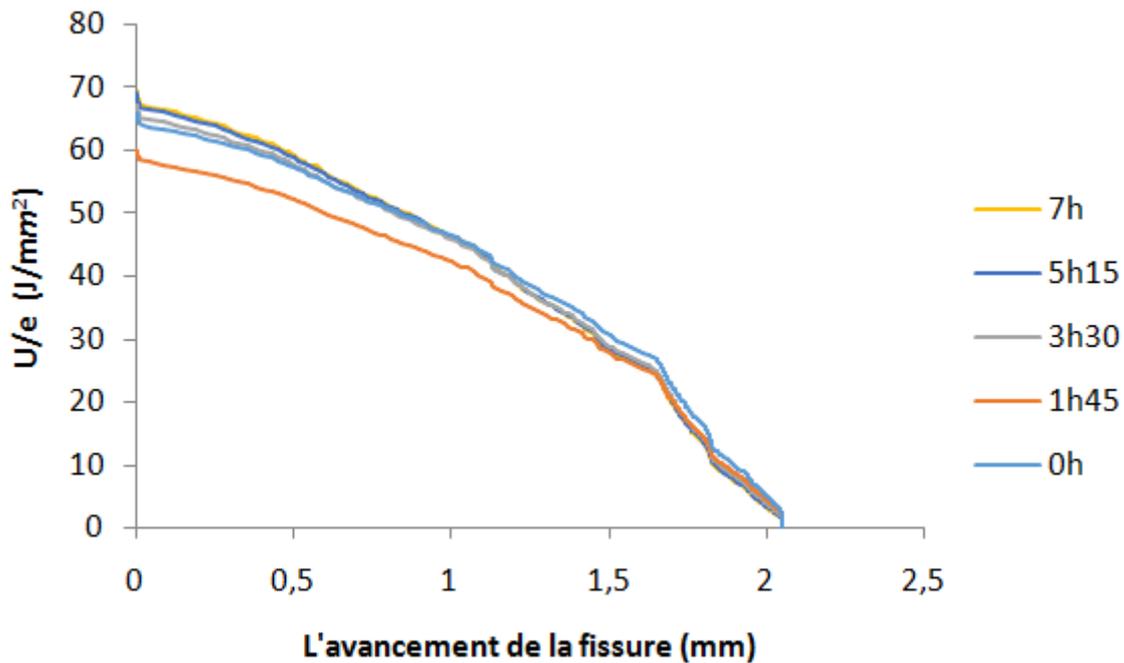


Figure 0-16: énergie de déformation en fonction de l'avancement de la fissure

La figure ci-dessus représente les différentes courbes d'énergie de déformation en fonction de l'avancement de la fissure pour les différentes éprouvettes.

Pour chaque courbe on trace une pente qui passe par le plus grand nombre des points de cette dernière. La valeur de cette pente représente la valeur critique d'intégrale J_{IC} .

Le tableau ci-dessous montre les différentes valeurs du J_{IC} pour les différents temps de maintien.

Tableau 0-4: les valeurs de J_{IC} en fonction des différents temps de maintiens

Temps de maintien	0H	1H45min (90mn)	3H30min (210mn)	5H15min (315mn)	7H (420mn)
$J_{IC} (J/mm^2)$	21,104	21,689	21,881	22,467	22,626

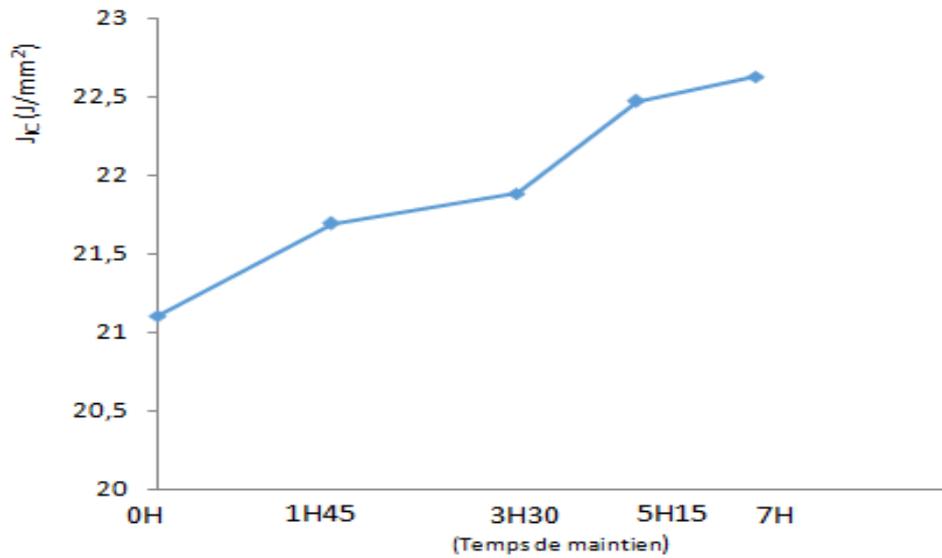


Figure 0-17: la courbe de l'évolution du J_{IC} en fonction du temps de maintien

La figure ci-dessus montre la courbe de l'évolution du J_{IC} en fonction du temps de maintien. Ces valeurs ont été calculées pour chaque temps de maintien en utilisant la valeur de la pente des courbes montrées sur la figure (III-16).

