

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

Université M^{ed} Boudiaf de M'sila
Département de Génie Mécanique

MEMOIRE

Présenté par

MOUSSAI AHMED TOUFIK

En vue de l'obtention du diplôme de

MAGISTER

En Génie Mécanique
Option : Energétique

Thème

**Influence des traitements thermiques
sur la rupture fragile des cordons de soudure**

Devant le jury composé de :

Mr MEZIANI Salim	Professeur	Président	U. de Constantine
Mr BOUCHOUCHA Ali	Professeur	Rapporteur	U. de Constantine
Mr NECIB Brahim	Professeur	Examineur	U. de Constantine
Mr BENARIOUA Younes	Maître de conférences	Examineur	U. de M'sila
Mr ZAOUI Moussa	M.A.C.C.	Invité	U. de M'sila

Soutenu le : 08/07/2004

ملخص: إن من الآثار المتبقية على الملحومات وجود القيود الأثرية العالية و المتجمعة عند أطراف التشققات داخل حبل التلحيم، و لوجودها الدور الفعال في إمكانية التآكل تحت القيود، الإعياء، الانكسار الهش و ارتفاع درجة حرارة الانتقال من الانكسار الهش إلى الانكسار المرن. للتقليل من نسبة هذه القيود و الممثلة للسبب الرئيسي في تسريع انتشار التشققات و منه الانكسار المفاجيء لحبل التلحيم، و لضمان الإنشاءات الميكانيكية الملحومة أثناء التشغيل يجب علينا أن نجري بعض المعالجات الحرارية المناسبة و في مختلف مراحل التصنيع. في هذا البحث أثبتنا تجريبيا أنه بإجراء معالجة إحماء إستراحة في درجة حرارة معينة و لمدة زمنية مناسبة، يمكننا التقليل من الأعراض المذكورة أعلاه و ذلك بتحسين الخصائص الميكانيكية لحبل التلحيم.

الكلمات المفاتيح: تلحيم، مرونة، قيود أثرية، معالجات حرارية، إنكسار هش

Abstract : *the soldered assemblies are the seat of elevated vestigial constraints, localized to the neighborhood of the axes of soldering cord, their presences cheek has regimental adjutant role vis-à-vis some fashion of tamping ace the corrosion under constraints, the fatigue, the brutal rupture and the increase of the temperature of transition ductile / fragile. To decrease the rate of these constraints that is the main reason of the fragile rupture of the soldering cords and to assure the security of the soldered structures, it is often necessary to do thermal treatments to different stages of the manufacture. In this invoice, we showed experimentally that a treatment of détente softening of steel to an average temperature and during one stationary time is sufficient to decrease the temperature of transition ductile/fragile and it by the improvement of the properties mechanics of the soldering cord.*

Key-Words: *Welding, resilience, vestigial constraints, thermal treatments, fragile rupture*

Résumé : Les assemblages soudés sont le siège de contraintes résiduelles élevées, localisées au voisinage des fissures du cordon de soudure, leurs présences joue un rôle majeur vis-à-vis certains mode d'endommagement telle que la corrosion sous contraintes, la fatigue, la rupture brutale et l'augmentation de la température de transition ductile/fragile. Pour diminuer le taux de ces contraintes qui sont la cause principale de la rupture fragile des cordons de soudure et pour assurer la sécurité des structures soudées, il est souvent nécessaire d'effectuer des traitements thermiques à différents stades de la fabrication. Dans ce mémoire nous avons montré expérimentalement qu'un traitement de recuit de détente à une température moyenne et pendant un temps fixe est suffisant pour diminuer la température de transition ductile/fragile et cela par l'amélioration des propriétés mécanique du cordon de soudure.

Mots-clefs : Soudage, résilience, contraintes résiduelles, rupture fragile, traitements thermiques

TABLE DES MATIERES

Introduction générale	1
Chapitre I Etude Métallurgique de soudage	
I-1. Introduction	5
I-2. Les aciers au carbone	
I-2.1. Définition	5
I-2.2. Types d'aciers	5
I-2.3. Propriétés mécaniques des matériaux	6
I-2.4. Influence des impuretés sur les caractéristiques mécaniques des aciers	11
I-2.5. Influence des gaz	12
I-3. Soudage d'acier de construction	12
I-3.1. Structure d'une soudure	12
I-3.2. Caractères généraux de l'opération de soudage	12
I-3.2.1. Aspect thermique	13
I-3.2.2. Aspect chimique	14
I-3.2.3. Aspect thermomécanique	15
I-3.2.4. Aspect constructif	16
I-3.3. Les défauts de soudure	16
I-3.3.1. Définition et différents types de défauts	16
I-3.3.2. Les conséquences de la présence des défauts	17
I-3.3.3. Détection, identification et dimensionnement des défauts	18
I-3.3.4. La nocivité des défauts	18
I-3.3.5. Evaluation de la nocivité des défauts	19
I-3.3.6. Acceptation des défauts	19
I-3.4. Contrôle des soudures	19
I-3.4.1. Contrôle avant le soudage	19
I-3.4.2. Contrôle au cours de soudage	20
I-3.4.3. Contrôle après le soudage	20
I-3.4.3.1. Contrôles destructifs	21
I-3.4.3.2. Contrôles non destructifs	21
I-3.5. Déformations et contraintes induites par le soudage	22
I-3.5.1. Contraintes résiduelles dans les assemblages soudés	22
I-3.5.2. Influences des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique d'un ensemble soudé	23
I-4. Les cycles thermiques de soudage	24
I-4.1. Notion du cycle thermique	24
I-4.2. Caractères généraux des cycles thermiques et de répartition thermique	25
I-4.2.1. Notions d'états quasi-stationnaires	25
I-4.2.2. Cycle thermique de soudage	26
I-4.2.3. Répartition thermique de soudage	28
I-4.2.4. Soudage en plusieurs passes	28

I-5. Soudabilité	30
I-6. Notion du carbone équivalent	30
Chapitre II Type de Traitements thermiques des soudures	
II-1. Introduction	33
II-2. Cycle d'un traitement thermique	33
II-3. Diagramme d'équilibre	34
II-3.1. Diagramme fer-carbone métastable	34
II-3.2. Les constituants d'équilibre des alliages fer-Carbone	34
II-4. Traitements thermiques des soudures	36
II-4.1. Objet et mise en œuvre des traitements thermiques	36
II-4.1.1. Classification selon l'objet	36
II-4.1.2. Mode de mise en œuvre	36
II-4.2. Traitement de détente	37
II-4.2.1. Objet	37
II-4.2.2. Mécanisme de la relaxation	38
II-4.2.3. Effets métallurgiques du traitement	39
II-4.2.4. Fissuration au réchauffage	40
II-4.2.5. Traitement avant ou après refroidissement	41
II-4.3. Traitement comportant une austénitisation	42
II-4.3.1 Recuit	42
II-4.3.1.1 Recuit de normalisation	42
II-4.3.1.2 Recuit complet	43
II-4.3.1.3 Recuit de régénération	43
II-4.3.1.4. Recuit d'adoucissement	43
II-4.3.2. Ttraitement intercritique	43
II-4.3.3. Trempe et revenu des assemblages soudés	44
Chapitre III Rupture fragile	
III-1. Introduction	47
III-2. Utilisation de la mécanique de la rupture en conception	48
III.2.1. Critère d'énergie	48
III.2.2. Concept d'intensité des contraintes	49
III.2.3. Propagation des fissures et concept de tolérance au dommage	51
III-3. Influence des propriétés des matériaux sur la rupture	52
III-4. Approche atomique de la rupture fragile	54
III-4.1. Concentration des contraintes près d'une fissure	57
III-4.2. Energie de Griffith	59
III-4.3. Description du champ des contraintes à l'extrémité d'une fissure à l'aide du facteur d'intensité des contraintes	62
III-4.4. Relation entre le FIC et l'énergie de Griffith	65
III-4.5. Principe de superposition en MLR	68
III-4.6. Propagation brutal des fissures - ténacité des matériaux	69

III-4.7. Etats des contraintes ou des déformations planes	71
III-4.8. Mode de rupture mixte	72
III-4.8.1. Propagation d'une fissure inclinée	73
III-4.8.2. Mode I équivalent	76
III-5. Application de la mécanique de la rupture aux structures soudées	76
III-5.1. Phénomènes de fissuration a froid dans les assemblages soudés.	77
III-5.1.1. Causes de fissuration a froid	77
III-5.1.2. Remèdes de la fissuration	78
III-6. Ecartement à froid de fissure (CTOD)	79
III-7. Intégrale J	83
III-7.1. Taux de restitution de l'énergie non linéaire	85
III-7.2. Intégrale J, paramètres d'intensité des contraintes	86
III-7.3. Méthodologie de la mesure de l'intégrale J	87
III-7.4. Relation entre l'intégrale J et le CTOD	88
III-7.5. Courbe J_R de résistance à la fissure	91
III-7.6. Rupture contrôlée par l'intégrale J	92
Chapitre IV Partie expérimentale	
IV-1. Généralités sur le soudage semi automatique	100
IV-2. Identification du métal de base	103
IV-2.1. Choix du métal de base	103
IV-2.2. Caractérisation du métal de base	103
IV-2.2.1. Analyse chimique	103
IV-2.2.2. Caractéristiques mécaniques	104
IV-3. Identification du métal d'apport	105
IV-3.1. Analyse chimique	105
IV-4. Découpage et usinage des tôles	105
IV-4.1. Soudage des toles	106
IV-4.1.1. Calcul de l'énergie équivalente de soudage	106
IV-4.2. Usinage des éprouvettes	107
IV-4.2.1. Préparation des éprouvettes de pliage	107
IV-4.2.2. Préparation des éprouvettes de résilience	108
IV-5. Recuit des éprouvettes	109
IV-6. Examens Métallographiques	110
IV-6.1. Examens Macrographiques	110
IV-6.1.1. Introduction	110
IV-6.1.2. Découpage des échantillons	110
IV-6.1.3. Polissage	110
IV-6.1.4. Attaque chimique	110
IV-6.1.5. Observations macrographies	111
IV-6.2. Examens micrographiques	112
IV-7. Essais de pliage	117
IV-7.1. Mode opératoire	117
IV-8. Essais de résilience	122
IV-8.1. But de l'essai	122
IV-8.2. Principe de l'essai	122
IV-8.3. La machine d'essai	122

IV-8.4. Exécution de l'essai	123
IV-9. Essai de microdureté	127
IV-9.1. Préparation des échantillons	127
IV-9.2. Microduromètre	127
IV-9.3. Mode opératoire	128
Chapitre V Discussion des résultats	136
Conclusion générale	142
Références bibliographiques	145
Annexes	149
Annexe A. Structure de la zone affectée thermiquement	150
Annexe B.	
B1. Procédés de soudage	151
B2. Evolution de la qualité d'une soudure	152
Annexe C. Résultats des différents essais	153

|

|

Introduction Générale

Durant la seconde moitié du 19^{ème} siècle, l'usage de l'acier et d'autres alliages métalliques se développa considérablement. Avec cet essor se multiplièrent aussi les accidents dus à l'utilisation inadéquate de ces matériaux.

En janvier 1919, un énorme réservoir de molasse, de 27 mètres de diamètre et 15 m de hauteur se déchira soudainement, répandant 7,5 millions de litres de molasse dans les rues de Boston (USA). Douze personnes trouvèrent la mort et une quarantaine furent blessées dans cet accident.

Dans les années 30 et 40, plusieurs ponts franchissant le canal Albert, en Belgique, furent victimes de ruptures fragiles. L'un d'eux s'effondra même complètement, un matin de mars 1938, par temps très froid.

En janvier 1943, un pétrolier en construction soudée, le Schenectady se brisa complètement en deux parties. Durant les dix années suivantes, plus de deux cents navires construits pour les besoins de la guerre furent plus ou moins sévèrement endommagés par des ruptures fragiles.

En 1972, une barge de 175 m de long se brisa en deux après une année de service seulement.

Bien que ces ruptures soient finalement en nombre très faible, par comparaison avec celles causées par surcharge ou instabilité, elles sont particulièrement dangereuses. En effet, elles ne peuvent que difficilement être détectées à l'avance, car elles se produisent avec peu ou pas de déformation préalable. Par ailleurs, une fois initiée, la rupture fragile se propage à une vitesse de 2000 mm/s telle que toute action corrective est impossible. La plupart de ces ruptures prirent naissance en des points de concentration de contraintes.

Les opérations de soudage d'aciers s'accompagnent de phénomènes thermique métallurgique et mécanique. Ces phénomènes induisent inévitablement des champs de contraintes internes dans le rôle peut être déterminant sur la qualité et la tenue mécanique des structures soudées. En effet, théoriquement, si le cycle thermique de soudage est uniforme dans tout le volume (échauffement et refroidissement), il ne peut y avoir ni déformation de retrait, ni contraintes résiduelles; mais ce n'est jamais le cas en soudage, en raison de l'hétérogénéité de la répartition thermique, d'où des déformations de retrait ou des contraintes résiduelles ou, le plus souvent les deux à la fois, dont l'importance peut avoir des conséquences néfastes pour la sécurité d'un ensemble soudé [7].

Parmi les facteurs qui rendent une structure soudée sensible au risque de rupture fragile on note entre autre le niveau des contraintes auxquelles est soumis le métal. Les contraintes résiduelles du soudage, qui sont très souvent multidirectionnelles, viennent s'additionner aux contraintes de service et favorisent l'apparition des fissures qui peuvent conduire à une rupture fragile. Notons que, lorsqu'un élément de soudure est soumis à des contraintes multidirectionnelles il ne peut se déformer plastiquement, dans ce cas, si la rupture se produit, elle a lieu brutalement par décohesion (rupture fragile) [7]. Il est donc très important, à chaque fois que cela est possible, de diminuer au maximum l'importance des contraintes résiduelles.

Dans certain cas, il est jugé préférable ou nécessaire d'intervenir par un traitement thermique après soudage dont l'objet principal peut être d'améliorer ou d'obtenir des propriétés jugées importantes vis-à-vis des conditions de service ou d'éliminer partiellement les contraintes résiduelles. Ces interventions thermiques ne doivent être pratiqués qu'après une étude sérieuse, car une opération de traitement thermique non justifiée peut apporter plus d'inconvénients que d'avantages.

Mais en définitive, connaît-on bien les effets du traitement thermique sur les zones affectées par le soudage ? Le bilan de la réduction des contraintes résiduelles par rapport aux caractéristiques mécaniques des soudures, est il favorable ? L'expérience montre que bien des événements fâcheux après soudage telle que la rupture fragile des cordons au niveau de la ZAT, sont évités par un traitement thermique. Mais quel traitement thermique ? Et qu'est ce qui témoigne de son bien-fondé ?

Pour répondre à ces légitimes questions, et pour caractériser l'évolution du mécanisme de rupture après un traitement thermique, notre travail d'où l'acier ordinaire TQ46 qui correspond à l'acier E36 est étudié, il est structuré de la façon suivante :

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique relative à la métallurgie de soudage, suivie d'une analyse des quatre principales conséquences mécaniques de transformation lors de l'opération de soudage.

Le deuxième chapitre présente les différents traitements thermiques, en particulier celui appliqué au soudage pour conclure à un choix précis et judicieux du traitement thermique effectué.

Le troisième chapitre traite le problème de la rupture fragile sous un aspect purement théorique on utilisons la mécanique linéaire et non linéaire de la rupture

Le quatrième chapitre concerne l'étude expérimentale, dans lequel le procédé de soudage, les différentes méthodes de préparation des éprouvettes pour réaliser les différents essais mécaniques, pliage, microdureté et résilience, le traitement thermique des échantillons et enfin l'exécution des essais qui nous permis de voir

de pris l'influence du traitement choisi sur les caractéristiques mécaniques du cordon de soudure.

Le cinquième et dernier chapitre est consacré à la discussion des résultats obtenus pour les différents essais effectués sous différentes conditions.

I-1. Introduction

Le soudage est un processus qui consiste à assembler deux pièces métalliques pour les rendre solidaires l'une à l'autre, et cela en les rapprochant et en réchauffant l'endroit de leur contact jusqu'à l'état de fusion avec ou sans métal d'apport, cette opération est caractérisée par trois aspects ; thermique, chimique, et thermomécanique.

L'intérêt de la connaissance métallurgique de l'opération de soudage est de permettre l'interprétation aussi quantitative que possible des phénomènes métallurgiques que cette opération engendre, et par suite de prévoir ces phénomènes pour en tenir compte dans le choix du métal de base, des procédés et des modes opératoires.

I-2. Les aciers au carbone

I-2.1. Définition

Les aciers sont des alliages à base de fer qui titrent de moins de 2 % de carbone, contrairement aux fontes qui en contiennent plus de 2 %.

Rappelons que la structure du fer change avec la température. A 20°C, la structure est cubique centrée CC(fer α) à partir de 912°C apparaît la forme cubique à faces centrées CFC (fer γ). Cette forme est stable jusqu'à 1394°C où le fer redevient cubique centré (fer δ) jusqu'à la fusion à 1538°C.

Les atomes de carbone peuvent entrer dans les espaces libres entre les atomes du fer CFC.

La solubilité varie avec la température. La solution solide de carbone dans le (fer γ) s'appelle austénite. Celle formée dans le (fer α) s'appelle ferrite. Rappelons que le carbone est très peu soluble dans le fer α .

Du fait des variations de solubilité du carbone, ce dernier est mis en solution dans le fer γ , puis il se trouve rejeté sous forme de précipités de Fe₃C, ou cémentite lors du refroidissement. L'alliage Fe₃C est durci par ces carbures. Cette précipitation dépend de la température et du temps. Le diagramme d'équilibre présente deux domaines, (fer α + fer γ) et (fer γ + cémentite) qui ont en commun un point correspondant à 727°C et 0,77 % de C (en poids); un tel alliage subit à 727°C une transformation eutectoïde



Les grains de ferrite et cémentite qui se forment sont petits et étroitement liés; ils constituent un agrégat eutectoïde appelé *perlite*.

Les conditions dans lesquelles l'austénite se transforme en ferrite sont très importantes pour l'obtention des caractéristiques mécaniques des alliages :

- à 727 °C, si la teneur de l'alliage Fe₃C est inférieure à 0,77 %, l'austénite qui reste se transforme en perlite.

- à 20°C, l'alliage est constitué de ferrite et de perlite, ses propriétés sont intermédiaires entre la faible résistance due aux gros grains de ferrite et la résistance plus élevée de la perlite.

Si la teneur est supérieure à 0,77 % de C, l'alliage à température ambiante est constitué de ferrite et de cémentite et éventuellement de perlite et de graphite, ses propriétés sont celles de la perlite fragilisée par les carbures.

Lors du refroidissement dans des conditions industrielles, qui sont hors équilibre, car le refroidissement est trop rapide, le déroulement de ces transformations est perturbé et peut même être impossible. On utilise alors un diagramme de refroidissement ou de transformation en continu (diagrammes dits TRC) qui décrit les transformations effectuées dans ces conditions.

L'austénite peut se transformer en un mélange de petits grains de ferrite et de cémentite (*la bainite*).

Il existe un domaine, au dessus de 310°C pour l'acier, dans lequel l'austénite se transforme en fer α dont la structure est déformée par les atomes de carbone n'ayant pas eu le temps de précipiter sous forme de carbures *la martensite*.

Elle donne à l'alliage sa dureté mais peut, si C>0,1%, provoquer une fragilisation de l'acier. Un revenu redonne une certaine ductilité en faisant précipiter le carbone. Les éléments d'alliage modifient les conditions d'équilibre et les états d'équilibre [2]. En effet, ils peuvent modifier la température d'apparition de la perlite et l'on distingue :

- les éléments gammagènes qui abaissent cette température (Ni, Mg)
- les éléments alphasgènes qui l'élèvent (Cr, Si, W, Ti, Mo)
- ils peuvent aussi modifier la composition de la perlite par formation de carbures en se substituant à une partie de fer de la cémentite (Mn, Cr, Mo) ou en formant leurs propres carbures (Ti, Nb, V) ou des carbures dans lesquels le fer peut partiellement se substituer à ces composants (Cr, Mo, W).

I-2.2. Types d'aciers

Les aciers ont été classés en fonction de deux critères; la composition et le niveau de qualité. Ainsi on distingue les aciers non alliés (<1% d'alliage), peu alliés (teneur de chaque élément d'alliage < 5 %) ou très alliés ≥ 5 %. Sont en fonction de la garantie donnée aux propriétés d'usage, les aciers de base, de qualité ou les aciers spéciaux. Ces derniers sont placés dans trois familles :

- les aciers de construction mécanique (peu ou non alliés)
- les aciers à outils (peu ou très alliés)
- les aciers inoxydables.

I-2.3. Propriétés mécaniques des matériaux

Le BE (bureau d'étude) de mécanique est confronté au problème du choix des matériaux dans le respect des contraintes imposées par le cahier des charges.

L'objectif de ces pages est de faciliter ce choix et les calculs de prédétermination pour les matériaux courants en donnant les caractéristiques physiques et mécaniques (E, ν , Re, A%).

Le comportement d'un métal est fonction des forces extérieures appliquées et traduit les évolutions de la cohésion de l'édifice cristallin. Pour les métaux, les forces qui assurent cette cohésion résultent de l'ionisation des atomes du métal qui perdent des électrons de valence et circulent entre les ions [1].

Les propriétés mécaniques dépendent de la température d'utilisation, de l'état de surface, des conditions d'application des efforts, et de la vitesse de

déformation. Elles sont déterminées, avec un certain intervalle de précision, au moyen d'essais normalisés.

I-2.3.1. Propriétés d'usage

Elles peuvent être séparées en deux catégories :

- celles qui font l'objet d'une garantie :

R_m, Re, A, à 20°C, ou la limite élastique à chaud R_p^t, la résilience à température donnée Kc.

- celles données à titre indicatif :

- Résistance au fluage (allongement donné, de 0,5 ou 1% à température donnée, en un temps donné : 10000 ou 100000 heures).
- Résistance à la fatigue (limite d'endurance dépendant de nombreux facteurs pour 10⁷ cycles pour les aciers).

Les mesures sont effectuées sur des éprouvettes normalisées prélevées dans les matériaux à tester. Les conditions de prélèvement et d'essais sont définies par les normes.

I-2.3.2. Essai de Traction

Il consiste à imposer un allongement à une éprouvette de section initiale S₀ et de longueur utile L₀. La courbe type obtenue pour un matériau ductile est la suivante (fig.I.1).

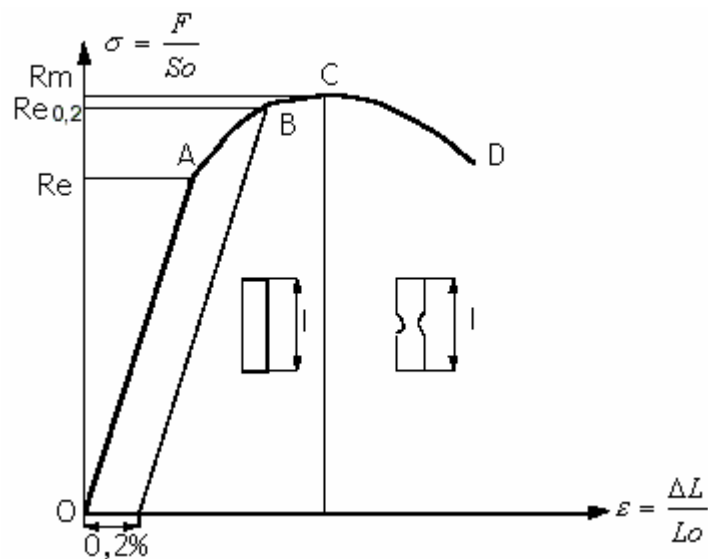


Figure I.1 : Courbe type de l'essai de traction (D'après [10])

La droite OA correspond à la déformation élastique réversible.

La courbe AC est le domaine de déformation plastique homogène, si on supprime la force de traction, il y a un retour élastique suivant une parallèle à OA et il reste une déformation permanente.

Pour CD, la force nécessaire pour déformer le matériau diminue alors que l'allongement continu d'augmenter, cette instabilité est appelé instabilité plastique. La striction apparaît ; et en D la rupture de l'éprouvette se produit.

I-2.3.3. Caractéristiques mécaniques

• **Résistance à la limite élastique R_e** : est la limite de proportionnalité, elle est bien marquée pour les matériaux ductiles. elle correspond au seuil d'écoulement plastique.

$$R_e = \frac{F_e}{S_0} \quad [\text{N/mm}^2]$$

R_e est atteinte quand on observe la première chute de l'effort lors de l'essai. En l'absence de ce phénomène, quand OA n'est pas rectiligne, on doit utiliser la limite conventionnelle d'élasticité.

• **Résistance à la rupture R_m** : est la résistance limite à la traction. Cette valeur est utilisée pour estimer la limite d'endurance à la fatigue (Fig.I.1).

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad [\text{N/mm}^2]$$

• **Résistance à la limite élastique à 0,2% $R_{e0,2}$** : qui correspond à un allongement plastique de 0,2 %. Les aciers austénitiques ont une limite élastique plus faible qui conduit en pratique à utiliser $R_{e0,2}$.

Dans le cas des aciers ferritiques recuits, les interactions carbone-dislocations peuvent induire une anomalie de limite d'élasticité (fig.I.2).

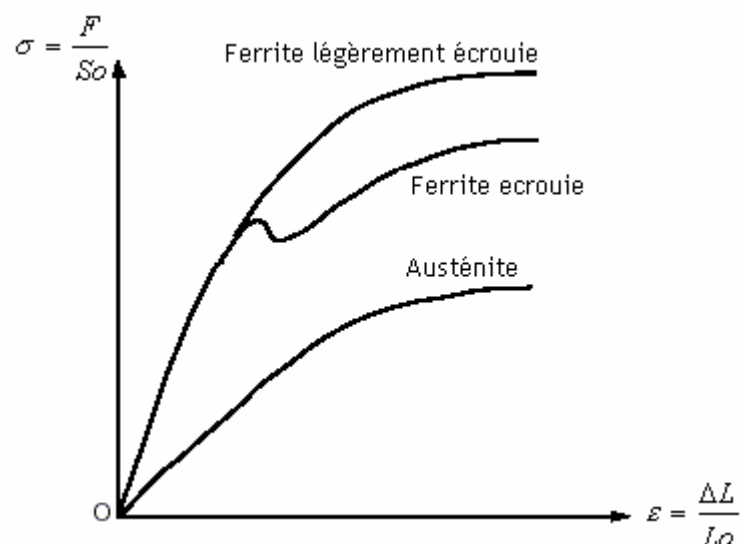


Figure.I.2 : Courbe de traction avant striction pour des aciers inoxydables (d'après [10])

I-2.3.4. Courbe réelle ou rationnelle

Dans la réalité, la section varie à chaque instant et s'éloigne de sa valeur initiale il en va de même pour l'allongement relatif réel.

On peut tracer la courbe de traction vraie, ou rationnelle, qui utilise les sections et déformations réelles à chaque instant et met en évidence le durcissement du matériau (écrouissage) au cours de la déformation plastique (fig.I.3).

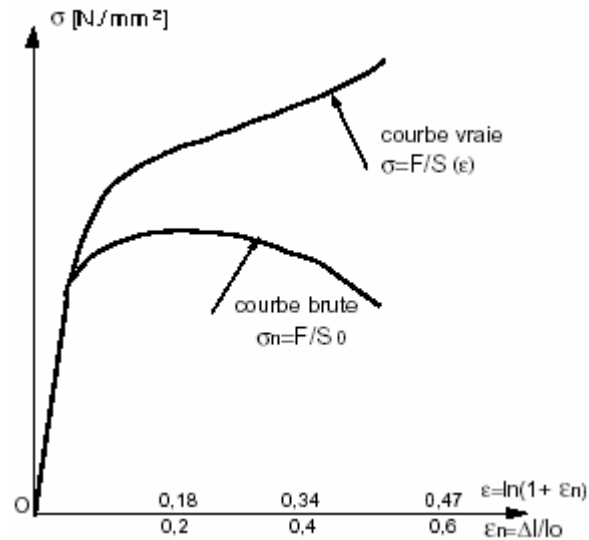


Figure.I.3 : Courbe de traction vraie et rationnelle (d'après [5])

I-2.3.5. Palier de limite élastique

La courbe brute de certains matériaux tels le polycarbonate ou l'acier doux recuit montrent à la fin du domaine élastique une chute des contraintes suivie d'un palier qui correspond à une déformation plastique locale qui se propage sous effort constant (Fig.I.4).

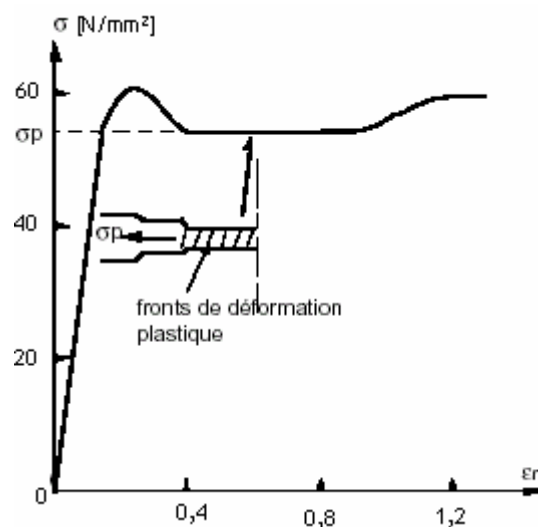


Figure.I.4 : Courbe de traction brute du polycarbonate à 20°C (d'après [5])

I-2.3.6. Influence de la température sur Re et Rm

Les définitions de Re ou Rm sont conventionnelles car elles dépendent de la section initiale de l'éprouvette (surtout Rm), de la qualité de l'extensomètre (Re), de la vitesse de mise en charge et de la température d'essai: ce ne sont pas des contraintes vraies (Fig. I.5).

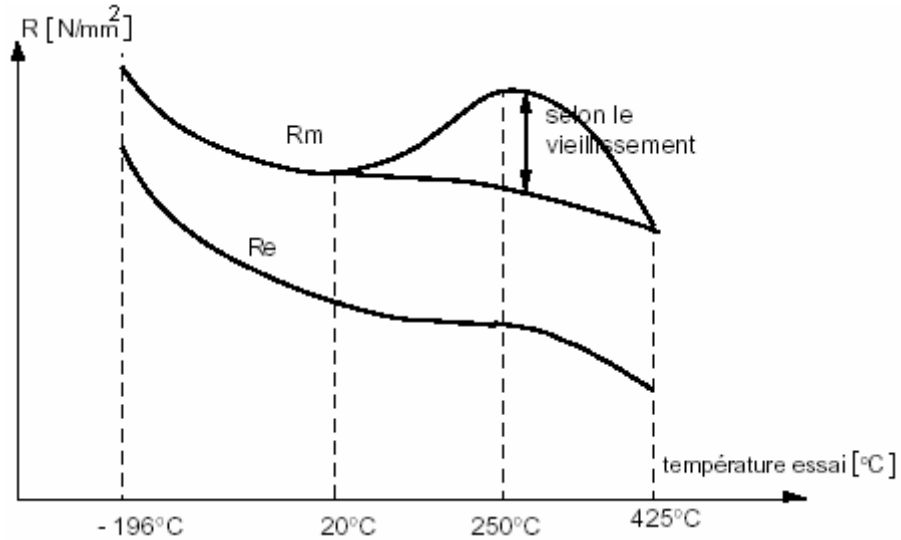


Figure I.5 : Evolution de Re et Rm pour un acier en fonction de la température selon l'essai de traction (d'après [5])

I-2.3.7. Effet de masse

Pour les aciers traités, un effet de masse apparaît. Il se traduit par une diminution des caractéristiques de la surface vers le coeur quand la taille des pièces augmente. Le tableau 1, donne les caractéristiques de deux types d'aciers ayant une trempabilité respective moyenne et forte.

Dimension du barreau traité (en mm)	35 CD4			35 NCD16		
	Re [daN/mm ²]	Rm [daN/mm ²]	A [%]	Re [daN/mm ²]	Rm [daN/mm ²]	A [%]
d<16	80	110	11	105	135	9
16<d<40	68	100	12	105	105	9
40<d<100	57	87	14	95	95	10

Tableau 1 : Influence de la masse sur les caractéristiques des aciers (d'après [5])

I-2.4. Influence des impuretés sur les caractéristiques mécaniques des aciers

• Influence du Manganèse

Le manganèse est un impureté désoxydant dans les aciers, sa teneur ne dépasse pas 0.8 % il forme avec le carbone le carbure de manganèse (Mn_3C) plus stable que (Fe_3C), le manganèse augmente la résistance à la rupture.

• Influence du Silicium

Le silicium désoxyde aussi l'acier sa teneur ne dépasse pas 0.4 %. Le silicium se dissout dans la ferrite et augmente la résistance à la rupture ainsi que la limite élastique, mais il diminue la plasticité.

• Influence du soufre

Le soufre dans les aciers est une impureté néfaste. Il forme avec le fer une combinaison chimique (FeS) insoluble dans le fer. (FeS) forme avec le fer eutectique facilement fusible à 988°C. Dans ce cas ne nous pouvons pas utiliser la déformation à chaud. La teneur en soufre dans les aciers ne doit pas dépasser 0.035 %.

• Influence du phosphore

Le phosphore est une impureté soluble dans le fer α et γ . Si sa teneur est assez grande, elle forme le phosphure de fer Fe_3P . Il augmente la limite élastique et la charge de rupture, tout en diminuant considérablement la plasticité. Sa teneur ne doit pas dépasser 0.045 %.

I-2.5. Influence des gaz

• Influence de l'hydrogène

L'hydrogène se dissout dans les aciers généralement sous forme atomique, il exerce une forte action fragilisante sur l'acier, la teneur en hydrogène ne doit pas dépasser 0.001 %.

• Influence de l'oxygène

L'oxygène est une impureté qui forme les oxydes avec le Mn, Si, Fe, Al, ... etc. ces dernières en se concentrant aux joints de grains, augmentant la dureté et la fragilité. C'est pourquoi la teneur en oxygène doit être diminuée pendant la production des aciers.

• Influence de l'azote

L'azote forme aussi avec le fer et les autres éléments des inclusions non métalliques comme Fe_2N et Fe_4N ...etc. L'azote augmente la résistance à la

rupture, la limite élastique, et aussi la résilience. Donc il faut introduire spécialement de l'azote dans les aciers.

I-3. Soudage d'acier de construction

Qui dit soudure dit fusion ou chauffage intense des bords à assembler; il faut toujours considérer dans toute application des divers procédés de Soudage :

- Que le métal à unir va obligatoirement passer par un cycle thermique déterminé dont les conséquences peuvent entraîner diminution ou un changement de ses propriétés initiales.
- Que la zone de métal fondu ou chauffé peut comporter des imperfections ou des solutions de continuité (Le cordon de soudure doit assurer la continuité de la matière dans ses caractéristiques mécaniques et métallurgiques.
- Que tout doit être mis en œuvre pour atténuer, éviter ou faire disparaître les défauts qui pourraient se produire afin que la soudure ne soit jamais, une fois mise en service, douteuse ou sujette à caution.
- Que pour obtenir ce résultat il peut être nécessaire, et qu'il est toujours utile, de vérifier et de contrôler les soudures par les moyens appropriés ou des essais de tout nature.

On comprend alors qu'il soit nécessaire pour le technicien, et même pour le soudeur, d'acquiescer les notions générales sur tous ces points et de connaître en détail les règles qui président à la mise en œuvre des divers procédés de soudage.

Dans les pages qui suivent, on trouvera donc, sous une forme aussi concise que possible, ces notions, et ces règles établies seulement en ce qui concerne la soudure par le procédé MIG; procédé qui fait l'objet principal de cette étude [11].

I-3.1. Structure d'une soudure

L'opération de soudage est assimilable à une opération locale d'élaboration métallurgique. L'effet local du cycle thermique (fusion des métaux de base et d'apport) provoque une modification de la structure cristalline qui dépend à la fois de la composition chimique (pourcentage de carbone, de chrome, de silicium,...) et de la vitesse de refroidissement, la soudure ainsi réalisée comporte plusieurs zones (Fig. I.6) [7].

- La zone du métal de base :

Le métal n'a pas été porté à une température suffisante pour subir une quelconque transformation de structure. L'opération de soudage n'a aucune conséquence métallurgique sur cette zone.

- La zone affectée thermiquement :

ZAT, ($T^{\circ} > A_{c3}$) se trouve en bordure de la zone fondue, sur une largeur plus ou moins importante, la ZAT a été soumise à l'élévation de température sans être portée à fusion, la vitesse de refroidissement conditionne la structure cristalline de cette zone.

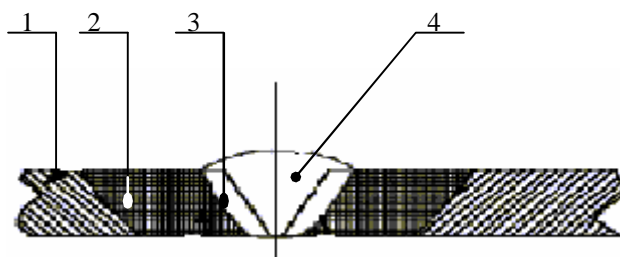
- Zones fondues :

- La zone de liaison :

Partie du métal de base participant à la réalisation du joint. Son volume détermine le taux de dilution.

- La zone fondue :

Zone de remplissage dont la section dépend directement de la nature du chanfrein et de l'épaisseur à souder.



1- Métal de base; 2- Zone affectée thermiquement;
3- Zone de liaison; 4- Zone de remplissage

Figure I.6 : Structure d'une soudure

I-3.2. Caractères généraux de l'opération de soudage

Pour présenter les caractères généraux de l'opération de soudage, il faut en examiner trois aspects, à savoir :

- l'aspect thermique.
- l'aspect chimique.
- l'aspect thermomécanique.

Mais il ne faut pas perdre de vue le fait que l'objet d'une soudure est de réunir les éléments d'une construction. La continuité ainsi établie confère à la construction soudée un caractère particulier sur lequel il convient aussi de s'arrêter.

I- 3.2.1. Aspect thermique

La grande majorité des procédés de soudage est caractérisée par l'intervention d'une source de chaleur le plus souvent en mouvement parfois immobile (par exemple le soudage par points), dont la nature et la puissance spécifique qu'elle peut atteindre déterminent les possibilités pratique d'utilisation. Une intéressante représentation comparative de ces possibilités appelée « tache de chauffe », dont l'étendue rend compte pour les puissances mises en jeu dans l'emploi des diverses sources de chaleur, de la plus ou moins grande concentration qui caractérise ces sources.

Quoiqu'il en soit, la localisation qui caractérise l'ensemble des procédés des soudage et dont résultent à des degrés divers, les conséquences suivantes :

a) Le soudage comporte, là où il intervient, des échauffements rapides, dans de nombreux cas plus rapides que ceux qui correspondent à l'état d'équilibre en phase solide des alliages concernés. Si on veut prévoir ou interpréter l'effet métallurgique de soudage il est donc nécessaire de tenir compte de la vitesse d'échauffement, en particulier lorsqu'on cherche à simuler le cycle thermique de soudage pour reproduire les structures qui en résultent.

b) L'effet d'un échauffement rapide est accusé par la brièveté du séjour à la température maximale, température qui avoisine la température de fusion. Il en résulte que du point de vue métallurgique une certaine compensation intervient entre l'élévation de la température atteinte, d'une part, et la brièveté du séjour à cette température, d'autre part. Ainsi s'explique, à composition chimique identique, la différence que l'on peut constater entre les structures caractéristiques de soudures obtenues par des procédés de soudage différents, selon la brièveté relative du séjour à haute température qui les caractérise. Cet effet de compensation peut aussi être en phase liquide par exemple à propos des pertes par volatilisation dans la zone fondue.

c) Enfin, le gradient de température qui résulte de la localisation de l'échauffement entraîne une vitesse de refroidissement en générale élevée, elle même fonction, pour chaque matériau, non seulement du procédé de soudage utilisé, mais aussi du mode opératoire pour l'application de ce procédé.

En conclusion, pour les raisons exposées ci-dessous, toute analyse métallurgique des effets de l'opération de soudage doit être précédée et éclairée par une étude thermique approfondie de cette opération [10].

I-3.2.2. Aspect chimique

C'est à juste titre que, aux différences près dues à la brièveté de l'opération de soudage, à tout le moins le soudage par fusion, a pu être comparé à une opération d'élaboration, en raison de l'évolution qui se produit dans la composition chimique du métal fondu. On peut citer les causes d'évolution de la composition chimique du métal fondu soit par le comportement de ses éléments constitutifs soit au contact du milieu qui l'environne (gazeux ou liquide) soit encore en présence du milieu solide constitué par le métal de base lui même.

a) Au niveau du métal fondu proprement dit et de ses éléments constitutifs, la température élevée atteinte durant l'opération peut être à l'origine d'une perte en éléments par volatilisation, perte qui doit être compensée par les additions ou par un mode opératoire approprié. D'autre part, durant le séjour à l'état liquide, des réactions chimiques sont susceptibles de se produire entre éléments présents, qu'ils proviennent du métal de base lui même ou du métal d'apport mis en œuvre. De telles réactions se traduisent par une évolution des propriétés, mécaniques ou autres et éventuellement par une altération de la compacité, s'il y a formation de composés insolubles ou dégagement de gaz.

b) Dans le même temps le métal fondu est susceptible d'être chimiquement influencé par le milieu gazeux qui l'entoure, si un tel milieu existe. C'est bien, à l'origine, le souci de protéger le métal fondu contre l'action néfaste de l'oxygène et de l'azote de l'air qui a conduit à l'élaboration des enrobages et des flux, qui produisent un laitier liquide qui sépare le métal fondu de l'atmosphère, puis à l'utilisation de gaz complètement protecteurs tels que l'argon, ou partiellement protecteurs, tels que l'anhydride carbonique ou les mélanges de ce gaz avec de l'argon.

En fait, les gaz énumérés ci-dessus ne sont les seuls à intervenir, et nous aurons en particulier à examiner, à d'autres points de vue, le rôle de l'hydrogène dans le soudage de l'acier ou d'autres alliages.

c) La recherche d'une protection de bain de fusion contre l'atmosphère environnante, ainsi que d'un moyen d'y incorporer des éléments susceptibles d'intervenir, a conduit à la mise au point, des enrobages d'électrodes et des flux qui, au moment de la fusion produisent une phase liquide nommée laitier qui réagit au contact du bain de fusion et en fait évoluer la composition. Il y a donc bien élaboration, mais comme on l'a dit, il s'agit d'une opération rapide, hors des conditions normales d'équilibre.

d) Enfin, on a déjà mentionné le fait qu'au contact du métal de base solide qui lui sert de support, une proportion plus ou moins importante de métal de base s'incorpore, par sa propre fusion, au métal fondu. Ainsi se trouve définie la dilution, dont la valeur dépend d'une part du procédé de soudage, par la pénétration qui lui est propre, d'autre part, pour chaque procédé, du mode opératoire.

I-3.2.3. Aspect thermomécanique

Le caractère localisé de l'opération de soudage et le passage par l'état fondu suivi d'une solidification font intervenir deux comportements physiques importants à savoir le retrait à la solidification et la dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes au niveau des joints soudés.

La prévention des déformations globales provoquées par le soudage et qui sont associées au retrait à la solidification et au refroidissement, pose des problèmes technologiques, mais il faut noter que tout empêchement à la déformation se traduit par la naissance de contraintes résiduelles supplémentaires. Les remèdes à la déformation sont donc, chaque fois que cela est possible, à rechercher dans un mode opératoire qui en réduit l'amplitude, plutôt que dans un effet de bridage des pièces à assembler.

Quant aux contraintes résiduelles, qui naissent au niveau des zones localement déformées à chaud, c'est-à-dire plastiquement, elles s'établissent au cours de refroidissement, affectent un métal redevenu élastique, ce qui leur assigne une valeur maximale égale à la limite d'élasticité de ce métal. D'autre part, mais ceci ne concerne que certains aciers particulièrement trempant, il y a lieu de tenir compte des contraintes associées à la déformation martensitique [10].

I-3.2.4. Aspect constructif

La question qui est posée ici, dans le cadre des caractères généraux du soudage, est de savoir si la continuité établie par les joints soudés entre les éléments assemblés pour constituer une construction implique une exigence particulière à l'égard du métal de base, indépendamment de celles qui résultent des effets métallurgiques et thermomécaniques directs du soudage.

En effet, la continuité assurée par les soudures confère à la construction un caractère monolithique qui n'est pas sans risque ; on comprend aisément que, si en un point quelconque de la construction et pour une cause qui n'est pas forcément associée à la qualité des soudures, une rupture s'amorce, aucune discontinuité n'est susceptible de l'arrêter dans sa propagation, si le métal de base ou les soudures elles-mêmes ne s'y opposent pas. Il suffit, pour illustrer ce propos, d'évoquer les ruptures spectaculaires qui ont affecté dans le passé des constructions soudées telles que navires ou ponts et l'usage qui a été fait de lignes de rivets pour créer des obstacles à une telle propagation (appelés à l'époque « crack arrestors »).

I-3.3. Les défauts de soudure

I-3.3.1. Définition et différents types de défauts

Une discontinuité géométrique, par les conséquences qu'elle entraîne naturellement, par exemple sur la répartition des contraintes peut, au sens direct, être considérée comme un défaut puisqu'elle provoque une situation inhabituelle par rapport à celle rencontrée, partout ailleurs, dans l'objet considéré mais alors, tout cordon de soudure, y compris le cordon bout à bout, constitue un défaut. En conséquence une définition possible de ce qu'on entend par défaut pourrait être « Accident géométrique autre que ceux inhérents aux cordons de soudure proprement dits ».

On rencontre donc, entrant dans cette définition, toutes les entailles inhabituelles présentées par le cordon de soudure et son voisinage immédiat. On citera, en se référant par exemple à la classification suivante :

- les fissures.
- les cavités.
- les inclusions solides.
- les manques de fusion et de pénétration.
- les défauts de forme.
- les autres défauts.

Donnons rapidement quelques précisions.

Les fissures sont des ruptures qui sont provoquées en générale au cours de refroidissement, par des contraintes exercées sur les structures au cours de solidification ou de refroidissement, éventuellement fragilisées, notamment par la présence d'hydrogène.

L'orientation de la localisation des fissures dépend de leur origine. Elles entrent toutefois, d'une manière systématique dans la famille des défauts plans c'est-à-dire des défauts dont l'une des dimensions est très petite devant les deux autres et dont le pourtour constitue, par conséquent, une entaille particulièrement aigüe.

Les cavités, appartiennent à la famille des défauts volumiques et peuvent résulter de mécanismes différents. On distinguera :

- Les retassures dues au retrait de métal fondu lors de la solidification que l'on trouvera préférentiellement dans les cratères de fin de cordon.
- Les soufflures formées par des gaz emprisonnés lors de la solidification, qui se présente sous la forme des bulles.
- Les inclusions solides constituées de particules de laitier ou d'oxydes.

Les manques de fusion ou collages résultent d'une absence de liaison entre le métal fondu et le métal de base tandis que les manques de pénétration représentent l'absence de fusion des bords à souder lors de la première passe. Ces défauts sont également des défauts plans.

Les défauts de forme sont particulièrement nombreux et on citera, sans y insister :

- Les surépaisseurs excessives et les effondrements
- Les défauts d'alignement
- Les caniveaux.

Enfin, on rencontre d'autres défauts tels que les coups de meule, les morsures d'arc les coups de burin,...etc. dont l'acuité est variable [6].

I-3.3.2. Les conséquences de la présence des défauts

La conséquence première de la présence de ces accidents géométriques inattendus est de provoquer une élévation locale de contrainte dont l'importance va, bien entendu, dépendre de l'acuité du défaut. On peut commodément appliquer la notion de coefficient de concentration de contrainte [ccc] aux défauts volumiques pouvant atteindre 1,66 et il est facile de calculer un [ccc] pour une soufflure, et pour une inclusion. Ces résultats ne prêtent pas à conséquence particulière dans l'esprit de soudure qui est habitué à des valeurs de [ccc] de cet ordre de grandeurs dans des zones naturelles des cordons (pied de cordon ou racine) voire même de fait de la géométrie globale de l'assemblage.

D'autre part si le [ccc] est très élevé son emploi pour le calcul du champ de contrainte local n'est plus valide si l'acuité de l'entaille, augmente considérablement. D'autre part, le champ de contrainte devient intrinsèquement triaxé favorisant l'amorçage d'une rupture fragile. Cette dernière constatation est corroborée par de nombreux exemples de ruptures fragiles amorcées sur les entailles aiguës.

Ces constatations et les réflexions qui en découlent, ont servi de base à la rédaction des spécifications d'acceptation de défauts que nous qualifierons de traditionnelles. La première conclusion, évidente, consiste à rejeter a priori tout défaut plan. Par ailleurs, on recommande de ne pas tolérer trop de défauts volumiques. Dans ce dernier cas, on se base sur les avertissements suivants :

- une trop grande quantité de défauts volumiques peut affaiblir la résistance de la soudure, au point de la section de métal restante devient insuffisante pour transmettre l'effort.
- une très grande quantité de défauts volumiques peut constituer un gêne lors de la mise en œuvre des méthodes de contrôle, empêchant ainsi la détection des défauts plans
- une trop grande quantité de défauts volumiques est le reflet d'une quantité d'exécution douteuse.

Avant d'aller plus avant dans le commentaire à propos du bien fondé, de l'efficacité et de la rigueur de ces spécifications il y a lieu de donner quelques informations générales sur les méthodes de contrôle non destructif appliquées aux assemblages soudés [6].

I-3.3.3. Détection, identification et dimensionnement des défauts

Il faut citer en tout lieu l'examen visuel simple ou avec l'aide de techniques de mise en œuvre se révèle indispensable et suffisant pour la détection des défauts débouchant, sans toutefois permettre l'évaluation de leur profondeur.

Les rayonnements ionisants et les ultrasons constituent deux outils essentiels pour le contrôle des soudures. Le principe de ces techniques d'examen ne sera pas décrit si ce n'est pour rappeler que, d'une manière très générale, les rayonnements permettent d'obtenir directement des images des soudures tandis que les ultrasons permettent d'obtenir des signaux et informations qui nécessitent une interprétation ou un traitement pour aboutir éventuellement à une image de la soudure et des défauts qu'elle comporte. Si les deux types d'examens comportent a priori leurs propre possibilité de détection des défauts, il faut bien reconnaître que les ultrasons constituent un outil de base extraordinairement riche en ce qui concerne l'identification, la localisation et le dimensionnement des défauts.

L'idée vient alors de tenter une approche plus précise où les défauts parfaitement recensés, localisés et dimensionnés, seraient acceptés en toute connaissance de cause, pour qu'en définitive une construction soit juste assez mais suffisamment bonne pour assurer le service que l'on attend d'elle.

La conséquence directe de la mise en pratique de ce concept est l'appréciation de la nocivité des défauts par le biais de la mécanique de la rupture. Il y a lieu de souligner au passage que la mécanique de la rupture permet de résoudre le problème de la description du champ de contrainte à l'extrémité d'un défaut aigu lorsque le ccc n'est pas défini [6].

