

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

**Université Mohamed Boudiaf De M'sila  
Faculté des sciences et sciences de l'ingénieur  
Département de Génie Mécanique**

# **MEMOIRE**

Présenté par

**MAKRI Hocine**

En vue de l'obtention du diplôme de

**MAGISTER  
En Génie Mécanique**

Option : Energétique

Thème :

---

---

## **Etude des méthodes d'inspection et de détermination de la forme et la taille des fissures Application aux cordons de soudure**

---

---

Soutenu le :08/07 /2004

Devant la commission d'examen composée de :

<b>A. BOUCHOUCHA</b>	<b>Président</b>	Professeur	Université de Constantine
<b>A. TAIBI</b>	<b>Rapporteur</b>	C.C (Dr)	Université de M'sila
<b>S. MEZIANI</b>	<b>Examineur</b>	Professeur	Université de Constantine
<b>B. NECIB</b>	<b>Examineur</b>	Professeur	Université de Constantine
<b>E. BEGHIDJA</b>	<b>Examineur</b>	M.C	Université de Constantine
<b>M. ZAOUI</b>	<b>Invité</b>	C.C	Université de M'sila

## **Résumé :**

Lors du soudage multi passes, les phénomènes thermiques brusques se produisant, influent sur les structures métallographiques et les caractéristiques mécaniques du cordon. L'utilisation des moyens destructifs et des critères de rupture comme l'intégrale J ainsi que les moyens non destructifs à savoir les ultrasons, sont largement utilisés dans le cas du soudage pour l'étude et la prospection des fissures.

Cette étude a été appliquée à un produit de soudage, fil fourré SG3 déposé par procédé de soudage MAG sur un métal E36-3 en tôles de laminage à chaud. Une première approche a été réalisée par des essais destructifs sur un mouton pendule décrivant le comportement des cordons de soudure à différentes températures avec l'observation microscopique pour la caractérisation de la déchirure par les courbes J- $\Delta a$ . Les courbes J- $\Delta a$  déterminent la résistance à la propagation de la fissure. Une deuxième approche a été réalisée avec essais non destructifs utilisant deux techniques ultrasonores différentes pour le dimensionnement des défauts simulant des fissures dont la formation est purement hasardeuse.

**Mots-clés :** Fissures des cordons de soudure – Rupture - Résilience - Contrôle non destructif – Intégrale J

## **Abstract:**

During welding multipass, the abrupt thermal phenomena occurring, influence the metallographic structures and the mechanical characteristics of the cord. The use of the destructive means and the criteria of rupture like the J integral as well as the non destructive means namely the ultrasounds, are largely used in the case of welding for the study and the cracks prospection.

This study was applied to a product of welding, filled wire SG3 deposited by MAG process of welding to a metal E36-3 out of sheets of hot rolling. A first approach was carried out by destructive tests on a sheep pendulum describing the behavior of the weld beads at various temperatures with the microscopic observation for the characterization of the tear by the J- $\Delta a$  curves. The J- $\Delta a$  curves determine the propagation strength of the crack. A second approach was carried out with non-destructive tests using two different ultrasonic techniques for the dimensioning of the defects simulating from the cracks whose formation is purely hazardous.

**Key Words :** Weldbeds cracks - Rupture - Resilience - Non Destructif Testing - J Integral

## Sommaire

Remerciements.....	1
Dédicaces.....	2
Symboles utilisés.....	3
Introduction générale.....	5

### Chapitre I : Aspect thermique et métallurgique du soudage.

1- Introduction.....	8
2- Aspect thermique du soudage.....	8
2.1- Cycle thermique du soudage mono passe.....	8
2.2- Cycle thermique du soudage multi passes.....	10
1)- Influence de la pièce à souder.....	11
2)- Influence du préchauffage et du post-chauffage .....	11
3)- Notions d'état quasi-stationnaire.....	11
3- Aspects métallurgique du soudage .....	13
1)- Zone de fusion .....	13
2)- Zone surchauffée.....	13
3)- Zone de normalisation.....	13
4)- Zone à température maximale comprise entre Ac1 et Ac3.....	13
5)- Zone de recristallisation.....	14
6)- Métal de base.....	14
3.1- Elaboration de la zone fondue .....	15
3.1.1- Comportement physico-chimique des éléments présents.....	15
1)- La volatilisation.....	15
2)- Influence du milieu Gazeux.....	15
3.1.2-Solidification de la zone fondue.....	16
1)- Orientation cristalline à la zone de liaison (Epitaxie).....	16
2)- Conséquences de l'épitaxie et de la croissance sélective.....	17
3)- Influence de la vitesse de soudage.....	18
4)- Influence de l'énergie de soudage.....	20
3.1.3-Transformation en phase solide au cours du soudage (échauffement)....	20
3.1.4-Transformation en phase solide au cours du soudage.....	23
1)- Un mode dit perlitique (ou Ar').....	23
2)- Un mode dit bainitique (ou Ar'').....	23
3)- Un mode dit martensitique (ou Ar''').....	24
3.1.5- Particularités de la transformation perlitique en soudage.....	26
1)- Soudage en une seule passe.....	26
2)-Effets sur les propriétés mécaniques.....	27
3)-Solution vis à vis de la fragilisation.....	27
3.1.6-Soudure en plusieurs passes.....	27
1)- Propriétés mécaniques.....	27
4-Conclusion.....	28

### Chap. II : Les Techniques de contrôle des soudures.

1- Introduction.....	30
----------------------	----

2- Les principaux défauts de soudures.....	30
1) Les inclusions gazeuses.....	30
2) Les inclusions solides.....	30
3) Défauts de fusion ( collage).....	30
4) Défauts de pénétration.....	30
5) Sillons aux caniveaux et morsures en surface.....	31
6) Retassures de cratère.....	31
7) Fissurations.....	31
3- Les fissures.....	31
3.1. Fissuration à chaud.....	31
1) - Facteurs métallurgiques.....	32
2) - Facteurs géométriques et tenso-thermiques.....	32
3.2 - Fissures par arrachement lamellaire.....	33
3.3 - Fissures à froid.....	33
1)- Les fissures transversales.....	34
2)- Les fissures dans la ZAT.....	34
4- Contrôle des soudures.....	41
1)- Contrôle avant le soudage.....	41
2)- Contrôle au cours du soudage.....	41
3)- Contrôle après le soudage.....	41
4.1- Contrôles destructifs.....	42
1) - Essai de texture.....	42
2) - Essai mécaniques.....	42
3) - Examens macrographiques et micrographiques.....	42
4.2 - Contrôles non destructifs.....	42
4.2.1 - Examen visuel.....	42
4.2.2 - Contrôle par ressuage.....	42
4.2.3- Contrôle par magnétoscopie.....	44
4.2.4 - Examen radiographie.....	46
1)- Les sources de rayonnements.....	47
2)- Le matériel de contrôle.....	48
4.2.5 - Examens par courants induits.....	51
4.2.6 - Contrôle par émission acoustique.....	52
4.2.7 - Examen par ultrason.....	53
1)- Ondes longitudinales ou ondes de compression.....	53
2)- Ondes transversales ou ondes de cisaillement.....	53
3)- Ondes de Rayleigh ou ondes de surface.....	53
4)- Ondes de Lamb ou ondes de surface.....	54
1. Méthodes de contrôle des soudures par ultrason.....	54
1). Méthode par échographie.....	55
2). Méthode par transmission.....	55
2. Méthodes de dimensionnement des fissures longitudinales dans une Soudure.....	55
1). Méthode à -6dB.....	55
2). Méthode de la courbe G.....	56
3). Méthode de dimensionnement avec un palpeur focalisé.....	56
3. Méthode de dimensionnement des fissures verticales.....	58
1). Contrôle en ondes longitudinales.....	58
2). Contrôle en ondes à incidence oblique.....	59
a. Contrôle en ½ bond.....	59

b. Contrôle en 1 bond.....	59
3). Méthode TOFD.....	61
4). Méthode d'écho de bout de fissure SPOT.....	62
5- Conclusion.....	63

### Chap. III : Etude théorique des fissures.

1- Introduction.....	64
2- Modèle élasto plastique.....	64
2.1.- Phases de propagation d'une fissure.....	64
1)- L'initiation (ou amorçage) de la fissure.....	64
2)- La propagation stable.....	65
3)- La propagation rapide.....	65
2.2.- Modes de rupture.....	65
2.3.- Analyse des fissures en élasticité linéaire bidimensionnelle.....	66
a -Hypothèses.....	66
b -Etat de contrainte plane.....	66
c - Etat de déformation plane.....	66
2.4.- Facteur d'intensité de contrainte.....	67
2.5.- Relation entre contraintes et le facteur de concentration de contrainte.....	68
1)- Contraintes.....	68
2)- Déplacements.....	69
2.6.- Etude des fissures du point de vue énergétique (modèle énergétique).....	69
1) - Cas statique.....	70
2) - Cas dynamique.....	70
2.7- Facteur d'intensité critique.....	71
2.8- Taux de libération d'énergie.....	72
3- La complaisance.....	73
3.1.- Définition.....	73
3.2.- Discussion.....	74
4- Ecartement en fond de fissure (COD).....	74
4.1- Discussion.....	75
4.2- Signification physique illustrée du COD.....	75
4.3- Application de la méthode de la complaisance.....	76
4.4- Relation entre la complaisance et la longueur de la fissure.....	76
5- L'intégrale J.....	78
5.1- Définition.....	78
5.2- concept de l'intégrale J.....	78
5.3- Propriétés de l'intégrale J.....	79
6- Conclusion.....	82

### Chap. IV : Expérimentations.

1- Introduction.....	85
2- Les Matériaux d'expérimentation.....	86
2.1. Métal de base.....	86
2.1.1. Donnés techniques.....	86
1) Composition chimique.....	86
2) Caractéristiques mécaniques.....	86
2.2.- Métal d'apport.....	86

2.2.1.- Données techniques.....	86
1) Compositions chimiques.....	86
3- Paramètres de soudage.....	87
4- Préparation des éprouvettes.....	87
4.1. Présentation des éprouvettes.....	88
4.1.1. Eprouvettes pour les essais destructifs.....	88
4.1.2. Echantillons pour essais non destructifs.....	89
5 – Matériel utilisé.....	91
5.1. Contrôle destructif.....	91
1) Matériel pour les essais de résilience.....	91
2) Matériel pour le contrôle de la température de l'essai.....	91
5.2. Matériel pour le contrôle non destructif.....	91
1) Générateur.....	91
2) Palpeurs.....	91
6 - Essais destructifs.....	94
6.1. Etude de la température de transition.....	94
6.1.1. Déroulement des essais.....	95
6.1.2. Etude de la nature de la rupture.....	95
6.2 - Essai de microdureté.....	96
6.2.1. Déroulement des essais.....	96
6.3. Observation microscopique.....	97
6.3.1. Introduction.....	97
6.3.2. Déroulement de l'essai.....	97
6.4. Etude de la fissuration.....	99
6.4.1. Introduction.....	99
6.4.2. Déroulement des essais.....	99
1) Mesure du JIc.....	99
6.4.3. Etude des mécanismes de fissuration.....	100
6.5. Essais non destructifs.....	101
6.5.1. Introduction.....	101
6.6.2. Déroulement des manipulations.....	101
1) Préparation des surfaces de la pièce à contrôler.....	101
2) Calibrage de l'appareil.....	102
a. Réglage de l'échelle horizontale (balayage) .....	102
b. Vérification du point d'émergence et de l'angle de réfraction.....	102
3). Réglage du gain.....	103
4) Dimensionnement des défauts.....	103

## Chap. V : Résultats et interprétations.

1- Etude de la température de transition.....	104
2- Etude de la cristallinité.....	106
2.1. Discussion.....	107
2.2. Conclusion.....	107
3- Essais de Micro dureté.....	108
3.1. Interprétations.....	110
4- Etude de la microstructure.....	111
4.1. Observations micrographiques.....	111
4.1.1. Aperçu général de la zone affectée thermiquement.....	111
4.1.2. Aperçu général de la zone proche du joint.....	111

4.1.3. Observations micrographiques du métal de base.....	112
4.1.4. Microstructure de la ZAT loin du joint.....	113
4.1.5. Microstructure de la ZAT.....	114
4.1.6. Microstructure de la ZAT a proximité du joint.....	114
4.1.7. Microstructure de la zone limite de la zone fondue.....	115
4.1.8. Micrographies de la Zone fondue.....	116
4.2. Discussion.....	118
4.3. Conclusion.....	119
5- Résultats des essais de fissuration.....	120
5.1. Remarques.....	120
5.2. Mécanismes de la rupture.....	121
5.2.1 Amorçage de la fissure.....	121
5.2.2. Propagation.....	123
5.3. Interprétation des résultats de fissuration.....	125
6- Résultats des essais aux ultrasons.....	126
6.1 Calibrage de l'appareil.....	126
1) Contrôle en incidence directe.....	126
2) Contrôle en incidence oblique.....	126
6.2. Dimensionnement des défauts.....	127
1) Contrôle par la méthode d'écho d'anomalie.....	126
2) Contrôle par la méthode oblique.....	131
6.3. Traitements des résultats.....	136
1) Incidence directe.....	136
2) Incidence oblique.....	138
6.4. Remarques.....	138
6.5. Interprétation.....	141
6.6. Conclusion.....	141
Conclusion et perspectives.....	142
Références bibliographiques.....	143
Annexes.....	147

## **REMERCIEMENTS**

L'ensemble des pages qui constituent ce mémoire, représente l'expression d'une recherche effectuée dans les laboratoires de Métallurgie- Essais du C.P.G de Constantine et de Métallurgie- Plasma de M.E.I M'sila.

Je tiens à remercier messieurs A.TAIBI et M.ZAOUI d'avoir dirigé ces travaux en ayant suivi son déroulement avec un très vif intérêt.

Mes remerciements sincères, vont à monsieur le Professeur A.BOUCHOUCHA d'être intervenu pour moi auprès des responsables du CPG et d'avoir accepté la présidence du jury aux laborantins

Je remercie également messieurs S.MEZIANI, B.NECIB et E.BEGHIDJA d'avoir bien voulu lire ce travail et participer au jury.

Je remercie enfin, l'ensemble des personnes du laboratoire de Métallurgie du CPG, DJ.DEGHDAK et N.ACHETE ainsi que A.DILMI, A. BENHAFID et M.GUECHICHI des ateliers de maintenance MEI qui grâce à une cordiale atmosphère de travail, ont aidé tout au long de la réalisation de cette étude. A tous je leur adresse un amical souvenir.

- A la mémoire de mon père
- A ma mère
- A ma famille, et mes enfants
- A tous ceux qui me sont chers

## **Symboles utilisés :**

**$\theta$**  : Température  
 **$\Delta t_{\theta_2\theta_1}$**  : Temps de passage entre deux températures.  
 **$R$**  : Vitesse de solidification.  
 **$V_s$**  : Vitesse de soudage.  
 **$\Theta$**  : L'angle entre la normale aux isothermes et la direction de soudage  
 **$U$**  : La tension électrique.  
 **$I$**  : l'intensité du courant électrique.  
 **$C_i$**  : (curie) Unité exprimant la quantité des radiations.  
 **$Bq$**  : (becquerel) Unité exprimant la quantité des radiations.  
 **$V_p$**  : Volume de la zone plastique  
 **$N$**  : Nombre de coups.  
 **$A$**  : Coefficient de proportionnalité.  
 **$R_p$**  : Rayon de la zone plastique.  
 **$E$**  : Module de young.  
 **$G$**  : module d'élasticité au cisaillement.  
 **$\nu$**  : Coefficient de poisson.  
 **$\rho$**  : Masse volumique.  
 **$C_L$**  : Vitesse de propagation des ondes ultrasonores longitudinales.  
 **$C_T$**  : Vitesse de propagation des ondes ultrasonores transversales.  
 **$C_R$**  : Vitesse de propagation des ondes ultrasonores de Rayleigh  
 **$C_S$**  : Vitesse de propagation des ondes ultrasonores de surface.  
 **$d$**  : Profondeur du défaut.  
 **$h$**  : Hauteur du défaut.  
 **$e$**  : Epaisseur de la tôle.  
 **$l$**  : Parcours sonore.  
 **$i$**  : Angle d'incidence du faisceau ultrasonore.  
 **$\alpha$**  : Angle de réfraction faisceau ultrasonore.  
 **$a$**  : Position du palpeur par rapport au défaut.  
 **$P_t$**  : Position de l'extrémité du palpeur par rapport au défaut.  
 **$2S$**  : Distance entre deux palpeurs associés.  
 **$TOF$**  : Temps de vol des échos ultrasonores.  
 **$TOFD$**  : Temps de vol des échos ultrasonores Diffractées.  
 **$\varepsilon$**  : Déformation.  
 **$\sigma$**  : Contrainte normale.  
 **$\tau_{yz}$**  : Contrainte de cisaillement.  
 **$f_{ij}(\theta)$**  : fonction de l'angle polaire à l'extrémité de la fissure.  
 **$K$**  : facteur d'intensité.  
 **$O(r)$**  : reste d'autres termes.  
 **$KT$**  : Facteur de concentration de contraintes.  
 **$S_0$**  : Surface initiale de la fissure à  $t = 0$ .  
 **$A(t)$**  : Aire de la fissure crée dans le solide au cours du temps.  
 **$R_p$**  : Résistance pratique du matériau considéré.  
 **$U_x$**  : Déplacement principal suivant la direction  $x$ .  
 **$U$**  : travail effectué par une force extérieure.  
 **$V$**  : Energie élastique récupérable stockée dans le solide.  
 **$W_c$**  : Energie cinétique de propagation de la fissure.  
 **$W(\varepsilon)$**  : Densité élastique ou densité d'énergie de déformation  
 **$D$**  : Somme des Energies dissipées de façon irréversible.

**$g_I$**  : La force d'extension de la fissure le taux de restitution de l'énergie.  
 **$g_{Ic}$**  : La valeur critique de  $g_I$  ou aussi caractéristique du matériau.  
 **$P$**  : L'énergie potentielle stockée dans la structure.  
 **$\partial A$**  : L'incrément de surface qui correspond à l'extension de la fissure.  
 **$C$**  : La complaisance d'une structure.  
 **$P$**  : La charge.  
 **$P_c$**  : Charge critique.  
 **$U$**  : Energie de rupture.  
 **$COD$  ou  $\delta$**  : Ecartement en fond de fissure.  
 **$V$**  : Ecartement mesuré.  
 **$Z$**  : Epaisseur des cales.  
 **$a$**  : Longueur de la fissure  
 **$n$**  : Coefficient définissant le centre de rotation des deux parties de l'éprouvette .  
 **$W$**  : Largeur de l'éprouvette.  
 **$B$**  : Epaisseur de l'éprouvette.  
 **$q$**  : Déplacement.  
 **$S$**  : Distance entre appui.  
 **$\Gamma$**  : Chemin dans le plan autour de l'extrémité de l'entaille  
 **$W$**  : Densité d'énergie de déformation.  
 **$\mathcal{E}_{ij}$**  : Tenseur de déformation en chaque point du plan.  
 **$T$**  : Vecteur traction en un point du contour  $\Gamma$ .  
 **$\sigma_{ij}$**  : Tenseur de contraintes  
 **$n_j$**  : Cosinus directeur.  
 **$ds$**  : Un élément d'arc.  
 **$\sigma_p$**  : Limite élastique.  
 **$m$**  : Coefficient dépendant du taux de consolidation.  
 **$Da$  ou  $\Delta a$**  : progression de la fissure.  
 **$\Delta e$**  : Déplacement de la charge dans le domaine élastique.  
 **$b$**  : Ligament restant  $b = W - a$   
 **$U_{i,i+1}$**  : la variation de l'énergie entre le point  $i$  et  $i+1$ .  
 **$\gamma$**  : coefficient prenant valeur 1 pour la flexion en 3 points.  
 **$a_{i+1} - a_i$**  : croissance de la fissure entre  $i$  et  $i+1$ .

## **Introduction générale:**

Les problèmes liés au soudage sont d'une façon générale complexe et difficile à analyser quantitativement compte tenu du grand nombre de paramètres intervenant. La plus part des travaux sont consacrés à l'étude de la fissuration des cordons lorsque les fissures se propagent dans le métal de base, ces fissures sont assez fréquentes et les plus dangereuses ; aussi de nombreux aciéristes cherchent à améliorer les caractéristiques du métal de base et son comportement vis - à - vis des cycles thermiques et des contraintes résultant des différentes procédés de soudage.

La recherche de défauts dans les matériaux constitue une des préoccupations majeures des industries de pointe comme l'aéronautique, l'aérospatiale ou le domaine automobile. En effet, la mise au point de matériaux dont les caractéristiques mécaniques sont adaptées à une utilisation spécifique nécessite certains procédés de fabrication (laminage à chaud ou à froid des aciers, assemblages de plis dans les structures multicouches, assemblages par soudage ou autres procédés) qui risquent de générer des imperfections, dès la conception. De plus, le matériau subit, au cours de sa vie, des contraintes mécaniques ou thermiques qui le fragilisent et peuvent faire apparaître des défauts.

Des techniques fiables doivent alors être mises en œuvre pour établir le diagnostic d'un matériau et détecter les inhomogénéités qui pourraient compromettre son utilisation.

Longtemps les industriels ont opté pour les méthodes destructives de contrôle et d'expertise mais avec le progrès enregistré en électronique et en informatique Les méthodes de contrôle non destructif (CND) ont vite pris le dessus, car elles permettent de tester une structure sans provoquer de modifications irréversibles. Elles représentent donc un enjeu industriel important du point de vue économique puisque les pièces testées peuvent être de nouveau utilisées lorsque aucun défaut n'a été révélé. Certaines méthodes de CND sont basées sur les rayons X, la magnétoscopie, la microscopie ultrasonore ou l'holographie laser, et sont utilisées pour localiser les défauts internes ou de surfaces. Ces techniques sont cependant lourdes à mettre en œuvre et peuvent nécessiter des précautions d'emploi très contraignantes.

La génération d'ultrasons dans les matériaux peut alors apporter une solution à ces problèmes. Il existe en effet des procédés de génération ou de détection d'utilisation aisée et de récents développements dans le domaine des transducteurs ultrasonores à couplage par fluide ou par air permettent de réaliser facilement des contrôles sans contact avec les matériaux. De plus, différents types d'ondes peuvent être choisis selon les applications. Les ondes de volumes, par exemple, permettent de tester des échantillons en profondeur. Les ondes de surface, étudiées en premier lieu par Lord Rayleigh à la fin du XIXe siècle, sont appropriées au contrôle des surfaces ou des interfaces entre les matériaux. Les ondes guidées, comme les modes SH, sont plus indiquées lorsque de grandes structures doivent être contrôlées et le potentiel des ondes de Lamb à détecter les défauts dans les plaques ou les conduites a largement été démontré par le passé.

Les ondes ultrason permettent en effet de réaliser des inspections rapides, sur site industriel et sont, par exemple, employées dans les industries pétrochimiques lors du contrôle de conduites de gaz ou de pétrole. Les canalisations sont généralement enterrées et s'étendent sur plusieurs centaines de kilomètres et les ondes ultrasonores constituent alors un moyen de les tester sur plusieurs dizaines de mètres, sans les déterrer. Ces techniques de contrôle peuvent aussi être utilisés dans la métallurgie pour inspecter les gammes de produits. Ils présentent alors l'intérêt majeur de permettre le contrôle, en temps réel, sur une chaîne de fabrication.

Les ondes ultrasonores semblent donc être un choix judicieux pour détecter les défauts surtout pour un pays comme le notre, qui ne peut se permettre l'usage de moyens plus coûteux comme les rayons X et gamma ou autre. De plus, leur entretien revient encore plus cher.

Notre travail se situe dans un autre domaine : celui des contrôle des produits de soudage et des procédures attachées à ces procédures toutes indispensables qu'elle soient révèlent une insuffisance pour inspecter toutes les anomalies du cordon, compte tenu des progrès réalisés dans le domaine de la mécanique de la rupture et le contrôle peuvent conduire dans certains cas à des interprétations erronés.

Nous avons étudié un produit de soudage correspondant à des conditions d'emploi assez simples mais mettant en jeu des procédures de mise en œuvre spécifiques : Procédé à fil fourré

Dans cette approche, nous avons travaillé sur des soudures multi passes, le produit a été testé sur des chanfreins en V peut bridé, le nombre de passes est fonction de l'épaisseur, comme on le verra ces paramètres ont une influence sur le comportement mécanique du cordon. Pour réaliser notre étude nous avons utilisé :

D'une part des moyens d'étude métallographiques (microscope optique) et d'autre part des moyens d'essais mécaniques mouton pendule (flexion 3 points). Ce dispositif expérimental nous a permis de tracer les courbes (J- $\Delta a$ ) et de déterminer les valeurs de : Jic, à partir de ces courbes

Dans une autre approche, nous savons que les ondes acoustiques dont la proportion en amplitude dépend des caractéristiques du défaut, permettent donc d'envisager la résolution du problème inverse, c'est-à-dire d'appréhender la géométrie du défaut à partir de mesures acoustiques. Tout d'abord, il est cependant nécessaire de comprendre parfaitement les mécanismes qui interviennent dans la réflexion sonore et de développer des méthodes rapides et efficaces d'étude du phénomène. La solution proposée dans le cadre de cette thèse consiste à traiter les problèmes de diffraction d'ondes ultrasonores par un défaut. Les champs acoustiques ou échos recueillis au niveau des transducteurs, sont traduits en valeurs qui serviront ultérieurement d'estimer la taille d'un défaut en fonction du temps du parcours du signal perçu, Pour les mêmes produits.

L'objectif principal de ce travail est de quantifier des fissures verticales réalisées dans des plaques fonction de leurs interactions avec des ondes ultrasonores. Il s'agit donc de résoudre le problème direct qui consiste à prédire les durées des parcours des diverses ondes réfléchies ou transmises par un défaut soumis à un mode incident.

### **Présentation des différents chapitres:**

Le premier chapitre de ce document s'intéresse aux notions de la métallurgie du soudage et se rapporte ainsi aux phénomènes thermiques (influence des cycles de chauffage et nombre de passes), chimiques (milieu environnant: l'enrobage ou gaz protecteur ou dégagé) et physiques (vitesse de soudage, intensité de soudage) qui interviennent durant l'élaboration du cordon de soudure que ce soit lors du chauffage (soudage) ou lors du refroidissement (après soudage), et met en rapport les facteurs aux structures attendues.

Dans le deuxième chapitre on met la lumière sur les différents types de défauts relatifs à la structure soudées (défaut de position par exemple du à une mauvaise exécution) ou relatif au cordon de soudure (soufflures, inclusions ou fissures), toute notre attention a été

portée sur les types de fissures, les causes qui sont à l'origine de leur formation, ainsi que sur les outils de prospection et de détection des fissures dans un premier temps, on fait ensuite illusion aux méthodes de contrôle utilisées dans l'industrie, et sont exposés d'une manière générale les essais destructif et non destructifs, toute notre attention est portée sur les techniques ultrasonores et les méthodes de détection et d'estimation des défauts et les différents phénomènes intervenant lors de la diffraction, surtout que son application n'est pas restreinte en fréquence et sa rapidité d'exécution laisse envisager la résolution du problème inverse qui consiste à identifier un défaut à partir des ondes captées au niveau des récepteurs.

Dans le troisième chapitre on présente les techniques d'expertise mécanique par les essais destructifs pour les éprouvettes de flexion en trois points, nous avons retenu la méthode de l'intégral J pour la détermination de la longueur critique ( $J_{Ic}$ ) de la fissure.

Le quatrième et le cinquième chapitre présentent respectivement les expériences et les résultats obtenus par les essais destructifs et non destructifs. On procède à la caractérisation du matériau par des essais de texture servant à déterminer la nature de la rupture ainsi que des mesures expérimentales des fissures en fonction des efforts appliquées sont toutes menées sur des éprouvettes de flexion en trois points. Des mesures de tailles de défauts par deux techniques ultrasonores sont effectuées sur des défauts simulés car l'obtention de défauts est purement hasardeux.

## 1- Introduction :

Le soudage est un moyen d'assurer la continuité métallique par le concours de plusieurs phénomènes; thermique, métallurgique, chimique. Cerner le problème du soudage revient obligatoirement à faire une approche selon les aspects qui le caractérisent à savoir : [10]

- Aspect thermique.
- Aspect chimique.
- Aspect thermomécanique.

## 2- Aspect thermique du soudage :

Caractérisé par l'intervention d'une source de chaleur, le plus souvent en mouvement, parfois immobile (exemple : soudage par résistance) dont la nature et la puissance qu'elle peut atteindre déterminent les possibilités pratiques d'utilisation.

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 l'on veut prévoir ou interpréter l'effet métallurgique du 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.

L'effet de l'échauffement rapide est accusé par la brièveté du séjour à la température maximale, température qui avoisine la température de fusion. Le gradient de température qui résulte de la localisation de l'échauffement entraîne une vitesse de refroidissement en général élevée, elle-même fonction, pour chaque matériau, non seulement du procédé de soudage utilisé, mais aussi du mode opératoire pratiqué pour l'application de ce procédé.

Pour ces raisons, toute analyse métallurgique des effets de l'opération du soudage doit être précédée et éclairée par une étude thermique approfondie [10]

### 2.1. Cycle thermique du soudage mono passe:

Le cycle thermique lors de l'opération de soudage mono passe se traduit par un chauffage rapide jusqu'à une température proche de la température de fusion et par une cinétique de refroidissement qui dépend des paramètres opératoires :

- Energie de soudage
- Te de procédé
- Epaisseur de la pièce

Pour caractériser la loi de refroidissement, plusieurs paramètres peuvent être adoptés :

- Vitesse moyenne  $\frac{\theta_1 - \theta_2}{t_1 - t_2}$
- Vitesse à une température donnée :  $(d\theta / dt)_{\theta = \theta_1}$
- Temps de passage entre deux températures :  $\Delta t_{\theta_2 \theta_1} = t_{\theta_1} - t_{\theta_2}$

Pour choisir un paramètre de refroidissement, il doit être indépendant de tout autre paramètre. (D'après l'Institut de Soudure I R S I D) :

- Le temps écoulé entre 800 C° et 500C°
- Le temps écoulé entre 700 C° et 300C°

Ces deux paramètres de refroidissement déterminent la microstructure fig.1.1. Deux autres paramètres, la vitesse de refroidissement à partir de 300 et le temps écoulé entre 300 et 100 C° les Japonais prennent en considération les conditions d'hydrogénation des soudures [31] c'est à dire le comportement des soudures en fissuration à froid . [1]. [3]

Ces deux paramètres sont représentatifs des conditions de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite ils permettent d'apprécier la Z A C (siège de fissures)

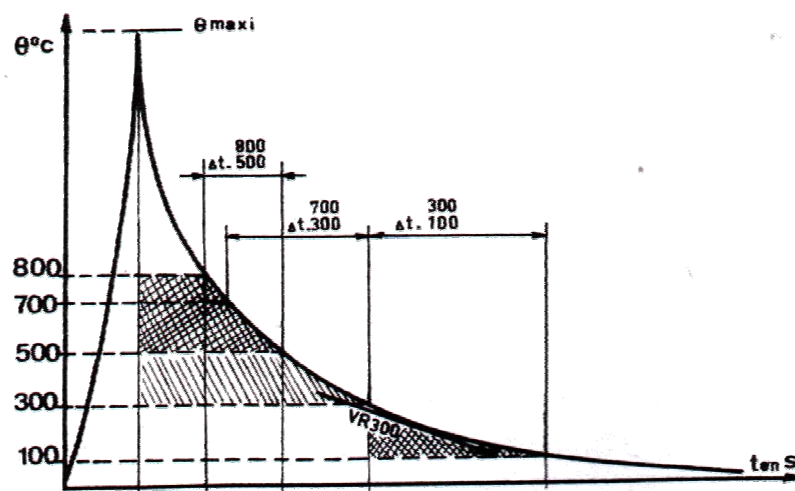


Fig. Paramètres de refroidissement des soudures.

Fig.1.1- Paramètres de refroidissement des soudures

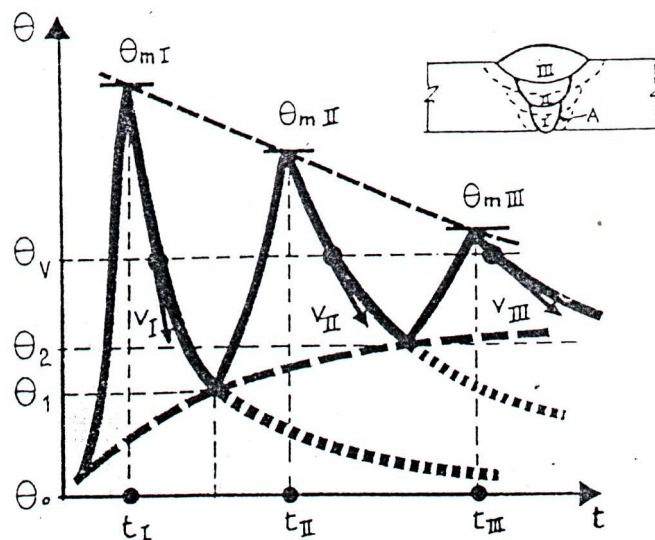


Fig.1.2. - Cycle thermique pour le soudage multi passes

## 2.2. Cycle thermique du soudage multi passes :

Au voisinage de la première passe on observe les cycles thermiques les plus sévères, par rapport à la température maximale atteinte et la rapidité du refroidissement. Les passes suivantes provoquent à cet endroit des cycles de plus en plus atténués. Lorsque le temps entre les passes est inférieur à une certaine valeur qui dépend des conditions de soudage, fig.1.2 la température minimale au point A augmente à chaque passe.

Suivant la disposition des passes, une même température (exemple : A3 dans les aciers) peut être dépassée 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 dépôt d'une passe modifie la structure de la passe précédente (ou des passes précédentes), en produisant sur celle-ci un recuit ou un revenu de la structure. Voir Fig.1.3 représentant les modifications dues au cycle thermique pour le soudage multi passes. [1].

Cette observation vaut aussi bien pour la ZAT que pour le métal fondu, lui aussi réchauffé et, s'il y a lieu, transformé au cours des passes successives. [10]

La notion de pré et post chauffage, qui concerne essentiellement la première et la dernière passe, doit être complétée par la notion de température entre passes. Cette température est définie comme étant la température atteinte au refroidissement par le métal déposé avant le dépôt de la passe suivante. Elle est à la fois température de préchauffage pour la passe suivante et température minimale du post-chauffage pour les passes précédentes. [1]. [3]

Divers facteurs interviennent sur l'allure des cycles thermiques et donc sur la répartition thermique, on peut en citer :

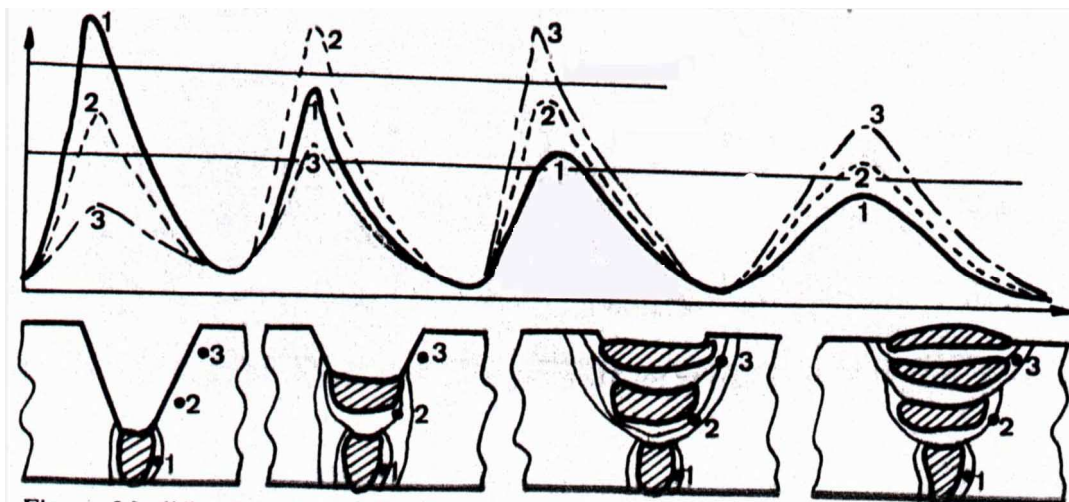


Fig.1.3.- Modifications dues à l'action thermique, en fonction du nombre de passes.

### 1) Influence de la pièce à souder :

Intervient par ses propriétés physiques (conductibilité thermique, capacité calorifique). Il faut tenir compte aussi de l'influence géométrique (épaisseur, position des pièces à souder, chanfreins).

Influence de la température initiale (joue sur le temps de séjour à haute température ainsi que sur la vitesse de refroidissement) elle peut être contrôlée par un préchauffage.

### 2) Influence du préchauffage et du post-chauffage :

Le préchauffage et le post-chauffage sont utilisés pour éviter la formation de structures fragiles dans la Z A T, et pour permettre à l'hydrogène dissout dans les pièces de diffuser vers l'extérieur.

Le préchauffage des pièces à assembler permet de :

- Diminuer la vitesse de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite, et par la suite, limiter les transformations physico-chimiques.
- Réduire la teneur en hydrogène en fin de refroidissement et faciliter son dégagement pour éviter la formation de soufflures.
- Réduire les déformations et ralentir la croissance des contraintes le principal but du préchauffage est l'amélioration des conditions de refroidissement en vue d'éviter la formation de constituants de trempe ou semi trempe (la martensite). La température de préchauffage est d'autant plus élevée que le pouvoir trempant de l'acier est plus énergétique.

Le post chauffage consiste à interrompre le refroidissement naturel du joint soudé et à maintenir celui-ci à une température au moins égale à celle du préchauffage; Permet à l'hydrogène de s'échapper et suspend la croissance des contraintes liées au refroidissement entre 300 et 100°C ; qui permet de caractériser la quantité d'hydrogène diffusible. Le post-chauffage est nécessaire, dans le cas des pièces à forte trempabilité ; quand l'action du préchauffage n'atteint pas les résultats demandés [12]

### 3) Notions d'état quasi-stationnaire :

Dans le cas de soudage avec déplacement de la source de chaleur, Si nous relevons, au moyen d'un couple thermoélectriques, les courbes  $\theta = f(t)$  en des points A1, A2...etc. situés à la même distance d'un cordon de soudure à l'arc et à des distances croissantes de l'origine O de ce cordon, supposé en pleine tôle fig.1.4, [10].

La température maximale  $\theta_m$  atteinte croit avec la distance parcourue à partir 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 demeurant constante.

Les lois de refroidissement, déterminées d'après la mesure des temps de refroidissement entre deux températures, deviennent identiques, donc les courbes  $\theta = f(t)$  deviennent superposables dès que la source a franchi un certain parcours.

L'énergie dépensée par la conductibilité dans la pièce est à chaque instant compensé par l'énergie fournie au niveau de la source de chaleur. On peut dire donc que les isothermes demeurent identiques à elles-mêmes et se déplacent avec la source. Leurs enveloppes sont des lignes parallèles au cordon.

Grâce à l'état quasi stationnaire nous pouvons limiter notre détermination des courbes température- temps à des points repartis sur une droite perpendiculaire à la ligne de soudure. [10]

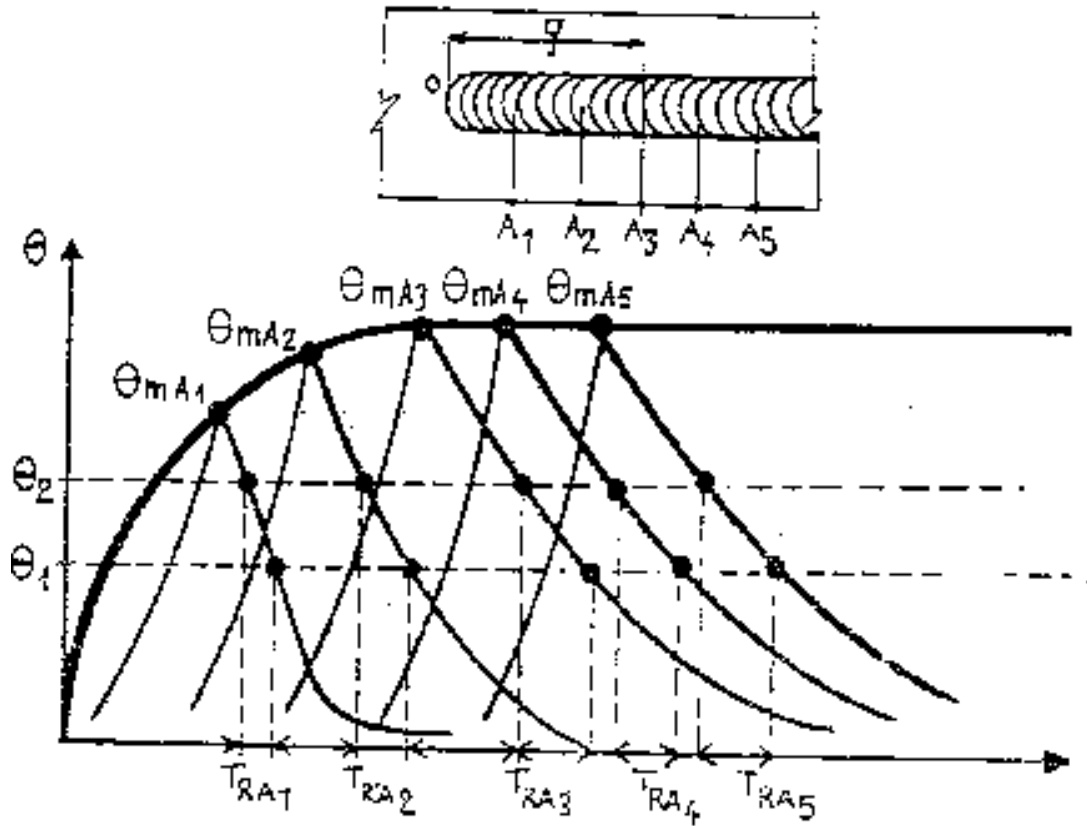


Fig.1.4- Etat quasi-stationnaire

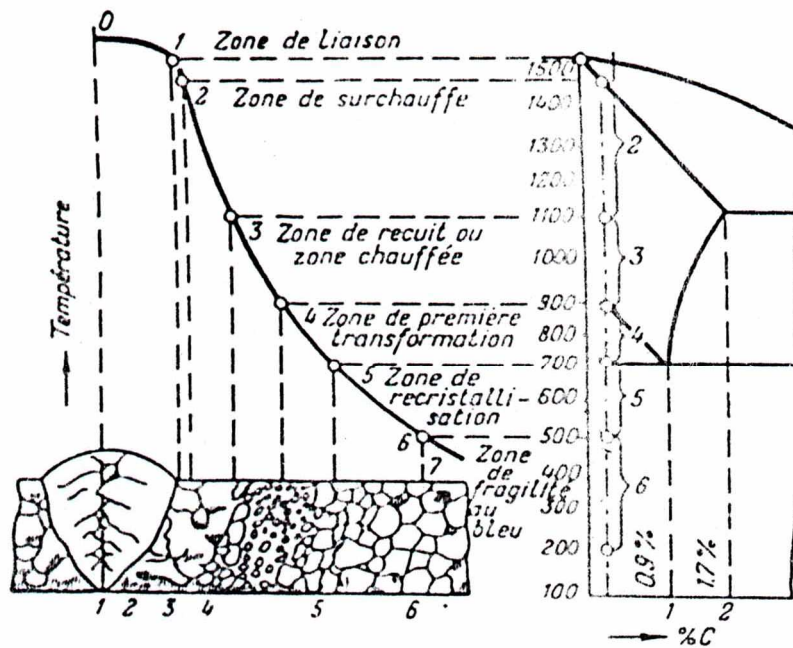


Fig. Transformations de l'acier dans la zone réchauffée

Fig.1.5 – Transformation de l'acier dans la zone réchauffée.

### 3- Aspects métallurgiques du soudage:

Les caractéristiques d'un acier sont fonction de sa nature et de sa composition chimique, la structure étant elle-même liée à la composition chimique et au traitement thermique que subit l'acier.

Les principes généraux de la métallurgie (édifice cristallin, composition chimique, transformation d'état de structure, modifications chimiques), s'appliquent aux caractéristiques mécaniques et chimiques, de la zone fondue des soudures.

L'examen métallographique de la soudure fait apparaître une grande diversité de structures. On observe pour chaque joint soudé divers aspects qui rendent compte de la variation du cycle thermique subi en chaque point examiné. La température et le temps de chauffage ainsi que les vitesses de refroidissement produisent des modifications qui affectent la dimension des grains et les phases en présence.

Parce que le bain de fusion a un volume relativement restreint, son refroidissement est rapide et les cristaux qui se solidifient sont orientés dans la direction du gradient de température. Leur dimension dépend de la température et de la cinétique de refroidissement. Voir fig.1.5 qui donne une représentation schématique d'un joint soudé perpendiculairement à la ligne de fusion. [4], [2].

On distingue plusieurs zones : fig.1.6 [1].

#### 1) Zone de fusion (structure basaltique) :

Qui pour une soudure multi passes est constituée par une alternance de zones thermiquement régénérés et de zones brutes de solidification à grains orientés.

#### 2) Zone surchauffée :

A granulation grossière où la température maximale atteinte est très élevée (entre 1200 et 1500). Le refroidissement rapide de l'austénite surchauffée, dont le grain atteint des dimensions importantes, donne la structure de Widmannstaetten, structure très fragile. Dans ce cas, la ferrite ou la cémentite pro-eutectoïde précipite isolement au cours de leur migration en direction des joints des grains d'austénite. Leur précipitation s'effectue alors le long des plans de clivage du cristal d'austénite où elle se trouve facilitée. Le constituant pro-eutectoïde précipite le long de ces plans sous forme de plages de grandes dimensions. La section de celle-ci par le plan duquel s'effectue l'observation du métal au microscope donne lieu à l'apparition d'aiguilles plus ou moins allongées, orientées dans des directions déterminées fig.1.7 Les structures de Widmannstaetten doivent être effacées par un traitement de normalisation, car sinon elles sont la source de la plupart des problèmes soulevés par le soudage des aciers.

#### 3) Zone de normalisation :

Où la granulation est plus fine que dans le métal de base. La température atteinte est légèrement supérieure à  $Ac_3$ .

#### 4) zone à température maximale comprise entre $Ac_1$ et $Ac_3$ :

C'est une zone de transformations incomplètes. L'austénite résiduelle se

transforme en perlite fine, et les grains de ferrite pro-eutectoïde ne se modifient pas. La granulation dans cette zone n'est pas très homogène. L'austénitisation partielle du métal conduit pour cet acier à une structure à grains très fins.

**5) Zone de recristallisation:**

Où la température maximale atteinte est comprise entre 500 et Ac1. Certaines modifications métallurgiques peuvent déjà avoir lieu dans cette zone : précipitations et coalescence en présence d'éléments dispersifs, sur revenu dans certains aciers trempés-revenus, légère globularisation de la perlite dans les aciers normalisés.

**6) Métal de base :**

Où la température maximale atteinte resta inférieure à environ 500°C, dans laquelle on ne détectera pas de modifications structurales visibles.