Nous constatons que les valeurs de J_{IC} , définies comme la valeur critique de l'intégrale J correspondant au taux de restitution d'énergie à la limite de la zone plastique, évoluent graduellement avec le temps de maintien, ce qui met en valeur l'influence de la taille des grains de la phase austénitique sur la ténacité à la rupture de notre acier.

Conclusion Générale

Conclusion générale

Dans ce travail, nous avons pu étudier différents aspects dans la mécanique de la rupture non linéaire et en particulier le cas de l'intégrale J à partir de laquelle nous avons pu évaluer la ténacité de notre matériau conformément à la norme ASTM E1820.

Nous avons commencé par découper des éprouvettes de type SENT, à partir d'une tôle laminée de 304L AISI, en utilisant le procédé de découpage par jet d'eau. Ensuite les éprouvettes ont été chauffées jusqu'à 700°C et maintenues pendant différents temps, qu'après nous avons retiré et refroidit à l'air libre. Puis des essais de traction uniaxiaux ont été menés jusqu'à rupture pour ainsi avoir comme résultats des courbes Force-Déplacement pour chaque éprouvette. Ces courbes nous ont permis d'évaluer la ténacité de notre matériau, en calculant l'intégrale- J et en déduisant le J_{IC} à partir de la pente des courbes de l'évolution de l'énergie de déformation par unité d'épaisseur (U/e), en fonction de l'avancement de la fissure (a).

Ceci nous a permis d'émettre les conclusions suivantes :

- Le facteur géométrique proposé par Zhu [17] concernant le calcul de l'intégrale J dans le cas des éprouvettes SENT, a pu nous aider à obtenir des valeurs correctes de l'évolution de l'intégrale J en fonction du déplacement de la ligne de charge. Puis par la suite la méthode de Begley [52] et Landes nous a permis d'avoir les valeurs du J_{IC} à chaque temps de maintien, déduite à partir des pentes des courbes de l'évolution de l'énergie de déformation par unité d'épaisseur (U/e) ceci en fonction de l'allongement des fissures.
- Les valeurs de J_{IC} augmentent graduellement avec l'augmentation du temps de maintien, à premier temps ceci nous semble dû à la croissance de la taille des grains d'austénite présent dans le matériau provoquant une augmentation significative de la ténacité à la rupture. Bien sûr ceci sera confirmé ou infirmé par des vérifications Microscopique qui seront réalisées ultérieurement.

En perspective, nous proposons dans les futurs travaux, d'épauler ces résultats expérimentaux avec une modélisation numérique en introduisant un modèle qui prend en compte le changement de la taille des grains d'austénite ainsi que de la formation de la martensite et l'accompagner d'un critère de rupture approprié.

Référence bibliographique

- [1] B. Danh Le : 'Modélisation discrète en mécanique de la rupture des matériaux fragiles', Thèse de doctorat, INSA de Strasbourg, Juin 2013.
- [2] The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, A.A.Griffith, Philosophical Transaction of the Royal Society of London. series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character, Vol. 221(1921),163-198.
- [3] G.Irwin.Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate . J. of applied mechanics,24:361-364,1957.
- [4] 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.
- [5] V. Le Corre : 'Etude de la compétition de déchirure ductile / rupture fragile : application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés', Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, Septembre 2006.
- [6] B. Danh Le : 'Modélisation discrète en mécanique de la rupture des matériaux fragiles', Thèse de doctorat, INSA de Strasbourg, Juin 2013.
- [7] 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.
- [8] 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.
- [9] 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.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] X.K.Zhu, J.A. Joyce, Review of fracture toughness (G,K,I CTOD ,CTOA) testing and standardization, Eng . Fract. Mech.85 (2012)-146.