I-3.3.4. La Nocivité des défauts

La nocivité des défauts appelée également signification des défauts par une traduction littérale mais imparfaite de «significance of defects» consiste à s'assurer qu'aucune rupture brutale (fragile ou non fragile) n'est susceptible de s'amorcer à partir d'un défaut et tout particulièrement un défaut plan [7].

Pour ce faire, on a recours à la mécanique de la rupture que l'on applique au cas particulier des assemblages soudés. La présence des soudures perturbe ou complique le calcul puisque l'on doit alors prendre en compte les perturbations de contrainte apportées par la géométrie de l'assemblage et intégrer également les contraintes résiduelles de soudage. Comme il n'est en générale pas possible sauf en mettant en œuvre des moyens de calcul sophistiqué, d'arriver à une évaluation exacte, on utilise alors des solutions approchées par excès qui mènent à des résultats sécurisants. Un autre niveau de sécurité est d'ailleurs apporté quelquefois par les courbes de calcul qui, établies à partir de la comparaison de résultats d'essais sur éprouvettes, conduisent à la détermination non pas de dimensions critiques mais de dimensions admissibles plus petites que les dimensions critiques.

Quoi qu'il en soit, il est possible de définir, par la mécanique de la rupture des défauts admissibles, en retrait par rapport aux défauts critiques, qui constitueront les nouvelles limites pour l'acceptation des défauts réels. Les défauts plans deviennent donc tolérables, alors qu'auparavant ils étaient irrémédiablement rejetés [6].

En cas de sollicitation par fatigue il faut introduire une phase complémentaire. En effet, le défaut admissible est celui qui est présent lors du dernier cycle de sollicitation mais le calcul du défaut initial admissible doit être effectué en prenant en compte son évolution par fatigue au cours de la vie de l'ouvrage. Durant cette estimation, la phase d'amorçage d'une fissure de fatigue à partir du défaut d'origine est négligée à la fois parce qu'elle est faible et parce que son calcul est laborieux. L'évolution du défaut est donc calculée uniquement en propagation.

I-3.3.5. Evaluation de la nocivité des défauts

Lorsqu'un défaut est détecté dans un assemblage soudé trois attitudes peuvent être envisagés :

- Le conserver en état en continuant à utiliser le matériel.
- Le réparer, sachant qu'une réparation peut être l'origine d'un autre défaut encore plus sévère.
- Remplacer la partie défectueuse.

Pour prendre une décision, il existe différentes méthodes d'analyse de nocivité basées sur les méthodes développées pour les structures homogènes et adaptées aux assemblages soudés.

I-3.3.6. Acceptation des défauts

La construction soudée se trouve actuellement à la croisée des chemins en ce qui concerne l'acceptation des défauts. D'un côté les spécifications traditionnelles, très conservatrices et a priori coûteuses puisque rendant nécessaires de nombreuses répartitions conduisent également à l'obtention des zones à caractéristiques mécaniques réduites dans les quelles on a en générale des champs de contraintes résiduelles maximales. D'autre part la mécanique de la rupture permet de tolérer des défauts beaucoup plus importants en étendue et en gravité mais qui nécessitent des essais complémentaires de mise en œuvre souvent délicate et dont l'interprétation n'est pas toujours rigoureuse [6].

I-3.4. Contrôle des soudures

Une soudure doit pouvoir résister aux sollicitations auxquelles elle a été calculée dans les conditions de service prévues. Cela suppose qu'elle est exempte de défauts graves, qui rendraient la structure dont elle fait partie, impropre à l'usage pour le qu'elle est destinée. La réalisation d'une telle soudure, demande différentes sortes de contrôles, avant, pendant et après l'opération de soudage [7].

I-3.4.1. Contrôle avant le soudage

Le contrôle avant le soudage a pour but de prévenir des défauts, il portera sur :

- la qualité du métal.
- la préparation des pièces à soudées.
- les traitements thermiques.
- le matériel de soudage.
- la qualification de soudeur

I-3.4.2. Contrôle au cours de soudage

Il a pour but de s'assurer que les règles d'une bonne exécution du joint sont bien respectées et il portera sur :

- la nature et la dimension du métal d'apport
- le réglage de l'appareil de soudage
- l'état du joint réalisé
- la disposition des passes nombre et sens de réalisation
- les déformations
- le maintien en température

I-3.4.3. Contrôle après le soudage

Ces contrôles ont un double but, soit la vérification de la soudabilité à partir des essais qui doivent être exécutés dans les mêmes conditions que l'ensemble à réaliser (Procédés, matériaux, épaisseurs, paramètres, séquences et main d'œuvre) soit la vérification de la qualité des joint par un contrôle effectué soit sur la totalité des soudures, soit dans les zones les plus propices à l'apparition des défauts ou, si cela est possible sur des pièces témoins placées par exemple à l'extrémité du joint, comme s'il était une partie intégrale de l'ensemble.

Il y a deux groupes principaux de méthode de contrôle après soudage :

- Contrôles destructifs
- Contrôles non destructifs

I-3.4.3.1. Contrôles destructifs

Les principaux essais utilisés sont :

- essais de texture
- essais mécaniques
- essais de corrosion
- essais macrographiques et micrographiques

- Essais de texture :

Ce sont des essais simples d'ateliers destinés à vérifier que la soudure est compacte et bien pénétrée, il consiste à rompre l'éprouvette dans la soudure et on examine les défauts apparents sur la section rompue [10].

- Essais mécaniques :

Ils ont pour but les assemblages du point de vue de la résistance et les caractéristiques mécaniques et la vérification que les conditions de soudage mises en œuvre ne mettent pas en cause la résistance globale de l'ensemble.

Les différents essais mécaniques sont ; la traction, la dureté, le pliage, la résilience, la torsion, essai de fatigue, ces essais sont parfois complétés par des examens macrographiques (fissuration et pénétration) ou micrographiques (structure de la zone fondue, et de la zone affectée par la chaleur ZAC).

- Essais macrographiques et micrographiques :

Consistent à examiner une section du joint longitudinalement ou transversalement, après polissage et attaque par un produit chimique ; l'examen se fait, à l'œil (macro.) ces essais sont indispensables pour l'étude des phénomènes métallurgiques qui se produisent en cours de soudage [2,10].

I-3.4.3.2. Contrôles non destructifs

Contrôles ne modifiant pas l'état de la pièce et comprenant principalement :

- Contrôle visuel :

Des contrôles simple d'atelier pour vérifier que la soudure est compacte et bien pénétrée, l'observation attentive du joint à l'œil nu ou à l'aide d'une loupe permet de déceler les criques débauchant en surface, les manques ou les excès de métal d'apport le manque de pénétration, les caniveaux, la forme du cordon.

- Contrôle magnétoscopique :

Il s'applique aux métaux ferromagnétiques, les pièces sont magnétisées par le passage du courant, enroulement de câbles ou présentation entre les pôles d'un électo-aimé.

Les fissures, soufflures, défaut de pénétration, aboutissant ou non en surface créent des discontinuités de champ magnétique qu'il est possible de mettre en évidence par une poudre ferromagnétique (colorée ou fluorescente, sèche ou en suspension dans un liquide) qui forme sur la surface une image correspondante aux lignes du flux dévidé.

- Contrôle radiographique :

Lorsque les rayons X ou les rayons gamma (γ) traversent un matériau homogène ils seront progressivement absorbés au cours du trajet. S'ils rencontrent une cavité défaut, l'intensité de radiation qui impressionnera le film sera importante que dans le reste du matériau, si la pièce est parfaitement homogène, le film sera noir, tandis qu'aux endroit des défauts, il sera plus au moins sombre, en fonction de la perméabilité aux rayons. Les inclusions planes et les discontinuités de très faibles épaisseurs dont la direction est orthogonale à celle des rayons, sont difficilement décelables par radiographie.

Les rayons gamma diffèrent par leur mode de production qui requiert des équipements moins coûteux que ceux des rayons X, mais leur image radiographique est moins constatée.

Utiliser dans les vérifications des inclusions solides gazeuses, et défauts de pénétration.

- Contrôle par ultrason :

Les ondes ultrasonores ont les mêmes caractéristiques que les ondes acoustiques, mais une fréquence plus élevée. Si l'on pose à la surface d'une pièce homogène une sonde excitée, les impulsions ultra-soniques pénètrent dans la pièce et s'y propagent à la vitesse du son dans le matériau considéré.

Dès qu'elles rencontrent la surface de fond de la pièce elles sont réfléchies et retournent à la sonde qui les convertit alors en impulsions électriques observées sur un oscilloscope. Entre l'écho de départ et l'écho de fond, se situe le temps mis par les ultrasons pour parcourir l'épaisseur de la pièce.

Si pendant leur trajet, les ultrasons rencontrent un défaut, celui-ci donnera lieu à une réflexion et à un écho qui parviendra à la sonde avant l'écho de fond.

Pour éviter les surépaisseurs dues au cordon de soudure, on utilise des sondes ondulées, qui permettent d'orienter le faisceau d'ultrasons dans le matériau suivant un certain angle. La sonde est placée à côté du cordon, la surface devant être lisse et couverte d'un fluide de liaison (huile ou graisse).

Dès que le faisceau rencontre un défaut apparaît sur l'écran un pic qui permet de situer l'ampleur et la position du défaut. La vérification des soudures par ultrason demande de la part de l'opérateur une grande expérience pour interpréter correctement les résultats. Appliquée pour contrôler les fissures par arrachement lamellaire, défauts de fusion, défauts situés dans des plans parallèles à la surface de la pièce.

I-3.5. Déformations et contraintes induites par le soudage

I-3.5.1. Contraintes résiduelles dans les assemblages soudés

Les déformations de retrait n'étant pratiquement jamais libre, il existe dans tous les assemblages soudés des contraintes résiduelles soit de traction ou de compression, dont l'importance peut avoir des conséquences néfastes pour la sécurité d'un assemblage soudé. On peut distinguer quatre types de contraintes :

- **contraintes résiduelles directes**

Elles sont dues aux déformations de retrait empêchées dans le joint soudé, ces contraintes n'affectent que la zone au voisinage immédiat du cordon de soudure. Il est impossible de les éviter ; elles résultent de la répartition non uniforme du flux thermique dans l'assemblage soudé.

- **contraintes résiduelles indirectes, ou de bridage**

Elles sont dues au bridage de l'ensemble soudé, qui s'oppose aux dilatations et aux retraits. Ces contraintes affectent l'étendue de chaque élément de l'ensemble de manière uniforme.

- **contraintes parasites (extérieures à l'opération de soudage)**

Ce sont celles qui s'exercent sur le joint soudé pendant l'opération de soudage par exemple, masse de l'ensemble en porte à faux pendant le soudage. On peut les réduire considérablement, sinon les annuler, en adoptant des dispositions en conséquence.

- **contraintes résiduelles directes longitudinales dans les assemblages bout à bout**

Dans le cas des soudures bout à bout on peut considérer que la valeur des contraintes longitudinales (σ_L) atteint la limite d'élasticité du matériau dans une zone égale environ à 6 fois celle du métal fondu.

Pendant le soudage, le métal de base qui se trouve dans la zone du cordon de soudure est porté à haute température, et sa dilatation est entravée par les zones où le métal est pratiquement froid; les fibres longitudinales sont *refoulées à chaud* et exercent, après refroidissement, une traction sur le métal de base.

Après soudage le joint se trouve tendu dans le sens longitudinal, ainsi dans le cordon de soudure et dans ses abords, [2,18]

I-3.5.2. Influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique d'un ensemble soudé

I-3.5.2.1. Résistance statique de l'ensemble

Les contraintes résiduelles s'auto-équilibrent et l'on admet généralement qu'elles n'ont pas d'influences défavorable sur le comportement statique de l'ensemble, à condition qu'une quantité suffisante de métal déposé assure une résistance convenable (sans fissure, ni amorce de rupture). Il existera toujours à coté de contraintes résiduelles de même signe que la charge de service, d'autres contraintes résiduelles de signes opposé et qui agiront dans le sens favorable. Lorsque de légères déformations plastiques se produisent sous l'effet des charges de service dans les zones les plus sollicitées, les contraintes résiduelles tendent à disparaître. [9]

I-3.5.2.2. Risques dus aux contraintes résiduelles

- Structures soumises au flambement (ou flambage) :

Les contraintes résiduelles, et surtout les déformations entraînent une diminution des charges admissibles sur les éléments soumis au flambement, les coefficients de flambement sont plus importants pour les ensembles soudés que pour les laminés ; les contraintes résiduelles peuvent donc réduire la valeur de la

charge admissible, et se combiner avec les contraintes de service et, le cas échéant, avec des contraintes parasites dues à l'exécution ou au montage de l'ensemble [7].

- Structures soumises au risque de rupture fragile :

Lorsqu'un élément d'une structure est soumis à des contraintes multidirectionnelles de traction, il ne peut se déformer plastiquement. Dans ce cas, si la rupture se produit elle a lieu brutalement par décohésion *rupture fragile*. Parmi les facteurs qui rendent un acier sensible au risque de rupture fragile on note entre autre le niveau des contraintes de traction auxquelles est soumis le métal. Les contraintes résiduelles du soudage, qui sont très souvent multidirectionnelles viennent s'additionner aux contraintes de service qui peuvent conduire à une rupture fragile. Il est donc très important, à chaque fois que cela est possible de diminuer au maximum l'importance des contraintes résiduelles, Surtout si le joint soudé doit travailler à la fatigue [7].

I-4. Les cycles thermiques de soudage

I-4.1. Notion de cycle thermique

L'interprétation de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps comme par exemple, du séjour à température donnée de chauffage ou de refroidissement. Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage en un point donnée de l'assemblage il faut connaître le cycle thermique de soudage, c'est à dire la variation de la température (θ) en fonction du temps (t). La courbe $\theta = f(t)$ tracée en un point A voisin d'une soudure nous renseigne sur les grandeurs suivantes (fig.I.7) :

- La température maximale atteinte θ_m
- Le temps de séjours T_s au-dessus d'une température
- La loi du refroidissement traduite par le temps de refroidissement (θ_1, θ_2) entre deux température θ_1 et θ_2 ou par la vitesse de refroidissement V_R à température θ_R .

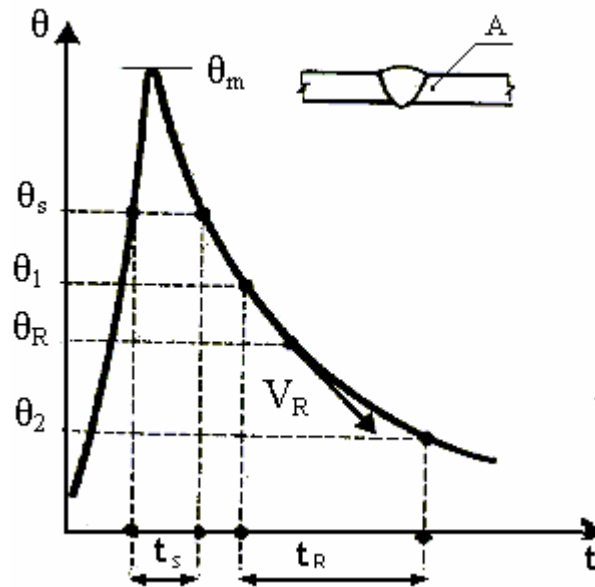


Figure I.7 : Cycle thermique de soudage (D'après [10])

Ainsi déterminées en un point de l'assemblage, les grandeurs associées au cycle thermique nous permettent d'accéder à la connaissance ou la prévision des phénomènes métallurgiques qui prennent naissance, telles que les modifications de structure ou de transformation à l'échauffement et/ou au refroidissement.

Mais si nous voulons accéder à la répartition topographique aux alentours de la soudure, il nous faut connaître les courbes qui traduisent la répartition thermique et en particulier la courbe $\theta_m = f(x)$ donnant la variation de la température maximale θ_m atteinte en chaque point en fonction de la distance x . (Fig. I.8) chaque phénomène étant caractérisé, par la température θ , ce qui permet de situer grâce à la courbe $\theta_m = f(x)$ la limite extérieure de la zone où ce phénomène est susceptible de se produire. Ainsi se trouve dès à présent défini d'une manière tout à fait générale la zone affectée thermiquement. Pour le soudage des aciers, cette expression est surtout réservée à la zone « austénitisée » par le cycle thermique de soudage c'est à dire qui est limitée par les isothermes correspondant au point de transformation A_{c3} (austénitisation complète) et A_{c1} (austénitisation partielle).

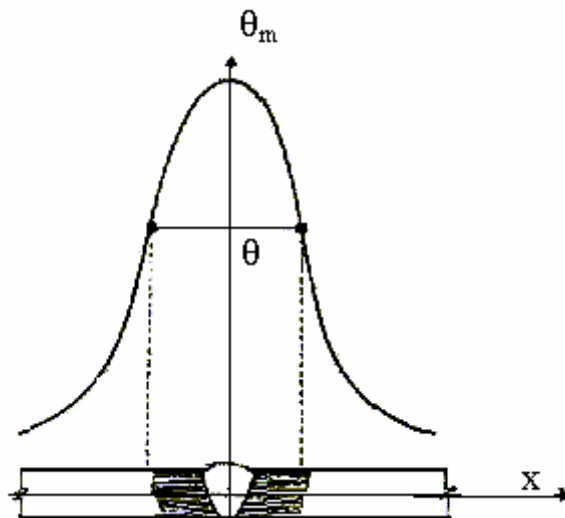


Figure I.8 : Répartition thermique dans une soudure (D'après [10])

I-4.2. Caractères généraux du cycle thermique et de répartition thermique

I-4.2.1. Notion d'états quasi-stationnaires

Si nous relevons au moyen de thermocouples, les courbes $\theta = f(t)$ en des points A1, A2 etc... située à la même distance d'un cordon de soudure à l'arc et à des distance croissantes de l'origine O de se cordon, supposé amorcé en pleine tôle, nous obtenons pour chaque parcours expérimenté par rapport à l'origine O du cordon de soudure, la disposition décrite par la (fig.I.9) qui conduit aux remarques suivantes :

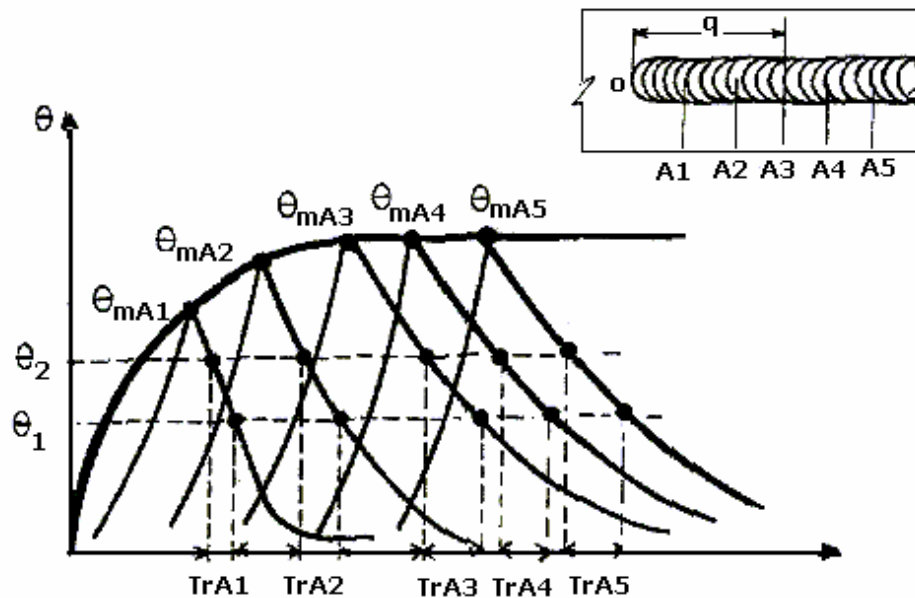


Figure I.9 : Cycles thermiques le long d'un cordon de soudure (D'après [10])

- La température maximale atteinte θ_m croit avec la distance parcourue à partie du début du cordon puis se stabilise à une valeur qui devient constante, tant que la source de chaleur progresse à une vitesse uniforme, l'énergie demeure constante.
- Aux même temps les lois de refroidissement mesurées par le temps entre deux températures deviennent identiques comme le sont les temps de séjours (non illustrés sur la figure). Autrement dit les courbes $\theta=f(t)$ deviennent superposables, des que la source de chaleur a franchi un certain parcours q [10] .

I-4.2.2. Cycle thermique du soudage

Grâce à l'existence de l'état quasi-stationnaire nous pouvons limiter notre détermination des courbes température/temps à des points A,B,C...réparties sur une droite XY perpendiculaire à la ligne de soudure, tracées à partir d'une position S de la source de chaleur.

Quelle que soit cette position dans la zone d'état quasi-stationnaire, les résultats seront les mêmes, schématisés par la disposition de la (fig.I.10) qui appelle les remarques suivantes :

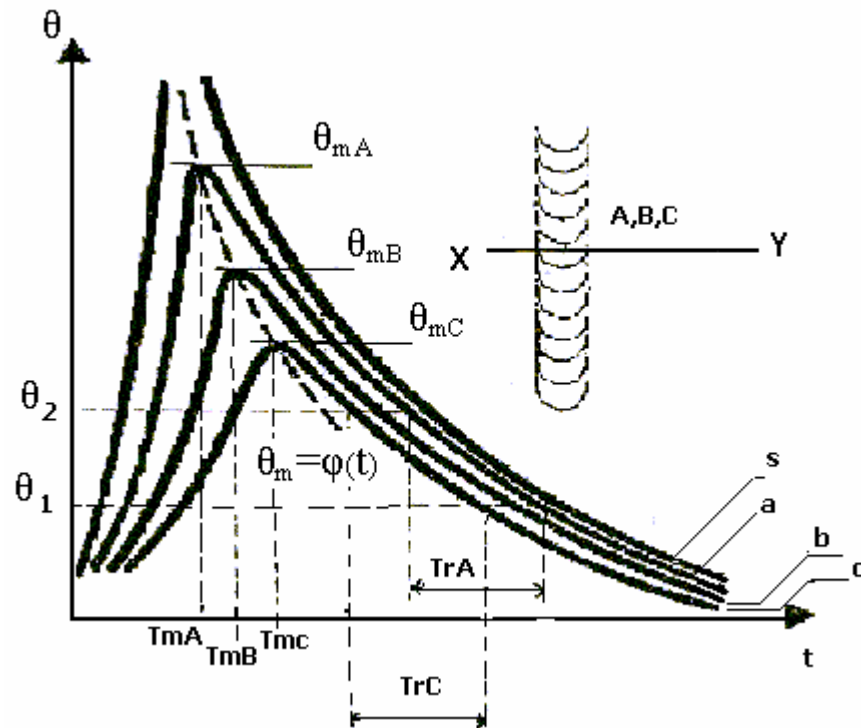


Figure I.10 : Courbes température/temps (D'après [10])

- Les courbes températures temps se situent les unes en dessus des autres au fur et à mesure qu'on augmente la distance entre les points de mesure et la ligne de soudure. En particulier, les températures maximales atteintes θ_{mA} , θ_{mB} ,... qui sont décroissantes de manière plus ou moins abrupte selon le gradient de température qui caractérise le procédé et le mode opératoire étudié. Naturellement toutes les courbes se rejoignent asymptotiquement au niveau de la température initiale du métal de base.

- Les températures maximales atteintes θ_{mA} , θ_{mB} ,...etc. qui sont décroissantes à partir de la ligne de soudure, sont franchies pour des temps T_{mA} , T_{mB} ...etc. qui sont croissants; ce décalage se traduit par la courbe $\theta_m = \varphi(t)$ qui sépare les domaines des températures croissantes et décroissantes. Pratiquement ceci exprime le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en phase de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteinte, alors que les points les plus éloignés sont encore en phase de d'échauffement.

On conçoit tout l'intérêt de cette observation si on pense aux phénomènes qui sont commandés par une variation de température (transformation d'une part dilatation et retrait d'autre part) et dont la chronologie est ainsi expliquée.

En particulier lorsque nous examinons la coupe transversale d'une soudure, nous voyons des aspects métallurgiques caractéristiques de ces phénomènes mais les structures que nous observons ne sont pas apparues aux mêmes moments.

- Compte tenu de la disposition des courbes, la vitesse de refroidissement comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît, mais les courbes de refroidissement constituent rapidement un faisceau assez serré et on observe par exemple aux points A et C des Tr pratiquement identiques entre les températures θ_1 , θ_2 situées dans ce faisceau, c'est ainsi qu'on peut parler d'une vitesse ou des temps de refroidissement associés à une condition de soudage, en particulier, pour étudier la transformation de

l'acier au refroidissement entre 800°C et 500°C, intervalle de température particulièrement critique dans ce cas.

I-4.2.3. Répartition thermique du soudage

Pour décrire la répartition spatiale des cycles thermique de soudage Portvin et Seferian ont proposé, sous le nom de « solide thermique », (fig.I.11) une représentation qui rend compte selon trois axes. (S_x : distance à la ligne de soudure, S_y : distance le long de cette ligne, c'est à dire axe du temps, et S_z : sur une perpendiculaire au plan Sxy , le long duquel sont reportées les températures), de l'état instantané des températures atteintes aux alentours de la source de chaleur S ainsi, se trouvent rassemblées en une seule représentation les données de températures de temps et de distance que nécessite la compréhension des phénomènes engendrés par le soudage [10].

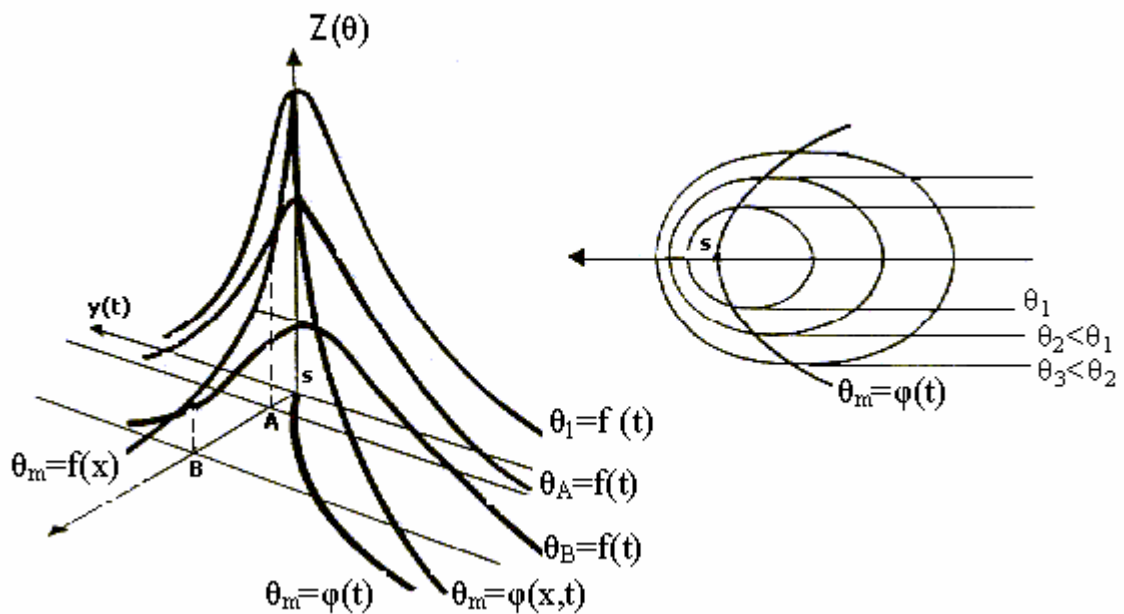


Figure I.11 : Courbe température/distance solide thermique (D'après [10])

I-4.2.4. Soudage en plusieurs passes

Les données sur l'aspect du soudage qui ont été indiquées jusqu'à présent ont concerné le soudage par fusion en une seule passe [7].

Examinons maintenant l'évolution de la température au cours des passes ultérieures. Cette évolution dépend principalement de :

- la température initiale
- le nombre de passes et de leurs conditions d'exécution
- l'intervalle de temps entre passes
- la position par rapport à la soudure du point dont on suit variation de la température.

La (fig.I.12) décrit les effets thermiques du soudage en plusieurs passes dans le cas d'une soudure sur bords chanfreinés en V, exécutés en trois passes sans préchauffage d'un point A affecté dès la première passe.

L'exécution de cette première passe se traduit par une première montée en température jusqu'à la valeur maximale θ_{mI} , suivie d'un refroidissement qui est caractérisé par la vitesse V_1 , au passage à la température θ , se poursuivait jusqu'à la température initiale si la deuxième passe n'était exécutée que tardivement. Tel n'est en générale pas le cas et la deuxième passe intervient avant que la température au point A n'ait rejoint la température initiale θ_0 elle est encore à $\theta_1 > \theta_0$ lorsqu'un nouveau cycle thermique intervient de fait de cette deuxième passe, cycle caractérisé par une température maximale θ_{mII} et une vitesse de refroidissement V_{II} à la température θ , mais ce cycle diffère du premier; θ_{mII} est inférieur à θ_{mI} parce que la distance de point de mesure A par rapport à la deuxième passe est plus grande ; d'autre part V_{II} est inférieur à V_I pour la même raison et aussi et surtout parce que le cycle thermique de la deuxième passe est influence par un effet analogue à celui de préchauffage car ce cycle part de $\theta_1 > \theta_0$. Ainsi en est-il de la troisième passe, donc pour les mêmes raisons et pour la disposition décrite, la température maximale θ_{mIII} et la vitesse de refroidissement V_{III} sont respectivement inférieures à θ_{mII} et à V_{II} .

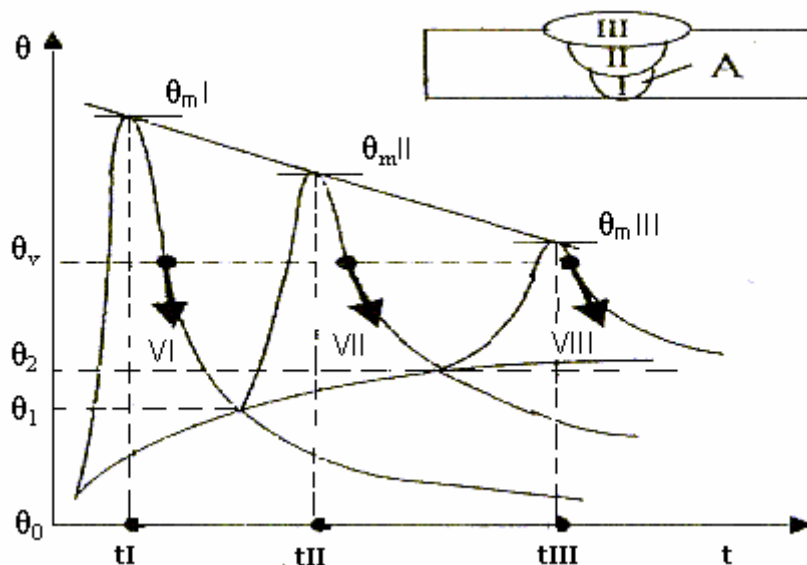


Figure I.12 : Les effets thermiques d'un soudage multi passes sur un point A d'une soudure (D'après [10])

L'étude thermique d'une soudure en plusieurs passes conduit aux observations suivantes :

C'est au voisinage de la première passe que l'on observe les cycles thermiques les plus sévères, quant à la température maximale atteinte et à la rapidité de refroidissement, les passes suivantes provoquent à cet endroit des cycles de plus en plus atténués, en raison de l'élévation progressive de la température initiale qui augmente après chaque passe.

Suivant la disposition des passes, une même température θ , (par exemple le point A_3 dans le cas des aciers) peut être dépassées deux ou plusieurs fois en une région donnée au cours des passes successives.

La structure finalement observée en cette région est le résultat de la succession des cycles correspondants.

Le rôle important que joue l'intervalle de temps qui sépare des passes successives vis-à-vis de la température au moment de chaque passe explique la nécessité de préciser ce facteur lors de la spécification du mode opératoire.

I-5. Soudabilité

C'est une caractéristique métallique des métaux qui a fait l'objet de grand nombre de publication et de conférence. Elle représente l'ensemble des propriétés que les aciers doivent posséder pour permettre de réaliser des assemblages représentant des caractéristiques suffisantes d'intégrité et de sécurité, d'où l'importance de la définir [7]. Rappelons qu'un matériau métallique est soudable, à un degré donné par un procédé, et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique pour la construction des joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leurs présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement [6,15].

Cette continuité dépend de plusieurs paramètres métallurgiques (composition chimique et épaisseur) et constructifs (forme des pièces, la masse) ce qui nous oblige à définir la notion du carbone équivalent « C_{eq} » et du carbone compensé permettant la soudabilité des métaux.

I-6. Notion du carbone équivalent

Comme la teneur en carbone détermine la dureté à l'état trempé cependant que la présence d'éléments d'alliage agit sur la trempabilité, l'idée est venue d'associer, sous la dénomination de « carbone équivalent », la teneur en carbone et les teneurs en autres éléments, affectées chacune d'un coefficient traduisant plus ou moins quantitativement leur effet sur la trempabilité

Divers formules de carbone équivalent ont été proposées :

I-6.1. Formule I.I.S (Institut International de la Soudure) :

$$C_{eq} = \%C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}$$

Cette formule n'est applicable que pour les alliages fer-carbone contenant les éléments dont les teneurs max sont

C%	Ni%	Mn%	Cr%	Mo%	Cu%
0,5	3,5	1,6	1	0,6	1

Tableau 2 : Teneurs maximales des éléments entrant dans la formule de C_{eq}

Pour une valeur de (C_{eq}) supérieur de 0.4 la sensibilité à la fissuration augmente d'où la nécessité de prendre des précautions particulières lors du soudage.

Globalement, pour des tôles de faible épaisseur on peut dire que :

- Si $C_{eq} < 0.4$ l'acier est soudable sans précautions particulières
- Si $0,45 < C_{eq} < 0,7$ l'acier nécessite un préchauffage avant soudage
- Si $C_{eq} > 0.7$ l'acier présente une mauvaise caractéristique de soudabilité

I-6.2. Carbone équivalent réduit (C_{er}) :

Il prend en compte la composition chimique partielle sur produit. Dans le cas des aciers à haute limite élastique, nous avons la formule suivante :

$$C_{er} = \% C + \frac{Mn}{6}$$

Pour les alliages Fe-C-Mn, des précautions au soudage sont nécessaires lorsque :

$$C_{er} \geq 0.43. \quad (C_{er} : \text{Carbone équivalent réduit})$$

I-6.3 Carbone équivalent compensé (C_{ec}) :

Il apporte une correction de la formule du C_E en tenant compte de l'épaisseur de la pièce, il est défini par :

$$C_{ec} = C_{eq} + 0.025 e$$

Ainsi pour un C_{ec} supérieur à 0.50 la pièce présente des difficultés de soudage qu'il faut y remédier.

II-1. Introduction

Sur le plan technologique, les aciers et alliages à base de fer sont toujours d'une importance capitale, puisque on les retrouve sous une forme ou sous une autre dans presque tous les domaines.

Ces aciers, on peut leur faire acquérir des propriétés très variées notamment en recourant au traitement thermique. Ce qui permet de les adapter aux exigences d'utilisations les plus diverses.

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus convenables pour son emploi ou sa mise en forme.

Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques tel que; l'augmentation de la limite élastique et la diminution de la fragilité.

Toute utilisation rationnelle d'un alliage implique dans la plupart des cas, un traitement thermique approprié. D'une manière générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique mais apporte des modifications de point de vue :

- Constitution (état de carbone, forme allotropique de fer)
- Structure (taille de grain, répartition des constituants)
- Etat mécanique (gradient de température au divers point de la pièce)

II-2. Cycle d'un traitement thermique

En général le traitement thermique comprend 3 étapes : (fig. II.1)

- Un chauffage jusqu'à une température qui dépend du type de traitement voulu.
- Maintien isotherme à cette température de traitement.
- Un refroidissement dans un milieu préalablement défini.

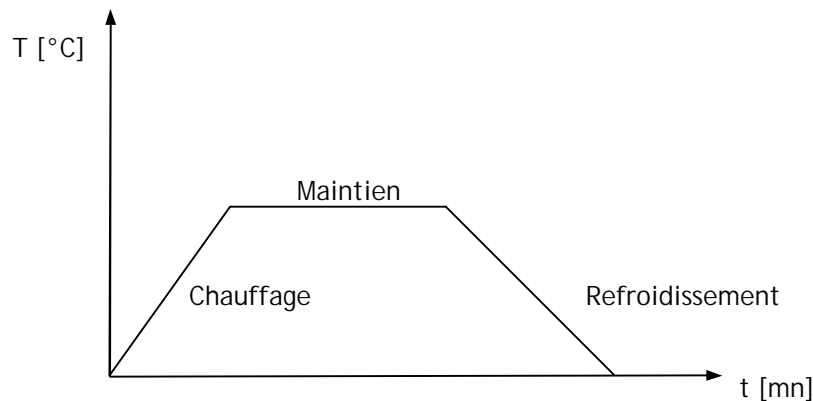


Figure II.1 : Cycle d'un traitement thermique

Toute fois le choix du traitement thermique le plus approprié est en lui même d'une grande difficulté plus particulièrement dans le choix de ces paramètres, et ce en fonction des structures et des propriétés physiques et mécaniques souhaitées.

II-3. Diagramme d'équilibre

II-3.1. Diagramme fer-carbone métastable [14]

Le diagramme d'équilibre est une représentation graphique indiquant la composition des phases et la structure d'alliage Fe-C, élaboré sous la pression ordinaire supposant des vitesses de chauffage et de refroidissement extrêmement faibles.

Les domaines de solubilité du carbone sont désignés par γ et α respectivement, la solubilité étant très faible à l'état α contrairement à l'état γ qui est plus grande, ce qui explique l'étendue du domaine γ par rapport au domaine α qui est extrêmement réduit (Fig.II.2).

II-3.2. Les constituants d'équilibres des alliages Fer- Carbone

- La solution solide δ :

C'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer δ la solubilité limite du carbone dans le fer δ est de 0.1 %.

- La solution solide α (ferrite) :

C'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer α , la solubilité limite du carbone dans le fer α est de 0.022 %.

- La solution solide γ (austénite):

C'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer γ la solubilité limite du carbone dans le fer γ est de 2.11 %.

- La cémentite :

De composition chimique Fe_3C , elle constitue l'un des composés de la perlite. Elle peut apparaître sous forme lamellaire ou globulaire selon le mode de refroidissement.

- La perlite :

C'est un agrégat eutectoïde obtenu par transformation isotherme de l'austénite, chaque grain est formé de lamelles alternées de ferrite et de cémentite, quand le refroidissement est lent elle peut exister sous forme globulaire.

Figure II.2 : Diagramme Fer-Carbone (d'après [14])

II-4. Traitements thermiques des soudures

II-4.1. Objet et mise en oeuvre des traitements thermiques

II-4.1.1. Classification selon l'objet

L'opération de soudage se traduit par des modifications métallurgiques locales de métal de base et, selon les procédés les modes opératoires, par la création d'une zone fondue dont la structure et les propriétés sont plus ou moins différentes de celles de métal de base. D'autre part, l'opération de soudage établit un état de contraintes résiduelles dont la répartition et l'amplitude sont, elles aussi, fonctions de procédés et des modes opératoires.

Qu'elles soient à caractère métallurgique et thermo-mécanique, ces modifications sont souvent tolérables vis-à-vis du comportement de service et les ensembles soudés sont utilisés à l'état brut de soudage. Dans certains cas, cependant, il est jugé préférable ou nécessaire, ou bien encore il est obligatoire d'intervenir par un traitement thermique après soudage, dont l'objet principal peut être d'améliorer ou d'obtenir les propriétés jugées importantes vis-à-vis des conditions de service, ou d'éliminer ou simplement de réduire les contraintes résiduelles. En réalité, compte tenu des rôles multiples que joue tout cycle d'échauffement et de refroidissement, la première type de traitement destiné à jouer un rôle métallurgique, agit aussi sur l'état de contraintes. Le second à finalité mécanique, a cependant des conséquences métallurgiques. C'est donc en gardant à l'esprit cette interaction que l'on étudiera successivement, ci-dessous, dans le cas des aciers, les types de traitements suivants, sans entrer dans le détail de la nature des sources d'énergie mise en oeuvre :

- Traitement de relaxation (ou de détente) et de revenu.
- Traitement de normalisation.
- Traitement de trempe et revenu.

II-4.1.2. Modes de mise en oeuvre

On peut classer et décrire comme suit la façon dont les traitements thermiques concernant des soudures ou des ensembles soudés sont pratiqués.

II-4.1.2.1. traitement global

Le traitement peut être global, c'est à dire affecter la ou les soudures constitutives de l'ensemble, en même temps que la totalité du métal de base. Une telle action peut être simultanée, c'est - à dire que tout l'ensemble soudé est soumis en même temps, au même cycle de traitement ; ou bien le traitement à lieu de proche en proche, mais pour chaque position qu'elle occupe, la source de chaleur agit simultanément et selon le même cycle sur la soudure et le métal de base non affecté. Le traitement global de proche en proche est illustré par un schéma emprunté à la fabrication des tubes soudés par résistance ou par induction, la source de chaleur, immobile, traite une source entière du tube qui défile, aussi bien le métal de base que la soudure qui vient d'être faite.

Dans la pratique, le traitement global simultané peut être appliqué à tous les objectifs de traitement mentionnés plus haut et à toutes les formes et encombrement d'ensembles soudés compatibles avec les capacités des sources de chaleur mise en œuvre. Le traitement global de proche en proche, qui requiert un profil constant du produit à traiter, est essentiellement pratiqué pour la fabrication des tubes, pour la normalisation ou l'hypertrempe, selon qu'il s'agit d'acier "noir" ou d'acier inoxydable.

II-4.1.2.2. Traitement local simultané

Le traitement local simultané consiste à opérer en même temps sur la totalité d'une soudure et de ses abords et donc sur une partie seulement de métal de base encadrant la zone affectée. Le traitement se distingue du traitement local de proche en proche en ce sens que ce dernier est pratiqué au moyen d'une source de chaleur se déplacent par rapport à la soudure ou l'inverse (l'une immobile, l'autre mobile), pour assurer ce proche en proche l'effet recherché dans le métal fondu est une partie de métal de base incluant la zone affectée.

Le traitement local simultané est essentiellement destiné à des soudures circulaires, pour les quelles il assure un effet métallurgique (normalisation ou revenu), ainsi que de relaxation, en raison de symétrie qu'il assure. Tel n'est pas le cas de traitement local de proche en proche qui, s'il assure une action métallurgique (essentiellement de normalisation), n'est pas à conseiller pour obtenir la relaxation, car qu'il ne fait que remplacer un état de contrainte du au soudage, par un autre, du au traitement lui même.

En ce qui concerne les traitements thermiques locaux, qu'ils soient simultanés au de proche en proche, ils ne peuvent être pratiqués sans inconvénient que moyennant deux conditions, toutes deux relatives au métal de base, sur lesquelles on reviendra plus loin :

- Lors des traitement thermique de normalisation, la vitesse de refroidissement, donc l'éloignement de la source de chaleur, doit être réglée de sorte que la zone traitée, qui est momentanément austénitisée, ne prenne pas la trempe.
- Tout traitement thermique local crée sa propre zone affectée qui remplace la ZAT de la soudure que l'on traite. Du fait de l'inévitable gradient de température qui y règne, cette zone comporte sur ses bords. Une bande où le traitement appliqué n'a pas complètement été réalisé, mais où il a créé une modification du métal de base par rapport à son état initial, en particulier un adoucissement si le métal de base est lui même à l'état initial trempé et revenu.

II-4.2. Traitement de relaxation

II-4.2.1. Objet

Le traitement thermique de relaxation, ou encore de détente a pour objet d'annuler ou d'atténuer les contraintes résiduelles présentes dans un ensemble soudé après son achèvement, ou en cours de construction s'il apparaît nécessaire d'intervenir sur l'état des contraintes avant de poursuivre les opérations de soudage en toute sécurité. Compte tenu de domaine de température, en tous cas inférieurs à celle du point (A1), dans lequel se pratique le traitement de relaxation, il entraîne aussi un effet de revenu, lorsque les soudures contiennent des constituants de trempe, dans la zone fondue comme dans la zone affectée.

Cet effet est parfois l'objet principal du traitement qui reste alors pratiqué selon les mêmes techniques. Malheureusement, ce rôle métallurgique supplémentaire n'est pas toujours bénéfique, car des effets défavorables peuvent intervenir, en affectant les propriétés mécaniques ou en provoquant le phénomène de fissuration dit " au réchauffage".

II-4.2.2. Mécanisme de la relaxation

On a déjà indiqué, à propos de l'étude thermique et thermo-mécanique du soudage, que la relaxation thermique des contraintes résiduelles est obtenue grâce à la diminution de la limite d'élasticité provoquée par l'élévation de la température il résulte de cette diminution que toute région d'une pièce ainsi réchauffée qui était le siège d'une contrainte résiduelle à l'ambiante (contrainte évidemment élastique) se plastifie au fur et à mesure de l'échauffement, ce qui fournit l'allongement nécessaire à l'obtention d'un taux de relaxation croissant avec la température du traitement.

Une représentation simplifiée de ce mécanisme peut être obtenue en confrontant sur un même graphique (Fig.II.3) le cycle thermique $\theta = f(t)$ du traitement, la variation $R_e = f(\theta)$ de la limite d'élasticité en fonction de la température et en fin la courbe $\sigma = f(t)$ donnant la variation de la contrainte résiduelle durant le cycle du traitement.

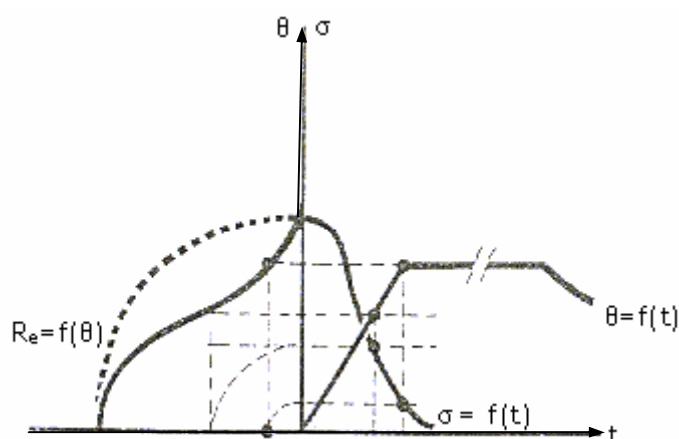


Figure II.3 : Mécanisme de la relaxation des contraintes (d'après [10])

Le taux de relaxation, en première approximation fonction de la seule température de traitement est très faible jusqu'à 200 °c, atteint 50 à 60 % à 500 °c, 70 à 85 % à 575 °c, et 90 à 95 % pour une température de 625 °c, le résultat étant obtenu dès que la température maximale est atteinte. Il n'en reste pas moins que tout traitement thermique doit être spécifié non seulement en terme de température, mais aussi en terme de durée, pour tenir compte, en fonction de l'énergie disponible pour assurer le traitement, de la masse du produit traité et de la nécessité d'homogénéiser la température pour éviter la création de nouvelles contraintes au refroidissement. D'autre part, un certain temps de maintien de la température fixée pour le traitement assure un pourcentage complémentaire de relaxation dans les régions où existent initialement des points de contraintes[8,26].

Finalement pour définir un traitement thermique en fonction de la température et du temps, et pour en évaluer les effets, du point de vue des contraintes ou surtout de celui des propriétés mécaniques, on fait appel à un paramètre dit de Hollomon [26].

$$H = T (20 + \log t) 10^3$$

Où T est la température de traitement (en degrés K) et t la durée du traitement (en heures). Ce paramètre est utilisé dans la norme précitée pour rendre compte de l'effet du traitement sur les propriétés mécaniques, dont il est fait état dans le paragraphe suivant. La norme indique à cette effet les valeurs de H (Fig.II.4) correspondant aux diverses combinaisons température / temps.

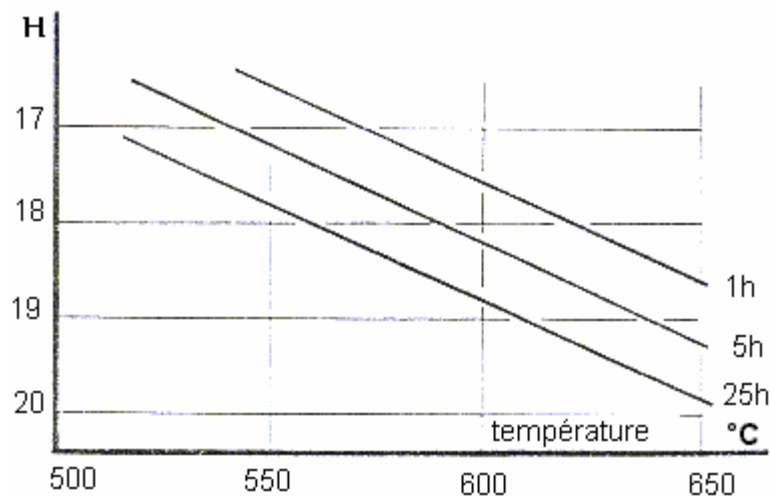


Figure II.4 : La variation de H en fonction de la température (d'après [10])

II-4.2.3. Effets métallurgiques du traitement

Le cycle thermique d'un traitement de relaxation étant assimilable à celui d'un traitement de revenu, il n'y a dans l'ensemble pas d'effet sur le métal de base lorsque ce dernier est lui-même mise en oeuvre à l'état normalisé et revenu et trempé et revenu, sauf si le traitement à lieu à une température supérieure à celle de revenu initial; à cet effet on se tient à une température inférieure d'une trentaine de degrés au-dessous. Il faut cependant signaler que certains aciers alliés (au Mn-Mo, au Mn-Ni-Mo, ou encore au Cr-Mo) peuvent être sensible au phénomène dit de fragilité de revenu, qui se produit au cours d'un traitement à 450 - 550 °C ou durant le refroidissement au cours d'une traversée trop lente de cet intervalle de température ce phénomène, qui semble être associé à l'effet des impuretés, est moins sensible en présence de vanadium [16,2].

Par contre pour les aciers utilisés à l'état normalisé, le traitement thermique de relaxation une action à la fois sur les caractéristiques de traction (à l'ambiante ou à chaud) et sur la température de transition de résilience ; cette action est fonction de paramètre H du traitement, défini comme indique ci-dessus. Ce comportement se produit par les aciers au C, au Mn, au C-Mn additionnés de Ni et pour les aciers à haut limite d'élasticité [2].

En ce qui concerne l'effet de traitement de relaxation sur les propriétés mécaniques du métal fondu, il est bénéfique en ce qui concerne la restauration à partir de l'état vieilli par l'effet tenso-thermique que l'on peut rencontrer dans les soudures multi passes surproduits épais. Il peut par contre avoir un effet fragilisant pour certaines compositions sensibles à la fragilité de revenu, essentiellement au cours d'un refroidissement trop lent ; la température maximale atteinte et la durée du séjour ne sont pas en cause dans ce phénomène [26].