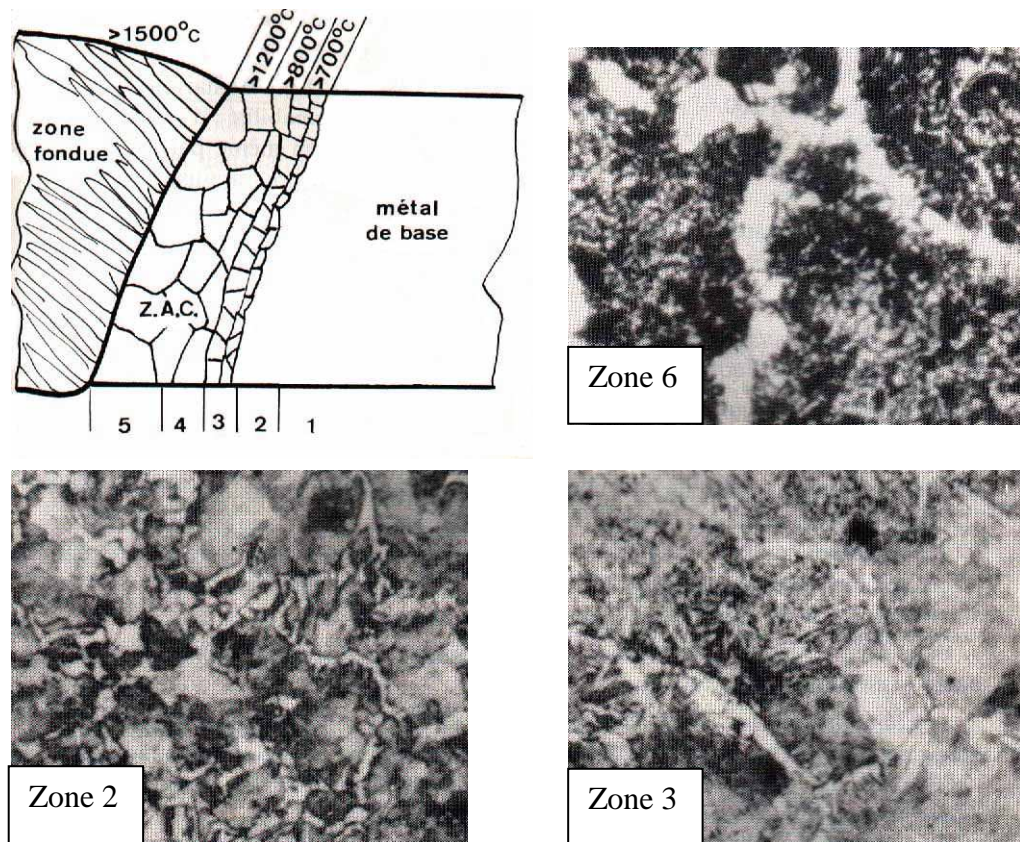


Fig.1.6.-Transformations structurales dans la ZAT : représentation schématique et micrographies. Dans la Zone1 :  $\theta < 600^\circ$  et dans la Zone3 :  $Ac3 > \theta > Ac1$  et dans la (zone de liaison) Zone2 :  $\theta > 1200^\circ$  structure à gros grains



Fig.1.7- structure de weidmannstatten

### 3.1. Elaboration de la zone fondue :

Nous pouvons parler du soudage comme une opération d'élaboration, a condition de tenir compte des conditions particulières dans lesquelles cette opération se déroule, qui sont :

- Le comportement physico-chimique des éléments présents dans la phase liquide (métal d'apport ou métal de base) qui peuvent être sujets à la volatilisation ou réagir entre eux.
- L'influence du milieu environnant, qu'il soit gazeux (atmosphère ou autre), liquide (laitier) ou solide (métal de base).

Le cas particulier de la zone de liaison.

#### 3.1.1. Comportement physico-chimique des éléments présents :

Plusieurs phénomènes peuvent accompagner l'opération de soudage, on peut en citer :

##### 1) La volatilisation :

Elle est susceptible d'intervenir au cours du soudage pour un élément donné, lorsque la température de fusion de cet élément est largement dépassée, on peut citer le cas du zinc qui est nocif pour la santé (fond à 419°C). En soudage à la pression atmosphérique, outre le zinc, la fumée de soudage à l'arc est formée de métaux d'addition des aciers alliés ou non alliés, tel que le fer, le manganèse, le chrome, le titane et l'aluminium. Mais le fer constitue la part la plus importante des fumées de soudage à l'arc. Le manganèse subit aussi la volatilisation durant le soudage à l'arc et qui pose un problème pour l'organisme. Normalement, le phénomène de volatilisation est limité à cause de la rapidité du processus de soudage, alors qu'il est beaucoup plus important en soudage MIG.[12]

La solution est d'utiliser un produit d'apport à très bas carbone ou stabilisé au niobium, qui lui n'est pas volatil mais l'inconvénient c'est la fissuration à chaud et la fragilisation en particulier.

##### 2) Influence du milieu Gazeux :

Lors du soudage à l'arc, la nécessité d'une protection s'est imposée en raison des caractéristiques très faibles obtenues, la recherche de meilleures propriétés a motivé, en même temps que d'autres effets, la mise au point d'électrodes enrobées qui fournissent une double protection par un dégagement gazeux et un laitier liquide ou un flux en poudre ou par l'emploi d'un gaz protecteur (soudage MAG) ou inerte (soudage MIG).

En soudage avec électrode enrobée ou fil fourré l'hydrogène en solution sursaturée tend à quitter le métal en fusion vers l'extérieur [10]. Mais il est aussi à même d'évoluer par diffusion en phase solide, dans la zone fondue ZF comme dans la zone affectée thermiquement ZAT. Cette diffusion commence dès le refroidissement et se poursuit ultérieurement, est influencée d'une part par la teneur initiale en hydrogène à la fin du refroidissement, d'autre part par la différence de coefficient de diffusion entre l'austénite et la ferrite, car l'hydrogène diffuse mieux dans cette dernière [8]. La présence de l'hydrogène a pour conséquences la fragilisation de la ferrite ou de la martensite, par insertion des ions H<sup>+</sup> dans le réseau cristallin de ses deux constituants, qui se déplace à la faveur du mouvement de dislocation. Cette insertion a pour effet :

La fragilisation de la ferrite est liée au mécanisme de formation de la tache blanche : appelé œil de poisson lors des essais de traction statique. [10]

Celle de la martensite est à l'origine de la fissuration à froid. De ce fait nous pouvons retenir que l'hydrogène est un facteur de fissuration en soudage [30].

### **3.1.2. Solidification de la zone fondue :**

Le bain de fusion peut être défini comme étant, à un instant donné, constitué par un certain volume en déplacement de métal à l'état liquide produit par la fusion du métal de base et éventuellement alimenté par un apport extérieur, il est limité ;

- A l'avant par la surface de l'isotherme de fusion du métal de base.
- A l'arrière par l'interface liquide/solide résultant de son avancement.
- Surmonté, selon le procédé de soudage, par le gaz protecteur ou le laitier liquide provenant du flux ou de l'enrobage.

Cette surface n'est pas uniforme, car elle subit l'impact de la source de chaleur dont l'effet dynamique n'est pas négligeable, ainsi que celui du gradient de température, qui crée des mouvements de convection. Enfin, le déplacement de la source de chaleur se traduit par celui du bain de fusion qui engendre un mouvement de métal liquide depuis l'avant, où il se forme, vers l'arrière où il se solidifie et ceci latéralement et en profondeur. Le bain de fusion conserve donc sa forme si l'état quasi stationnaire des températures est maintenu, ainsi que le régime de l'apport éventuel de métal.

#### **1) Orientation cristalline à la zone de liaison (Epitaxie) :**

La solidification s'amorce sur l'interface métal fondu/métal de base, à l'endroit où sa section transversale est maximale, sur cette interface dont le déplacement constituera la zone de liaison, la cristallisation du métal en cours de solidification se fait suivant le mode épitaxique fig.1.8 [28][10]. Selon lequel les cristaux du solide en formation adoptent l'orientation des cristaux du métal de base sur lequel ils reposent ou le métal sou adjacent. Cela veut dire qu'on doit voir les joints de grains du métal de base traverser la zone de liaison et trouver sans discontinuité leurs prolongements dans les joints de grains du métal fondu solidifié. Telle est la position de départ des grains de solidification, qui se trouvent modifiés plus tard par un autre phénomène, dit de croissance sélective. Fig. 1.9 qui fait que, pour les métaux industriels ou les alliages, certains grains se développent au dépend des autres ou apparaissent à leur place et ont une direction de croissance privilégiée selon laquelle la vitesse de croissance y est maximale. Tandis que, dans le cas d'un métal pur un cristal naissant au sein de la phase liquide est susceptible de se développer à la même vitesse dans toutes les directions permises par sa structure.

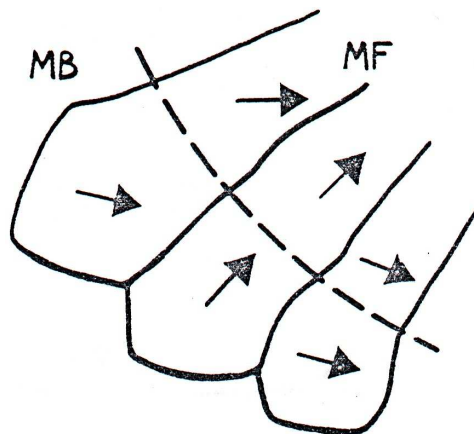
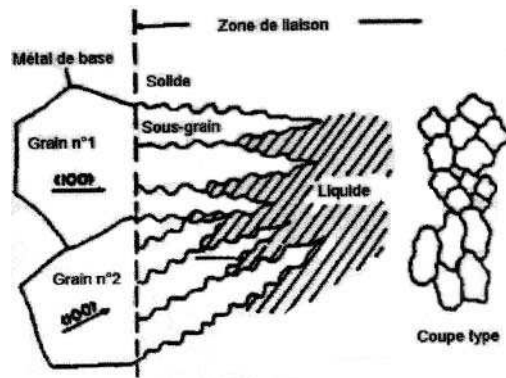


fig.1.8- montrant le sens de croissance sélective des grains. (Épitaxie)

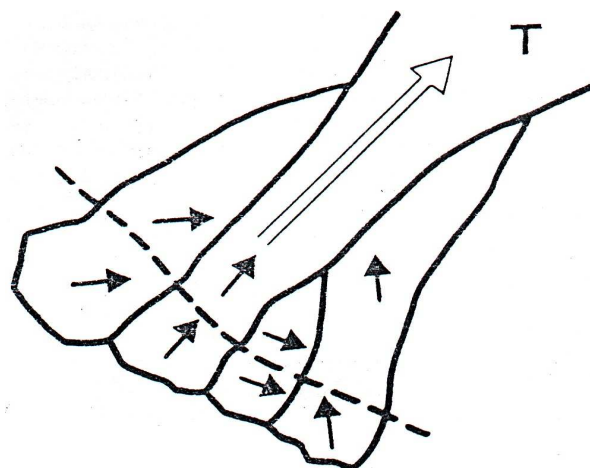


fig.1.9- montrant le sens privilégié de croissance des grains au dépend des autres qui disparaissent.

**Conséquences de l'épitaixie et de la croissance sélective :**

Cette croissance se traduit par la disparition des grains les moins favorablement orientés, d'où une diminution du nombre de grains, donc augmentation de leur taille par rapport à leur grosseur initiale et peut être ces grains eux-mêmes perdront leur privilège pour être remplacés par d'autres mieux orientés.

Une autre conséquence très importante de l'épitaixie à la zone de liaison réside dans le fait que la taille des grains de solidification, au départ, déterminée par celle des grains du métal de base qui jouxtent cette zone (qui est le siège de la surchauffe). En particulier dans le cas des aciers, toute action tendant à limiter le grossissement du grain dans le métal de base (mode opératoire, composition) se traduit par un effet bénéfique vis-à-vis des grains de solidification dans la zone fondue, à condition que le chauffage du à une passe ne provoque pas de changement de constitution dans la passe précédente sur laquelle elle repose : épitaixie très apparente.

**2) Influence de la vitesse de soudage :**

Considérons une passe de soudage avec l'hypothèse d'un régime de solidification 2D dans le plan comprenant les sens travers de soudage. La forme du bain de fusion correspond alors à celle schématisée sur la fig.1.10 et fig.1.11 forme du bain de fusion.

La vitesse de solidification R est liée à la vitesse de soudage Vs par la relation :  $R = V_s * \cos \Theta$  Eqn (2.2)

$\Theta$  : est défini comme l'angle entre la normale aux isothermes et la direction de soudage.

R est alors minimale sur les bords du bain de fusion et maximale et égale à Vs au centre du bain (à l'opposé, le gradient thermique est maximal sur les bords (croissance planaire) et minimal au centre (croissance dendritique)).

La solidification se produit à l'arrière du bain, entre les points A et B ( $\Theta = 90^\circ$ ) et le point C ( $\Theta = 0^\circ$ ). Toutefois il existe une vitesse limite de solidification RLimite. Tant que  $R < R_{Limite}$  (vitesse de soudage lente et bain arrondi) les grains se développent bien perpendiculairement aux isothermes et leur direction d'élongation est parallèle au sens de soudage dans le centre du bain (cas a), fig.1.12. Si la vitesse de soudage augmente mais reste inférieure à RLimite, la forme du bain de fusion est plus allongée et les grains se développent jusqu'à la partie centrale quasi-transversalement par rapport à la direction de soudage (cas b) fig.1.12. Si la vitesse de soudage est encore plus importante et devient supérieure à RLimite, la solidification orientée perpendiculairement aux isothermes n'est plus possible et la cristallisation se fait alors d'une manière équiaxe (cas c) fig.1.12.

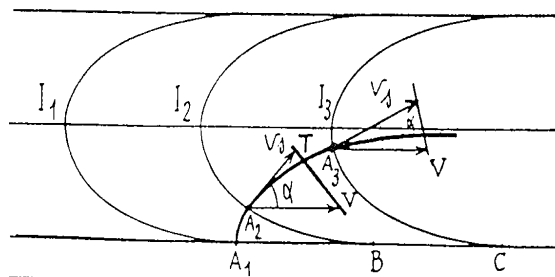


fig.1.10- cinétique de refroidissement

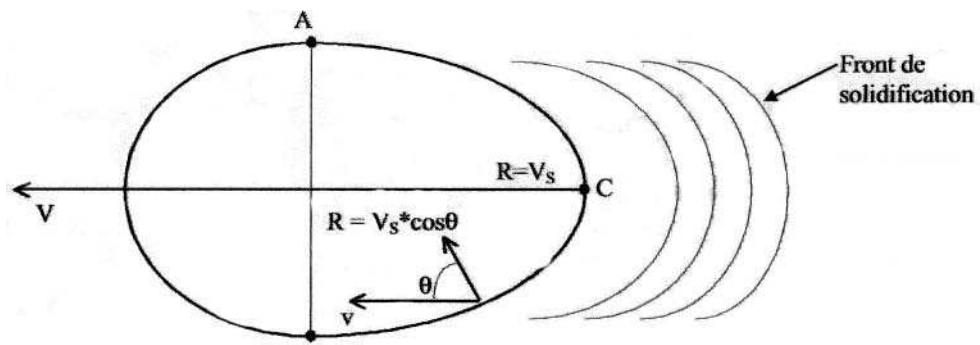


fig.1.11- cinétique de refroidissement

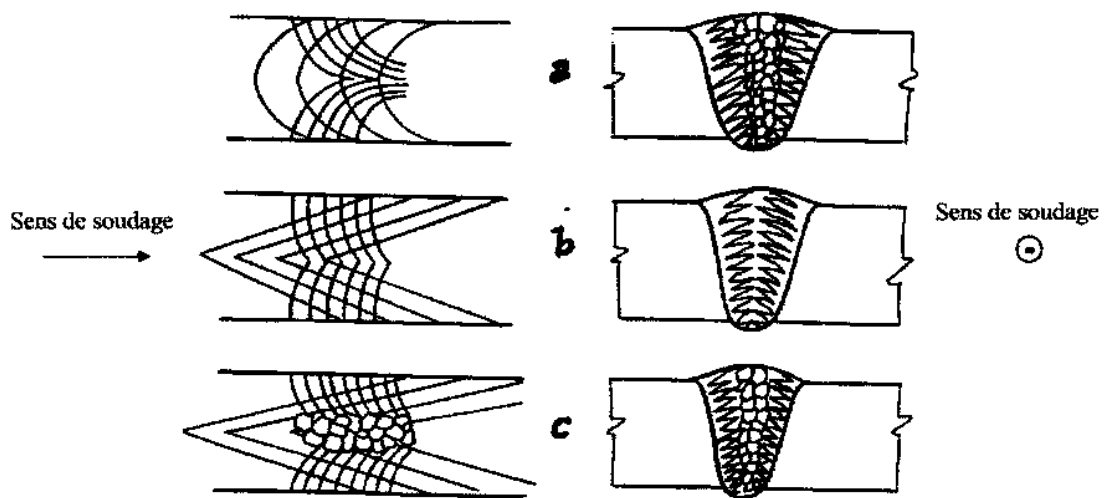


Fig1.12 - influence de la vitesse sur l'épitaxie

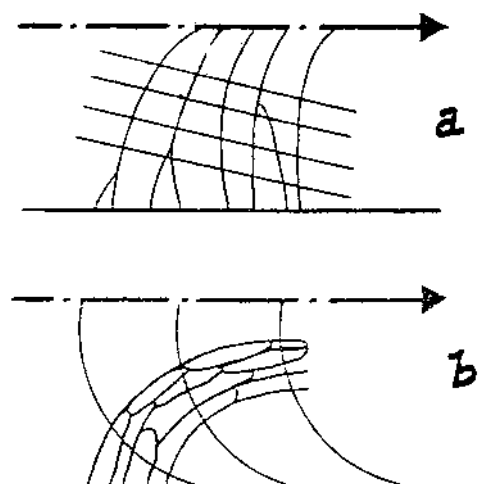


Fig1.13 - coupe longitudinale d'une soudure montrant le sens de croissance

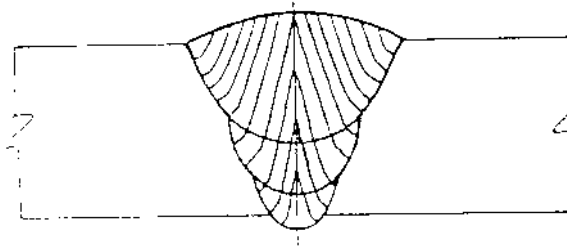


Fig1.14- coupe transversale montrant le sens privilégié de croissance

### 3) Influence de l'énergie de soudage :

L'énergie de soudage  $E$ , ramenée à une unité de longueur, est déterminée par l'équation :

$$E = UI / V_s \quad \text{Eqn (2.1)}$$

$U$  : la tension.

$I$  : l'intensité du courant.

$V_s$  : la vitesse de soudage.

C'est le régime thermique produit, dépendant entre autres de l'énergie fournie, qui va agir sur la vitesse de solidification. En principe, une forte énergie de soudage entraîne une plus forte pénétration des passes et donc une plus grande hétérogénéité de la structure. [28]

L'étendue de l'arc et la quantité d'énergie apportée par rapport aux dimensions de la pièces a assembler et en fonction du temps jouent un rôle très important dans la détermination de la structure après solidification dans le métal fondu et au voisinage et peut aider à conclure en ce qui est des modifications de structure dans le métal de base.

Les soudages MIG ou MAG couvre le domaine d'énergie 5 à 30 J/cm, ce qui correspond à des temps de refroidissement entre 800 à 500°C de l'ordre de 30 à 40 secondes selon l'épaisseur et selon la température initiale de plus ils sont caractérisées d'un effet thermique localisé s'étendant sur une zone limitée.

#### 3.1.3. Transformation en phase solide au cours du soudage (échauffement) :

Le métal de base subit des transformations en phase solide, (dans le cas du soudage à plusieurs passes) et éventuellement le métal fondu lors de l'échauffement qui accompagne le soudage.

Un acier à l'état recuit est constitué à froid par de la ferrite  $\alpha$  et de la cémentite  $Fe_3C$ , selon des proportions indiquées par le diagramme d'équilibre Fe-C, la constitution est fonction de la température, les changements de constitution sont réversibles si les variations de température sont compatibles avec l'état d'équilibre. Si tel n'est pas le cas, le retour à l'ambiante se traduit par l'apparition en état hors d'équilibre de constituants différents des constituants initiaux, à la limite, par le maintien de la constitution à la température atteinte au cours du chauffage.

Dans le cas d'un acier, les constituants  $\alpha + Fe_3C$  existants à l'ambiante font place, à partir de  $A_3$  (à 900°C selon la teneur en carbone) à la solution  $\gamma$  dite austénite. Si le refroidissement qui suit est suffisamment lent, on retrouvera à l'ambiante la ferrite et la cémentite dans les proportions initiales, on les retrouve dans l'agrégat appelé perlite, ou les deux constituants sont disposés en lamelles

alternées (structure); si non, les conditions de l'équilibre ne sont pas respectées et la constitution finale sera différente en raison de la trempe qui peut conduire à la martensite.

D'après la fig. 1.15, si un métal à l'état écroui 1 est soumis à un chauffage, on assiste à une recristallisation. On voit apparaître, au voisinage de la température de recristallisation  $\theta_R$ , des germes 2 qui se développent en une structure équiaxe 3 dont les grains sont d'autant plus fins que le degré d'écrouissage initial est élevé. Cette structure est dite recristallisation primaire, se stabilise avec un léger grossissement du grain jusqu'à  $\theta_s$ . À  $\theta_s$  commence la surchauffe (recristallisation secondaire), les propriétés mécaniques évoluent en sens inverse des effets de l'écrouissage à savoir, le métal retrouve sa capacité d'allongement et la résistance que lui avait conféré l'écrouissage diminue.

Dans le cas d'un acier non ou faiblement allié, à cause de l'intervention de la transformation  $\alpha/\gamma$ , qui a lieu à la température du point A3, légèrement au dessus de  $\theta_R$  de recristallisation de la ferrite est limitée entre  $\theta_R$  et A3, car à partir de cette dernière température, la réaction  $\alpha/\gamma$  produit un autre mécanisme, l'effet de normalisation qui limite la largeur de la zone adoucie. On montre dans la fig. 1.16 que à cause de l'évolution du grain qui se trouve interrompue par la transformation  $\alpha/\gamma$ , on trouve une structure a grains fins encadrée par deux structures grossières, l'une résultant de la recristallisation et le début de la surchauffe de la ferrite, l'autre de la surchauffe de l'austénite qui engendre héréditairement un gros grain de ferrite au refroidissement.

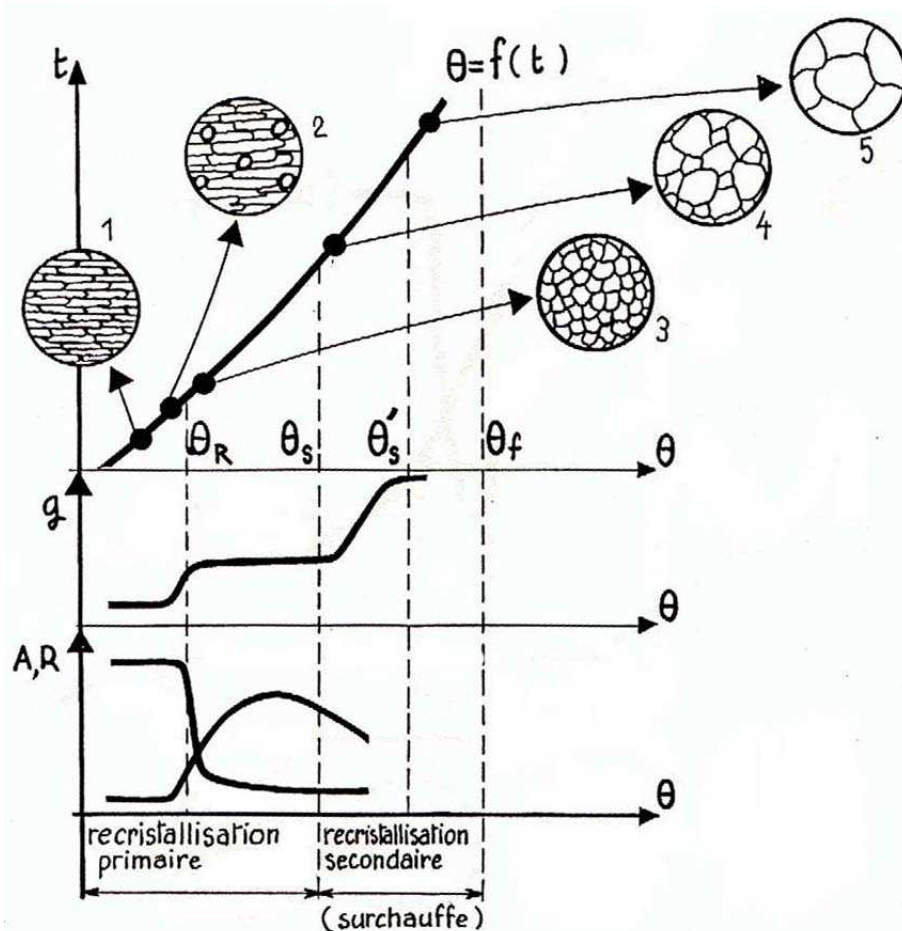


Fig1.15- représentation des modifications structurales au cours du chauffage

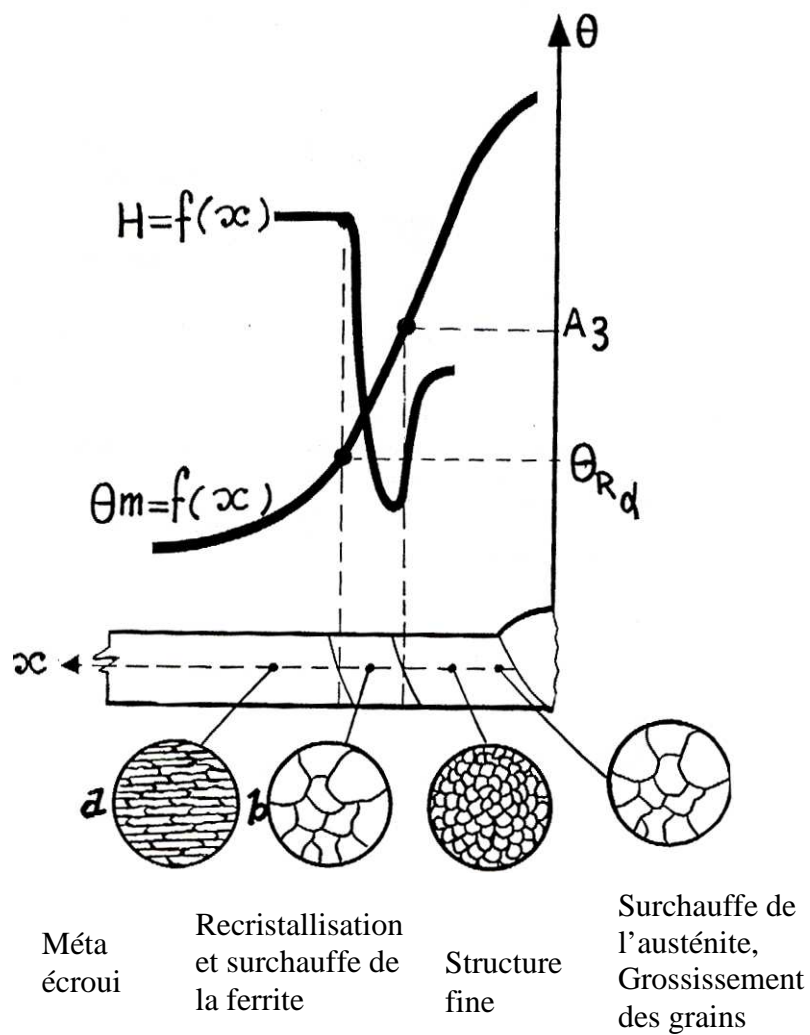


Fig.1.16- Figure illustrant l'effet de la recristallisation et la surchauffe sur la structure d'un acier écroui

### 3.1.4. Transformation en phase solide au cours du soudage (refroidissement) :

Le diagramme de la fig.1.17 [10] représente aussi la succession des phénomènes au cours du refroidissement à partir de l'état austénitique obtenu à haute température, état qui, à l'état d'équilibre, se maintient jusqu'à la température de A1, de la ferrite, dite pro-eutectoïde, qui dissout très peu de carbone, l'austénite s'enrichit en cet élément, jusqu'à atteindre la teneur eutectoïde (0.85%) à la température de A1, à la quelle elle donne naissance à un ensemble ferrite perlite constitué de ferrite pro-eutectoïde et de la perlite à 0.85%.

Ces constituants et leurs proportions ne sont conformes aux indications du diagramme Fe-C qu'en condition d'équilibre c'est à dire refroidissement lent, tout changement de ces conditions se traduit par des écarts par rapport aux indications du diagramme Fe-C, écarts qui peuvent affecter la proportion ou la nature des constituants ainsi que leur structure.

Pour rendre compte de l'influence de la loi de refroidissement à partir de l'état austénitique à une température donnée, le diagramme TRC ou pour un ensemble donné de lois de refroidissement à partir d'une même température d'austénitisation.

Ces diagrammes sont inutilisables pour les causes suivantes et qui sont des particularités du soudage :

- Les températures d'austénitisation variables, mais atteignent des valeurs élevées supérieures aux traitements thermiques.
- Le temps de chauffage est très court qu'en traitement thermique.

Il à fallu tracer des TRC spécialement pour le soudage, directement lisibles en fonction des conditions de soudage (énergie), elle mêmes souvent transposées en termes de temps de refroidissement correspondant aux diverses épaisseurs et températures initiales. Fig. 1.18 [8] [10] représente les diagrammes TRCS

Les diagrammes TRC fig1.19 [10] font apparaître pour chaque acier, trois modes distincts de transformation de l'austénite, dont l'apparition dépend pour un acier donner de la loi de refroidissement, à savoir :

#### 1) Un mode dit perlitique : (ou Ar')

Les constituants qui apparaissent sont conformes au diagramme Fe-Fe<sub>3</sub>C et apparaissent dans l'ordre indiqué par ce dernier, a savoir, successivement : ferrite pro-eutectoïde puis agrégats ferrite cémentite qui résulte d'un mécanisme de germination et croissance de la cémentite. Ce mode qui, met en œuvre la diffusion prévaut pour les refroidissements lents (partie droite du diagramme TRC).

#### 2) Un mode dit bainitique : (ou Ar'')

Dans ce mode intervient la diffusion dont la constitution finale (ferrite et cémentite) qui est ici, conforme (aux proportions prés) à celle du diagramme Fe -Fe<sub>3</sub>C mais de chronologie différente, la ferrite (par germination et croissance) à partir de l'austénite en retenant momentanément le carbone en solution sursaturée, puis ce carbone précipite sous forme finement dispersée. Ce mode à lieu pour les lois de refroidissement intermédiaires, il présente plusieurs variantes structurales

dont certaines la rattachent à la transformation perlitique (bainite supérieure, ferrite aciculaire), d'autres à la transformation martensitique (bainite inférieure).

### 3) Un mode dit martensitique : (ou Ar'')

Se traduit par la précipitation directe, sans diffusion d'un constituant appelé martensite, dont la teneur en carbone est la même que celle de l'austénite mère et qui apparaît brutalement, par fractions échelonnées en fonction de température décroissante, à partir de Ms jusqu'à Mf.

La transformation martensitique se produit pour les lois de refroidissement les plus rapides (partie gauche du diagramme TRC) ces modalités de refroidissement se produisent dans des domaines délimités par des «lois critiques» fig.1.19 diagrammes classiques de refroidissement, où «temps de refroidissement critiques» diagrammes TRC soudage.

- Le mode perlitique intervient au niveau le plus élevé (en dessous A1)
- Le mode bainitique au niveau moyen
- Le mode martensitique au niveau inférieur

C'est la raison pour laquelle en soudage les études sont consacrées aux transformations perlitiques et martensitiques.

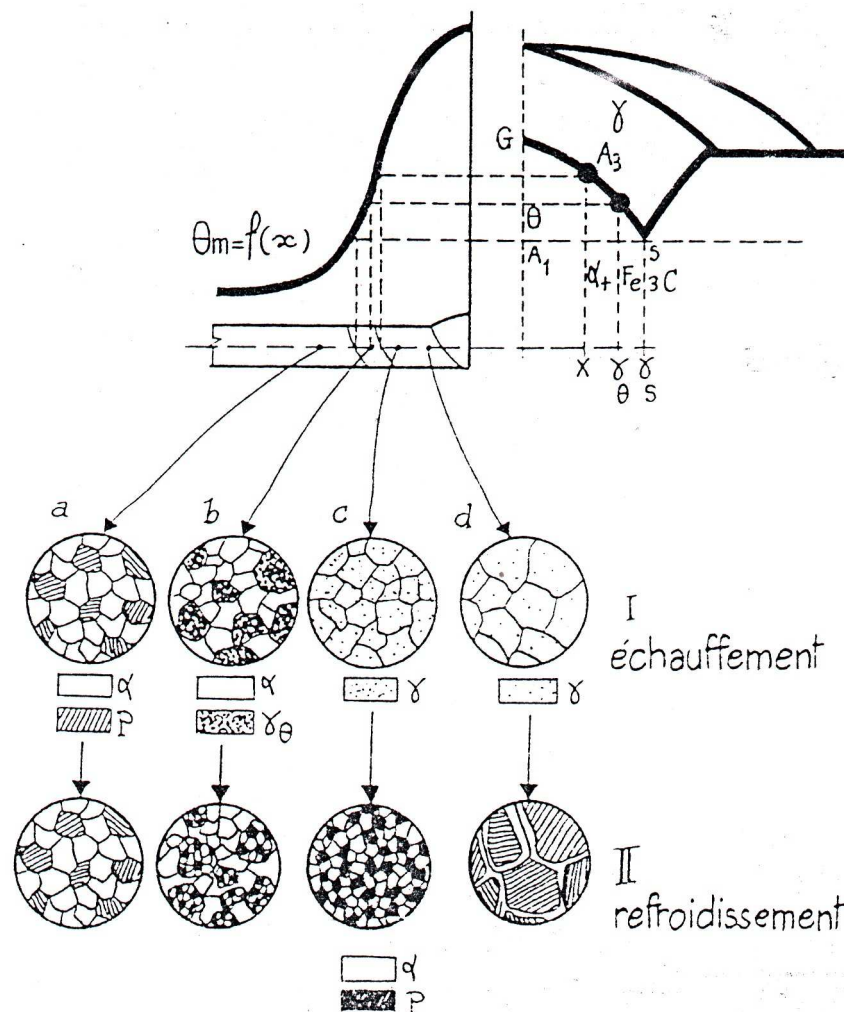


Fig.1.17- La succession des phénomènes au cours de l'échauffement et du refroidissement d'une soudure. [10]

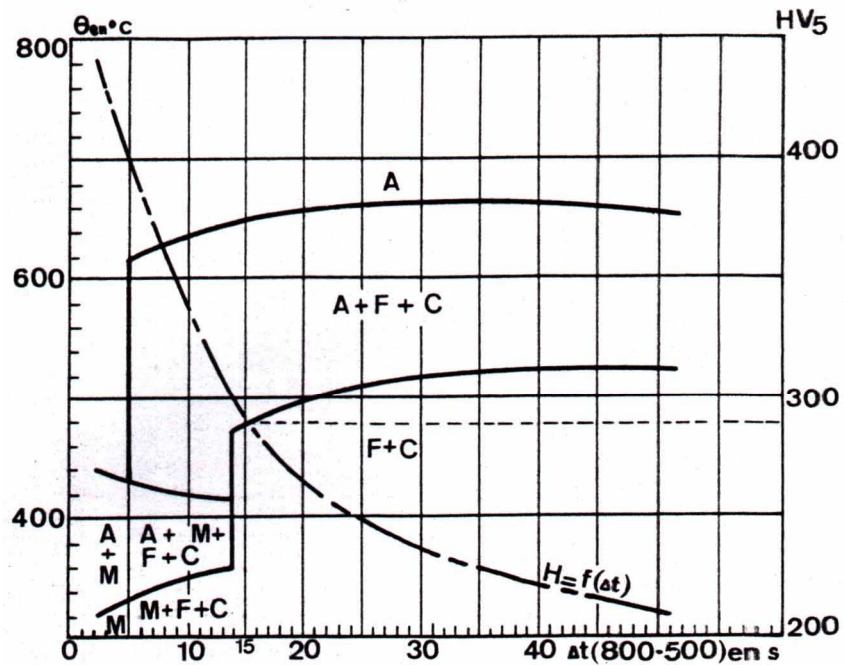


fig.1.18- Diagramme de transformation ou refroidissement continu en conditions de soudage et courbe dureté-paramètre de refroidissement (trait mixte), pour un acier E 36. (D'après doc. IS-CETIM, extrait de *Documentation pratique sur la soudabilité des aciers.*)

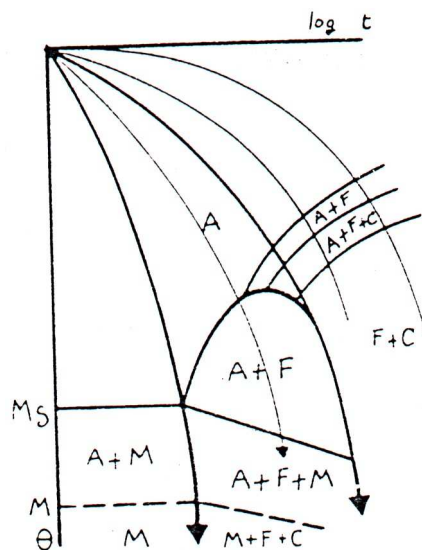


Fig.1.19 –diagramme TRC

### 3.1.5. Particularités de la transformation perlitique en soudage:

#### 1) Soudage en une seule passe:

Les conditions qui permettent au mode perlitique d'intervenir au refroidissement sont ; la vitesse de refroidissement et e la grosseur initiale du grain de l'austénite qui se transforme.

Si ce grain est relativement fin, comme c'est le cas à la périphérie de la zone austénisée par diffusion qui donne lieu à la séparation de la ferrite proeutectoïde puis à la formation de la perlite lamellaire (agrégat  $\text{Fe } \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ) voir fig. 1.20a [10] [5], qui conduisent à une structure a grains, comparable, dans le cas des soudures, à celle du métal de base (ou même, éventuellement, plus fine) si ce dernier était initialement à l'état recuit. On constate que l'espace inter lamellaire (distance entre lamelles  $\text{Fe } \alpha$  et  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) est plus faible dans la ZAT que dans le métal de base qui s'est refroidi lentement car l'espace diminue si la vitesse de refroidissement augmente, donc en résulte un durcissement modéré par rapport au métal de base. Si le grain de l'austénite est grossier, comme c'est le cas dans la zone de surchauffe, le processus de diffusion se trouve gêné et la séparation de la ferrite proeutectoïde tend a se faire aux joints de grains de l'austénite et à l'intérieur des grains, ou elle se dispose suivant le plan de plus grande densité atomique, l'agrégat lamellaire ( $\text{Fe } \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ) colmatant ensuite le volume délimité par ces plans voir fig. 1.20 b. Ainsi se forme une structure apparentée à la structure de widmanstaetten caractérisée par la disposition géométrique des plages de ferrite, qui résulte de leur orientation selon des plans cristallographiques de l'austénite mère.

Ce processus de transformation entraîne l'hérédité structurale.

Les limites des grains d'austénite surchauffée qui ont donné naissance à cette structure sont soulignées par le réseau intergranulaire de ferrite proeutectoïde, cependant que les plages intra granulaires héritent de celle des grains d'austénite mère.

Dans le métal fondu la transformation ne donne jamais naissance à une structure pareille à celle décrite plus haut même lorsqu'elle à lieu selon le mode perlitique. L'orientation des grains de solidification, ainsi que leurs dimensions, leur hétérogénéité chimique fournissent les conditions pour qu'apparaissent une structure de zone de surchauffe à savoir apparition de ferrite proeutectoïde aux joints et à l'intérieur des grains d'austénite et cela se produit compte tenu de l'épitaxie. (fig1.20c)

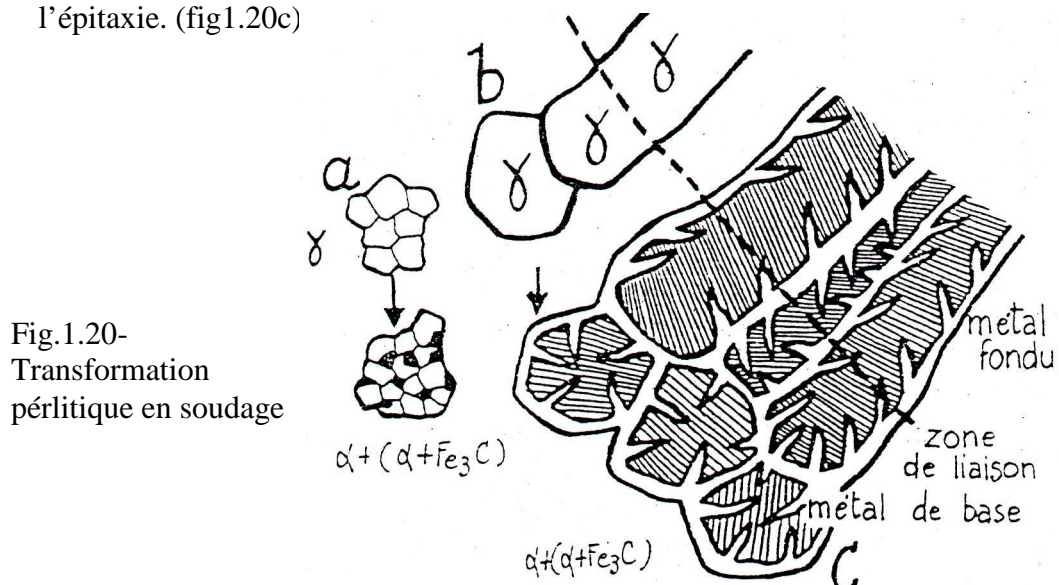


Fig.1.20-  
Transformation  
perlitique en soudage

## 2) Effets sur les propriétés mécaniques:

Les transformations à l'échauffement puis au refroidissement dans la ZAT se traduisent par une variation des propriétés mécaniques par rapport à celles du métal de base.

Si ce dernier est à l'état initial (recuit) : la diminution de l'espace inter lamellaire de l'agrégat perlitique s'accompagne d'une augmentation de la dureté (limite élastique, résistance à la traction) et d'une diminution de la résilience (augmentation de la température de transition) dans la zone de surchauffe.

Cette relative fragilisation, qu'accompagne une certaine fragilité de la zone fondue est due à la ferrite pro-eutectoïde, est d'autant plus marquée que la surchauffe est plus intense (énergie de soudage plus élevée).

## 3) Solution vis à vis de la fragilisation:

Il y a deux possibilités qui aboutissent au même résultat à savoir, éviter la précipitation de ferrite pro eutectoïde massive aux joints de grains ou à l'intérieur des grains d'austénite en la remplaçant par une ferrite plus fine (ferrite aciculaire) très apparentée à la bainite supérieure.

-Normalisation à une température supérieure légèrement à A3 suivie d'un refroidissement à l'air, cette austénitisation efface la structure antérieure dans la ZF ainsi que dans la zone surchauffée.

-Pour éviter le traitement thermique, on utilise des éléments d'addition qui réduisent le grossissement du grain d'austénite dans la ZF et/ou on modifie le processus de précipitation de la ferrite au cours du refroidissement.

### 3.1.6. Soudure en plusieurs passes:

Le cycle thermique en soudage en plusieurs passes, provoque une ré-austenitisation, dans toute une partie du métal déposé et transformé ainsi que dans la ZAT, et par suite une nouvelle transformation au refroidissement ; ce qui peut se produire une ou plusieurs fois en un seul point donné, selon la disposition et l'importance des passes, jusqu'à ce que la température A3 n'y soit plus atteinte. Chaque ré-austenitisation, entraîne, si l'acier et les conditions de soudage le permettent, une régénération structurale qui se traduit par un affinage des grains de ferrite et de perlite résultant de la passe antérieure, cet effet est favorisé dans le métal fondu par une tendance de ce dernier à la surchauffe fig.1.21. [10][5].

#### 1) Propriétés mécaniques:

Résilience supérieure à celle d'une seule passe car le métal se transforme dans le domaine perlitique.

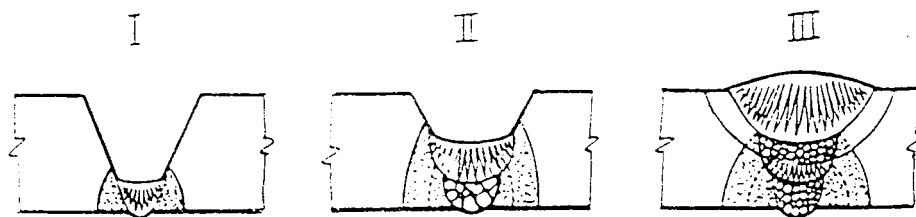


fig.1.21 - transformations en soudage en plusieurs passes

#### 4- Conclusion :

La microstructure de la ZAT dans le cas de la soudure multi passe dépend :

- Des pics de température.
- De la cinétique de refroidissement.
- De la composition chimique du matériau à souder.
- Du nombre de passes.
- Des conditions de soudage (vitesse de soudage, intensité de soudage).

Les constituants structuraux qui existent dans la ZAT d'une soudure pour le cas des aciers ferritiques. On distingue :

##### 1) Ferrite proeutectoïde :

###### a. Ferrite aux joints des grains:

La précipitation de la ferrite s'effectue à partir des joints des anciens grains austénitiques. Ces cristaux forment un réseau qui dessine la structure primaire.

###### b. ferrite pro-eutectoïde polygonale:

C'est une seconde forme de ferrite pro-eutectoïde correspond aux cristaux de ferrite ayant germé de manière intra granulaire. Il présente une forme équiaxe.

La transformation de l'austénite en ferrite polygonale est accompagnée d'un important affinage du grain (un grain austénitique donne naissance à plusieurs grains ferritiques)

###### c. Ferrite aciculaire :

Cette ferrite à un aspect plus équiaxe et elle s'obtient pour des vitesses de refroidissement et des teneurs en carbone croissantes de l'austénite.

Ces aiguilles de ferrite croissent à partir des anciens joints austénitiques vers le centre et se présentent avec des orientations très marquées.

De telles structures où les cristaux de la phase précipitée ont une orientation définie par rapport à ceux de la matrice dont ils proviennent, sont des structures du type de Widmannstaetten.fig.1.7

##### 2) Bainite :

###### a. Bainite supérieure : (fig. d)

Elle se forme aux températures intermédiaires de la transformation bainitique .dans les aciers de composition voisine de l'eutectoïde, la bainite apparaît sous la forme d'un agrégat de ferrite et de cémentite. La cémentite se présente en petits bâtonnets très différents de lamelles de la perlite.

On admet que la ferrite qui se forme la première croît sous la forme d'une aiguille, rejetant le carbone en excès sur ses flancs et donnant lieu à l'apparition de cémentite qui précipite dans l'austénite adjacente. La cellule ferritique se développe ensuite latéralement au détriment de l'austénite appauvrie en carbone. Une nouvelle aiguille ferritique, adjacente à la première, se développe à son tour et ainsi de suite.