- [13] ASTM E1820-13e1, Standard Test Method for Measurement of fracture Toughness, ASTM International, 2014
- [14] BS 7448-1, Fracture Mechanics Toughness Test Part 1: Method for Determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic Materials, British Standard Institution, 1991.
- [15] ISO 12135, Metallic Materials-Unified Method of Test for the determination of Quasistatic Fractur Toughness, International Organization of Standardization, 2014.
- [16] BS 7448-4, Fracture Mechanics Toughness Test-part 4: Methode for determination of Faecture Resistance Curves and Initiation Values for Stable Crack Extension in Mettalic Materials, British Standard Institution,1997.
- [17] X.K.Zhu, T. McGaughy, Corrected stress intensity factor for BS 8571 single edge notched tension (SENT) specimens, Proc.25th ISOPE Conf, Hawaii, June 21-26, 2015.
- [18] Caractérisation structurale et mécanique du joint soudé de la liaison bimétallique Acier Ordinaire E36/ Acier anti-usure, MAROUF.H, Magister 2012.
- [19] : Pierre-Jean CUNAT, « Aciers inoxydables : Critères de choix et structure», Technique de l'ingénieur ; M4540.
- [20] a et b Pierre-Jean Cunat, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540.
- [21]: K.H.LO,C.H.shek,J.K.L.Lai : Recent developpement instainless steels,Materials science and engeneering R65 (2009).
- [22]J.Gourgand:'Les aciers dans la construction', Article, Les grands ateliers, 2006.
- [23]Suppléments extra-alliagesinox, Plancher métaux pour l'industrie, novembre 2016.
- [24]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.
- [25]B.VanHecke:'Lepotentiieldel'acierinoxydableauformage',Article,EuroInox,Premièreédition n2008.
- [26] V.MAILLOT. Amorçage et propagation de réseaux de fissure de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2CrNi18-9 (AISI 304L). CEA SACLAY,Janvier 2004.
- [27] Inge Houben Arcelormittal. Introduction Aux Aciers Inoxydables. Symposium L'inoxPartenaire De L'eau. 10 et 11 Oct 2007.

- [28] *Hervé Sassoulas : traitements thermiques des aciers inoxydables, Technique del'Ingenieur, M1160.*
- [29] M.Naoun:'Influence du peroxyde d'hydrogene sur la susceptibilite a la corrosion des Aciers inoxydables en milieu salin', Thèse de Doctorat, Universite ElHadj Lakhdar Batna, Juin2014.
- [30] F.Iacoviello:'Fragilisation par l'hydrogene de l'acier inoxydable austeno-ferritique z2cnd2205-rôle de la microstructure ',Thèse de Doctorat, Ecole Centrale de Paris, Septembre 1997.
- [31] A.Belattar:' Analyses multi-echelles du comportement et la durée de vie d'aciers Inoxydables 304L sous sollicitation scycliques avec pré-écrouissage', Thèse de doctorat, l'Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen, Février 2013.
- [32] B.Belkessa: 'influence des traitements de hautes températures sur le comportement Structural et mécanique des soudures en acier inoxydable duplex 2205'. Mémoire de Magister, Universite Saad Dahleb de Blida 2005.
- [33] S. Mahmoudi: 'Etude comparative entre deux métaux passifs en milieux neutre, alcalin et acide: un acier inoxydable 304L et unalliage de titane Ti6Al4V', mémoire de Magister, Université Mentouri de Constantine, Mars 2008.
- [34] D.Gentet:' Compréhension et modélisation du comportement mécanique cyclique An isotherme de l'acier austénitique AISI316L(N)', Thèse de doctorat, Université de La Rochelle, Novembre 2009.
- [35] VARIOT et GERBEAUX. Les aciers inoxydables mise en oeuvre et soudage publication de la soudure autogène, paris 82.
- [36] Michel COLOMBIE et Coll. «matériaux métalliques», 2e édition, 2008.
- [37] Madeleine Durand-charre. La microstructure des aciers et des fontes .institut National poly echnique de Grenoble.2003
- [38] Laure Magnier-Mohin : Tenue en service d'assemblages soudes en acier 304L : Influence des contraintes résiduelles et du parachèvement mécanique, Décembre 2007.
- [39] C.-O.A Olsson, D Landolt : Passive films on stainless steels, chemistry, structure and growth (2003).
- [40] Food Science & Technology : Passivation of stainless steel, 2007.

- [41] Aurélie HUG AMALRIC, Etude par mesure du bruit Barkhausen de la microstructure et de l'état de contrainte d'aciers biphasés : application aux aciers pour tôle automobile, INSAL 2007
- [42] a et b Pierre-Jean Cunat, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540.
- [43] Mémoire d'Ochen Mohamed Université hadj lakhdar « effet du PH du milieu sur la corrosion de l'acier inoxydable 304L»,2013.
- [44] Sassoulas Hervé, «Traitements thermiques des aciers inoxydables», In : Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, 1997, vol.MD1, dossier M115.
- [45] : Régis KUBLER, comportement thermomécanique des aciers a effet TRIP , approches micromécaniques et phénoménologiques « applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.
- [46] J.A Begly and J.D Landas, "the J integral as a Fracture Criterion" Fracture Toughness, Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II, ASTM STP, American Society for Testing and Materials, 1972, PP. 1-20