En conclusion , il apparaît en toute état de cause, on doit, au moment du calcul d'une construction devant être soumise à un traitement thermique de relaxation , tenir compte des propriétés mécaniques réelles, telles quelles résultent de l'effet métallurgique de ce traitement [12].

Pour ce faire, la valeur H du paramètre de ce traitement doit être fixée au minimum compatible d'une part avec les conditions technologiques indiquées plus haut, d'autre part avec le taux de relaxation recherché ou imposé, cependant que la vitesse de refroidissement doit être réglée au maximum possible, tout en maintenant l'homogénéité thermique des pièces traitées [26].

II-4.2.4. Fissuration au réchauffage

L'explication simplifiée du mécanisme de la relaxation qui à été donnée dans ce qui précède suppose un état de contraintes et un état structural homogènes. En réalité, un ensemble soudé, à l'état brut, n'est homogène à aucun de ces deux points de vue d'une part le joint soudé, et ses bords n'ont pas la même structure que le métal de base et réagissent donc différemment vis-à-vis du réchauffage nécessaire à la relaxation des contraintes, d'autre part, l'état de contrainte n'est pas uniforme, en raison de cette hétérogénéité de structure et aussi des particularités géométriques de la structure. Pour ces deux raisons on peut craindre que l'allongement plastique nécessaire à la relaxation soit mal supporté au niveau des soudures au cours du cycle de réchauffage, en raison de la structure initiale qui y règne et des modifications de ce cycle y engendre. Ce risque se trouve accentué au niveau des zones où se manifestent n. Si tel et le cas, l'allongement plastique imposé risque de n'être obtenu qu'au risque de la fissuration qui a été appelée " Fissuration au réchauffage" [15].

La fissuration au réchauffage peut affecter non seulement les ensembles soudés, mais aussi les pièces rechargées, en particuliers les parois intérieures d'appareils à pression revêtues d'une couche austénitique déposée par soudage sous flux en passe larges, surtout avec apport en feuillards. Dans ce cas, la fissuration, qui est transversale, se produit dans l'étroite zone de revenu du métal de base comprise entre deux passes voisines, déjà signalée à propos des transformations en phase solide à l'échauffement.

Ce cas pose un problème supplémentaire associé à la différence de coefficient de dilatation entre le dépôt austénitique et le métal de base, qui intervient aussi bien durant le soudage qu'au cours du traitement thermique ultérieur.

Ce phénomène , qui ne se produit pas pour la plus part des aciers au C-Mn ou à haute limite d'élasticité à dispersoïde , est caractéristiques de certains aciers alliés contenant des éléments d'addition carburigènes, c'est - à -dire susceptible de produire des carbures, tels que, par exemple, les aciers au Cr-Mo-V. L'examen métallurgique des fissures montre qu'elles s'amorcent volontiers dans la zone

affectée, au raccordement des cordons de soudure, où l'effet d'entaille accentue localement la contrainte résiduelle initiale et se propage le long des joints de grains de l'austénite mère, qui avait donné naissance au refroidissement après soudage à de la martensite ou de la bainite (Fig.II.5). Ce parcours de la fissuration, qui a lieu à température croissante, s'explique par la précipitation des carbures dans les aciers grains d'austénite, d'où un durcissement qui entraîne la localisation de la déformation au niveau des joints de ces grains, affaiblis par la ségrégation des impuretés qui s'y produisent. Le risque de fissuration au réchauffage est donc essentiellement associé à la composition chimique de l'acier (éléments d'alliage et impuretés) et, d'autre part, aux conditions d'exécution de traitement.

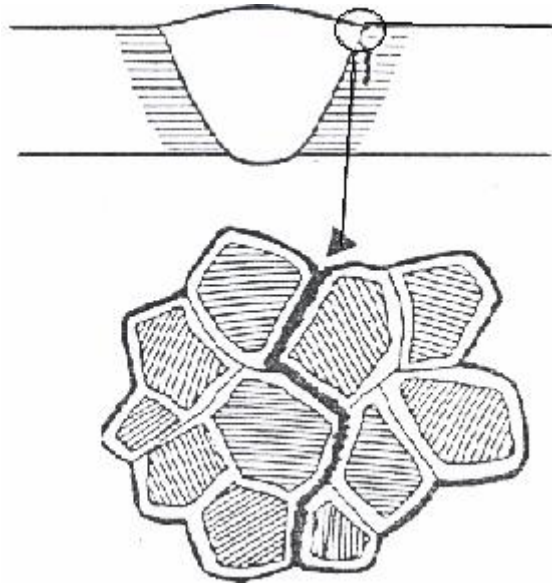


Figure.II.5 : Fissuration du joint de liaison (d'après [10])

II-4.2.5. Traitement avant ou après refroidissement

Normalement, il n'y a pas d'inconvénient à procéder au traitement de relaxation d'un ensemble soudé aussitôt après l'exécution de la dernière soudure, avant refroidissement complet, même si le programme prescrit un postchauffage; en effet, le traitement de relaxation se pratique à une température supérieure aux températures usuelles du postchauffage, dont il ne peut que compléter les effets. Cependant, si on est en présence de plusieurs pièces identiques à souder et à traiter, on peut avoir intérêt à les stocker après refroidissement pour leur faire subir ultérieurement et simultanément le traitement thermique prescrit. Mais il faut, pour opérer ainsi en toute sécurité, veiller à ce que la température et le temps de postchauffage permettent un refroidissement complet sans risque de fissuration à froid.

De même, lorsqu'une opération, de chauffage de longue durée doit être interrompue, par exemple aux fins de contrôle, la température de préchauffage doit être maintenue pendant un temps suffisant pour assurer un refroidissement sans risque, ou alors il faut procéder à un traitement intermédiaire de relaxation.

Une autre solution consiste à procéder au contrôle non destructif à chaud, mais cela indique des difficultés techniques non négligeables [10].

II-4.3. Traitements comportant une austénitisation

II-4.3.1. Recuit

Les traitements de recuit présentent une grande diversité, certains d'eux sont mis en œuvre pour éliminer les hétérogénéités structurales et chimiques dans les pièces brutes de fonderie ou de forge, et d'autres sont utilisés pour obtenir des structures dont les caractéristiques mécaniques répondent à la manière la plus satisfaisante à l'utilisation dans l'industrie; on distingue :

II-4.3.1.1. Recuit de normalisation

En matière d'acier, le recuit ou la normalisation ont tous deux pour objet d'obtenir, au moyen d'un chauffage au dessus de point A_3 provoquant l'austénitisation complète de la zone ou de la pièce traitée, suivi d'un refroidissement relativement lent, une structure affinée constituée de ferrite et de perlite qui remplace, quelle qu'elle aient été, la constitution et la structure à l'état brut de soudage. La normalisation, qui comporte un refroidissement moins lent que le recuit, produit une perlite dont l'espace interlamellaire est plus faible, donc plus dure que ne le fait le recuit. Pour certains aciers faiblement alliés, la normalisation peut provoquer une trempe de type bainitique et requérir de ce fait un traitement ultérieur de revenu.

Du point de vue du mode de mise en œuvre, le traitement globale simultané est le plus complet car il affecte tout l'ensemble traité, sans gradient de température ; il produit donc uniformément l'effet métallurgique recherché aussi bien dans la zone fondue et thermiquement affectée que dans le métal de base, qui bénéficie de la même régénération thermique, s'il a été déformé à froid ou à haute température (emboutissage à froid ou à chaud). S'il s'agit d'un ensemble important et lourd, le traitement global peut poser des problèmes pratiques difficiles de déformation ou d'encombrement. On peut être amené à étayer les pièces pour éviter leur déformation et, pour les pièces trop importantes pour être normalisées en une seule fois, telles que les longues viroles, on peut traiter successivement chaque moitié qu'on introduit dans le four cependant que l'autre dépasse à l'extérieur. On peut aussi normaliser séparément chaque élément de virole, dont la soudure longitudinale, placée verticalement dans le four bénéficie du traitement sans risque de déformation ; on assemble ensuite les viroles entre elle et en termine alors par un traitement de relaxation global, sans normalisation des soudures circulaires.

II-4.3.1.2. Recuit complet

On parle de recuit complet lorsque le refroidissement est lent (refroidissement au four). Il consiste en une austénitisation au dessus de A_{c3} , on aura une résistance à la rupture, une limite élastique et une dureté faibles, et une ductilité élevée.

II-4.3.1.3. Recuit de régénération

C'est un recuit qui comprend :
Un chauffage sans maintien prolongé, à une température légèrement supérieure à A_{c3} de manière à obtenir une austénite de grains fins suivi d'un refroidissement à vitesse convenable conduisant à une structure fine.

II-4.3.1.4. Recuit d'adoucissement

Ce type de recuit consiste en un chauffage juste au dessous de A_{c1} , un maintien à cette température, suivi d'un refroidissement lent pour obtenir un état suffisamment adouci et aussi exempt de contraintes que possible.

II-4.3.2. Traitement intercritique

On qualifie d'intercritique un traitement pratiqué à une température situé entre les points A_1 et A_3 de l'acier considéré. D'après la diagramme fer- carbone, l'acier est constitué dans ce domaine de température, par une partie de la ferrite initiale, c'est à dire celle qui existait avant le traitement, et une austénite résultant de la transformation de l'agrégat lamellaire perlitique initial. Si on part d'un état hors d'équilibre, c'est aussi vers cette constitution que le traitement intercritique fait évoluer l'acier. En même temps, les carbures ou carbonitrures présents (aciers à dispersoïdes) subissent une dissolution partielle.

Au refroidissement (nécessairement lent car il s'agit toujours d'un traitement global) les plages d'austénite se transforment en ferrite et perlite, nouvelles et plus fines, par rapport aux constituants initiaux qu'elles remplacent et les plages de ferrite non dissoutes à l'échauffement demeurent intactes. Il en est de même pour le comportement des carbures et carbo-nitrures. Ce mécanisme, sommairement décrit, d'accompagne d'une amélioration de la ténacité (abaissement de la température de transition) qui, sans être intéressante, d'autant qu'à la température pratiquée, le risque d'affaissement des pièces traitées est beaucoup moins grand.

En ce qui concerne les ensembles soudés, le traitement intercritique peut être utilisé soit en complément du traitement de normalisation dont il complète les effets, soit comme seul traitement sur l'état brut de soudage, essentiellement pour améliorer la ténacité de la zone fondue. Cette amélioration est d'autant plus sensible que, compte tenu de la composition chimique, la structure initiale est plus éloignée de l'état d'équilibre.

Enfin, il convient de signaler que, malgré les avantages qu'il comporte, l'application du traitement intercritique est limitée au cas des ensembles soudés constitués avec un acier de base mis en œuvre à l'état normalisé. En effet, compte tenu de la température à laquelle il doit être appliqué, nécessairement supérieure à celle du point A_1 , il ne peut pas être appliqué à des ensembles constitués par de l'acier trempé et revenu qui ne saurait, sous peine d'un adoucissement inacceptable, être porté à une pareille température.

II-4.3.3. Trempe et revenu des ensembles soudés

Bien que son application soit relativement rare, le traitement de trempe et revenu de pièces soudées, qui intervient surtout en construction aéronautique ou mécanique, mérite d'être signalé ici en raison des particularités qu'il présente. Le but du traitement est d'effacer les effets du soudage et d'obtenir, par trempe et revenu, les qualités optimales des pièces soudées, tant dans le métal de base (qui peut être soudé à l'état initial recuit ou déjà trempé et revenu) que dans le métal fondu [8].

S'agissant d'un acier destiné à ce type de traitement, sa composition (carbone et élément d'alliage), est nécessairement celle d'un acier trempant ou même autotrempant, ce qui crée une première difficulté, au cours même du soudage, du point de vue de la fragilité engendrée par la trempe due au cycle thermique ainsi que de celui du risque de fissuration à froid, ces deux risques étant accentués par une teneur en carbone, nécessaire à l'obtention des caractéristiques élevées à l'état traité. En particulier, la fissuration à froid intervient même pour des teneurs en hydrogène très faibles, telles que celle qu'on trouve dans le métal fondu en soudage TIG ou MIG avec fil nu.

D'autre part, dans la mesure où ces difficultés peuvent être résolues par les précautions indiquées à propos de la trempe et de la fissuration à froid, le succès du traitement requiert, au niveau du métal fondu, une "réponse" à ce traitement identique ou comparable à celle de métal de base, de telle sorte qu'il n'y ait pas de discontinuité au niveau du ou des joints. Il est évident que ce souci conduit à élever la teneur en carbone et en éléments d'alliages dans le métal fondu à un niveau comparable à celui de métal de base, mais cette solution accentue les risques de fragilité et de fissuration déjà mentionnés.

Il s'agit donc d'un problème difficile, qui requiert pour chaque cas une expérimentation préalable, comportant des essais directs sur joints soudés, ou bien des essais de comparaison de la trempabilité du métal de base et du métal fondu.

La figure II.6 illustre les températures des différents traitements thermiques en fonction de la teneur en carbone [26].

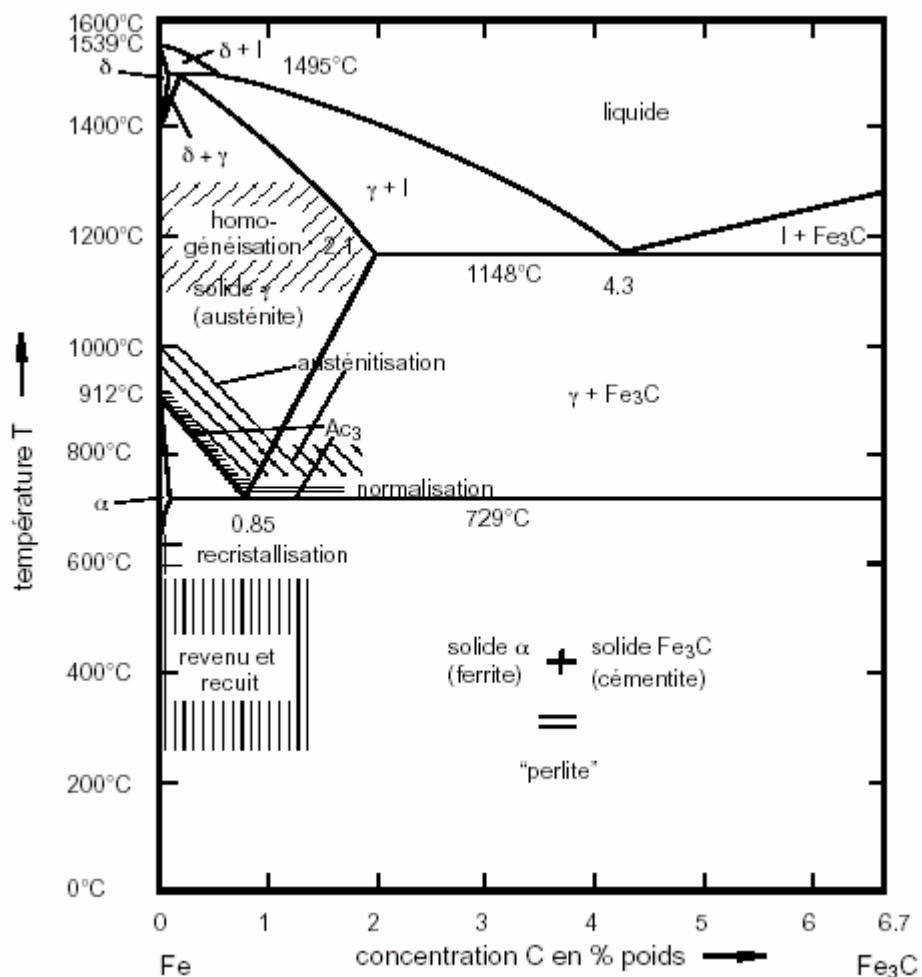


Figure II.6 : Les températures des différents traitements thermiques en fonction de la teneur en carbone (d'après [26])

III-I. Introduction

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. On pourrait réduire le coût des ruptures catastrophiques 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.

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.

Durant les dernières décennies, le développement de la mécanique de la rupture a incontestablement conduit à une meilleure fiabilité des structures ; il est difficile d'estimer ce que ce là représente en termes de coût et surtout de vies humaines sauvées. Lorsque les concepts de la mécanique de la rupture sont correctement appliqués, le type 1 de rupture peut être évité et la fréquence des ruptures de type 2 peut aussi être réduite.

III-2. Utilisation de la mécanique de la rupture en conception

Le schéma (fig. III.1) compare l'approche classique pour le dimensionnement des structures basée sur la limite d'élasticité du matériau σ_E à l'approche utilisant le concept de ténacité K_C issu de la mécanique linéaire de la rupture (MLR).

Dans le premier cas, on dimensionne les structures pour que les contraintes appliquées σ restent inférieures à la limite d'élasticité ($\sigma < \sigma_E$). On utilise en général un coefficient de sécurité pour prévenir tout risque de rupture fragile ($\sigma < a \sigma_E$ avec $a < 1$). Cette approche est à deux variables σ et σ_E ; elle fait abstraction de l'existence d'éventuels défauts sous forme de microfissures par exemple.

L'approche basée sur la mécanique linéaire de la rupture est à trois variables : La contrainte appliquée, la ténacité K_C qui remplace la limite d'élasticité et une variable additionnelle qui est la taille du défaut. Il y a cependant deux approches alternatives de la mécanique de la rupture : l'une utilisant le concept d'intensité des contraintes critique (ténacité du matériau) et l'autre un critère d'énergie. Ces deux approches sont équivalentes dans certaines conditions. On va les présenter brièvement avant de préciser les hypothèses qui les sous-tendent et de rentrer dans les détails des calculs qu'elles mettent en œuvre.

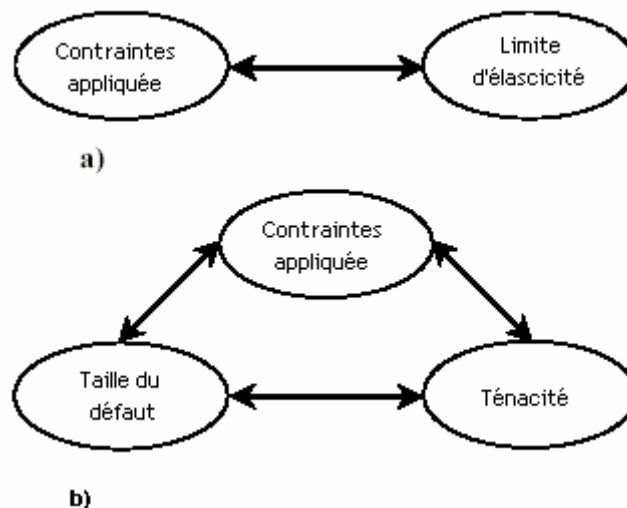


Figure.III.1 : Comparaison de l'approche classique (a) et de l'approche utilisant la MLR (b)

III-2.1. Critère d'Énergie

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.

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.

Pour une fissure de longueur $2a$ (fig.III.2) 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 σ^∞ l'énergie de Griffith G par unité de surface fissure est donnée par :

$$G = \frac{p(\sigma^\infty)^2 a}{E} \quad (\text{III.1})$$

Si on continue à augmenter la contrainte appliquée σ^∞ la rupture se produira lorsque l'énergie G atteint sa valeur critique pour une contrainte appliquée σ_R . On a alors d'après la relation précédente :

$$G_C = \frac{p\sigma_R^2 a}{E} \quad (\text{III.2})$$

On peut noter qu'à valeur de G_C fixée, la contrainte à rupture σ_R varie avec $a^{1/2}$; de même à G_C et σ^∞ fixées, la longueur critique de défaut a_c est donnée par

$$a_c = \frac{EG_C}{p(\sigma^\infty)^2} \quad (\text{III.3})$$

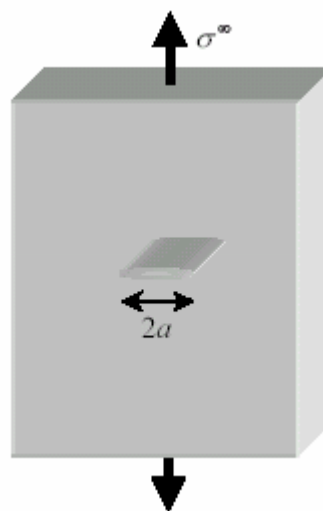


Figure III.2 : Fissure traversante de longueur $2a$ dans une plaque infinie

La (figure III.3) illustre bien la différence entre l'approche classique qui fait abstraction de l'existence d'une fissure (le critère de rupture est $\sigma^\infty = \sigma_E$) et l'approche par la MLR qui prend en compte la présence de la fissure (σ^∞ proportionnelle à $1/\sqrt{a}$). La zone de non rupture située sous les deux courbes représentant les approches précédentes, montre que de part et d'autre de la longueur de défaut a_0 , on utilisera l'une ou l'autre des approches.

L'énergie de Griffith G est la force motrice dans un matériau dont la résistance à la rupture est donnée par G_c . Par analogie avec l'approche basée sur la limite d'élasticité où c'est la contrainte qui joue le rôle de force motrice dans un matériau dont la résistance à la déformation plastique est donnée par la limite d'élasticité σ_E .

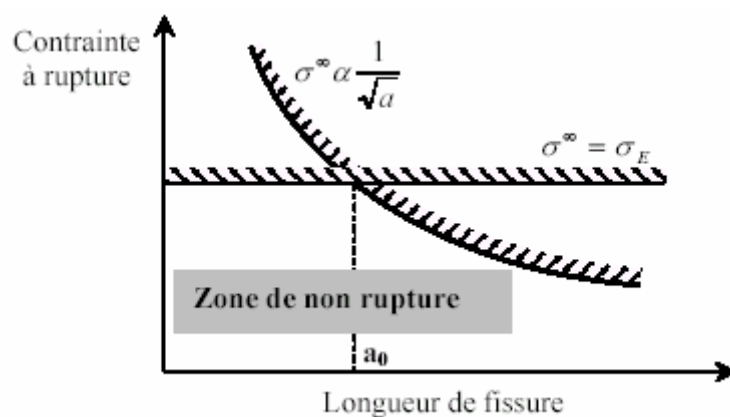


Figure III.3 : Comparaison entre l'approche classique et celle de la MLR.

III-2.2. Concept d'intensité des contraintes

La (figure III.4) représente schématiquement les contraintes sur un élément centré sur un point M repéré par les coordonnées polaires r, θ par rapport à une extrémité d'une fissure sollicitée en mode d'ouverture ou mode I.

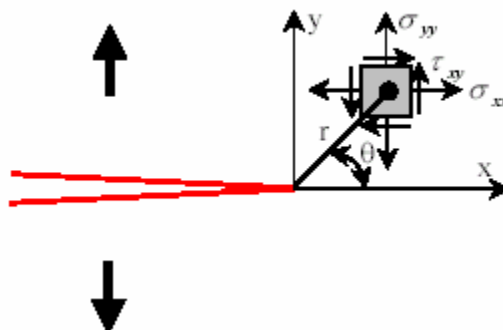


Figure III.4 : Contraintes près de l'extrémité d'une fissure

Ces contraintes s'expriment à partir d'un paramètre noté K_I et appelé facteur d'intensité des contraintes (FIC) en mode I, par les relations III.4:

$$\begin{cases} s_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \left(1 - \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2} \right) \\ s_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \left(1 + \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2} \right) \\ t_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \sin \frac{q}{2} \cos \frac{3q}{2} \end{cases} \quad (\text{III.4})$$

Ces relations peuvent s'écrire sous la forme condensée suivante :

$$s_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} f_{ij}(q) \quad (\text{III.5})$$

Des formules donnant le (FIC) K_I pour différentes configurations de chargement existent dans les manuels spécialisés. L'expression du (FIC) K_I dans le cas de la figure III. 2 est :

$$K_I = s^\infty \sqrt{pa} \quad (\text{III.6})$$

En comparant les formules (III.1) et (III.6), il apparaît que

$$G = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{et} \quad G_C = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (\text{III.7})$$

Dans l'approche basée sur le concept de FIC de la MLR, la rupture fragile se produit lorsque le (FIC) K_I atteint la valeur critique K_{IC} qui correspond à la ténacité du matériau. Dans cette approche, le K_I est la force motrice dans un matériau dont la résistance à la rupture est caractérisée par la ténacité K_{IC} . Le principe de similitude est supposé vérifié comme dans le cas de l'approche énergétique. Les deux approches sont équivalentes (relations III.9) pour un matériau dont le comportement est linéaire élastique.

III-2.3. Propagation des fissures et concept de tolérance au dommage

La vitesse de propagation des fissures est alors caractérisée par un paramètre tel que le FIC, et la taille critique de défaut à ne pas dépasser est directement liée à la ténacité du matériau. Dans le cas par exemple de la fissuration par fatigue des alliages métalliques, la propagation de fissure da/dN est généralement représentée par la relation empirique de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (\text{III.8})$$

où. K est l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes et C et m sont des constantes du matériau.

Les structures contiennent la plupart du temps des défauts de type fissure ; ces défauts, souvent inhérents aux procédés même de fabrication des composants, étant inévitables, on dimensionne les structures en tenant compte de leur présence et en veillant à ce qu'ils n'atteignent pas la taille critique qui conduit à la rupture brutale : c'est le concept de tolérance au dommage. La MLR fournit les outils nécessaires pour déterminer la taille critique du défaut (relation III.5) et suivre sa propagation (relation III.10). Considérons un défaut (une fissure de fatigue ou de corrosion sous tension) qui se développe dans une structure et dont l'évolution de la taille en fonction du temps est représentée schématiquement sur la figure III.5. Cette figure illustre bien le concept de tolérance au dommage.

La longueur de fissure initiale a_0 correspond généralement à la limite de détection des moyens de contrôle non destructif, et la longueur critique est déterminée à partir du chargement appliqué et de la ténacité du matériau. On prend un coefficient de sécurité de telle sorte que la longueur admissible du défaut reste inférieure à la longueur critique; la durée de vie de la structure est alors déterminée en calculant le temps nécessaire pour que la longueur de défaut passe de a_0 à la longueur admissible.

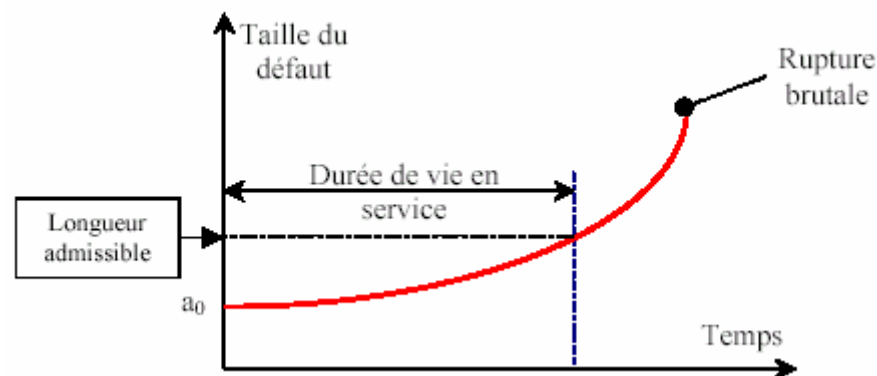


Figure III.5 : Concept de tolérance au dommage

III-3. Influence des propriétés des matériaux sur la rupture

Selon le comportement physique d'un matériau, la classification habituellement utilisée des matériaux est la suivante :

- des matériaux dont le comportement est essentiellement linéaire élastique. Les alliages d'aluminium à précipitation durcissante, les aciers à haute limite élastique, les céramiques... font partie de cette catégorie.
- des matériaux ductiles tels que les aciers à faible ou moyenne résistance, les inox ou aciers austénitiques, les alliages de cuivre... .
- des métaux sollicités à grandes vitesses de déformation ; le comportement peut être aussi viscoplastique dans ces conditions.

Considérons une plaque fissurée qui est chargée jusqu'à rupture. La figure III.6 est une représentation schématique de la variation de la contrainte à rupture en

fonction de la ténacité des matériaux. Pour les matériaux à faible ténacité où la contrainte à rupture varie linéairement avec le K_{IC} (relation III.10), la rupture fragile est le principal mécanisme qui gouverne la ruine de la structure; la mécanique linéaire de la rupture décrit raisonnablement bien ce genre de comportement.

La figure III.7a représente une fissure de bord de très petite dimension par rapport à celles de la plaque qui peut être alors considérée comme un milieu infini si on se place à l'échelle de la fissure ; la plaque est constituée d'un matériau dont le comportement est linéaire élastique. La taille de la fissure de la figure III.7b n'est plus négligeable et donc la largeur L de l'éprouvette est une variable additionnelle par rapport au cas précédent. Le cas de la figure III.7c constitue la même configuration de chargement que le cas III.7b mais le matériau est élastoplastique (élastique plastique parfait) et donc deux autres variables vont s'ajouter : la limite d'élasticité du matériau et la taille de la zone plastifiée qui se forme à l'extrémité de la fissure.

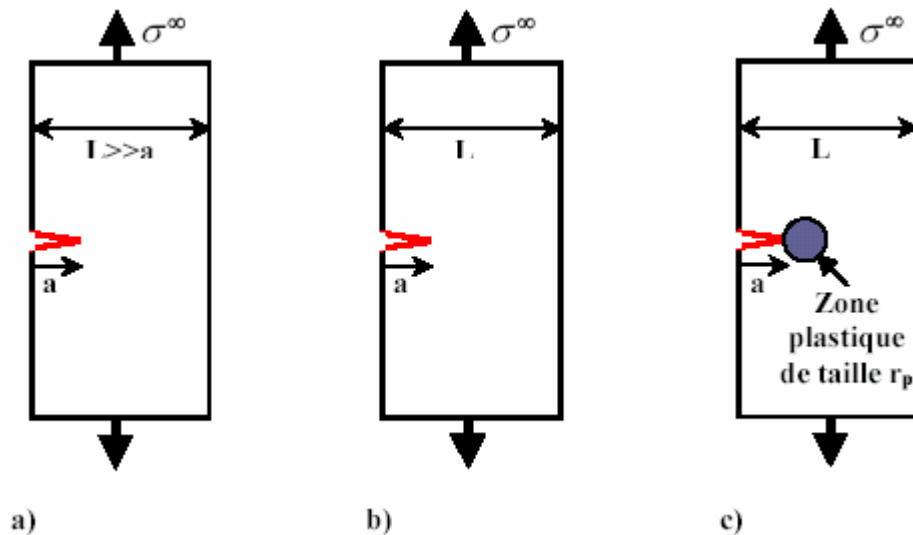


Figure III.7 : Différents cas d'éprouvettes avec fissure de bord

Dans le cas de la figure III.7a, les contraintes σ_{ij} en un point repéré par ses coordonnées polaires r, θ par rapport à l'extrémité de la fissure, seront représentées par une fonction de type :

$$s_{ij} = f_1(s^\infty, E, u, a, r, q) \quad (\text{III.9})$$

L'analyse dimensionnelle (théorème de Buckingham) permet alors d'écrire :

$$\frac{s_{ij}}{s^\infty} = F_1\left(\frac{E}{s^\infty}, \frac{r}{a}, u, q\right) \quad (\text{III.10})$$

L'analyse dimensionnelle pour le cas de la figure III.7b où L est la variable additionnelle, conduit à :

$$\frac{S_{ij}}{S^{\infty}} = F_2 \left(\frac{E}{S^{\infty}}, \frac{r}{a}, \frac{L}{a}, u, q \right) \quad (\text{III.11})$$

Dans le cas de la figure III.7c où deux autres variables la limite d'élasticité du matériau σ_E et la taille de la zone plastifiée r_p vont s'ajouter, la même analyse donne :

$$\frac{S_{ij}}{S^{\infty}} = F_3 \left(\frac{E}{S^{\infty}}, \frac{S_E}{S^{\infty}}, \frac{r}{a}, \frac{L}{a}, \frac{r_p}{a}, u, q \right) \quad (\text{III.12})$$

La relation III.13 correspond à un comportement élastique linéaire du matériau; si $L \gg a$, autrement dit lorsque la largeur de l'éprouvette est grande par rapport à la longueur de la fissure, il n'y a plus d'effet de bord et la largeur L n'est plus considérée comme une dimension caractéristique, on retrouve alors la relation-III.12 où L n'apparaît plus.

La relation 14 correspond à un comportement élastique plastique parfait; lorsque la taille de la zone plastifiée est faible par rapport à la longueur de la fissure ($r_p \ll a$) et que la contrainte appliquée est faible par rapport à la limite d'élasticité du matériau ($\sigma^{\infty} \ll \sigma_E$), on retrouve la relation III.13 : c'est précisément dans ces conditions ($r_p \ll a$ et $\sigma^{\infty} \ll \sigma_E$) qu'on peut appliquer la MLR.

III-4. Approche atomique de la rupture fragile

- La rupture fragile s'accompagne de très peu de déformation plastique. Dans les alliages :
 - transgranulaire : rupture par clivage ou par glissement dans un grain ;
 - intergranulaire : rupture par glissement le long des joints de grains.

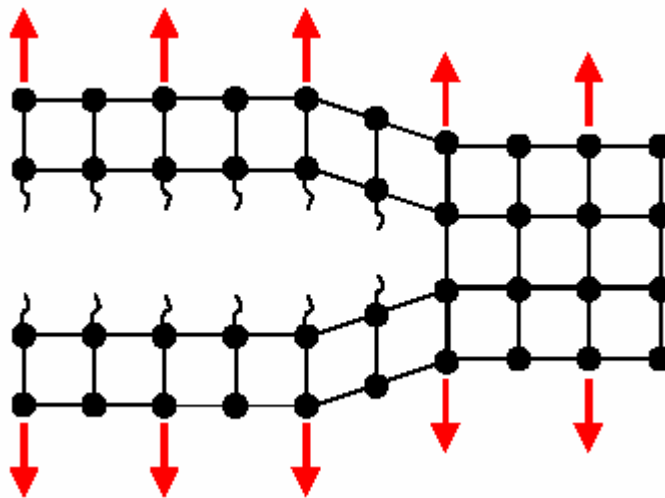


Figure III.8 : rupture par clivage

L'approche atomique consiste à étudier une rupture par clivage en considérant les forces des liaisons atomiques. Le clivage opère par rupture des liaisons interatomiques dans une direction perpendiculaire au plan de rupture. La figure III.8 présente schématiquement ce type de rupture fragile (mode I de rupture).

Les ruptures par clivage se produisent préférentiellement le long de plans atomiques bien définis selon les matériaux. Les cubiques centrées clivent selon les plans (100) alors que les cubiques faces centrées clivent difficilement. Le calcul de la contrainte de liaison atomique nécessite de connaître la relation entre la force appliquée et le déplacement des atomes autour de leur position d'équilibre. Cette force est la somme d'une composante d'attraction (en $1/r^2$) et d'une composante de répulsion (en $-1/r^9$) où r est la distance inter atomique. La contrainte de liaison est donc de la forme :

$$s = A \left[\left(\frac{r_0}{r} \right)^2 - \left(\frac{r_0}{r} \right)^9 \right] \quad (\text{III.13})$$

Où r_0 est la distance d'équilibre; l'évolution de cette contrainte est montrée sur la figure III.9 où la contrainte théorique de clivage σ_c est indiquée.

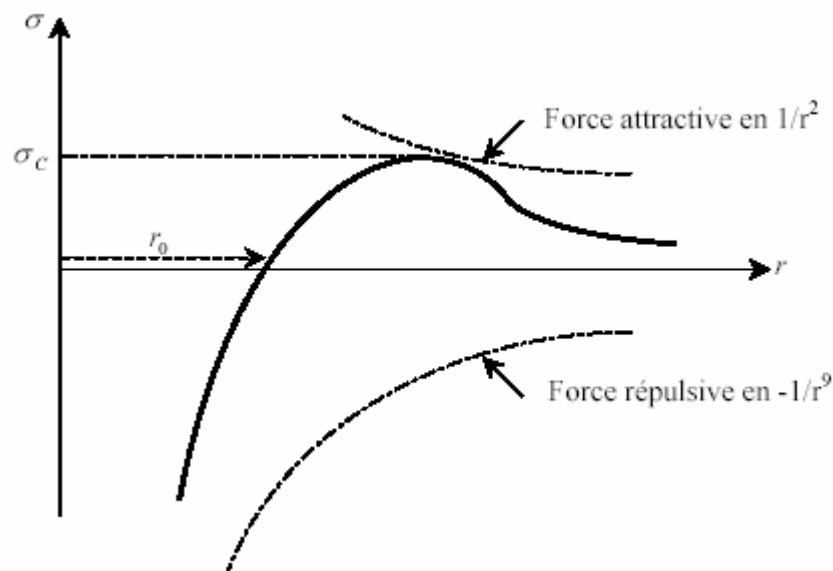


Figure III.9 : Définition de la contrainte théorique de clivage σ_c

La déformation étant donnée par : $e = \log \frac{r}{r_0}$ le module d'Young E s'écrit donc :

$$E = \left(\frac{dS}{de} \right)_{r=r_0} = r_0 \left(\frac{dS}{dr} \right)_{r=r_0} \quad (\text{III.14})$$

Soit en utilisant la relation III.16 :

$$E = 7A$$

La contrainte théorique de clivage σ_c est définie par la condition

$$\frac{dS}{dr} = 0 \text{ soit } \frac{r_0}{r} = 0,81 \quad \text{d'où} \quad s_c \approx \frac{E}{14} \quad (\text{III.15})$$

On assimile parfois pour faire les calculs, la portion de courbe au delà de la distance d'équilibre r_0 à une sinusoïde (figure III.10).

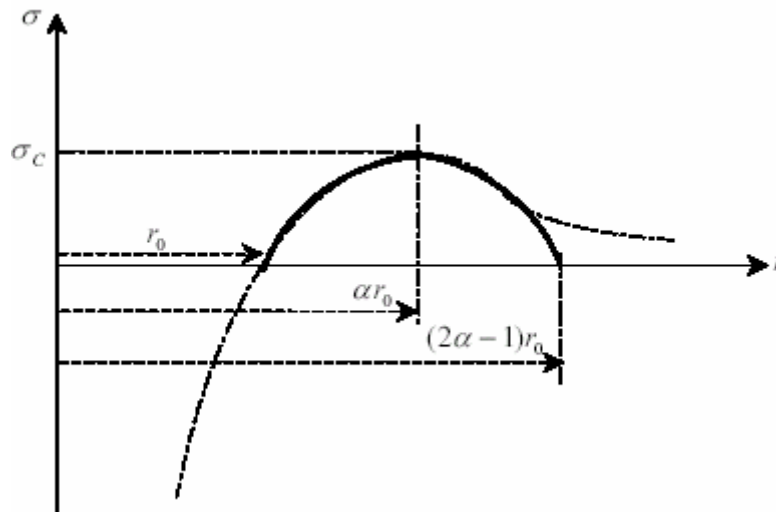


Figure III.10 : Approximation sinusoïdale de la contrainte de liaison s .

Dans cette hypothèse, la contrainte de liaison pour $r > r_0$ s'écrit :

$$s = s_c \sin \left[\frac{p}{2(a-1)} \left(\frac{r}{r_0} - 1 \right) \right] \quad (\text{III.16})$$

Dans ces conditions le module d'Young s'exprime par :

$$E = r_0 \left(\frac{ds}{dr} \right)_{r=r_0} = s_c \frac{p}{2(a-1)} \quad (\text{III.17})$$

L'énergie de cohésion par unité de surface que l'on note W est définie par

$$W = \int_{r_0}^{(2a-1)r_0} s \, dr \quad (\text{III.18})$$

soit

$$W = 4 \frac{a-1}{p} r_0 s_c \quad (\text{III.19})$$

Comme $W = 2g_s$, où g_s est l'énergie de création de surface (le terme 2 vient du fait que l'on crée deux surfaces lors de la rupture), on a donc :

$$g_s = 2 \frac{a-1}{p} r_0 s_c \quad (\text{III.20})$$

En éliminant α entre III.17 et III. 20, on obtient $g_s = \frac{s_c}{E} r_0 s_c$ soit :

$$s_c = \sqrt{\frac{E g_s}{r_0}} \quad (\text{III.21})$$

Or l'énergie de création de surface est de la forme

$$g_s = \frac{Eb}{K} \quad (\text{III.22})$$

où $b=r_0$ est le vecteur de Burgers et k est une constante comprise entre 16 et 100, ce qui donne :

$$\frac{E}{10} \leq s_c \leq \frac{E}{4} \quad (\text{III.23})$$

La contrainte théorique de clivage donnée par la relation III.15 ou III. 23 est de 10 à 1000 fois plus grande que les contraintes de rupture par clivage mesurées expérimentalement. La différence entre la valeurs théorique et les mesures expérimentales s'explique par des mécanismes d'amplification de la contrainte liés à la présence dans les matériaux de défauts sous forme de fissure ou d'entaille aiguë qui concentrent les contraintes dans leur voisinage : la contrainte locale σ_L au voisinage d'un défaut est bien plus grande que la contrainte appliquée σ_a ($\sigma_L \gg \sigma_a$).

III-4.1. Concentration des contraintes près d'un défaut

Si on considère un défaut de forme elliptique de longueur $2a$ et de rayon à fond d'entaille p (figure III.11), la contrainte locale à l'extrémité A est donnée par :

$$s_L(A) = s_a \left(1 + \frac{2a}{b} \right) = s_a \left(1 + 2 \sqrt{\frac{a}{r}} \right) \quad (\text{III.24})$$

Dans le cas d'une entaille très aiguë, $p \ll a$ et on a alors :

$$s_L(A) \approx 2s_a \sqrt{\frac{a}{r}} \quad (\text{III.25})$$

Le facteur amplifiant la contrainte est le rapport $K_T = 2 \sqrt{\frac{a}{r}}$ appelé facteur de concentration. Le facteur de concentration de contrainte K_T peut devenir très grand pour des entailles aiguës telles que des fissures.

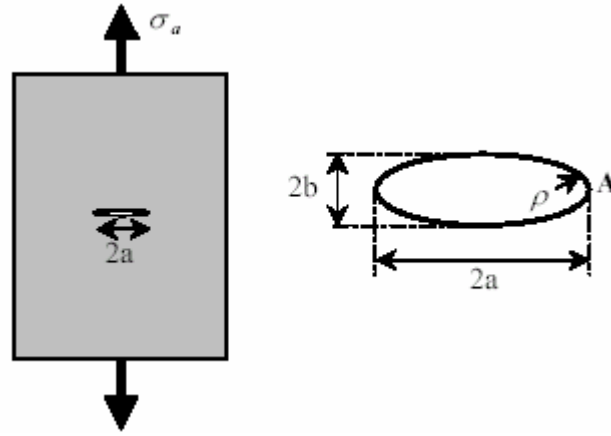


Figure III.11 : Défaut elliptique dans une plaque infinie.

Si on prend par exemple le rayon à fond d'entaille r de l'ordre d'une distance inter atomique, la contrainte locale devient :

$$s_L(A) \approx 2s_a \sqrt{\frac{a}{r_0}} \quad (\text{III.26})$$

En comparant les relations III.21 et III.26 ($s_L(A) = s_c$), il apparaît que la contrainte de rupture par clivage s_a (macroscopique) mesurée expérimentalement est donnée par

$$s_a = \sqrt{\frac{Eg_s}{4a}} \quad (\text{III.27})$$

En considérant l'expression de l'énergie de création de surface $g_s \approx \frac{Er_0}{100}$ on a :

$$s_a = \frac{E}{20} \sqrt{\frac{r}{a}} \quad (\text{III.28})$$

Si le rapport $\sqrt{\frac{r}{a}}$ est suffisamment petit, on obtient des valeurs de la contrainte de rupture par clivage s_a comparables aux résultats expérimentaux.

La relation III.27 est une estimation de la contrainte de rupture expérimentale par clivage car l'hypothèse de milieu continu n'est plus valable lorsqu'on se place à l'échelle atomique. Des simulations numériques où les liaisons entre atomes sont modélisées par des ressorts non linéaires, montrent que cette contrainte de rupture par clivage est de la forme :

$$s_a = a \sqrt{\frac{Eg_s}{a}} \quad (\text{III.29})$$

où a est une constante, proche de 1, qui dépend de la rigidité des ressorts simulant les liaisons atomiques ($a = 1/2$ dans la relation III.28).

III-4.2. Energie de Griffith

Soit un matériau contenant une fissure de longueur a . (figure III.12) Une extension Δa de cette fissure s'accompagnera des variations d'énergie suivantes :

$$\text{avec } \Delta W_{ext} = \Delta W_{elast.} + \Delta U$$

$\Delta W_{ext.}$: la variation d'énergie appliquée (due aux forces extérieures),

$\Delta W_{elast.}$: la variation d'énergie élastique (emmagasinée),

U : l'énergie dépensée lors de la propagation de la fissure sur la longueur Δa .

Dans la théorie initiale de Griffith qui s'applique à une rupture fragile, l'énergie U correspond à l'énergie nécessaire pour créer de nouvelles surfaces dans le matériau ($\Delta U = \Delta W_{sép.}$ avec $W_{sép}$ l'énergie de séparation des surfaces). L'énergie de Griffith G est rapportée à l'unité de surface ; elle est définie à partir de ΔU par :

$$G = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{\Delta A} = \frac{\partial U}{\partial A} \quad (\text{III.30})$$

où $\Delta A = e \Delta a$ est la surface fissurée lors de la propagation de la fissure sur la longueur Δa dans une éprouvette d'épaisseur e . Généralement, on considère une épaisseur unité ($e = 1$) et G rapportée à l'unité d'épaisseur est alors donnée par :

$$G = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{\Delta a} = \frac{\partial U}{\partial a} \quad (\text{III.31})$$

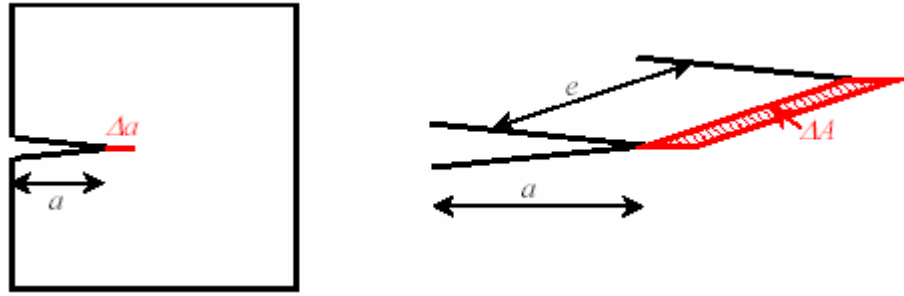
Si on considère g_s l'énergie spécifique de création de surface, on a :

$$G = \frac{\partial U}{\partial A} = 2g_s \quad (\text{III.32})$$

Comme d'après la relation III.1 $G = \frac{p(s_R)^2 a}{E}$ la contrainte à rupture s_R d'après III.32 est alors donnée par :

$$s_R = \sqrt{\frac{2Eg_s}{p a}} \quad (\text{III.33})$$

On retrouve une expression du type de la relation III.29 avec $a = \sqrt{\frac{2}{p}}$.

Figure III.12 : Propagation de la fissure sur une longueur Δa .

Pour bien comprendre la signification de l'énergie de Griffith G ou taux de restitution d'énergie, on va envisager la propagation (dans une éprouvette d'épaisseur unité) dans les 2 cas classiques suivants :

- Propagation à force F imposée (figure III.13.b)
- Propagation à déplacement x imposé (figure III.13.c)

a - Propagation à déplacement imposé

$\Delta x = 0 \Rightarrow \Delta W_{ext} = 0$; $W_{élast.} = \frac{1}{2} Fx$, soit en introduisant la complaisance, c'est à dire

l'inverse de la rigidité. $C = \frac{x}{F}$:

$$W_{élast.} = \frac{1}{2} CF^2 = \frac{x^2}{2C} \quad \Rightarrow \quad \Delta W_{élast.} = -\frac{x^2}{2C} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_x \Delta a$$

l'énergie élastique emmagasinée décroît.

Comme $\Delta W_{élast.} = 0 = \Delta U + \Delta W_{élast.} \Rightarrow \Delta U = -\Delta W_{élast.}$ et $G = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)$, soit

$$G = \frac{x^2}{2C^2} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_x = \frac{F^2}{2} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_x \quad (\text{III.34})$$

b - Propagation à force imposée

$$\Delta F = 0 \Rightarrow \Delta \left(\frac{x}{C} \right) = 0 \quad \text{soit} \quad \frac{\Delta x}{x} = \frac{\Delta C}{C}$$

$$\Delta W_{ext} = F \cdot \Delta x = \frac{Fx}{C} \cdot \Delta C \approx F^2 \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_F \Delta a$$

$$W_{élast} = \frac{1}{2} Fx = \frac{F^2}{2} C \quad \text{d'où} \quad \Delta W_{élast} = \frac{F^2}{2} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_F \Delta a$$

$\Delta U = \Delta W_{ext} - \Delta W_{élast} = \frac{F^2}{2} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_F \Delta a$, et l'énergie de Griffith s'écrit alors :

$$G = \frac{F^2}{2} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_F \quad (\text{III.35})$$

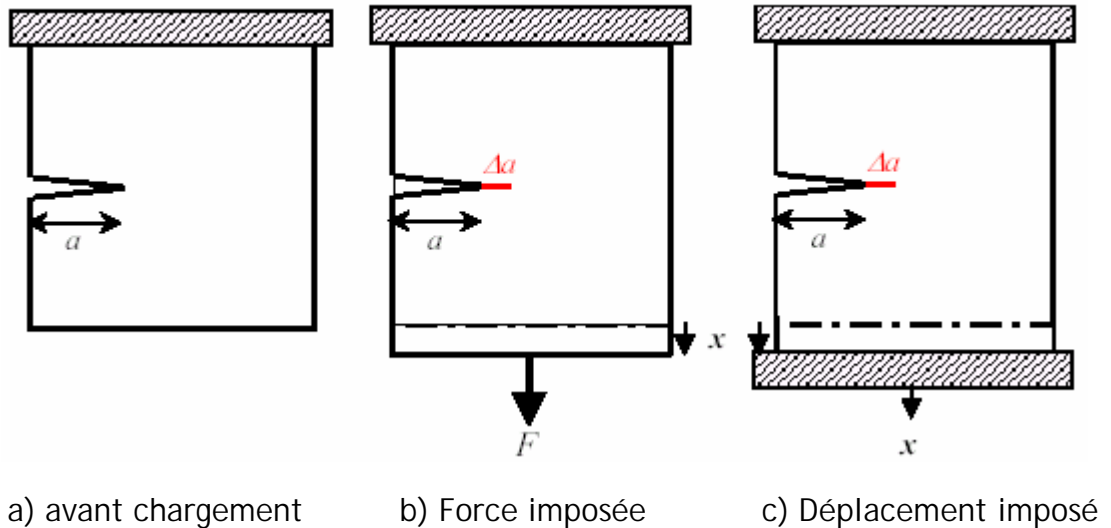


Figure III.13 : Propagation stable à Force imposée ou à Déplacement imposé

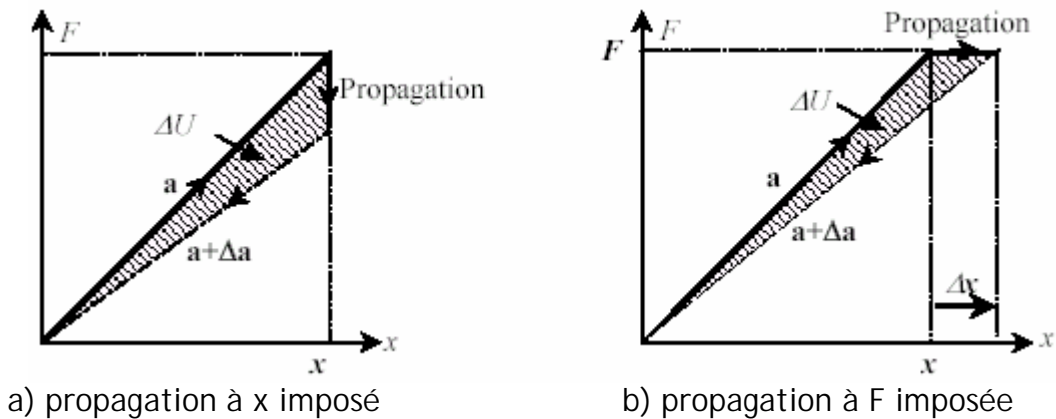


Figure III.14 : Variation de la force lors d'une propagation de fissure à force imposée ou à déplacement imposé

Remarquons que, dans les relations III.34 et III.35, l'énergie de Griffith G a la même expression mais elle provient de deux sources différentes :

- dans la relation 34, c'est la diminution d'énergie élastique qui a servi à propager la fissure (aire hachurée de la figure III.14a)
- dans la relation 35, l'énergie élastique augmente mais le travail des forces extérieures augmente de façon plus importante et c'est la différence entre ces deux variations qui sert à propager la fissure (aire hachurée de la figure III.14b). Si on compare les deux aires hachurées de la figure III.17, il apparaît qu'elles diffèrent de la quantité $\frac{1}{2} \Delta F \Delta x$ qui est négligeable (infinitement petit d'ordre 2).