###### b. Bainite inférieure : (fig. c)

C'est une phase qui apparaît à une température inférieure à la transformation bainitique isotherme et est formée de plaquettes beaucoup plus fines que celles définies ci-dessus.

##### 3) Martensite : (fig. e)

la martensite est un constituant qui est obtenu à partir de l'austénite par un refroidissement très rapide et la réaction ne nécessite aucune diffusion atomique. la martensite fragilise la structure

La microstructure de la zone fondue elle dépend de la teneur en carbone en premier lieu et de la cinétique de refroidissement. On peut aboutir dans le cas des aciers à faible taux de carbone à une structure martensitique si le refroidissement est rapide ou de ferrite aciculaire dans d'autres cas, mais à une ferrite régénérée complètement si le refroidissement est lent.

Les propriétés mécaniques évoluent en faveur d'une augmentation de la dureté (limite élastique, résistance à la traction) et d'une diminution de la résilience (augmentation de la température de transition) dans la zone de surchauffe s'accompagne d'une fragilité de la zone fondue t due à la ferrite pro-eutectoïde.

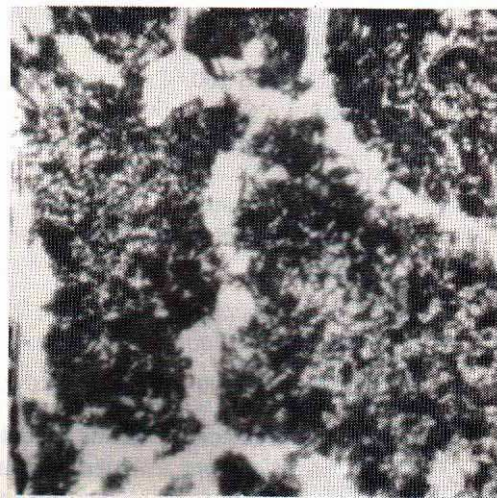


Fig. a - ferrite aux joints

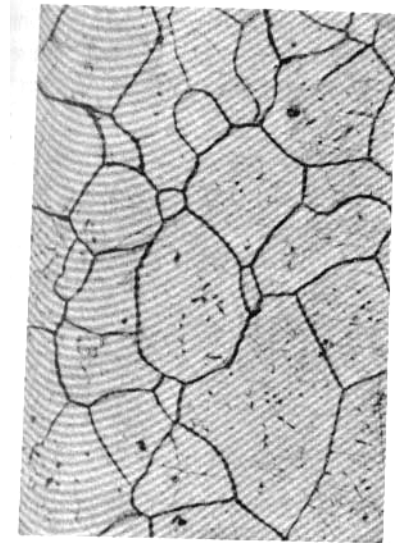


Fig. b - ferrite polygonale



Fig. e. Martensite



Fig. d - Bainite supérieure



Fig. c - Bainite inférieure

## 1- Introduction:

La majeure partie des discontinuités se produise dans les joints ou dans la ZAT, les soudures comportent des porosités, des inclusions, scories d'impuretés ou des fissures. Parmi ces trois défauts, les fissures sont de loin les plus déterminantes. S'il y a des limites acceptables pour les inclusions et les porosités, les fissures restent inadmissibles. Pour les propos de ce paragraphe, la fissure se distingue d'un autre défaut comme la cassure ; Les soudures casent à cause des contraintes, mauvaise conception du joint, ou fatigue, la fissure en cause ici est due à la solidification, le refroidissement les tensions dues au retrait du joint.

Les facteurs de défaillance des assemblages soudés sont de trois ordres différents [21]

- Facteur technologique: facteurs associés à l'exécution des soudures.
- Facteur métallurgique: facteurs associés à l'altération métallurgique due au soudage.
- Facteur mécanique: facteurs associés au dimensionnement des cordons et au tracés des ensembles soudés.

## 2- Les principaux défauts de soudures:

Les défauts les plus importants qui risquent de donner lieu à une reprise du joint ou à mise en cause de la résistance de ces derniers sont:

### 1) Les inclusions gazeuses:

Elles sont causées par la présence de gaz résultant des réactions chimiques dans le métal d'apport et dans les enrobages, par l'humidité des pièces ou des électrodes. Les moyens d'éviter ces défauts sont :

- Utilisation d'aciers calmés.
- Utilisation d'électrodes soumises à des tests d'agrégation.
- Séchage des pièces avant soudage.
- Séchage des électrodes à 400°C et conservation à 100°C avant soudage.

### 2) Les inclusions solides:

Ce sont les restes de laitier ou d'autres matières étrangères au joint, disposantes entre les passes ou au croisement de deux ou plusieurs soudures.

Pour les éviter, il faut un nettoyage convenable des cordons, et un choix d'électrodes d'un diamètre correspond à l'épaisseur des pièces dessouder.

### 3) Défauts de fusion ( collage):

Elles sont causées par une intensité très faible du courant de soudure ; vitesse très rapide ne permettant pas la fusion du métal. Pour les éviter, il faut faire un choix judicieux de l'intensité du courant et la vitesse d'avancement de l'électrode.

### 4) Défauts de pénétration:

Ils sont dus à une absence de métal à la racine des chanfreins, à cause d'utilisation d'électrode de diamètre trop important, intensité trop faible du courant de soudage, mauvaise préparation des pièces à souder. Pour les éviter, il faut un bon choix de l'intensité du courant de la vitesse d'avancement, et une préparation adaptée aux conditions de soudage.

### 5) Sillons aux caniveaux et morsures en surface:

Ce sont, des rainures ou des gorges à la surface des pièces, le long des bords des joints soudés. Ils sont le fait d'une énergie de soudage trop importante ou d'une mauvaise position du fil de l'électrode.

Pour les éviter, il faut un choix judicieux de l'énergie de soudage, de la position de l'électrode, et de la température des pièces pendant le soudage.

### 6) Retassures de cratère:

Ce sont des cavités à l'extrémité des cordons, souvent remplies de laitier et pouvant donner lieu à fissuration. Elles sont causées par une solidification rapide du métal après interruption de l'arc.

Pour les éviter, il faut un contrôle visuel pendant le soudage, interruption progressive de l'arc en fin d'exécution des cordons. [23]

### 7) Fissurations:

Elles sont définies par la présence de fissures dans le métal fondu ou dans la zone affectée thermiquement (ZAT), Ou dans la zone de liaisons à la jonction de la zone fondue (ZF) et du métal de base, on trouve trois types de fissuration :

- Dans le métal de base : l'arrachement lamellaire fig.2.13.
- Dans la ZAT : la fissuration à froid survient après que le métal est refroidi (aussi appelée fissuration différée) et la fissuration au réchauffage.
- Dans la zone fondue : les fissurations à chaud, surviennent aux températures élevées sont relatives à la solidification. Pour réduire ou écarter le risque de fissuration, le niveau de contraintes résiduelles doit être réduit au minimum en agissant sur les séquences de soudage, le taux d'hydrogène diffusible dans le bain de fusion aussi bas que possible et la durée de refroidissement ( $\Delta T$  800 - 500) suffisante pour l'obtention d'une structure favorable.

## 3- Les fissures:

### 3.1. Fissuration à chaud:

C'est une fissure qui se développe quand la soudure se refroidit, elle se situe généralement en plein centre du cordon. Caractérisé par une séparation au milieu du joint, cas des passes uniques, pour les passes multiples ou plusieurs joints sont effectués par bande, la fissure centrale est souvent au milieu de l'ensemble du cordon. fig.2.1, fig.2.2, fig.2.3, fig.2.4.

On sait que Toute solidification d'un métal ou d'un alliage s'accompagne d'un retrait; la zone fondue des soudures n'y échappe pas, de telle sorte qu'immédiatement en arrière du bain de fusion le métal qui vient de se solidifier est soumis d'abord à ce retrait à la solidification, puis au retrait d'origine purement thermique qui s'y superpose la compensation de ce retrait par un déplacement du métal de base avoisinant n'est jamais complète (un bridage se produit alors), de telle sorte qu'une déformation plastique à haute température est imposée de proche en proche au métal fondu tant dans le sens transversal que dans le sens longitudinal.

La fissuration à chaud affecte les soudures rapides à bain de fusion élançée surtout quand la ductilité à chaud du métal fondu est insuffisante.

Les fissures à chaud sont dues à l'association de plusieurs facteurs :

- Facteurs métallurgiques (Ségrégation ou hétérogénéité).
- Facteurs géométriques et tenso-thermiques (Géométrie du cordon).

Ces phénomènes sont présents dans le même type de fissure, il est difficile d'identifier la cause, parfois ces phénomènes interagissent.

### 1) Facteurs métallurgiques (Ségrégation):

Elle intervient quand le point de fusion des constituants tels que Phosphore, zinc, cuivre, composés sulfureux, est bas, dans le mélange séparé durant le processus de solidification. Et sont forcés vers le centre du joint, depuis ce sont les derniers à se solidifier et le joint tend à la séparation une fois le métal solidifié rétrécit depuis le centre et peut donner naissance à des fissures. [1]. fig.12

Si l'agent contaminant (entraînant la fissuration) provient du métal de base, la première considération est de limiter le pique du produit coupable, et ce par la limitation de la profondeur de soudage par l'application de courants faibles. La deuxième considération est de déposer un lit de métal d'apport par un soudage à basse énergie avant de souder, ce qui réduit le taux de matière contaminante.

Un autre type d'hétérogénéité que l'on peut observer tient au fait qu'au long de son déplacement, le bain de fusion collecte sur ses rives les impuretés ou inclusions diverses que peut composer le métal de base, si ces impuretés sont fusibles et solubles on les retrouvera à l'état ségréguées dans le métal solidifié, comme c'est le cas pour la calamine des aciers, qui peut ainsi provoquer la fissuration du métal fondu. Si elles sont réfractaires elles se collectent dans le bain de fusion puis finissent sur les rives du cordon de soudure, dont elles peuvent modifier la forme par leur effet sur la tension superficielle du métal fondu. [1] fig.2.13

La fissuration longitudinale, aisément visible sur une coupe transversale, toujours détectable par ultrasons, moins systématiquement par radiographie, peut ou non déboucher à la surface des cordons, selon qu'elle prend plus ou moins l'allure d'une retassure. La fissuration à chaud ne présente pas de délais d'apparition.

### 2) Facteurs géométriques et tenso-thermiques:

Ce sont des facteurs liés aux conditions d'exécution et aux propriétés des matériaux de mise en œuvre à la fois. Il y a aussi d'autres intervenants on peut citer :

- La limite d'élasticité du métal d'apport.
- Le degré de bridage du joint soudé.
- Les contraintes dues à une structure de trompe dans la ZAT.
- Le volume du bain de fusion. (cordon de soudure trop petit, fig.2.5.
- Ouverture du: chanfreine, exemple : chanfrein inférieur à 60° fig.2.7 et fig.2.8)
- La vitesse d'exécution excessive fig.2.5 et fig.2.6, la structure grossière que l'on obtient risque de conduire à une fissuration de la zone fondue si le rapport largeur du bain à la profondeur du bain n'a pas une valeur suffisante.

Quand le joint soudé est au-dessus d'une forme qui est plus profonde que la largeur, le grain solidifié s'accroît perpendiculairement à la surface. Pour corriger le défaut, les soudures individuelles doivent avoir une certaine largeur si leur profondeur varie de 1:1 à 1,4 :1 de la largeur en fonction du quotient de profondeur pour réaliser ces conditions. On remarque que pour les joints possédant une profondeur assez importante par rapport à la largeur et quand

chaque passe est plus large que sa profondeur alors une fissure peut prendre naissance.

Il faut donc changer la largeur en fonction de la profondeur, ce ci peut être accompli en utilisant de petits ampérages à gros diamètre, toutes ces approches tendent à réduire la densité du courant et de limiter la pénétration.

Du point de vue du profil du joint, pour une soudure dont le profil présente une surface concave, des contraintes dues au retrait interne placent le métal en surface sous des tensions, inversement, si des surfaces convexes sont créées, les forces de retrait interne poussent la surface en compression

Les soudures concaves sont le fruit d'un haut voltage, une légère baisse en voltage cause une légère tendance à une forme convexe et d'éliminer les tendances à la fissuration. Les vitesses de passes élevées influent également dans le même sens. Une réduction de la vitesse de passe augmente le sommet du joint et permet le retour vers des profils convexes.

Le soudage descendant a tendance à générer ce type de défauts (fissures concaves) par contre le soudage montant peut remédier à cette situation en attribuant plus de convexité.

### **3.2. Fissures par arrachement lamellaire:**

Les fissures de ce type sont conséquence d'une fissuration qui se produit parallèlement à la «peau» d'un produit laminé, au droit d'une soudure sollicitant le joint soudé dans la direction de l'épaisseur [1] fig.2.13

La fissure prend naissance par décollement suivant les plans d'inclusions le métal de base, pour des épaisseurs supérieures à 25 mm.

Remèdes: Importance d'une bonne conception du joint soudé et le choix d'un acier ayant un minimum d'inclusions

### **3.3. Fissures à froid:**

C'est de loin, le défaut le plus redouté dans le soudage des aciers, les fissures à froid peuvent survenir dans la zone fondue ou dans la zone thermiquement affectée ou atteinte. L'apparition des fissures à froid est très souvent différée dans le temps, c'est à dire longtemps après soudage. Même après le refroidissement de la soudure à la température ambiante, un certain temps peut s'écouler avant que la fissuration n'arrive. Il peut s'agir de quelques minutes à plusieurs heures. Dans certains cas extrêmes, on a même observé la formation des fissures de deux jours à plusieurs semaines après le soudage.

Les fissures à froid dans la zone fondue peuvent se situer suivant une orientation quelconque par rapport à l'axe de la soudure, sont en général 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 au raccordement.

On rencontre les fissures à froid sous plusieurs aspects: [1]

- Fissure à la racine
- Fissure au raccordement entre deux passes.
- Fissure au raccordement
- Fissure sous cordon

Mais les positions couramment observées sont illustrées aux fig. 2.9, fig.2.10, fig.2.11, fig.2.12.

### 1) Les fissures transversales:

C'est le moins souvent rencontré parmi les soudures, il est généralement associé au soudage des métaux durs et alliés. Ce type de fissures peut aussi être assisté par l'hydrogène comme dans la ZAT déjà décrite, c'est aussi du à la microstructure sensible, contraintes résiduelles, la différence c'est que les fissures transversales sont dues aux contraintes résiduelles longitudinales.

Une fois le cordon de soudure rétrécis longitudinalement, le métal de base voisinant reste à cette force en se comprimant, la dureté entourant le métal en compression emprisonne (limite) le retrait exigé du métal déposé. A cause des contraintes du métal de base autour, le métal déposé développe des contraintes longitudinales, qui facilitent la fissuration dans la direction transversale.

Quand une fissure transversale est rencontrée, on pense à réduire le taux d'hydrogène par la révision des conditions de stockage des produits de soudage, une réduction de la dureté du métal déposé doit pouvoir résoudre le problème des fissures transversales, un préchauffage doit pouvoir alléger l'effet des fissures transversales, le préchauffage assiste l'hydrogène diffusé et rallonge la longueur du joint de soudure, réduit les contraintes appliquées par le retrait et lie le métal déposé au métal de contact.

### 2) Fissures de la ZAT:

Les fissures de la ZAT sont caractérisées par la séparation qui survient immédiatement à la zone adjacente au joint quoi qu'il est relié au processus de soudage, la fissure survient au métal de base et non au produit du soudage. Ce type de fissures connu sous les noms de : fissure sous joint, fissure d'orteil, fissure différée, car ces fissures surviennent après que le métal est refroidit au voisinage de 400°C, on peut les appeler fissures froides, par ce que ces fissures sont associées à l'hydrogène, sont appelées aussi fissures assistées par l'hydrogène.

Pour provoquer une fissure dans la ZAT, trois conditions doivent être respectées simultanément :

- Un taux d'hydrogène suffisant.
- Un taux suffisant de sensibilité du matériel (matériau) utilisé.
- Un taux suffisant de tensions résiduelles ou appliquées.

Pratiquement on peut contrôler deux conditions, notamment le niveau d'hydrogène et la sensibilité du matériel. L'humidité et les composées organiques sont les sources essentielles de l'hydrogène, ils peuvent être dans l'atmosphère, présents sur l'électrode ou sur les matériaux de l'emballage, le flux protecteur de l'arc, tout dépend des conditions de stockage. Pour limiter la quantité d'hydrogène dans le métal déposé, les consommables doivent être proprement déposées et le soudage doit être pratiqué sur des surfaces propres et sèches.

La concentration de l'hydrogène après le soudage immédiatement est élevée, si l'hydrogène entraînant la fissuration doit intervenir, il doit généralement se produire après quelques jours de la fabrication, et prendra de même pour voir les fissures grandir à une taille suffisante pour leur détection. Le taux de diffusion peut être approximé a :

- 450°F, l'hydrogène diffuse à un taux de 1 pouce/h.
- 220°F, l'hydrogène diffuse à un taux de 1 pouce/ 48 h.
- A l'ambiante, l'hydrogène diffuse à un taux de 1 pouce/ 2 semaines. [10]

Il est possible d'appliquer un traitement post soudage couramment appelé (post-chauffage) qui consiste à chauffer la soudure à 400°F, conserver pendant 1h/pouce d'épaisseur, à cette température, l'hydrogène est convenablement redistribué par une diffusion ce qui permet d'éviter le risque de fissuration. Pour rendre efficace le post-chauffage, il doit être appliqué avant que la soudure soit laissée refroidir à l'ambiante.

Les conditions favorables au développement d'une microstructure sensible à la formation des fissures sont les (allures) vitesses de refroidissement et les taux de durcissabilité (trempabilité) élevées, ces courbes sont favorisées par des températures basses des processus de soudage, les épaisseurs du métal de base, la basse température du métal de base, tandis que le taux de durcissement est du au taux de carbone et/ou les éléments d'addition. La manière effective pour réduire les courbes de refroidissement est de pratiquer un préchauffage ce qui réduit le gradient de température, et diminue le taux de refroidissement et limite la formation des structures sensibles.

Les Figures 2.9 et 2.10 montrent quelques fissures à froid typiques et leurs emplacements les plus courants. Les fissures de cratère qui se produisent durant la solidification ont plus tendance à se former dans un cratère allongé, Figure 2.5 où la croissance des grains de solidification se fait à partir de chaque côté du joint de soudure et perpendiculairement à l'axe de la soudure. Ceci crée, au centre là où les grains se rencontrent, un plan sujet au fendillement au moment du retrait du métal. Un petit cratère circulaire avec des lignes de solidification radiales comme indiqué à la Fig.2. 6. [10]



Fig.2.1.- Fissure dans une Soudure en T:

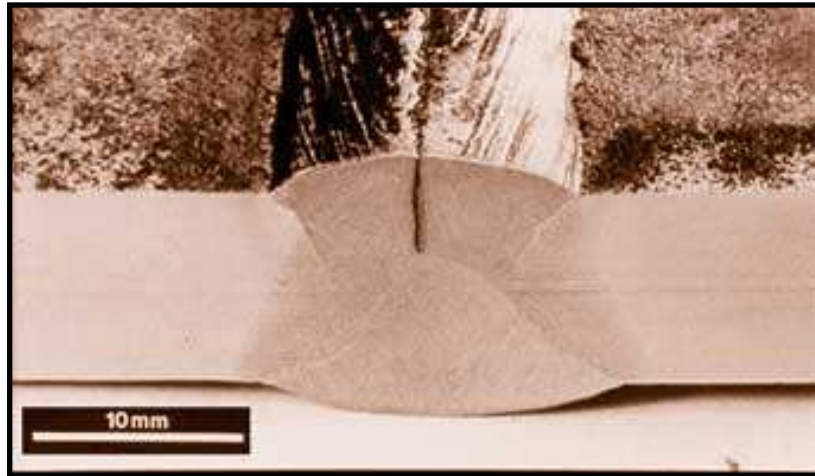


Fig.2.2.-Fissure dans une Soudure en V double

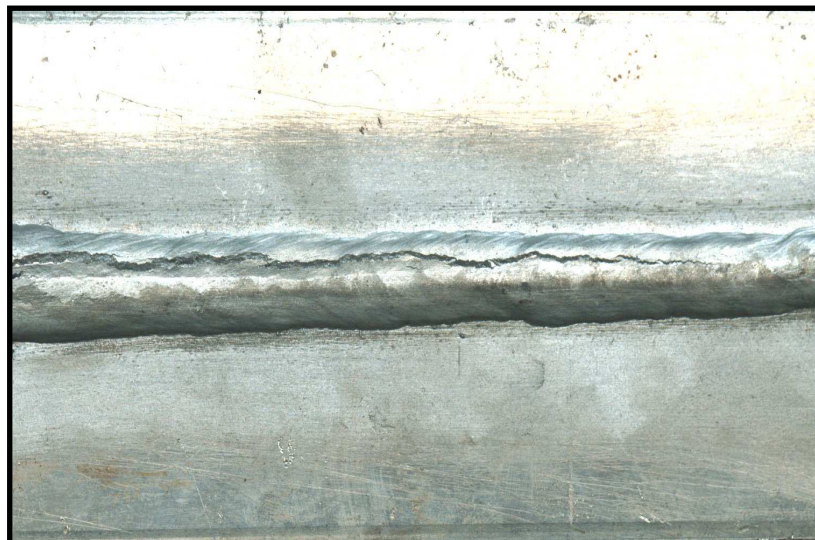


Fig.2.3- Assemblage en aluminium, bout a bout sur bords droits sans préparation  
Plaque 6.4mm x 75mm x 125mm,voltage trop haut (26 volts- 230 ampères).

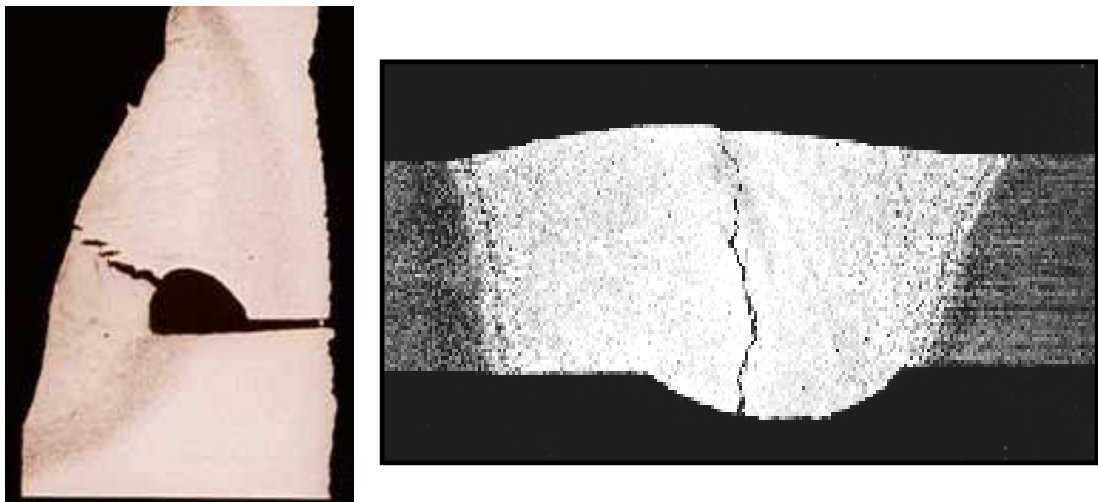


Fig.2.4.- Fissures à chaud ou de solidification

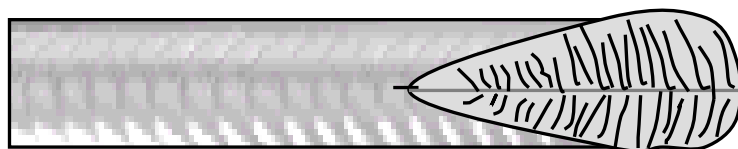


Fig.2.5.- Forme du cordon lors d'un soudage rapide



Fig.2.6.- Forme du cordon lors d'un soudage lent

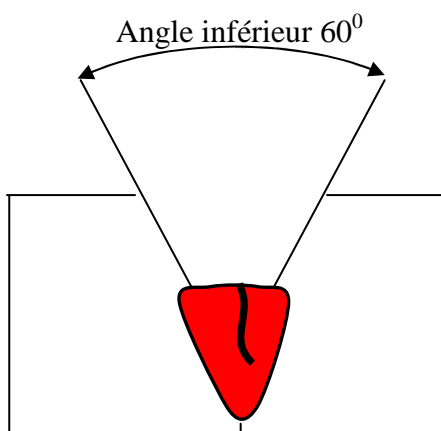


Fig.2.7.- Chanfrein trop "fermé" Avec courant de soudage excessif

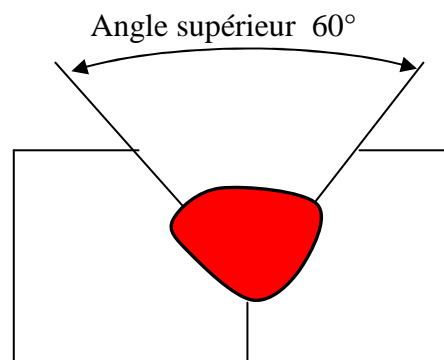


Fig.2.8. - Chanfrein "ouvert" Avec courant de soudage faible

- 1- Fissure transversale dans la zone fondue
- 2- Fissure transversale dans la zone thermiquement affectée
- 3- Fissure au raccordement
- 4- Fissure dans la zone fondue
- 5- Fissure à la racine
- 6- Fissure sous cordon

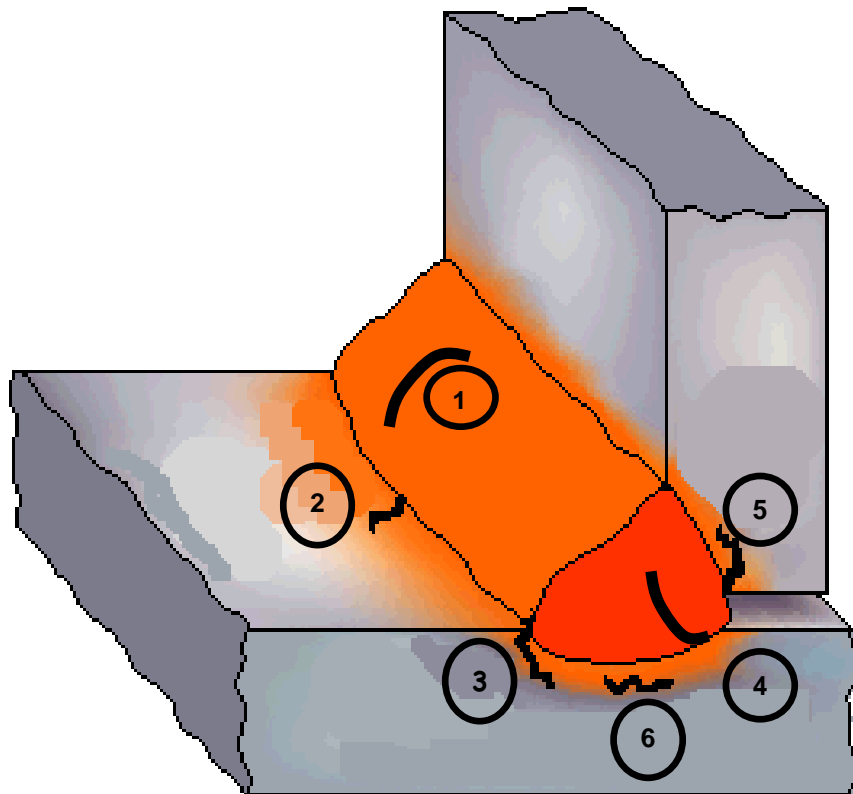


fig.2.9 – Figure représentant les positions des fissures à froid couramment observées dans les soudures en T:

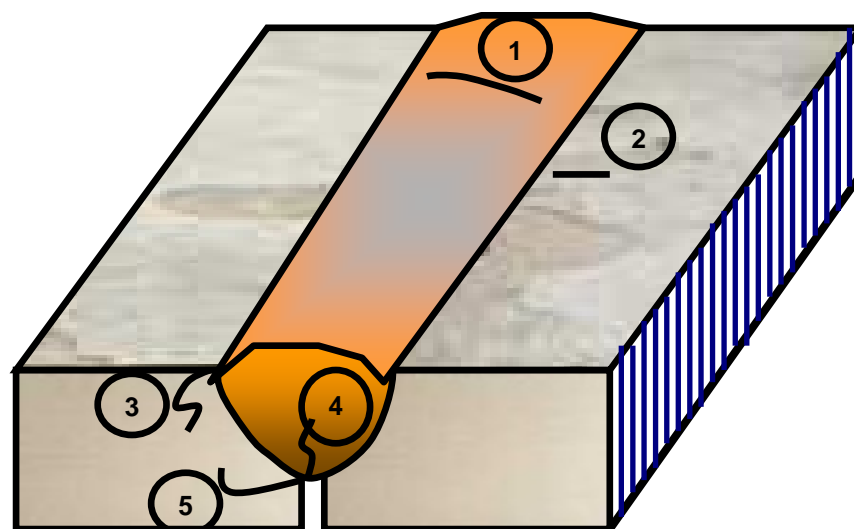
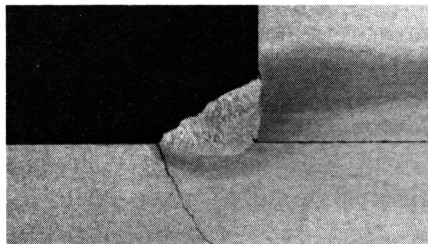
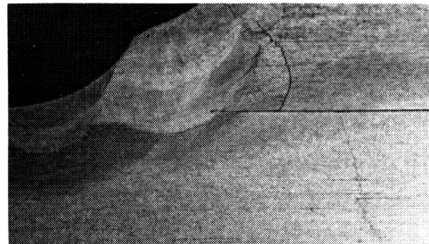


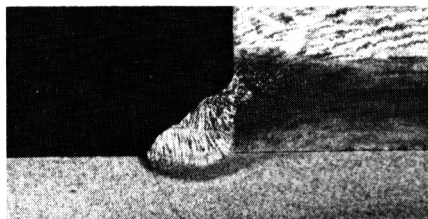
Fig.2.10- Figure représentant les positions des fissures à froid couramment observées dans les soudures bout à bout:



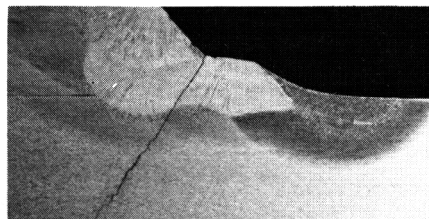
Fissure au raccordement



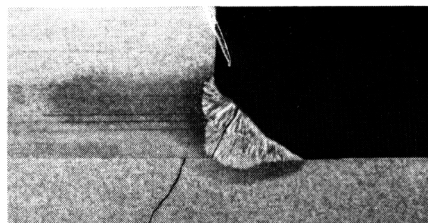
Fissure à la racine



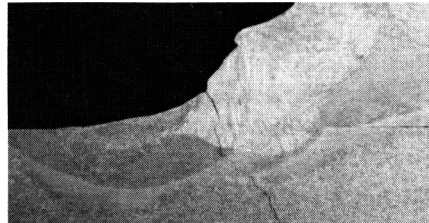
Fissure au raccordement apres  
grenailage



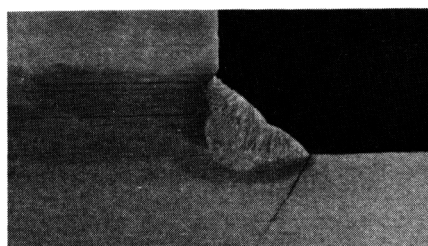
Fissure transversale dans la ZF et dans  
la ZAT



Fissure transversale dans la ZF et  
dans la ZAT



Fissure transversale dans la ZF et dans  
la ZAT après refonte TIG



Fissure au raccordement apres  
sablage

fig.2.11 - Positions des fissures à froid couramment observées dans les soudures en T:[6]

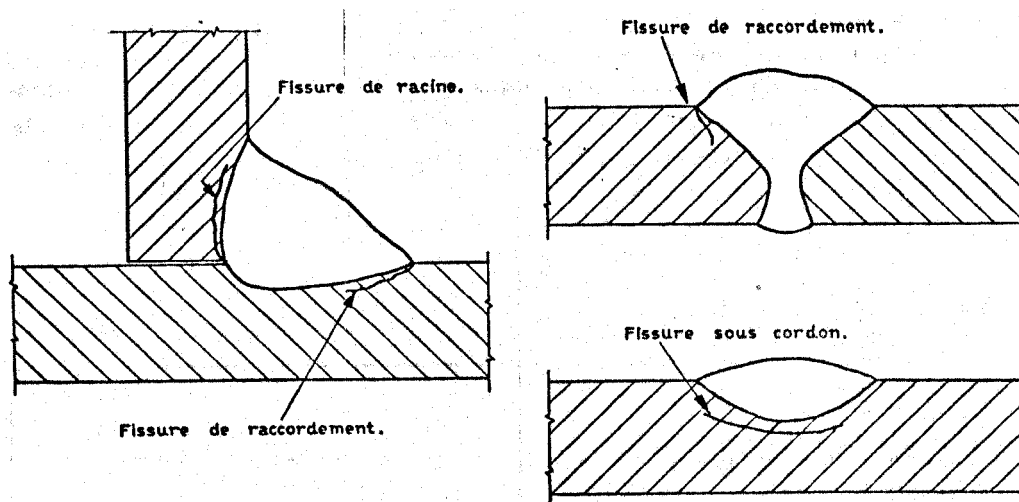


Fig.2.12.- Positions des fissures à froid couramment observées dans les soudures en T en X (coupe).[3]

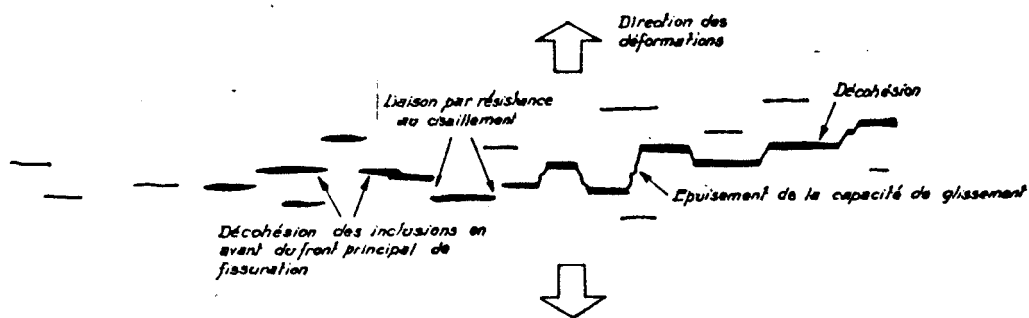


Fig.2.13 - fissure par arrachement lamellaire dans le metal de base

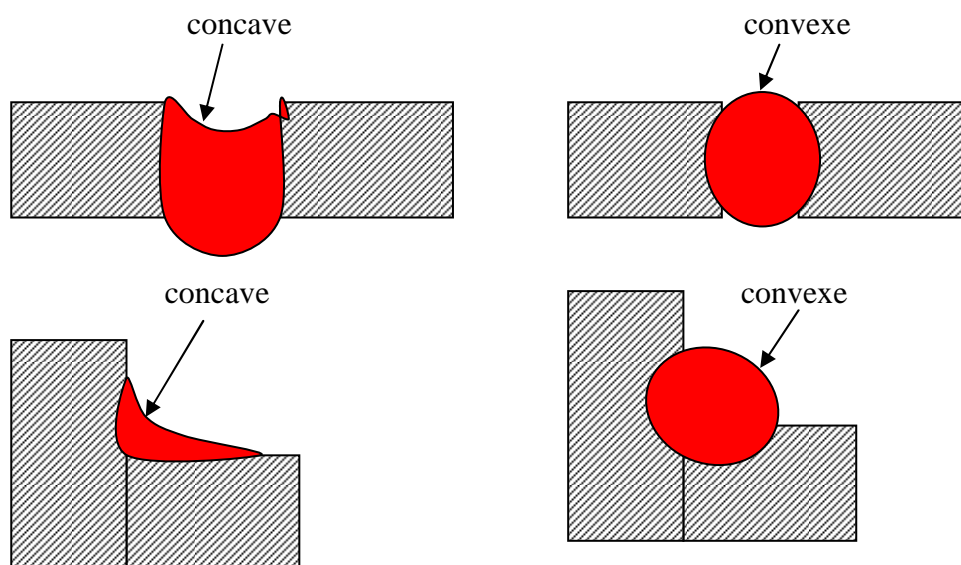


Fig.2.14. Fissures concaves et convexes

#### 4- Contrôle des soudures:

Une soudure normalement exécutée doit être au moins plus solide que les pièces de métaux qu'elle unit, elle 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 lequel elle est destinée.

Certaines soudures ne peuvent pas être mises en service prévu, car elles comportent des défauts plus au moins graves provenant de leur exécution. Il est donc important de définir ces différents défauts ainsi que leurs principales causes d'apparition et les moyens à mettre en œuvre pour les éviter.

Il y a lieu de distinguer entre contrôles à la fabrication et contrôles en service. Les premiers ont pour objet de rejeter ou d'accepter (après éventuelles réparations) les pièces contrôlées. Les seconds visent à s'assurer que la structure reste apte à fonctionner après un certain temps de service.

La réalisation d'une telle soudure, demande différentes sortes de contrôles, avant, pendant et après l'opération de soudage:

##### 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 souder.
- Les traitements thermiques (post et préchauffage, maintien en température).
- Le matériel de soudage (état, puissance, réglage).
- La qualification du soudeur.

##### 2) Contrôle au cours du soudage:

Le contrôle au cours de soudage a pour but de s'assurer que les règles d'une bonne exécution du joint sont bien respectées. 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.

##### 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 joints par un contrôle effectué soit sur la totalité des soudures, soit localement dans les zones les plus propices à l'apparition des défauts ou, si cela est possible par des essais sur 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 méthodes de contrôle :

- Contrôle destructif: (essai de texture, essais mécaniques: pliage, résilience).

- Contrôles non destructifs: (examen visuel, ressuage, rayons X, rayon gamma, courants de faucoult, ultrason)

#### 4.1. Contrôles destructifs:

Les principaux essais utilisés sont les essais de texture, les essais mécaniques, les essais de corrosion, les essais macro et micrographiques.

##### 1) 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.

##### 2) Essais mécaniques:

Ils ont pour but le contrôle des assemblages du point de vue de la résistance et des 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 Vickers, le pliage, la résilience, ces essais sont parfois complétés par des examens macrographiques (fissuration, pénétration) ou micrographiques (structure de la zone fondue, et de la zone affectée par la chaleur).

##### 3) Examens 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) ou au microscope (micro). Ces essais sont indispensables pour l'étude des phénomènes métallurgiques qui se produisent en cours de soudage. [24] [45]

#### 4.2. Contrôles non destructifs:

##### 4.2.1. Examen visuel:

C'est un examen rudimentaire, simple d'atelier et qui a pour but l'observation attentive du joint à l'œil nu ou à l'aide d'une loupe, permet de vérifier que la soudure est compacte, et bien pénétrée, de déceler les criques débouchant en surface, les manques ou les excès de métal d'apport, le manque de pénétration, les caniveaux, les morsures et la forme du cordon. Ce contrôle porte souvent de fruits, malgré qu'il se limite aux défauts apparents relatifs à la structure et aux fissures apparentes.

##### 4.2.2. Contrôles par ressuage:

L'examen par ressuage a pour but de rechercher les fissures débouchant en surface, par application sur la surface à contrôler d'un liquide d'une composition spéciale en spray, capable de s'infiltrer dans crevasses et fissures, laissé pendant un temps de 1 à 30 min. selon le cas, généralement les temps est longs sont pour localiser les petites fissures, la prolongation du temps de pénétration n'affecte pas le résultat. Après enlèvement du liquide en excès par nettoyage, On dépose une poudre absorbante détectrice qui agit comme un buvard; le développeur faisant apparaître le liquide pénétrant précédemment absorbé par les défauts et permet ainsi de déceler, par mouillage, la présence et la forme des défauts par une indication rouge et profonde. fig.2.15. (a-b-c-d). [43].

Il faut remarquer que avant d'appliquer le produit pénétrant, on doit s'assurer que les surfaces a contrôler sont exempt de produits étrangers; graisses, peintures, huiles, ...etc. on procède Alors a un nettoyage par application des solvants qu'on leur donne assez de temps pour dissoudre tout dépôt et impuretés et qu'on essuie après à l'aide d'un chiffon sec et propre, on laisse sécher a l'air pour que le produit de nettoyage puisse sécher. Il faut que le nettoyage soit pratiqué au même jour que l'inspection.

La couche du développeur déposé ne doit être ni épaisse masquant les indications, ni fine non révélatrice.

Le ressuage est efficace sur les défauts et fissures de taille suffisamment faible pour que le liquide pénétrant ne soit pas enlevé lors du nettoyage superficiel précédent l'application du liquide développeur. Il est destinée aux métaux tels que l'aluminium, magnésium, cuivre, laiton, fonte, acier carbures, stellites, plastiques et céramiques.

Applications: Pour le contrôle des fissures débouchant en surface, fissures dues aux retassures de cratères, recouvrement, éclat de forge ou fermeture froide apparaissent toutes comme des encorchures rouges par contre les porosités, retraits, manque de lien, apparaissent comme des points colorés.

On peut accroître la sensibilité de la méthode en utilisant un liquide pénétrant fluorescent et une poudre non fluorescente de 2 à 10 microns de dimension, on examine alors le ressuage avec une lampe de WOOD, de 75à 100 watts, fournissant une lumière ultra- violette ou violette.[40].

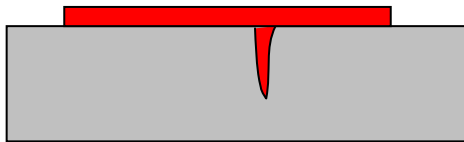


Fig.2.15.a. application du pénétrant

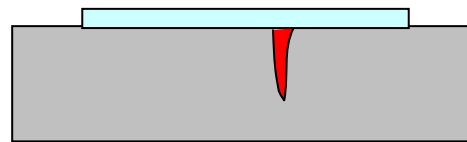


Fig. 2.15.c application du pénétrant

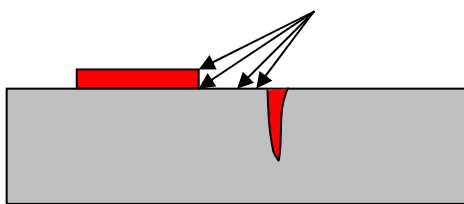


Fig. 2.15.b Enlèvement de l'excès de pénétrant

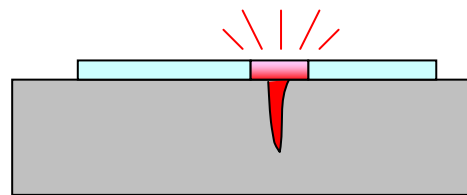


Fig. 2.15.d. Accentuation de l'indication quand le pénétrant s'accumule autour l'ouverture

### 4.2.3. Contrôle par magnétoscopie :

La magnétoscopie est une méthode de détection des défauts applicable aux matériaux ferromagnétiques. Elle permet de détecter les défauts situés en surface ou au voisinage immédiat.

La méthode consiste à soumettre le matériau à l'action du champ magnétique d'une intensité suffisante (enroulements de câbles ou présentation entre les pôles d'un électro-aimant), pour dépasser légèrement le coude de saturation de la courbe induction champ (norme NF A04-101). Les fissures, soufflures, défaut de pénétration, aboutissants ou non en surface créent des discontinuités de champ magnétique qu'il est possible de mettre en évidence par une poudre ferromagnétique très fine peuvent être de la limaille de fer ou des oxydes de l'ordre de 20 à 30 microns de couleur rouge ou noir oxyde, ou peuvent être enduits d'une substance qui les rend fluorescents brillants sous une lumière UV (lumière noire), cette poudre peut être aussi en suspension dans un liquide qui leur procure une certaine mobilité à la surface de la pièce testée, cette mobilité assiste leur migration aux bords de la fissure, qui forme sur la surface une image correspondante aux lignes du flux dévié grâce au contraste le plus fort possible entre la fissure et le matériau de base. voir fig.2.16,

Il y a plusieurs techniques de contrôle par magnétoscopie, voir fig.2.17, fig 2.18, fig.2.19 [41], [43]

La magnétisation se fait par un aimant permanent ou par un courant électrique généralement on utilise le courant alternatif car il donne une certaine mobilité aux particules, mais hélas manque de pénétration. le courant continu n'est pas indiqué car il pose le problème de démagnétisation.

L'ampérage indiqué pour le contrôle est de 2000A pour un kit portable et 10000A pour une unité. L'équipement est composé d'un photofluorimètre et d'un luxmètre. On expose les pièces a une intensité de 1000 micro watts /cm<sup>2</sup> pendant 24 à 400h, on mesure l'intensité de la fluorescence a l'aide d'un photofluorimètre.

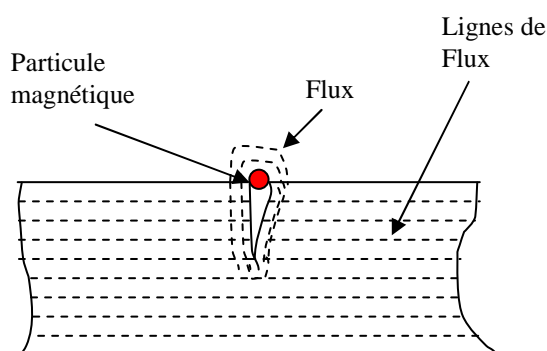


Fig .2.16. Principe du contrôle par magnétoscopie

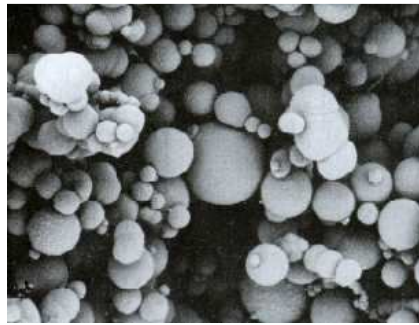


Fig.2.17. Particules magnétiques vues par un microscope optique.

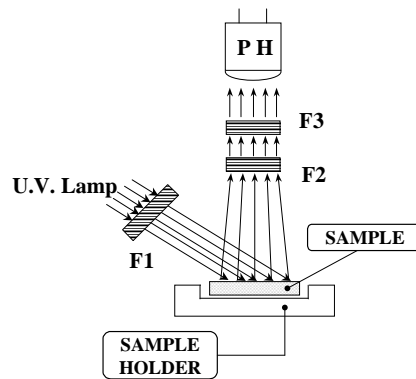


Fig.2.18. Principe du Photofluorimètre utilisé pour la mesure photoparticules (méthode sèche)

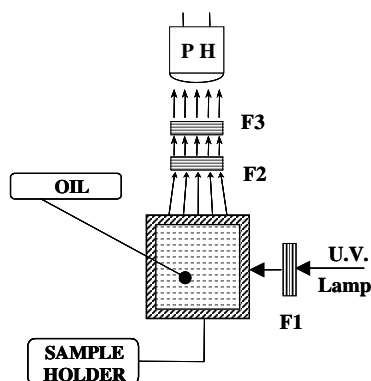


Fig.2.19. Principe du Photofluorimètre utilisé pour la mesure photoparticules (méthode humide)

**- Indications des défauts par magnétoscopie :**

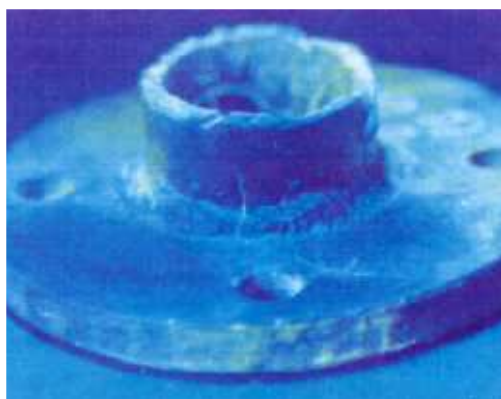


Fig. 2.20. Indication obtenue en UV

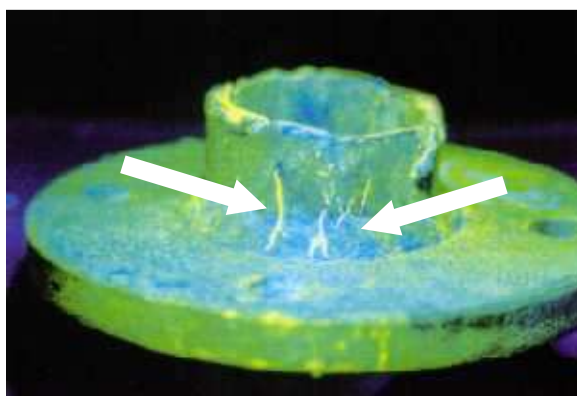


Fig.2.21. Indication obtenue en fluorescent.

**4.2.4. Examens radiographiques :**

Le contrôle radiographique par rayonnements ionisants ( $X$  ou  $\delta$ ) permet de détecter des défauts de compacité internes souvent très fins (fissures, soufflures, inclusions, manque de liaison, manque de fusion) dans les parois des matériaux métalliques. Ce contrôle est réalisé à l'aide d'un tube générateur à rayons  $X$  ou d'une source radioactive gamma  $\delta$  qui émettent des rayonnements ionisants, de films radiographiques ou d'une caméra pour l'acquisition numérique de l'image transmise placés sur la face inverse au rayonnement. Les rayons électromagnétiques de faible longueur d'onde sont partiellement absorbés par les hétérogénéités du milieu en traversant la paroi du matériau irradié. Le faisceau impressionne le film radiosensible en fonction des rayonnements transmis à travers la pièce contrôlée pour donner naissance à l'image radiographique. La présence d'un défaut se traduit par une variation de l'absorption du rayonnement émis et donc à une variation de la densité optique du film au droit de l'image du défaut. Voir fig. 2.22 qui illustre le principe du contrôle par rayons  $X$  ou  $\delta$ . [6]

### 1) Les sources de rayonnements:

Les sources de rayonnements ionisants sont choisies en fonction de la nature des matériaux à contrôler, de l'épaisseur traversée, de la qualité d'image demandée et des conditions techniques de réalisation.

#### a. Le tube à rayons X :

Le tube radio gène ou tube de Coolidge est un tube en verre dans lequel règne un vide poussé. Il est alimenté en courant électrique et émet des électrons par échauffement d'un filament incandescent de tungstène de la cathode (potentiel négatif). Ce faisceau d'électrons est attiré par la différence de potentiel (plusieurs milliers de volts) vers la cible de l'anode ou anti-cathode (potentiel positif). L'impact des électrons sur la cible ou foyer électronique ou foyer thermique génère 99% de chaleur et 1% de rayons X. L'émission du rayonnement X résulte de la brusque décélération des électrons sur la cible métallique. [27]

La qualité du rayonnement est déterminée par la tension d'accélération en kV.

La quantité de rayonnement est définie par l'intensité du courant en mA.

Plus le rayonnement est pénétrant (faible longueur d'onde), moins le contraste est élevé. Les alimentations électriques des générateurs à rayons X sont de plusieurs types, voir Fig.2.23, on trouve les types suivants:

Auto redressée sous tension alternative (la plus courante)

- Circuit VILLARD
- Circuit GRAETZ
- Circuit GREINACHER
- Circuit à une diode

Les différents types d'irradiation des tubes à rayons X :

- Irradiation directionnelle
- Irradiation panoramique orthogonale
- Irradiation panoramique non orthogonale
- Irradiation panoramique à anode longue.

#### b. La source radioactive à rayonnement gamma $\delta$ :

Les rayons gamma  $\delta$  sont émis lors de la désintégration spontanée d'une particule qui compose le noyau atomique du radioélément (radioactivité).

- La qualité du rayonnement est déterminée par la nature du radioélément
- La quantité de rayonnement est définie par l'activité du radioélément

L'activité d'une source est exprimée en curie (Ci) ou en becquerel (Bq).

$$1 \text{ Tbq} (10^{12} \text{ Bq}) = 27 \text{ Ci}$$

$$1 \text{ Ci} = 37 \text{ Gbq} (37 \times 10^9 \text{ Bq}).$$

L'activité d'un radioélément décroît dans le temps. Chaque radioélément a sa période de décroissance ou demi-vie. A chaque période de décroissance, l'activité de la source est divisée de moitié. Les différents types de radioéléments  $\delta$ , voir tableau ci dessous : [27]

Radioélément		période	Constante spécifique du radionucléide		
			R/h <sup>-1</sup> à 1m par Ci	nAkg <sup>-1</sup> à 1m par Gbq	mGyh <sup>-1</sup> à 1m par Tbq
Iridium192	<sup>192</sup> Ir	74 jours	0.5 R/h <sup>-1</sup>	0.97 nAkg <sup>-1</sup>	135 mGyh <sup>-1</sup>
Cobalt 60	<sup>60</sup> Co	5.27 ans	1.31 R/h <sup>-1</sup>	2.54 nAkg <sup>-1</sup>	353.7 mGyh <sup>-1</sup>
Césium 137	<sup>137</sup> Cs	30 ans	0.35 R/h <sup>-1</sup>	0.68 nAkg <sup>-1</sup>	94.5 mGyh <sup>-1</sup>
Thulium 170	<sup>170</sup> Tm	127 jours	0.0025 R/h <sup>-1</sup>	0.0048 nAkg <sup>-1</sup>	0.675 mGyh <sup>-1</sup>

Le radioélément est placé dans une capsule scellée placée sur une porte source et dans un conteneur appelé projecteur de gammagraphie ou gammagraphie. L'utilisation de ce type de matériel est très réglementé, exige des compétences en radioprotection et la détention de source radiographie est strictement surveillée.

## 2) Le matériel de contrôle :

### a. Les films radiographiques:

Les films radiographiques sont constitués d'émulsions photosensibles, contenant des halogénures d'argent (sels d'argent), coulées sur les deux faces d'un support plastique et protégées par une pellicule de gélatine de protection durcissante. Lors de l'exposition aux rayonnements ionisants, les sels d'argent sont ionisés (Ag<sup>+</sup>). Le développement des films dans le révélateur transforme les ions d'argent Ag<sup>+</sup> en argent métallique noir. L'opération de fixation consiste à libérer tous les cristaux AgBr non ionisés. voir fig.2.24. Les films sont présentés sous forme de cassettes à film simple ou double Voir 2.25

La granulation du film définit sa sensibilité et sa rapidité d'exposition. Plus le grain est fin, plus le film est sensible à la détection des défauts et plus le temps de pose est long. (Les tableaux de sensibilité des films et le développement voir annexes).

### b. Les indicateurs de qualité d'image (IQI):

L'indicateur de qualité d'image est un dispositif permettant de définir la qualité de la technique radiographique globale de l'image radiographique d'un film. La qualité d'image détermine le degré de détail d'une image radiographique sur un film. L'indicateur doit être placé de préférence côté source, posé sur la pièce à contrôler.

#### □ Les IQI à fils suivant NF EN 462-1 :

L'indicateur de qualité d'image à fils est repéré par un numéro en plomb (W1, W6, W10 et W13) correspondant au diamètre du fil le plus gros de la pochette. L'I.Q.I. est constitué d'une pochette en plastique translucide dans lequel sont placés 7 fils de diamètres calibrés précis et décroissants. Le matériau des fils doit avoir un coefficient d'absorption le plus proche du matériau à contrôler. Ils existent quatre matériaux pour les fils Fig. 2.26: [27]

- Le fer
- L'aluminium
- Le cuivre
- Le titane

□ **Les IQI à gradins et percés de trous suivant NF EN 462-2 :**

L'indicateur de qualité d'image à gradins est repéré par un numéro en plomb (H1, H5, H9 et H13) correspondant à l'épaisseur du gradin et au diamètre du trou le plus gros. Les gradins inférieurs à 0,8 mm d'épaisseur sont percés de deux trous. Voir Fig. 2.27 . Le matériau de l' IQI doit avoir un coefficient d'absorption le plus proche du matériau à contrôler. Ils existent quatre matériaux:

- Le fer
- L'aluminium
- Le cuivre
- Le titane

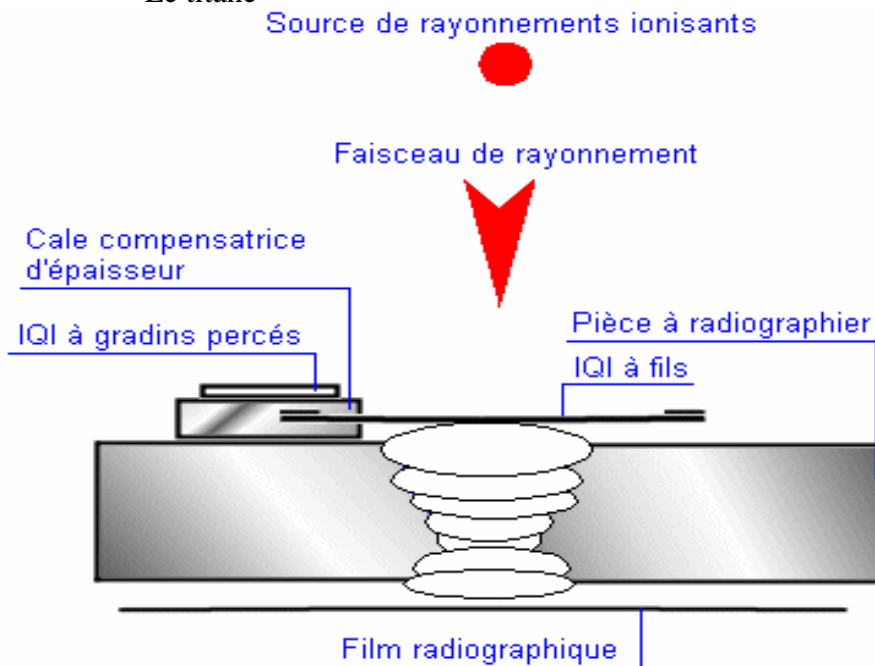


Fig. 2.22 - principe du contrôle par rayons X ou  $\delta$

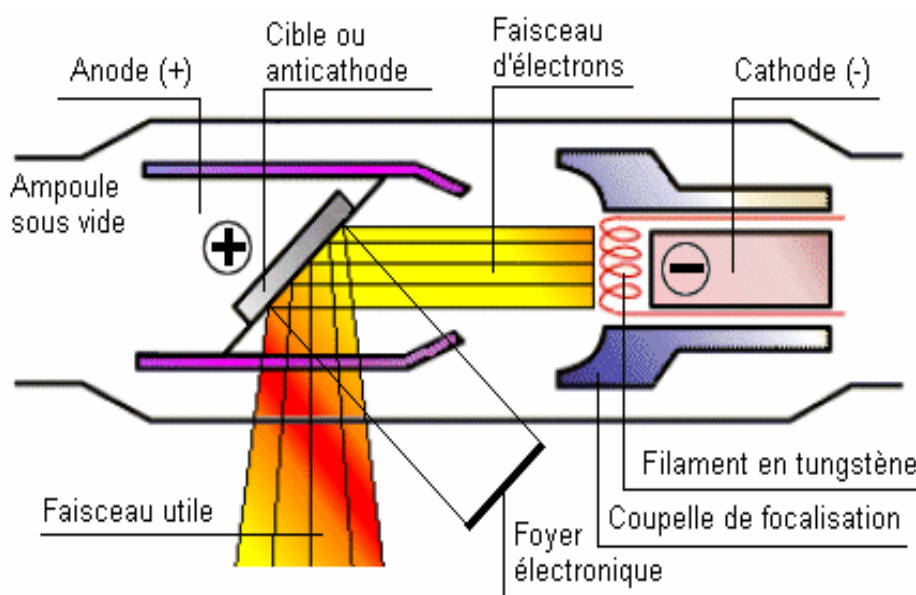


Fig. 2.23 – sources de rayons x

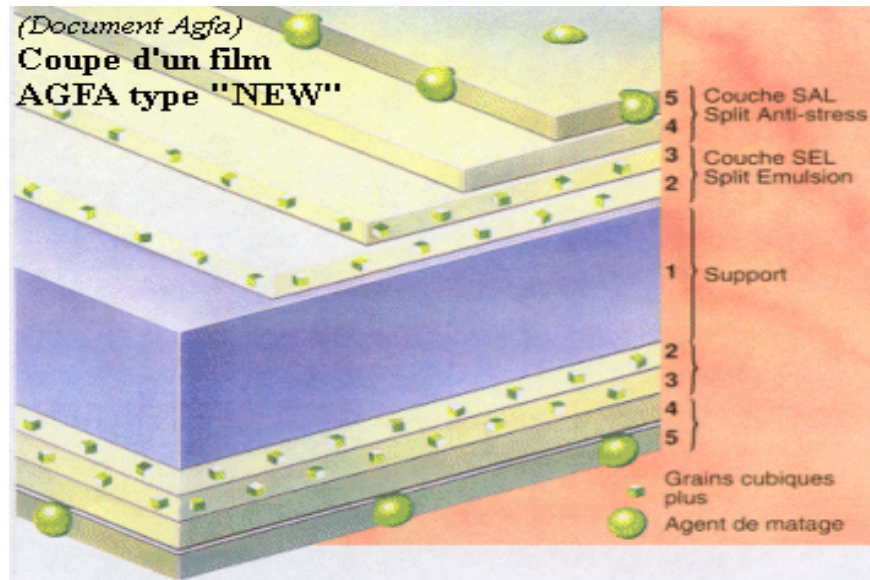


Fig. 2.24 - structure d'un film

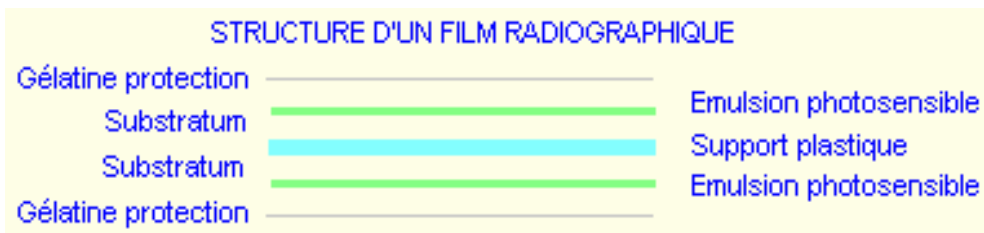


Fig. 2.25 - structure d'un film.



fig. 2.26 – indicateur de qualité d'image a fils



Fig. 2.27 - Les IQI à gradins et percés de trous

#### 4.2.5. Examens par courants induits:

La méthode des courants induits peut être employée en deux aspects du CND:

- Pour la détection des défauts (comme les fissures).
- Pour la détermination des caractéristiques métallurgiques.

Les courants induits sont produits dans n'importe quel matériau conducteur de courant à l'aide d'un champ magnétique alternatif (de Rang de fréquence de 2Khz à 10Mhz), produit dans la pièce grâce à un enroulement alimenté a voltage alternatif.

Le courant induit possède la propriété de générer un courant dans le deuxième enroulement qui entoure l'objet. Le principe est similaire à celui du primaire et du secondaire d'un transformateur. Fig.2.28

La valeur en amplitude, phase...etc., du courant produite dans le secondaire par le courant induit dépend des caractéristiques du métal dans lequel le courant induits circule. Il y a une différence dans la valeur du courant dans le secondaire entre deux pièces de métal dont les dimensions sont identiques, la forme, la composition, mais dans l'une il y a une fissure, Car l'effet de la discontinuité gêne la circulation des courants induits.

La différence en phase dans le tube cathodique, dans ce sens non seulement les fissures peuvent être détectées, mais dans un certain degré leur taille peut être déterminée, autrement dit la valeur du courant induit dans le secondaire peut aussi altérer en comparaison avec un corps standard par la différence en composition, la dureté, la texture, la forme, la conductivité et la taille en théorie sont des variables. Normalement l'équipement possède deux enroulements, l'élément standard est placé dans le second enroulement, la différence est affichée sur l'appareil.

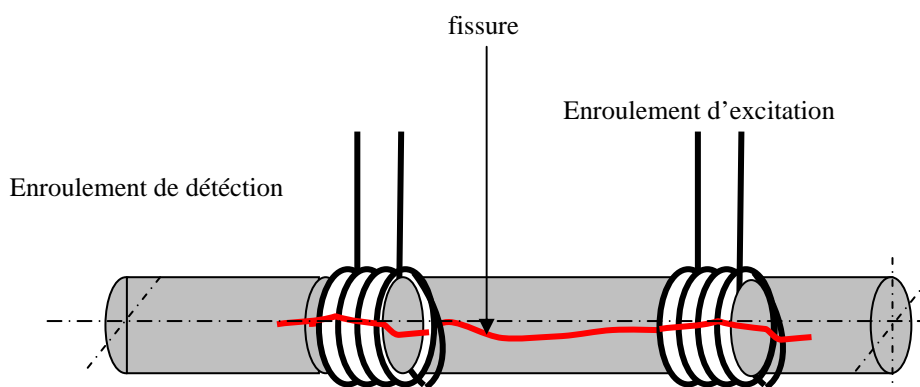


Fig.2.28 - Schéma illustrant la technique des courants induits

#### 4.2.6. Contrôle par émission acoustique :

Dans un matériau soumis à un champ de contraintes, toute déformation irréversible s'accompagne de la génération spontanée d'ondes élastiques. La réception de ces ondes, par les capteurs adéquats, permet l'identification et la localisation de la déformation irréversible les ayant provoquées. Cette méthode est particulièrement bien adaptée à la détection des fissures de fatigue puisque l'émission acoustique est proportionnelle au volume de la déformation plastique en fond de fissure, et peut donc être reliée au facteur d'intensité de contrainte K,

$$N = AV_p$$
$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad ; \text{Eqn.(2.2)}$$
$$N = \frac{At}{4\pi\sigma_e^4} K_I^4$$

- V<sub>p</sub> : volume de la zone plastique  
N : nombre de coups.  
A : coefficient de proportionnalité.  
R<sub>p</sub> : Rayon de la zone plastique.

Grâce à cette relation, on peut non seulement juger de l'existence, mais encore de la sévérité des fissures, puisque l'on possède un moyen d'estimation du facteur d'intensité de contrainte en leur voisinage, qui peut être comparé au facteur d'intensité de contrainte critique du matériau. Il faut noter que lors de deux chargements successifs, l'émission acoustique ne reprend au cours de la seconde épreuve que lorsque son facteur d'intensité de contrainte dépasse celui de la première épreuve (effet Kaiser).

L'un des principaux avantages du contrôle par émission acoustique est qu'il est possible de localiser un défaut ou une fissure sans pour cela avoir à contrôler toute la pièce ainsi qu'il est nécessaire lors du contrôle par rayon X.

#### 4.2.7. Examens par ultrason:

Les ultrasons ou ondes ultrasonores sont des vibrations mécaniques, elles se propagent à l'intérieur des matériaux avec des vitesses qui dépendent du milieu lui-même et du type d'onde.

Un traducteur émet une onde ultrasonore brève et de très haute fréquence qui se propage dans le matériau à contrôler et se réfléchit sur les obstacles présents, l'écho peut revenir en direction du traducteur qui joue alors le rôle de récepteur. [25]

Dans les paragraphes précédents nous avons mis en évidence que les structures des soudures présentaient en général des textures cristallographiques. L'étude du contrôle par ultrasons de tels matériaux nécessite donc de connaître les lois de propagation des ondes dans les milieux isotropes ou anisotropes.

Suivant le mode de vibration des particules de la matière, on peut différencier les ondes ultrasonores en plusieurs types :

##### 1) Ondes longitudinales ou ondes de compression :

La direction de vibration des particules est parallèle à la direction de propagation de l'onde.

Ce type d'ondes ne se propage que dans les solides et les liquides compte tenu des fréquences très élevées, sont liées aux caractéristiques élastiques des matériaux comme le montre l'équation (5.21):

$$c_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \cdot \sqrt{\frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad ; \text{Eqn. (2.3)}$$

E: module de young.

$\nu$ : coefficient de poisson.

$\rho$ : masse volumique.

L'atténuation de l'onde est extrêmement élevée dans les gaz ce qui explique leur utilisation en CND.

##### 2) Ondes transversales ou ondes de cisaillement:

La direction de vibration des ondes est perpendiculaire à la direction de propagation de l'onde.

$$c_T = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \cdot \sqrt{\frac{1}{2 \cdot (1+\nu)}} \quad ; \text{Eqn. (2.4)}$$

Ce type d'ondes ne se propage que dans les solides ou les liquides visqueux, leur existence est liée à la résistance au cisaillement.

Compte tenu des valeurs de E et  $\nu$ , les ondes longitudinales se propagent à une vitesse supérieure de 50 à 100% de celle des ondes transversales.

##### 3) Ondes de Rayleigh ou ondes de surface :

Ces ondes se propagent à la surface des matériaux et intéressent une faible épaisseur (à condition que :  $e > \lambda$ , e : épaisseur et  $\lambda$ : la longueur d'onde), le mouvement des particules est simultanément parallèle et perpendiculaire à la direction de propagation. Ce type d'ondes est très sensible aux défauts quelque soit leur orientation.

$$c_R = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \cdot \sqrt{\frac{0.87 + 1,12 \nu}{(1-\nu)\sqrt{2 \cdot (1+\nu)}}} \quad ; \text{Eqn. (2.5)}$$

#### 4) Ondes de Lamb ou ondes de surface :

Ces ondes intéressent toute l'épaisseur du matériau, conseillées pour des épaisseur du même ordre de grandeur que la longueur d'onde ( $e \approx \lambda$ ), le mouvement des particules est simultanément parallèle et perpendiculaire à la direction de propagation.

$$c_s = 0.9 \cdot c_T \quad ; \text{Eqn. (2.6)}$$

Ce type d'ondes est très sensible aux défauts quelque soit leur orientation.

#### 1. Méthodes de contrôle des soudures par ultrason :

Le contrôle ultrasonore des soudures constitue une partie extrêmement importante du contrôle ultrasonore fig.2.29; compte tenu des positions très variées des soudures, il est nécessaire de disposer de palpeurs variés, en dimension, en fréquence, en angle d'incidence, même dans le cas d'une interprétation faite avec un seul type de contrôle, plusieurs passages sur le défaut sont nécessaires ; en particulier, une rotation autour du défaut peut renseigner sur le caractère plan (cas de fissure) ou volumique (cas d'une inclusion) du défaut. Le contrôle nécessite alors de mesurer l'angle du palpeur au moyen de cales normalisées NFA 04-311 puis d'étalonner l'échelle du temps.

Le contrôle d'une soudure peut nécessiter plusieurs passages avec des positions différentes pour examiner l'ensemble de la soudure et de la zone affectée par la chaleur. L'accessibilité des soudures peut obliger à utiliser deux palpeurs, l'un émetteur, l'autre récepteur, selon la technique tandem fig.2.30.

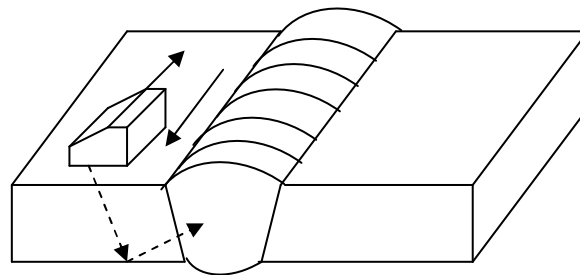


Fig.2.29. Principe de contrôle des soudures

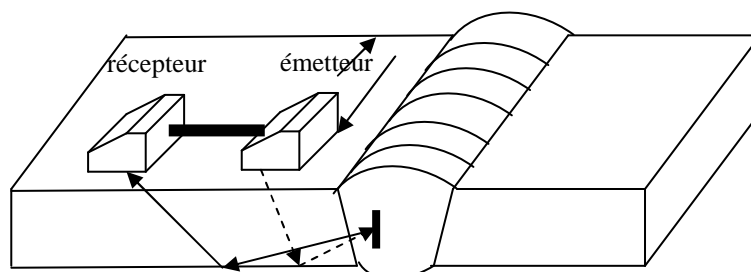


Fig.2.30. Principe de contrôle par la méthode tandem

**1) Méthode par échographie :** [26], [33]

C'est la méthode de loin la plus utilisée, elle consiste à l'utilisation d'un seul transducteur en émetteur-récepteur. fig.2.31.

Dans le cas où le palpeur est appliqué au contact de la pièce par l'intermédiaire d'un film de couplage. On excite le palpeur au moyen d'une brève impulsion électrique. Sur l'oscillogramme on observe :

Un premier écho, écho d'émission : qui représente dans le cas du contrôle par contact, la pénétration d'un train d'ondes ultrasonores dans la pièce à contrôler.

-Un écho de fond : Dans le cas en l'absence de défauts, l'onde émise vient frapper la face arrière de la pièce contrôlée, sur laquelle il est réfléchi, il refait alors la progression inverse, jusqu'au palpeur.

Un deuxième écho, en cas de présence de défaut dans l'épaisseur de la pièce celui-ci, quand il est frappé par une bouffée d'ondes ultrasonores, en réfléchit une partie et, pendant que le train d'ondes principal poursuit sa progression vers le fond l'onde réfléchie sur le défaut revient vers le palpeur ou elle génère un écho. Il faut garder à l'esprit que ces distances sur l'écran correspondent à des temps de vol, aller et retour de chaque impulsion. Il faut noter que les ultrason exécutent plusieurs parcours à l'intérieur de la pièce avant d'être totalement amortis cet amortissement est exponentiel, mais souvent masqué dans les premiers parcours par un effet de sursaturation des échos, on voit un autre train d'ondes quand le précédent a disparu, la récurrence doit être telle que les échos ne se chevauchent pas.

**2) Méthode par transmission:** [33]

On utilise un deuxième palpeur placé à l'opposé du premier et qui sert de récepteur, les impulsions ultrasonores reçus par ce palpeur, convenablement synchronisées et amplifiées, permet de caractériser la transmission des ultrasons à travers le métal fig.2.32.

Quand un défaut intercepte le signal une partie de l'énergie ultrasonore est arrêtée et par conséquent, l'énergie provenant du premier transducteur (émetteur) au deuxième récepteur est diminuée. Ce mode de détection a été abandonné aux années 70 au profit du contrôle par échographie, car il compte plusieurs inconvénients :

Diminution du signal par un mauvais couplage dans le cas du contrôle par contact.

Désalignement des palpeurs.

Changement d'état de surface.

Changement de structure.

Quand un défaut est détecté aucune information sur sa position ne peut être obtenue immédiatement.

**2. Méthodes de dimensionnement des fissures longitudinales dans une soudure :**

**1) Méthode à -6dB:** [33]

La méthode consiste à déplacer le palpeur parallèlement au défaut en relevant l'amplitude d'écho fig.2.33. Le défaut est estimé avoir une longueur correspondant à la distance séparant les deux échos pour lesquels l'amplitude est la moitié de l'amplitude maximale.

Cette méthode est dite «à - 6dB » est applicable si le défaut à une dimension supérieure au diamètre du faisceau et donne des valeurs par excès.

Pour plus de précision, on peut tracer la courbe distance amplitude, en relevant les amplitudes d'échos obtenues avec des défauts étalons identiques ( $\phi = 0.5$  mm par exemple) placés à des profondeurs croissantes, puis comparer les échos obtenus sur la pièce à contrôler à cette référence en prenant en compte tous les défauts dont l'amplitude est supérieure à 20% de l'écho correspondant au défaut étalon à même profondeur.

Parmi les inconvénients de cette méthode la nécessité de la réalisation de blocs étalons, de même nuance que la pièce à contrôler, (coûteux et long). Pour résoudre ce problème de la réalisation des étalons, on utilise des diagrammes pré établis [amplification, profondeur, diamètre équivalent] appelées diagrammes AVG.

### 2) Méthode de la courbe G : [25], [26], [33]

Correspond à la réponse de l'écho de fond à un réflecteur grand devant le diamètre du palpeur. Pour un écho à une profondeur donnée, on peut ainsi mesurer l'amplification supplémentaire qu'il faudrait appliquer pour avoir un écho de même amplitude que l'écho de fond.

On peut ainsi trouver la courbe G sur laquelle se trouve le défaut et estimer le réflecteur équivalent.

Cette méthode compte plusieurs inconvénients, on peut en citer quelques unes :

La méthode nécessite de posséder l'AVG correspondant au palpeur utilisé.

Son imprécision devient grande si les amplitudes des échos comparées sont très différentes.

La méthode ne s'applique qu'aux pièces unitaires ou de très petite série.

### 3) Méthode de dimensionnement avec un palpeur focalisé : [26], [33]

Le dimensionnement consiste à utiliser des palpeurs focalisés, avec une tache focale située à la profondeur du défaut détecté.

On effectue un premier relevé selon la méthode à -6dB puis un second contrôle en augmentant l'amplitude à 6 dB.

Si la cartographie obtenue ne s'écarte de la première que  $\frac{1}{2}$   $\phi$  utile du faisceau ultrasonore. Le défaut peut être considéré comme ayant les dimensions relevées au premier contrôle. S'il n'en est pas ainsi, c'est que de nouvelles portions du défaut ont été détectés, et on opère un nouveau contrôle en augmentant l'amplification de 6 dB, a fin d'effectuer encore la comparaison fig.2.34.

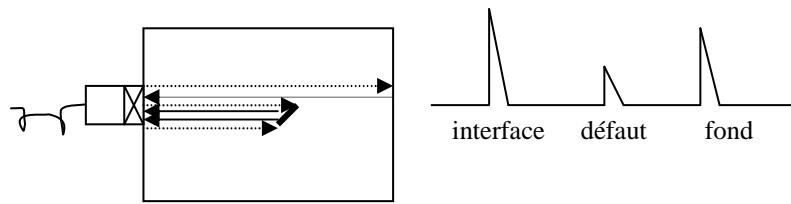


Fig.2.31. Principe de l'échographie.

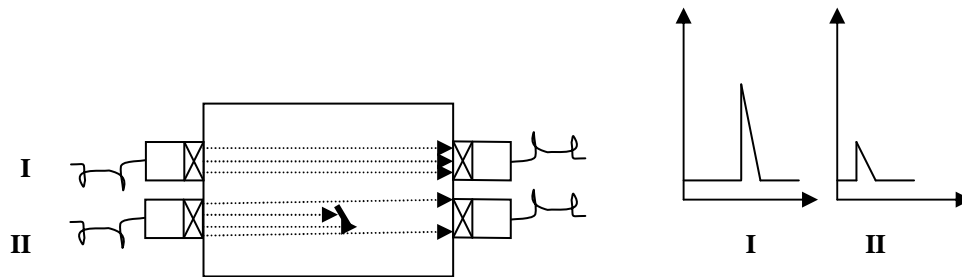


Fig.2.32. Principe du contrôle par transmission.

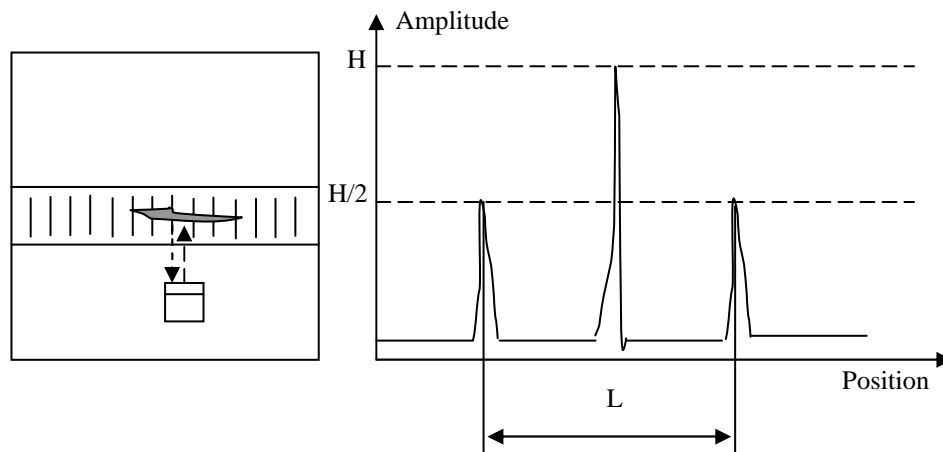


Fig.2.33. Dimensionnement d'un défaut par la méthode –

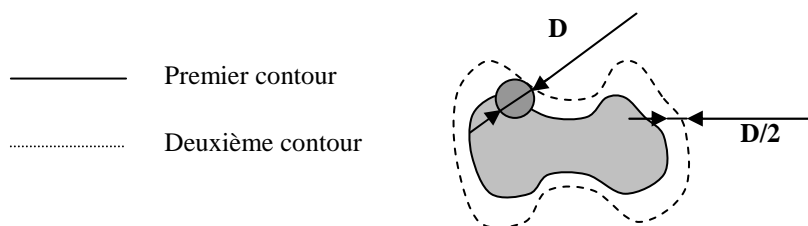


Fig.2.34. Principe du dimensionnement par un palpeur focalisé

### 3. Méthode de dimensionnement des fissures verticales:

#### 1) Contrôle en ondes longitudinales : [33], [36]

C'est le contrôle le plus simple, il est réalisé grâce à des ondes longitudinales en incidence normale, il s'agit d'envoyer des impulsions en incidence normale et d'en recueillir les échos sur l'écran, l'estimation de la position et de la taille de la fissure ou autre défaut est basé sur la comparaison entre les temps de vol de l'écho de fond et celui de l'écho d'anomalie c'est pour cela que cette méthode est appelée méthode d'écho d'anomalie.

Cette méthode de contrôle permet la détection de deux principaux types de défauts :

Les défauts volumiques qui peuvent, en effet, réfléchir les ultrasons dans toutes les directions, et en particulier vers le traducteur (soufflures, retassures, inclusions...etc.).

Les défauts plans, dont l'orientation sont sensiblement parallèles à la surface de la pièce.

Puisque l'onde ultrasonore qui rencontre un défaut fait le parcours d deux fois, l'équation Eqn. (2.7) :

$$t = 2 \cdot \frac{d}{C_L} \quad ; \text{Eqn. (2.7)}$$

Il en découle que le défaut est à la distance d de la surface de contrôle.

$$d = \frac{C_L \cdot t}{2} \quad ; \text{Eqn. (2.8)}$$

d : peut être appelée aussi, profondeur du défaut voir fig.2.35.

La hauteur du défaut peut être déduite d'après l'équation suivante :

$$h = e - d \quad ; \text{Eqn. (2.9)}$$

Donc pour cette méthode il suffit de connaître e et de relever sur l'écran le Temps de vol des ondes

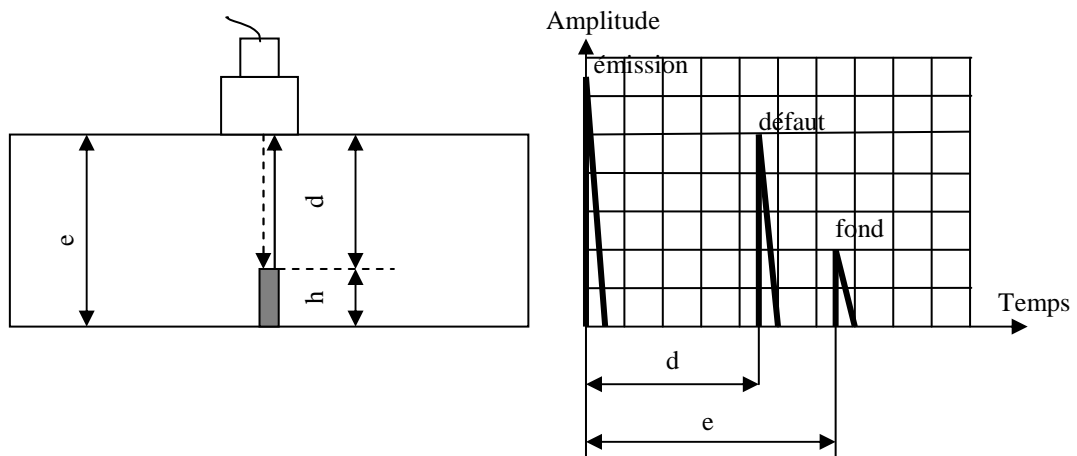


Fig.2.35. Principe du contrôle de fissures verticales par des ondes longitudinales

**2) Contrôle en ondes à incidence oblique : [26], [36], [38], [39]**

A priori le contrôle sous incidence pourrait se faire soit en ondes longitudinales, soit en ondes transversales. Cependant, ce contrôle est presque exclusivement réalisé en ondes transversales obliques, dont l'angle de réfraction  $\alpha$  est supérieur à  $33^\circ$  de telle manière que seules des ondes transversales puissent se propager (car si  $\alpha$  inférieur à  $33^\circ$  on obtient des ondes transversales et longitudinales) cette méthode de contrôle permet de détecter et de localiser :

Les défauts volumiques (soufflures, retassures, inclusions...etc.).

Les défauts plans sensiblement perpendiculaires à la direction d'examen (fissures, manque de fusion.).

La détection des défauts peut se faire soit en parcours direct, on parle de contrôle en  $\frac{1}{2}$  bond, fig.2.36, soit après rebond de l'onde sur le fond de la pièce, on parle alors de contrôle en 1 bond, fig.2.37. Généralement il n'y a pas d'écho de fond.

**a. Contrôle en  $\frac{1}{2}$  bond :**

Ce type de contrôle est préconisé lorsque ( $e > l \cos \alpha$ ) c'est le cas des pièces épaisses, on peut dimensionner le défaut en se basant sur les projections géométriques des cotes on peut trouver :

$$t = 2 \cdot \frac{d}{C_L}$$

- La position du défaut par rapport à la sonde :  $a = l \sin \alpha$  ; Eqn. (2.10).
- La hauteur du défaut :  $h = l \cos \alpha$  ; Eqn. (2.11).

**b. Contrôle en 1 bond :**

Ce type de contrôle est préconisé lorsque ( $e < l \cos \alpha$ ) c'est le cas des pièces minces, on peut dimensionner le défaut en se basant sur les projections géométriques des cotes on peut trouver :

- La hauteur du défaut :  $h = 2e - l \cos \alpha$  ; Eqn. (2.12).
- La position du défaut par rapport à la sonde :  $a = (I_j) \sin \alpha$  ; Eqn. (2.13).

Alors que :  $I_j = I_m + m_j = l + h \operatorname{tg} \alpha$  ; Eqn. (2.14).

En remplaçant dans l'équation 2.14 :  $a = l \sin \alpha - E$  ; Eqn. (2.15)

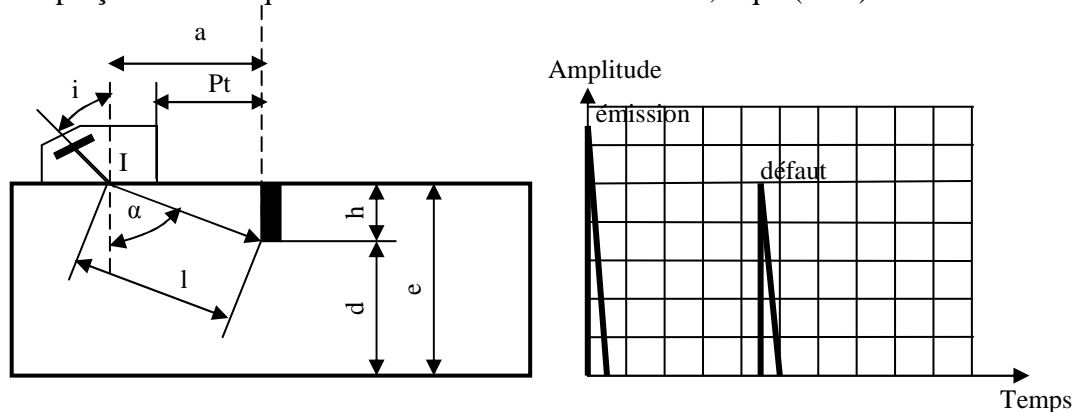


Fig.2.36. Principe du contrôle de fissures verticales par des ondes à incidence oblique en  $\frac{1}{2}$  bond

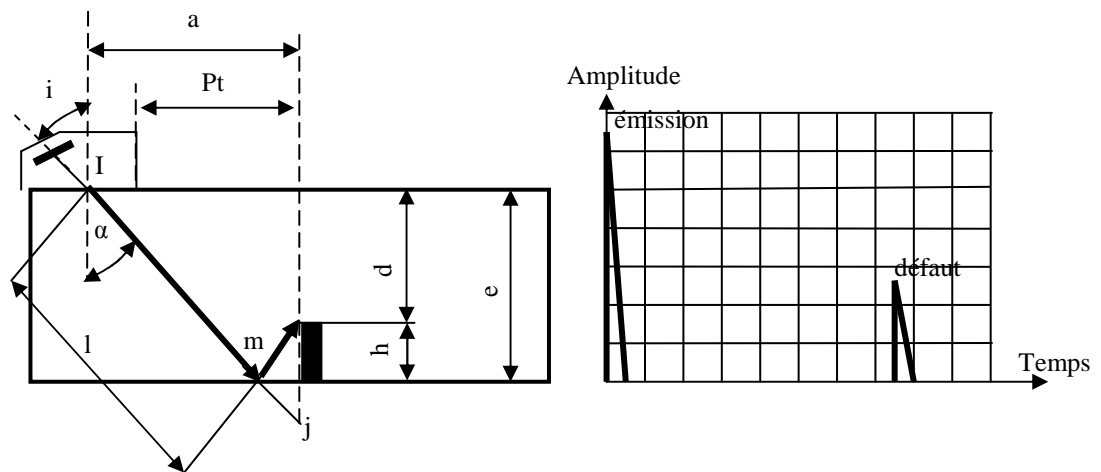


Fig.2.37. Principe du contrôle de fissures verticales par des ondes à incidence oblique en 1 bond

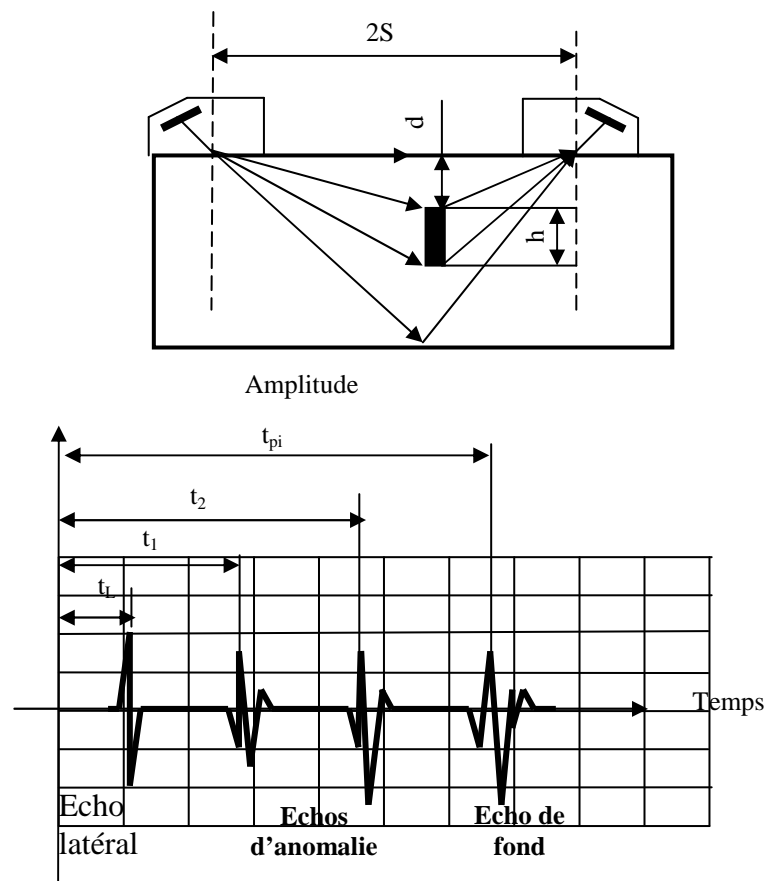


Fig.2.38. Principe du contrôle de fissures verticales par des ondes longitudinales méthode TOFD[38],[39]

### c. Méthode TOFD : (Time Of Flight Diffraction)

Cette technique est basée sur la mesure du temps de vol de l'écho recueillis aux bords des anomalies, le principe de la technique est illustrée par la fig.2.38. Deux transducteurs à ondes longitudinales (émetteur-récepteur) avec des angles de réfraction de 45° à 70°.

Si l'objet contrôlé contient des fissures, simultanément l'écho latéral et de fond et l'onde réfléchi sur les bords de la fissure est perçue, en prenant en compte qu'une phase de 180° entre les signaux émanant des bords de fissure. [36][38], [39]

En changeant la distance (2S) entre les transducteurs la focalisation de la profondeur des ondes dans le métal (avec le maximum de sensibilité), et peut être optimisé pour la région où le défaut est prévu être présent car les échos sur les bouts de fissure sont directionnels, les transducteurs doivent être déplacés sur l'endroit estimé du défaut axialement ou circonferentiellement pour détecter le maximum d'écho. Normalement on varie la fréquence de 5 à 15MHz et une large bande de son en vue couvrir la majeure partie du défaut. Pour estimer à travers la paroi la taille et la profondeur depuis la surface, on utilise le théorème de Pythagore sous réserves suivantes :

- La fissure est orientée suivant un plan perpendiculaire à la fois à la surface de contrôle et au segment 2S liant l'émetteur et le récepteur.
- La fissure est au milieu entre les transducteurs.