Les relations III.34 et III.35 sont rapportées à l'unité d'épaisseur. Dans le cas où l'épaisseur e n'est pas égale à l'unité, il convient de modifier ces relations comme suit :

$$G = \frac{F^2}{2e} \left(\frac{\partial C}{\partial a} \right)_{x \text{ ou } F} \tag{III.36}$$

III-4.3. Description du champ des contraintes à l'extrémité d'une fissure à l'aide du facteur d'intensité des contraintes

La forme générale du champ des contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans un matériau dont le comportement est élastique et linéaire est de la forme :

$$s_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2pr}} f_{ij}(q) + \sum_{m=0}^{\infty} a_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(q) \quad (\text{III.37})$$

Les coordonnées (r, θ) sont repérées par rapport à l'extrémité de la fissure (Figure III.15) Les fonctions adimensionnelles f_{ij} et g_{ij} dépendent du mode de sollicitation, et g_{ij} de l'état de contrainte et de la géométrie du corps fissuré aussi.

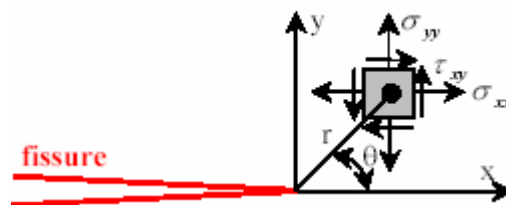
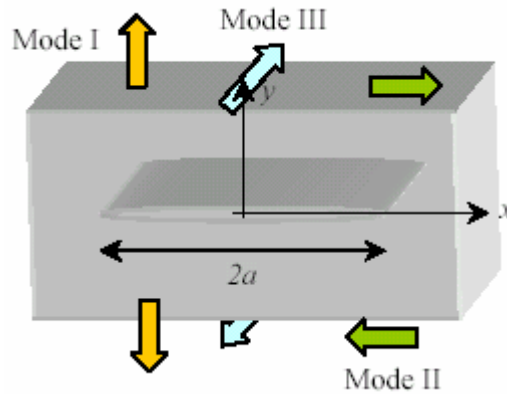


Figure III.15 : Définition des axes (x, y) et des coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure

Au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure, les contraintes présentent une singularité en $\frac{1}{\sqrt{r}}$, c'est à dire lorsque $r \rightarrow 0$ elles tendent vers l'infini comme $\frac{1}{\sqrt{r}}$. Les autres termes d'ordre plus élevé de la relation III.37 sont alors négligeables. La zone la plus critique est donc le voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure et on ne considère alors que les termes en $\frac{1}{\sqrt{r}}$, autrement dit que les champs de contraintes asymptotiques qui sont donc de la forme :

$$s_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2p}} \frac{f_{ij}(q)}{r} \quad (\text{III.38})$$

Selon le mode de sollicitation considéré (mode I, II ou III figure III.16) ils s'expriment à l'aide des facteurs d'intensité des contraintes K_I , K_{II} ou K_{III}



(Fig.III.16) Définition des modes de sollicitation

En mode I

$$\begin{cases} s_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \left(1 - \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2} \right) \\ s_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \left(1 + \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2} \right) \\ t_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \sin \frac{q}{2} \cos \frac{3q}{2} \end{cases} \quad (\text{III.39})$$

En mode II

$$\begin{cases} s_{xx} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \sin \frac{q}{2} \left(2 + \cos \frac{q}{2} \cos \frac{3q}{2} \right) \\ s_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \sin \frac{q}{2} \cos \frac{q}{2} \cos \frac{3q}{2} \\ t_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \left(1 - \sin \frac{q}{2} \sin \frac{3q}{2} \right) \end{cases} \quad (\text{III.40})$$

En mode III

$$\begin{cases} s_{13} = -\frac{K_m}{\sqrt{2pr}} \sin \frac{q}{2} \\ s_{23} = -\frac{K_m}{\sqrt{2pr}} \cos \frac{q}{2} \end{cases} \quad (\text{III.41})$$

Remarque : Lorsque la structure fissurée est sollicitée dans les 3 modes simultanément, on a en appliquant le principe de superposition en élasticité linéaire :

$$s_{ij}^{(total)} = s_{ij}^{(I)} + s_{ij}^{(II)} + s_{ij}^{(III)} \quad (\text{III.42})$$

Considérons maintenant le mode I seul par exemple. Lorsque ($q = 0$) c'est à dire lorsqu'on se place dans le plan de la fissure, au voisinage immédiat et en aval de l'extrémité de celle-ci, on a d'après les relations III.39.

$$s_{xx}(q = 0) = s_{yy}(q = 0) = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}}$$

Le plan (x, y) de la fissure est donc principal pour le mode I. La figure III.17 est une représentation schématique de la variation de $s_{yy}(q = 0)$.

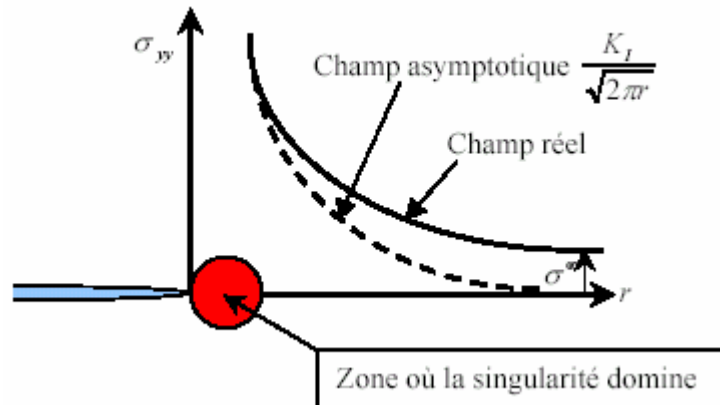


Figure III.17 : Contrainte $s_{yy}(q = 0)$ perpendiculaire au plan de fissuration

Cette figure illustre la zone où la singularité domine c'est à dire lorsque la contrainte varie comme $1/\sqrt{r}$. Au delà de cette zone, on retrouve les conditions limites loin de la zone fissurée et la contrainte s_{yy} tend alors progressivement vers la contrainte appliquée s^∞ .

Le facteur d'intensité des contraintes (FIC) K_I définit l'amplitude de la zone de singularité. Les contraintes dans cette zone augmentent proportionnellement à K_I qui caractérise alors complètement les conditions à l'extrémité de la fissure ; si le K_I est connu, on peut déterminer les champs des contraintes, des déformations et des déplacements en fonction des coordonnées (r, q) . Le FIC est un des concepts les plus importants de la mécanique de la rupture.

III-4.4. Relation entre le fic et l'énergie de Griffith

Pour les calculs, on considère une fissure élastique sollicitée en mode I (Figure III.18).

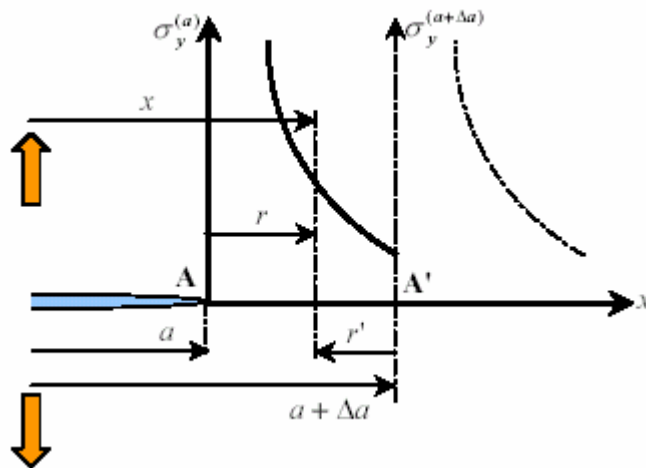


Figure III.18 : Fissure sollicitée en mode I

La fissure a pour longueur initiale a et se propage de Δa . L'extrémité de la fissure se déplace donc de la position $A(x=a)$ à la position $A'(x=a+\Delta a)$.

* Le champ de contrainte en aval de l'extrémité de la fissure ($q=0$) est donné par :

$$s_y(r, q=0) = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}}$$

Le champ des déplacements des lèvres en amont de l'extrémité de la fissure ($q=\pi$) s'écrit :

$$U_y(r, q=\pi) = \frac{K_I}{2m} \sqrt{\frac{2r}{p}} \left(\frac{l^* + 2m}{l^* + m} \right) \quad \text{avec} \quad \begin{cases} l^* = l & \text{en DP} \\ l^* = \frac{2l}{1+2m} & \text{en CP} \end{cases}$$

Où

$$U_y(r, q=p) = \frac{K_I}{m} \sqrt{\frac{2r}{p}} (1 - u^*) \quad \text{avec} \quad \begin{cases} u^* = u & \text{en DP} \\ u^* = \frac{u}{1+u} & \text{en CP} \end{cases}$$

(DP : Déformations Planes ; CP : Contraintes Planes)

Pour déterminer l'énergie de propagation de la fissure ou taux de restitution d'énergie G , il est plus commode de calculer le travail de régression de la fissure de la position A' à la position A . Autrement dit on calcule le travail qu'il faut appliquer aux lèvres de la fissure pour qu'elles se referment. La force appliquée aux lèvres

est $s_y(r)dx$ avec $r = x - a$ (fig.III.18), ou $s_y(r)dx$ si on considère une épaisseur unité. Le déplacement du point d'abscisse x considéré est $U_y(r)$ avec $r = a + \Delta a - x$ (fig.III.18).
Le travail de régression s'écrit donc

$$\Delta W' = -\Delta U = 2 \int_{a+\Delta a}^a \frac{s_y(r)U_y(r')}{2} dx = \frac{K_I^2}{m} \frac{1-u^*}{p} \underbrace{\int_{a+\Delta a}^a \sqrt{\frac{a+\Delta a-x}{x-a}}}_{(I)} dx \quad (III.43)$$

Pour calculer l'intégrale (I), on effectue le changement de variables suivant

$$\frac{\Delta a}{x-a} = X \Rightarrow dx = -\frac{dX}{X^2} \Delta a \quad \text{et} \quad \begin{cases} x = a & \Rightarrow X = \infty \\ x = a + \Delta a & \Rightarrow X = 1 \end{cases}$$

L'intégrale (I) devient alors

$$I = \Delta a \int_1^{\infty} \sqrt{X-1} \left(-\frac{dX}{X^2} \right) \quad (III.44)$$

que l'on intègre par parties en posant

$$\begin{cases} a = \sqrt{X-1} \Rightarrow da = \frac{dX}{2\sqrt{X-1}} \\ db = -\frac{dX}{X^2} \Rightarrow b = \frac{1}{X} \end{cases} \Rightarrow I = \Delta a \left\{ \left[\frac{\sqrt{X-1}}{X} \right]_1^{\infty} - \int_1^{\infty} \frac{dX}{2X\sqrt{X-1}} \right\}$$

$$\text{Soit } I = \Delta a \left[-\text{Arctg} \sqrt{X-1} \right]_1^{\infty} = -\frac{p}{2} \Delta a \quad \text{et} \quad \Delta U = -\Delta W' = \frac{K_I^2 (1-u^*) \Delta a}{2m}$$

D'ou finalement

$$G_I = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{\Delta a} \Rightarrow G_I = \frac{K_I^2}{m} \left(\frac{1-u^*}{2} \right) \quad (III.45)$$

En déformations planes

$$u^* = u \quad \text{et} \quad G_I = \frac{K_I^2}{E} (1-u^2) \quad (III.46)$$

En contraintes planes

$$u^* = \frac{u}{1+u} \quad \text{et} \quad G_I = \frac{K_I^2}{E} \quad (III.47)$$

Remarques : Des calculs similaires peuvent être effectués pour les modes II et III, en considérant toujours une fissure de longueur a qui se propage de Δa .

1- mode II :

Les champs des contraintes en aval et des déplacements en amont de l'extrémité de la fissure, s'écrivent :

$$\begin{cases} s_{xy}(r, q = 0) = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \\ U_x(r, q = 0) = \frac{K_{II}}{m} \sqrt{\frac{2r}{p}} (1-u^*) \end{cases}$$

Les expressions étant les mêmes que pour le mode I, les mêmes calculs conduisent à :

$$G_{II} = \frac{K_{II}^2}{2m} (1-u^*) \Rightarrow \begin{cases} G_{II} = \frac{K_{II}^2}{E} (1-u^2) & \text{en DP} \\ G_{II} = \frac{K_{II}^2}{E} & \text{en CP} \end{cases}$$

2- Mode III

Les champs des contraintes en aval et des déplacements en amont de l'extrémité de la fissure s'écrivent :

$$\begin{cases} s_{yz}(r, q = 0) = \frac{K_m}{\sqrt{2pr}} \\ U_3(r, q = 0) = \frac{K_m}{m} \sqrt{\frac{2r}{p}} \end{cases}$$

Après calcul, l'énergie de Griffith en mode III s'exprime :

$$G_m = \frac{K_m^2}{2m}$$

3- Cas général

Dans le cas général, lorsqu'on a coexistence des trois modes de changement, l'énergie de Griffith s'écrit

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} \quad \text{soit} \quad G = \frac{1}{2m} [(1-u^*)(K_I^2 + K_{II}^2) + K_{III}^2] \quad (\text{III.48})$$

$$\text{En déformations planes} \quad G = \frac{1}{E} [(1-u^2)(K_I^2 + K_{II}^2) + (1+u)K_{III}^2] \quad (\text{III.49})$$

$$\text{En contraintes planes} \quad G = \frac{1}{E} [(K_I^2 + K_{II}^2) + (1+u)K_{III}^2] \quad (\text{III.50})$$

III-4.5. Principe de superposition en MLR

Dans les matériaux élastiques linéaires, les composantes des contraintes, des déformations et des déplacements sont additives : c'est l'application du principe de superposition. Cependant, il faut respecter certaines règles : ainsi par exemple deux contraintes normales selon la direction x peuvent s'ajouter entre elles, mais une contrainte normale ne peut en aucun cas s'additionner avec une contrainte de cisaillement. Il en est de même pour les facteurs d'intensité des contraintes (FIC) : on ne peut additionner des FIC que s'ils concernent le même mode de sollicitation (mode I, II ou III). On a ainsi :

$$K_I^{(total)} = K_I^{(A)} + K_I^{(B)} + K_I^{(C)} + \dots$$

mais

$$K_{(total)} \neq K_I + K_{II} + K_{III}$$

Dans beaucoup de cas, le principe de superposition, convenablement appliqué, permet de déterminer la solution pour le FIC dans des configurations de chargement relativement complexes en les décomposant en somme de chargements simples dont les solutions sont connues.

L'exemple de la figure ci-dessous illustre l'application du principe de superposition.

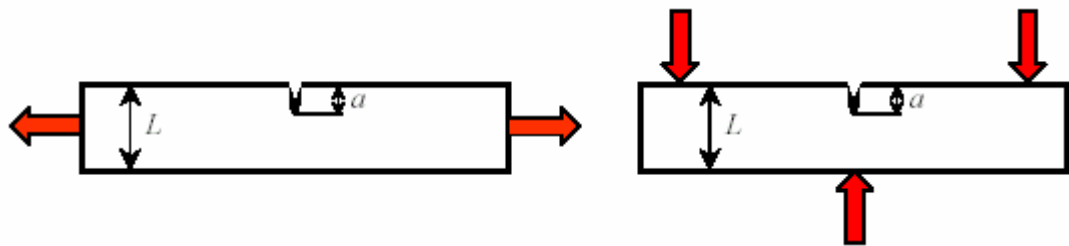


Figure III.19 : Fissure sollicitée en mode I dû à une traction et à une flexion

Les FIC K_I sont connus pour les deux chargements de traction et flexion (manuels spécialisés). Comme ils conduisent tous les deux à des sollicitations de la fissure en mode I, la solution est :

$$K_I^{(total)} = K_I^{(traction)} + K_I^{(flexion)}$$

On applique parfois le principe de superposition en imaginant des chargements dont les solutions sont connues, puis par combinaison on obtient la solution d'un problème donné. La figure III.20 illustre ce type d'utilisation du principe de superposition. On cherche à déterminer la solution de K_I pour le chargement de la figure III.20a, on connaît celle du chargement III.20b, et celle du chargement III.20c est nulle puisque la fissure reste fermée et l'intensité des contraintes ne peut être alors transmise. On a ainsi :

$$K_I^{(a)} = K_I^{(b)} - K_I^{(c)} \quad \text{avec} \quad K_I^{(c)} = 0 \Rightarrow K_I^{(a)} = K_I^{(b)}$$

Cet exemple illustre un résultat plus général : les contraintes de traction appliquées sur la frontière d'un solide fissuré (cas de la figure II.13b) peuvent être déplacées sur les lèvres de la fissure (figure II.13c) sans que cela change le FIC.

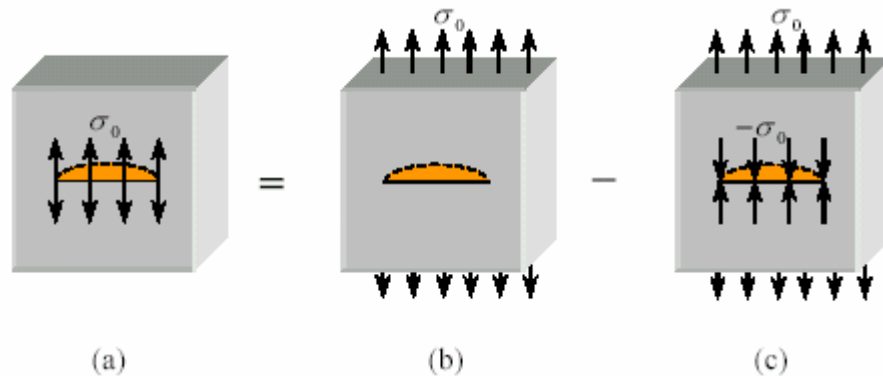


Figure III.20 : Détermination du FIC K_I pour une fissure dont les lèvres sont soumises à une traction σ_0 .

III-4.6. Propagation brutale des fissures - ténacité des matériaux

Etant donné une fissure et un mode de sollicitation, l'expérience montre que la propagation brutale de la fissure interviendra lorsque l'énergie de Griffith G atteindra une valeur critique notée G_C . Cette valeur critique G_C correspond à une valeur d'intensité des contraintes notée K_C . K_C est relié à l'énergie critique G_C par les formules établies précédemment (relations 46 et 47).

Dans le cas général, on a :

$$G_C = \frac{K_{Ic}^2 + K_{IIc}^2 + K_{IIIc}^2}{E'} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} E' = E & \text{en CP} \\ E' = \frac{E}{(1-u^2)} & \text{en DP} \end{cases}$$

La valeur critique K_C , appelée ténacité, est caractéristique du matériau et du mode de chargement; G_C est aussi une mesure de la ténacité. Le mode I étant le plus endommageant, c'est la valeur critique K_{Ic} qui est généralement utilisée pour caractériser les matériaux. La ténacité K_{Ic} joue le même rôle en MLR que la limite d'élasticité en mécanique classique. Elle dépend elle aussi d'un certain nombre de paramètres (températures d'essai, vitesse de déformation, épaisseur du matériau...).

Les évolutions caractéristiques de K_{Ic} obtenues à partir d'essais normalisés sont représentées schématiquement sur la figure III.21.

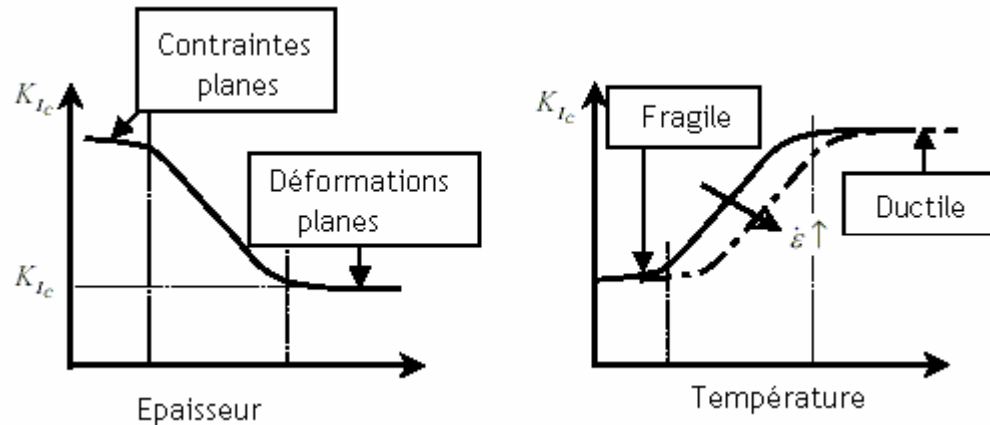


Figure III.21 : Variations caractéristiques de la ténacité K_{IC}

L'épaisseur influe sur l'état de contrainte. Dans les éprouvettes d'essais de faible épaisseur (plaques), chargées en mode I dans leur plan, l'état de contraintes planes est prédominant et la valeur critique du (FIC) en mode I est élevée, notamment dans les matériaux ductiles. Lorsque l'épaisseur augmente, on observe une transition vers un état de déformations planes, le (FIC) critique diminue et n'évolue plus au-delà d'une certaine épaisseur : c'est cette valeur minimale stabilisée du K_{IC} qui définit la ténacité du matériau.

Les mesures de ténacité sont faites sur des éprouvettes normalisées pré-fissurées en fatigue. Les normes ASTM d'essais imposent, pour une bonne mesure de la valeur stabilisée du K_{IC} :

$$a, e, (L - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{S_E} \right)^2$$

où a , e , L , S_E sont respectivement la longueur de fissure, l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette, et la limite d'élasticité du matériau.

L'influence de la température se caractérise aussi, dans les alliages métalliques tels que les aciers, par une transition entre un domaine fragile à faible température où la ténacité est faible, et un domaine ductile de forte ténacité aux températures élevées. La zone de transition ductile fragile se déplace vers les températures plus grandes lorsque la vitesse d'essai $\dot{\epsilon}$ augmente. Ce comportement rend très délicat le dimensionnement des structures lorsqu'il y a des risques d'explosion, qui peut conduire à une augmentation brutale de la vitesse de déformation de la structure (cas notamment des centrales nucléaires).

Le vieillissement des matériaux influe sur la ténacité de la même manière que la vitesse de déformation. A mesure que les matériaux vieillissent, le domaine fragile s'étend au dépens du domaine ductile avec translation de la zone de transition vers les températures plus grandes. C'est pour cette raison que certains vieux ponts de structure métallique sont fermés l'hiver quand il gèle ; ils deviennent très fragiles (un peu comme le verre) et peuvent rompre à tout moment.

III-4.7. Etats de contraintes ou de déformations planes

La plupart des solutions classiques en mécanique linéaire de la rupture réduisent les configurations de chargement étudiées à des problèmes bidimensionnels. Autrement dit, on considère qu'une contrainte ou une déformation principale est nulle. En général les conditions en aval de l'extrémité d'une fissure ne correspondent ni à l'état de contraintes planes pur ni à celui de déformations planes pur. Il y a cependant certains cas où l'approximation 2D donne des résultats tout à fait acceptables.

Considérons une plaque d'épaisseur e , fissurée et soumise à un chargement plan comme indiqué sur la figure III.21. On suppose que la taille de la zone plastique est suffisamment faible pour que l'analyse en MLR soit valable.

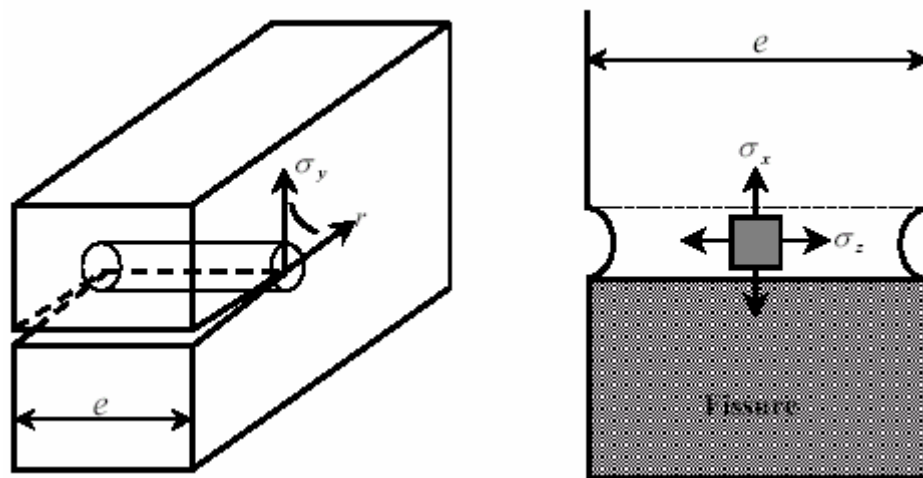


Figure III.21 : Etat des contraintes près de l'extrémité d'une fissure

En l'absence de fissure, la plaque est en état de contraintes planes. Aussi les régions suffisamment éloignées de l'extrémité de la fissure restent dans cet état de sollicitation. L'extrémité de la fissure est chargée à des contraintes bien plus élevées que le reste du matériau. Dans le plan de la fissure et en aval de son extrémité, les contraintes normales étant élevées, le matériau aura tendance à se contracter dans les directions x et z ; cette déformation est cependant restreinte par le matériau tout autour. La conséquence de cette restriction de la déformation est le développement d'une triaxialité des contraintes près de l'extrémité de la fissure. Pour $r \ll e$, des conditions de déformations planes existent au cœur de la plaque, alors qu'en surface (c.a.d à peau de la plaque) le matériau est dans un état de contraintes planes.

La figure III.22a illustre schématiquement ce changement de l'état de sollicitation lorsqu'on se déplace du cœur de la plaque vers la peau de celle-ci tout en restant près de l'extrémité de la fissure ($r \ll e$). Au cœur de la plaque, la contrainte σ_z est maximale, alors que la déformation e_z est nulle. A l'inverse, la contrainte σ_z est nulle alors que la déformation $-e_z$ est maximale à peau de la plaque. Il existe une région près de la surface de la plaque où l'état de sollicitation n'est ni l'état de contraintes planes ni celui des déformations planes.

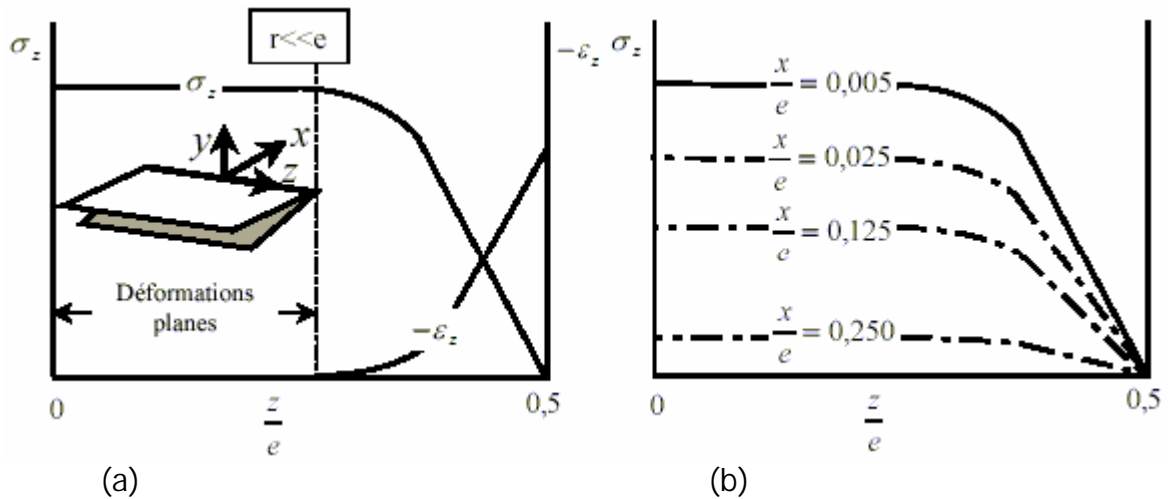


Figure III.22 : Variations schématiques de l'état de sollicitation lorsqu'on se déplace du cœur de l'éprouvette vers sa surface

- a) Evolutions de la contrainte s_z et de la déformation e_z ,
- b) Evolution de la contrainte lorsqu'on s'éloigne de l'extrémité de la fissure

La figure III.22b montre l'évolution de la contrainte s_z lorsque $\frac{x}{e}$ augmente, autrement dit lorsqu'on s'éloigne de l'extrémité de la fissure. L'état de contraintes planes devient progressivement prédominant.

L'état de contraintes à la frontière de la zone plastique dépend de la taille de cette zone comparée à l'épaisseur de l'éprouvette. Pour les faibles tailles de zone plastique, l'état de déformation plane existe à la frontière, mais lorsque la taille de zone plastique est proche de l'épaisseur de l'éprouvette, l'état de contraintes planes devient prédominant.

III-4.8. Mode de rupture mixte

La figure III.23a représente une fissure inclinée traversant une plaque soumise à une traction simple. Si la fissure n'était pas inclinée ($b = 0^\circ$), le chargement appliqué conduirait à du mode I pur. Pour montrer comment l'inclinaison de la fissure entraîne du mode II, on calcule le vecteur contrainte dans le plan de la fissure. Ce vecteur s'écrit :

$$\vec{T}(M, \vec{n}) = \vec{s} \cdot \vec{n} = (s^\infty \cos b) \vec{y} \tag{III.51}$$

Il se décompose en une contrainte normale σ_n et une contrainte tangentielle t :

$$s_n = s^\infty \cos^2 b \quad \text{et} \quad t = s^\infty \sin b \cos b$$

La fissure étant de très petite dimension par rapport à celles de la plaque, les FIC en mode I et II sont donnés respectivement par :

$$K_I = s^\infty \cos^2 b \sqrt{p a} \quad \text{et} \quad K_{II} = s^\infty \sin b \cos b \sqrt{p a}$$

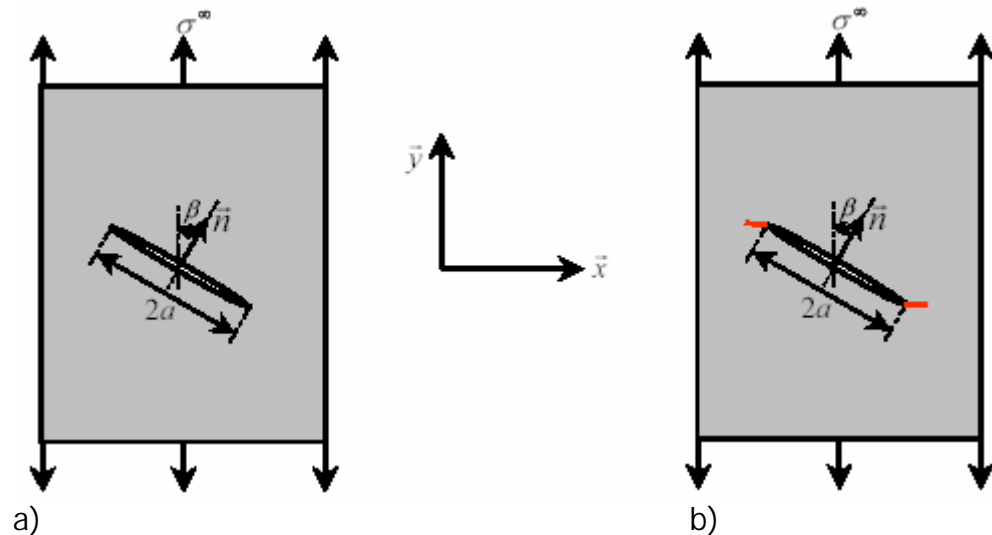


Figure III.23 : Fissure inclinée dans une plaque en traction

Lorsque deux, voire trois modes de sollicitation sont présents, l'énergie de propagation G est additive :

$$G = G_I + G_{II} + \dots$$

Cette équation suppose cependant que la fissure se propage en restant dans son plan. Ainsi dans le cas de la figure III.23a, le taux de restitution d'énergie G s'écrit :

$$G = G_I + G_{II} = \cos^2 b \frac{(s^\infty)^2 p a}{E'} \quad (\text{III.52})$$

L'égalité précédente reste vraie tant que la fissure ne dévie pas de son plan. La figure III.23b est une illustration d'un autre scénario plus proche de la réalité. La fissure initialement inclinée, aura tendance à se propager dans le plan où elle est beaucoup plus sollicitée, c'est à dire à revenir en mode I. En d'autres termes, la fissure suit le chemin de propagation de moindre résistance (ou le chemin de propagation de plus forte intensité des contraintes) et ne reste pas nécessairement dans son plan initial. Si le matériau est isotrope et homogène, la fissure se propagera de sorte que son énergie G soit maximum. Nous allons exprimer l'énergie G en fonction de la direction de propagation dans le cas d'une fissure sollicitée en mode mixte. Seuls les modes I et II seront considérés, mais le raisonnement peut être étendu au cas plus général où les 3 modes sont présents.

III-4.8.1. Propagation d'une fissure inclinée

Les relations précédentes donnant les FIC peuvent s'écrire

$$K_I = K_I^{(0)} \cos^2 b \quad \text{et} \quad K_{II} = K_I^{(0)} \sin b \cos b \quad (\text{III.53})$$

où $K_I^{(0)} = s^\infty \sqrt{p a}$ est le FIC en mode I pur lorsque l'inclinaison est nulle ($b = 0^\circ$).

Les champs de contraintes asymptotiques, à l'extrémité de la fissure, en modes I et II purs, s'expriment en coordonnées polaires respectivement par

$$\begin{cases} s_{rr} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \left[\frac{5}{4} \cos \frac{q}{2} - \frac{1}{4} \cos \frac{3q}{2} \right] \\ s_{qq} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \left[\frac{3}{4} \cos \frac{q}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3q}{2} \right] \\ s_{rq} = \frac{K_I}{\sqrt{2pr}} \left[\frac{1}{4} \sin \frac{q}{2} + \frac{1}{4} \sin \frac{3q}{2} \right] \end{cases} \quad (\text{III.54})$$

$$\begin{cases} s_{rr} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \left[-\frac{5}{4} \sin \frac{q}{2} + \frac{3}{4} \sin \frac{3q}{2} \right] \\ s_{qq} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \left[-\frac{3}{4} \sin \frac{q}{2} - \frac{3}{4} \sin \frac{3q}{2} \right] \\ s_{rq} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2pr}} \left[\frac{1}{4} \cos \frac{q}{2} + \frac{3}{4} \cos \frac{3q}{2} \right] \end{cases} \quad (\text{III.55})$$

Supposons une propagation infinitésimale d'une fissure initialement inclinée d'un angle b par rapport à la direction de chargement, selon le chemin indiqué sur la figure III.24a. En se plaçant dans le plan de la fissure, on a en début de propagation, la situation représentée sur la figure III.24b.

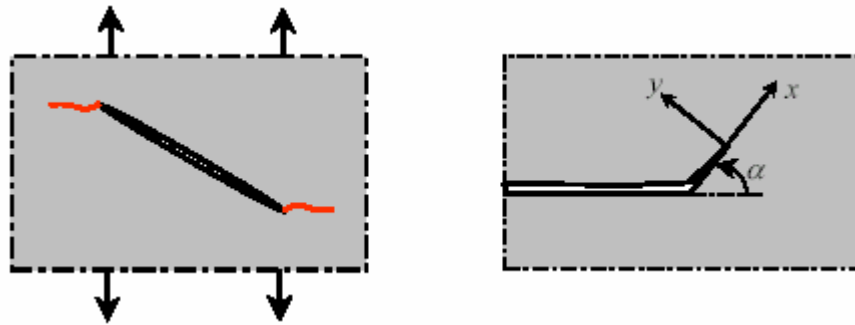


Figure III.24 : Fissure inclinée
Propagation selon un angle a par rapport au plan de la fissure

Les FIC locaux à l'extrémité de la déviation d'angle a , diffère des FIC K_I et K_{II} de la fissure initiale. Si on définit un repère local (x, y) , et qu'on somme les contraintes normales et tangentielles, les FIC en mode I et II à l'extrémité de la déviation, sont donnés par :

$$K_I(a) = s_{yy} \sqrt{2pr} = C_{11} K_I + C_{12} K_{II} \quad (\text{III.56})$$

$$K_{II}(a) = t_{xy} \sqrt{2pr} = C_{21} K_I + C_{22} K_{II} \quad (\text{III.57})$$

où K_I et K_{II} sont donnés par les relations 53 et les coefficients C_{ij} s'expriment, en se reportant aux relations III.54 et III.55 par :

$$\begin{cases} C_{11} = \frac{3}{4} \cos \frac{a}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3a}{2} \\ C_{12} = -\frac{3}{4} \sin \frac{a}{2} - \frac{3}{4} \sin \frac{3a}{2} \\ C_{21} = \frac{1}{4} \sin \frac{a}{2} + \frac{3}{4} \sin \frac{3a}{2} \\ C_{22} = \frac{1}{4} \cos \frac{a}{2} + \frac{3}{4} \sin \frac{3a}{2} \end{cases}$$

L'énergie de Griffith $G(a)$ à l'extrémité de la déviation, s'exprime par :

$$G(a) = \frac{K_I^2(a) + K_{II}^2(a)}{E} \quad (\text{III.58})$$

Les valeurs de $G(a)$ lorsque a et b varient, sont représentées sur la figure III.25.

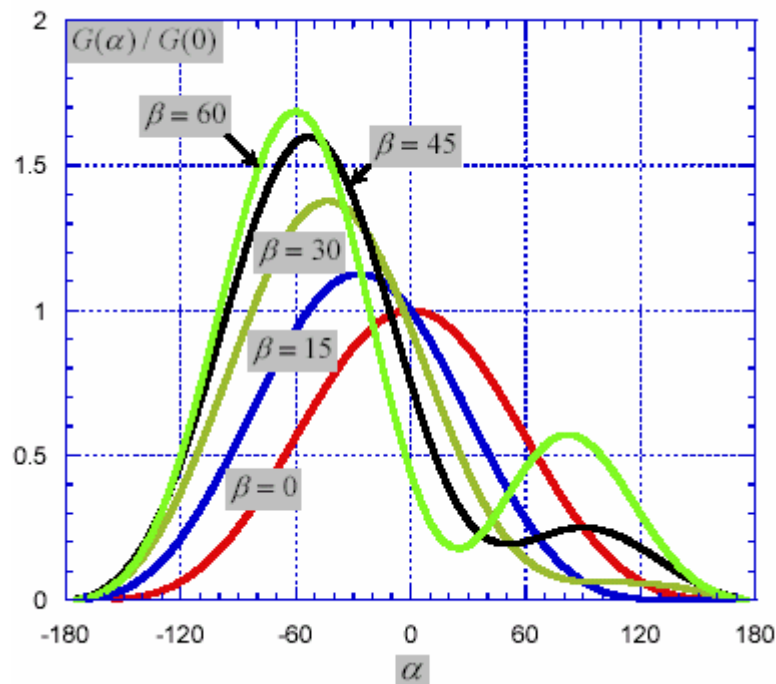


Figure III.25 : Variations de l'énergie de Griffith avec a , à différentes valeurs de b

Les maximums de $G(a)$ à b fixé, correspondent aux points où K_I est maximum et $K_{II} = 0$. Ainsi, le maximum de l'énergie de Griffith est donné par :

$$G_{\max} = \frac{K_I^2(a^*)}{E}$$

où (a^*) est l'angle pour lequel les valeurs de l'énergie G et de k_I sont maximales et $k_{II} = 0$. Dans un matériau homogène, une fissure initialement inclinée d'un angle b se propagera en suivant une direction faisant l'angle a^* avec le plan initial de la fissure.

III-4.8.2. Mode I équivalent

Le cas de la fissure de longueur $2a$ traité dans le paragraphe précédent (inclinaison initiale d'un angle b et propagation dans la direction a^*) équivaut à une fissure de longueur a_{eq} sollicitée en mode I pur à la même intensité des contraintes, autrement dit on a :

$$K_I(a_{eq}) = K_I(a^*, b, a)$$

Si on considère une fissure de petite dimension traversant une plaque, on a alors :

$$S^\infty \sqrt{p a_{eq}} = S^\infty \sqrt{p a} [\cos^2 b \cdot C_{11}(a^*) + \sin b \cos b \cdot C_{12}(a^*)] \quad (\text{III.59})$$

soit

$$\frac{a_{eq}}{a} = [\cos^2 b \cdot C_{11}(a^*) + \sin b \cos b \cdot C_{12}(a^*)] \quad (\text{III.60})$$

III.5. Application de la mécanique de la rupture aux structures soudées

Les structures soudées sont en général réalisées à partir de matériaux à résistance moyenne pour les quelles la mécanique linéaire de la rupture est à la limite de son champ d'application. Seule la mécanique élasto-plastique de la rupture permettrait une approche rationnelle des problèmes des structures soudées.

La grande majorité des aciers à basse et moyenne limite élastique utilisés dans les grandes structures telles que navires, ponts, réservoirs sous pression, etc.... sont en épaisseur trop faible pour que soit réalisée dans les conditions normales de vitesse de mise en charge et de température l'état de déformations planes nécessaire à la validité du concept K_{IC} à K_C , l'approche la plus prometteuse réside dans le développement d'une analyse linéaire élastique classique. Les concepts les plus intéressants de ce point de vue sont :

- l'écartement en fond de fissure
- l'intégrale J
- la courbe R
- l'énergie équivalente

Ces quatre concepts permettent, soit de déterminer K_{IC} avec des éprouvettes de dimensions réduites, soit de chiffrer la ténacité d'aciers doux en faible épaisseur. Nous verrons que les deux premiers paramètres - l'écartement en 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 fragile. Les valeurs critiques de J et du

CTOD conduit à des valeurs de la ténacité des matériaux à peu près indépendantes 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).

III-5.1. Phénomènes de fissuration a froid dans les assemblages soudés

III-5.1.1. Causes de fissuration à froid

Les constituants formés dans la zone sous cordon et leurs microstructures jouent un rôle fondamental dans l'apparition d'un phénomène particulièrement important et grave : la fissuration à froid

Les fissures apparaissent à basse température dans la ZAT, parfois quelques heures après le soudage (au bout de 24 à 48 heures). La figure III.26 illustre les différentes formes que l'on rencontre : fissure à la racine, fissure au raccordement, fissure sous cordon, fissure au raccordement entre deux passes. Ces fissures sont généralement situées parallèlement à la ligne de fusion.

C'est surtout lors de la première passe de soudage (passe de fond) que naissent les risques de fissuration, et lors de la dernière passe pour les fissures de raccordement :

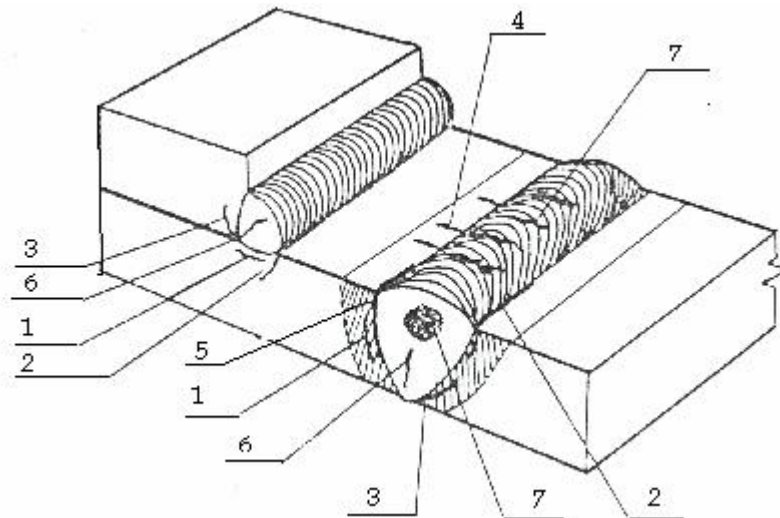


Figure III.26. Fissuration à froid

1. Fissure sous cordon; 2. Fissure au raccordement; 3. Fissure à la racine
5. Fissure longitudinale; 4. Fissure transversale; 6. Fissure longitudinale
7. Fissure transversale.

L'analyse expérimentale a permis d'attribuer cet incident à trois causes principales :

- La présence dans la ZAT d'hydrogène introduit par diffusion à partir du métal d'apport
- L'existence de contraintes propres ou d'origine externe dans le joint soudé
- La présence dans la zone sous cordon de microstructures très susceptible à la fissuration sous l'influence conjuguée des deux facteurs précédents (structure peu ductile)

III-5.1.1.1. Présence de l'hydrogène

Les matières premières notamment certains sels minéraux constituant les enrobages des électrodes sont plus ou moins hygroscopiques. Ils sont toujours prêts à absorber l'humidité de l'air atmosphérique afin de retrouver leur état d'équilibre naturel. L'eau absorbée par l'enrobage se dégage et se décompose, lors du soudage, en produisant de l'hydrogène mono-atomique très mobile par sa faible masse atomique. Ce dernier diffuse notamment dans le métal adjacent au bain de fusion, spécialement dans la zone affectée thermiquement (ZAT) où il se loge en créant des pressions extraordinaires entre les constituants métalliques lors du refroidissement. Ces pressions localisées engendrent d'énormes contraintes qui peuvent dépasser la charge à la rupture du matériau et donc entraîner la rupture "à froid". Ces trois facteurs ont leur propre influence mais sont toutefois liés, la diminution de l'un d'entre eux limite le risque de la fissuration. Les précautions préconisées pour le stockage et l'utilisation des électrodes à enrobage basique sur site ont pour objet d'éviter la reprise en humidité des enrobages de ce type particulièrement hygroscopiques.

III-5.1.1.2. Contraintes importantes

la dilatation du métal sous l'action de la chaleur, généralement hétérogène, la masse des pièces, leur bridage entraîne des contraintes qui peuvent être très importantes selon le choix de la séquence de soudage et le mode opératoire.

III-5.1.1.3. Structure peu ductile

Liée directement à la nature des matériaux à assembler, de leur composition et par suite de leur trempabilité ; elle est d'autant plus probable que :

- La teneur en carbone est élevée ($C \geq 0,25\%$)
- La teneur en éléments d'alliage est élevée (Mn, Cr, Mo, V, ...etc.)
- Le cycle de refroidissement est rapide (aucun préchauffage, dépôts de faible énergie, pièces massives).

La faible teneur en carbone des produits d'apport et, en général, une teneur toujours plus élevée des aciers conduit à la formation d'une structure peu ductile dans le métal de base et notamment dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

III-5.1.2 Les remèdes de la fissuration

Plusieurs solutions peuvent être envisagées pour atténuer et dans beaucoup de cas pour supprimer la fissuration des soudures :

- Énergie de soudage assez élevée afin de ralentir le refroidissement.

- Le contrôle de la température entre passes toujours dans l'objectif de limiter le refroidissement dans le temps. Il est nécessaire de limiter les contraintes internes et externes en limitant des bridages abusifs et en choisissant judicieusement les séquences de soudage.
- Elimination de toutes les sources d'hydrogène : calamine, rouille, graisse, peinture, humidité sur les pièces et surtout présence d'humidité dans les enrobages (emploi des électrodes à basses teneur en hydrogène comme certains électrode basique).

L'hydrogène ainsi dégagé sous l'action de la chaleur diffuse en partie vers le bain de fusion, et au refroidissement diffuse vers les zones environnantes. Ce processus de diffusion est lent, il s'accélère avec une élévation de la température, d'où l'intérêt des opérations de préchauffage/postchauffage.

- Préchauffage :

Le préchauffage est incontestablement le remède le plus efficace pour éviter les fissures de la ZAT. Il contribue à augmenter le temps de refroidissement. Le préchauffage présente plusieurs avantages :

Il réduit les contraintes localisées dues aux transformations structurales.

Il facilite la diffusion de l'hydrogène, cause initiale de la fissuration et également le dégagement des autres gaz, réduisant ou évitant la formation des soufflures.

Dans le cas du soudage d'acier à forte trempabilité, le préchauffage ne permet pas d'atteindre les résultats espérés. On devra associer un post chauffage.

- Post-chauffage :

Consiste à interrompre le refroidissement du joint soudé et à maintenir celui-ci à une température au moins égale à celle du préchauffage, ce qui permet à l'hydrogène de s'échapper et suspend la croissance des contraintes liées au refroidissement, généralement la trempabilité de 150°C est suffisante pour la plupart des aciers et à 250° plus aucun acier ne fissure.

III.6 Ecartement a fond de fissure (CTOD)

On s'est rendu compte dès le début des années 60, qu'il était difficile de caractériser avec la seule MLR, la ténacité de certains matériaux tels que les aciers de structure. Les matériaux étaient élaborés en recherchant une plus forte ténacité mais les concepts existants de la MLR (K ou G) n'étaient pas applicables à cette classe de matériaux comme l'ont montré les essais expérimentaux de Wells. L'érousement de l'extrémité des fissures fut la principale observation expérimentale de Wells. La figure III.26 illustre la différence de comportement entre une fissure élastique et une fissure dont l'extrémité s'érouse du fait de l'écoulement.

Wells observa que l'érousement de l'extrémité des fissures augmentait avec la ténacité des matériaux. Cela l'a conduit à proposer l'écartement à fond de fissure comme mesure de la ténacité. Ce paramètre est connu aujourd'hui sous le nom de CTOD. L'analyse proposée par Wells tente de relier le CTOD au (FIC) K lorsqu'on est en régime de plasticité confinée. Pour examiner cette approche on va considérer une fissure avec une faible zone plastifiée comme indiquée sur la figure III.27. Irwin montra qu'une telle fissure se comporte comme si elle était effectivement plus longue du fait de l'écoulement plastique à fond de fissure. On peut alors

estimer le CTOD en augmentant la longueur de fissure de r_y , la correction de zone plastifiée. Le CTOD est pris égal à l'ouverture de la fissure à la distance r_y en amont de l'extrémité ; le déplacement à cette distance est estimé à partir de la MLR qui prévoit en mode I.

$$U_y = \frac{K+1}{2m} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2p}} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} K = 3-4u & \text{en DP} \\ K = \frac{(3-u)}{(1+u)} & \text{en CP} \end{cases}$$

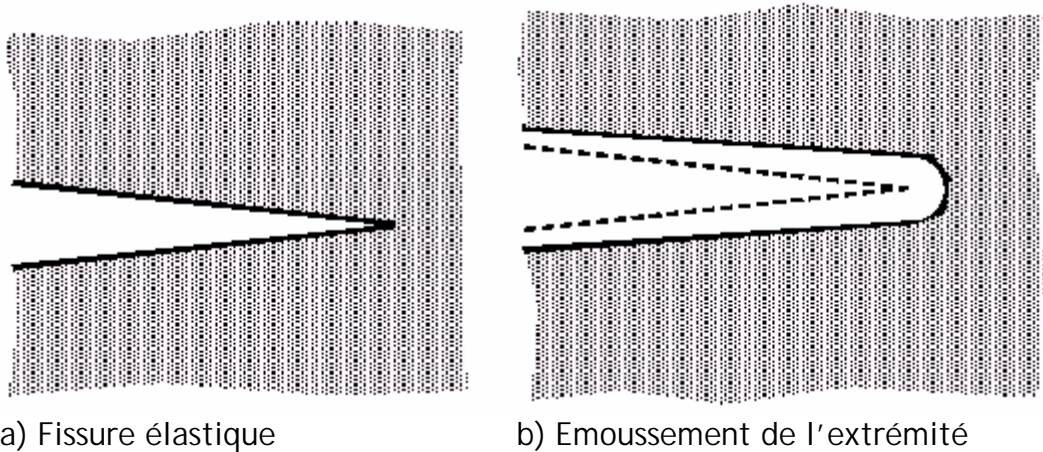


Figure III.27 : Comparaison de l'ouverture d'une fissure élastique (a) et d'une fissure dont l'extrémité s'émousse (b)

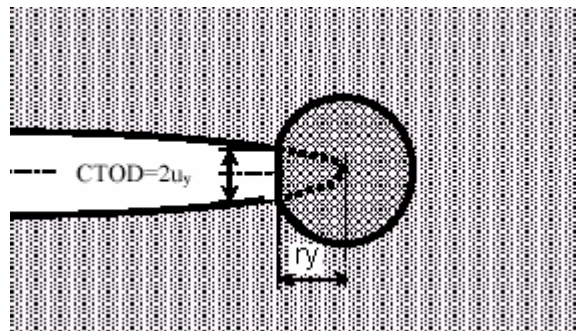


Figure III.28 : Estimation du CTOD à partir du déplacement à la distance r_y en amont de l'extrémité d'une fissure de longueur $a + r_y$.

La longueur effective de fissure est $a + r_y$ avec r_y le rayon de zone plastifiée calculé d'après l'approche d'Irwin

$$r_y = \frac{1}{2p} \left(\frac{K_I}{s_E} \right)^2 \tag{III.61}$$

En combinant les 2 relations précédentes, on trouve

$$d = 2 u_y = \frac{4 K_I^2}{p s_E E} \quad (\text{III.62})$$

d est le CTOD ou écartement à fond de fissure. Le CTOD peut être relié au taux de restitution d'énergie G en utilisant la relation liant G au FIC K . En contraintes planes, on a

$$G = \frac{K_I^2}{E} \Rightarrow d = \frac{4 G}{p s_E} \quad (\text{III.63})$$

Ainsi, lorsqu'on est en régime de plasticité confinée où la MLR s'applique, le CTOD est relié à G et au FIC K_I . Wells postula alors que le CTOD est un paramètre approprié pour caractériser le comportement à l'extrémité d'une fissure lorsqu'on atteint les limites d'application de la MLR. Cette hypothèse s'est avérée correcte quelque année plus tard lorsqu'on établit une relation unique entre le CTOD et l'intégrale de contour J introduite par Rice.

Le modèle de Dugdale-Barenblatt peut aussi être utilisé pour estimer le CTOD (figure III.29).

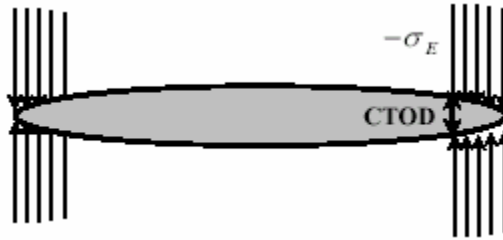


Figure III.29 : Estimation du CTOD à partir du modèle de Dugdale-Barenblatt

L'ouverture de la fissure au début de la zone où les contraintes de compression s_E s'exercent, correspond au CTOD d dans ce modèle qui s'exprime par :

$$d = -\frac{8s_E a}{pE} \log \left(\cos \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right) \right) \quad (\text{III.64})$$

Le développement limité au voisinage de 0 de l'équation précédente donne

$$\cos \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right) = 1 - \frac{1}{2} \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right)^2 + \frac{1}{4} \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right)^4 + \dots$$

$$d = \frac{8s_E a}{pE} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right)^4 + \dots \right] = \frac{K_I^2}{s_E E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{ps^\infty}{2s_E} \right)^2 + \dots \right]$$

En considérant uniquement le premier terme, on a :

$$d = \frac{K_I^2}{s_E E} \quad (\text{III.65})$$

La relation III.65 diffère peu de la relation III.62 (le terme $\frac{4}{p}$ est remplacé par 1).

Le modèle de Dugdale-Barenblatt suppose un état de contraintes planes et un matériau élastique-plastique parfait c'est à dire sans consolidation. La relation plus générale entre le CTOD d et le FIC K_I est de la forme :

$$d = \frac{K_I^2}{mS_E E} = \frac{G}{mS_E} \quad (\text{III.66})$$

Où m est un coefficient sans dimension qui vaut à peu près 1 en contraintes planes et 2 en déformations planes.

Plusieurs définitions ont été proposées pour le CTOD. Les deux définitions les plus communément utilisées sont représentées sur la figure III.30. La première utilise le déplacement à l'extrémité de la fissure initiale c'est à dire de longueur non corrigée (figure III.30a). La seconde définition, illustrée sur la figure III.30b, considère le déplacement à l'intersection des deux cotés d'un angle droit issu du fond de la fissure émoussée. Cette dernière définition, couramment utilisée dans les calculs par la MEF, a été suggérée par Rice. On peut noter que les deux définitions sont équivalentes lorsque l'émoussement de l'extrémité de la fissure est de forme semi-circulaire.

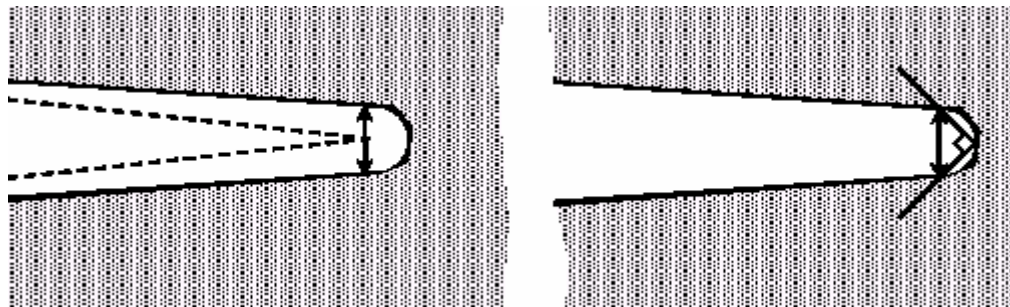


Figure III.30 : Définitions du CTOD

- a) Déplacement à l'extrémité initiale b) Déplacement à l'intersection d'angle droit

L'écartement à fond de fissure (ou CTOD) est une grandeur locale difficilement accessible directement. La plupart des mesures en laboratoire utilisent des éprouvettes de flexion 3 points. Lorsqu'elles sont fissurées, ces éprouvettes tournent autour d'un point (centre de rotation) qui demeure à peu près fixe tout au long du chargement.

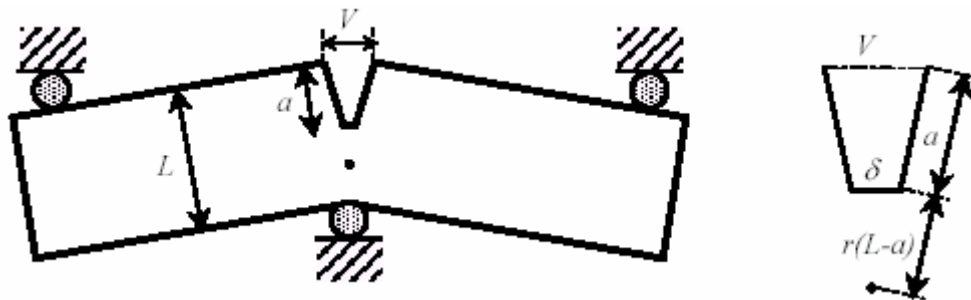


Figure III.31 : Modèle à centre de rotation (•) fixe pour la mesure du CTOD.

En considérant les relations entre triangles semblables, on obtient :

$$\frac{d}{r(L-a)} = \frac{V}{r(L-a)+a} \Rightarrow d = \frac{r(L-a)V}{r(L-a)+a} \quad (\text{III.67})$$

Où V est l'ouverture de la fissure et r est le facteur de rotation compris entre 0 et 1.

Le modèle à centre de rotation fixe a été ensuite amélioré pour tenir compte du déplacement élastique qui précède l'érouissage de l'extrémité de la fissure. Les méthodes standard de détermination du CTOD séparent les déplacements élastique et plastique. La figure III.32 montre un exemple type d'enregistrement de la charge en fonction de l'ouverture V de la fissure.

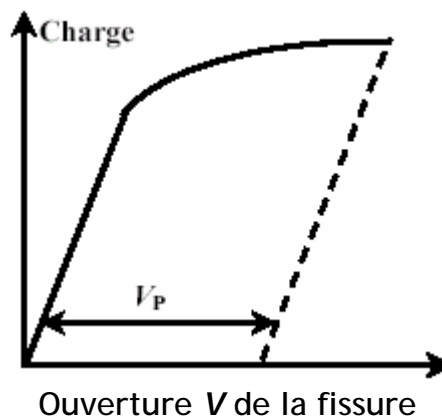


Figure III.32 : Enregistrement type de la charge en fonction de l'ouverture de la fissure

Le CTOD d est ainsi séparé en deux composantes

$$d = d_{el} + d_p = \frac{K_I^2}{mS_E E} + \frac{r_p(L-a)V_p}{r_p(L-a)+a} \quad (\text{III.68})$$

Le facteur de rotation plastique r_p dans les procédures standard est pris égal à 0,44.

III.7 Intégrale J

L'intégrale de contour J utilisée comme paramètre caractéristique de l'état de contrainte au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans les matériaux dont le comportement est non linéaire, a connu un grand succès. Rice qui proposa ce paramètre, assimile le comportement élasto-plastique à un comportement élastique non linéaire. L'approche de Rice qui repose sur une telle hypothèse doit être utilisée avec précaution lorsqu'on a des décharges élastiques par exemple.

La figure III.33 illustre la différence de comportement entre un matériau élastoplastique et un matériau élastique non linéaire. Lors de la décharge, le chemin suivi par le matériau élastique non linéaire est différent du chemin réel que l'on observe dans les matériaux élasto-plastiques. Une relation unique lie la contrainte et la déformation dans un matériau élastique, linéaire ou non, mais une déformation donnée dans un matériau élastoplastique peut correspondre à plusieurs contraintes si le matériau est déchargé ou soumis à des sollicitations cycliques. Il est donc plus aisé de considérer un matériau élastique qu'un matériau où les déformations sont irréversibles.

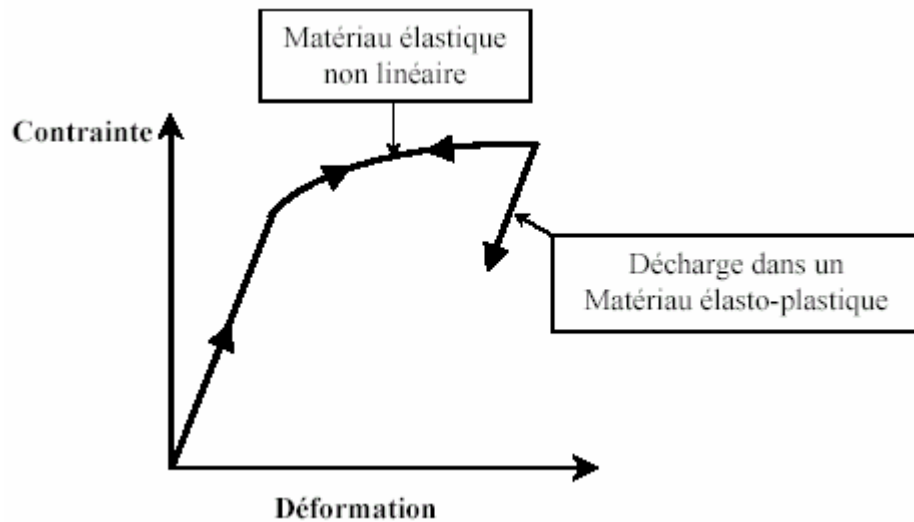


Figure III.33 : Comportement élastique non linéaire et comportement réel

On voit bien sur la figure III.33 que les deux matériaux donnent la même réponse tant que les contraintes augmentent de façon monotone. Cette réponse peut cependant ne pas être la même lorsqu'on traite des problèmes 3D, mais dans beaucoup de cas l'assimilation des deux réponses constitue une hypothèse acceptable. Ainsi donc l'analyse qui suppose un comportement élastique non linéaire, peut être valable pour un matériau élasto-plastique en l'absence de décharges. La théorie de la déformation de la plasticité qui propose une relation unique entre les déformations totales et les contraintes dans un matériau, est équivalente à l'élasticité non linéaire.

Rice a appliqué la théorie de la déformation pour analyser un solide fissuré. Il a démontré que le taux de restitution d'énergie non linéaire noté J , peut être déterminé à partir d'une intégrale de contour indépendante du contour d'intégration. Hutchinson, Rice et Rosengreen ont ensuite montré que ce paramètre J caractérise de façon unique les champs de contraintes et de déformations au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans un matériau non linéaire.

L'intégrale J peut donc être considérée à la fois comme un paramètre d'énergie et un paramètre d'intensité des contraintes, comme en MLR où le FIC K et l'énergie de Griffith G sont deux paramètres qui décrivent de manière équivalente la répartition des contraintes.

III.7.1 Taux de restitution d'énergie non linéaire

Rice, en proposant l'intégrale J pour analyser les solides fissurés, montra que la valeur de cette intégrale est égale au taux de restitution d'énergie dans un matériau non linéaire. Pour bien comprendre la signification de ce paramètre, on va considérer comme au chapitre II, les variations d'énergie qui accompagnent une extension Δa d'une fissure dans un solide

$$\Delta W_{ext} = \Delta W_{elast.} + \Delta U \quad (III.69)$$

où l'énergie ΔU dépensée lors de la propagation de la fissure sur la longueur Δa , se compose de l'énergie de séparation des surfaces $\Delta W_{sép}$ et de l'énergie de plastification ΔW_{plas}

$$\Delta U = \Delta W_{sép} + \Delta W_{plas.} \quad (III.70)$$

La figure III.34 représente la variation de la force lors de la propagation à déplacement imposé par exemple. Le cas du chargement à force imposé se traite tout aussi simplement.

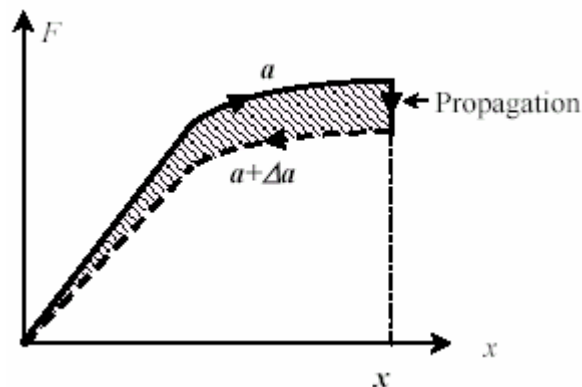


Figure III.34 : Variation de la force lors de la propagation, à déplacement imposé, d'une fissure dans un matériau non linéaire.

L'aire hachurée de la figure III.34 correspond à l'énergie de propagation ΔU , c'est à dire la différence entre l'énergie fournie et l'énergie élastique restituée après propagation de la fissure sur une longueur Δa . Le paramètre J est défini pour une structure d'épaisseur $e=1$, par :

$$J = \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_x = - \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^x F dx \right)_x = - \int_0^x \left(\frac{\partial F}{\partial a} \right)_x dx \quad (III.71)$$

Le signe moins provient du fait que l'énergie U correspond à l'aire sous la courbe (F, x) comptée négativement de sorte que lorsque la longueur de fissure augmente on a une variation positive de cette énergie.

Dans le cas d'un matériau linéaire, $J = G = \frac{K_I^2}{E'}$ où G est l'énergie de Griffith et $E' = E$ en contraintes planes ou $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ en déformations planes.

III.7.2 Intégrale J , paramètre d'intensité des contraintes

Hutchinson, Rice et Rosengren (HRR) ont montré que le paramètre J caractérise les champs de contraintes et de déformations (champs HRR) à l'extrémité d'une fissure dans un matériau non linéaire. Pour décrire la loi de comportement, ils utilisent la relation de Ramberg-Osgood

$$e = e_e + e_p = \frac{s}{E} + s \frac{s_E}{E} \left(\frac{s}{s_E} \right)^n \quad (\text{III.72})$$

où s_E est la limite d'élasticité et n un exposant d'écrouissage supérieur à 1.

Hutchinson, Rice et Rosengren montrent que le produit contrainte.déformation varie comme $1/r$ près de l'extrémité d'une fissure. Par ailleurs pour $n=1$, c'est à dire dans le cas d'un matériau linéaire élastique, on doit retrouver une singularité en $1/r$ prévue par la MLR.

Dans la zone très proche de l'extrémité de la fissure, les déformations élastiques étant faibles comparées aux déformations plastiques, les deux conditions précédentes entraînent :

$$\begin{cases} s_{ij} = K_1 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \\ e_{ij} = K_2 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \end{cases}$$

Où k_1 et k_2 sont des constantes.

Les calculs plus précis montrent que le champ HRR donné par la relation précédente, s'écrit :

$$\begin{cases} s_{ij} = s_E \left(\frac{EJ}{as_E^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{s}_{ij}(n, q) \\ e_{ij} = \frac{as_E}{E} \left(\frac{EJ}{as_E^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{e}_{ij}(n, q) \end{cases}$$

Où I_n est une constante d'intégration qui dépend de n , \tilde{s}_{ij} et \tilde{e}_{ij} des fonctions adimensionnelles de n et q .

L'intégrale J définit donc l'amplitude de la singularité HRR, comme le FIC K définit la singularité $1/\sqrt{r}$ en MLR. On a ainsi en régime de plasticité confinée deux zones au voisinage de l'extrémité d'une fissure dominées par des singularités : une singularité en $1/\sqrt{r}$ pour la zone élastique et une singularité en $\frac{1}{r^{n+1}}$ dans la zone plastifiée.

III-7.3. Méthodologie de mesure de l'intégrale J

Tant que le comportement du matériau est linéaire, l'intégrale J correspond à l'énergie de Griffith qui est directement reliée au FIC K lui même proportionnel à la charge appliquée et pouvant être calculé à partir des conditions de chargement et de la taille de la fissure.

Les choses se compliquent lorsque le comportement est non linéaire. Le principe de superposition n'est plus vérifié et l'intégrale J n'est plus proportionnelle à la charge appliquée. Aussi il n'existe pas de relation simple entre J , la charge appliquée et la taille de la fissure.

Une manière de déterminer J consiste à appliquer la définition de cette intégrale, à la configuration de chargement. Les premières mesures de l'intégrale J sur des plaques fissurées, utilisaient un ensemble de jauges de déformations collées sur un contour entourant la fissure. Comme l'intégrale J est indépendante du contour d'intégration, on choisissait un contour de collage des jauges de telle sorte que les mesures soient le plus simple possible. Cette méthode était également utilisée pour les calculs par éléments finis où l'on détermine les contraintes, les déformations et les déplacements le long d'un contour généralement circulaire pour ensuite calculer l'intégrale J . à partir de la relation de définition. Les approches numériques modernes utilisent toutefois une extension virtuelle de la fissure qui donne des résultats plus précis.

Cependant cette méthode de contour est impraticable dans beaucoup de cas. L'instrumentation requise est coûteuse et elle devient acrobatique lorsque les structures sont complexes. La figure III.35 décrit le principe de cette approche. A partir d'une série d'éprouvettes de même géométrie et de même taille, on introduit des fissures de différentes longueurs, obtenues généralement par essais de fatigue. Les variations de la force appliquée F avec le déplacement Δ est ensuite enregistrées pour les différentes longueurs de fissure. On trace à partir de ces enregistrements à Δ fixé, l'énergie U , c'est-à-dire l'aire sous la courbe (F, Δ) comptée négativement, en fonction de la longueur de fissure a . De ces tracés on déduit la pente des courbes qui correspond à la valeur de l'intégrale J donnée, pour des éprouvettes d'épaisseur e , par :

$$J = \frac{1}{e} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_{\Delta} \quad (\text{III.73})$$

La dernière courbe obtenue sur la figure III.35 est une courbe de calibration qui s'applique au matériau, à la géométrie et à la taille des éprouvettes pour lesquels elle a été déterminée. Cette méthodologie expérimentale nécessite donc un grand nombre d'éprouvettes pour déterminer le paramètre J dans différentes configurations de chargement.

Rice a montré qu'il était possible de déterminer l'intégrale J dans certains cas, à partir d'un seul enregistrement de la variation de la force F avec le déplacement Δ . Il utilise pour cela l'analyse dimensionnelle en mécanique de la rupture.

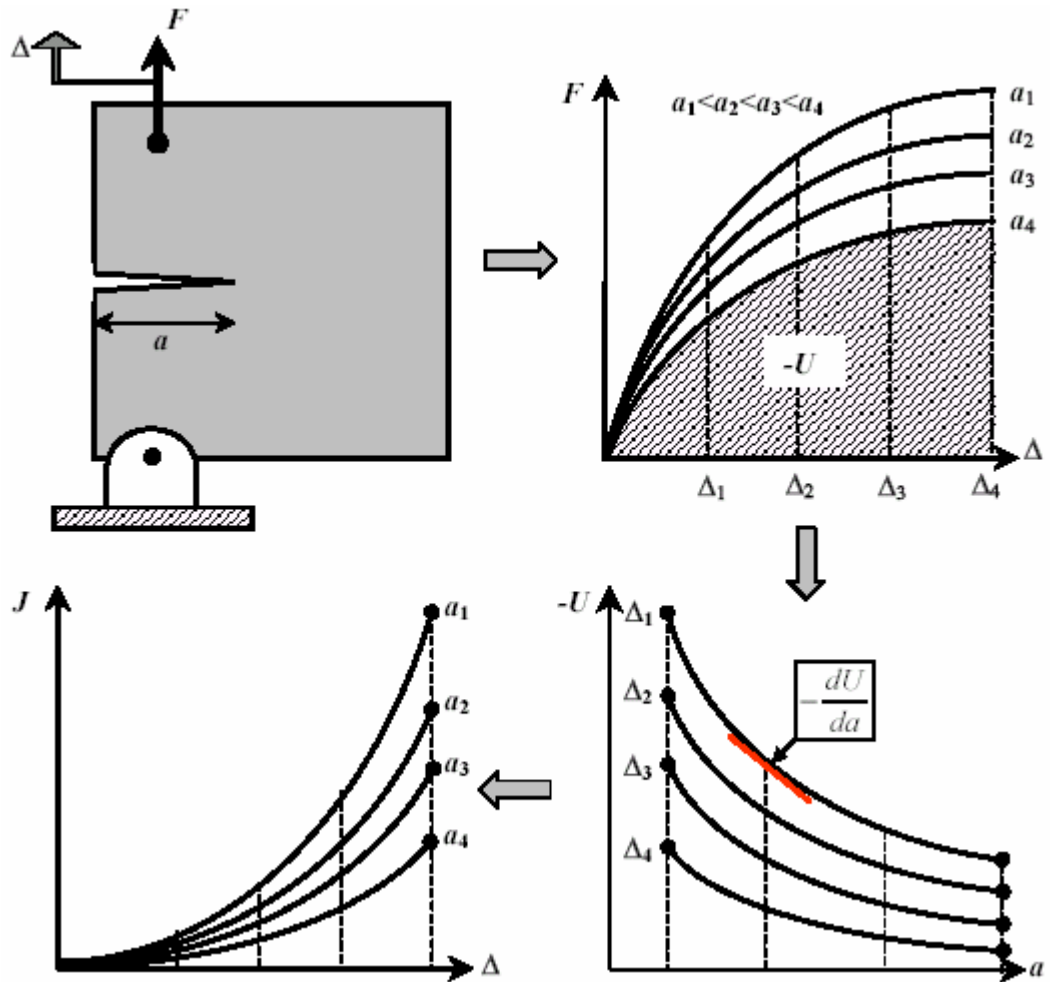


Figure III.35 : Détermination expérimentale du paramètre J

III-7.4. Relations entre l'intégrale J et le CTOD

En mécanique linéaire de la rupture, la relation entre le CTOD d et l'énergie de Griffith G , est donnée par l'équation III.59. Lorsque le comportement du matériau est linéaire élastique, $J=G$, et le même type de relation existe donc entre J et d :

$$J = mS_E d \tag{III.74}$$

où m est une constante sans dimension qui dépend de l'état des contraintes et des propriétés du matériau. La relation précédente est en fait vérifiée bien au delà des limites de validité de la MLR.

Considérons par exemple le modèle de Dugdale-Barenblatt (figure III.36) dont le chargement sur la zone plastifiée est représenté sur la figure III.36b. On peut choisir pour le calcul de l'intégrale J le contour Γ indiqué sur cette figure.

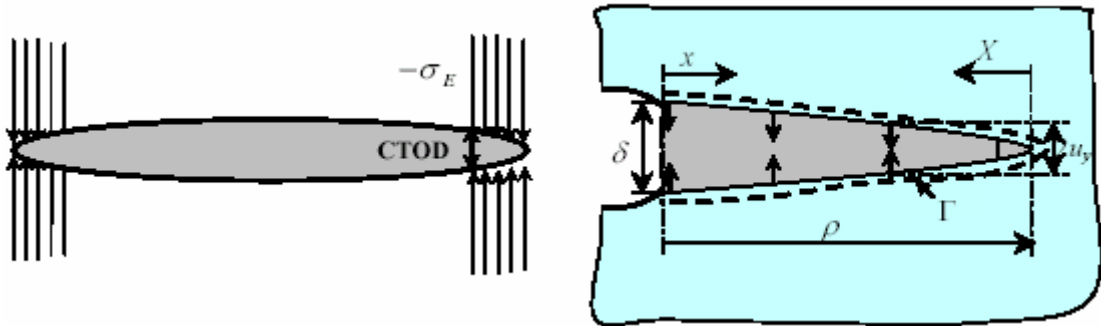


Figure III.36 : Modèle de Dugdale-Barenblatt

Si la longueur r de la zone endommagée est grande devant le CTOD d , la normale au contour Γ étant \hat{y} , l'intégrale J est alors donnée par :

$$J = s_E \int_{\Gamma} \frac{\partial u_y(X)}{\partial x} dx \quad (\text{III.75})$$

Si on prend l'origine du repère à l'extrémité de la zone endommagée, ce qui revient à faire le changement de variable $X = x - r$, le déplacement u_y ne dépend que de X à d fixé et l'intégrale J s'écrit

$$J = 2s_E \int_0^r du_y(X) = s_E \int_0^d dd = s_E d \quad (\text{III.76})$$

Cette relation est similaire à la relation III.66 établie précédemment en ne considérant que le 1^{er} terme du développement limité de $\text{Log}(\cos)$. Une telle hypothèse n'a pas été nécessaire pour obtenir la relation III.76. Ainsi le modèle de Dugdale-Barenblatt, appliqué à un matériau fissuré, dont le comportement est élastique plastique parfait, sollicité en mode I et en contraintes planes, prévoit $m=1$ à la fois dans des conditions élastiques et élastoplastiques.

On peut également montrer à partir du champ de déplacement HRR, qu'il existe une relation du type $J = m s_E d$ entre le CTOD et l'intégrale J . Le champ de déplacement prévu par l'approche HRR, est de la forme :

$$u_i = \frac{a s_E}{E} \left(\frac{EJ}{a s_E^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} r \tilde{u}_i(q, n) \quad (\text{III.77})$$

En utilisant la procédure, proposée par Rice, de détermination du CTOD indiquée sur la figure III.37 il apparaît que :

$$\frac{d}{2} = r^* - u_x(r^*, p) \approx u_y(r^*, p) \quad (\text{III.78})$$

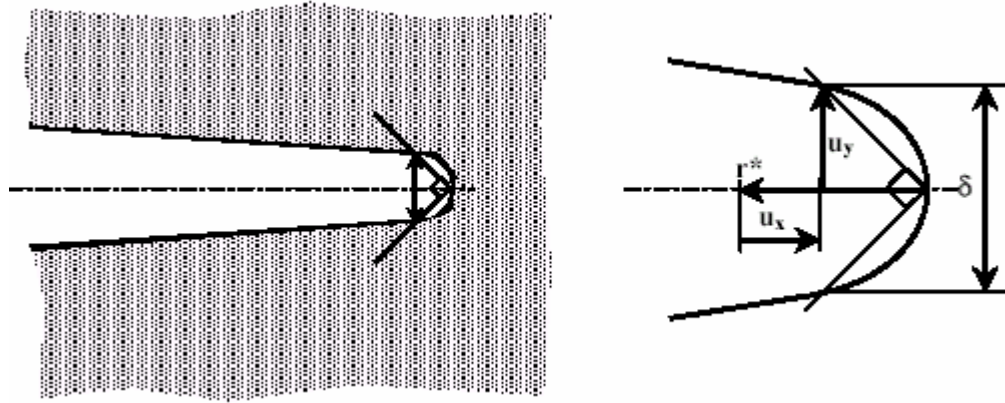


Figure III.37 : Procédure de détermination du CTOD

La relation III.77 peut aussi s'écrire :

$$u_i = \left(\frac{a s_E}{E} \right)^{\frac{1}{n+1}} \left(\frac{J}{s_E I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_i(q, n) \quad (\text{III.79})$$

En utilisant cette relation dans la relation III.78 on obtient :

$$\left(\frac{a s_E}{E} \right)^{\frac{1}{n+1}} \left(\frac{J}{s_E I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} [\tilde{u}_x(q, n) + \tilde{u}_y(q, n)] = r^* \quad (\text{III.80})$$

La résolution de cette équation permet de déterminer r^*

$$r^* = \left(\frac{a s_E}{E} \right)^{\frac{1}{n}} [\tilde{u}_x(q, n) + \tilde{u}_y(q, n)]^{\frac{n+1}{n}} \frac{J}{s_E I_n} \quad (\text{III.81})$$

Connaissant r^* on détermine le CTOD $d = 2 u_y(r^*, n)$, soit

$$d = \frac{d_n J}{s_E} \quad (82)$$

avec

$$d_n = \frac{2u_y(p, n) \left[\frac{a s_E}{E} \{u_x(q, n) + u_y(q, n)\} \right]^{\frac{1}{n}}}{I_n}$$

On voit bien qu'il existe une relation unique entre le CTOD et l'intégrale J . Ces deux quantités équivalentes, sont des paramètres caractéristiques des conditions qui existent à l'extrémité d'une fissure dans un matériau élastoplastique. La ténacité d'un matériau peut donc être quantifiée à partir d'une valeur critique de l'intégrale J ou du CTOD.

L'analyse précédente qui s'appuie sur le champ de déplacement HRR pour démontrer la relation qui existe entre le CTOD et l'intégrale J contient néanmoins une incohérence. En effet, comme le montre la figure III.10, le champ des contraintes HRR dévie du champ réel déterminé de façon plus précise par la MEF lorsqu'on s'approche de l'extrémité de la fissure à une distance inférieure à 2 fois le CTOD. Or dans le calcul du CTOD précédemment effectué, on se place à une distance moitié du CTOD donc dans une région où l'approche HRR ne prévoit plus correctement la répartition des contraintes et notamment la relaxation des contraintes. Cependant la solution CTOD obtenue par la MEF, plus précise, est similaire à celle donnée par la relation III.82. Ce résultat montre par conséquent que le champ de déplacement HRR est raisonnablement précis même lorsqu'on se place dans une zone tout près de l'extrémité de la fissure.

III-7.5. Courbe J_R de résistance a la fissuration

La courbe R de résistance à la rupture dans un matériau ductile croît de façon monotone en fonction de la longueur de fissure (figure III.21). Cette évolution est liée au développement d'une fissuration stable par déchirure ductile à fond de fissure avant la rupture. Dans les alliages métalliques, cette déchirure est due à une croissance suivie d'une coalescence des cavités qui se forment par écoulement plastique autour des micros hétérogénéités.

La figure III.38 montre l'allure de la courbe de résistance à la fissuration exprimée en termes d'intégrale J ; la courbe R correspondante est appelée courbe J_R .

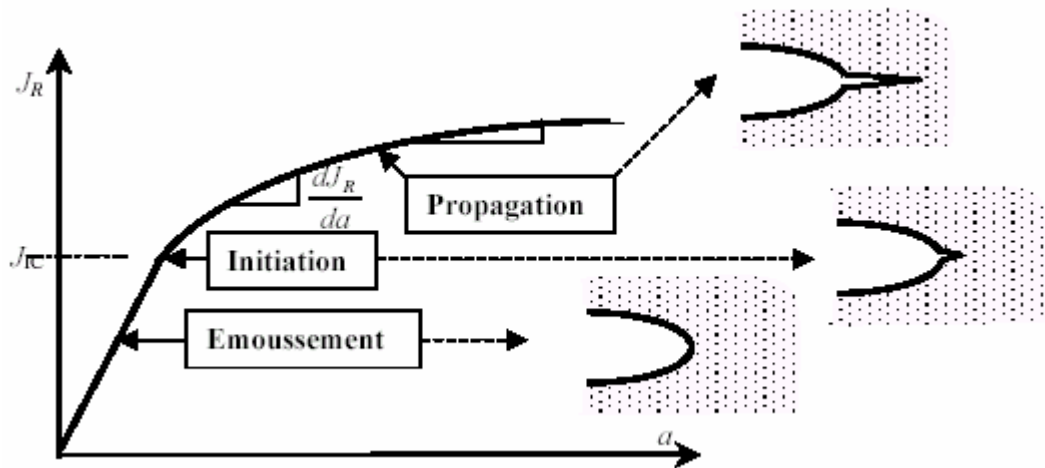


Figure III.38 : Courbe J_R de résistance à la fissuration dans un matériau ductile

Dans les premiers stades de la déformation, l'émoussement de l'extrémité de la fissure est équivalent à une propagation apparente. Lorsque J augmente et dépasse

J_{IC} (figure III.16) une micro fissuration se développe au fond de la fissure émoussée. Cette micro fissure se propage ensuite de façon stable jusqu'à rupture. La mesure précise de J_{IC} est souvent délicate. Par convention, on détermine la valeur de J_{IC} en diminuant la pente initiale de la courbe $J_R=J_R(a)$ de 0,2% et en prenant ensuite l'intersection de cette courbe avec la droite obtenue. La valeur du CTOD correspondant au J_{IC} c'est à dire au stade d'initiation de la micro fissuration, est généralement notée d_i .

La description entière de la courbe J_R , c'est à dire la correspondance entre l'évolution de la pente de cette courbe et la fissuration, est indiquée sur la figure III.16. La pente de la courbe J_R est ainsi utilisée pour évaluer la stabilité de la fissuration. On utilise plutôt une valeur adimensionnelle de cette pente définie par

$$T_R = \frac{E}{S_E^2} \frac{dJ_R}{da}$$

T_R est appelé module de déchirement.

III-7.6. Rupture contrôlée par l'intégrale J

L'expression « rupture contrôlée par l'intégrale J » correspond aux situations où l'intégrale J décrit de façon raisonnablement précise les conditions à l'extrémité d'une fissure. Dans ces cas, une relation unique existe entre l'intégrale J et le CTOD et on peut alors tout aussi dire « rupture contrôlée par le CTOD ». Mais de la même manière que la MLR atteint ses limites lorsqu'on n'est plus dans des conditions assez proches de l'élasticité linéaire, les analyses de mécanique de la rupture s'appuyant sur l'intégrale J ou le CTOD deviennent suspectes lorsqu'on est en présence d'une plasticité excessive ou lorsque la propagation de fissure est significative. Dans ces derniers cas la ténacité et la relation entre l'intégrale J et le CTOD, dépendent de la géométrie et de la taille des structures.

Les conditions d'application de l'intégrale J comme paramètre caractérisant la rupture sont discutées dans ce qui suit. L'initiation d'une micro fissure à partir d'une fissure émoussée stationnaire et la propagation stable d'une fissure seront considérées.

III-7.6.1. Fissure stationnaire

La figure III.39 illustre l'effet de la plasticité sur la distribution des contraintes à l'extrémité d'une fissure : pour la commodité de la présentation, on utilise une échelle Log-Log et on norme la distance à l'extrémité de la fissure par une dimension caractéristique L . L correspond à une dimension de la structure comme par exemple la longueur du ligament non fissuré.

La figure III.39a montre le cas de la plasticité confinée, où à la fois le FIC K et l'intégrale J caractérisent les conditions à l'extrémité de la fissure. Au voisinage de la fissure on rencontre successivement 3 zones à mesure que l'on s'approche de son extrémité. Dans la première zone dominée par le FIC K issu de la MLR, la singularité est en $1/\sqrt{r}$ et la pente de la courbe de variation des contraintes est alors $-1/2$ en échelle Log-Log. La seconde zone qui correspond à la zone plastifiée

qui se développe à l'extrémité d'une fissure, est dominée par l'intégrale J , en admettant toutefois que le chargement reste monotone et quasi statique. A l'intérieur de cette zone, la solution HRR est raisonnablement valable pour beaucoup de matériaux et la pente de la courbe est alors $-1/(n+1)$. Enfin la troisième zone correspond à la région des grandes déformations au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure. La taille de cette zone est d'environ deux fois le CTOD ce qui correspond à la limite de validité de la solution HRR. En régime de plasticité confinée, le FIC K caractérise de façon unique les conditions au voisinage de l'extrémité d'une fissure, même si la singularité en $1/\sqrt{r}$ n'existe plus en deçà d'une certaine distance. De la même manière, J caractérise la distribution des contraintes dans la zone plastifiée tant que les déformations restent modérées, mais au delà d'environ 10% de déformation on entre dans la zone des grandes déformations et l'approche HRR atteint aussi ses limites.

La figure III.39b illustre un exemple de conditions élastoplastique où la zone dominée par le FIC K a disparu alors que le paramètre J est encore applicable. A mesure que la zone plastifiée se développe par rapport à la dimension caractéristique, la zone dominée par le FIC K est envahie par la plastification et disparaît ensuite complètement. J comme le CTOD sont des critères de rupture valables tant que la plastification demeure modérée.

Lorsqu'on atteint le régime des grandes déformations (figure III.39c), il n'y plus de paramètre unique pour décrire les champs de contraintes, l'intégrale J dépend alors de la taille et de la géométrie de la structure ; la zone dominée par J disparaît à son tour.

Dans certaines configurations notamment lorsqu'il s'agit de structures minces, on atteint très vite les limites de validité du K comme du paramètre J , sauf si les charges sont vraiment faibles. Il est difficile de caractériser par exemple le comportement d'une plaque mince comportant une fissure traversante à l'aide d'un paramètre unique. Si \hat{y} est l'axe de chargement perpendiculaire au plan de la fissure, les contraintes dans la direction \hat{x} dévient très fortement pour cette géométrie des prévisions de la MLR du fait de l'existence de contraintes de compression transverses T : la zone dominée par K est alors inexistante. Ces contraintes T ont aussi un effet très significatif sur la distribution des contraintes dans la zone plastifiée elle-même, et dès qu'elles sont suffisamment élevées, il n'est plus possible de décrire le champ des contraintes dans cette zone avec un paramètre unique comme J .

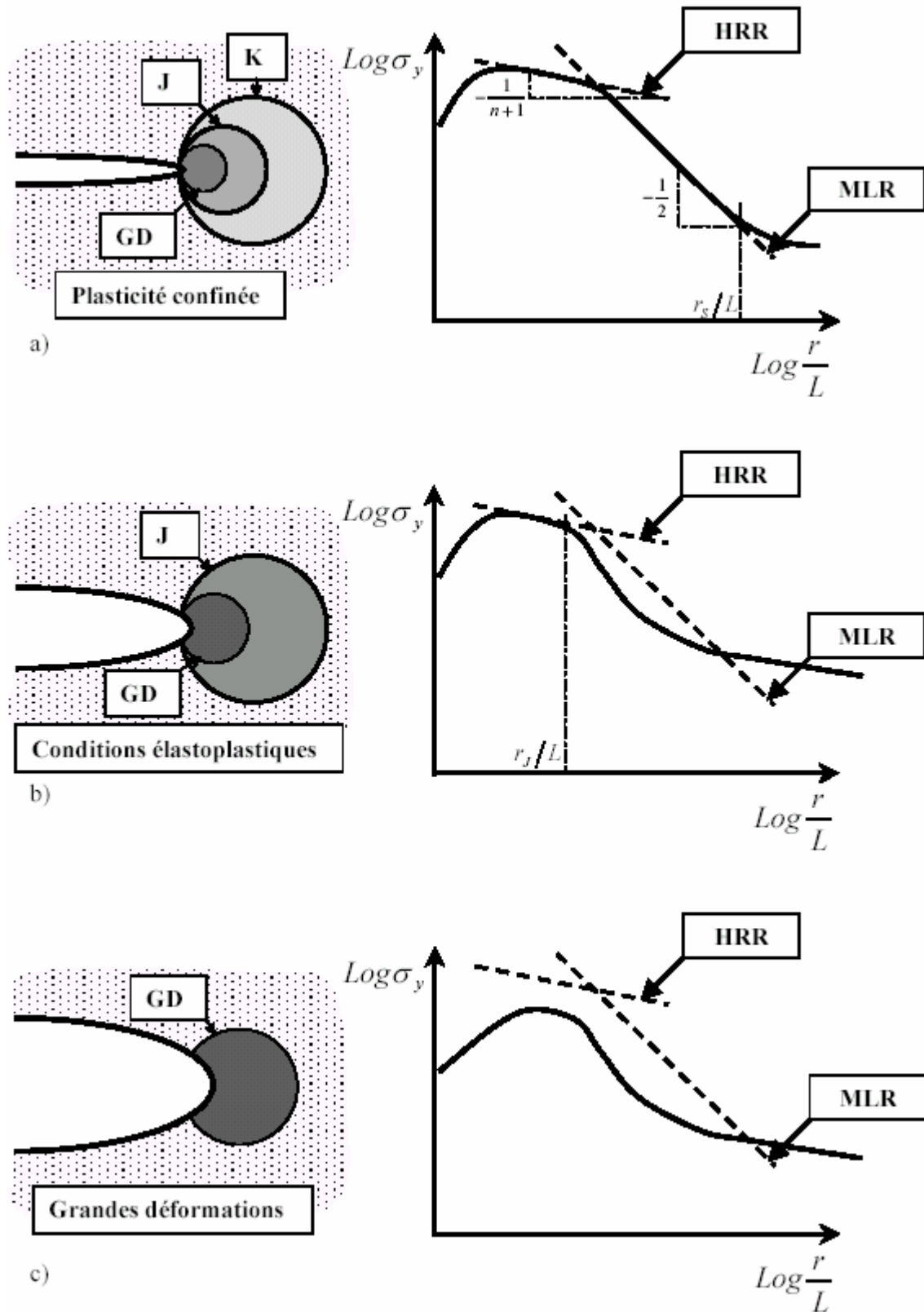


Figure III.39 : Effet de la plasticité sur les champs de contraintes à fond de fissure

L'analyse dimensionnelle appliquée à la zone décrite par le FIC K , conduit à :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_E} = F_{ij} \left(\frac{K_I^2}{\sigma_E^2 r}, \mathbf{q} \right) \quad \text{pour } 0 < r \leq r_s(\mathbf{q})$$

où r_s est le rayon de la zone dominée par le K , c'est à dire que sur le contour $r=r_s$ les contraintes présentent une singularité en $1/\sqrt{r}$. Par souci de simplification, le contour r_s est présenté sous forme circulaire dans la figure III.39a mais en fait r_s dépend de l'angle de paramétrage \mathbf{q} donnant la position du point courant et il n'est donc pas nécessairement constant.

Il faut noter que la singularité en $1/\sqrt{r}$ est un cas particulier de la fonction F_{ij} . Lorsqu'on entre dans la zone plastifiée $r=r_J$ dominée par le paramètre J (lié au paramètre K_I en régime de plasticité confinée par $K_I^2 = E' J$ le prolongement de l'analyse dimensionnelle permet d'écrire :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_E} = F_{ij} \left(\frac{E' J}{\sigma_E^2 r}, \mathbf{q} \right) \quad \text{pour } 0 < r \leq r_s(\mathbf{q})$$

La singularité des contraintes en $-1/(n+1)$ qui correspond au champ HRR, est une description particulière de la zone dominée par le paramètre J . L'existence de cette zone et non nécessairement celle du champ HRR, requiert seulement que la relation précédente soit valable dans ce qu'on appelle la « process zone », c'est à dire la zone où vont se développer les mécanismes microscopiques d'endommagement qui conduiront à la rupture. La singularité HRR est une solution possible du cas plus général où un paramètre unique, l'intégrale J , décrit la distribution des contraintes à l'extrémité de la fissure. Les propriétés d'écoulement de beaucoup de matériaux ne sont pas toujours représentables par la loi puissance du modèle empirique de Ramberg-Osgood duquel découle le champ HRR. Même dans les matériaux dont le comportement est raisonnablement décrit par ce modèle, le champ HRR est valable dans une zone qui reste limitée ; les effets des grandes déformations à l'extrémité de la fissure mettent souvent à défaut la singularité HRR, et les contraintes déterminées par des calculs aux éléments finis sont alors en dessous des prévisions du champ HRR. Ce dernier effet peut être compris en considérant l'approche analytique utilisée par Hutchinson, qui représente les contraintes sous forme de séries infinies dont le terme prépondérant est proportionnel à $r^{-1/(n+1)}$. Ce terme domine lorsque $r \rightarrow 0$, c'est à dire quand le champ HRR n'est en général plus valable, mais les autres termes peuvent avoir des effets significatifs pour des valeurs modérées de r .

III-7.6.2. Fissure se propageant

Selon l'analyse dimensionnelle utilisée dans le paragraphe précédent, il existe à l'extrémité d'une fissure stationnaire chargée de façon monotone et quasi statique, une zone dominée par J lorsque le domaine des grandes déformations reste faible par rapport aux dimensions de la structure fissurée. La propagation

stable d'une fissure introduit une autre dimension de longueur qui est l'accroissement de la taille de la fissure. Aussi J ne peut pas caractériser les conditions à l'extrémité d'une fissure quand cet accroissement devient significatif comparé aux dimensions de la structure. Lorsqu'une fissure se propage dans un matériau purement élastique, elle ne modifie pas le comportement du matériau car les champs locaux ne dépendent que des conditions courantes. Lorsqu'en revanche elle se propage dans un matériau élastoplastique, les effets d'histoire ont une influence sur les champs locaux des contraintes et des déformations. On peut par conséquent dans ces conditions considérer qu'il est difficile d'utiliser le paramètre J quand la progression de la fissure s'accompagne d'une plasticité significative.

La figure III.40 illustre une propagation de fissure contrôlée par J . Après la progression de la fissure, le matériau en amont de l'extrémité de la fissure se décharge élastiquement car son comportement n'obéit pas à la théorie de la déformation ; il se forme alors une zone de décharge élastique. Le comportement du matériau immédiatement en aval de l'extrémité de la fissure ne peut non plus être décrit à l'aide d'un paramètre unique, car les chargements sont fortement non proportionnels. Pour utiliser malgré tout J comme paramètre caractéristique, il faut nécessairement que les régions de décharge élastique et de chargement plastique non proportionnel soient confinées dans une zone plus étendue dominée par le paramètre J . Lorsque la fissure croît au delà de cette zone, la courbe R de résistance à la rupture ne peut être caractérisée par un paramètre unique.

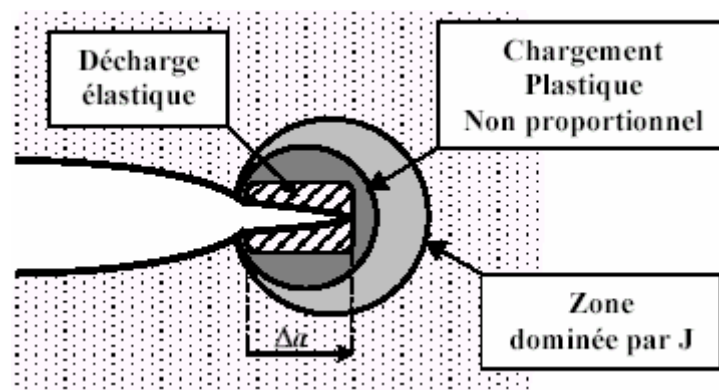


Figure III.40 : Propagation contrôlée par le paramètre J

En régime de plasticité confinée, il existe toujours une zone dominée par le paramètre J parce que les conditions à l'extrémité de la fissure sont caractérisées par le FIC qui dépend uniquement des valeurs courantes de la charge et de la longueur de fissure. La fissure ne se propagera pas au delà de cette zone, aussi longtemps que son extrémité et sa zone plastifiée restent éloignées des bords de l'éprouvette d'essai.

La figure III.41 illustre trois stades du comportement de résistance à la propagation en régime de plasticité confinée. Durant le premier stade, la fissure est stationnaire. La pente de la courbe R est constante et l'émoussement de l'extrémité de la fissure s'apparente à un accroissement fictif de sa longueur.