Les temps d'arrivée des signaux sont :

- Le temps d'arrivée de l'écho latéral ; Eqn. (2.16)  $t_L = \frac{2S}{C}$
- Le temps d'arrivée de l'écho du bout supérieur de la fissure :

$$t_1 = \frac{2\sqrt{d^2 + S^2}}{C} \quad ; \text{Eqn (2.17)}$$

- Le temps d'arrivée de l'écho de base de la fissure:

$$t_2 = \frac{2\sqrt{(d+h)^2 + S^2}}{C} \quad ; \text{Eqn. (2.18)}$$

- Le temps d'arrivée de l'écho la paroi inférieure:

$$t_{pi} = \frac{2\sqrt{e^2 + S^2}}{C} \quad ; \text{Eqn.(2.19)}$$

- La profondeur d de la fissure depuis la surface de sondage:

$$d = \frac{1}{2} \cdot \sqrt{C^2 t_1^2 - 4S^2} \quad ; \text{Eqn. (2.20)}$$

- La longueur de la fissure :

$$h = \frac{1}{2} \cdot \sqrt{C^2 t_1^2 - 4S^2} - d \quad ; \text{Eqn.(2.21)}$$

- La distance entre transducteurs :

$$2S = \sqrt{C^2 t_{pi}^2 - 4e^2} \quad ; \text{Eqn. (2.22)}$$

- Le retard  $t_0$  peut être déterminé depuis l'onde latérale :

$$2t_0 = \frac{t_1 - 4S}{C} \quad ; \text{Eqn. (2.23)}$$

- Le retard  $t_0$  peut être déterminé depuis l'écho de la paroi inférieure :

$$2t_0 = \frac{t_{pi} - 2\sqrt{2S^2 + e^2}}{C} \quad ; \text{Eqn. (2.24)}$$

$2S$  : Distance séparant les transducteurs.

$C$  : Vitesse de propagation de l'onde dans le matériau.

$d$  : Position depuis la surface d'inspection.

$h$  : Longueur de la fissure.

$e$  : Epaisseur du matériau.

#### d. Méthode d'écho de bout de fissure SPOT:

La technique (Satelite Pulse Observation Technic) est basée sur la mesure de TOF entre l'écho de tête et de pied de fissure. La technique à quelques ressemblances à TOFD pourtant on utilise un seul transducteur.

On estime la taille de la fissure d'après le TOF entre le bas et le sommet de la fissure grâce à la formule suivante:

$$h = \frac{C \cdot TOF}{2 \cdot \cos \alpha} \quad [36][37] \quad ; \text{Eqn. (2.25)}$$

$C$  : est la vitesse des ondes ultrasonore relative au matériau contrôlé (en mm/s).

$\alpha$  : angle de réfraction du faisceau ultrasonore (en degrés).

$e$  : épaisseur de la pièce contrôlée (en mm).

La difficulté de cette méthode vient de la difficulté de perception du signal de bout de fissure.

La détection peut être améliorée par la sélection des transducteurs et de l'angle de réfraction. Dans la plus part des cas on utilise des fréquences de 15MHz et des transducteurs focalisés qui génèrent des ondes à 45°. Puisque l'écho de tête est directionnel, le transducteur doit être déplacé axialement et circonférentiellement en vue d'avoir l'écho le plus net fig. 2.39.

Il faut bien savoir distinguer l'écho de tête de celui de base de la fissure et pour ce il faut savoir que 180° de phase les sépare, fait qui doit être prise en compte ou on peut avoir recours à des logiciels.

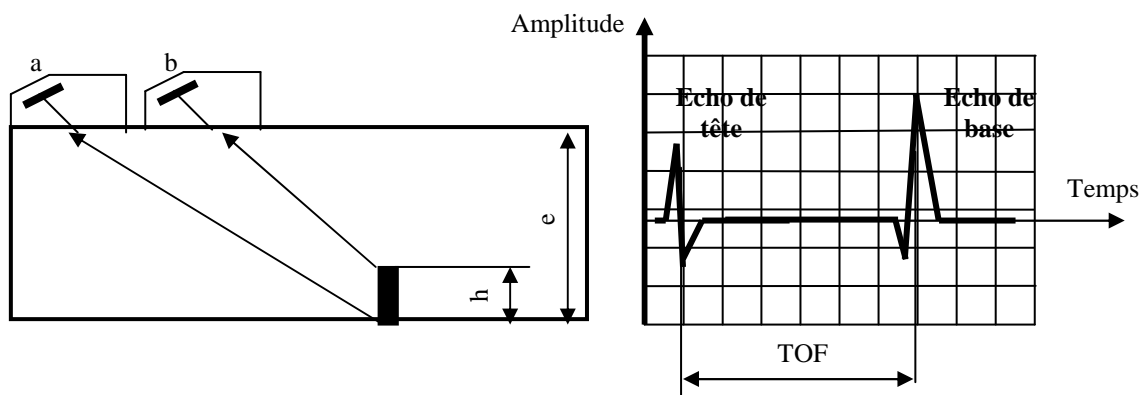


Fig.2.39. Principe du contrôle de fissures verticales par des ondes longitudinales méthode SPOT [36][37],[38]

## 5- Conclusion :

La plus part des fissures résultent des tensions qui naissent lors du refroidissement du joint. Si les dilatations sont bloquées, les tensions produisent des contraintes résiduelles qui sont à l'origine des fissures. Il y alors deux forces opposées; Les efforts induites par le retrait du métal, et la rigidité du métal de base, les tensions dues au retraits augmentent quand le volume du métal rétrécissant augmente, les soudures larges et profondes augmentent les forces de retrait, les tensions induites par ces efforts accroissent le rapport entre la force du métal déposé et le métal de base. Cela n'exclut pas le concours d'autres facteurs tel que :

- Teneur en hydrogène de l'électrode.
- Hydrogène dans le métal de base contaminé. (humidité dans la pièce).
- Pourcentage trop élevé de soufre ou de phosphore dans le métal de base.
- Pourcentage élevé de carbone dans la pièce à souder.
- Joint trop fortement bridé. (bride: moyen pour retenir les pièces lors du retrait du métal).
- Refroidissement rapide d'un matériau fragile et sensible à la trempe. (trempage).
- Soudures trop petites pour la grosseur, la rigidité et les effets de trempe produits par les pièces jointes.
- Mauvais accostage des plaques. (pièces mal assemblées avant soudage).
- Electrodes inappropriées. (mauvais choix du soudeur.)
- Défauts secondaires tels que manque de pénétration, soufflures (porosité), cratères allongés, ...etc. qui peuvent être à l'origine du défaut plus grave qui'est la fissuration.

Des précautions énormes doivent être entreprises pour parer aux causes des fissures, il est essentiel d'accorder une attention particulière à la séquence de soudage, préchauffage, températures, d'inter passes, traitement post-soudage, conception du joint.

## 1- Introduction :

Nous pouvons définir la ténacité d'un matériau, avant d'étudier les concepts de mécanique de la rupture, comme étant sa résistance vis-à-vis de la rupture. Une rupture de type fragile peut théoriquement survenir sans défaut. Toutefois, la plupart des ruptures sont initiées par un défaut qui est le plus souvent une fissure. Il est important de connaître ce qui se passe avant cette rupture, c'est-à-dire le phénomène qui est provoqué par l'application de charges et qui se manifeste par l'apparition, puis par la propagation de fissures. Ce problème est de première importance dans la mécanique ; avions, automobiles, moteurs, etc. sont soumis à d'importantes sollicitations qui peuvent être à l'origine des fissures.

L'évolution d'une fissure peut être divisée en trois phases :

- l'initiation (ou amorçage) de la fissure,
- la propagation stable,
- la propagation rapide, conduisant à la rupture de l'élément.

La rupture de l'élément peut être de type ductile, fragile ou mixte. La dimension et la géométrie de la fissure amenant à la rupture de l'élément étant dépendantes de la propagation, la rupture dépend directement de toute la phase d'évolution de la fissure. C'est pourquoi, lorsque l'on parle de la rupture, qu'elle soit fragile ou ductile, il convient de connaître la phase de propagation.

Le but de ce chapitre est de présenter les concepts généraux concernant la ténacité des détails de construction. Il présente les bases scientifiques ainsi que les théories qui vont être utilisées dans la suite du travail.

## 2 - Modèle élasto plastique :

L'approche la plus prometteuse réside dans le développement d'une analyse élasto plastique comme extension de l'analyse linéaire (classique), les concepts les plus utilisés sont :

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

### 2.1. Phases de propagation d'une fissure :

L'évolution d'une fissure peut être divisée en trois phases : l'initiation (ou amorçage) de la fissure, la propagation stable et la propagation rapide, conduisant à la rupture de l'élément.

#### 1) L'initiation (ou amorçage) de la fissure :

Est influencée principalement par la différence de contraintes, par le facteur de concentration de contraintes (facteur " normalisant " la géométrie du détail), par la microstructure du matériau, par la contrainte moyenne et par l'environnement. Plusieurs modèles tentant d'expliquer ce phénomène ont été développés.. En général, selon les différents auteurs, on admet que la phase d'initiation est terminée lorsque la fissure atteint une certaine dimension  $a_0$ , souvent prise entre 0.1 mm et 0.25 mm. Pendant longtemps la dimension observable de la fissure minimale a été de 0.1 mm.

## 2) La propagation stable:

Est influencée principalement par la différence de contraintes, par la géométrie du détail et par la géométrie de la fissure. La microstructure du matériau, la contrainte moyenne et l'environnement ont une influence moindre. Un grand nombre de modèles ont été développés pour représenter le comportement de la fissure dans cette phase..

## 3) La propagation rapide :

Qui conduit à la rupture de l'élément. L'effort est ici très faible et la propagation très rapide. Mentionnons encore que la rupture peut intervenir à n'importe quel moment, et non pas seulement après la phase de propagation rapide. Souvent, une petite fissure est à l'origine d'une rupture fragile, alors qu'une rupture ductile a lieu après la phase de propagation rapide, qui ne peut pas être décrite par la mécanique de la rupture linéaire élastique traditionnelle.

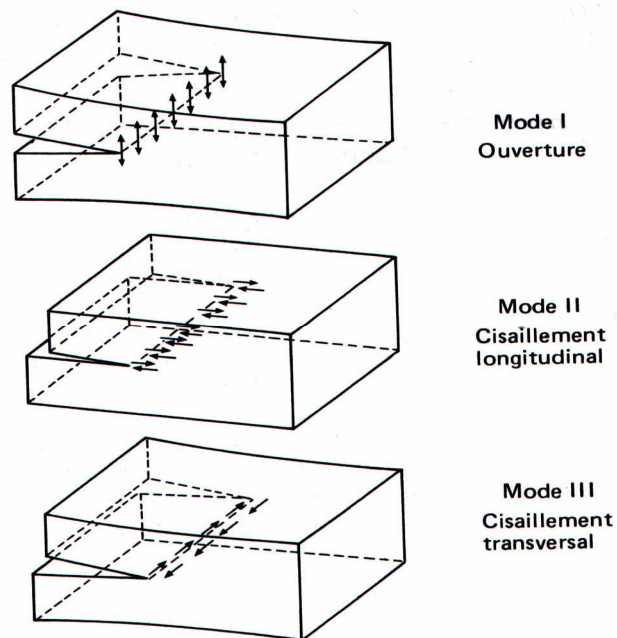
On constate au vu de ce qui précède que pour étudier la rupture d'un élément, la connaissance de tout le processus est important. rupture fragile sans défaut initial.

## 2.2. Modes de rupture

Pour décrire les déplacements ou les contraintes dans une fissure, il est nécessaire de distinguer trois modes, décrivant le mouvement relatif des deux surfaces de la fissure (figure 3.1) :

- Mode I : " mode par ouverture " ; les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une par rapport à l'autre.
- Mode II : " glissement droit " ; les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan, perpendiculairement au plan de la fissure.
- Mode III : " glissement vis " ou " déchirement " ; les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan, parallèlement au front de la fissure.

Fig 3.1 Modes d'ouvertures de lèvres de fissures



Le mode I est le mode principal de rupture. Il concerne les cas de chargement les plus importants et les plus dangereux.

Les réflexions contenues dans ce travail concernent uniquement le mode I de rupture.

### 2.3. Analyse des fissures en élasticité linéaire bidimensionnelle :

Une fissure plane ayant un front rectiligne qui correspond à une discontinuité où les contraintes normales sont nulles et où le déplacement subit une discontinuité, de part et d'autre des lèvres de la fissure. Tout problème faisant intervenir une fissure conduit à des contraintes et des déformations infinies.

#### 1) Hypothèses :

- Le matériau est supposé homogène et isotrope.
- On néglige les forces de volume et les accélérations, (la rupture dynamique n'est pas traitée).

On se restreint au problème 2D.

#### 2) Etat de contrainte plane : (s'adapte aux cas de plaques minces)

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{yx} & 0 \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{Eqn (3.1)}$$

$$\varepsilon = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{yx} & 0 \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{zz} \end{pmatrix}$$

caractérisé par  $\sigma_{zz} = 0$  et  $\varepsilon_{zz} \neq 0$

#### 3) Etat de déformation plane : (s'adapte aux cas de plaques épaisses)

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{yx} & 0 \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \quad \text{Eqn (3.2)}$$

$$\varepsilon = \begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{yx} & 0 \\ \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

caractérisé par  $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$  et  $\varepsilon_{zz} = 0$

**2.4. Facteur d'intensité de contrainte :**

Une tôle d'épaisseur B comporte une fissure de dimension (2 a . b), soumise à une contrainte  $\sigma$  uni axiale voir fig. 3.2 :

D'après la théorie de l'élasticité, les contraintes tendent vers l'infini quand on se rapproche de l'extrémité en  $\sqrt{\rho}$ . Si  $\rho$  devient grand par rapport à la dimension de la fissure, les contraintes ont un comportement asymptotique, et les termes en  $\sqrt{\rho}$  commencent à intervenir d'après l'équation : [32]

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + o(r) \quad \text{Eqn (3.3) :}$$

- $f_{ij}(\theta)$  : fonction de l'angle polaire à l'extrémité de la fissure.
- K : facteur d'intensité.
- O(r): reste (autres termes).

Le facteur d'intensité rassemble à lui tout seul l'influence de la dimension de la fissure, des forces appliquées et de la géométrie de la pièce fissurée. C'est un facteur de comparaison.

La pointe de la fissure constitue une singularité ce qui correspond à la limite d'une entaille de forme elliptique aigu ( $b \ll a$ ).

Le facteur de concentration de contrainte est donné par la relation suivante:  
Eqn (3.3)

$$\text{Ou } \begin{matrix} KT \approx \sqrt{a/r} & \text{Pour } a \gg r \\ KT \rightarrow \infty & \text{pour } r \rightarrow 0 \end{matrix} \quad \text{Eqn (3.3')}$$

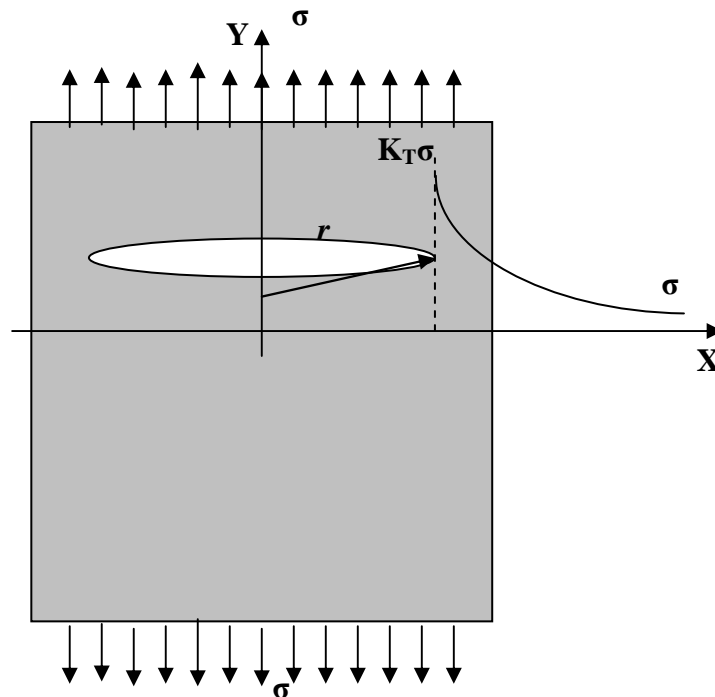


Fig. 3.2 : Représentation des contraintes (influence du facteur d'intensité de contrainte)

IRWIN [ 6 ] à établi un résultat essentiel en élasticité: le premier terme du DL des contraintes devant une fissure est le même pour tous les problèmes correspondant à un mode d'ouverture donné; est connu à un facteur pré noté: KI, KII, KIII , selon le mode. Donc le problème de fissure revient à déterminer le facteur d'intensité de contrainte K

**Remarque :**

Ne pas confondre KT et K .

- KT ; est le facteur de concentration de contrainte, donne une information locale à la pointe de l'entaille  $KT= 2 \sqrt{a/\rho}$  , sans dimension.
- K ; est le facteur d'intensité de contrainte, décrit l'ensemble de la singularité spatiale du champ de contrainte. K est de dimension :  $(F\sqrt{L})/L^2$  ou  $N m^{-3/2}$  ou  $MPa\sqrt{m}$ .

**2.5. Relation entre contraintes et le facteur de concentration de contrainte :**

Le mode I est le plus utilisé

1) Contraintes : Eqn (3.4)

$$\sigma_x = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\sigma_y = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right)$$

$$\tau_{xy} = \frac{KI}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right)$$

En contrainte plane  $\sigma_z = 0$

En déformation plane  $\tau_{xy} = \tau_{yz} = 0$  et  $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$

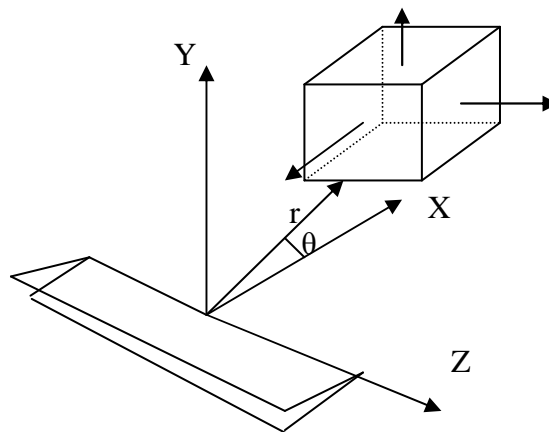


Fig. 3.3 : répartition des contraintes devant une singularité

2) Déplacements : Eqn (3.5)

$$U_x = \frac{KI}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

$$U_y = \frac{KI}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left( 2 - 2\nu + \cos^2 \frac{\theta}{2} \right)$$

$\Omega = \mathbb{C}$  En déformation plane

$\nu$  : coefficient de poisson

$G$  : module d'élasticité au cisaillement.

$E$  : module de Young  $E = 2G(1+\nu)$

A l'extrémité de la fissure se forme une zone plastifiée. Si sa taille demeure assez petite, elle n'a à pour effet que de décaler la distribution singulière des contraintes d'une quantité  $r_y$  :

$$r_y = \frac{1}{\alpha\pi} \left( \frac{KI}{\sigma_p} \right) ; \text{Eqn (3.5')}$$

La fissure se comporte vis-à-vis de la rupture comme si la longueur était augmentée de  $r_y$ , la zone plastifiée à une dimension  $R = 2r_y$  et  $R < (b/2.5\pi\alpha)$ ,  $\sigma$  doit être  $< 0.4R_p$

2.6. Etude des fissures du point de vue énergétique (modèle énergétique) :

L'équation thermodynamique d'un corps en fissuration (bilan énergétique) s'établit en considérant un corps en fissuration (fig. 3.4), dont :

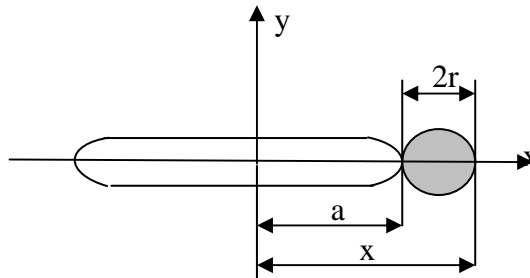


Fig. 3.4 : représentation d'une fissure et de la zone plastique en bout de fissure

$S_0$  : Surface initiale de la fissure à  $t = 0$ .

$A(t)$  : Aire de la fissure créée dans le solide au cours du temps ( toujours en modification).

L'évolution de l'aire totale au cours du temps  $S(t) = S_0 + A(t)$ .

Le bilan énergétique : Eqn (3.6)

$$\frac{dU}{dt} = \frac{dV}{dt} + \frac{dW_c}{dt} + \frac{dD}{dt} \quad \text{Eqn (3.6)}$$

U : travail effectué par une force extérieure.  
 V : Energie élastique récupérable stockée dans le solide.  
 Wc : Energie cinétique de propagation de la fissure.  
 D : Somme des Energies dissipées de façon irréversible.

$$\frac{dD}{dt} = \frac{dD}{ds} \times \frac{ds}{dt} \quad \text{et} \quad \frac{dD}{dt} = \frac{dD}{dA} \times \frac{dA}{dt} \quad \text{Eqn (3.7)}$$

On pose :  $\frac{dD}{dA} = \gamma$  énergie nécessaire à la création d'une surface de rupture.

$$\text{On peut écrire que : } \frac{dD}{dA} = \gamma \frac{dA}{dt} \quad \text{Eqn (3.8)}$$

Plusieurs cas se présentent :

### 1) Cas statique : (pas de propagation de la fissure)

L'énergie cinétique constante  $\frac{dWc}{dt} = 0$  on dit qu'on est en situation quasi-statique. Le bilan s'écrit alors :

$$\frac{dU}{dt} = \frac{dV}{dt} + \frac{dD}{dt} \quad \text{Eqn (3.9)}$$

Autrement dit ;

$$\frac{dU}{dt} - \frac{dV}{dt} = \frac{dD}{dt} \quad \text{Eqn (3.10)}$$

$$\text{Ou encore : } \frac{dU}{dA} - \frac{dV}{dA} = \frac{dD}{dA} \quad \text{Eqn (3.11)}$$

$$\text{Ce qui revient à dire : } \frac{d(U - V)}{dA} = \gamma \quad \text{Eqn (3.12)}$$

La relation précédente représente le critère de rupture :

(U-V) : représente l'énergie disponible pour la rupture.

$\gamma$  : Représente l'énergie nécessaire à la création de surfaces de rupture.

### 2) Cas dynamique : (stabilité et instabilité de la rupture)

On abouti à la déchirure si l'énergie disponible est suffisante, on formule ceci par :

$$\frac{d}{dA} \left[ \frac{d(U - V)}{dA} - \gamma \right] = \quad \text{Eqn (3.13)}$$

si , la dérivée = 0 donc c'est l'équilibre.

si , la dérivée > 0 donc c'est la déchirure instable.

si , la dérivée < 0 donc c'est la déchirure stable.

Evaluons Uy et V pour  $\theta = 0$  ; voir fig. 3.4

$$U_y = \frac{2KI}{E_1} \sqrt{\frac{-2r}{\pi}} \quad \text{Pour } r < 0 \quad \text{Eqn (3.14)}$$

En contrainte plane  $\sigma_z = 0$  ;  $E_1 = E$

En déformation plane  $U_z = 0$  et  $E_1 = E/(1 - \nu^2)$

Posons  $r = x - a$  : l'énergie élastique

$$dV = \int_v \frac{1}{2} \sigma \varepsilon dV \quad \text{Eqn (3.15)}$$

L'équation devient :

$$dV = -2 \int_a^{a+da} \frac{1}{2} \sigma_y(x) U_y(x - da) da \quad \text{Eqn (3.16)}$$

En utilisant les expressions de  $\sigma_y$  et  $U_y$  :  $dV = -\frac{KI^2}{E_1} da$   
D'où :

$$-\frac{dV}{da} = \frac{KI^2}{E_1} \quad \text{Eqn (3.17)}$$

Si de plus la fissure se propage sans déplacement des points d'application des charges extérieurs ; on pose  $dU = 0$  dans l'équation Eqn (3.12) qui devient :

$$\frac{d(U - V)}{dA} = -\frac{dV}{da} \quad \text{Eqn (3.18)}$$

D'après l' Eqn (3.17) et Eqn (3.18) , on peut écrire : [6]

$$\frac{d(U - V)}{dA} = \frac{KI^2}{E_1} = g_I \quad \text{Eqn (3.19)}$$

Où  $g_I$  : représente la force d'extension de la fissure.

$g_{Ic}$  : C'est la valeur critique de  $g_I$ , également caractéristique du matériau.

### 2.7. Facteur d'intensité critique :

$K_{Ic}$  ; la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte, il caractérise la résistance à la propagation des fissures en mode I ,sa valeur est indépendante de la géométrie du détail et des conditions de chargement, à condition que le matériau soit isotrope.

- Si  $KI \geq K_{Ic}$  la fissure se propage de façon instable.
- Si  $KI \leq K_{Ic}$  la fissure ne peut se propager, donc la structure est sûre.

D'après IRWIN [7] le facteur d'intensité critique peut être calculé d'après les conditions limites du facteur d'intensité :

$$KI = \lim_{\rho \rightarrow 0} \sigma_{\max} \frac{\sqrt{\pi}}{2} \sqrt{\rho} \quad \text{Eqn (3.20)}$$

Dans la littérature [6],[46] on trouve :

$$KI = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad [46] ; \text{Eqn (3.21)}$$

Où  $\alpha$  : un facteur correctif tenant compte de la géométrie de la fissure et du mode de sollicitation, en Mode I pour une fissure de taille  $2a$  :

$$KI = \sigma \sqrt{\pi a} \quad ; \text{Eqn (3.22). [46]}$$

Cas pratique : [6]

Eprouvette de flexion en 3 points, voir fig 3.5.

$$KI = \frac{3PS}{2W^2 B} \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad \text{Eqn (3.23)}$$

$f\left(\frac{a}{W}\right)$ : facteur correctif qui dépend de  $B/W$

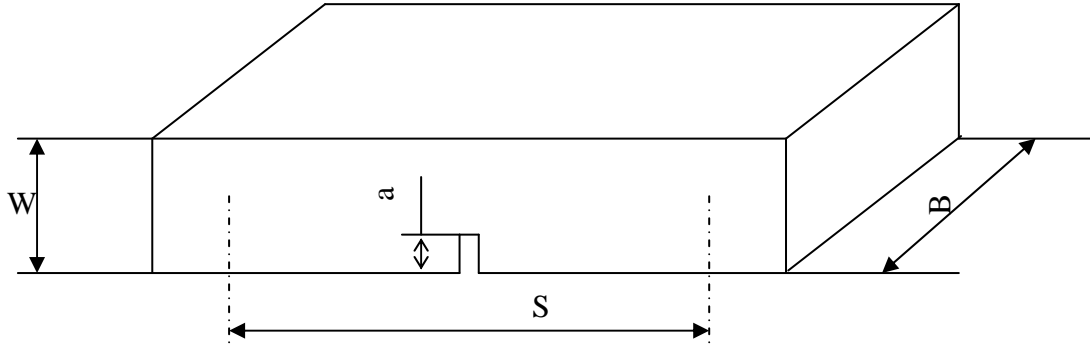


Fig. 3.5 - Epreuve de flexion en trois points

si  $B/W = 4$

$$f(a/w) = 1.09 - 1.735(a/W) + 8.20(a/W)^2 - 14.18(a/W)^3 + 14.57(a/W)^4$$

si  $B/W = 8$

$$f(a/w) = 1.07 - 2.120(a/W) + 7.71(a/W)^2 - 13.55(a/W)^3 + 14.25(a/W)^4$$

la précision est de 0.2% pour  $(a/W) \leq 0.6$

Pour  $W/B = 2$  et  $S/W = 4$  on calcule  $KIc$  d'après l'Eqn (3.24):

$$KIc = (P/B\sqrt{W}) [11.58(a/W)^{1/2} - 18.42(a/W)^{3/2} + 87.18(a/W)^{5/2} - 150.66(a/W)^{7/2} + 154.8(a/W)^{9/2}] \quad \text{Eqn (3.24)}$$

## 2.8. Taux de libération d'énergie :

Griffith en 1920, proposa une théorie de rupture fragile, fondée sur la compétition entre l'énergie restituée lors de l'avancée de la fissure et l'énergie dissipée sous forme de nouvelles surfaces créées et indiqua l'équation (3.25) :

$$g = - \frac{\partial P}{\partial A}$$

$g$  : Représente la force d'extension de la fissure, Où le taux de restitution de l'énergie.

$P$  : L'énergie potentielle stockée dans la structure.

$\partial A$  : L'incrément de surface qui correspond à l'extension de la fissure.

### 3- La complaisance:

#### 3.1. Définition:

La complaisance  $C$  ou “compliance en anglais”, l’inverse de la rigidité  $k$ , elle représente le déplacement provoqué par une force égale à l’unité. [7]

$C$  représente le rapport entre le déplacement provoqué par une force  $F$  et la force elle-même [32].

$$P = k v \quad \text{d’où le déplacement} \quad v = P/k \quad \text{Eqn (3.26)}$$

$$\text{puisque : la complaisance} \quad c = 1/k, \quad \text{on obtient :} \quad v = C P \quad \text{Eqn (3.27)}$$

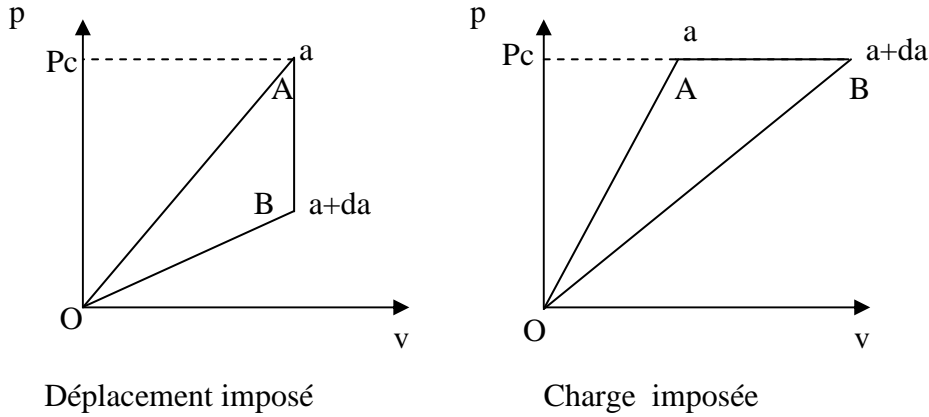


Fig. 3.6 : Représentation de la complaisance dans deux cas : charge imposée – déplacement imposé

$P_c$  : la charge critique

L’énergie nécessaire à la propagation de la fissure de  $a$  et  $(a+da)$  est égale à

à l’aire OAB (fig. 3.6) :

$$U = \int_0^{P_c} [v(a + \Delta a) - v(a)] dP ; \text{Eqn (3.28)}$$

Si nous effectuons un DL du premier ordre ;

$$v(a + \Delta a) - v(a) \approx \left( \frac{\partial v}{\partial a} \right)_P \Delta a ; \text{Eqn (3.29)}$$

$$\text{Dérivons l’équation (3.27) :} \quad \left( \frac{\partial v}{\partial a} \right) = P \left( \frac{\partial C}{\partial a} \right)_P ; \text{Eqn (3.30)}$$

Si nous substituons (3.30) et (3.29) dans l’équation (3.28) :

$$U = \left( \frac{\partial C}{\partial a} \right)_P \Delta a \int_0^{P_c} p dp = \frac{1}{2} P_c^2 \Delta a \left( \frac{\partial C}{\partial a} \right)_P ; \text{Eqn (3.31)}$$

Posons  $g = \frac{U}{\Delta a}$  l’énergie unitaire de propagation de la fissure, on trouve :

$$\frac{U}{\Delta a} = g = \frac{1}{2} P_c^2 \left( \frac{\partial C}{\partial a} \right)_P ; \text{Eqn (3.32)}$$

**3.2. Discussion:**

D'après les équations (3.32) :  $g = \frac{1}{2} P c^2 \left( \frac{\partial C}{\partial a} \right)_P$  et

$$(3.19) : \frac{KI^2}{E_1} = g_I$$

On peut voir la relation entre le facteur d'intensité de contrainte et la complaisance ; on peut en conclure que la mesure de C ou de sa dérivée par rapport à la longueur de la fissure permet de déterminer le facteur d'intensité de contrainte.

**4 - Ecartement en fond de fissure (COD):**

En 1961, Wells proposa de caractériser le comportement du voisinage d'une fissure aiguë par l'écartement des deux lèvres en fond de fissure.

Ce concept est analogue à celui de l'énergie de propagation de fissure. La déformation en fond de fissure  $v$  étant une fonction linéaire de  $KI^2$ , il en est de même du COD. Celui-ci présente un avantage considérable  $KI$  et  $gI$ , c'est qu'il peut être mesuré même lorsque la zone plastique devient très importante (cas de pièces de faible épaisseur).

Dugdale [34].propose d'exprimer le (COD) selon la relation suivante :

$$\sigma = 8 \frac{\sigma_e a}{\pi E} \operatorname{Ln} \left[ \frac{1}{\cos \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e} \right)} \right] \quad \text{Eqn (3.33)}$$

En effectuant un développement en série : Eqn (3.34)

$$\delta = 8 \frac{\sigma_e a}{\pi E} \left[ \frac{1}{2} \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e} \right)^2 + \frac{1}{12} \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e} \right)^4 + \dots \right]$$

Pour  $\sigma < 3 \sigma_e / 4$ , le premier terme suffit à donner une approximation de  $\sigma$

$$\delta = 8 \frac{\sigma_e a}{\pi E} \left[ \frac{1}{2} \left( \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_e} \right)^2 \right] = \frac{\pi a \sigma^2}{\sigma_e E} \quad \text{Eqn (3.35)}$$

Sachant que :  $\frac{KI^2}{\pi a} = \sigma^2$  Eqn (3.36)

en remplaçant Eqn (3.36) dans l'équation Eqn (3.37) on obtient la relation

$$\delta = \frac{\pi a \sigma^2}{\sigma_e E} = \frac{KI^2}{E \sigma_e} \quad \text{Eqn (3.37)}$$

Par identification à l'Eqn (3.19) : 
$$\delta = \frac{KI^2}{E \sigma_e} = \frac{g_I}{\sigma_e} \quad \text{Eqn (3.38)}$$

**4.1. Discussion:**

D'après ces deux relations, on peut voir l'analogie entre  $\delta$  et KI d'une part, et  $g_I$  d'autre part ce qui implique que, la connaissance de l'écartement en fond de fissure  $\delta$  fournit un critère de rupture qui peut remplacer le critère classique de KI et  $g_I$ .

La longueur  $2ac$  de la fissure (longueur critique) peut être reliée au COD critique par la relation suivante :

$$2ac = \delta c f \quad \text{Eqn (3.39).} \quad f : \text{Facteur de correction.}$$

**4.2. Signification physique illustrée du COD :**

La figure (fig.3.7) ci contre admet l'hypothèse d'un centre de rotation fixe de l'éprouvette, l'ouverture en fond de fissure peut s'exprimer en fonction de l'écartement des lèvres de la fissure :

$$COD = \frac{V}{1 + n \frac{(a + z)}{(W - a)}} \quad \text{Eqn (3.40)}$$

- V : écartement mesuré.
- Z : épaisseur des cales
- a : longueur de la fissure
- n : coefficient définissant le centre de rotation.
- W : largeur de l'éprouvette.

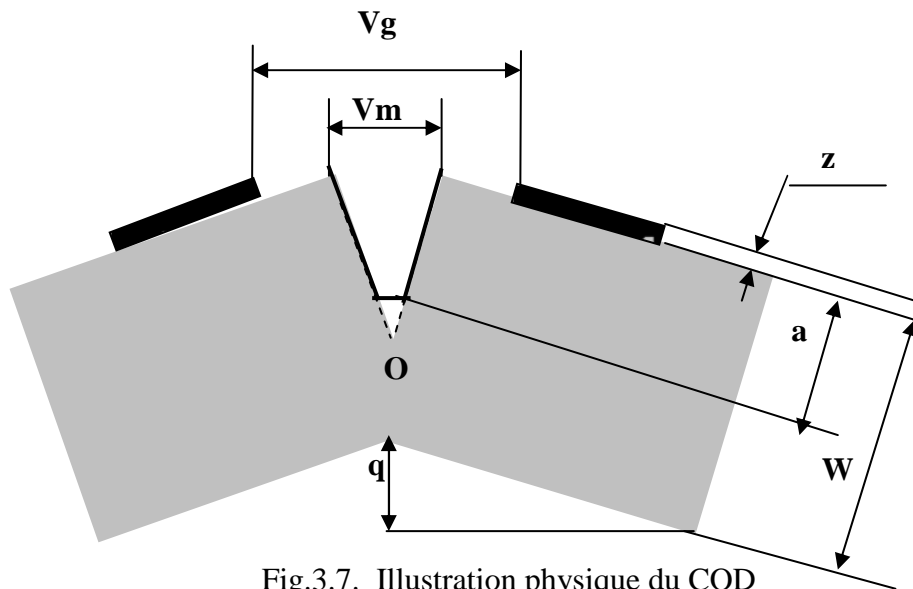


Fig.3.7. Illustration physique du COD

### 4.3. Application de la méthode de la complaisance : (charges partielles)

Le principe de cette méthode développée par Clarcke, est la mesure de la croissance de la fissure tout au long de du chargement. Au cours de l'enregistrement de la courbe charge déplacement du point d'application des décharges partielles de 10% sont effectuées ponctuellement et linéairement (décharges élastiques), on mesure la pente par agrandissement. Cette pente est inversement proportionnelle à la section de l'éprouvette c'est à dire, au ligament (b-W) restant.

$$C = E \cdot B \cdot V/P \quad \text{Eqn (3.41)}$$

E : module de young

B : épaisseur de l'éprouvette.

V/P : pentes relevées sur les décharges, représente aussi la courbe décharge en fonction de l'ouverture (COD). (fig.3.7)

C : complaisance.

### 4.4. Relation entre la complaisance et la longueur de la fissure :

D'après SEXANA et HUDAK et TOYCE pour une éprouvette 3 points:

$$a/W = 0.998265 - 3.81662 \mu - 1.80596 \mu^2 + 32.3104 \mu^3 - 44.156 \mu^4 - 52.6788 \mu^5 \quad \text{Eqn (3.42.) avec}$$

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{EB \frac{V}{p} + 1}} \quad \text{Eqn(3.43)}$$

En se basant sur la fig. (3.7), TADA [7] donne : Eqn(3.44)

$$\frac{V_m}{P} = \frac{50 \cdot (1 - \nu^2)}{E \cdot B} \left( \frac{a}{W} \right) \left[ 0.76 - 2.28 \left( \frac{a}{W} \right)^2 - 2.04 \left( \frac{a}{W} \right)^3 + \frac{0.66}{\left( 1 - \frac{a}{W} \right)^2} \right]$$

$$\text{Avec :} \quad \frac{V_g}{P} = \frac{V_m}{P} + \frac{4z \left( \frac{q}{P} \right)}{S} \quad \text{Eqn (3.45)}$$

Où selon la fig. 3.7

Z : épaisseur des cales.

q : déplacement.

S : distance entre appui

Certains auteurs donnent une forme exponentielle [6]

$$C = E.B.(V_m / P) = 2.508 \exp(4.168 \cdot a/W) \quad ; \text{Eqn (3.46)}$$

Gross et co-auteurs introduisent l'influence des cales  $z$  : [17]

$$Vg \cdot E \cdot B = Cmg \cdot 2.508 \exp(43.1689 \cdot a/W) \quad \text{Eqn (3.47)}$$

Avec ;  $Cmg = 1 + z / (a + r(W-a))$  et  $Vg = Cmg \cdot Vm$

$$\text{Bucci [17] : } C = E \cdot B \cdot d/P = 20.17 + 28.48 \cdot f(a/W) \quad \text{Eqn (3.48)}$$

pour  $S/W = 4$  et  $V = 1/3$

$$f(a/W) = (a/W)^2 \cdot [4.21 - 8.89(a/W) + 36.9(a/W)^2 - 83.6(a/W)^3 + 174.3(a/W)^4 - 284.8(a/w)^5 + 387.6(a/W)^6 - 322(a/W)^7 + 149.8(a/W)^8] \\ \text{Eqn (3.49)}$$

Towers et Garwood [17] proposent pour :  $S/W = 4$  et  $0 < a/W < 0.6$

$$f(a/W) = 11.6(a/W)^{1/2} - 18.4(a/W)^{3/2} + 87.2(a/W)^{5/2} - 150.4(a/W)^{7/2} + 154.8(a/W)^{9/2} \\ \text{Eqn (3.50)}$$

## 5- L'intégrale J:

La notion de l'intégrale J [7][6][13] (ou l'intégrale de Rice- Cherpanov) , à été introduite pour lever l'hypothèse du matériau parfaitement plastique et approcher le comportement réel, on introduit la notion de matériau élastique non linéaire qui donne la même forme que la courbe de déformation.

Cette hypothèse reste raisonnable, tant que le chargement reste radial et il n'y a pas de brusques variations dans la direction du chargement appliqué par conséquent pas de déchargement.

Dans le cas de l'élasticité linéaire, le potentiel élastique dont viens les contraintes :

$$W(\boldsymbol{\varepsilon}) = \int_0^{\boldsymbol{\varepsilon}} \boldsymbol{\sigma}_{ij} d\boldsymbol{\varepsilon}_{ij} ; \text{Eqn (3.51)}$$

Où W : Densité élastique ou densité d'énergie de déformation.

$$\boldsymbol{\sigma}_{ij} = \frac{\partial W}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_{ij}} \quad \text{Eqn (3.52)}$$

Le calcul suppose une propagation sans déviation ainsi que l'absence de forces sur les lèvres de la fissure.

### 5.1. Définition :

La variation de l'énergie est égale à une intégrale indépendante du contour d'intégration :

$$J = \int_{\Gamma} \left( w dy - T \frac{\partial u}{\partial x} \right) ds \quad \text{Eqn (3.53)}$$

$\Gamma$  : Chemin dans le plan autour de l'extrémité de l'entaille

W : Densité d'énergie de déformation.

$\boldsymbol{\varepsilon}_{ij}$  : Tenseur de déformation en chaque point du plan

T : Vecteur traction en un point du contour  $\Gamma$ ,  $T = \sigma_{ij} n_j$

ds : Un élément d'arc.

### 5.2. Concept de l'intégrale J :

Plus loin de l'extrémité de la fissure, la distribution des contraintes et des déformations est approchée par la solution asymptotique proposée par (HRR) Hutchinson, Rice et Rosengren la loi de comportement du matériau est écrite sous la forme :

$$\frac{\boldsymbol{\varepsilon}}{\boldsymbol{\varepsilon}_0} = \left( \frac{\boldsymbol{\sigma}}{\boldsymbol{\sigma}_0} \right)^N \quad \text{Eqn (3.54)}$$

$\sigma, \varepsilon, N$  : constantes du matériau

- pour  $N = 1$  : on retrouve l'élasticité linéaire.
- Pour  $N \rightarrow \infty$  : on approche une loi correspondant à un matériau parfaitement plastique

N : représente le coefficient d'écroutissage du matériau, présentait au voisinage de la pointe de la fissure un champ de contraintes et de déformations ayant l'expression singulière suivante:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left( \frac{J}{\sigma_0 \varepsilon_0 I_N} \right)^{\frac{N}{N+1}} r^{\frac{N}{N+1}} f_{ij}(\theta, N) \quad \text{Eqn (3.55)}$$

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_0 \left( \frac{J}{\sigma_0 \varepsilon_0 I_N} \right)^{\frac{N}{N+1}} r^{\frac{N}{N+1}} f_{ij}(\theta, N) \quad \text{Eqn (3.56)}$$

$f_{ij}$  et  $\varepsilon_{ij}$  : sont solutions de l'équation différentielle

- pour  $N = 1$ , la solution se met sous la forme :

$$J = \frac{KI^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{Eqn (3.57)}$$

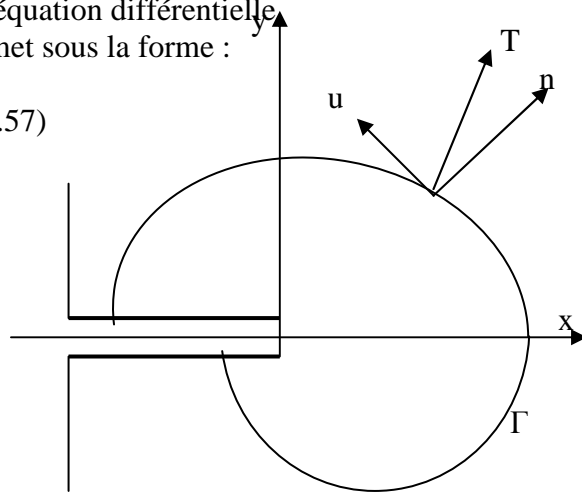


Fig.3.8: Courbe intégrale J

### 5.3. Propriétés de l'intégrale J:

J est indépendante du contour  $\Gamma$ , elle est équivalente à  $gI$ .

J représente le taux de libération d'énergie (en élasticité linéaire) et correspond à une avancée infinitésimale de la fissure ; soit :

$$J = - \frac{1}{B} \frac{dP}{da} \quad \text{Eqn(3.58)}$$

P : Energie potentielle totale

a : Longueur de la fissure.

La mesure de J se fait par la méthode de la complaisance selon Begley et Landes fondé sur le fait que, sous un déplacement imposé  $v$ , J est égale à la variation de l'énergie de déformation élastique U par unité d'épaisseur B.

voir fig. 3.8.

en déplacement imposé ; 
$$u = \int_0^{\Delta a} P dv \quad \text{Eqn (3.59)}$$

alors se calcule d'après l' Eqn (3.60): 
$$J = - \frac{1}{B} \frac{dP}{da}$$

En pratique, on repère sur les éprouvettes l'amorçage et la propagation des fissures, ce qui permet de tracer une courbe de résistance à la rupture (J - Δa). Il existe une relation entre l'intégral J et l'écartement δ de la fissure de la forme. On admet qu'en particulier l'amorçage sera parfaitement décrit par la valeur critique de J notée J<sub>Ic</sub>, l'avancée qui lui est associée Δ<sub>ac</sub>, correspond à l'émoussement de la fissure (COD) par la relation suivante :

$$\delta = \frac{1}{m} \cdot \frac{J}{R_p} \quad \text{Eqn (3.61)}$$

Dans la littérature on trouve :  $J = m \cdot \sigma_p \cdot \delta$  [15] Eqn (3.62)

m : coefficient dépendant du taux de consolidation, est fonction de la géométrie étudiée.  
 m ≈ 1 en plasticité confinée (plasticité très réduite) cas de contrainte plane.  
 m ≈ 2 à 4 en plasticité étendue  
 σ<sub>p</sub>: Limite élastique.  
 δ : Ecartement au fond de fissure.

Begley et Landes, [16] ont supposé que la relation globale entre J et D<sub>a</sub> est de la forme :

$$J = 2 \cdot \sigma_f \cdot D_a \quad \text{avec} \quad \sigma_f = (\sigma_y + \sigma_{ult}) / 2 \quad \text{Eqn (3.63)}$$

Mills, [17] préconise, une valeur égale à 4 pour le coefficient m ; quant à la norme ASTM E 813 donne une relation de type :

$$J = 4 \cdot \sigma_f \cdot D_a + 0,15 \quad \text{Eqn (3.64)}$$

Ces relations sont empiriques et dépendantes du matériau.

on trouve dans la littérature d'autres formules pour la mesure de J :

proposé à la base de l'enregistrement de la courbe (charge – déplacement)

la relation :

$$J = \frac{nU}{B(w-a)} \quad \text{Eqn (3.65), avec} \quad U = \int_0^{\Delta e} F dv \quad \text{Eqn (3.66)}$$

Δe : déplacement de la charge dans le domaine élastique lorsqu'il y a progression de (Δa) de la fissure.

On peut déterminer J accours du déroulement de l'essai selon le processus itératif suivant :

$$J_{i+1} = \left( J_i + \frac{n}{b} \cdot \frac{U_{i,i+1}}{B} \right) \cdot \left( 1 - \frac{\gamma}{b} (a_{i+1} - a_i) \right) ; \quad \text{Eqn (3.67)}$$

b: Le ligament restant b = W-a

U<sub>i,i+1</sub> : la variation de l'énergie entre le point i et i+1.

γ : coefficient prenant valeur 1 pour la flexion en 3 points.

(a<sub>i+1</sub> - a<sub>i</sub>) : croissance de la fissure entre i et i+1

l'Eqn (3.68) prend la forme : Eqn (3.69)

$$J_{i+1} = \left( J_i + \frac{n}{(w-a_{i+1})} \cdot \frac{U_{i,i+1}}{B} \right) \cdot \left( 1 - \frac{1}{(w-a_{i+1})} (a_{i+1} - a_i) \right)$$

Les courbes J- $\Delta a$  déterminent la résistance à l'amorçage par la valeur critique de l'intégral J ;  $J_{Ic}$  : Est la valeur critique de l'ouverture au fond de fissure.

La courbe  $J = f(\Delta a)$  comporte généralement deux droites de pentes différentes:

La première partie, la fissure s'amorce au cours du chargement et provoque un léger accroissement de la fissure. Les mécanismes de la déformation à la pointe de la fissure lors de l'éroulement sont directement liés à l'écartement en fond de fissure  $\delta$  ou COD (Crack Opening Displacement). [13] [14]

Dans la seconde partie de la courbe  $J = f(\Delta a)$ , une croissance stable de la fissure apparaît et l'évolution des valeurs de l'intégral J est moins rapide.

La transition entre ces deux parties est marquée par un coude que l'on considère comme caractérisant le début de la propagation stable de la fissure.

En ce point, l'intégral J atteint sa valeur critique  $J = J_{Ic}$  cette valeur est fonction des moyens de détection de la croissance stable, mais aussi des difficultés qui peuvent apparaître lorsque le coude n'est pas aussi marqué.

La pente de la courbe  $J = f(\Delta a)$  est sensible à la géométrie de la pièce fissurée. [18]

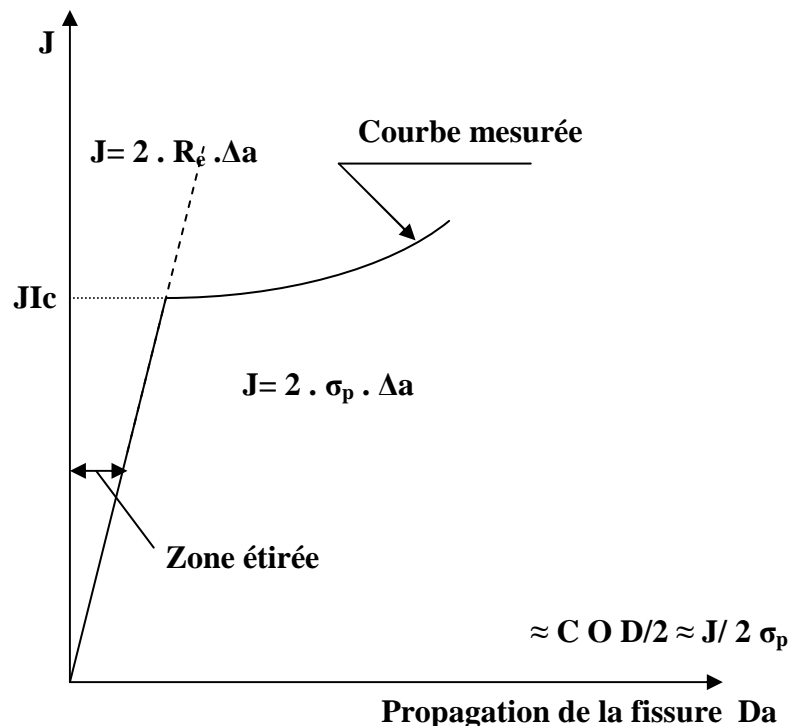


Fig. 3.9: courbe  $J = f(\Delta a)$

A la lumière de cette étude, l'intégral J peut être calculé d'après le modèle exposé ci-dessous :

$$J = \frac{nU}{B(w-a)} ; \text{Eqn (3.65)} \quad \text{avec} \quad U = \int_0^{de} Fdv ; \text{Eqn (3.66)} .$$

n = 2 pour flexion en 3 points.

de: Déplacement de la charge dans le domaine élastique lorsqu'il y a progression de la fissure d'une valeur  $\Delta a_i$ . On calcule  $J_i$  par une méthode itérative:

par définition :

$$J = -\frac{1}{B} \frac{dP}{da} ; \text{Eqn (3.60)} \quad \text{aussi} \quad -\frac{\partial P}{\partial A} = g ; \text{Eqn (3.38)} .$$

$$\text{et} \quad g_i = \frac{KI^2}{E \sigma_e} ; \text{Eqn (3.19)}, \text{ on peut en déduire que ;}$$

$$; \text{Eqn (A)} \quad \frac{dU}{da} = \frac{B}{E} K_i^2 ; \text{ peut être aussi écrit sous la forme : } dU = \frac{B}{E} \cdot K_i^2 \cdot da$$

$$\text{On a établi aussi que:} \quad KI = \sigma \sqrt{\pi a} ; \text{Eqn (3.22)}$$

Pour les éprouvettes de flexion en 3 points :

$$KI = \frac{3 PS}{2 W^2 B} \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{b}\right) ; \text{Eqn (3.23)}$$

sachant que  $f\left(\frac{a}{b}\right)$  dépend de S/W , pour B/W = 4, on considère que :

$$f(a/b) = 1.09 - 1.735 (a/W) + 8.20 (a/W)^2 - 14.18 (a/W)^3 + 14.57 (a/W)^4$$

on remplaçant l'eqn (3.23), on peut écrire l'énergie dU sous la forme suivante :

$$dU = \frac{B}{E} \cdot \frac{9 \cdot P^2 \cdot S^2}{4 \cdot W^2 \cdot B^2} \cdot \pi a \cdot \left[ f\left(\frac{a}{b}\right) \right]^2 \cdot da ; \text{Eqn (B)} .$$

on remplaçant l'expression de f(a/b), il en découle :

$$U = \frac{9}{4} \cdot \frac{\pi \cdot P^2 \cdot S^2}{E \cdot W^4 \cdot B} \cdot \int_{a_i}^{a_{i+1}} a \cdot f\left(\frac{a}{b}\right) \cdot da ; \text{Eqn (C)} .$$

En intégrant on obtient la relation permettant le calcul de l'énergie:

Eqn (3.70)

$$U = \frac{9}{4} \cdot \frac{\pi \cdot P^2 \cdot S^2}{E \cdot B} \cdot \left[ 1.09 \left( \frac{a^2}{2W^4} \right) - 1.735 \left( \frac{a^3}{3W^5} \right) + 8.20 \left( \frac{a^4}{4W^6} \right) - 14.18 \left( \frac{a^5}{5W^7} \right) + 14.57 \cdot \left( \frac{a^6}{6W^8} \right) \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

on peut calculer l'intégrale J par un processus itératif dicté par l'équation ci dessous :

$$J_{i+1} = \left( J_i + \frac{2}{(W-a)} \cdot \frac{U_{i,i+1}}{B} \right) \cdot \left( 1 - \frac{2}{(W-a)} (a_{i+1} - a_i) \right) ; \text{Eqn (3.69)}$$

$U_{i,i+1}$  : Variations de l'énergie entre i et i+1.

$a_{i+1} - a_i$  : Croissance de la fissure entre i et i+1.

$B = w - a$  : Ligament restant.

## 6- Conclusion :

Nous venons de montrer que l'étude des fissures peut être abordée de plusieurs façons cependant le concept de l'intégrale J semble le plus simple du point de vue pratique et le plus indiqué car il associe la ténacité du matériau et le comportement à la rupture, seulement il faut établir un modèle de calcul de

L'essai Charpy est le plus couramment utilisé, aussi bien pour estimer la ténacité d'un matériau que pour contrôler la qualité des matériaux en usine et d'estimer leur aptitude à la fissuration. L'unité pour l'essai de résilience est l'énergie, c'est-à-dire les Joules [J] dans le système international d'unités SI. On trouve également des résultats de résilience rapportés à la section de l'éprouvette, en J/cm<sup>2</sup>. La section de l'éprouvette standard étant de 0.8 cm<sup>2</sup>.

L'essai de résilience présente l'avantage d'être simple, rapide et bon marché. De plus, la petite dimension des éprouvettes permet de faire des prélèvements non seulement dans le matériau de base, mais également dans la soudure ou dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

Les inconvénients de l'essai de résilience sont également sa petite taille, la haute vitesse de sollicitation. Un autre problème lié à l'essai de résilience est l'imprécision dans l'usinage de l'entaille pouvant amener à une grande dispersion dans les résultats d'essais.

En conclusion, l'essai de résilience est un très bon moyen pour comparer différents aciers entre eux, mais il doit être utilisé avec prudence pour estimer les caractéristiques de ténacité d'un matériau. L'inconvénient principal de l'essai de résilience est qu'il ne permet pas une analyse pour prédire les charges de rupture sur la base des caractéristiques du matériau.

## **1- Introduction:**

Les essais mécaniques ont pour but le contrôle des assemblages du point de vue des caractéristiques mécaniques dans les différentes zones de l'assemblage. Les essais sont conduits dans le respect des normes relatives et sont complétés par les examens macrographiques pour la pénétration et micrographiques pour l'étude des transformations structurales dans la ZF et la ZAT.

Parmi les objectifs de notre travail on peut citer, en premier lieu, la compréhension des modifications structurales causées par le phénomène thermique accompagnant le processus de soudage, en deuxième, l'étude d'un phénomène post-soudage qui est la fissuration, qu'on aborde de deux manières différentes, la première liant les caractéristiques du métal au phénomène de fissuration, la deuxième relevant du contrôle industriel.

Cela se traduit par l'étude micrographique du joint, de la zone affectée thermiquement et du métal de base, étude complétée par le relevé de la micro dureté dans les mêmes zones pour confirmer les modifications structurales et par les essais de résilience, on doit pouvoir connaître la ténacité du métal d'apport et en savoir sur l'aptitude à la fissuration et ses mécanismes.

La partie relative au contrôle non destructif sera purement quantitative, reliant la taille de la fissure par rapport à l'épaisseur de la pièce au signal récupéré au niveau des récepteurs seulement on est confronté à deux problèmes, le premier est relatif à l'interprétation des signaux, car on ne peut différencier une fissure d'un autre obstacle en soudage surtout s'il est minuscule, cela dépend des compétences de l'opérateur, le deuxième c'est que l'obtention d'une fissure est purement du sort du hasard qu'on ne peut dimensionner selon nos besoins non plus. Pour surmonter ces obstacles on a pensé à travailler sur des fissures de formes facilement perceptibles qu'on dimensionne selon les besoins de notre étude et l'objectif serait donc de valider une technique de perception et dimensionnement des défauts, qu'il faut penser à l'améliorer dans des travaux futurs.

## 2.1. Métal de base:

Le métal de base choisi est le E36-3 (NFA 36-201), acier ordinaire normalisé, largement employé dans la construction dans l'industrie des engins, grues, récipients et appareils, charpentes de machines et leur éléments, axes, pignons, doigts de chenilles...etc. Les éprouvettes sont découpées dans le brut présenté sous forme de tôles laminées a chaud au niveau du service de débitage du Complexe des Pelleteuses et Grues "CPG" CONSTANTINE

### 2.1.1. Données techniques:

Les données techniques des matériaux utilisées dans la préparation des éprouvettes sont fournies par le fournisseur et sont ensuite corroborés par l'analyse chimique (spectrométrie et carbométrie) au niveau des laboratoires du C P G.

#### 1) Composition chimique:

La composition chimique du métal de base est présentée dans le tableau 4 -1.

Eléments	C %	Mn %	Si %	P %	Cr %	Mo %	V %	Al %	Ti %	Zr %	Ni %
Pourcentages massiques	0.22 max	1.33 max	1.5 max	0.05 max	0.022 max	-	-	-	-	-	0.01 max

#### 2) Caractéristiques mécaniques:

Les caractéristiques mécaniques du métal de base sont présentées dans le tableau 4-2.

Caractéristiques	$\sigma_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_e$ (N/mm <sup>2</sup> )	A % min	HB <sub>30</sub>	Kv min (J) $\pm 0^\circ\text{C}$
Valeur	520 - 620	360	16	155 - 185	27

## 2.2. Métal d'apport:

Le métal d'apport est le SG3 (AWS A5.18), fil pour soudage d'aciers a granulation fine utilisée pour le soudage des chaudières, réservoirs, charpentes métalliques ...etc.

### 2.2.1.- Données techniques:

#### 1) Compositions chimiques:

La composition chimique du métal d'apport est présentée dans le tableau 4-3.

Eléments	C %	Mn %	Si %	P %	Cr %	Mo %	V %	Al %	Ti %	Cu %	S %
Pourcentages massiques	0.13 max	1.9 max	1.2 max	0.025 max	-	-	-	-	-	0.3 max	0.025 max

## 2) Caractéristiques mécaniques:

Les caractéristiques mécaniques du métal d'apport sont présentées dans le tableau 4-4.

Caractéristiques	$\sigma_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_e$ (N/mm <sup>2</sup> )	A % max	HB <sub>30</sub>	Kv min. (J) -20°C
Valeur	620	520	26	-	>70

## 3- Paramètres de soudage:

Le choix des variables de soudage dépend du procédé de soudage et des exigences de l'ensemble soudé.

A chaque procédé de soudage correspond des variables qu'il faut respecter qui sont:

- Energie de soudage.
- Dimensions du fil ou du métal d'apport.
- Vitesse de soudage.
- Dimensions du cordon.

On présente l'ensemble des variables dans le tableau 4-5 ci-dessous.

type de passes \ Conditions	Conditions de soudage
Soudage semis-automatique M A G Passe de pénétration	I = 110 Ampères U = 18 Volts Ø = 1.2 mm Vitesse de défilement du fil = 1.2 m/min.
Soudage semis-automatique MAG Passe de finition	I = 240 Ampères U = 27 Volts Ø = 4 mm Vitesse de défilement du fil = 9 m/min.

Le poste de soudage utilisé pour la réalisation des cordons de soudure est: E U R16

## 4- Préparation des éprouvettes :

La qualité du joint dépend du soin apporté à la préparation des pièces à souder. Une bonne préparation ne doit pas altérer sensiblement; ni les propriétés mécaniques, ni les propriétés métallurgiques des pièces. La préparation des pièces se fait selon les étapes suivantes:

- La mise à dimension est faite par: oxycoupage ou découpage au chalumeau.
- Cisailage, sciage,

La préparation des chanfreins V est réalisée par: Rabotage, Fraisage ou machine à chanfreiner a froid "pullmax99".

- Soudage.
- Usinage des éprouvettes soudées pour avoir les dimensions et les formes des éprouvettes normalisées.
- Rectification des éprouvettes usinées pour avoir un bon état de surface.

#### 4.1. Présentation des éprouvettes:

On peut procéder à deux types d'expériences pour l'étude du phénomène de fissuration, à noter:

- Essais destructifs: essais de résilience.
- Essais non destructifs: les ultrasons.

L'origine des échantillons est le même pour les deux essais, il s'agit de produits plats de laminage à chaud de 12mm d'épaisseur préparés par usinage (surfaçage) puis soudés avec un chanfrein V60° voir fig. 4-1.

##### 4.1.1. Eprouvettes pour les essais destructifs:

On découpe les tôles soudées en éprouvettes dont les dimensions et les caractéristiques sont relevées dans le tableau 4 -6 ci-après selon la norme (NF A03-156) essai de résilience charpy. Les éprouvettes sont des barreaux 10x10x55 mm, portent une entaille (ou pré fissure) en V à 45° au milieu de la partie soudée pour favoriser l'amorçage de la fissure dans le produit de soudage étudié. Fig. 4 -3. La norme prédit les dimensions suivantes :  $W = 2B$ ,  $S = 4W$ ,  $a/W \leq 0.5$   $L > S$ ,  $\rho = 2$  mm.

e	10
W	10
S	55
a	2
B	5

Le tableau 4-6: dimensions des éprouvettes retenus pour les essais destructifs.

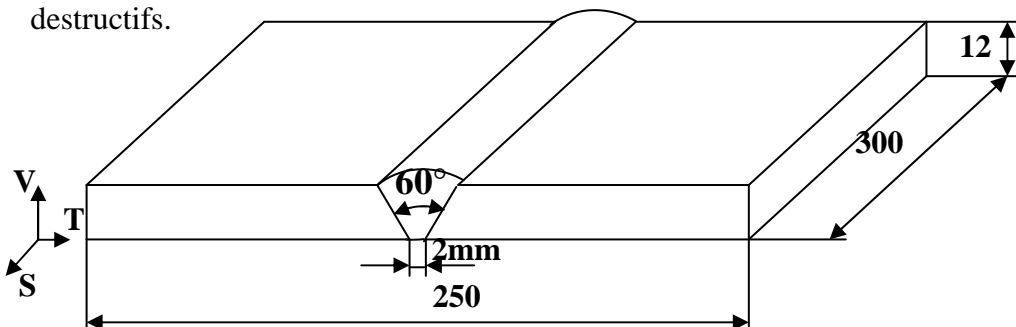


Fig. 4-1: préparation des tôles pour l'obtention des échantillons.

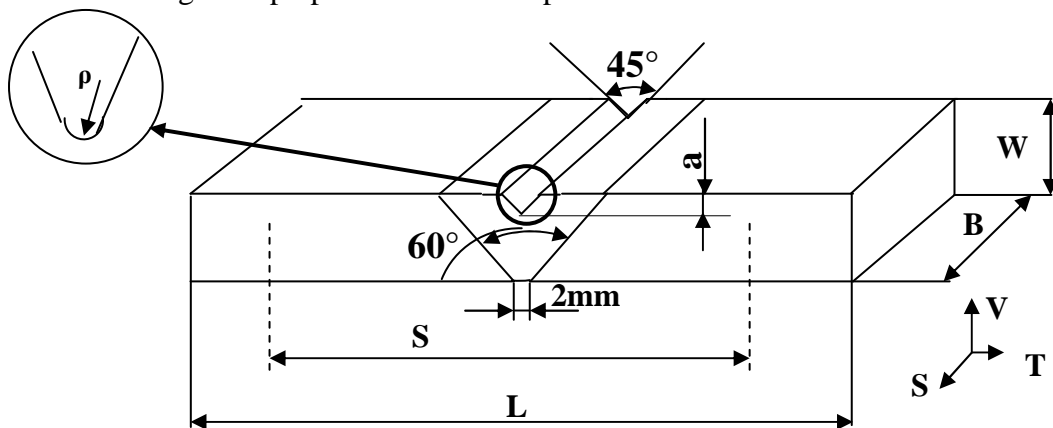


Fig. 4-2: représentation des dimensions des éprouvettes de flexion en trois points



Fig. 4-3: prise de vue d'une éprouvette de flexion en 3 points pour essais destructifs.

#### 4-1-2- Echantillons pour essais non destructifs:

L'échantillon en tôle préparée par soudage MAG avec un chanfrein en V avec  $60^\circ$ . Le cordon de soudure en son axe de symétrie compte 9 trous équidistants, tous de 5 mm de diamètre, mais la profondeur de perçage a varié uniformément de 2mm à 10mm à raison de 1mm par rapport à l'épaisseur de la tôle  $W$  qui vaut 12mm, fig.4. 4.a et Fig.4 . 4.b.

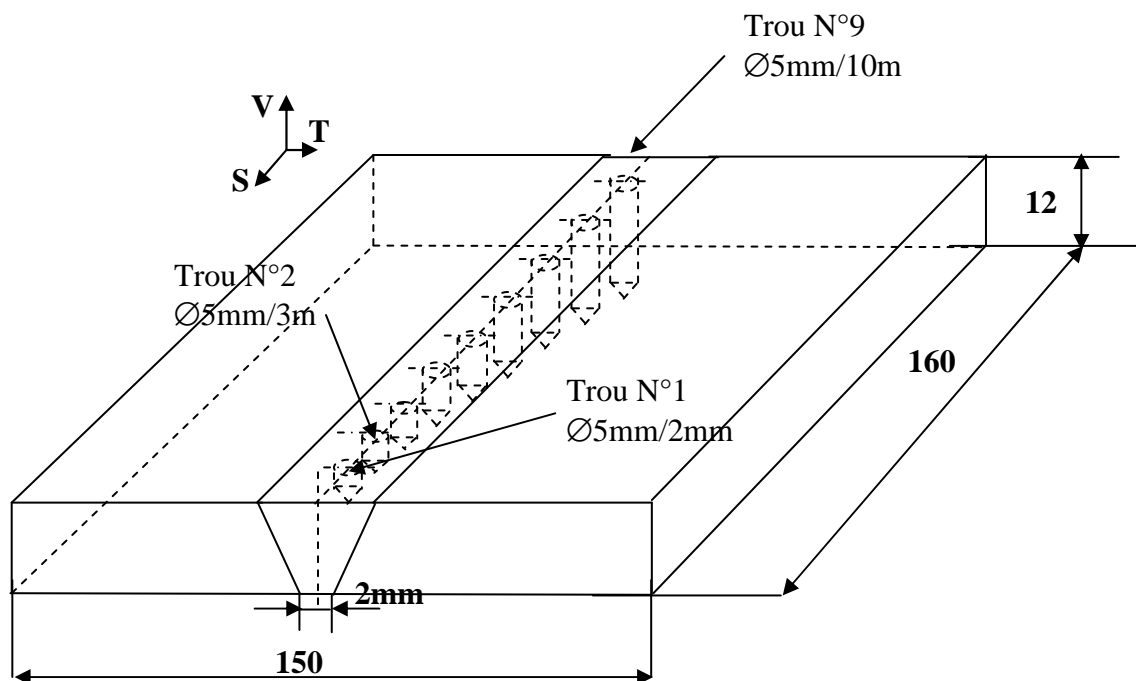


Fig. 4-4 -a-: Description de l'échantillons pour le contrôle aux ultrasons.

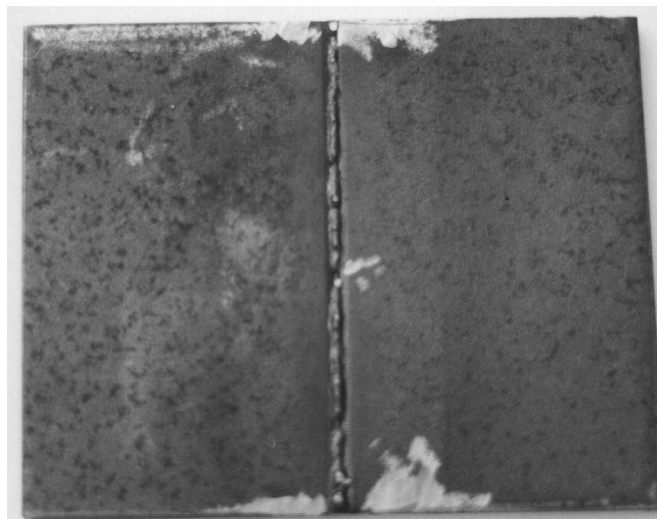


Fig.4-4 -b-: prise de vue des échantillons pour essais non destructifs préparés au CPG.

## 5 – Matériel utilisé:

### 5.1. Contrôle destructif:

Nous utilisons les moyens disponibles au niveau des laboratoires du complexe GPG Constantine.

#### 1) Matériel pour les essais de résilience:

Pendule mouton Charpy PSW, fig.4.5 dont les caractéristiques sont les suivantes:

- puissance de travail: 300 Joules
- angle de levage: 161.45°
- poids du pendule: 20.394 kg
- Longueur rectifiée: 776.2 ± 3.8 mm

#### 2) Matériel pour le contrôle de la température de l'essai:

Pour rompre les éprouvettes à des températures différentes on utilise un appareil spécial MINI - CRYOSTAT Colora modèle MC13-MC15 muni d'un système de chauffage (par des thermoplongeurs) et de refroidissement à la fois en utilisant un antigel comme transporteur thermique. Fig.4. 6. Il permet de varier et de contrôler la température absorbée graduellement par les éprouvettes

### 5.2. Matériel pour le contrôle non destructif:

#### 1) Générateur:

a. Générateur d'ondes ultrason: USL32, fig.4.7, muni d'une table traçante.

Marque : Krautkramer, Origine: République fédérale d'Allemagne

b. Palpeur émetteur-récepteur: MSEB4 pour ondes longitudinales fig.4.9, pouvant atteindre de 8 à 20mm d'épaisseur et possédant les caractéristiques suivantes:

- Diamètre du palpeur:  $\varnothing = 10$  mm
- Epaisseur de la pastille de quartz:  $\varnothing = 3.5$  mm
- Fréquence:  $f = 4$  MHz
- Calibre V1. fig.4.8

#### 2) Palpeurs:

Palpeur émetteur-récepteur: MW770-N2 pour ondes transversales, possédant les caractéristiques suivantes: - Diamètre du palpeur:  $\varnothing = 10$  mm

- épaisseur de la pastille quartz:  $\varnothing = 3.5$  mm
- fréquence:  $f = 2$  MHz
- point d'émergence  $E = 14$  mm
- angle d'incidence = 60°



Fig. 4.5 - Pendule mouton Charpy **PSW**

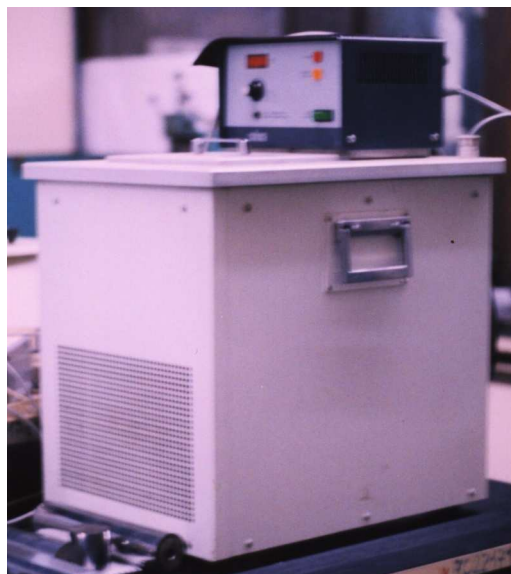


Fig.4.6 – MINI - CRYOSTAT Colora modèle MC13-MC15



Fig. 4.7 - Générateur d'ondes ultrason: **USL32**

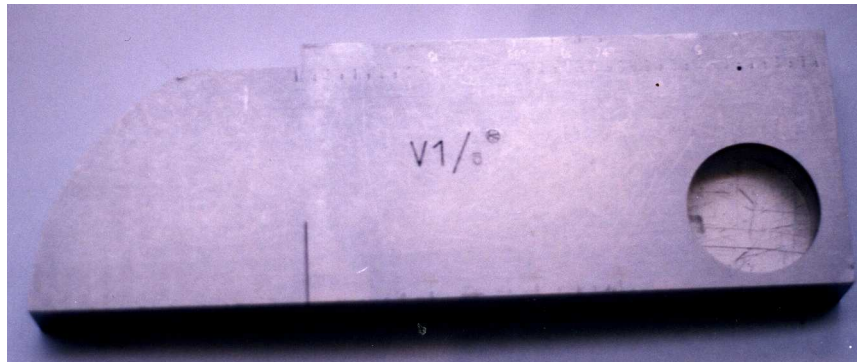


Fig. 4.8 calibre d'étalonnage V1

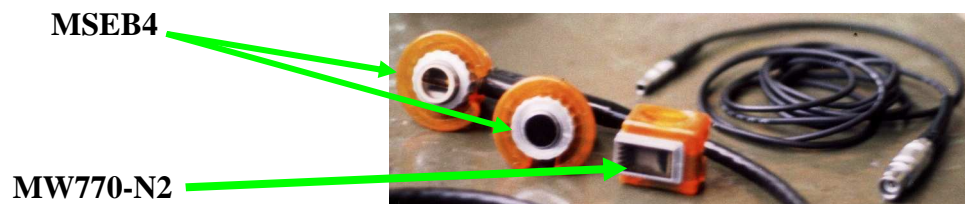


Fig. 4.9 - Palpeur émetteur-récepteur: **MSEB4** et **MW770-N2**

## 6 - Essais destructifs:

Cette partie est consacrée à l'étude expérimentale de l'essai de résilience les essais de résilience ont pour but de mettre en évidence les propriétés du métal notamment, la ténacité c'est à dire la propriété que présente le métal (difficile à rompre au choc ou facile), le seuil de fissuration  $J_{Ic}$  pour la compréhension du phénomène de fissuration.

### 6.1. Etude de la température de transition:

Lorsqu'on augmente la température, certains métaux présentent une transition dans leur comportement vis-à-vis de la rupture, passant d'une rupture fragile (faibles énergies) à une rupture ductile (fortes énergies). La plage de température qui correspond à la zone intermédiaire entre ces deux types de rupture est appelée la zone de transition ductile fragile. Dans cette zone, la rupture fragile est précédée d'un écoulement plastique important et parfois d'une déchirure ductile.

On effectue l'essai sur un nombre suffisant d'éprouvettes pour chaque température, pour donner des résultats acceptables nous éliminons les éprouvettes qui présentent des défauts de soudure ou qui présentent des ruptures en dehors de l'entaille.

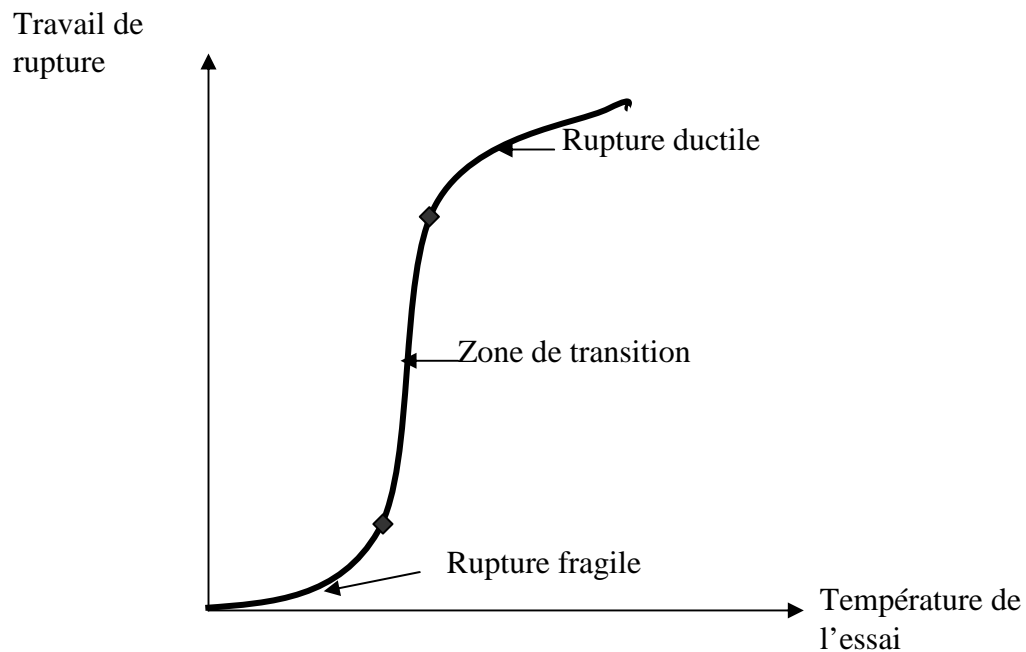


Fig. 4 .10 - Représentation schématique de l'influence de la température d'essai sur la valeur de l'énergie de rupture.

### 6.1.1. Déroulement des essais :

On procède à des essais Charpy à des intervalles de température de 10°C notamment de -30°C à 30°C. L'essai est effectué sur plusieurs éprouvettes à températures différentes. On rejette les éprouvettes ayant une rupture en dehors du joint de soudure.

L'énergie d'impact consommée par l'éprouvette est lue directement sur un cadran gradué en joule. Cet énergie est ensuite divisée par la section rompue (0.8 cm<sup>2</sup>) pour enregistrer la valeur de la résilience en J/cm<sup>2</sup> dans un tableau (les résultats au chapitre5).

### 6.1.2. Etude de la nature de la rupture:

Après l'examen des éprouvettes après rupture, on mesure également la cristallinité des faciès de rupture. La cristallinité est définie comme la fraction du faciès qui présente un aspect brillant (caractéristique de la rupture fragile)

On reconnaît le déchirement ductile par; la forte déformation plastique, haute énergie, caractérisée par une surface à nerf ayant un aspect mat à cupules. Par contre la Rupture fragile, sans déformation plastique, à faible énergie caractérisée par une surface à grains d'aspect brillant dû aux clivages.

**Cristallinité = Surface a grains / Surface totale**

- Une rupture fragile implique une cristallinité de 100%.
- Une rupture ductile implique une cristallinité de 0%.
- Une rupture mixte implique une cristallinité de 25%.

La cristallinité est déterminée à l'aide d'un examen macroscopique. Les résultats des essais sont présentés dans un tableau (les résultats au chapitre5).

## 6.2 - Essai de microdureté:

### 6.2.1. Déroulement des essais :

La pratique de micro dureté nécessite la préparation des échantillons par des polissages par meulage à l'eau à l'aide de papiers abrasifs à indice de granulation croissante jusqu'à 800, on prépare uniquement la face qui fait l'objet de l'essai.

On mesure la dureté à l'aide d'un duromètre de type : LECO M-400-H1 Doté de moyens de déplacements micrométriques et à affichage digital de marge d'erreur de  $\pm 2\%$ . Appliquant une masse de 500 grammes, On relève les duretés Vickers dans le joint et dans les zones voisines et dans le métal de base. Pour atteindre cette finalité, on relève les micro duretés sur un axe allant du centre du joint (considéré comme le point zéro) vers le métal de base passant par la ZAT, avec des intervalles de 0.5mm selon la figure 4.11, l'essai se déroule en deux étapes successives :

La procédure d'application de la charge se fait de la manière suivante :

On contrôle la zone concernée d'abord à l'aide de l'objectif puis on tangente de sommet du diamant, on règle ensuite le temps d'application de la charge (20 secondes) pour éviter une vitesse d'application rapide, on attend le bip sonore qui indique la fin de l'application de la charge.

La lecture se fait comme indiqué ci dessous :

On positionne les repères de lecture sur une des extrémités de la diagonale de l'empreinte observée à l'aide d'un objectif portant des repères gradués en microns et on initialise à zéro l'afficheur, par des manettes on déplace ensuite le repère de l'objectif à l'autre extrémité pour appuyer sur un bouton qui affiche sur l'écran le déplacement effectué et donne en même temps la dureté Vickers qu'on relève sur le

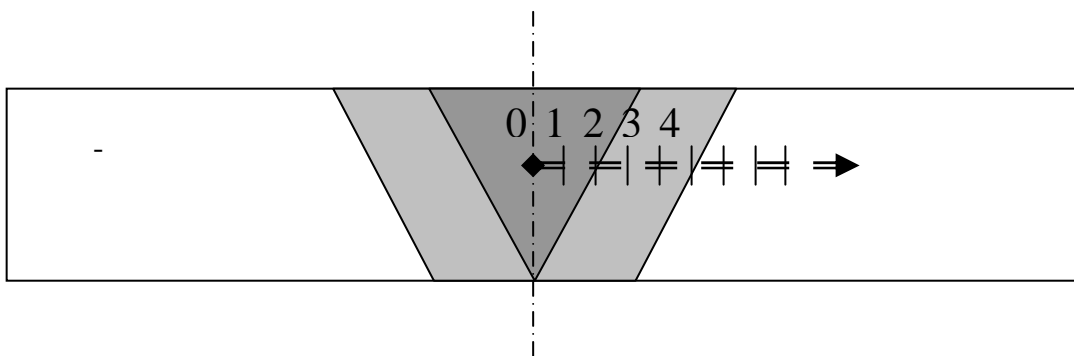


fig. 4 .11 – plan de relevé de micro dureté

### 6.3. Observation microscopique:

#### 6.3.1. Introduction:

L'examen métallographique associé aux techniques d'investigation qui complètent les informations, il est à la base de l'étude métallurgique des soudures, la macrographie et la micrographie sont appliquées à l'examen des soudures, à des fins de recherche, de mise au point, de contrôle et aussi d'enseignement.

L'examen métallographique s'effectue sur des prélèvements, il est donc destructif ou au mieux semis destructif. Chaque fois que cela est possible, on préfère que ces prélèvements comportent toutes les zones intéressantes de la soudure examinée. Dans le cas des soudures exécutées avec déplacement de la source de chaleur, les prélèvements le plus souvent examinés sont effectués perpendiculairement à la ligne de soudure. Un tel prélèvement est représentatif de toute la portion de soudure. L'examen sur des coupes longitudinales peut donner d'avantage d'informations sur la morphologie.

Quelque soit l'objet de l'examen, il importe que la technique de prélèvement et de préparation mise en œuvre n'altère pas l'aspect macro et micrographique des zones auxquelles on s'intéresse.

#### 6.3.2. Déroulement de l'essai:

L'observation micrographique passe par une préparation mécanique et chimique pour donner un contraste entre les différentes factions présentes dans la zone concernée.

La préparation est semblable à celle de la micro dureté et concerne la face qui fait l'objet de l'observation microstructurale, on procède de la manière suivante:

- Découpage selon les plans d'observation désirées et préparation des supports en Bakélite à 2 bars et à 200°C.
- Pré polissage à l'eau par des papiers abrasifs d'indices (120, 200, 320, 400, 600, 800, 1000).
- Polissage final à l'aide de la pâte diamantée déposée sur du papier feutre.
- Attaque chimique par une solution chimique de NITAL 3% préparée à la base de 5% d'acide nitrique diluée dans 95% d'éthanol.
- Nettoyage et séchage de la surface traitée.

L'observation micrographique est menée en balayant la surface de l'éprouvette de l'extrémité de l'éprouvette vers le centre du joint et de la racine à la tête afin de mettre en évidence l'influence de la température sur la structure du métal de base ainsi que celle du métal déposé passant par la ZAT selon les plan ci – après fig. 4 -12. Pour cette fin nous effectuons plusieurs prises micrographiques de grossissements 100, 200 et 500 fois

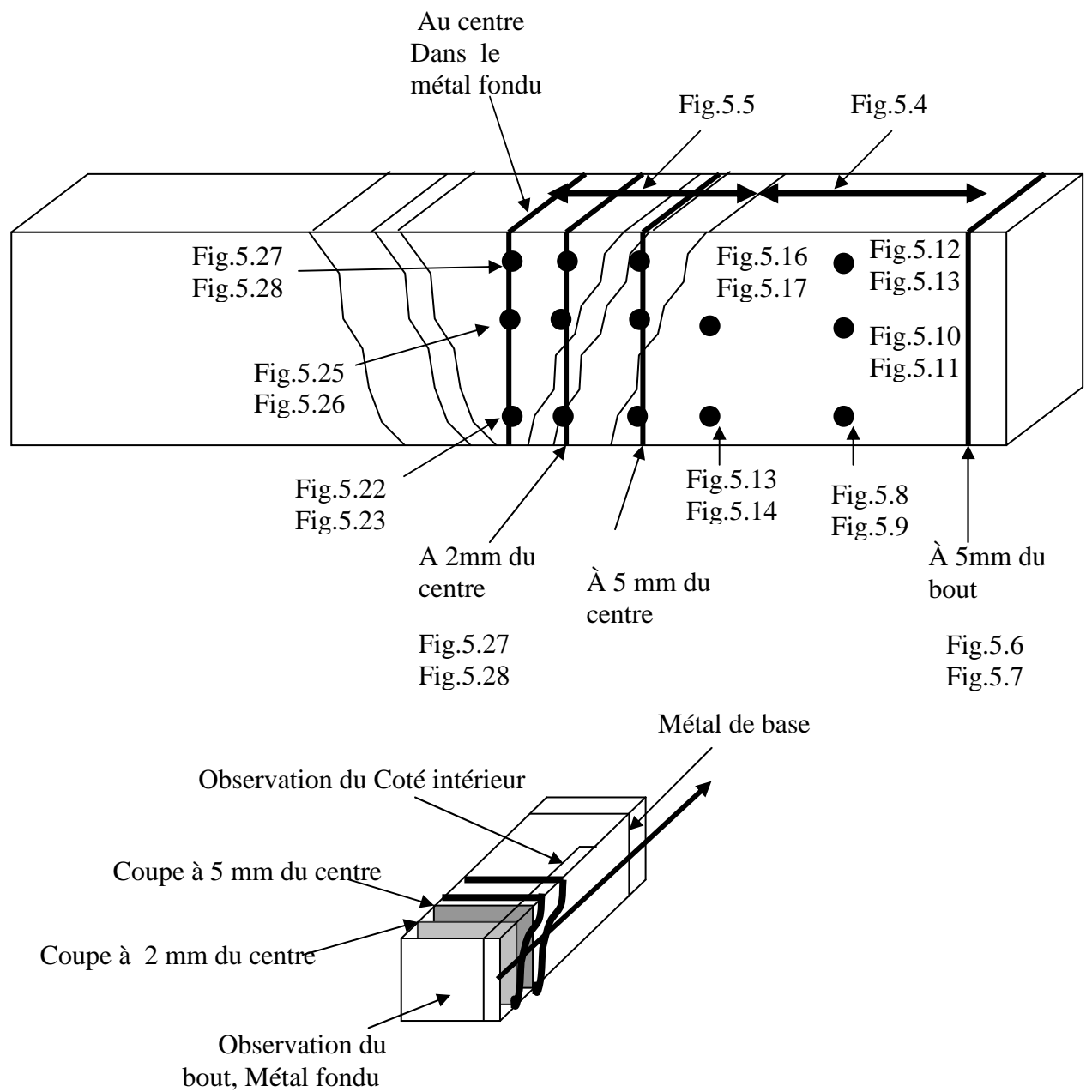


Fig. 4-12: La figure montre les zones d'observations microscopiques

## 6.4. Etude de la fissuration:

### 6.4.1. Introduction :

On se fixe comme tâche la réalisation d'essais dont l'objectif principal est de suivre le taux de fissuration en fonction du chargement. On relève les valeurs selon les moyens disponibles de  $P = f(\Delta a)$  on peut en tirer le  $J_{Ic}$  qui représente un indicateur du début de fissuration.  $J$  se calcule par simple enregistrement de la courbe charge en fonction du déplacement par:

Selon les recommandations du comité E 24 de l'ASTM, le début de l'essai ne diffère pas de l'essai de la détermination de  $K_{Ic}$  que par l'emplacement du capteur qui doit être situé précisément au point d'application de la charge.

La complication provient de la nécessité de détecter l'instant précis de l'amorçage de la fissuration stable qui n'est marquée par aucun accident caractéristique sur la courbe de chargement.

### 6.4.2. Déroulement des essais:

La méthode de référence est celle des essais interrompus. On dispose d'une série d'éprouvettes identiques qui sont mises en charge à des valeurs croissantes de la charge. Après déchargement, on enregistre les courbes  $p = f(d)$  pour notre produit. Les éprouvettes sont ensuite observées de façon à analyser la formation de la déchirure, on observe tout d'abord l'entaille de l'éprouvette au microscope pour voir s'il y a amorçage. On marque la surface rompue par oxydation à chaud (Une partie des éprouvettes présentant un amorçage macroscopique est bleuie au four à 300°C pendant 1h pour marquer le fond de la fissure) et on finit de les rompre après les avoir refroidies pour les rendre fragiles.

#### 1) Mesure du $J_{Ic}$ :

Les éprouvettes sont mises en charge à des valeurs croissantes de la charge ou on enregistre les courbes  $p = f(d)$ .

Après déchargement, on analyse la formation de la déchirure sans démonter, on observe d'abord l'entaille de l'éprouvette au microscope s'il y a fissure, on passe à une autre éprouvette.

On rassemble les éprouvettes qui présentent des fissures, on marque la surface rompue par oxydation à chaud; on les fait bleuir au four à 300°C pendant 1h, on laisse refroidir et on finit de les rompre.

On prend la mesure de la taille de la fissure. La mesure de  $a$  se fait de part à autre du front de la fissure en dix endroits équidistants par des moyens optiques. On calcule la taille moyenne de la fissure par la formule suivante:

$$a = \frac{1}{10} \cdot \left[ \frac{a_1 + a_{11}}{2} \cdot \sum_1^{10} a_i \right]$$

La valeur de J est calculée à chaque arrêt par les formules ci dessous. On porte alors la valeur de J mesurée à chaque interruption d'essai en fonction de  $\Delta a$  mesurée,

On calcule l'énergie U à chaque arrêt par l'équation: Eqn (3.70)

On calcule l'intégrale J par l'équation ci dessous : Eqn (3.69)

On porte alors la valeur de J mesurée à chaque interruption d'essai en fonction de  $\Delta a$  mesurée dans un tableau, on fait passer une droite des moindres carrées par ces points, l'intersection de cette courbe (J-  $\Delta a$ ) avec la droite d'érousement  $J = 2 \cdot \text{Re} \cdot \Delta a$ , On lit le Jic.

#### **6.4.3. Etude des mécanismes de fissuration:**

Pour étudier l'amorçage et la propagation des fissures ductiles, des éprouvettes Charpy sont rompues à l'ambiante et sont coupées perpendiculairement à la surface de rupture, électro-polies et attaquées dans une solution de Nital 3%, Pour faciliter l'observation près de la surface de la fissure. Les observations sont effectuées à l'aide d'un microscope métallographique en moyen grossissement muni d'un objectif de prise de photos.

## **6.5. Essais non destructifs:**

### **6.5.1. Introduction:**

L'objet de l'examen par ultrasons est de détecter d'éventuels défauts internes dans les pièces, et, autant que possible, d'en estimer l'importance (nature, position et dimension).

Il peut être appliqué à toutes les pièces en acier moulé ferritique ou martensitique ; cependant, des facteurs tels que la forme des pièces, la grosseur du grain, etc., peuvent limiter son emploi en rendant l'interprétation des résultats très difficile ou même impossible.

Le dimensionnement des fissures est équivalent à la mesure de la distance du bout de fissure à la surface de la pièce, cas des fissures débouchantes, pour pouvoir dimensionner dans ce cas, il est essentiel de capter les signaux des deux bouts de fissure, cependant, les signaux émanant du bout de fissure sont si fins et faibles qu'il n'est pas facile de les capter au contraire, ceux réfléchis du coin à la base de la fissure sont faciles à capter car ils sont forts en amplitude.

Les méthodes décrites dans le présent travail sont basées sur l'utilisation de deux types de palpeurs ce qu'on rencontre le plus souvent dans l'industrie ; droit standard à ondes longitudinales et oblique à ondes transversales.