Le champ local des contraintes dans ce premier stade est caractérisé par

$$\frac{s_{ij}}{s_E} = F_{ij}^{(1)} \left(\frac{E' J}{s_E^2 r}, q \right) \tag{III.83}$$

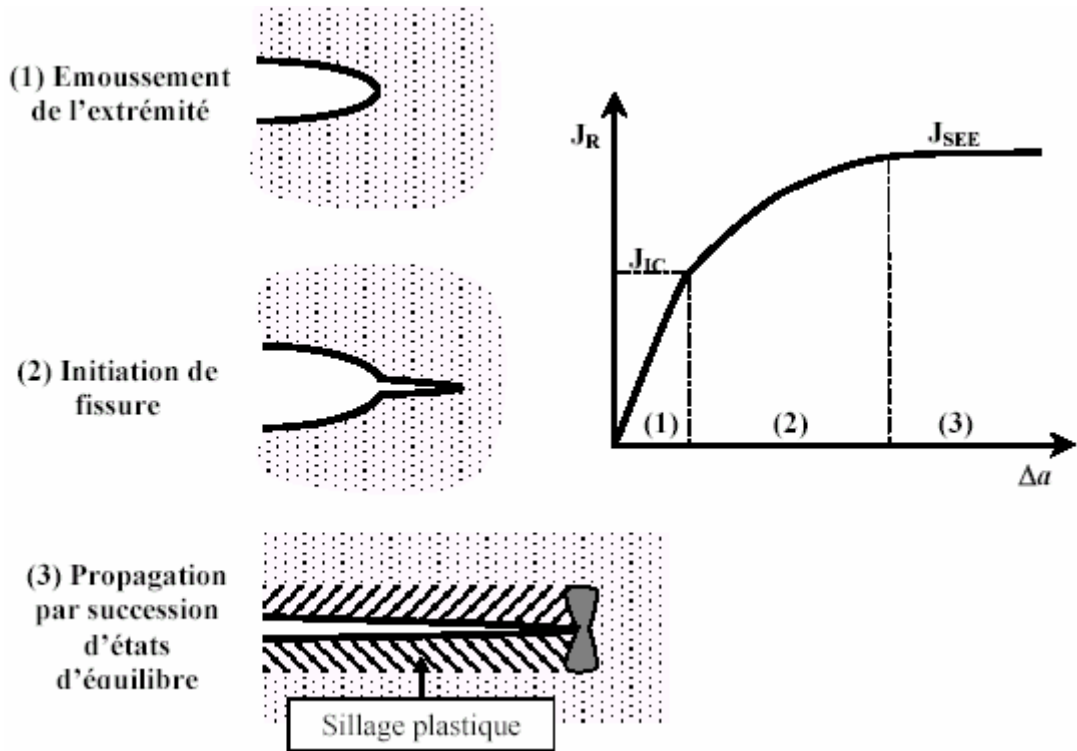


Figure III.41 : Les trois stades de propagation dans un solide infini

La fissure commence à se propager dans le stade 2. Les champs de contraintes et de déformations sont probablement influencés par l'émoussement initial au début de la fissuration. L'analyse dimensionnelle conduit à la relation suivante :

$$\frac{s_{ij}}{s_E} = F_{ij}^{(2)} \left(\frac{E' J}{s_E^2 r}, q, \frac{\Delta a}{d_i} \right) \tag{III.84}$$

où d_i est le CTOD initial et Δa la longueur de propagation de la fissure. Quand la fissure s'est propagée au delà de la zone d'influence de l'émoussement initial, un autre état d'équilibre est atteint où les contraintes et déformations locales ne dépendent plus de l'extension Δa de la fissure ; on a alors :

$$\frac{s_{ij}}{s_E} = F_{ij}^{(3)} \left(\frac{E' J}{s_E^2 r}, q \right) \tag{III.85}$$

Les relations III.83 et III.85 peuvent prédire des conditions identiques dans la zone de singularité élastique, mais dans la zone plastifiée le matériau a subi une histoire de chargement différente de celle qui existait lors de l'émoussement de l'extrémité de la fissure ; autrement dit $F^{(1)} \neq F^{(3)}$ quand $r \rightarrow 0$.

Pendant la propagation par succession d'états d'équilibre (SEE), la fissure progresse jusqu'à rupture en entraînant sa zone plastifiée; il se forme alors comme le montre la figure III.41, un sillage plastique autour des lèvres de la fissure. La courbe R est quasi horizontale ; J n'augmente plus avec la propagation.

Si l'équation 83 s'applique, J décrit de façon unique les conditions à l'extrémité de la fissure, indépendamment de l'extension de la fissure. Si le matériau rompt pour une distribution critique des contraintes et des déformations lors de la propagation SEE, on peut alors admettre que la rupture locale en pointe de fissure interviendra pour une valeur critique du paramètre J comme dans le cas de la fissure stationnaire. Compte tenu de l'allure de la courbe R dans le stade 3, cette valeur critique doit demeurer constante avec la propagation de la fissure. L'obtention du stade 3 est difficile lors d'essais en laboratoire dans des matériaux ductiles ; elle suppose des éprouvettes d'essai de grandes dimensions pour éviter la plastification de tout le ligament non fissuré.

Le stade 2 de la figure III.41 correspond à la transition entre l'émoussement de la fissure stable et la propagation SEE. L'allure de la courbe R dans ce stade implique que les propriétés locales du matériau changent avec la position de l'extrémité de la fissure. Lorsque la plastification reste confinée près de l'extrémité de la fissure, la courbe R ne dépend que de l'extension de la fissure

$$J_R = J_R(\Delta a)$$

Autrement dit, la courbe J_R est une propriété du matériau.

IV-1 Généralités sur le soudage semi automatique

Le procédé de soudage utilisé dans notre étude est un soudage semi-automatique sous protection d'un gaz inerte (MIG).

IV-1.1. Principe

La figure IV.1 illustre le principe de soudage semi-automatique sous protection gazeuse. La chaleur nécessaire à la fusion des pièces à souder est fournie par un arc électrique libre qui jaillit entre le fil-électrode et les pièces. La protection de l'arc et du bain de fusion est assurée par un gaz inerte Argon qui donne le nom du procédé MIG (Métal Inert Gaz).

En fonction des conditions d'alimentation de l'arc, le transfert du métal se fait soit par pulvérisation, soit sous forme de grosses gouttes obtenues par courts-circuits progressifs entre l'extrémité du fil d'apport électrode et le bain de fusion la figure IV.2. Selon le mode de transfert, la composition chimique du métal déposé par rapport à celle du métal d'apport évolue plus au moins par volatilisation ou réaction diverses; il est nécessaire d'enrichir les apports pour compenser les pertes. Du point de vue cycle thermique, le procédé MIG est comparable au soudage à l'arc avec électrode enrobée. Il se prête à l'automatisation complète.

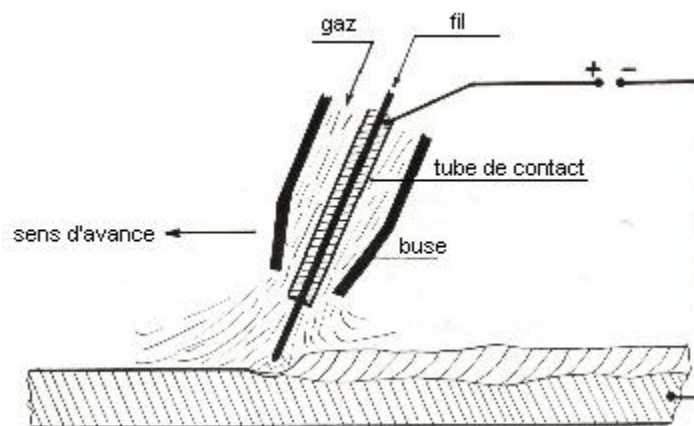
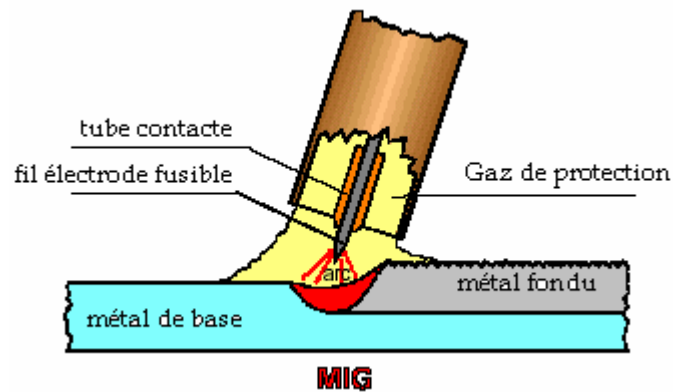


Figure IV.1 : Schéma de principe du soudage MIG

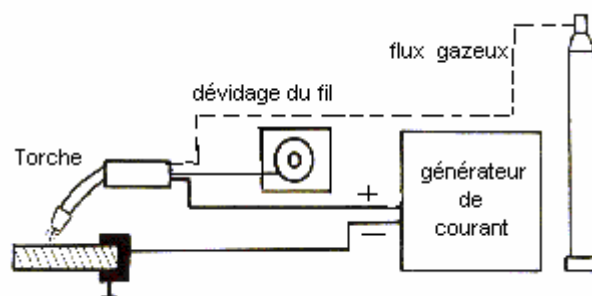


Figure IV.2 : Schéma d'installation du dispositif de soudage

IV-1.2. Caractéristiques du soudage semi-automatique

IV-1.2.1. Métal d'apport

Il se présente sous forme d'un fil électrode plein ou fourré dont le diamètre varie entre 0.5 et 3.2 mm, enroulé sur une bobine isolante. Le fil fourré est une électrode continue de section tubulaire, dont l'intérieur est rempli de composantes analogue à ceux d'un enrobage. Les fils d'aciers sont protégés de l'oxydation par un cuivrage électrolytique ayant pour rôle de faciliter l'arrivée du courant à son passage dans la torche. Il est évident que le choix du métal d'apport dépend de la nature du métal de base à souder, sa qualité est un facteur déterminant sur la vie du joint soudé [7].

IV-1.2.2. Protection gazeuse

Le gaz mis en œuvre est de l'Argon pur ou mélangé avec l'hélium. Il peut être additionné d'une faible quantité d'oxygène pour fluidifier l'acier et faciliter son transfert dans l'arc, le tableau 4 montre les différents gaz de protection et leurs applications.

Procédé	Gaz	Application
M.I.G	Ar	Tout métaux
	He	Métaux légers
	Ar + He Ar + 1 - 2% O ₂	Métaux légers et alliages de Nickel

Tableau 4 : Les différents gaz de protection (d'après [13]).

Remarquons que la nature du gaz influe sur plusieurs caractéristiques :

- Potentiel d'ionisation (tension d'arc, énergie).
- Pression de l'arc.
- Echange thermique : capacité calorifique, conduction, convection, masse volumique.

IV-1.2.3. Mise en œuvre

L'électrode est consommée à vitesse constante. Cette vitesse est choisie de manière à pouvoir souder avec l'intensité voulue. La longueur de l'arc varie avec la tension du courant. La source du courant est à caractéristique plate, la vitesse d'avance du fil est constante :

Si l'arc raccourci, la tension de l'arc diminue, l'intensité de courant augmente et la vitesse de fusion s'accroît. Le refroidissement de la torche de soudage se fait par les gaz de protection pour les faibles intensités quand $I < 350$ A, et par circulation d'eau quand $I > 350$ A.

IV-1.2.4. Domaines d'utilisation

Le MIG, Convient pour l'assemblage des métaux ferreux et non ferreux. Il permet de souder tous les types de joints en toutes positions et de metre en œuvre des épaisseurs de 0,5 mm et plus pour le soudage à faible intensité, 6 mm et plus pour le soudage à haute intensité.

Le soudage sous protection gazeuse avec fil plein est utilisé en tôlerie, en construction navale, pour le soudage des aciers métalliques et du matériel métallurgique, ainsi que pour la construction des ponts, des engins de levage, des pipelines et des réservoirs de stockage. Avec fil fourré, on l'utilise en charpentes, en construction navale, ainsi que pour la construction des ponts, des presses lourdes, des wagons et des châssis de camion [18].

IV-1.2.5. Avantages et inconvénients du procédé

Un des principaux avantages du procédé est d'être semi-automatique ou automatique qui ne réclame pratiquement aucune opération de finition. Il permet le soudage de l'acier de l'aluminium en toutes positions et présente une productivité nettement supérieur à celle soudage manuel à l'arc. Par contre, il demande une main d'œuvre qualifiée ; sous certain régimes, le risque de collage et réel et pas toujours décelable, d'où la difficulté dans le choix des paramètres de soudage [18]. D'autre part, le soudage doit se faire dans une atmosphère calme à l'abri du vent et des courants d'air violents, ce qui pose des problèmes sur les chantiers.

IV-1.2.6. Caractéristiques de l'appareil

- Temps de soudage plus courts que les techniques de soudage autogène ou avec électrode enrobé.
- Déformations minime de la pièce, moins de travail de rectification
- Pénétration excellente.
- Diminution fréquente du volume du métal d'apport, donc une réduction de la quantité de métal d'apport utilisé par rapport au soudage avec électrode enrobé.
- Coût moins important des métaux d'apport.
- EUROMAG 16 est même utilisable en enceinte fermée ou dans des réservoirs.

IV-1.2.7. Caractéristiques techniques de l'appareil de soudage utilisé

Courant de soudage	[A]	80 à 450
Tension de soudage	[V]	17.5 à 36
Nbre de plots pour rég. du tension		25
Courant de soudage max.		
à 60%	[A]	450
à 80%	[A]	400
à 100%	[A]	350
Tension à vide max.	[V]	22 à 70
Raccordement triphasé	[V]	220/380 ou 440/500
Puissance absorbée	[KVA]	19
Vitesse d'avance du fil	[m/mn]	1,8 à 18
Dimensions lon. lar. hau.	[mm]	1080 x 590 x 1010
Poids	[KG]	230

Tableau 5 : Caractéristique du système 'EUROMAG 16' (d'après [33])

IV-2. Identification du métal de base :

IV-2.1. Choix du métal de base

Le choix de métal de base le TQ46 (E36 selon AFNOR) est motivé par deux raisons :

- sa bonne soudabilité
- sa résistance à la corrosion.

Un acier de construction générale, conçu pour les applications réclamant une très bonne soudabilité

IV-2.2. Caractérisation du métal de base

IV-2.2.1. Analyse chimique

- Carbométrie

L'essai consiste en un prélèvement de copeaux de la nuance à analyser.

Ceux -ci sont introduits sur une nacelle en céramique dans un four à induction maintenu à 1300°C. Un passage d'oxygène purifié dans deux flacon laveurs, l'un contenant de l'acide sulfurique (H₂SO₄) à 96% et l'autre de la potasse (KOH) à 50%, permet alors l'oxydation des copeaux d'aciers ainsi que la formation de dioxyde de carbone. Pour le dosage de carbone, les gaz de combustion ainsi que l'oxygène en excès sont recueillis et mesurés dans une burette à gaz (sur laquelle est fixée une réglette graduée de 0 à 1.5)

Le dioxyde de carbone est en suite absorbé dans une lessive de potasse (l'introduction du gaz dans une burette à deux reprises est indispensable afin de garantir une absorption complète de CO₂).

Le pourcentage en carbone dans la nuance analysée est alors obtenu par la relation suivante :

$$\%C = F \times V$$

Où

V : Valeur lue sur la colonne et qui représente la différence de volume sur la réglette graduée (fixée sur l'appareil de mesure)

F : Facteur de correction qui tient compte de deux paramètres P et T (Annexe D).

P : Pression atmosphérique régnant au sein du laboratoire obtenue sur un baromètre gradué en torr.

T : Température dans le laboratoire.

Il faut signaler qu'un étalonnage de l'appareil est nécessaire avant de procéder à l'analyse des nuances. Pour cela un essai a été effectué sur un échantillon dont le taux de carbone est connu 1,30% cette opération donne une valeur de 1,32 % ce qui indique que l'appareil est calibré à 0,02% près.

• Spectroscopie

L'analyse spectrale prend une part exceptionnelle à coté des examens mécaniques et chimiques. En peu de temps, elle livre des informations sur l'échantillon en déterminant avec certitude aussi bien les concentrations importantes en éléments d'alliages, que pour les petites teneurs en impuretés indésirables. Elle est l'un des moyens les plus rationnels pour le contrôle des nuances en usine.

Le tableau 6 illustre les résultats de l'analyse chimique du métal de base choisi, effectuée au laboratoire du C.P.G de Constantine.

Eléments	C	Si	Mn	P	S	Mo
Masse %	0,21*	0,50*	1,20*	0,03*	0,02*	0,7*
	0,18**	0,50**	1,40**	0,02**	0,03**	0,7**

Tableau 6 : Composition chimique du métal de base

* Pourcentage donné par le fournisseur, ** Pourcentage analysé par carbométrie pour le carbone et par spectrométrie de masse pour les autres éléments

IV-2.2.2. Dimensions et caractéristiques mécaniques

- Epaisseur de tôle : 5 à 40 mm
- Résistance à la traction : $R_m = 1250 : 1550$ [N/mm²]
- Allongement : $A \%_{\min} = 21$
- Dureté HB : 165 : 212
- Limite élastique : $R_e = 460$ [N/mm²]

Rappelons que ces valeurs sont des valeurs données par le fournisseur du produit

IV-3. Identification du métal d'apport

Le métal d'apport doit être choisi de manière permettant d'obtenir des joints avec un maximum d'homogénéité des structures métallurgiques, il en est ainsi pour les propriétés mécaniques. Il est cependant difficile d'obtenir une homogénéité complète, étant donné la différence d'élaboration entre le métal de base et le métal d'apport (fondu). En effet, le métal fondu présente les propriétés d'un métal brut de coulée tandis que les caractéristiques du métal de base dépendent des traitements mécaniques et thermiques antérieurs. Il est évident que le choix du métal d'apport dépend de la nature du métal de base à souder.

Le métal de base utilisé dans notre étude est un fil plein de type SG3.

- Etat de livraison : sous forme de bobine
- Poids : 15 Kg (chaque mètre nous donne entre 40 et 60 m de fil)
- Diamètre du fil : 1,2 mm
- Composition chimique : (donnée par le fournisseur) (Tab.7)

éléments	C	S _i	M _n	P	S	T _i
Masse (%)	0.16	1.09	1.65	0.08	0.03	0.12 : 0.2

Tableau 7 : Composition chimique du métal d'apport

IV-3.1. Caractéristiques mécaniques

- Limite élastique : $R_e = 470 \text{ [N/mm}^2\text{]}$
- Résistance à la traction : $R_m = 590 \text{ [N/mm}^2\text{]}$
- Allongement : $A\% = 30$

IV-4. Découpage et usinage des tôles

Après avoir prélever sur des chutes de tôles des éprouvettes de dimensions (125x300) et d'une épaisseur variable de 10,12 et 15 mm, par un découpage à froid, on réalise un chanfrein d'un angle de 30° pour pouvoir réaliser un cordon de soudure en V. La figure IV.3 présente le dessin de définition des tôles avant soudage.

Remarquons que, pour éviter toute contamination du bain fondue au cours du soudage, un décapage mécanique suivi d'un nettoyage chimique a été effectué sur les bords des joints à souder.

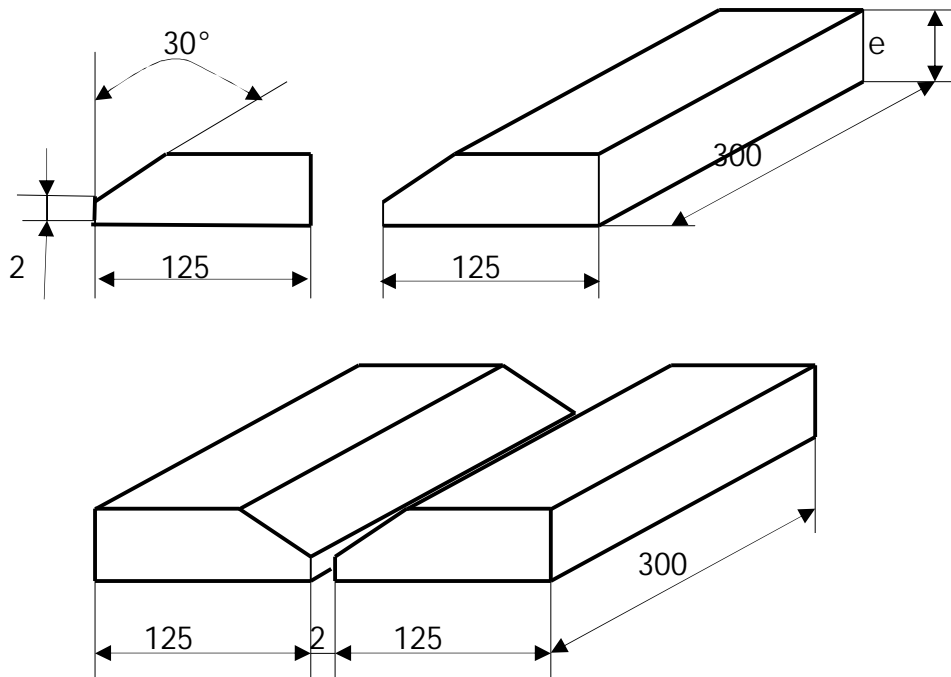


Figure IV.3 : Tôles avant soudage

IV-4.1. Soudage des tôles

La seconde partie consiste à régler les paramètres de soudage dont :

- Nous avons utilisé une protection gazeuse de 100% CO₂ avec un débit de 16 l/mn.
- Le fil utilisé pour le soudage est un fil plein SG3 de diamètre 1,2 mm.
- La vitesse d'avance du fil d'apport est réglée par l'opérateur de telle manière à obtenir un bon arc.

Avant de procéder au remplissage, on réalise le pointage des tôles à assembler pour éviter d'éventuelles déformations dues au retrait. Il est à noter qu'on assemble les tôles de même épaisseur 10/10, 12/12, et 15/15 avec un fil plein SG3 de diamètre 1,2 dont le soudage est réalisé sans préchauffage.

IV-4.1.1. Calcul de l'énergie équivalente de soudage

C'est l'énergie fournie au niveau de l'arc pour exécuter une soudure, elle est définie par la relation suivante :

$$E_q = \frac{U \cdot I}{V} \cdot K \cdot h \quad [\text{J/cm}]$$

Remarquons que l'énergie de soudage est fonction de :

- la tension d'arc entre les deux électrodes (U) [V]
- de l'intensité du courant de soudage (I) [A]
- la vitesse de soudage (V) [cm/sec]

- le coefficient de correction (K) qui tient compte de la géométrie du joint à souder, qui a pour valeurs d'après la norme NF A 36.000,
 $K = 1,5$ pour un chanfrein en V d'un angle de 60°
 $K = 0,75$ pour un chanfrein en X d'un angle de 60°
- Le rendement énergétique de l'arc varie en fonction (h), qui dépend du procédé de soudage, de la nature de courant, du matériau et de l'épaisseur des pièces à souder.

Pour le soudage par le procédé MIG et dans notre étude on prend $h=0.70$ [7].
 en appliquant la formule de E_q pour $V= 0.5$ cm/s, $K=1,5$ on trouve les énergies correspondantes pour chaque épaisseur des tôles, illustrées par le tableau 8.

Type d'éprouvette	Passe de pénétration			Passe de chargement		
	Tension U [V]	Intensité I [A]	E_q [KJ/cm]	Tension U [V]	Intensité I [A]	E_q [KJ/cm]
Type a 15 x 15	42,5	265	23,65	48	314	31,65
Type b 12 x 12	35,5	186	13,83	42,5	265	23,65
Type c 10 x 10	32	130	8,7	41	210	18

Tableau 8 : Energie équivalente en fonction de l'épaisseur des tôles

Après le réglage du poste de soudage sur les paramètres calculés et l'exécution de l'opération de soudage on obtient deux tôles assembler comme montre la fig.IV.4. Il est à noter qu'on laisse un jeu de l'ordre de 1,5 à 2,5mm entre les deux tôles à assembler.

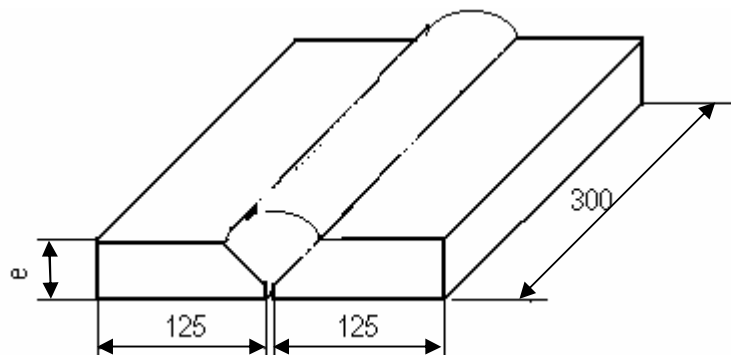


Figure IV.4 : Tôles après soudage

IV-4.2. Usinage des éprouvettes

IV-4.2.1. Préparation des éprouvettes de pliage

Après l'assemblage des tôles et l'obtention des pièces de dimensions 300 x 250, ces derniers subissent un perçage avec foret de $\varnothing 12$ mm pour les différentes épaisseur avec une vitesse de 500 tr/mn, le perçage se fait au niveau du cordon de soudure (fig.IV.5).

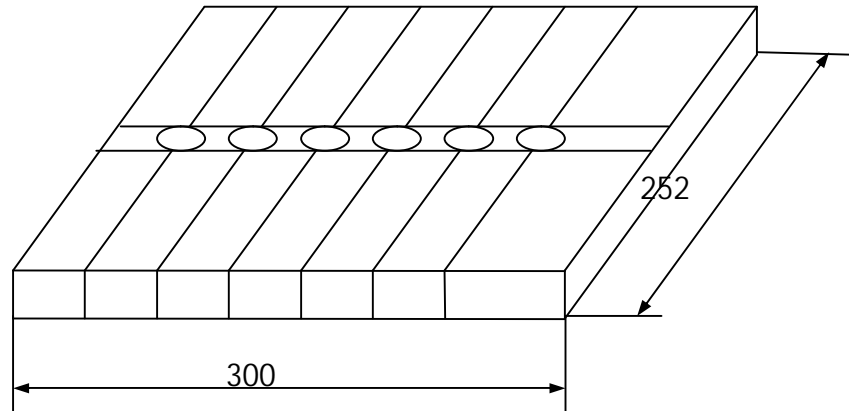


Figure IV.5 : Mode de découpage des tôles soudées

Après le perçage les pièces sont découpées avec une scie mécanique et à la fin de cette opération on obtient des éprouvettes de pliage comme est représenté dans la (fig.IV.6).

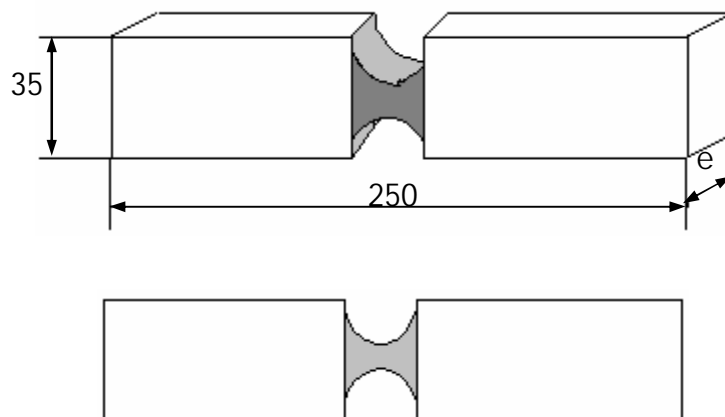


Figure IV.6 : Eprouvette de pliage

IV-4.2.2. Préparation des éprouvettes de résilience

Après les opérations de soudage des tôles et le découpage des éprouvettes avec une scie mécanique, on effectue le surfaçage et l'entaille de 45° sur une fraiseuse universelle avec une fraise qui tourne à une vitesse de coupe de 300 tr/mn, sachant que cette entaille est réalisée sur les trois cotés du cordon de soudure (fig. IV.7).

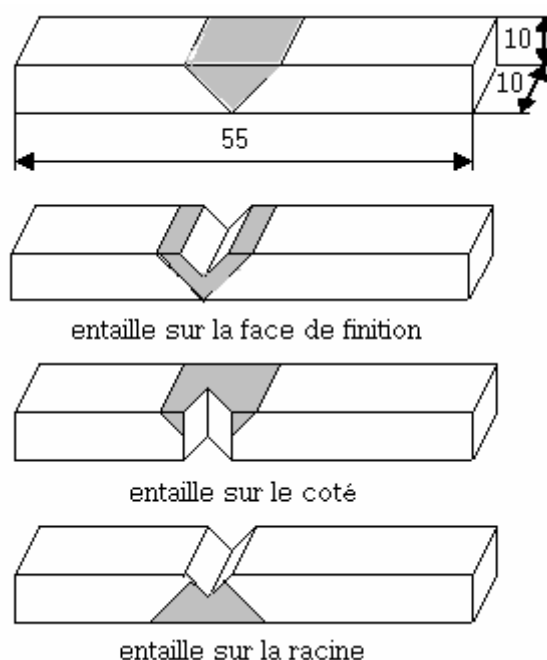


Figure IV.7 : Localisation de l'entaille sur les éprouvettes de résilience

IV-5. Recuit des éprouvettes

Les traitements thermiques de recuit présentent une grande diversité, certains d'entre sont mis en œuvre pour les hétérogénéités structurales et chimiques, et d'autres sont utilisés pour obtenir des structures dont les caractéristiques mécaniques répondent à la manière la plus satisfaisante utilisée dans l'industrie. Pour notre cas, nous avons utilisé un four dont la température maximale est 1100°C (fig.IV.8). Les échantillons ont subi un recuit d'adoucissement dont le cycle thermique est donné par la figure.IV.9. Ce type de recuit consiste en un chauffage juste au dessous de A_{c1} ($T=550^{\circ}\text{C}$), un maintien à cette température pendant 1h30mn suivi d'un refroidissement lent à l'air calme pour obtenir un état suffisamment adouci et exempt de contraintes résiduelles que possible.



Figure IV.8 : Four électrique "NABER"

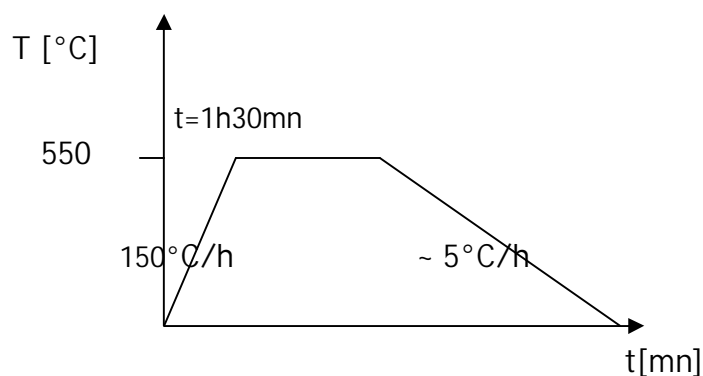


Figure IV.9 : Cycle de recuit

IV-6. Examens Métallographique

L'examen métallographique a pour but la mise en évidence de la structure de l'échantillon. Après avoir préparé des éprouvettes et traité d'autres thermiquement, il est nécessaire de procéder à une analyse métallographique (macrographique et micrographique). L'analyse micrographique se fait sur des surfaces polies attaquées chimiquement. L'obtention de ces surfaces nécessite une suite d'opérations allant du prélèvement des échantillons à l'attaque chimique. Dans ce qui, nous donnons le détail de chaque opération.

IV-6.1. Examens Macrographique

IV-6.1.1. Introduction

L'attaque chimique d'un échantillon pour relever la structure macrographique fait apparaître entre les zones constitutives de la soudure qui se manifestent par des intensités d'attaque ou de coloration différentes les unes des autres. Ces différences traduisent les variations de constitution et de structure engendrées par l'opération de soudage.

De plus l'examen macrographique fournit des informations sur les anomalies (défauts) géométriques, compte tenu des renseignements qu'il fournit l'examen macrographique des soudures est utilisé pour diverses raisons.

IV-6.1.2. Découpage des échantillons

De chaque éprouvette soudée nous avons prélevé à l'aide d'une coupe transversale au cordon de soudure (à froid) un échantillon.

IV-6.1.3. Polissage

Après le découpage, nous passons les échantillons sur une surfaceuse à disque abrasif. C'est une opération mécanique qui permet d'avoir des états de surface semblable à celui d'un miroir.

Dans un premier temps, nous faisons une prépolissage qu'il s'effectue en plusieurs étapes avec des disques à grains abrasif de plus en plus fins (180, 400, 1200) qui tourne avec une vitesse de 150 tr/mn, cette opération se fait sous eau pour éviter l'échauffement de l'échantillon.

Le polissage de finition est un polissage à la pâte diamantée à une granulométrie de 0.25 μ , cette pâte est répartie sur le disque. Après chaque polissage les échantillons sont nettoyés de tout résidu à l'aide d'un solvant approprié tel que l'éthanol.

IV-6.1.4. Attaque chimique

Les examens métallographiques nécessitent au préalable une attaque chimique appropriée à chaque nuance pour mettre en évidence les structures. Cette opération donne une différence de couleur entre les différentes phases, car elle est directement liée à la différence de vitesse de réaction des constituants.

Le réactif chimique utilisé pour notre acier (acier faiblement allié) est le Nital 4 % (4 ml d'acide nitrique et 100 ml d'éthanol) une fois étalée sur la surface de l'échantillon, un temps de maintien de 2 à 5 seconds est respecté; cette opération doit être suivie d'un rinçage à l'eau distillée.

IV-6.1.5. Observations macrographiques

Grâce à un appareil photographique standard monté sur un dispositif spécial, nous avons pris les macrographies représentées ci-dessous (fig.IV.10) de chaque échantillon (traitées et non traitées thermiquement).

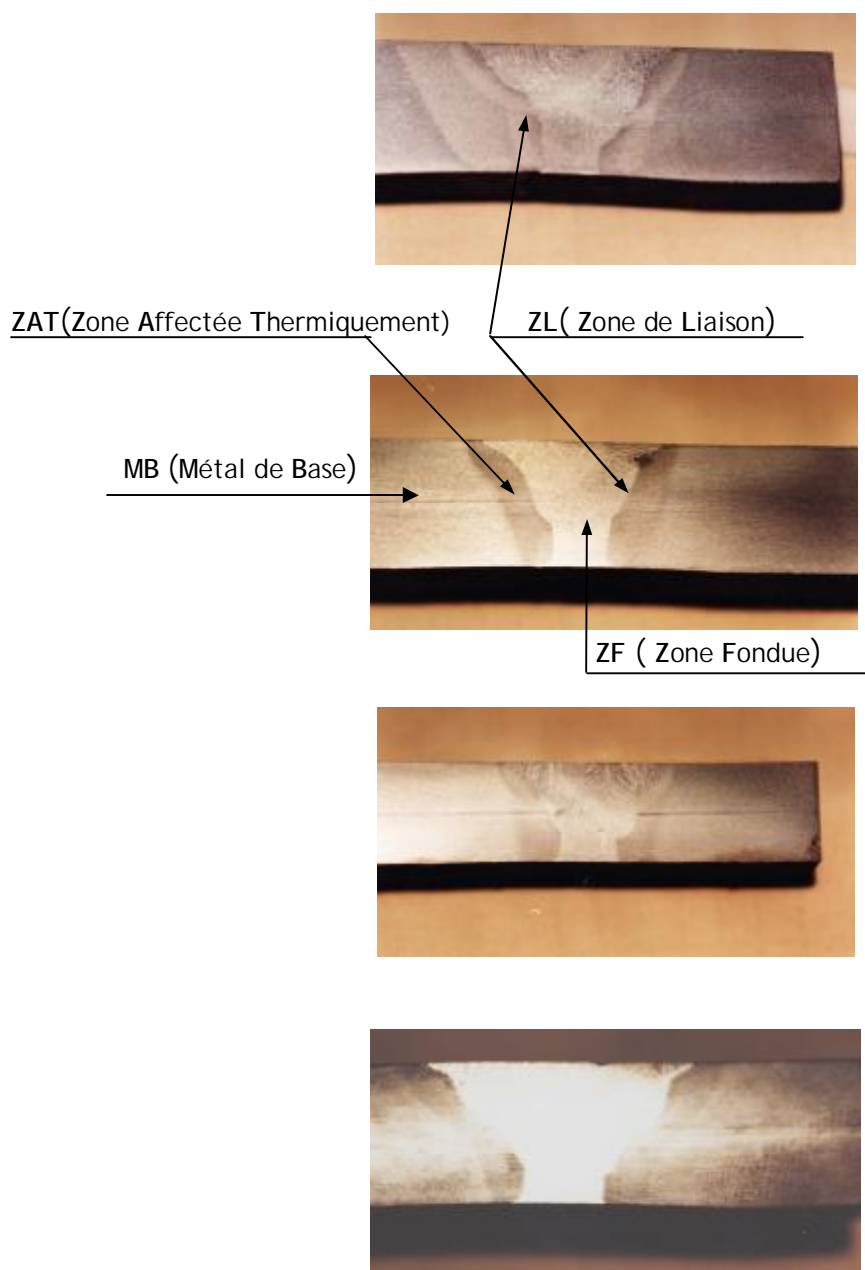


Figure IV.10 : Macrographie des joints soudés pour les échantillons

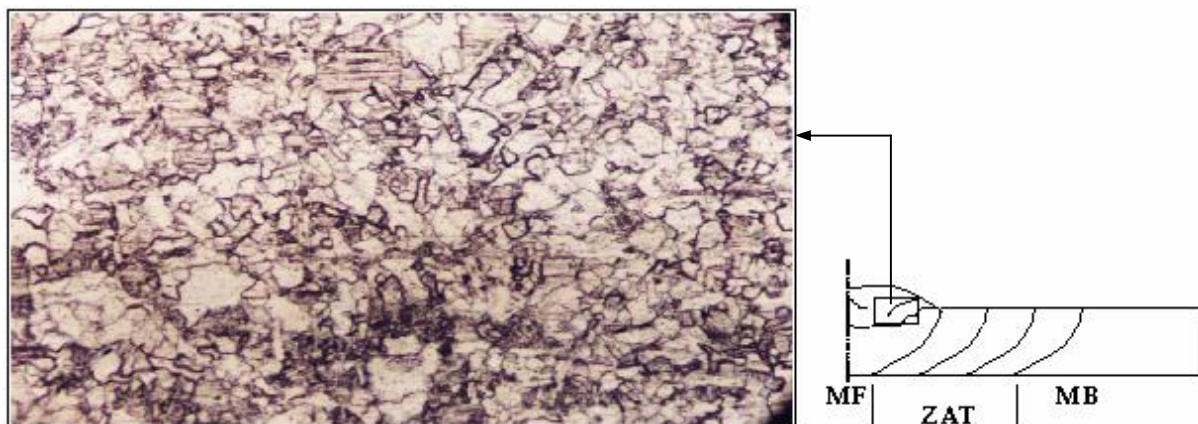
IV-6.2. Examens micrographique

A l'aide d'un microscope optique 'METALUX', muni d'un appareil photo (fig.IV.10), nous avons pris des micrographies dans les différentes zones du joint de soudure de chaque échantillon.

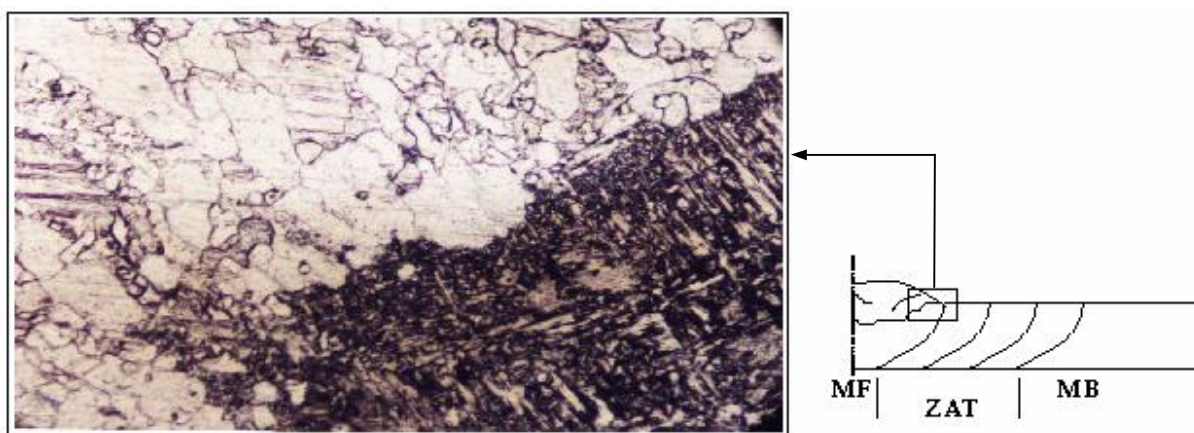
Les figures qui suivent représentent les meilleures micrographies prises après trois essais dans les différentes zones de la microstructure. Les figure IV.11 et IV.12 représentent la micrographie après traitement thermique (ATT), et les figure IV.13 et IV.14 représentent la micrographie Avant traitement thermique (STT).



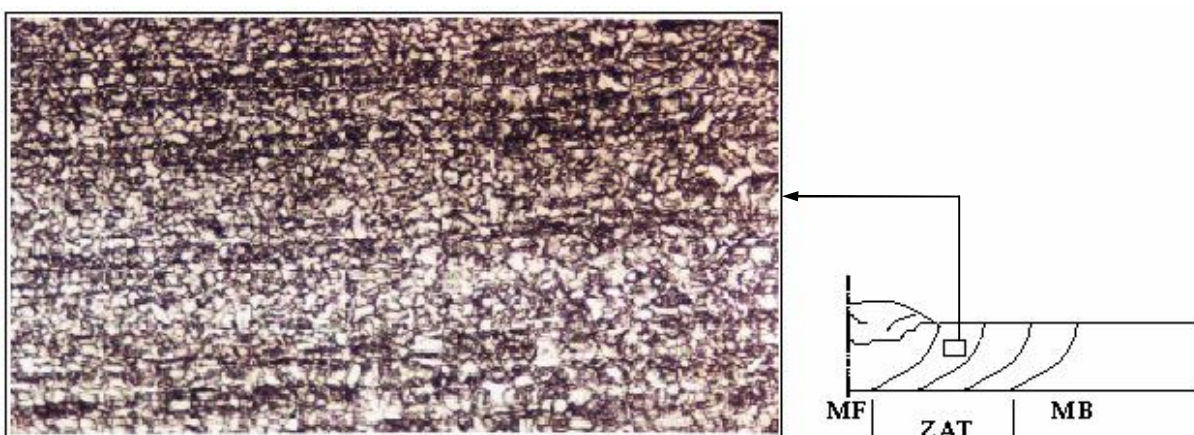
Figure IV.10 : Microscope métallographique optique



Passe de finition ATT G200X

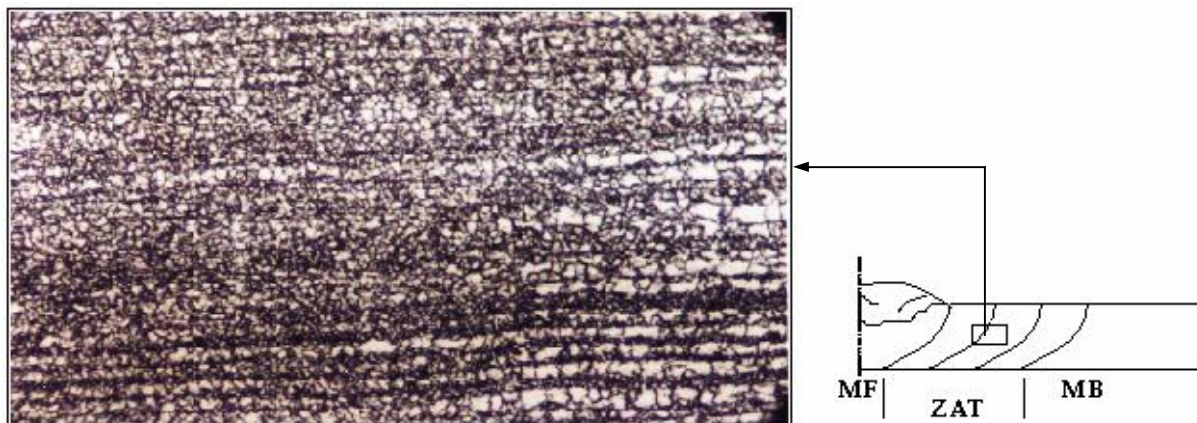


Joint de liaison ATT G200X

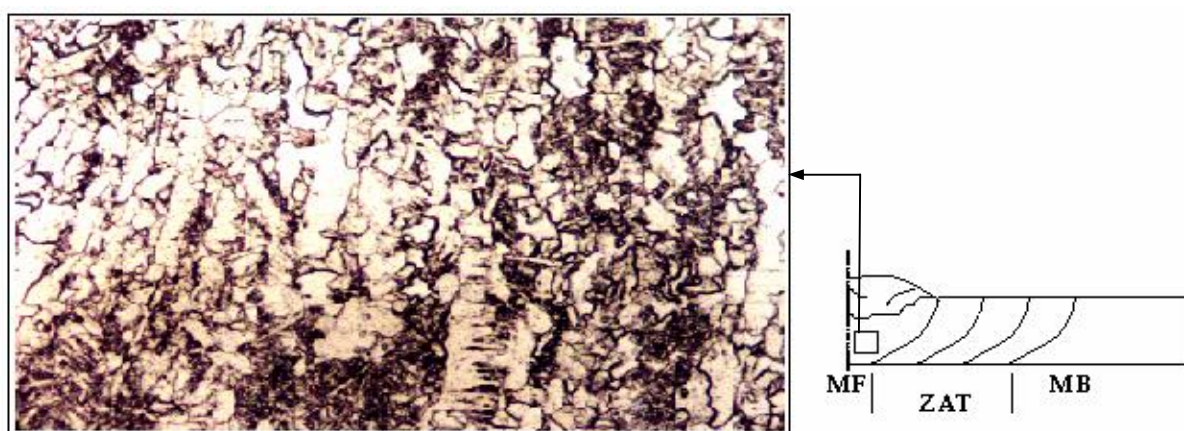


Zone de liaison ATT G200X

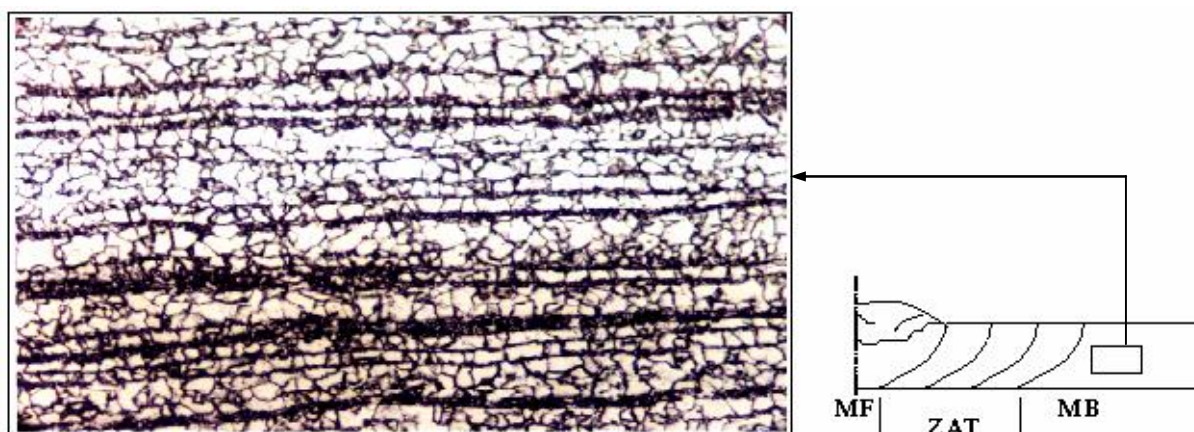
Figure IV.11 : Micrographies après traitement thermique



Zone affectée thermiquement ATT G200X

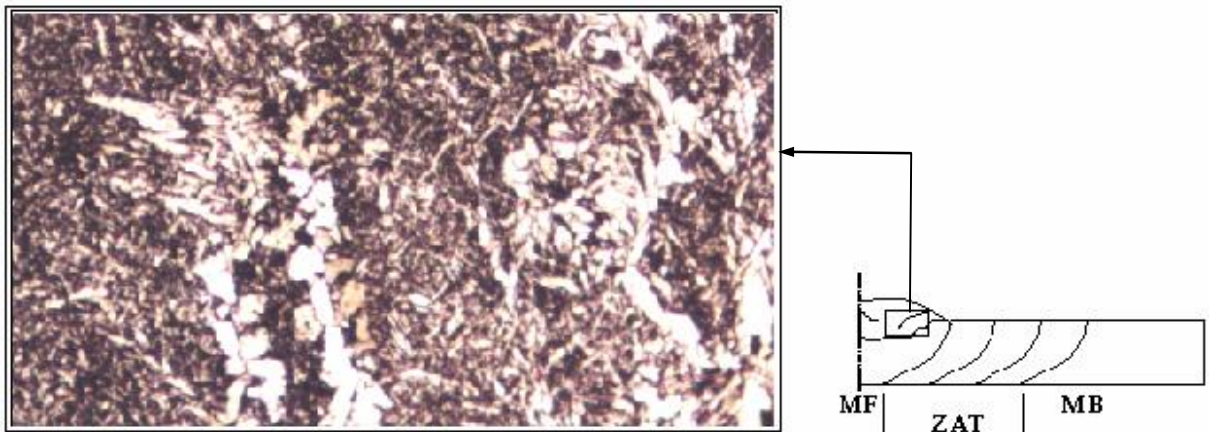


Racine ATT G200X

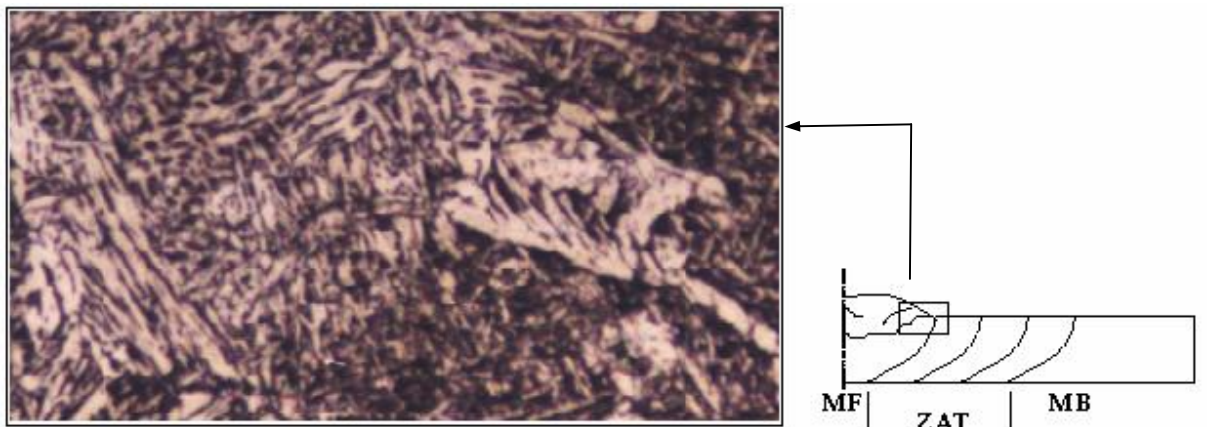


Le métal de base ATT G200X

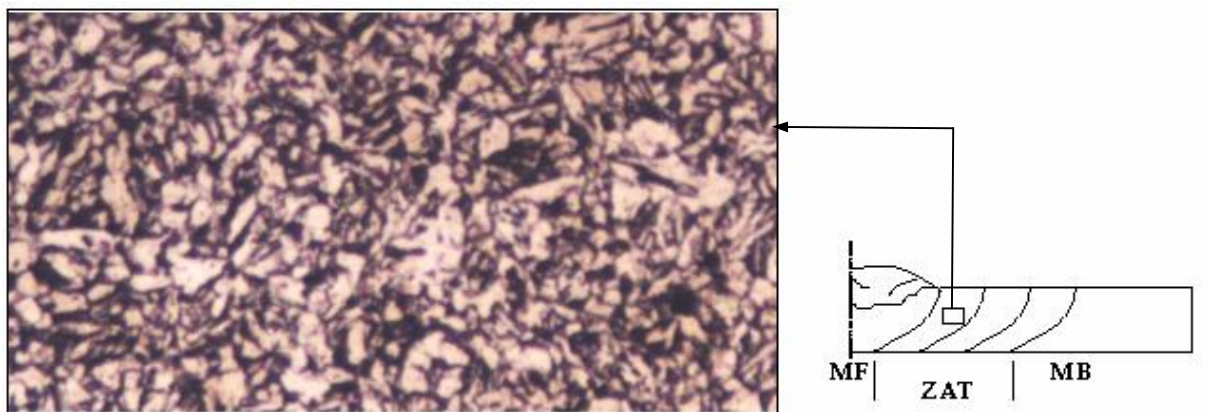
Figure IV.12 : Micrographies après traitement thermique