Les méthodes consistent à interpréter, sur écran, les échos reçus par un palpeur après réflexion des impulsions ultrasonores émises par ce palpeur en tenant compte de leurs amplitudes, de leurs positions et de leurs évolutions quand on déplace le palpeur. Mais, si l'amplitude d'un écho est liée à la somme des surfaces réfléchissantes à une distance donnée, elle dépend aussi du pouvoir réfléchissant de ces surfaces dans la direction voulue. Il faut donc souligner la difficulté d'en déduire la nature et les dimensions des réflecteurs ainsi décelés

### **6.6.2. Déroulement des manipulations :**

#### **1) Préparation des surfaces de la pièce à contrôler :**

L'efficacité des méthodes de contrôle et leurs coûts dépendent des soins apportés à leur applications (temps consacré, accessibilité des zones de contrôle, techniques mises en œuvre etc...), le contrôleur devra donc adapter ses exigences concernant la préparation des surfaces, le mode de sondage, etc.... au problème posé. Les fiches de qualité du contrôle technique prescrivent une rugosité correspondant à l'étalon N10 (12.5  $\mu\text{m}$ ) est généralement acceptable, les surfaces en contact avec le palpeur seront régulières et dépourvues d'aspérités ou ondulations empêchant la transmission des ondes U.S. ou gênant le déplacement du palpeur. On prévoit un surfacage de 0.5mm de profondeur sur la surface à ausculter pour répondre à ces exigences.

On utilise un produit de coulage capable de mouiller convenablement la surface. Une pâte cellulosique ou de l'huile donnent en général des résultats. On utilisera le même produit pour l'étalonnage et les examens.

## 2) Calibrage de l'appareil :

### a. Réglage de l'échelle horizontale (balayage) :

Le balayage est réglé de manière à obtenir l'écartement maximal entre l'impulsion de départ et les échos éventuels les plus éloignés, pour l'étalonnage, seules les distances entre échos multiples correspondant à des réflecteurs distants d'une valeur connue (distance par rapport au fond) peuvent être utilisées. La méthode la plus courante de réglage de l'échelle utilise l'épaisseur 91mm du bloc d'étalonnage du type B (la norme NF A 09-310 prévoit deux blocs A et B le bloc B est conforme à la norme ISO) pour le calibrage en ondes longitudinales et l'épaisseur de 50mm en ondes transversales. Cela permet de faire correspondre l'écart entre deux échos multiples à l'échelle choisie voir figures 4.13. Ainsi on obtient ;  $91 / CL = 50 / CT$

Nous adoptons au cours de nos contrôles la gamme des 50mm (l'écart entre deux échos est de 10 carreaux).

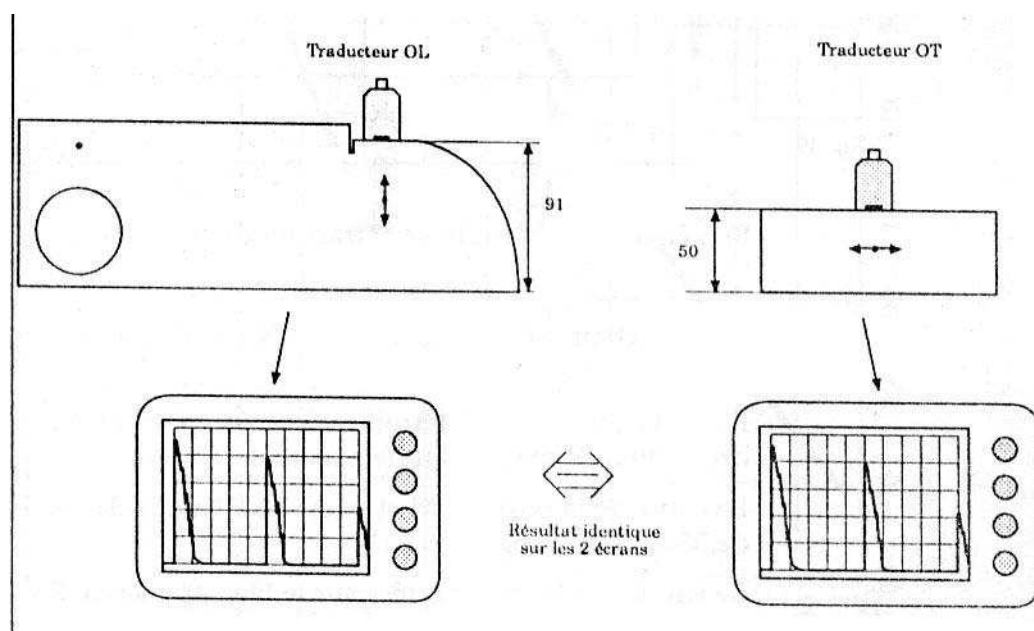


Fig.4.13. Calibrage à l'aide du bloc AFNOR de calibrage

### b) Vérification du point d'émergence et de l'angle de réfraction :

Il s'agit de déterminer l'endroit exact où l'écho réfléchi par la surface cylindrique à une amplitude maximale. Le point d'émergence est repéré sur l'un des côtés du transducteur en face de la rainure matérialisée sur le bloc, le centre de la surface cylindrique. Voir fig.4.14.

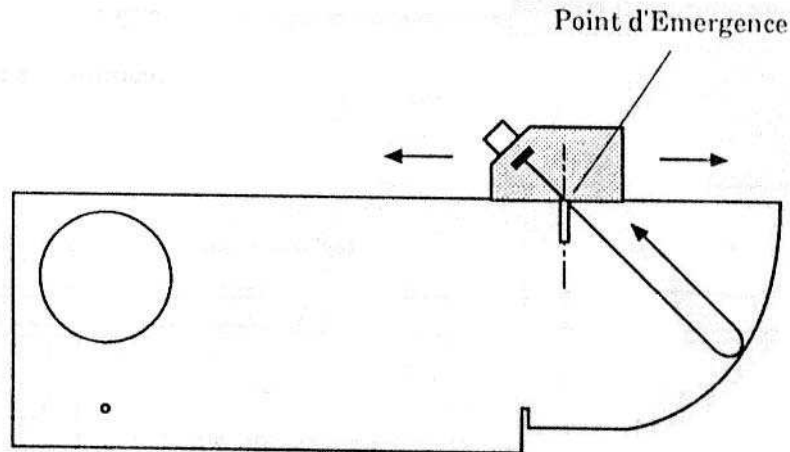


Fig.4.14. Vérification du point d'émergence et de l'angle de réfraction du transducteur à l'aide du bloc AFNOR de calibration

### 3) Réglage du gain :

En utilisant notre pièce comme référence, il s'agit de détecter le réflecteur d'où provient l'écho le plus important. C'est en général celui qui est le plus proche de la surface de la pièce. Le gain de l'appareil est réglé afin que l'amplitude de cet écho se situe entre 80 et 100 % de la hauteur de l'écran.

### 4) Dimensionnement des défauts:

La finalité de notre travail est d'estimer des défauts de tailles connues à l'aide de deux techniques ultrasonores de dimensionnement de défauts débouchants et de comparer leur précision de prédiction par rapport aux dimensions réelles des défauts.

Nous proposons une méthode quantitative de dimensionnement basée sur l'estimation du temps de vol (TOF) des signaux émanant des surfaces des défauts ouverts, en incidence directe et en incidence oblique. La fissure peut être estimée en localisant la profondeur de la base de la fissure depuis la surface scannée.

Nous déterminons l'erreur par rapport à la taille du défaut, qui est mesuré par des instruments de mesure précis (comparateur). Construisons ensuite des courbes théoriques de l'erreur sur la taille de la fissure  $\Delta h /$  réelle %, en fonction de la taille de la fissure par rapport à l'épaisseur de la pièce  $h / e$  %, soit ;  $\Delta h = f (h / e \%)$  avec laquelle nous pouvons estimer l'efficacité des méthodes.

### 1- Etude de la température de transition :

Il a été mentionné que la plupart des accidents eurent lieu les mois d'hiver. En effet, la ténacité des aciers diminue avec la température. On peut, en réalisant des essais à différentes températures, tracer une courbe de transition de la ténacité en fonction de la température. Une courbe de transition de la ténacité typique des aciers de construction est composée de trois zones distinctes :

- La zone fragile qui correspond à une rupture sans déformation plastique au niveau macroscopique. Dans ce cas, la surface de rupture est plate, à grains, d'aspect brillant. La rupture fragile a lieu à travers les grains du matériau. Il s'agit d'une rupture cristalline.
- La zone de transition qui correspond à une zone où la rupture est de type mixte. Elle se produit avec une déformation plastique limitée. La surface de rupture n'est plus plate : une partie de cette surface est de type fragile, à grains, plate, entourée d'une zone de rupture ductile, à nerfs.
- Le palier ductile qui correspond à une zone où la rupture est plastique. La surface de rupture est dans ce cas-ci inclinée, à nerfs. La rupture ductile correspond à une absence totale du mode trans granulaire de rupture (clivage).

L'étude de la température de transition est une tâche primordiale pour savoir le comportement du matériau par rapport au choc. Nous présentons les résultats des essais de résilience dans le tableau 5.1.

Tab 5-1: Tableau récapitulatif de l'essai de la température de transition.

Température (°C)	-30°C	-20°C	-10°C	0°C	22.5°C à l'ambiante
Résilience Kv en J / cm <sup>2</sup>	87.5	108.75	117.5	121.25	123.75

Nous résumons ces résultats des essais de résilience dans la fig. 5.1.

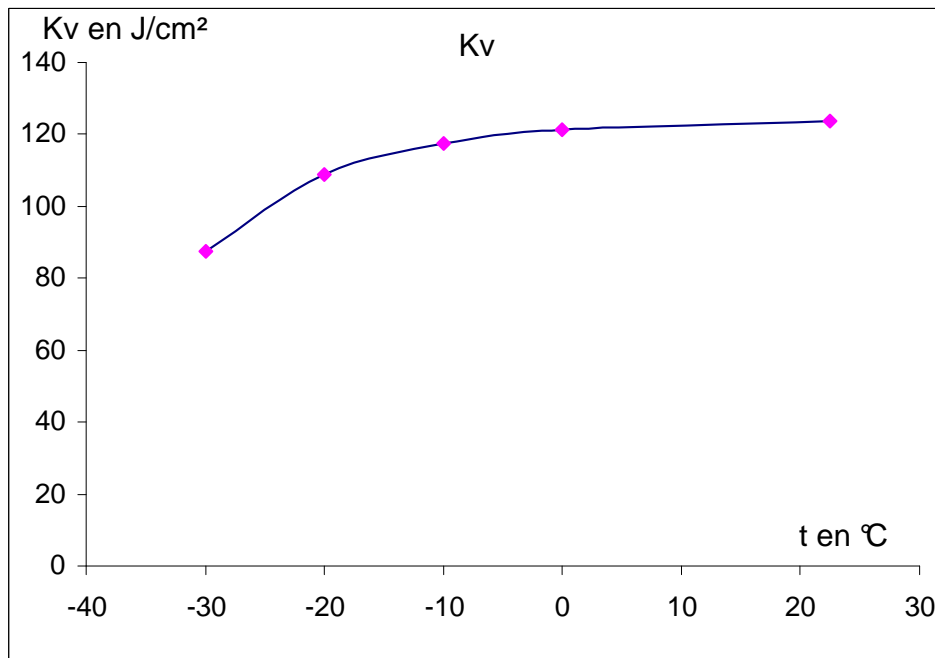


Fig.5.1- Courbe de la température de transition (valeurs moyennes)

## 2- Etude de la cristallinité:

Après rupture des éprouvettes par choc on estime au microscope la taille de la zone qui présente un aspect granuleux et brillant, les résultats de l'observation de la cristallinité sont présentés dans le tableau 5.2 ci-dessous :

Tab 5-2 .Tableau récapitulatif de la cristallinité en fonction de la température.

Température (°C)	-30°C	-20°C	-10°C	0°C	22.5°C
Cristallinité %	60	45	35	8	5

Les macrographies des faciès de rupture sont présentés ci dessous :

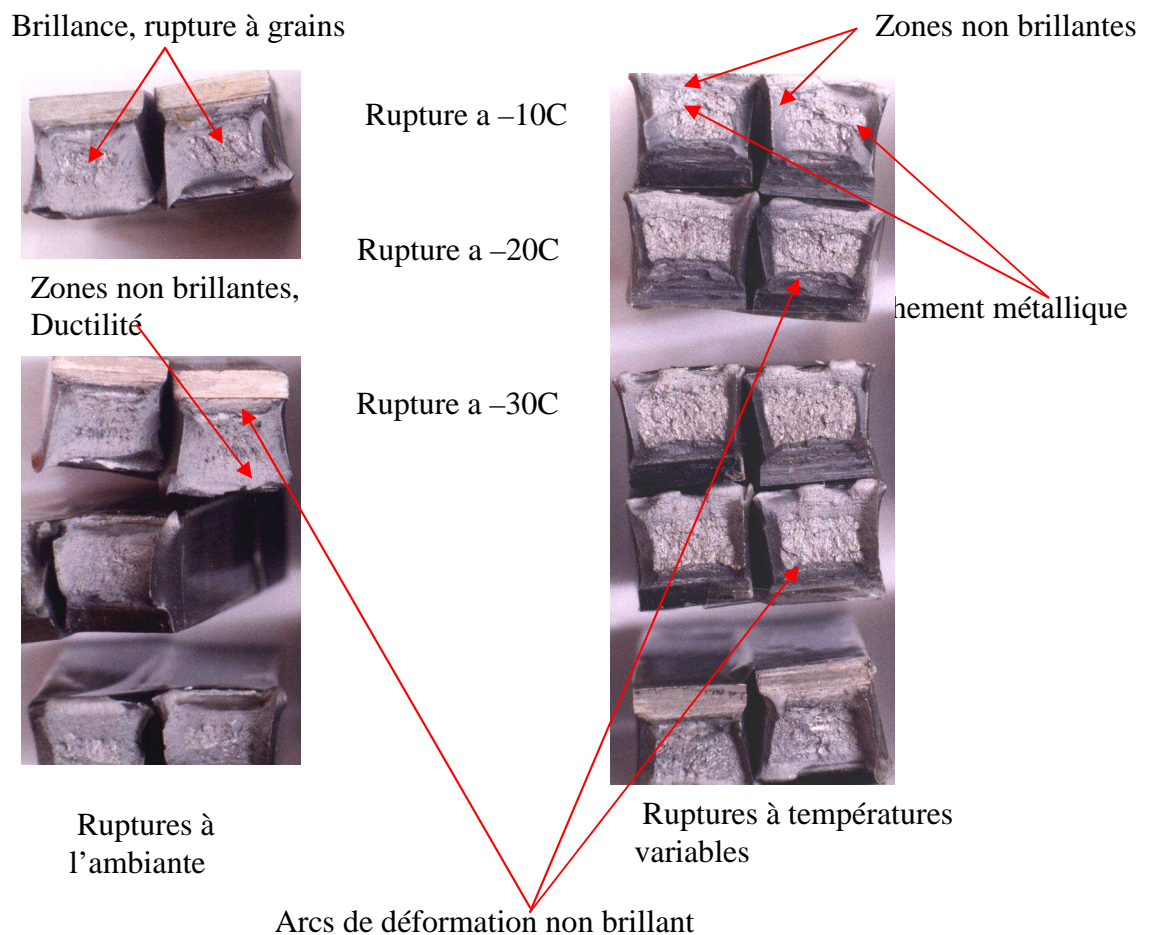


Fig.5.2 - Présentation de faciès de rupture pour l'étude de la cristallinité.

## 2.1. Discussion:

D'après l'examen des faciès de rupture, la présence d'une surface grise, fine et non brillante pour toutes les éprouvettes ; signe de confinement de la zone plastique surtout au voisinage de la pré fissure, il se présente en forme d'arc, débutant à la fente et se dirigeant vers le reste de la surface mais se réduit aux extrémités , c'est dû à l'expansion de la fissure du point d'amorçage, cela peut être un indice du mode de la répartition des contraintes dans le plan de la rupture , et aussi de la symétrie de cette répartition, on peut en conclure donc que la contrainte est maximale au centre de l'éprouvette et que la rupture se produit suivant un plan coïncidant au plan de symétrie.

### 1) Comportement à la température ambiante:

On observe une ductilité de la rupture, l'aspect brillant des faciès de rupture est quasi absent. Un étirement de métal s'est produit au fond de l'entaille et la présence de cavités dues à l'arrachement métallique, une minuscule zone brillante localisée au centre de la section mais son étendue reste non significative.

### 2) Comportement à $-10^{\circ}\text{C}$ :

Notre produit de soudage présente une certaine résilience et une brillance dans la partie centrale avec des petites crevasses dirigées vers la zone de confinement. Cela est dû à une propagation rapide de la fissure dans le plan de rupture. Ce qui laisse penser à une propagation fragile de la fissure mais, la cristallinité de 35% ainsi que l'énergie de rupture enregistrée 117.5 témoignent d'une ductilité de la rupture.

### 3) Comportement à $-20^{\circ}\text{C}$ et $-30^{\circ}\text{C}$ :

La soudure obtenue avec un léger bridage présente une fragilité à  $-20^{\circ}\text{C}$  mais avec une ductilité mise en évidence par l'examen de faciès de rupture, on constate une brillance entourée par une surface grise mate à cupules ce qui est signe d'une certaine ductilité correspondant à une énergie  $Kv = 108.75 \text{ J/cm}^2$  qui est assez élevée. A  $-30^{\circ}\text{C}$ , une fragilité qui se traduit par une brillance et une cristallinité de 60% et une énergie de  $k_v = 87.5 \text{ J/cm}^2$ .

## 2.2. Conclusion :

L'analyse au pendule mouton de Charpy met en évidence pour le produit SG3 déposé par soudage MAG le caractère ductile de la rupture à la température ambiante et même à  $-10^{\circ}\text{C}$ . Une fragilité apparente à  $-20^{\circ}\text{C}$  mais certaine à  $-30^{\circ}\text{C}$ .

L'analyse de faciès révèle cette fragilité au sein d'un comportement globalement ductile car le niveau des charges est proche sauf pour  $-30^{\circ}\text{C}$  où l'on observe une énergie faible.

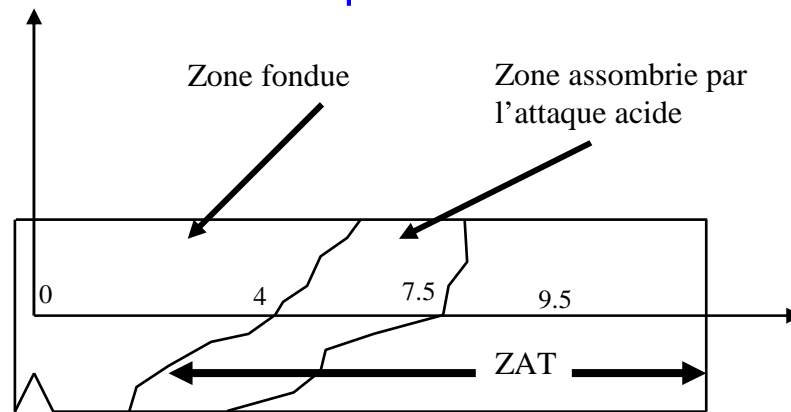
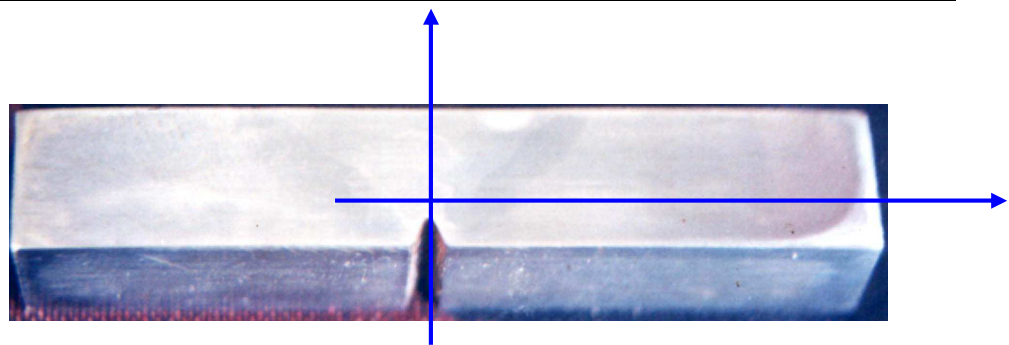
La fragilité constatée correspond à la structure ferrite-pérlite que l'on retrouve sous différentes formes.

### 3- Essais de Micro durezza :

Les résultats des micros duretés sont relevés dans le tableau 5-3 ci-dessous.

Tableau 5.3 - Les relevés de la dureté dans le joint au voisinage de la ZAT.

Position par rapport au centre en mm	Diamètre de la diagonale en microns	HVM en N/mm <sup>2</sup>
0	68.27	198
0.5	64.12	200
1	68.39	198.2
1.5	67.45	203.8
2	67.08	206.1
2.5	64.48	223
3	59.71	260.1
3.5	55.89	296.8
4	56.44	294.1
4.5	57.12	284.2
5	58.3	272.7
5.5	59.3	262
6	63.37	260.9
6.5	60.63	252.3
7	60.76	251.2
7.5	63.09	233.0
8	69.37	192.7
8.5	70.18	188.2
9	61.71	243.5
9.5	64.38	240.7
10	60.62	252.7
10.5	66.24	250.3
11	61.36	246.2
11.5	60.83	250
12	61.61	244.3
12.5	62.42	238
17	63.89	227



Représentation de l'axe de relevés de la micro dureté  
Sur une partie de l'éprouvette.

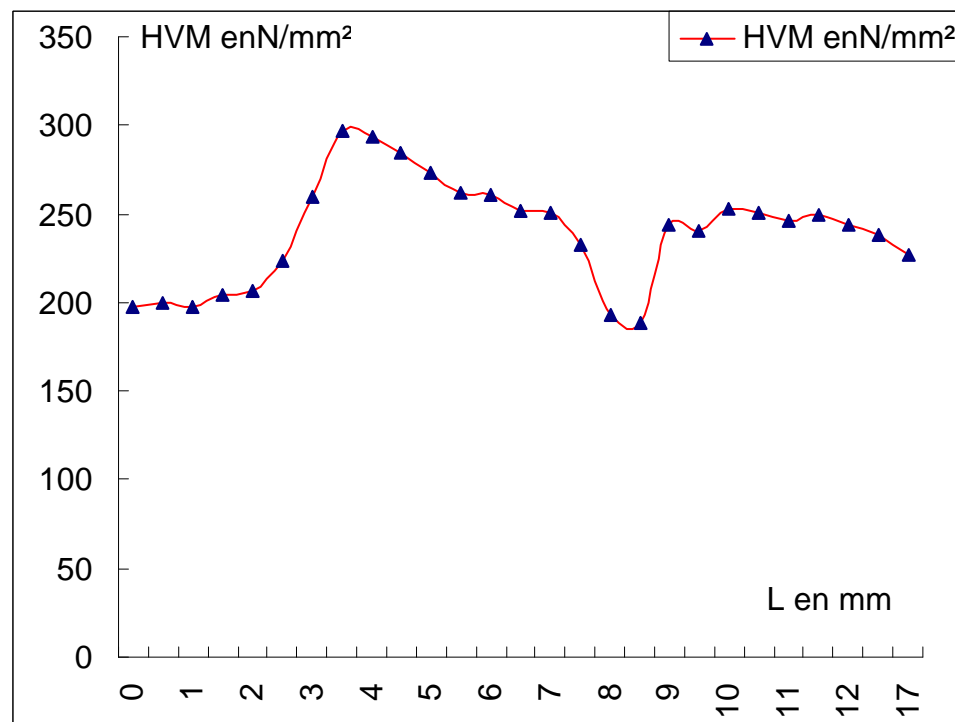


fig. 5-3 – Représentation graphique de la dureté relevée sur une éprouvette soudée avec du fil SG3 prise sous la tête du joint.  
(Valeurs moyennes)

### 3.1. Interprétations :

L'analyse du graphe des duretés met en évidence l'influence du phénomène thermique du soudage sur le joint et son voisinage, nous constatons que la différence entre les duretés respectivement du métal de base et de celle du métal déposé (le joint) n'est pas importante malgré que le pourcentage de carbone est différent 0.13% pour le métal d'apport contre 0.22% pour celui de base. Ce qui correspond à un enrichissement du métal déposé au dépend du métal de base.

Deux constatations peuvent être faites :

Une augmentation de dureté sur une bande correspondant à la ZAT, Un pic de 300 N / cm<sup>2</sup> est enregistré, marquant la frontière de la ZAT siège de surchauffe, cette zone débute par la zone de liaison constituée par le mélange des deux métaux à savoir le métal fondu déposé et le métal de base entraîné en fusion. L'accroissement de dureté au niveau de la ZAT peut être rendu aux changements structuraux (trempe structurale).

Une chute de dureté à 188 N/ cm<sup>2</sup>, localisée dans la zone de 7.5mm à 9.5mm qui est assez remarquable, On pense attribuer cela à l'enrichissement du métal fondu au cours du refroidissement par phénomène de diffusion à travers la zone de liaison car Lors du soudage, la phase liquide émise par le métal de base est absorbée par le bain de fusion qui avance, mais, sur le côté de ce bain, qui engendre la zone de liaison c'est un liquide plus riche en carbone que lui même et que le métal de base doit fournir tout au long de la zone de liaison, il le fait par diffusion, ce qui se traduit par l'existence, au voisinage de cette zone, d'une étroite bande décarburée. Ce processus de décarburation de l'acier, dû au gradient de température à la zone de liaison, peut éventuellement être renforcé par celui qui résulte de la diffusion à travers la zone de liaison, dans le cas des soudures comportant un apport à bas carbone par rapport au métal de base.

Il faut aussi garder à l'esprit que l'effet des chauffages et refroidissements répétitifs lors de l'exécution des passes de soudage font subir au métal en dehors du joint des traitements thermiques qui peuvent engendrer des modifications structurales à chaque fois que la température atteint la température de recristallisation entraînant une transformation austénite / ferrite, ce qui limite la zone décarburée ou recristallisée.

La zone située entre 9mm et 12mm par rapport au centre du joint de soudure acquiert une dureté supérieure à celle du métal de base, c'est une zone de normalisation.

**4- Etude de la microstructure :**

**4.1. Observations micrographiques:**

**4.1.1. Aperçu général de la zone affectée thermiquement :**

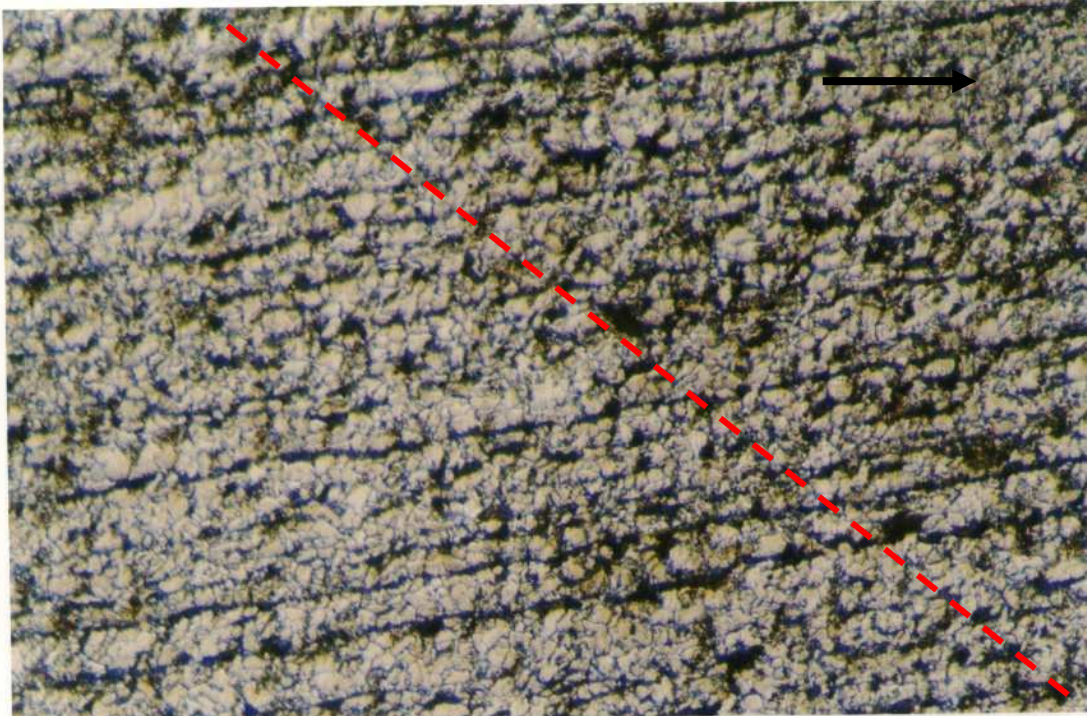


Fig. 5.4 -Micrographie prise la ZAT, x 100, prise sens longueur de l'éprouvette donne un aperçu général de l'effet thermique sur la grosseur du grain échantillon5. (Photo27- p1)

**4.1.2. Aperçu général de la zone proche du joint :**

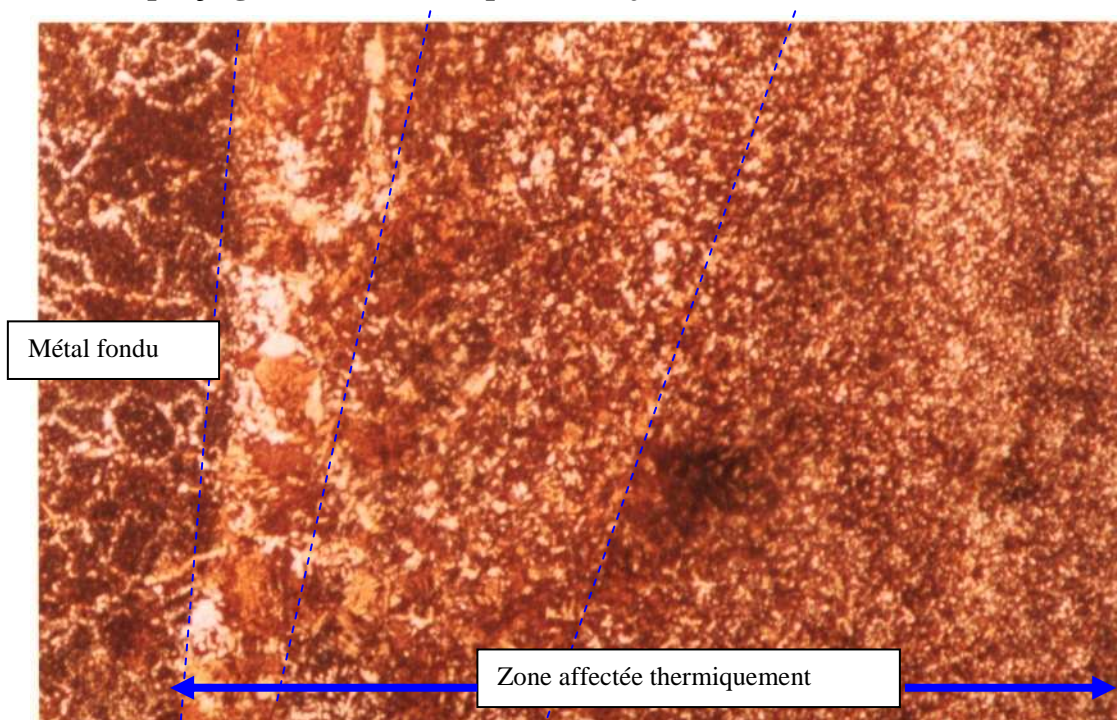


Fig 5. 5- Micrographie montrant la modification de la taille du grain au niveau de ZF / ZAT vue plan supérieure, x G100 (Photo10- p2- cpg)

#### **4.1.3. Observations micrographiques du métal de base:**

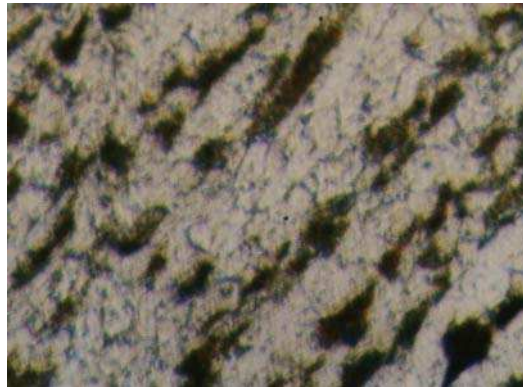


fig 5. 6 - Micrographie du métal de base, prise en sens de largeur de l'éprouvette à 5mm du bout de l'échantillon2, 200x. ( Photo29- p1)



fig 5.7 - Micrographie du métal de base, prise à 5mm du bout de l'éprouvette sur l'échantillon 2, 500x. (Photo 30- p1)

#### 4.1.4. Microstructure de la ZAT loin du joint :

##### 1) A la racine (en bas):

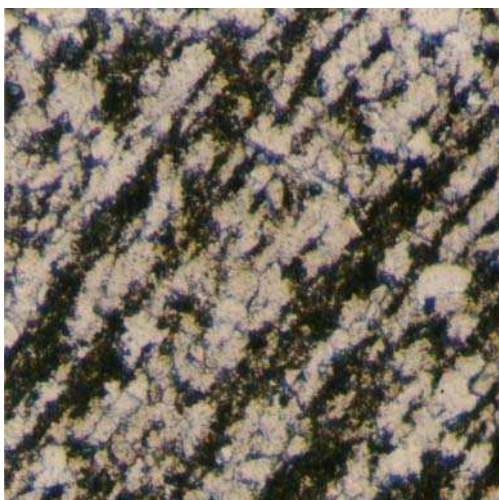


Fig. 5. 8 – Micrographie de la ZAT au loin du joint, 200x, ech5.

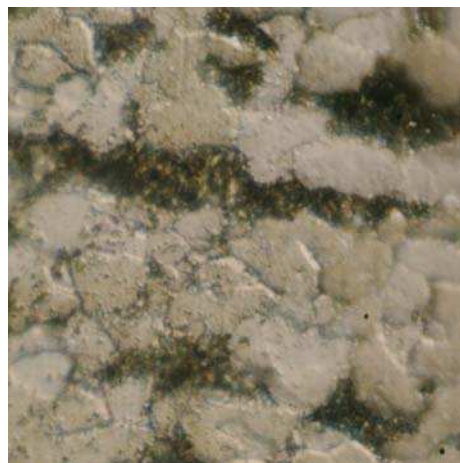


Fig. 5. 9 - Micrographie de la ZAT au loin du joint, ech5, photo precedent, à 500x.

##### 2) Au milieu:

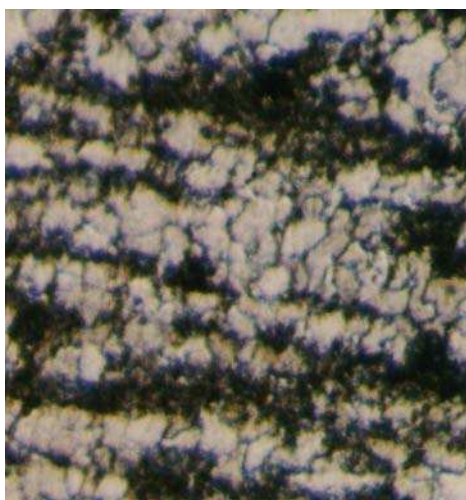


Fig. 5. 10- Micrographie de la ZAT, près du joint. 200x , échantillon5.

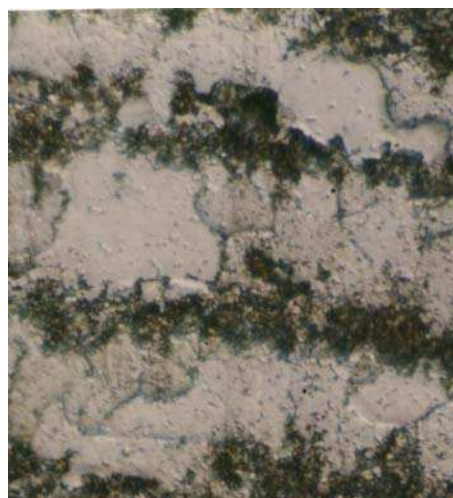


Fig. 5 .11- Micrographie de la ZAT, 500x, prise sens longueur de l'éprouvette. échantillon5.

#### 4.1.5. Microstructure de la ZAT :

##### 1) A la tête en (haut):

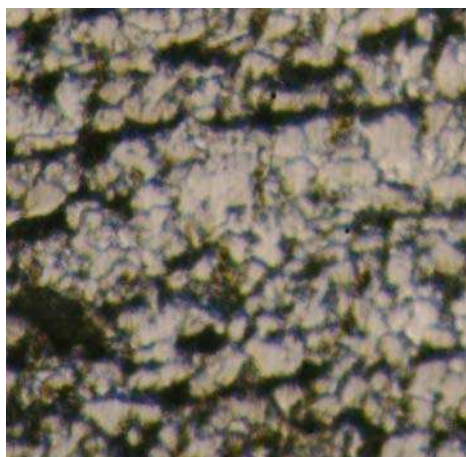


Fig. 5.12 - Micrographie de la ZAT au loin du joint , 100x.

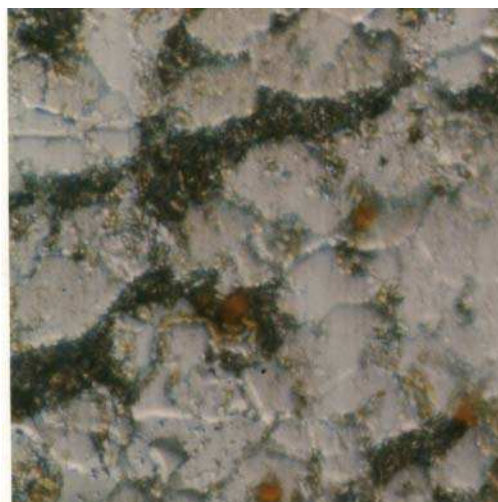


Fig. 5.13 - Micrographie de la ZAT au loin du joint , 500x.

#### 4.1.6. Microstructure de la ZAT a proximité du joint :

##### 1) A la racine du joint :

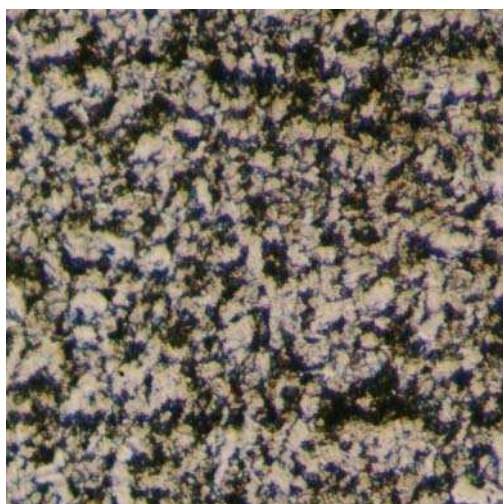


Fig. 5.14 – Micrographie ZAT à la racine et a proximité du joint dans la zone de liaison 100 x, échantillon5

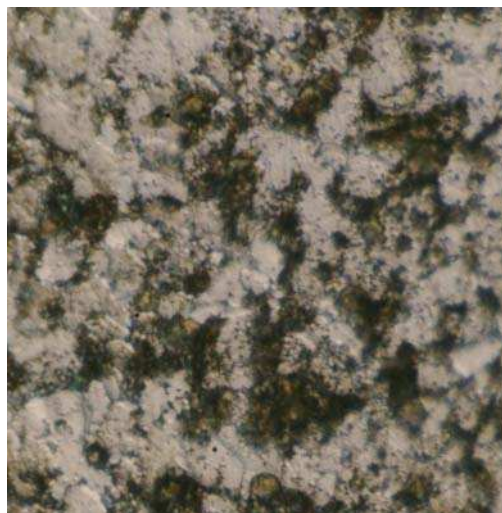


Fig. 5.15- Micrographie de la ZAT, photo précédente à 200 x, échantillon5

**2) A la tête du joint :**

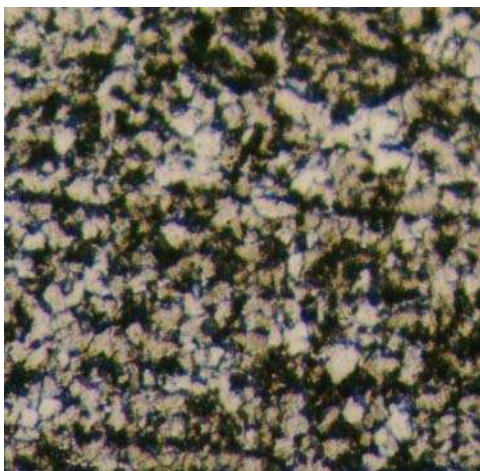


Fig. 5. 16 – Micro-graphie ZAT à la racine et a proximité du joint dans la zone de liaison 100 x , échantillon5

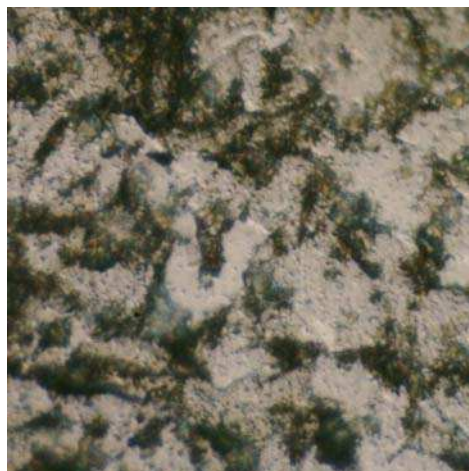


Fig. 5. 17 – Micro-graphie ZAT à la racine, photo précédente à 200x , échantillon5

**4.1.7. Microstructure de la zone limite de la zone fondue :**

**1) A la racine du joint :**

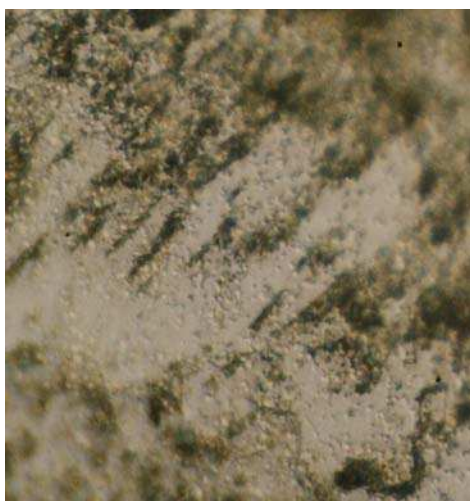


Fig. 5.18- Micro-graphie de la ZAT à la limite du joint, éprouvette en coupe longitudinale à 2mm dans le sens de la longueur vue de l'intérieur. X 500, échantillon4

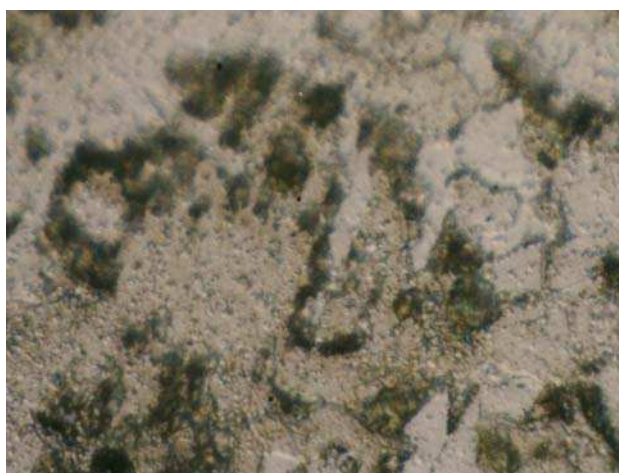


Fig. 5.19- Micro-graphie de la ZAT à la limite du joint, éprouvette en coupe longitudinale à 2mm dans le sens de la longueur vue de l'intérieur. X 500, échantillon4

**2) A la tête du joint :**

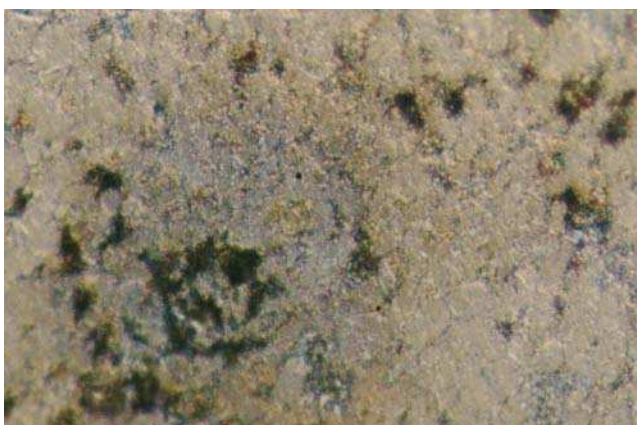


Fig. 5. 20- Micrographie de la ZAT à la limite du joint, épreuve en coupe longitudinale à 2mm dans le sens de la longueur vue de l'intérieur. x 200 , échantillon 4

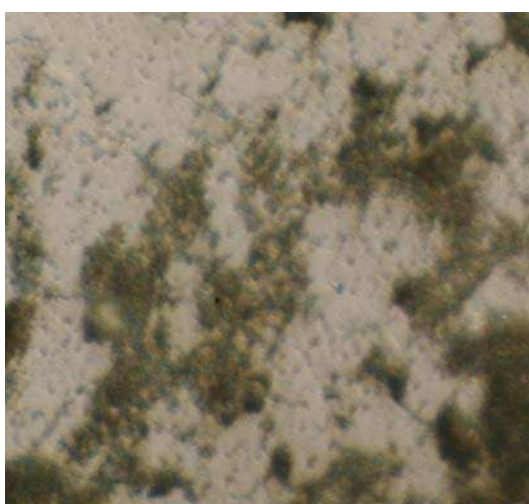


Fig. 5.21- Micrographie de la ZAT à la limite du joint, précédente à 500x, échantillon4

**4.1.8. Micrographies de la Zone fondue :**

**1) A la racine du joint :**

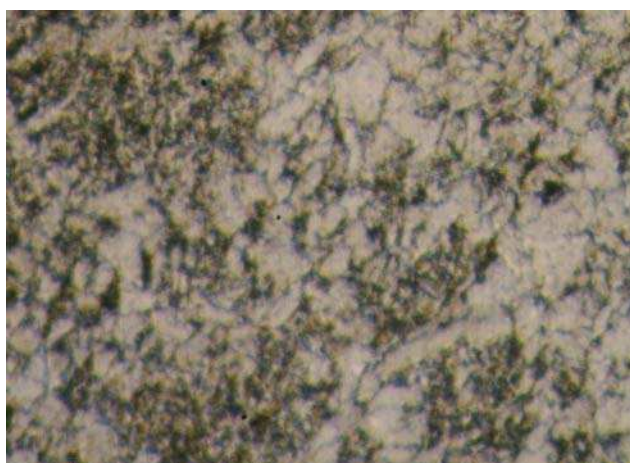


Fig. 5.22. Micrographie de la F au milieu du joint, en bout à 2mm de l'entaille. 100x , échantillon3 montrant 2 textures différentes

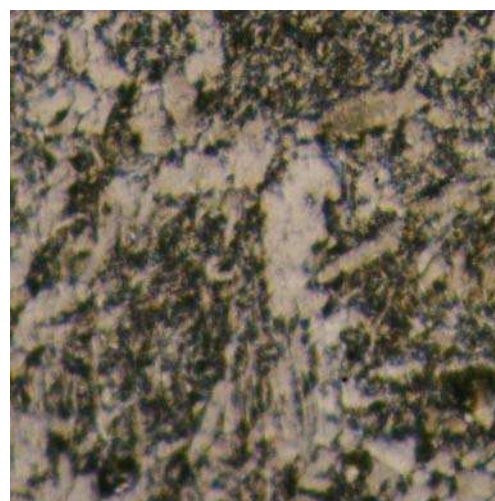


Fig. 5.23. Micrographie de la F au milieu du joint. détail de la précédente, à 200x, échantillon3 observation de la texture du bas

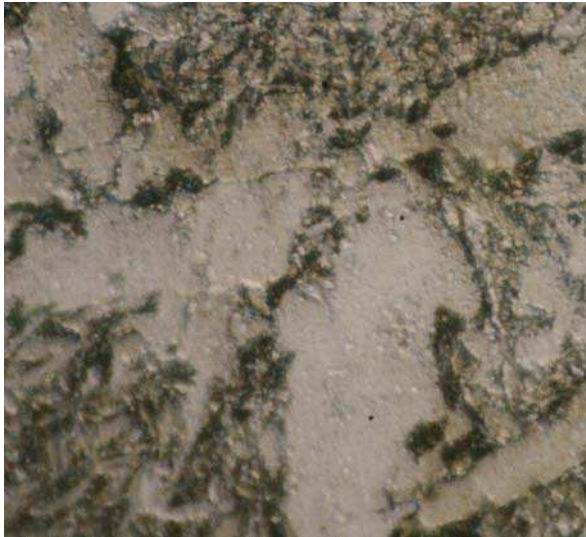


Fig. 5.24 - Micrographie de la ZF même que précédente, x 500, échantillon3

**2) Au milieu :**

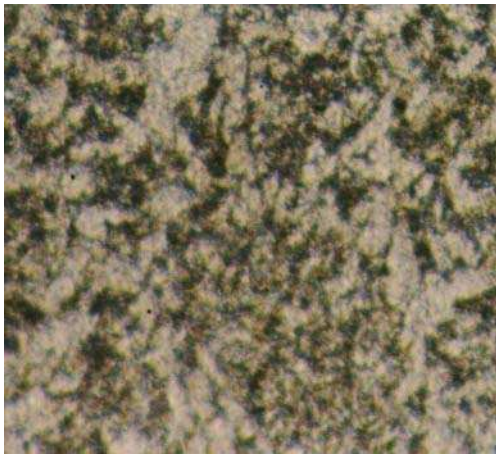


Fig. 5. 25. Micrographie de la ZF montrant pour les passes du milieu x 6000

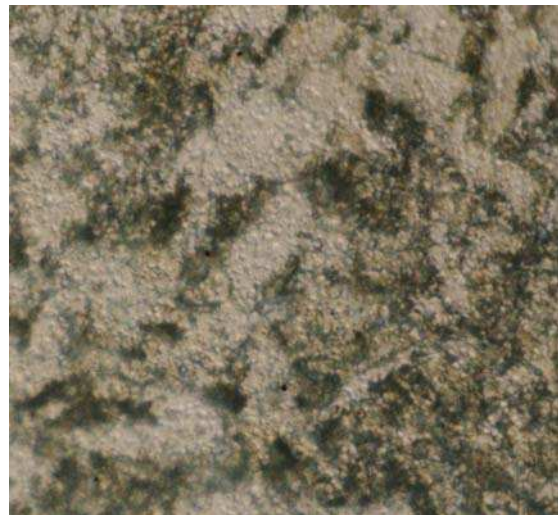


Fig. 5.26. Micrographie de la ZF pour les passes du milieu x 500

**3) Passes de finition :**

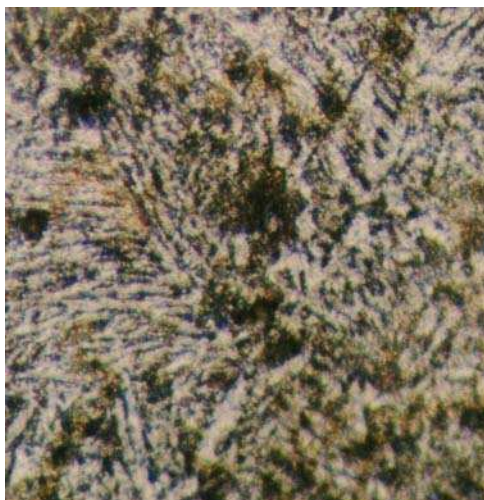


Fig. 5.27 Micrographie de la ZF montrant une structure lamellaire pour les dernières passes x 100

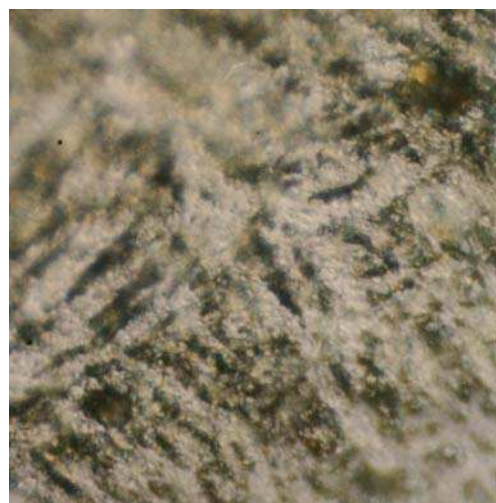


Fig. 5.28. Micrographie de la ZF pour les dernières passes x 200

## 4.2. Discussion:

Au faible grossissement, On peut mettre en évidence en observant la figure 5.4 une évolution dans taille des grains, En se dirigeant du métal de base vers le joint de soudure, les grains changent de forme, celles proches de la zone affectée se différencient par la disparition de la déformation des grains de ferrite et la largeur des plages de perlite s'élargissent un peu plus,

Au fort grossissement loin du joint de soudure la microstructure du métal de base présente une texture ferritique constituée d'amas de ferrite colorés en blanc séparés par des plages de perlite colorés en gris par le nital, figures 7.6 et 5.7, la ferrite légèrement allongée. On attribue l'allongement des grains de ferrite constatés chez notre métal de base à un écrouissage que le métal a dû subir lors de son élaboration, mais la présence de deux phases ; ferrite et perlite interposés formant des plages, nous laisse penser que notre produit laminé à chaud ne s'est pas bien recristallisé et reprendre sa structure initiale estimée ferritique d'après le pourcentage de carbone. Plus on progresse dans la zone affectée par la chaleur, plus les grains de ferrite apparaissent plus régulières et l'allongement disparaît figures.5.8, 5.9, 5.10, 5.11, 5.12, 5.13. Les joints perlitiques deviennent plus épais, les plages de perlite s'élargissent et c'est ce que l'on observe généralement dans les cas des recuits. On se rapprochant du joint, la ferrite devient de plus en plus fine et les plages de perlite disparaissent cédant la place à des grains, les grains ont tous la même orientation on pense avoir une structure cellulaire fig.5.14 à fig.5.17.