Passe de finition STT G200X

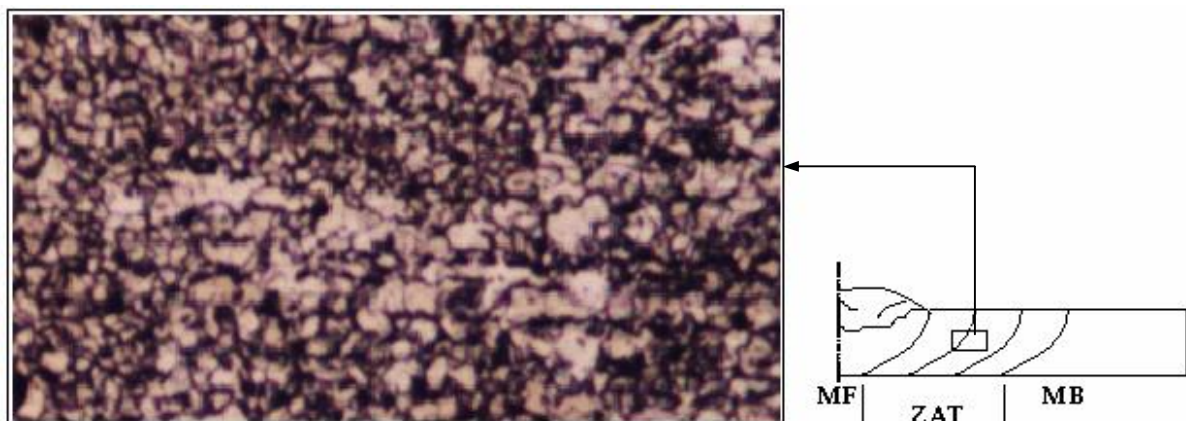


Joint de liaison STT G200X

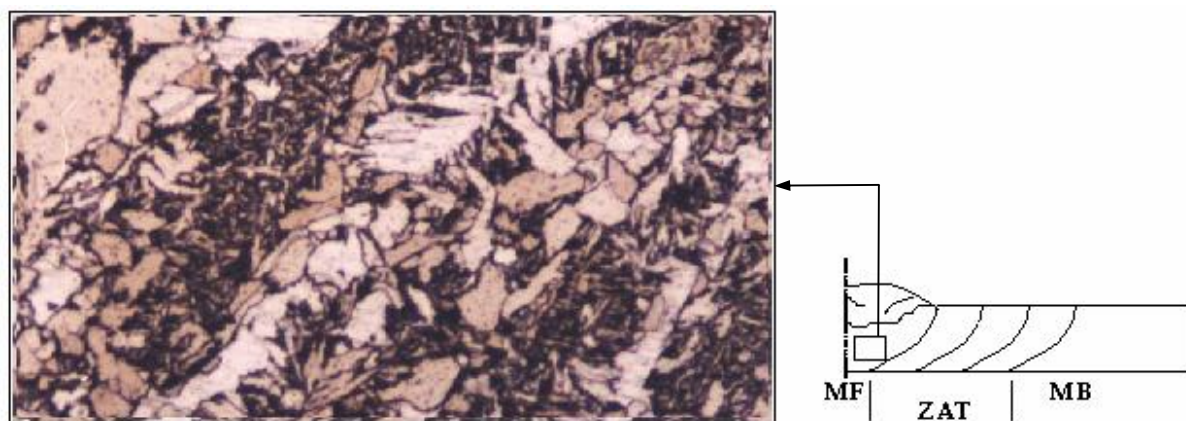


Zone de liaison STT G200X

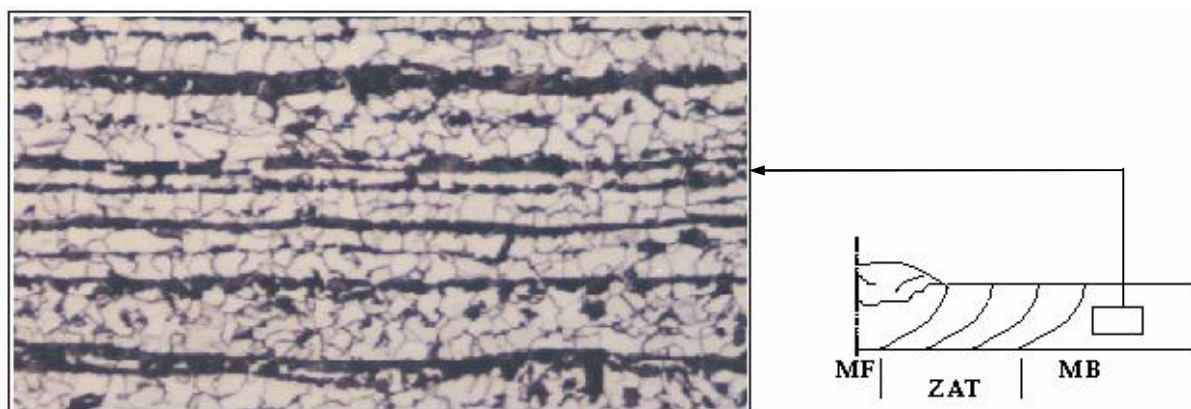
Figure IV.13 : Micrographies sans traitement thermique



Zone affectée thermiquement STT G200X



Racine STT G200X



Le métal de base STT G200X

Figure IV.14 : Micrographies sans traitement thermique

IV-7. Essai de pliage

L'application des essais de pliage classique aux assemblages soudés présente aussi des difficultés associées à la plus au moins grandes hétérogénéité des assemblages à éprouver, néanmoins, en raison de sa simplicité de mise en oeuvre et des possibilités qu'il offre quant à l'évaluation de la qualité des soudures.

IV-7.1. Mode opératoire

L'essai de pliage se fait sur la même machine de traction -UPD- (fig.IV.16) on pose l'éprouvette sur deux appuis cylindriques de diamètre 50 mm qui se distancent entre eux de 165 mm, ce principe est représenté par la figure IV.15.

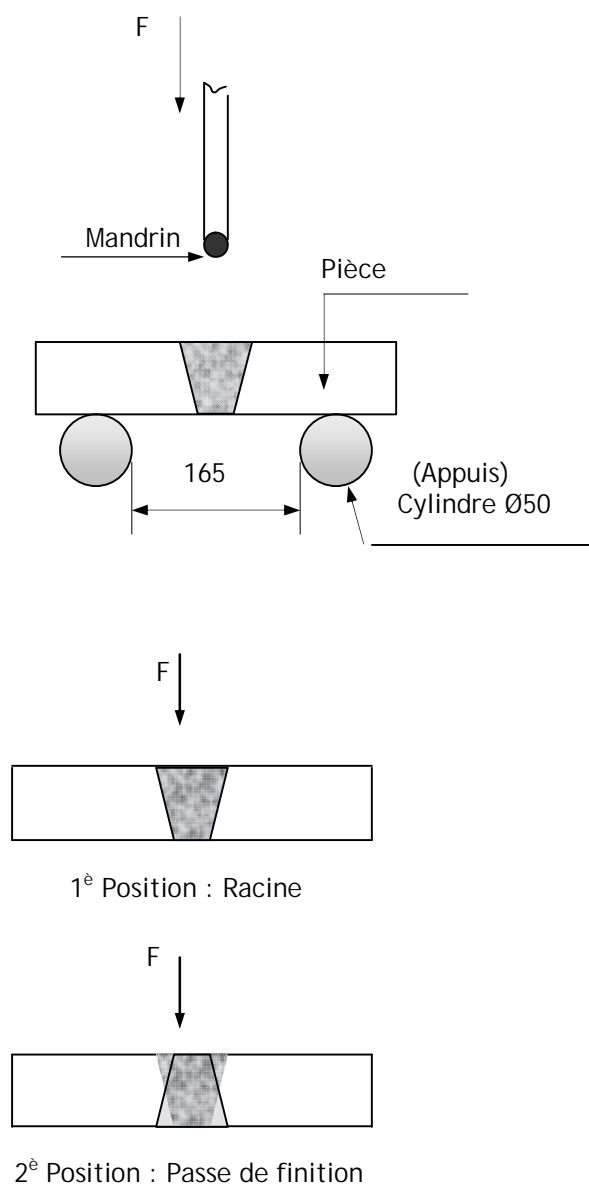


Figure IV.15 : Schéma de principe

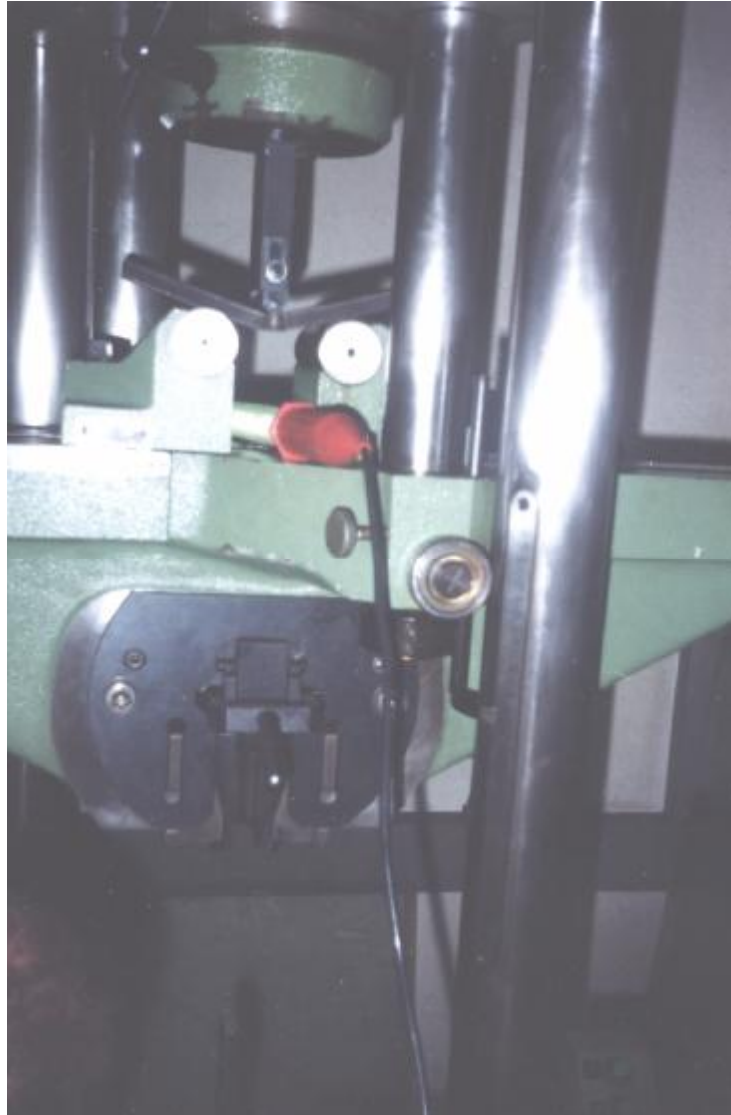


Figure IV.16 : Machine de pliage et de traction - UDP -

Après y avoir déposer l'éprouvette, en commence l'essai par alimentation du poste de commande 'MHE' qui fournit une pression hydraulique à un cylindre de 40mm de diamètre, à son tour applique une force de pliage sur l'éprouvette, l'essai continue jusqu'à la première apparition des macro fissures, sachant que l'essai se fait pour les deux faces de l'éprouvette (Racine - Finition). Après l'essai on fait mesurer l'angle de pliage à l'aide d'un rapporteur d'angle et on obtient les résultats qui sont représentés ci-dessous (figures IV.17 à IV.18), les résultats sont représentés dans des tableaux (Annexe C1 et C2).

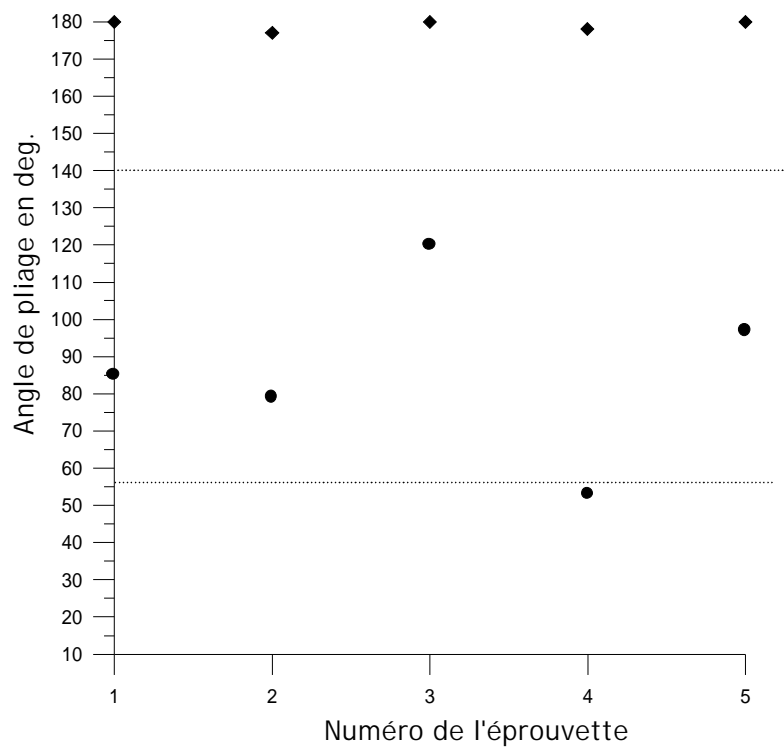
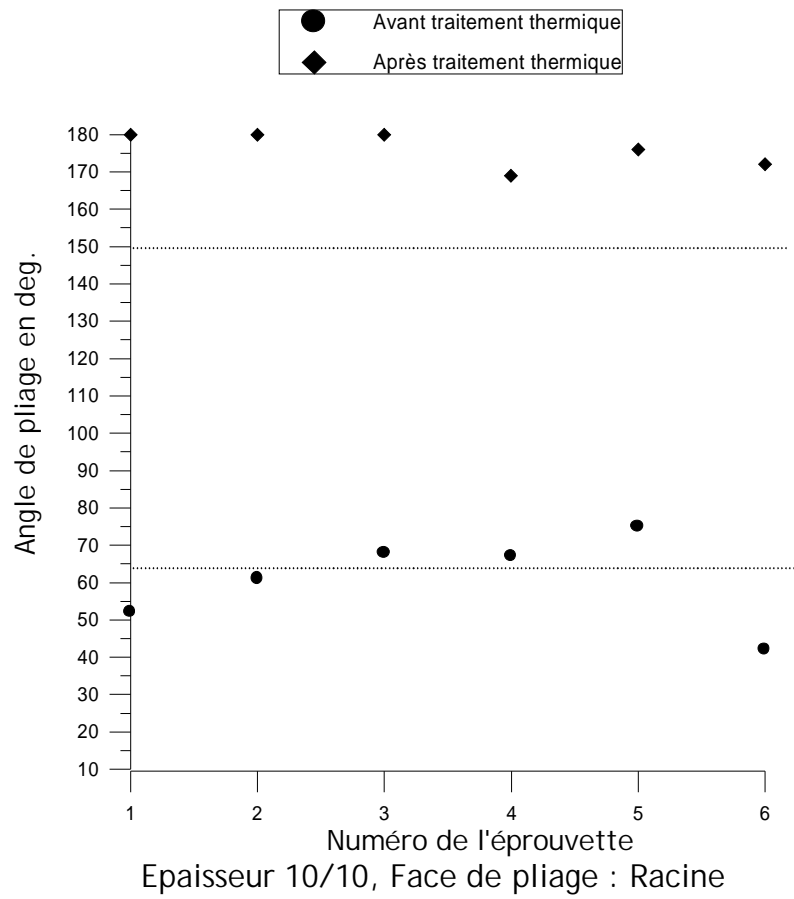
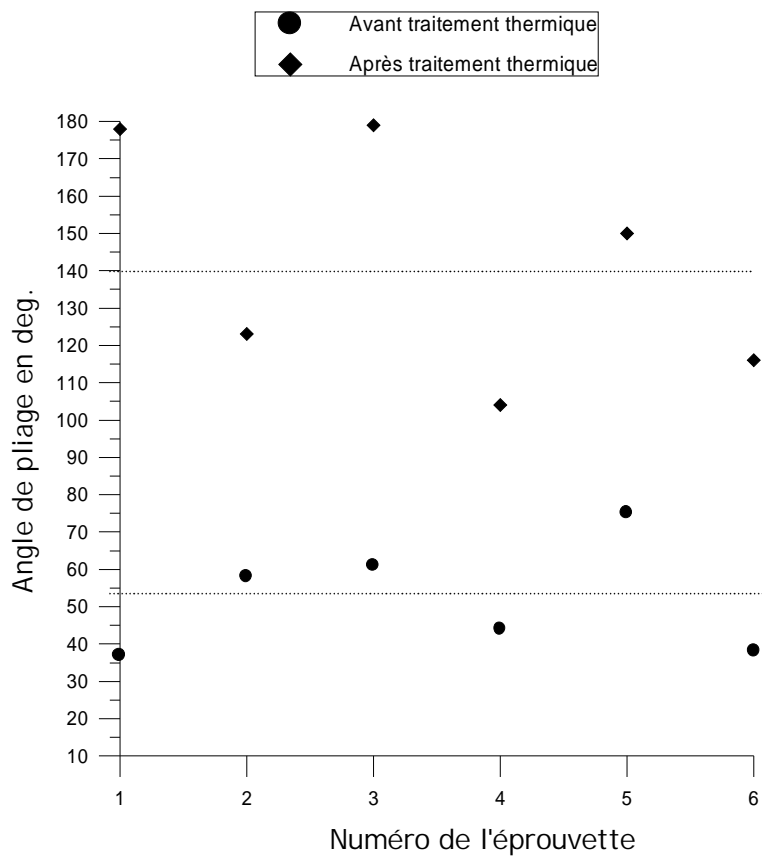


Figure IV.17 : Epaisseur 10/10, Face de pliage : Passe de finition



Epaisseur 12/12, Face de pliage : Racine

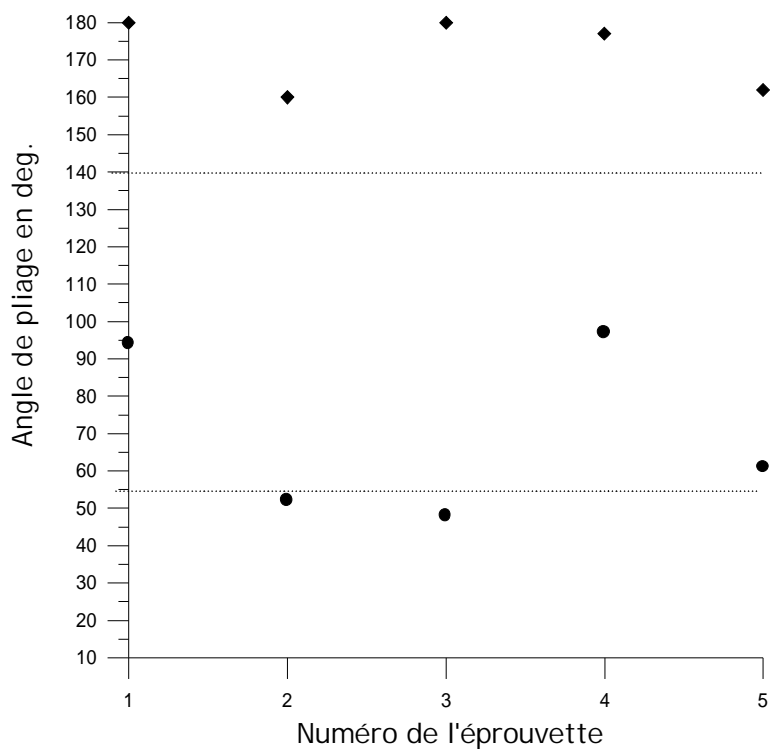
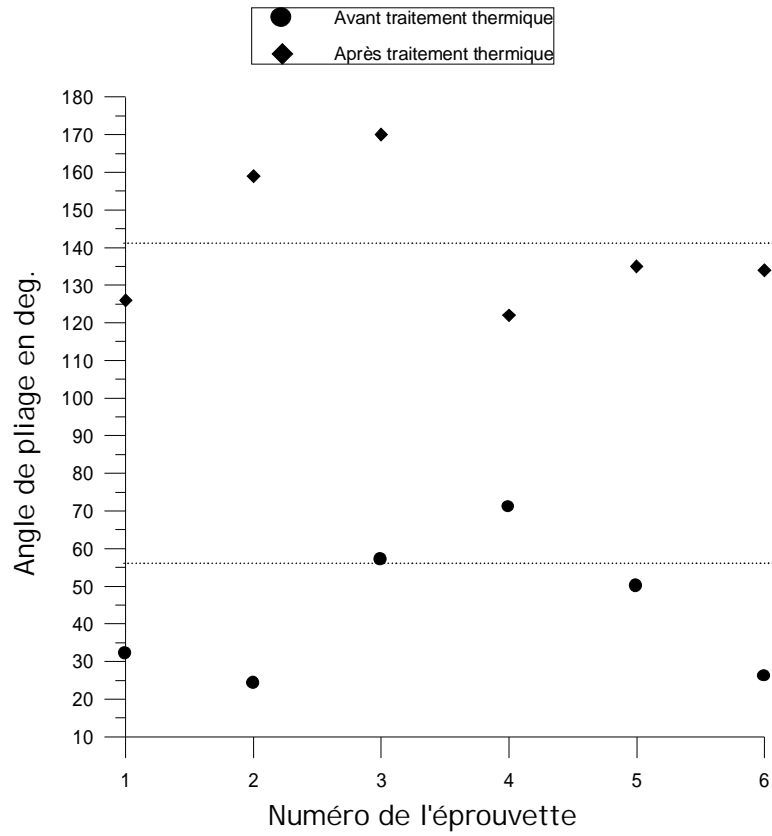


Figure IV 18 : Epaisseur 12/12, Face de pliage : Passe de finition



Epaisseur 15/15, Face de pliage : Racine

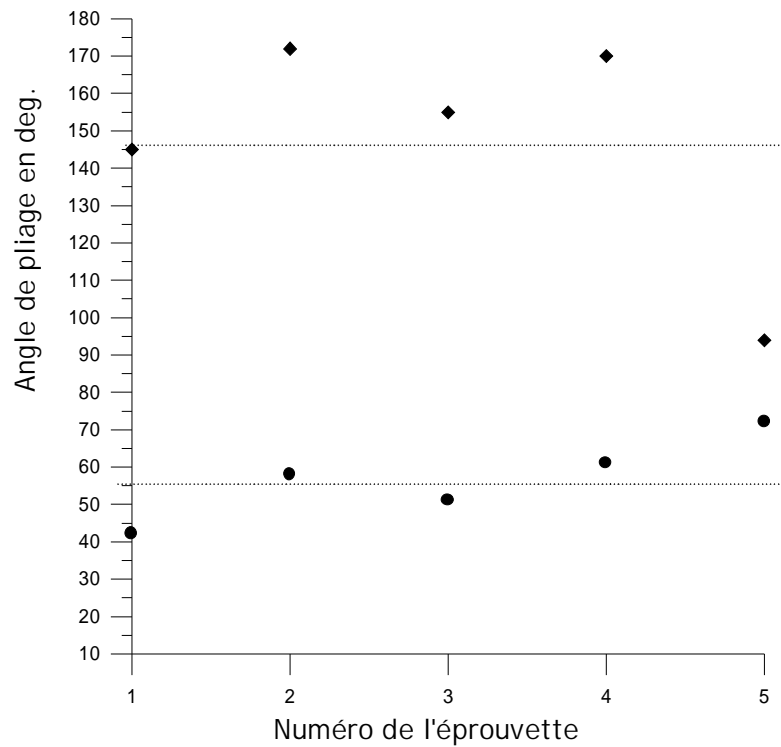


Figure IV.19 : Epaisseur 15/15, Face de pliage : Passe de finition

IV-8. Essai de résilience

IV-8.1. But de l'essai

L'essai qui demeure le plus utilisé pour évaluer la sensibilité à la rupture fragile au niveau des joints soudés est l'essai de résilience. Il présente l'avantage d'être très simple et qui portant sur des éprouvettes un entaille de petites dimensions offre la moyenne d'une détermination localisée et permet donc d'effectuer des comparaisons en fonction de la position de l'entaille au sein de la soudure essayée.

Donc le but de cet essai est de mettre en évidence les propriétés de ténacité du métal; on désigne par ténacité la propriété que présente un métal difficile à rompre au choc, par opposition à la fragilité qui est la propriété de la rupture fragile, avec au pas de déformation plastique.

Il est à noter que, une rupture peut se caractériser par toute absence de déformation permanente avant rupture, la rupture est dite rupture fragile, au contraire, une certaine déformation permanente peut précéder la rupture, on a donc une rupture ductile, comme elle peut être une rupture mixte, ce qui est souvent le cas.

IV-8.2. Principe de l'essai

L'essai de résilience, effectué sur un appareil appelé mouton pendule ou mouton de Charpy (fig.IV.21), mesure l'énergie consommée lors de la rupture forcée d'une éprouvette avec entaille. Ceci se fait typiquement en mesurant la perte d'énergie d'un pendule qui est lâché en chute libre et qui, sur son chemin, casse une éprouvette, cette perte d'énergie s'appelle « résilience » d'un matériau. Elle est définie par :

$$\text{Résilience} = \frac{\text{Energie absorbée par la rupture [Joule]}}{\text{Section au droit de l'entaille [cm}^2\text{]}}$$

IV-8.3. La machine d'essai

La machine d'essai est un mouton pendule de type 'PSW', il sert à conduire des essais de résilience par choc selon CHARPY (Fig.IV.21).

Le mouton pendule se compose de la cabote en fonte, de roulement à friction réduite pour le pendule et du bras de levage avec déclenchement de sécurité (manœuvré à l'aide des deux mains)

Les contre supports et appuis sont vissés au chabots ; un dispositif d'alignement des éprouvettes se trouve au contre support de droite.

Après rupture de l'éprouvette, le pendule qui n'est pas encore stabilisé est arrêté à l'aide du frein électromagnétique en actionnant le bouton poussoir. Le mouton pendule à une puissance de travail égale à 300 joules avec un angle de levage max (α angle de frappe) égale à 160° , il pèse 20,394 Kg, la longueur du bras de $L = 770\text{mm}$.

L'énergie dépensée pour rompre une éprouvette est donnée par la formule :

$$W = M.g.L. (\cos \alpha - \cos \beta) \quad [\text{J}]$$

$$\text{KCV} = \frac{W}{S} \quad [\text{J/cm}^2]$$

Cette énergie dans notre machine est donnée directement sur un écran gradué. On distingue trois modes de rupture caractérisées par des faciès de rupture différents

- Rupture fragile, sans déformation plastique, faible énergie, caractérisée par une surface à grains d'aspect brillant.
- Rupture ductile, se faisant avec une forte déformation plastique, haute énergie, caractérisée par une surface à nerf ayant un aspect mat à cupules.
- Rupture mixte, dans ce cas on observe les deux types de surfaces

IV.8.4. Mode opératoire de l'essai de résilience

Après refroidissement des éprouvettes dans une machine 'MINI CRYOSTAT' (fig.IV.20) à une température -30°C pendant un temps suffisant, on les place ensuite sur l'enclume de la machine pour les soumettre au choc.

La lecture de l'énergie d'impact consommée par l'éprouvette est effectuée directement sur le cadran en joule avec l'aiguille principale est l'aiguille témoin. En outre, ce cadran est gradué en degrés, (Annexe). Les résultats obtenus sont représentés par les figures IV. Et IV. .



Figure IV.20 : Machine pour refroidissement des éprouvettes « Mini CRYOSTAT»

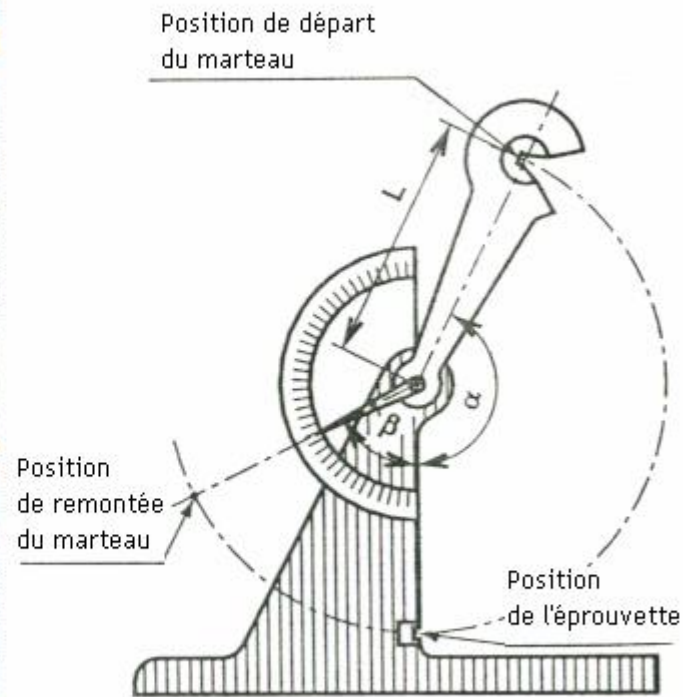


Figure IV.21 : Machine d'essai de résilience « Mouton de Charpy »

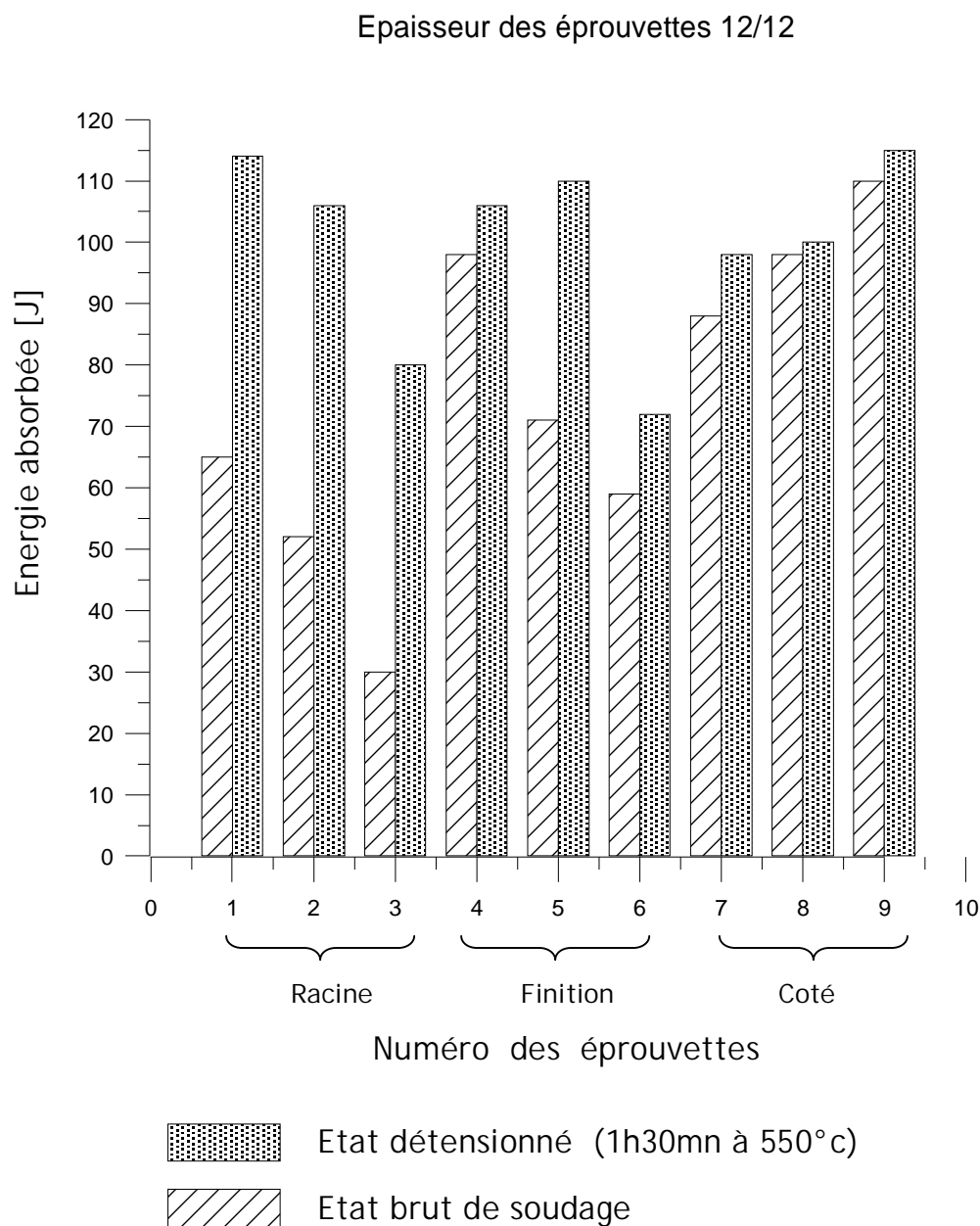


Figure IV.22 : Energie absorbée avant et après recuit des échantillons d'épaisseur 12/12, Positions de l'entaille : Racine, Finition et Coté

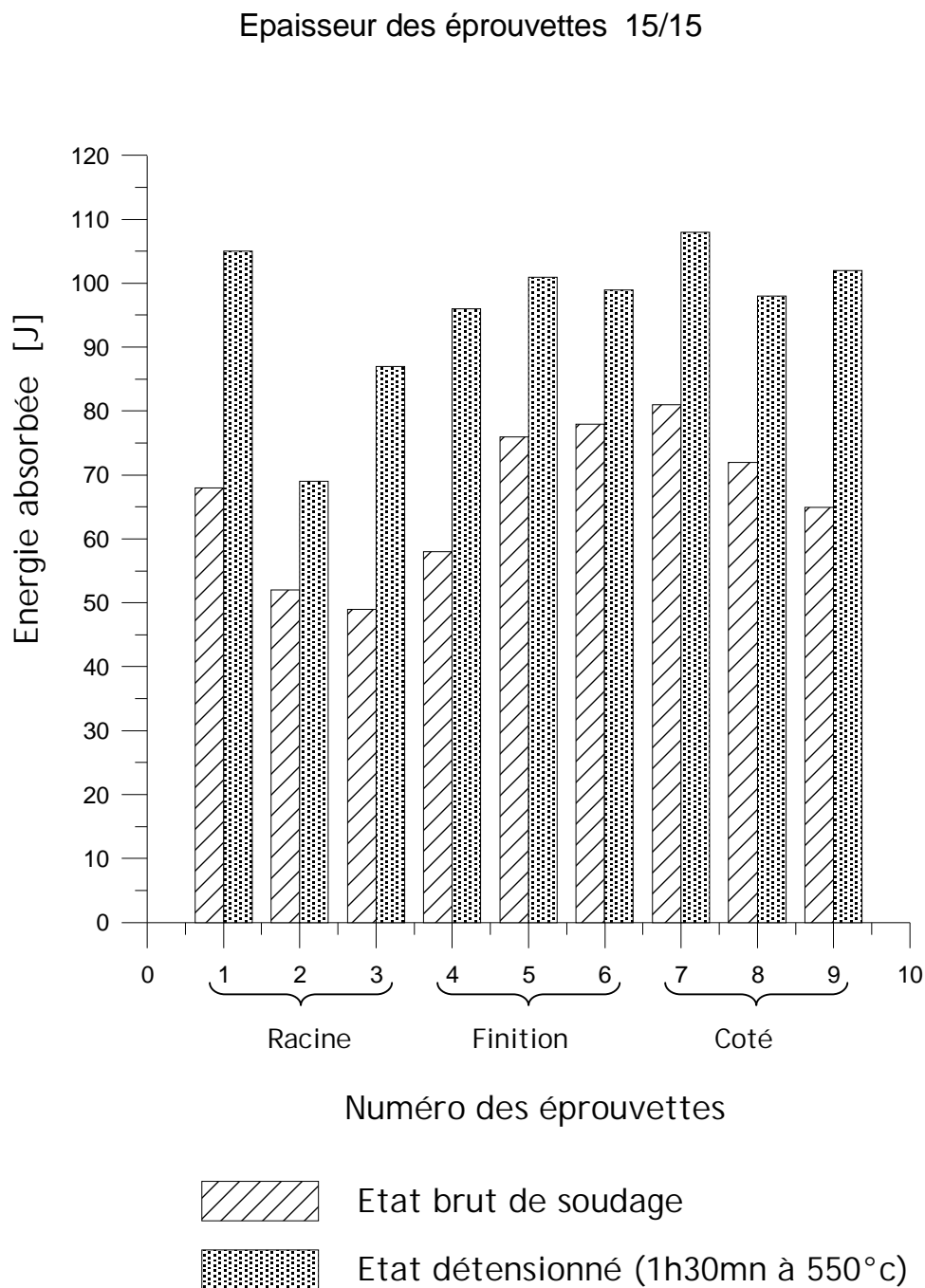


Figure IV.23 : Energie absorbée avant et après recuit des échantillons d'épaisseur 15/15, Positions de l'entaille : Racine, Finition et Coté

IV-9. Essais de microdureté

Du point de vue scientifique on peut séparer les essais de dureté des essais de microdureté par le fait que les premiers intéressent un nombre quelque fois très important de grains de métal, alors que les seconds sont destinés en principe à définir des propriétés à l'intérieur des grains soit de la matrice, soit de ses divers constituants. On peut distinguer en pratique deux domaines qui correspondent en général à des types d'appareils différents [2].

- La dureté sans charge réduite allant de 1,96 à 98 N, le domaine le plus caractéristiques comprenant les charges de 1,96 à 19,6 N.
- La microdureté, depuis 1,96N jusqu'à des charges descendant au centième de newton, le domaine le plus courant comportant des charges comprises entre 0,049 et 0,49 N.

Ces domaines correspondent à des techniques expérimentales entièrement différents, la pénétration des plus petites micro empreintes est de l'ordre de 0,5µm alors que les charges réduites provoquent des empreintes de 7 à 40 µm. Les mesures de microdureté, pour donner des résultats satisfaisants doivent être faites en précisant tous les paramètres, charge appliquée, vitesse de mise en charge, préparation de l'échantillon (mode de polissage).

Les structures micrographiques nécessitent des précautions multiples, comme l'élimination des vibrations au cours des mesures, et des qualités particulières pour les appareils (forme de diamant, caractéristiques optiques, précision mécanique).

Dans ces conditions, la microdureté permet d'obtenir des résultats extrêmement intéressants

IV-9.1. Préparation des échantillons de microdureté

On prend des échantillons de chaque type d'éprouvette utilisée dans les essais de pliage et de résilience, et pour la préparation de ces échantillons on fait un découpage par une tronçonneuse à disque lubrifiée puis on les passent par une surfaceuse à bande lubrifiée on fait un premier polissage lubrifié avec toilumerie (du gros grains au fin grains), puis un deuxième polissage, on fait l'attaque par une solution chimique (acide nitrique + alcool). Cette opération n'est que pour localiser les différentes zones de l'échantillon, enfin on nettoie avec de l'eau potable et on le fait sécher par un séchoir.

IV-9.2. Machine d'essai de microdurete

C'est un micromètre pour dureté Vickers de marque 'LEITZ DURIMET' (fig.IV.24) avec une charge de 0,05N à 20N. On utilise pour cette essai un diamant en forme de pyramide, à base carré angle aux sommet entre faces opposées 136° ; profondeur de pénétration égale à $\frac{1}{7}$ de la diagonale de l'empreinte.

$$\text{Dureté Vickers : } HV = \frac{1854.4P}{d^2} \quad [\text{Kg/mm}^2]$$

P : charge appliquée

d : moyenne des deux diagonales de l'empreinte (µm)

Un tube de microscope avec dispositif de pénétration est associé à notre machine, ce dispositif de est fixé à demeure sur le tube du microscope, te monté sur un dispositif de rotation avec les objectifs 10x et 50x.



Figure IV.24 : Microduromètre

IV-9.3. Mode opératoire

Pour conclure à des résultats satisfaisants, on prend deux position sur chaque éprouvette (fig.IV.25), la première sur la passe de finition et la deuxième sur la racine, avec un pas de 0,5 mm. Ce qui nous permis de voir l'influence de la température de soudage sur la dureté du cordon.

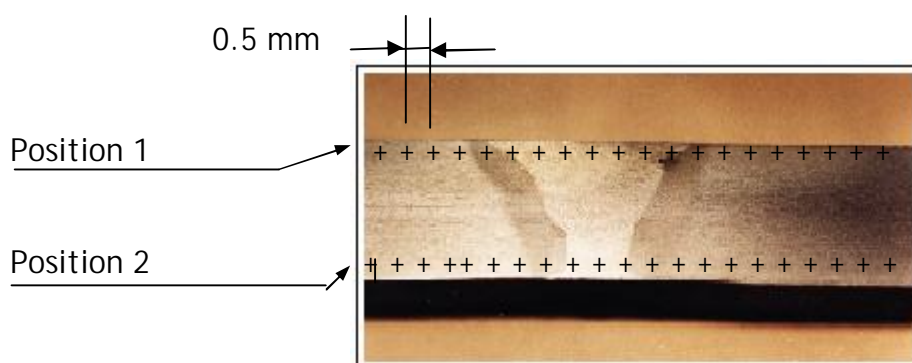


Figure IV.25 : Localisation des Positions

Les essais de duretés Vickers consistent à étudier les longueurs des diagonales de l'empreinte à la surface de l'échantillon après application sous une charge constante $P=4,9$ N d'un pénétrateur en forme de pyramide à base carrée en diamant. Le temps de mise en charge est de 30s, L'empreinte est d'autant plus grande que le matériau est mou [2].

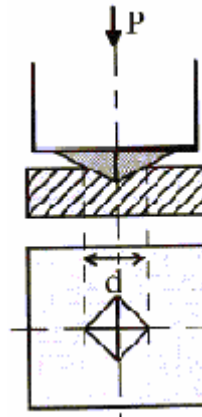


Figure IV.26 : Mode opératoire de l'essai de microdureté

A l'aide d'une règle graduée sur microscope on prend la longueur de la diagonale de l'empreinte et on calcule la dureté Vickers HV par la formule IV.1 comme on peut utiliser des tableaux (Annexe C8) donnant les résultats HV en fonction de d. Suivent les formules ci-après et à l'aide des tableaux de dureté VICKERS on peut calculer la résistance R_p correspondante :

$$HB = 0,95 HV$$

$$R_p = 3,375 HB$$

$$R_m = \frac{1}{3} HB$$

On reprend cette opération pour chaque empreinte et on obtient les résultats (Annexe C8, Tableau 1) qui sont présentés par les figures IV.27 à IV.32.

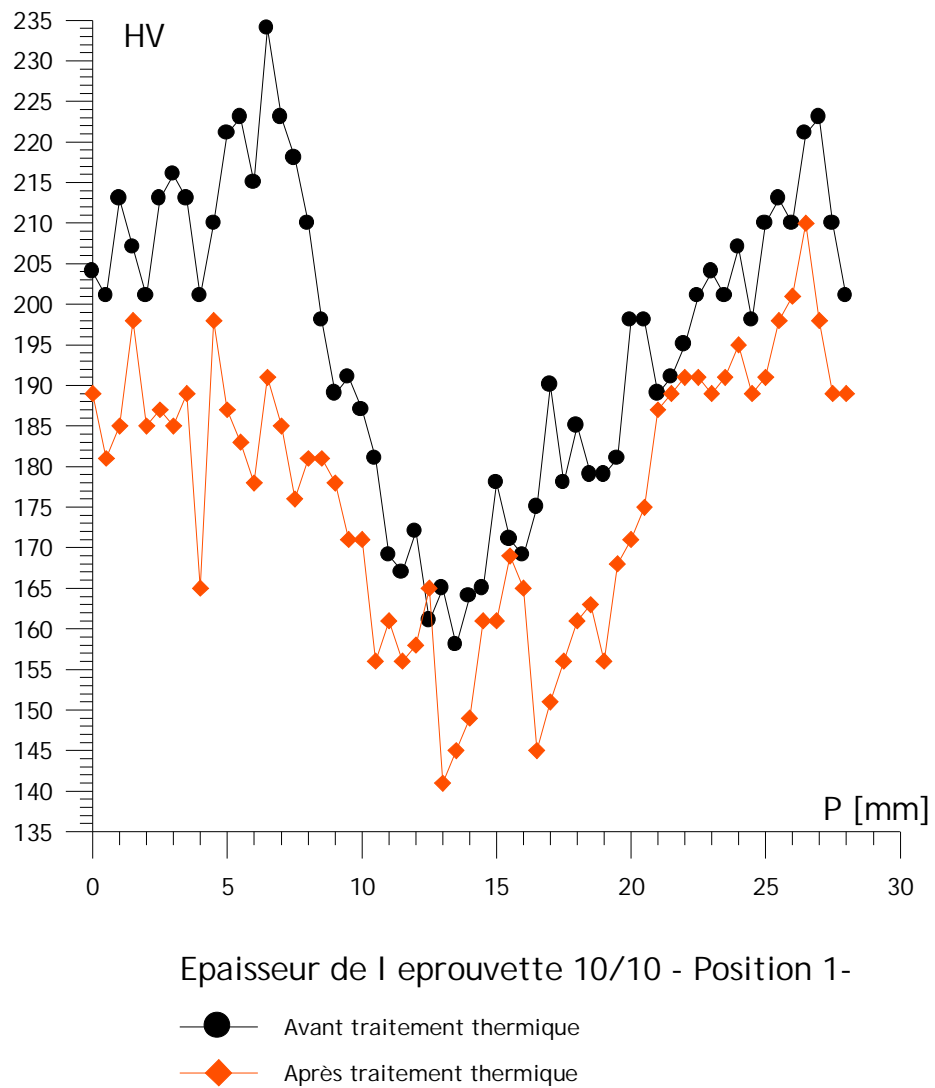


Figure IV.27 : Représentation de la dureté des différentes zones du cordon de soudure

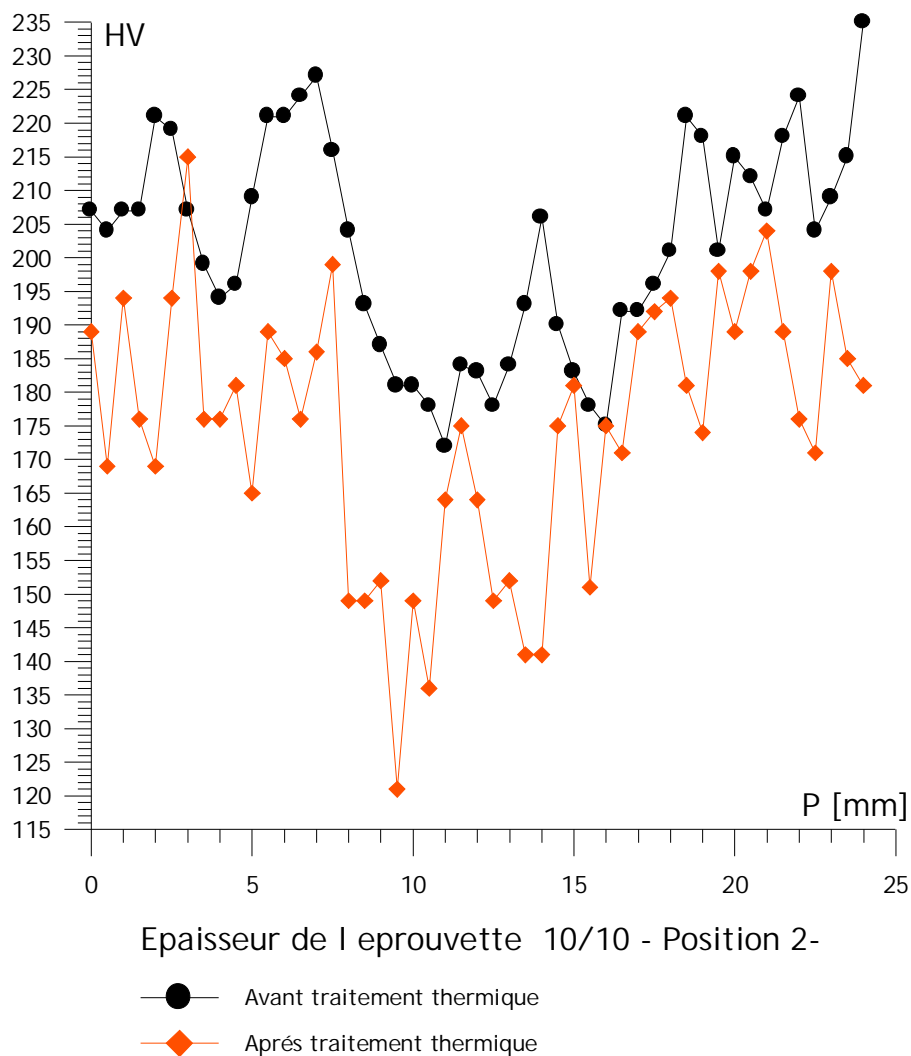
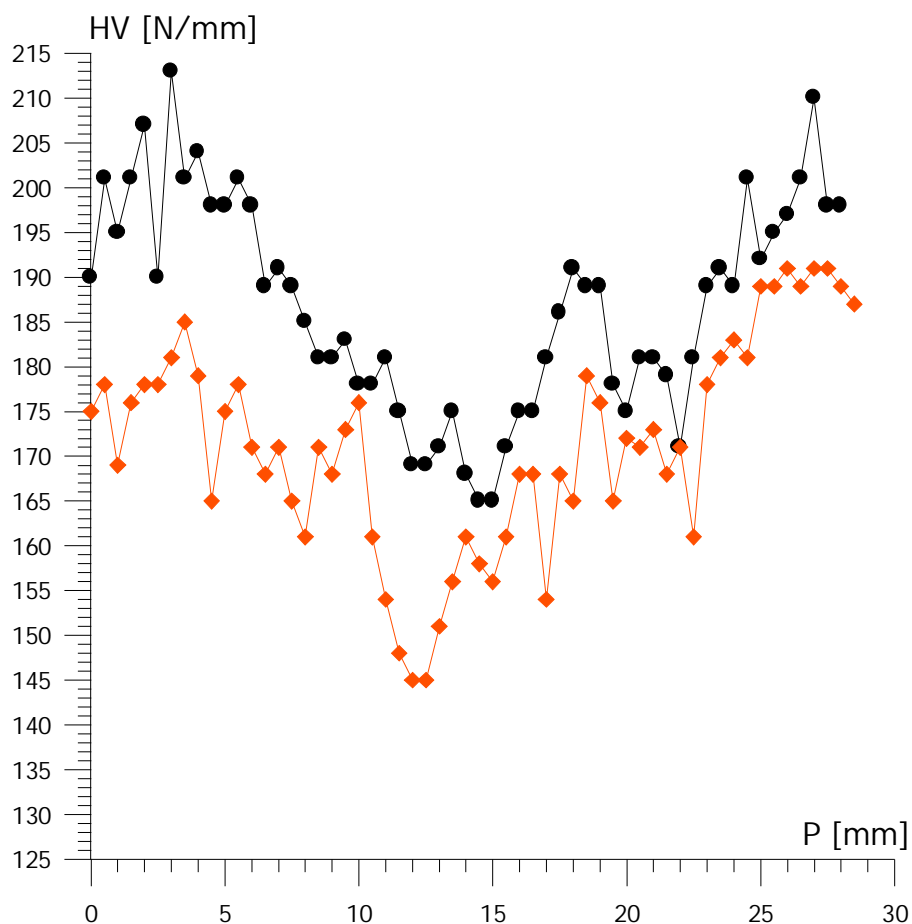


Figure IV.28 : Représentation de la dureté des différentes zones du cordon de soudure



Epaisseur de l'éprouvette 12/12 - Position 1-

- Avant traitement thermique
- ◆ Après traitement thermique

Figure IV.29 : Représentation de la dureté des différentes zones du cordon de soudure

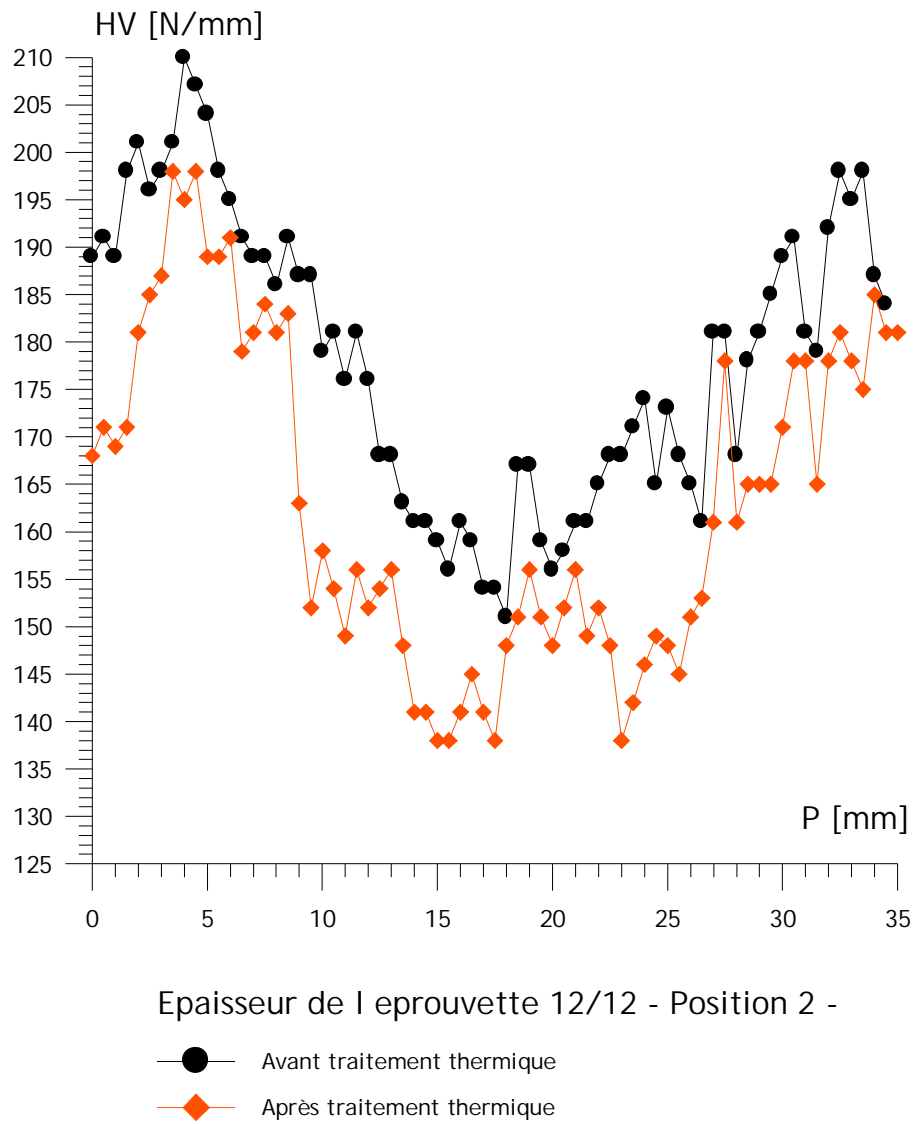


Figure IV.30 : Représentation de la dureté des différentes zones du cordon de soudure

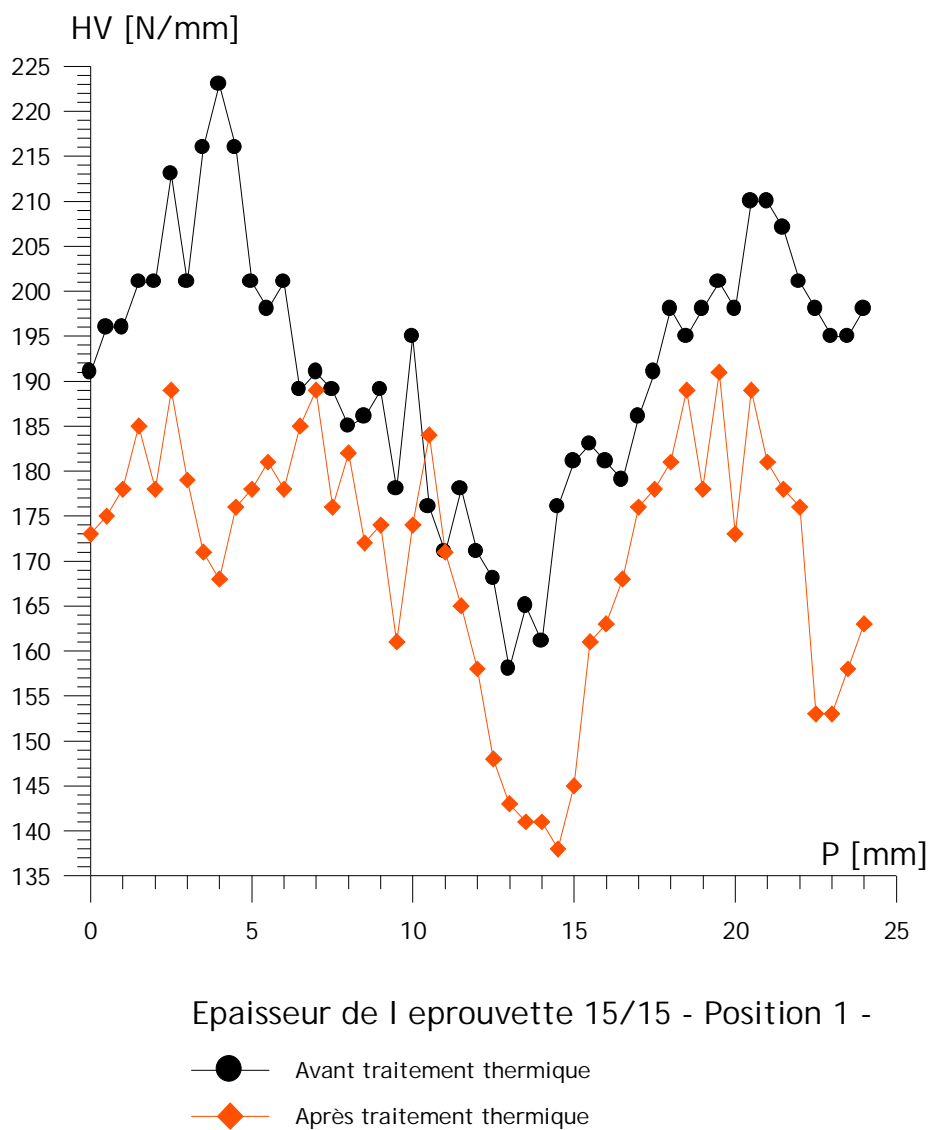
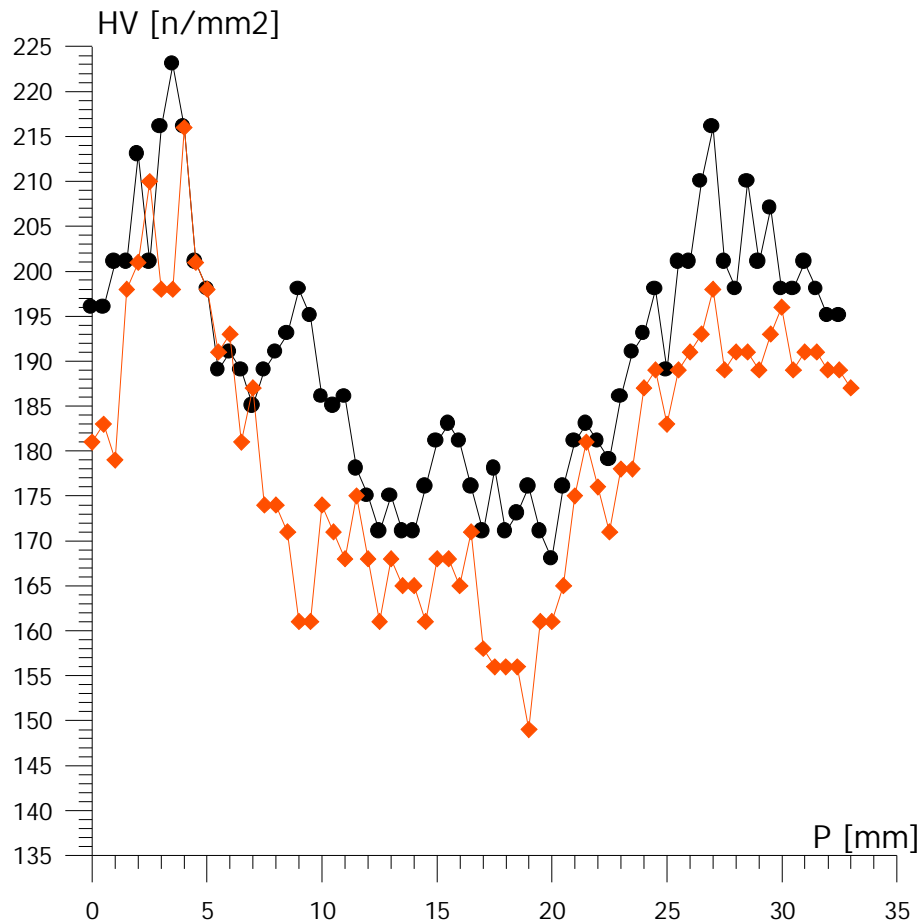


Figure IV.31 : Représentation de la dureté des différentes zones du cordon de soudure



Epaisseur de l'éprouvette 15/15 - Position 2 -

- Avant traitement thermique
- ◆ Après traitement thermique

Figure IV.32 : Représentation de la dureté des différentes zones du cordon de soudure

V. Discussion des résultats

Nous discutons dans ce chapitre les différents résultats relatifs aux essais mécaniques appliqués sur la nuance du métal choisi utilisé au niveau du complexe des pelles et grues de Constantine pour la fabrication des monoblocs des engins.

V-1. Le métal de base

Comme nous l'avons mentionné au chapitre précédent, le métal de base utilisé est un acier de construction générale E36, soudable à grain fin, spécialement conçu pour les applications nécessitant une bonne soudabilité.

La différence remarquée sur les résultats de l'analyse chimique du métal effectuée au niveau du complexe et la composition chimique données par le fournisseur (Tab.4), est due au calibrage des appareils d'analyse, car il faut signaler qu'un étalonnage des appareils est nécessaire avant de procéder à l'analyse des nuances. Pour cela, et pour l'étalonnage du carbomètre un essai a été effectué sur un échantillon dont le taux de carbone est connu 1,30 %, cette opération nous a donné une valeur de 1,32 % ce qui indique que l'appareil est calibré à 0,02 %.

On note que le rapport du Manganèse par rapport au soufre est de l'ordre de 65. Ce qui permet l'élimination partielle du soufre (le Manganèse est un désulfurant) car la présence de ce dernier au niveau des joints des grains affaiblit la cohésion du métal [23]. En quantité suffisante, le manganèse aurait par ailleurs durci l'acier et abaissé de plusieurs dizaines de degrés la température de transition ductile/fragile [28]. La teneur de soufre et de phosphore est très faible car la présence de ces deux impuretés rendent l'acier fragile et difficilement soudable. En conséquence, notre matériau choisi présente une bonne soudabilité, une bonne résistance à la corrosion et il est produit en très grande quantité et dont les prix sont relativement bas. C'est les raisons pour lesquelles on a choisi cette nuance, E36.

V-2. Influence du recuit sur la ductilité du métal fondu

Pour pouvoir commenter nos résultats concernant le pliage, nous devons présenter les différentes zones montrant les niveaux de la qualité des soudures en fonction de l'angle de pliage et ce, selon la normalisation allemande DIN 02.120.

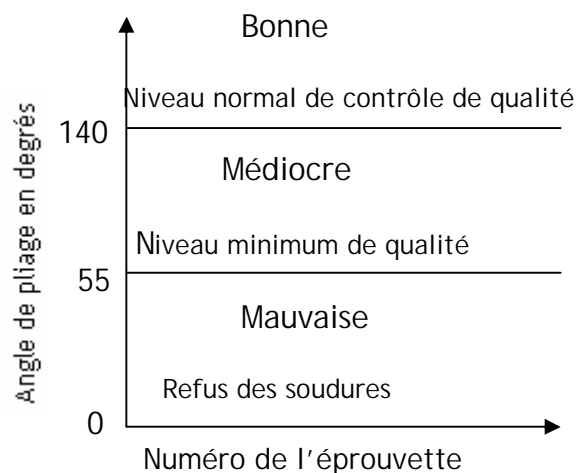


Figure V.1 : Niveaux de qualités des soudures

- Ductilité du métal avant recuit

Les résultats concernant l'essai de pliage représentés par les figures IV.17,18,et19 révèle la médiocre ductilité du matériau ,et montre que les soudures effectués sont moins résistant aux efforts appliqués progressivement car, nous avons pu remarqué l'apparition des premières fissures sous des faibles angles de pliage

- Ductilité du métal après recuit

D'après les figures citées plus haut, il est clair que la ductilité du métal de cordon est améliorée, ce qui donne au cordon une très bonne résistance aux efforts appliqués la raison pour laquelle les soudures sont de bonne qualité.

- Comparaison du comportement des soudures avant et après recuit

A l'état brut de soudage, la qualité de soudure montre que le cordon est très dur, cette propriété augmente la fragilité du cordon et affaiblit sa résistance aux efforts appliqués, par contre les éprouvettes recuites présentent une bonne ductilité, et cela à cause des transformations perlite-ferritiques qui se passe au niveau de la zone de métal fondu, ce qui influe directement sur la taille et la forme des grains comme montre les examens micrographiques avant et après recuit. Notons qu'il est démontré que la forme et la taille des grains influencent la courbe des températures de transition ductile/fragile [28].

V-3 Essai de résilience

En contrôle industriel, l'énergie de rupture est souvent un repère de qualité, plus sensible que les caractéristiques de traction, c'est aussi une caractéristique qui figure dans le plan d'assurance de la qualité du matériau.

- La résilience du matériau avant recuit

La figure IV.22 dévoile la médiocre ténacité des éprouvettes avec une entaille sur la passe de finition (racine), comme on peut remarquer l'influence de la position de l'entaille sur l'énergie absorbée à la rupture, le cas des trois éprouvettes 7,8 et 9 sur la figure IV. 22 qui présentent une excellente ténacité.

La figure IV.23 montre l'influence de l'épaisseur des éprouvettes sur la ténacité du matériau, chaque fois les éprouvettes sont épaisses on doit effectuer des grosses passes de soudage qui entraînent la fragilité de la zone fondue. Rappelons que, au cours de soudage multipasse avec chanfrein en V la retrait transversal entraîne une déformation angulaire qui est contrariée à chaque passe ce qui occasionne des contraintes résiduelles de traction conduisant à une résilience plus faible.

- La résilience du matériau après recuit

Les figures IV.22 et 23 montrent que le cordon est devenu plus résilient pour les types d'éprouvettes et pour les différentes positions de l'entaille.

Enfin, les résultats issus de l'essai de résilience qu'un excellent gain en ténacité peut être apporté par un recuit de détente ce qui favorise au cordon une bonne résistance au choc ou directement une meilleure résistance à la rupture fragile.

Néanmoins, le nombre d'essais n'est pas suffisant pour déterminer la température de transition. On a effectué ces essais juste pour confirmer ce qu'on a mentionné plus haut (l'influence de l'épaisseur des échantillons, la position de l'entaille par rapport au cordon et le traitement thermique sur l'énergie de rupture).

V-3 Examens Métallographiques

IV-3.1. Examens Macrographiques

La macrographie révèle l'existence de quatre zones, à savoir :

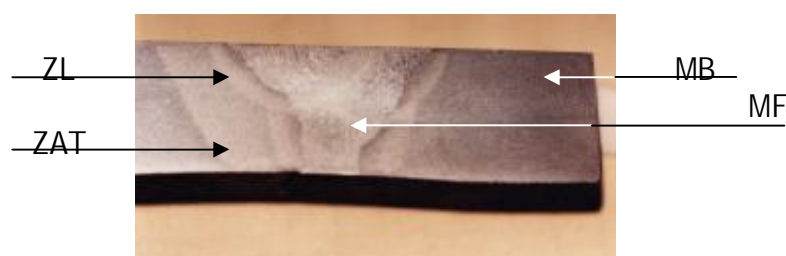


Figure V.2 : Macrographie d'une éprouvette

- La zone de métal fondue MF
- La zone de liaison ZL
- La zone affectée thermiquement ZAT
- Le métal de base MB

Ces examens nous ont permis de conclure que, le cordon de soudure a une pénétration satisfaisante et il est exempt de défaut, ils confirment les examens visuels qui dévoilent un cordon régulier et de bel aspect.

Remarquons que le traitement thermique ne change pas la structure macrographique sauf au niveau de dimensionnement des grains. Ce qui nous oblige de voir la taille et la nature des grains par des examens micrographiques.

IV.3.2 Examens Micrographiques

Ils ont pour but principal, la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique ou électronique à balayage.

Les micrographies obtenues par un microscope optique sont regroupées dans les figures IV.11,12,13 et 14 appellent aux remarques suivantes :

- La micrographie du métal de base avant traitement thermique sur la figure IV.14 et avec un agrandissement de 200, montre que la structure de MB est constituée du perlite lamellaire en gros grains.
- En général, sur le reste des micrographies prises pour différentes zones de la structure soudée, montre que le traitement thermique appliqué a une influence très importante sur les dimensions et la distribution des îlots de perlite et de ferrite dans le métal.

Les transformations structurales au niveau du métal de base à cause du traitement jouent un rôle très important sur l'amélioration de la résilience et la ductilité du matériau, car le recuit à la température choisie transforme la structure perlitique du métal à une structure perlito-ferritique. La perlite est un mélange intime, il se présente généralement sous forme de lamelles sensiblement parallèles et alternées de ferrite et de cémentite, les différentes orientations des lamelles résultent de l'existence de plusieurs grains de perlite dans la surface examinée. Rappelons que la ferrite est un constituant relativement doux ; peu résistant à la traction ; très ductile et très résilient. Par contre la perlite est un constituant relativement dur ; très résistant à la traction ; assez ductile ; peu résilient. Remarquons que toutes les propriétés de la perlite favorisent la sensibilité du matériau à la rupture fragile.

V-4 Essais de microdureté

La mesure de la dureté est d'un emploi général pour caractériser le matériau qu'il s'agisse de résistance mécanique ou de vérifier l'absence de fragilité ou de fragilisation par la suite de différents traitements qu'il peut subir.

Les résultats illustrés par les figures IV.27 à 32 sont en parfaite concordance avec les micrographies présentés plus haut, remarquant que, la diminution de dureté est minime pour l'éprouvette d'épaisseur 15/15, ce qui justifie l'effet du traitement thermique sur les tôles épaisses.

Notons que les résultats issus des essais avant traitement thermique sont identiques aux résultats trouvés en travaux [18]) (Fig. V.5) Après un soudage par le même procédé, ainsi que le résultat trouvé en travaux [15] (Fig.V.6) qui a utilisé le même métal de base et le même procédé de soudage, avec des petites différences qui sont justifiées par la différence des paramètres de soudage et l'hétérogénéité du métal de base.

Les courbes représentatives de la dureté après traitement thermique prouvent qu'une détente est faite au niveau de la zone fondue ce qui favorise une diminution de la température de transition ductile/fragile.

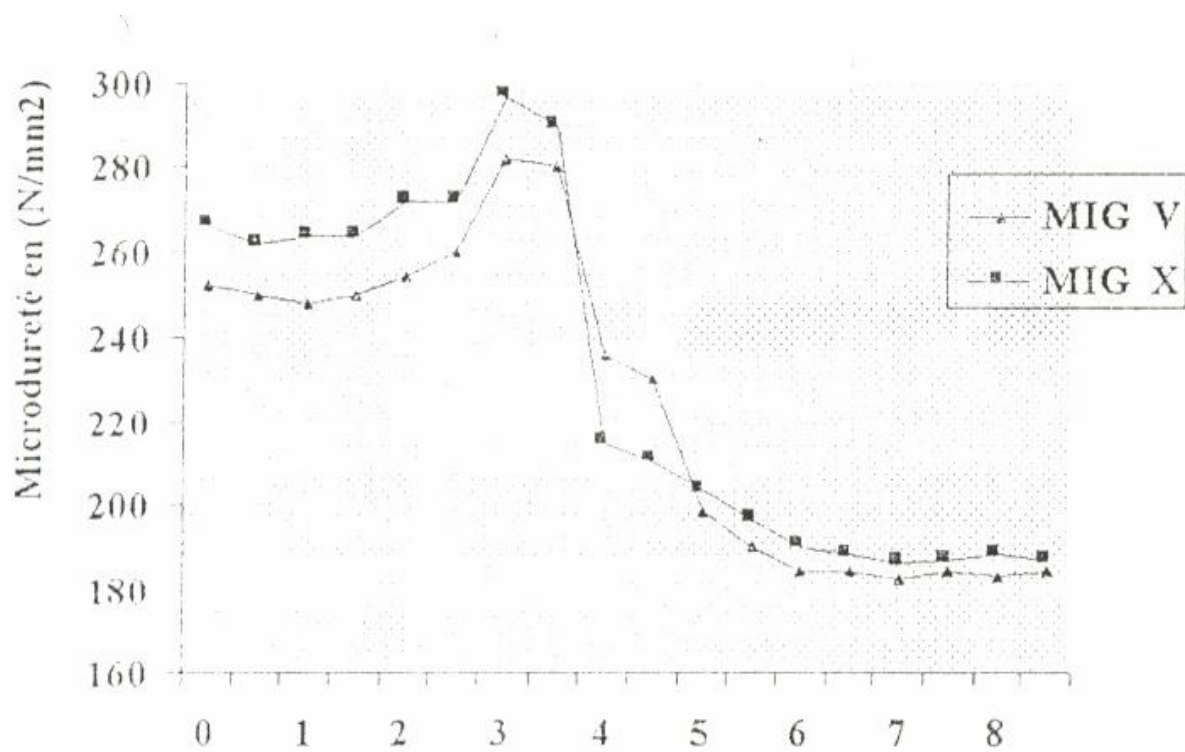


Figure V.5 : Résultat de microdureté (d'après[18])

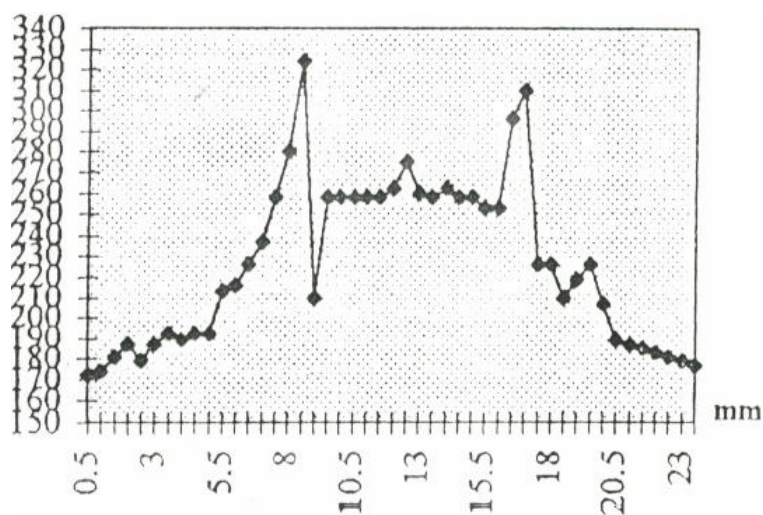


Figure V.6 : Résultat de la microdureté (d'après[15])

Conclusion générale

Dans ce mémoire, nous avons rapporté des éléments sur l'analyse des conséquences thermométallurgiques au refroidissement à l'état solide dans un cordon de soudure, effectué par le procédé de soudage MIG après un traitement de détente. Le procédé utilisé au niveau de CPG de Constantine pour le soudage des différents éléments des engins. L'acier de construction métallique (acier E36) a été en considération.

La première partie de ce travail a été consacrée à une étude bibliographique. Elle traite les conséquences métallurgiques après une opération de soudage et les propriétés mécaniques des matériaux, ce qui nous a permis un bon choix de la nuance utilisée.

Le métal de base des constructions soudées doit répondre à un certain nombre de critères principaux. Assurer la stabilité fonctionnelle de l'ensemble (c.à.d) permettre un certain durée de vie exigée par la fonction qu'il doit remplir, telque la tenue de l'ensemble aux basses températures, et il doit répondre aux spécifications réglementaires.

La zone affectée par la chaleur présente une résilience supérieure à celle du métal de base, ce phénomène est du à l'autorevenu de la martensite provoqué par l'effet des passes de soudage successives. Le traitement de détente améliore toujours la résilience de la ZAT.

La différence remarquée sur les valeurs de la dureté entre les différentes zones, est due essentiellement aux changements structuraux apportés par le cycle thermique du procédé de soudage et le cycle du traitement thermique appliqué.

Les propriétés mécaniques de l'acier E36 ont été caractérisées par l'intermédiaire de plusieurs essais avant et après traitement thermique. Pour les essais de résilience, les éprouvettes ont été prélevées dans le sens transversal du cordon de soudure, effectuées dans des conditions normales. Le niveau d'énergie de palier haut dans le cas des éprouvettes traités est de 115J, et de 105 J dans la cas des éprouvettes non traités. Les essaie de résilience ont montré que le métal de base et le cordon de soudure sont devenus très résilients à cause du traitement thermique appliquée.

L'influence de la température du traitement thermique de détente (qui est justifié par la présence des contraintes résiduelles et la possibilité d'existence des fissures qui entraînent un risque de rupture ductile ou fragile) sur les mécanismes de rupture fragile est plus difficile à évaluer, car les éprouvettes rompent aux basses températures avant une déchirure ductile.

Les traitements thermiques après soudage à une température inférieurs à A1 peuvent nous donner une relaxation des contraintes résiduelles, la température maximale de 550°C correspond au détente pour laquelle les caractéristiques

mécaniques sont garanties.

Un choix judicieux du procédé de soudage et de l'état des produits d'apport permet de réduire au maximum la teneur en hydrogène dans la zone fondue, la zone affectée par la chaleur la cause principale du risque de la rupture fragile du cordon.

Enfin, la fiabilité d'une structure soudée dépend de plusieurs facteurs :

- Le choix d'un métal de base avec des caractéristiques répondant aux exigences d'une telle construction, une limite élastique élevée et une bonne résistance à la rupture fragile.
- Un choix convenable de tous les paramètres de soudage
- Une préparation judicieuse des pièces à assembler
- Le choix d'un métal d'apport qui permet de donner au cordon la composition désirée, avec d'excellentes qualités mécaniques de résistance au choc et aux déformations
- Le choix judicieux du traitement thermique pré-soudage ou post-soudage pour améliorer les caractéristiques mécaniques du cordon de soudure.

Annexe A

Il est important de comprendre les rôles particulièrement critiques que jouent la zone fondue et les zones affectées thermiquement (Z.A.T.) dans le cadre de réalisations soudées. Ces zones vont être les sources de défauts auxquels il va falloir remédier. Nous nous bornerons ici à rappeler rapidement leurs origines et nous limiterons à des problèmes courants pour les aciers doux.

A.1. Zone affectée thermiquement

L'énergie nécessaire à la fusion du métal et le cycle thermique qui s'en suit (brusque solidification) viennent modifier la structure du matériau avoisinant le cordon de soudure. On peut distinguer, dans le cas des aciers, quatre régions dont la constitution et la microstructure dépendent de la température maximale atteinte et du refroidissement (Figure 1). Elles sont comprises entre le métal de base (la température ne dépasse pas 600°C, aucune modification n'est décelable dans le métal) et le cordon soudé (lieu de fusion puis solidification du métal).

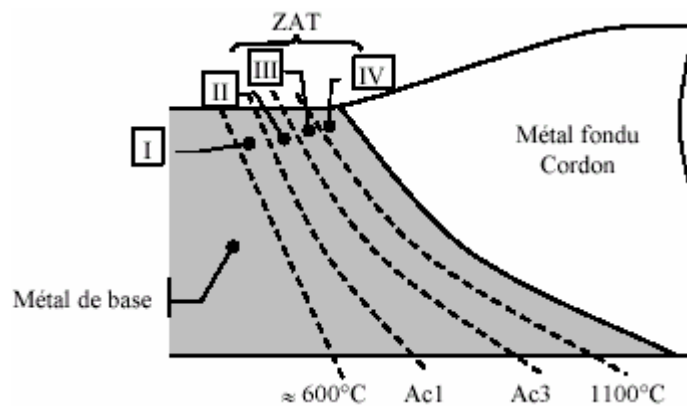


Figure 1 : Zone affectée thermiquement d'un cordon de soudure

Zone I : La température est comprise entre 600°C et Ac1 ; il peut y avoir précipitation, suivant l'état initial de l'acier.

Zone II : La température est comprise entre Ac1 et Ac3, les modifications sont importantes. L'austénitisation partielle peut conduire à un affinement de structure au refroidissement. Ceci correspond au début de la zone affectée thermiquement (Z.A.T.).

Zone III : La température est comprise entre Ac3 et 1100°C. Après refroidissement, on obtient des structures normalisées ou des structures grossières selon la température maximale atteinte.

Zone IV : La température est comprise entre 1100°C et la température de fusion. Le grossissement du grain austénitique est tel que la trempabilité du métal est considérablement augmentée et les structures obtenues dans cette zone après refroidissement varient depuis des structures ferrito-perlitiques aciculaires très grossières jusqu'à des structures bainitiques ou martensitiques pour les vitesses de refroidissement les plus élevées.

Les zones sous cordon sont le lieu de traitements thermiques très rapides à haute température (austénitisation au delà de 1200°C). Elles sont à l'origine de la majorité des problèmes de soudabilité métallurgique causés par des phénomènes de plasticité différentielle (créant, par exemple, des variations de dureté importantes sur quelques millimètres). Il sera donc très important de limiter l'étendue de cette zone pour diminuer le risque de défauts ou de post-traitements opératoires nécessaires à l'annulation de ces défauts.

Nous présentons ci-après deux défauts couramment observés dans le cas d'assemblages soudés d'aciers.

A.1.1. Fissuration à froid

Cette fissuration se concentre dans la ZAT et peut être attribuée à trois raisons principales :

- La présence d'hydrogène dans la ZAT introduit par diffusion à partir du métal d'apport,
- L'existence de contraintes résiduelles ou externes au joint soudé,
- La présence dans la ZAT de microstructures susceptibles de fissurer sous l'influence conjuguée des deux facteurs précédents.

Les structures martensitiques créées sous le cordon sont très sensibles à ce type de fissuration; cette sensibilité décroît vite avec l'apparition de structures bainitiques.

A.1.2. Fissuration à chaud

La fissuration à chaud intervient à des températures élevées, elle est due à des phénomènes de micro-ségrégations aux joints de grains créant des zones à bas points de fusion couplées aux contraintes issues des déformations thermiques.

Ces fissures apparaissent tant dans la zone fondue que dans la zone affectée thermiquement et se forment dans le sens longitudinal ou transversal des soudures. Elles sont le résultat de films liquides présents aux joints de grains, notamment en présence de soufre ou de phosphore qui forment des eutectiques à bas points de fusions. Les fissures sont alors intergranulaires [12,32].

Annexe B

B-1. Les procédés de soudage

Les procédés T.I.G. (Tungsten Inert Gas), M.I.G. (Metal Inert Gas), le soudage plasma, le Faisceau d'Electrons et le LASER sont couramment utilisés et parfois même le soudage par friction. La soudure TIG permet de réaliser des joints en bout à bout sans métal d'apport pour des épaisseurs de tôle allant jusqu'à 3mm. Les épaisseurs supérieures nécessitent des préparations de bords (chanfreins) et du métal d'apport. Il faut impérativement éviter que l'électrode ne touche le bain de fusion pour éviter toute absorption de tungstène.

Comme nous l'avons déjà dit, il faut assurer une protection du cordon de soudure et du métal adjacent jusqu'à ce que la température soit descendue sous 430°C afin d'éviter la contamination par l'air. Le soudage TIG ou MIG utilise de l'argon ou de l'hélium pour fournir une protection efficace qui se décompose en trois parties :

- La protection primaire du lit de fusion (effectuée par la buse de la torche MIG)
- La protection secondaire du cordon de soudure refroidissant et de la ZAT (effectuée par un traînard de protection solidaire de la torche de soudage),
- La protection envers pour la face opposée de la soudure et de la ZAT (traînard envers qui peut être mobile avec la torche).

Il arrive fréquemment que l'on réalise les soudures dans des boîtes à gants, zones hermétiquement fermées ou en surpression de gaz de protection, évitant les encombrants traînards.

B-2. Evaluation de la qualité d'une soudure

Les essais de pliage mettent particulièrement en évidence les problèmes liés à la ductilité des cordons soudés. Or, la conservation d'une bonne ductilité est garante de la qualité des assemblages réalisés. La couleur de la soudure peut aussi être utilisée comme indicateur de la qualité de la protection (elle caractérise le degré d'oxydation de la surface). Ainsi, si le cordon réalisé n'a pas un aspect métallique argenté, il y a contamination du matériau qui nécessite intervention

Couleur de la soudure	Origine et traitement
Jaune paille claire Jaune paille foncé Bleu clair	Oxydation de surface Eliminer par un brossage avec une brosse métallique neuve à fil inox.
Bleu foncé Gris bleu Gris Blanc (dépôt poudreux)	Contamination du métal. La source doit être entièrement éliminée et refaite après correction des protections gazeuses

Tableau B.1 : Critère visuel d'oxydation

Les essais de dureté comparés entre le cordon et le métal de base sont aussi parfois utilisés comme critère de qualité de la soudure. La variation de dureté entre un cordon non contaminé et le métal de base ne doit pas dépasser 30 points sur l'échelle des duretés Vickers ou Brinell (5 points pour Rockwell B). Le code de construction suggère que, si la dureté diffère de plus de 40 points Vickers, il y a une contamination excessive de la soudure. Cette dernière doit être complètement supprimée et refaite. Enfin, le code de construction impose que chaque soudure subisse un ressuage ainsi qu'une analyse radiographique pour détecter la présence de porosités.

Annexe C

C-1. Résultats des essais de pliage avant traitement thermique

Epaisseur d'éprouvette	N°	Face de pliage	
		Racine	Passé de finition
10/10	1	52°	
	2	61°	
	3	68°	
	4	67°	
	5	75°	
	6	42°	
	7	-	85°
	8	-	79°
	9	-	120°
	10	-	53°
	11	-	97°
15/15	1	32°	-
	2	24°	-
	3	57°	-
	4	71°	-
	5	50°	-
	6	26°	-
	7	-	42°
	8	-	58°
	9	-	51°
	10	-	61°
	11	-	72°
12/12	1	37°	
	2	58°	
	3	81°	
	4	44°	
	5	75°	
	6		94°
	7		52°
	8		48°
	9		97°
	10		61°

C-2. Résultats des essais de pliage après traitement thermique

Epaisseur d'éprouvette	N°	Face de pliage	
		Racine	Passe de finition
10/10	1	180°	-
	2	180°	-
	3	180°	-
	4	169°	-
	5	176°	-
	6	172°	-
	7	-	180°
	8	-	177°
	9	-	180°
	10	-	178°
	11	-	180°
15/15	1	126°	-
	2	159°	-
	3	170°	-
	4	122	-
	5	135	-
	6	134	-
	7	-	145°
	8	-	172°
	9	-	155°
	10	-	170°
	11	-	94°
12/12	1	178°	-
	2	123°	-
	3	179°	-
	4	104°	-
	5	150°	-
	6	116°	180°
	7	-	160°
	8	-	180°
	9	-	177°
	10	-	162°

Rappelons que, pour les éprouvettes d'épaisseur 10/10 et 12/12 on n'a pas remarqué l'apparition de la première fissuration sur les éprouvettes même après le pliage complet à 180°.

C-4. Résultats des essais de résilience avant traitement thermique, épaisseur des l'échantillons 12/12 refroidis à une température de -30° c

N°	Position de l'entaille	Dimension [mm]	Section [mm ²]	Puissance [J]	Angle [degré]	K [J/cm ²]
1	racine	10.0 x 8.0	80	65	40	81.25
2	racine	9.9 x 8.0	79.20	52	34	65.00
3	racine	9.7 x 8.0	77.6	30	22.5	38.64
4	finition	9.7 x 8.0	77.6	98	59	126.30
5	finition	10.0 x 8.0	80	71	42.5	88.75
6	finition	10.0 x 8.0	80	59	37	73.75
7	coté	9.8 x 8.0	78.4	88	50	112.24
8	coté	9.9 x 8.0	79.2	98	53.5	123.73
9	coté	9.8 x 8.0	78.4	110	58	140.31

C-5. Résultats des essais de résilience après traitement thermique, épaisseur des l'échantillons 12/12 refroidis à une température de -30° c

N°	Position de l'entaille	Dimension [mm]	Section [mm ²]	Puissance [J]	Angle [degré]	K [J/cm ²]
1	racine	10.0 x 8.0	80	114	35	142.5
2	racine	10.0 x 8.0	80	106	26	132.5
3	racine	10.0 x 8.0	80	80	40	100.0
4	finition	9.9 x 8.0	79.2	106	39.5	133.8
5	finition	10.0 x 8.0	80	110	18.5	137.5
6	finition	9.8 x 8.0	78.4	72	52.5	91.83
7	coté	10.0 x 8.0	80	98	18	122.5
8	coté	9.9 x 8.0	79.2	100	18	126.26
9	coté	10.0 x 8.0	80	115	40	143.75

C-6. Résultats des essais de résilience avant traitement thermique, épaisseur des l'échantillons 15/15 refroidis à une température de -30° c

N°	Position de l'entaille	Dimension [mm]	Section [mm ²]	Puissance [J]	Angle [degré]	K [J/cm ²]
1	racine	10.0 x 8.0	80	68	40	85
2	racine	10.0 x 8.0	80	52	34	65
3	racine	9.9 x 8.0	79.2	49	22.5	61.87
4	finition	9.9 x 8.0	79.2	58	59	73.23
5	finition	10.0 x 8.0	80	76	42.5	95
6	finition	10.0 x 8.0	80	78	37	97.5
7	coté	10.0 x 8.0	80	81	50	101.25
8	coté	9.8 x 8.0	79.2	72	53.5	90.9
9	coté	9.8 x 8.0	79.2	65	58	82.07

C-7. Résultats des essais de résilience après traitement thermique, épaisseur des l'échantillons 15/15 refroidis à une température de -30°c

N°	Position de l'entaille	Dimension [mm]	Section [mm ²]	Puissance [J]	Angle [degré]	K [J/cm ²]
1	racine	10.0 x 8.0	80	105	40	131.25
2	racine	9.8 x 8.0	79.20	69	34	87.12
3	racine	10.0 x 8.0	77.6	87	22.5	121.13
4	finition	10.0 x 8.0	77.6	96	59	123.71
5	finition	10.0 x 8.0	80	101	42.5	126.25
6	finition	10.0 x 8.0	80	99	37	123.75
7	coté	9.9 x 8.0	78.4	108	50	137.7
8	coté	9.9 x 8.0	79.2	98	53.5	96.07
9	coté	9.9 x 8.0	78.4	102	58	131.1

Notons que, pendant l'enlèvement de l'éprouvette pour les placer sur l'enclume de la machine, il y a un gradient de température pendant deux à trois secondes, donc la loi de Fourier intervient automatiquement, à cause des différentes températures du milieu.

C-8 Mesures de dureté (Voir les pages suivantes)

d [μ]	HV [N/mm ²]	R _p [N/mm ²]	d [μ]	HV [N/mm ²]	R _p [N/mm ²]	d [μ]	HV [N/mm ²]	R _p [N/mm ²]	d [μ]	HV [N/mm ²]	R _p [N/mm ²]
38,0	642	2152	43,5	490	1595	49,0	386	1241	58,5	271	868
38,1	639	2137	43,6	488	1587	49,1	385	1237	59,0	266	853
38,2	635	2125	43,7	486	1579	49,2	383	1230	59,5	262	841
38,3	632	2113	43,8	483	1567	49,3	381	1223	60,0	258	824
38,4	629	2102	43,9	481	1559	49,4	380	1220	60,5	253	810
38,5	626	2091	44,0	479	1552	49,5	378	1218	61,0	249	797
38,6	622	2177	44,1	477	1544	49,6	377	1214	61,5	245	785
38,7	619	2066	44,2	475	1537	49,7	375	1207	62,0	241	773
38,8	616	2054	44,3	472	1527	49,8	374	1204	62,5	237	761
38,9	613	2042	44,4	470	1520	49,9	372	1197	63,0	234	752
39,0	610	2030	44,5	468	1513	50,0	371	1193	63,5	230	740
39,1	606	2016	44,6	466	1506	50,1	369	1185	64,0	226	726
39,2	603	2005	44,7	464	1499	50,2	368	1183	64,5	223	715
39,3	600	1995	44,8	462	1492	50,3	366	1176	65,0	219	702
39,4	597	1984	44,9	460	1485	50,4	365	1172	65,5	216	693
39,5	594	1967	45,0	458	1479	50,5	364	1165	66,0	213	684
39,6	591	1958	45,1	456	1473	50,6	362	1162	66,5	210	675
39,7	588	1984	45,2	454	1467	50,7	361	1158	67,0	207	664
39,8	585	1937	45,3	452	1461	50,8	359	1152	67,5	204	654
39,9	583	1930	45,4	450	1455	50,9	358	1149	68,0	201	643
40,0	580	1920	45,5	448	1448	51,0	356	1143	68,5	198	634
40,1	577	1908	45,6	446	1441	51,1	355	1140	69,0	195	625
40,2	574	1896	45,7	444	1434	51,2	354	1137	69,5	192	616
40,3	571	1884	45,8	442	1427	51,3	352	1131	70,0	189	605
40,4	568	1873	45,9	440	1420	51,4	351	1128	70,5	187	599
40,5	565	1862	46,0	438	1413	51,5	350	1125	71,0	184	589
40,6	562	1852	46,1	436	1406	51,7	348	1119	71,5	181	578
40,7	560	1845	46,2	434	1399	51,8	347	1116	72,0	179	572
40,8	557	1834	46,3	433	1395	51,8	346	1113	72,5	176	563
40,9	554	1824	46,4	431	1388	51,9	344	1107	73,0	174	557
41,0	552	1817	46,5	429	1382	52,0	343	1104	73,5	172	551
41,1	549	1807	46,6	427	1374	52,1	342	1101	74,0	169	540
41,2	546	1796	46,7	425	1367	52,2	340	1095	74,5	167	534
41,3	544	1789	46,8	423	1360	52,3	339	1090	75,0	165	527
41,4	541	1778	46,9	422	1357	52,4	338	1088	75,5	163	520
41,5	539	1772	47,0	420	1350	52,5	336	1081	76,0	161	513
41,6	536	1761	47,1	418	1344	52,6	335	1077	76,5	158	504
41,7	534	1754	47,2	416	1338	52,7	334	1074	77,0	156	498
41,8	531	1743	47,3	414	1332	52,8	333	1070	77,5	154	492
41,9	529	1736	47,4	413	1329	52,9	331	1063	78,0	152	486
42,0	526	1724	47,5	411	1323	53,0	330	1060	78,5	151	482
42,1	524	1716	47,6	409	1317	53,1	329	1057	79,0	149	477
42,2	521	1704	47,7	408	1314	53,2	328	1054	79,5	147	471
42,3	519	1697	47,8	406	1308	53,3	326	1048	80,0	145	465
42,4	516	1686	47,9	404	1302	53,4	325	1045	80,5	143	459
42,5	514	1679	48,0	402	1296	53,5	324	1042	81,0	141	453
42,6	511	1668	48,1	401	1293	54,0	318	1023	81,5	140	449
42,7	509	1662	48,2	399	1286	54,5	312	1002	82,0	138	442
42,8	506	1651	48,3	397	1279	55,0	307	986	82,5	137	436
42,9	504	1644	48,4	396	1276	55,5	301	968	83,0	135	430
43,0	501	1633	48,5	394	1269	56,0	296	951	83,5	133	424
43,1	599	1627	48,6	393	1265	56,5	290	930	84,0	131	418
43,2	497	1619	48,7	391	1258	57,0	285	915	84,5	130	414
43,3	495	1612	48,8	389	1250	57,5	280	900	85,0	128	409
43,4	492	1602	48,9	388	1248	58,0	276	886			

Tableau 1: Dureté VICKERS en fonction du diamètre de l'empreinte d (d'après (33))

Annexe D

P \ T	19 °c	20 °c	21 °c	22 °c	23 °c	24 °c	25 °c	26 °c	27 °c
700	0.906	0.902	0.897	0.893	0.888	0.880	0.879	0.874	0.869
701	0.907	0.903	0.899	0.894	0.889	0.885	0.880	0.875	0.870
702	0.909	0.904	0.900	0.895	0.891	0.886	0.881	0.876	0.872
703	0.910	0.905	0.901	0.896	0.892	0.887	0.882	0.878	0.873
704	0.912	0.906	0.903	0.898	0.893	0.889	0.884	0.879	0.874
705	0.913	0.907	0.904	0.899	0.895	0.890	0.885	0.880	0.875
706	0.914	0.908	0.905	0.901	0.896	0.891	0.886	0.882	0.877
707	0.915	0.910	0.906	0.902	0.897	0.892	0.888	0.883	0.878
708	0.917	0.911	0.908	0.903	0.898	0.894	0.889	0.884	0.879
709	0.918	0.912	0.909	0.904	0.899	0.895	0.890	0.885	0.880
710	0.920	0.914	0.910	0.906	0.901	0.896	0.892	0.887	0.882
711	0.921	0.915	0.912	0.907	0.902	0.898	0.893	0.888	0.883
712	0.922	0.916	0.913	0.908	0.904	0.899	0.894	0.889	0.884
713	0.923	0.918	0.914	0.910	0.905	0.900	0.895	0.891	0.886
714	0.934	0.919	0.916	0.911	0.906	0.902	0.897	0.892	0.887
715	0.926	0.920	0.917	0.912	0.908	0.903	0.898	0.893	0.888
716	0.927	0.922	0.918	0.914	0.909	0.904	0.899	0.895	0.889
717	0.928	0.923	0.920	0.915	0.910	0.905	0.901	0.896	0.890
718	0.930	0.924	0.921	0.916	0.912	0.907	0.902	0.898	0.892
719	0.931	0.926	0.922	0.918	0.913	0.908	0.903	0.900	0.893
720	0.933	0.927	0.924	0.919	0.914	0.909	0.905	0.901	0.895
721	0.934	0.928	0.925	0.920	0.916	0.911	0.906	0.902	0.896
722	0.935	0.929	0.926	0.922	0.917	0.912	0.907	0.904	0.897
723	0.937	0.931	0.927	0.923	0.918	0.913	0.908	0.905	0.899
724	0.938	0.932	0.928	0.924	0.919	0.915	0.910	0.906	0.900
725	0.939	0.933	0.930	0.925	0.921	0.916	0.911	0.908	0.901
726	0.941	0.935	0.931	0.927	0.922	0.917	0.912	0.909	0.903
727	0.942	0.936	0.932	0.928	0.923	0.919	0.914	0.910	0.904
728	0.943	0.937	0.934	0.929	0.925	0.920	0.915	0.911	0.905
729	0.945	0.939	0.935	0.931	0.926	0.921	0.916	0.912	0.906
730	0.946	0.940	0.937	0.932	0.927	0.923	0.918	0.913	0.908

Tableau 2 : Valeurs du facteur de correction (F), T : Température en [°C],
P : Pression atmosphérique [Torr]

Rappelons que : 1 Torr = 133,32 Pa = 1,333.10⁻³ bar = 1 mmHg à 0°C