Sur une coupe en longueur à 2mm du côté intérieur de l'éprouvette voir les fig. 5.18 à fig. 5.21, On constate une texture ferritique dans la zone limitrophe du bain de fusion. On peut expliquer cela par une surchauffe que subit cette partie de l'éprouvette où peut être aussi à une décarburation par diffusion du carbone base vers le bain formé à la fois par le métal d'apport en fusion et le métal de base entraîné en fusion.

Les microstructures de la zone fondue sont représentées par les figures 5.22 à la figure 5.28, ces dernières nous permettent de voir à la tête de la soudure, des lamelles de ferrite et de perlite alternées et dirigées dans des directions différentes structure aciculaire (structure hors d'équilibre). Par contre on peut observer une texture mixte en bas ou au milieu, formée de gros grains allongés entourant de fines lamelles perlite ferrite. C'est la coalescence des lamelles de ferrite, donnant des grains de ferrite de tailles irrégulières c'est le retour vers l'équilibre (structure ferritique).

L'acier est formé de grains d'austénite; à partir de A3 et jusqu'à A1, il y a séparation progressive de ferrite, pendant que la solution solide résiduelle s'enrichit en carbone pour se transformer en perlite, chaque grain d'austénite donnant un ou plusieurs grains de perlite. En réalité la séparation de la ferrite se fait suivant deux modes, certains facteurs agissent pour faire prédominer l'une ou l'autre de ces structures à savoir vitesse de refroidissement, grosseur du grain, teneur en certains éléments.

Si le grain est petit, ou le refroidissement est lent, la ferrite apparaît comme un réseau enveloppant des amas de perlite, le constituant proeutectoïde gagne les joints entre les grains de l'eutectoïde (structure cellulaire).

Si le refroidissement est trop rapide, le constituant proeutectoïde se sépare en donnant des aiguilles orientées dans diverses directions (structure en aiguilles

ou aciculaire). On doit s'attendre à une certaine fragilité de l'alliage s'il possède une structure en aiguilles ou si les grains sont gros.

#### 4.3. Conclusion:

La zone de liaison est le siège d'un apport thermique bref et assez important conditionnant le grossissement des grains et la formation d'une structure aciculaire, On pense que la zone de surchauffe est le siège de structures qui possèdent les propriétés plastiques réduites des soudures et fragilisent légèrement la structure. La structure de notre produit de soudage est essentiellement ferritique avec quelques îlots ou plages de perlite (teneur en carbone faible).

Les passes extérieures (la 4eme et la 5eme) où la vitesse de refroidissement est plus importante, donnent une structure en aiguilles caractéristique de la ferrite hors d'équilibre.

Les passes internes (ayant subi des traitements de réchauffage) donnent une structure de ferrite régulière, les aiguilles de ferrite coalescentes aboutissent à des structures plus proches de l'état d'équilibre ou à des textures mixtes.

La partie inférieure du joint correspond à des passes réchauffées plusieurs fois donc à des zones régénères (passes 1 et 2), possèdent une structure ferritique avec des grains réguliers.

Le métal de base présente deux zones affectées par la chaleur qu'on nomme ZAT1 et ZAT2; La ZAT1, proche de la zone de liaison, où la température est inférieure à 1100 (zone de normalisation), on rencontre une structure fine qui est due à l'effet d'un chauffage de courte durée et qui n'a pas atteint la température de transformation AC3. Dans cette zone le métal a acquis des propriétés mécaniques plus élevées par rapport à celles du métal de base qui est resté loin de l'action de la chaleur. Cela explique l'augmentation de la dureté relevée dans cette zone sur la fig.5.3.

La ZAT 2 ayant subi une transformation conduisant à une recristallisation incomplète car la température est restée entre AC1 et AC3. On assiste à la formation de gros grains de ferrite accompagnée de celle des grains fins de ferrite et de perlite.

Dans la zone voisine de la ZAT 2, on observe une recristallisation qui a pour effet de rétablir la forme et les dimensions initiales des grains altérés par la déformation plastique imposée par le procédé d'obtention du brut qui est le laminage. Au delà de cette limite la structure est identique à celle du métal de base. Cette recristallisation se traduit sur la figure 5.3 par une baisse de la micro dureté.

### 5- Résultats des essais de fissuration :

Les éprouvettes sont rompues et on prend valeurs des charges P appliquées à chaque arrêt et les valeurs des longueurs de fissures correspondantes. On calcule

Tab 5.4. : Tableau des relevés de l'essai de fissuration.

P (N)	245.62	250.83	256.14	259.16	263.16	273.68
$\Delta a$ (mm)	0.52	1.008	1.517	2.524	3.011	3.52
a (mm)	2.52	3.008	3.517	4.524	5.011	5.52
$2Re\Delta a$ (N/m <sup>2</sup> )	540.8	1048.32	1577.68	2625.89	3131.44	3660.8
J (N/m <sup>2</sup> )	1055.527	1165.7035	2439.354	2647.568	1220.907	2683.5

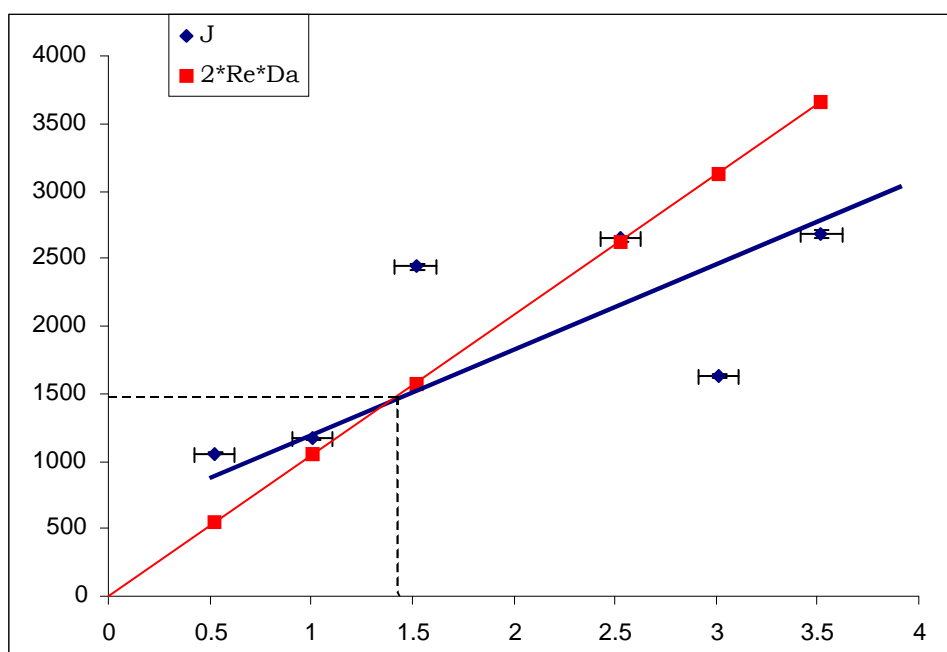


Fig. 5.29 – graphe de la courbe  $j - Da$  (par les moindres carrés)

#### 5.1. Remarques :

- Nous n'avons pas pu prendre en considération la taille de la zone Plastifiée a cause de la difficulté de sa perception.
- La mesure de la taille de la fissure comporte en elle même des erreurs relatives au matériel et à l'utilisateur.

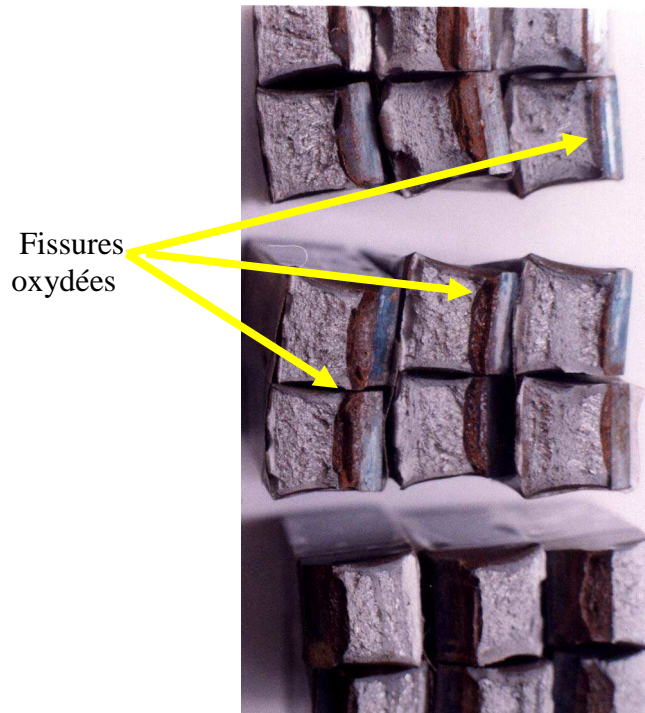


Fig. 5. 30– photo des faciès de fissuration où on peut suivre l'évolution de la taille de la fissure après oxydation au four.

## 5.2. Mécanismes de la rupture:

### 5.2.1 Amorçage de la fissure :



Fig. 5. 31– Début de fissuration.

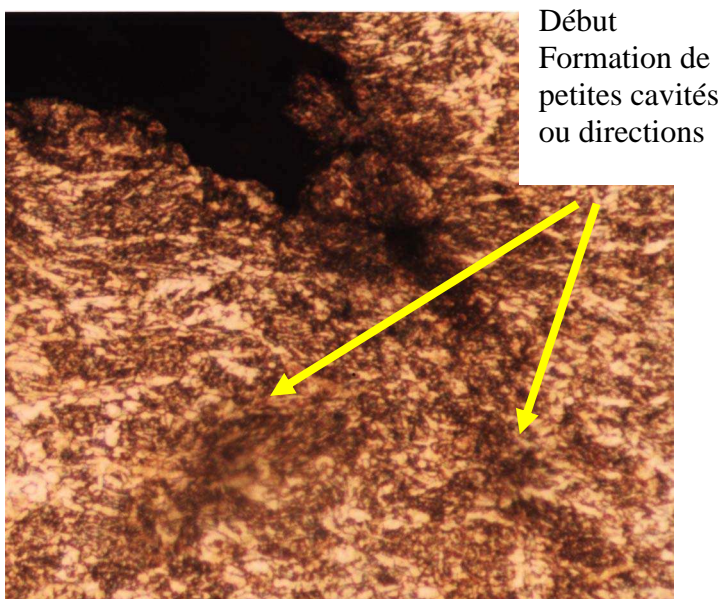
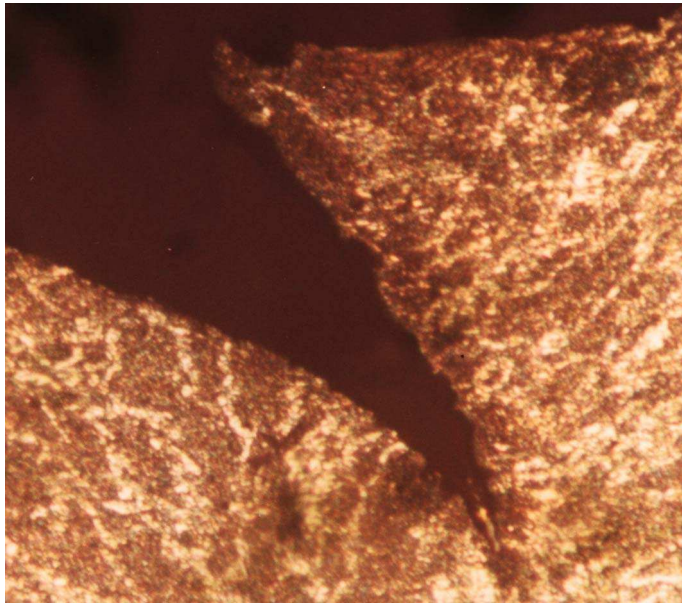


Fig. 7. 32– Début de fissuration (agrandissement).



Amorçage de la déchirure suivant une direction privilégiée. Les lèvres présentent des petits arrachements métalliques

Fig. 5. 33– Déchirure

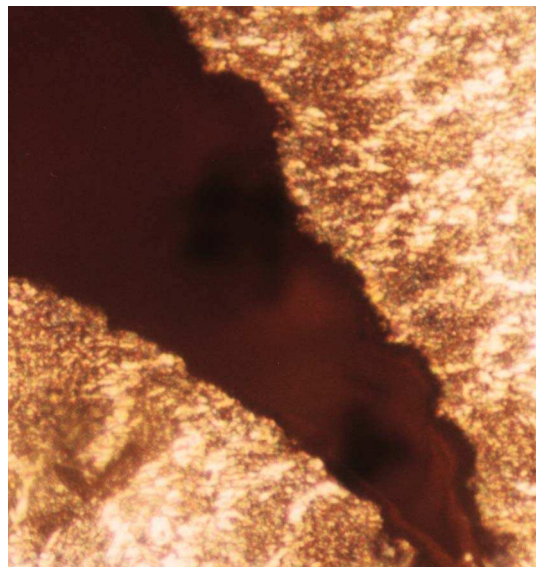


Fig. 5. 34– Déchirure agrandissement.

5.2.2. Propagation :

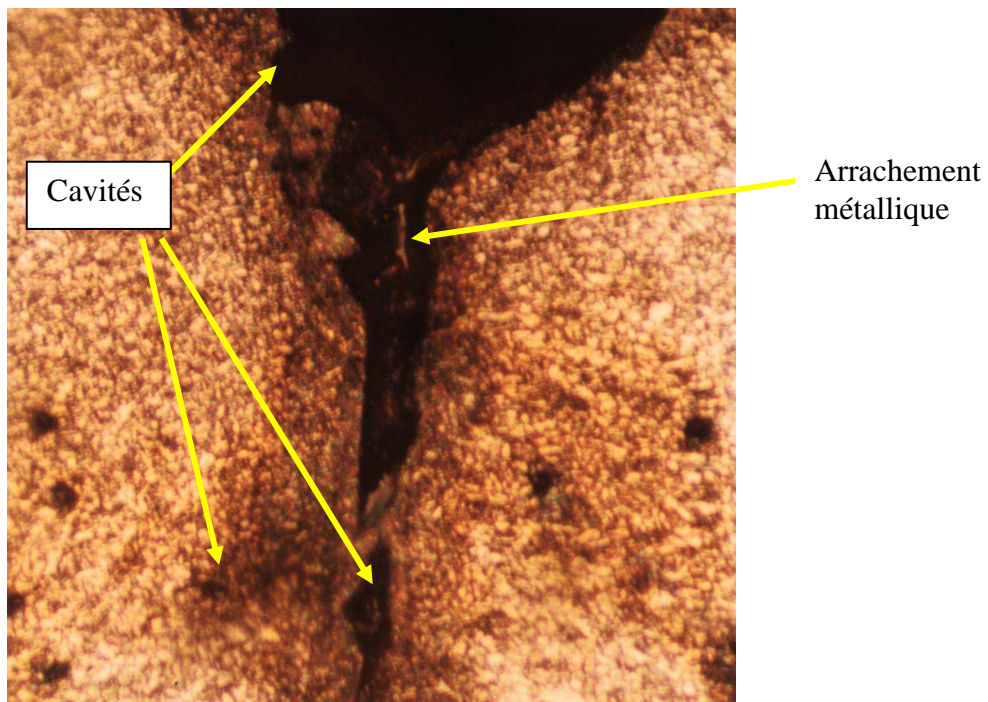


Fig. 5. 35– Propagation de la déchirure.

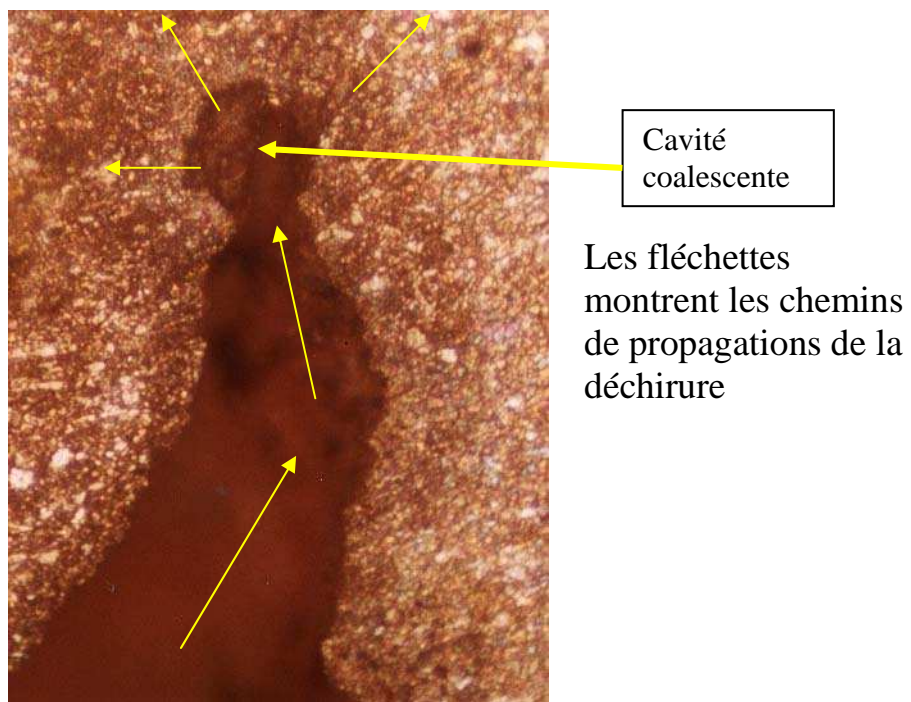


Fig. 5. 36– Figure montrant Propagation de la déchirure par formation de cavités.

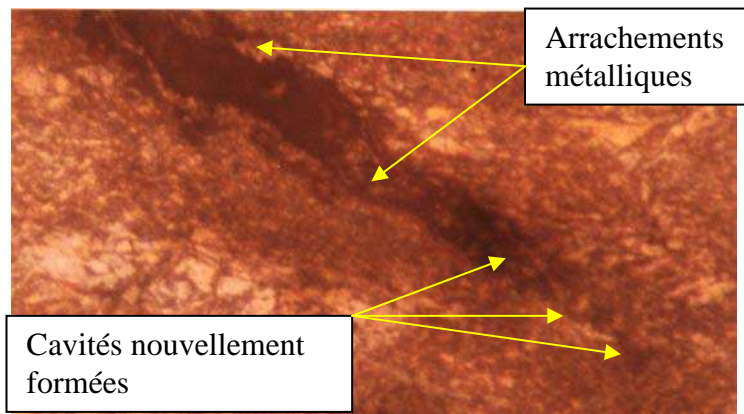


Fig. 5. 37– Figure montrant Propagation de la déchirure par formation de cavités.

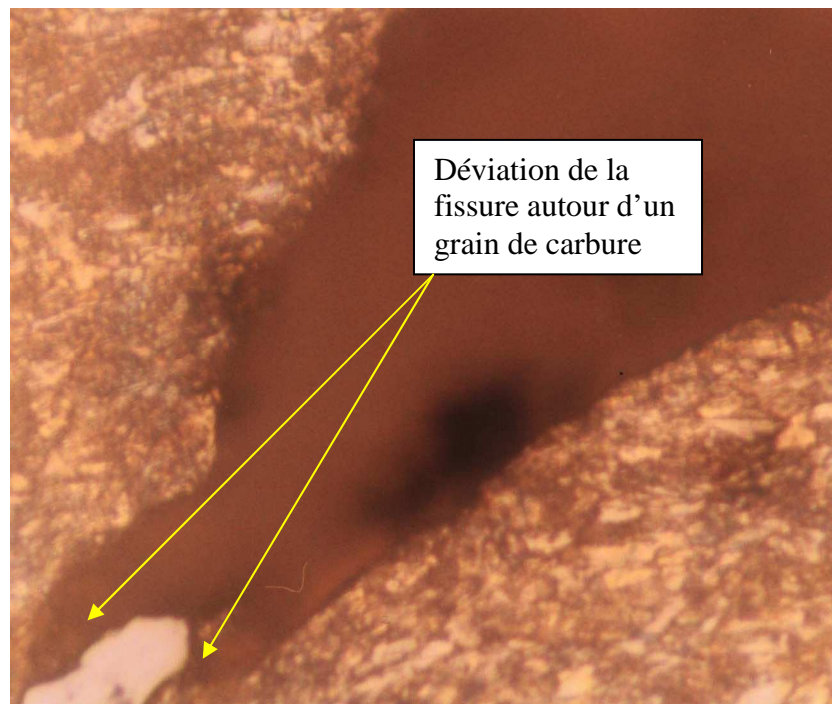


Fig. 5. 38– Figure montrant une déviation de la déchirure.

### 5.3. Interprétation des résultats de fissuration :

Le tableau et le graphe de la fig. 5.29. illustre les paramètres de résistance à l'amorçage des fissures

L'étude de la courbe (J-Da) présente deux parties, la pente de la deuxième courbe correspond à l'énergie nécessaire pour faire progresser la fissure, plus la valeur est grande plus la croissance est stable (une instabilité se traduit par une portion de courbe horizontale). Les mécanismes intervenants sont (lorsque la rupture est ductile) ceux régissant la croissance d'une fissure par coalescence des vides.

Le produit de soudage SG3 à faible pourcentage en carbone et un nombre très limité d'éléments d'addition (voir composition chimique) présente une structure ferritique, de comportement ductile à l'ambiante, mais présente des valeurs de  $J_{Ic}$  de 1500 n/m<sup>2</sup> que nous estimons importantes pour un acier ferritique, cela est vraisemblablement à la présence de quelques éléments d'addition, surtout le nickel qui améliore la ductilité et la plasticité du matériau.

Rappelons que la soudure est effectuée avec un léger bridage, ce dernier empêche la rotation des deux parties des pièces autour d'un axe se situant en bas du vésiculaire augmentant la déformation de retrait et par la suite les contraintes résiduelles ce qui agit pour la diminution du  $J_{Ic}$ . Aussi faut-il rappeler que les paramètres de microstructure (taille des grains, orientation) interviennent sur l'amorçage ( $J_{Ic}$ ) et non sur la propagation d'une rupture ductile et que l'endommagement du matériau par fatigue avant l'essai (fissuration par fatigue) peut intervenir pour diminuer ces valeurs.

Comme il est illustré sur les figures 5.31 à 5.38 de faciès de rupture à l'ambiante on peut distinguer différentes phases de propagation de fissures ; formation d'une zone d'étirement d'abord puis d'amorçage de microfissures en plusieurs endroits puis déchirure ductile par la formation de cavités au sillage de la fissure principale qui coalescent en formant des poches orientées dans diverses directions ce sont des fissures secondaires créées pendant la propagation de la fissure principale. Les lèvres des fissures présentent des arrachements métalliques qui sont des indices de déchirure ductile, c'est pour cela qu'on remarque des cassures franches rugueuses sur les éprouvettes de résilience.

On note également l'émoussement de ces microfissures, preuves de ténacité au niveau de l'arrêt. Il peut exister une raison mécanique liée au déchargement local après passage de la fissure principale. Il est difficile ici de déterminer exactement la chronologie des événements.

Ces microfissures ou fissures secondaires se forment en avant du front de fissure, mais leur arrêt peut se faire avant ou après passage de la macro fissure.

Puisque la structure est douce (ferrite) on ne rencontre pas de fissures éloignées de la fissure principale qui peuvent provenir des branchements qui se forment à la rencontre des obstacles comme ceux des grains de carbures.

## 6- Résultats des essais aux ultrasons :

### 6.1 Calibrage de l'appareil :

#### 1) Contrôle en incidence directe :

##### a) Choix de l'échelle :

L'échelle choisie est de 50 / 100 pour les défauts de 1 à 7 du plus petit au plus grand (gamme des 50 mm). Quand à l'échelle choisie pour les défauts de 8 et 9 est de 20 / 100 pour plus de précision dans la lecture des signaux sur l'écran de l'appareil.

##### b) L'écho de fond :

Le signal de fond à un PUS = 23.2 mm, relevés sur tous les graphes du contrôle des trous fig. 5.40 à fig5.49. Ce qui correspond à une épaisseur de la pièce ;

$$e = 23.2 * 0.5 = 11.6 \text{ mm}$$

#### 2) Contrôle en incidence oblique :

##### a) Choix de l'échelle :

L'échelle choisie est de 50 / 82 pour les défauts de 1 à 9 du plus petit au plus grand (gamme des 50 mm).

##### b) L'écho de fond :

Les signaux émanant aux palpeurs lors du calibrage sont présentés ci dessous :

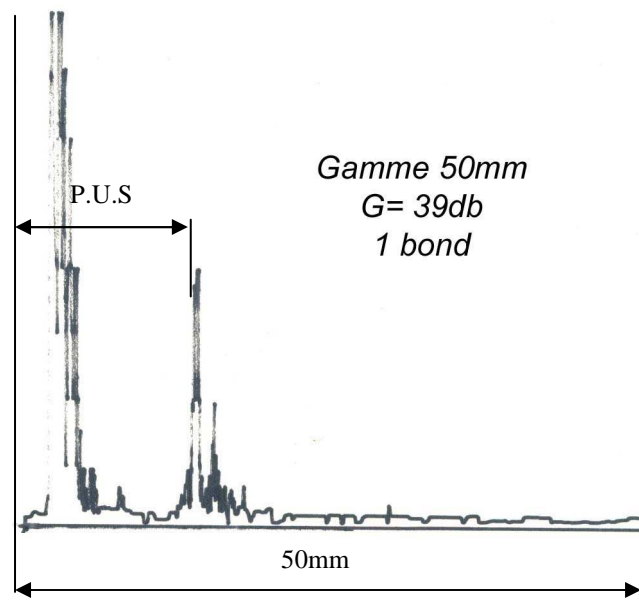


Fig. 5.39. Signal de calibration en ondes transversales en 1 bond  
Le signal de fond à un PUS = 22.8 mm, l'angle d'incidence est  $\alpha = 60^\circ$   
Ce qui correspond à une épaisseur de la pièce ;  $e = \text{PUS} \cdot \cos \alpha = 11.4$  mm.

## 6. 2. Dimensionnement des défauts :

### 1) Contrôle par la méthode d'écho d'anomalie :

Nous présentons ci-dessous les échos des défauts en contrôle par la méthode d'écho d'anomalie :

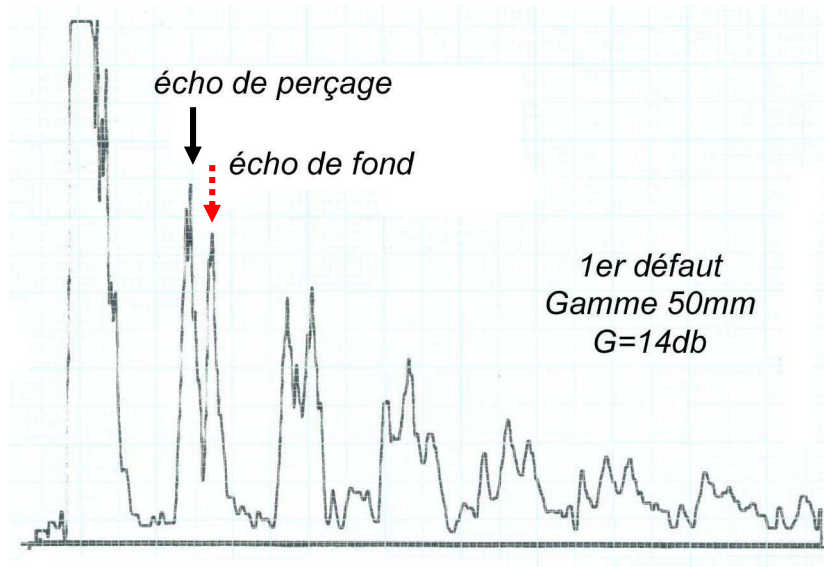


Fig. 5.40 – .tracé de l'écho enregistré au niveau du 1<sup>er</sup> défaut.

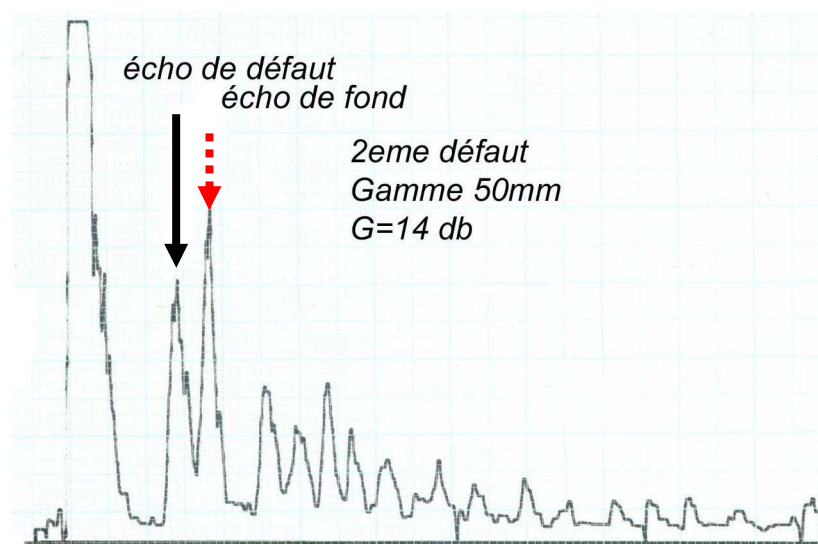


Fig. 5.41. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 2<sup>ème</sup> défaut.

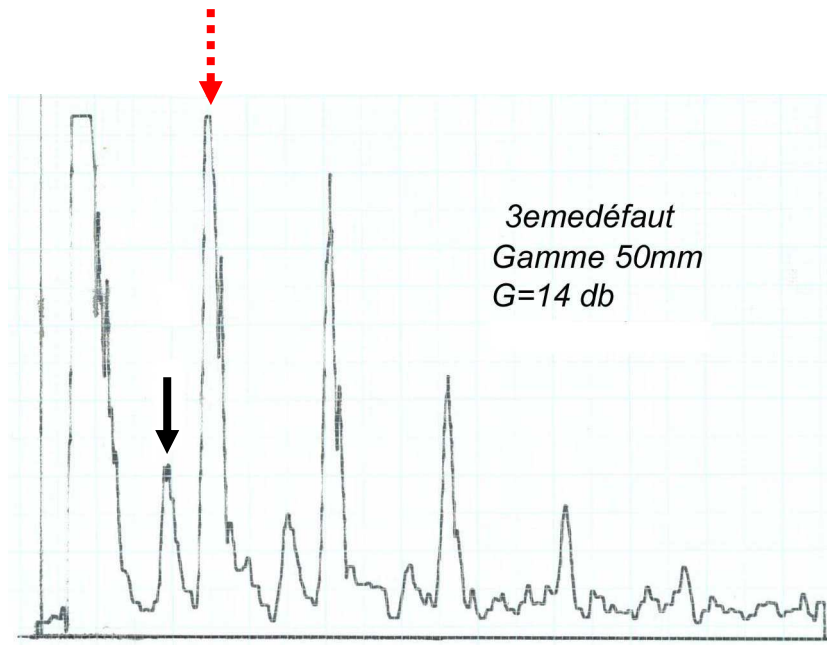


Fig. 5.42 Tracé de l'écho enregistré au niveau du 3<sup>eme</sup> défaut.

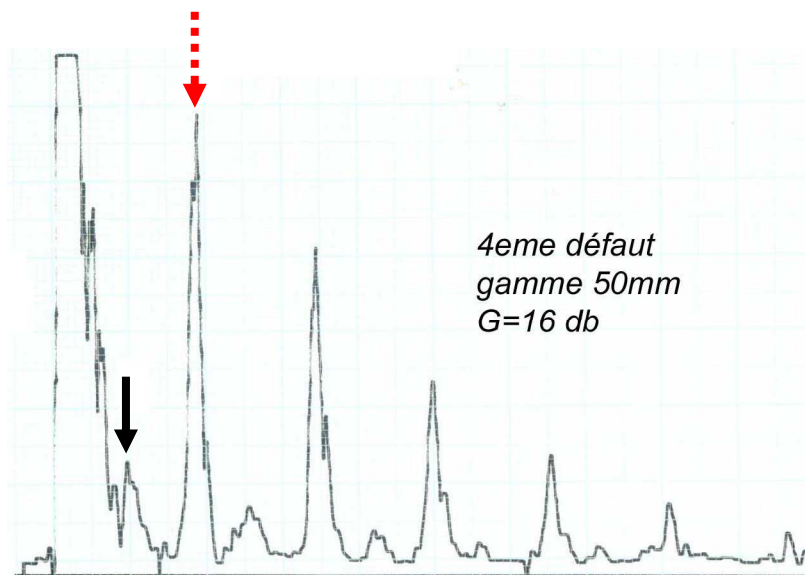


Fig.5.43. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 4<sup>eme</sup> défaut.

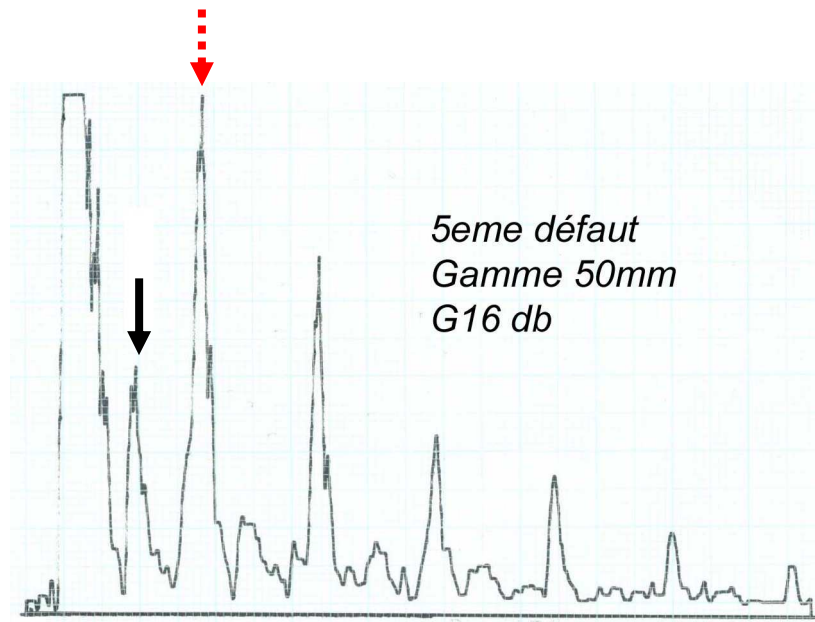


Fig. 5.44. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 5<sup>ème</sup> défaut.

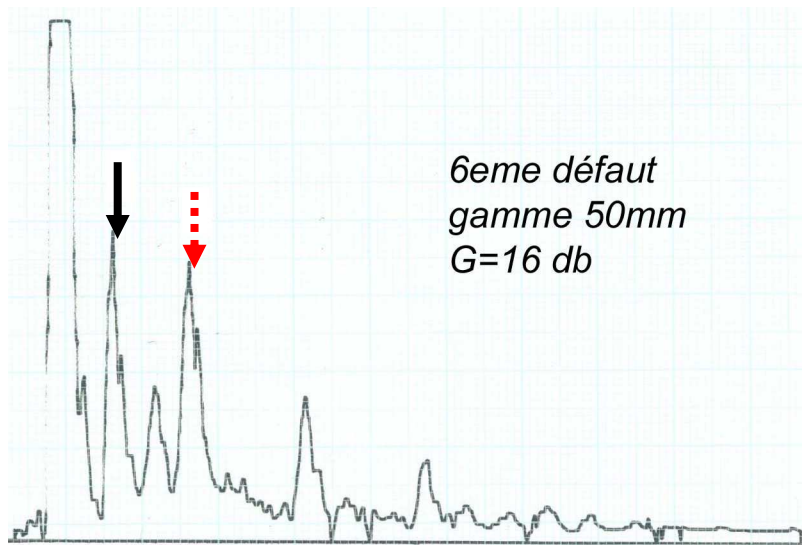


Fig.5.45. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 6<sup>ème</sup> défaut.

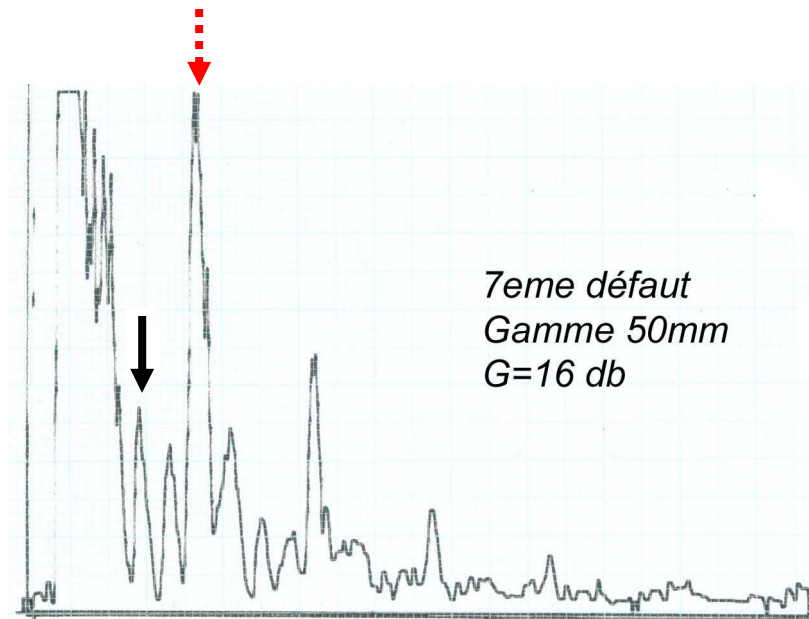


Fig.5.46 Tracé de l'écho enregistré au niveau du 7<sup>eme</sup> défaut.

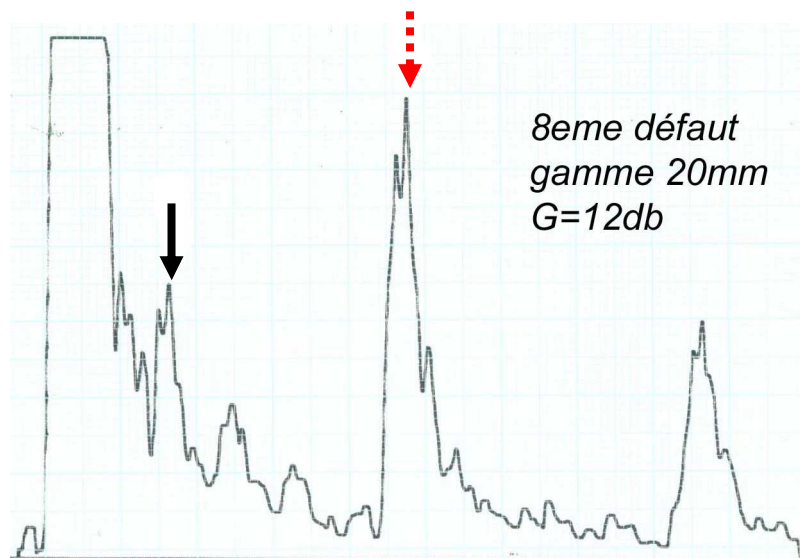


Fig. 5.47 Tracé de l'écho enregistré au niveau du 8<sup>eme</sup> défaut.

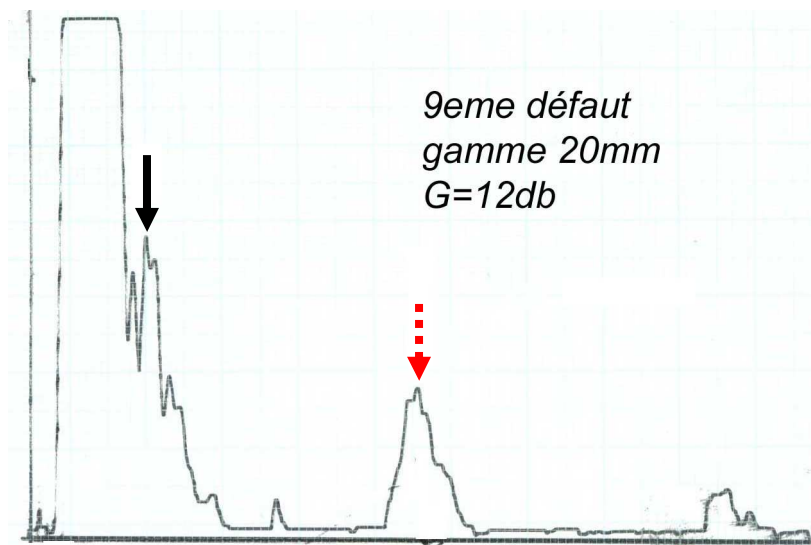


Fig. 5.48. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 9<sup>eme</sup> défaut.

## 2) Contrôle par la méthode oblique

Nous présentons ci dessous les échos émanant des défauts en contrôle oblique :

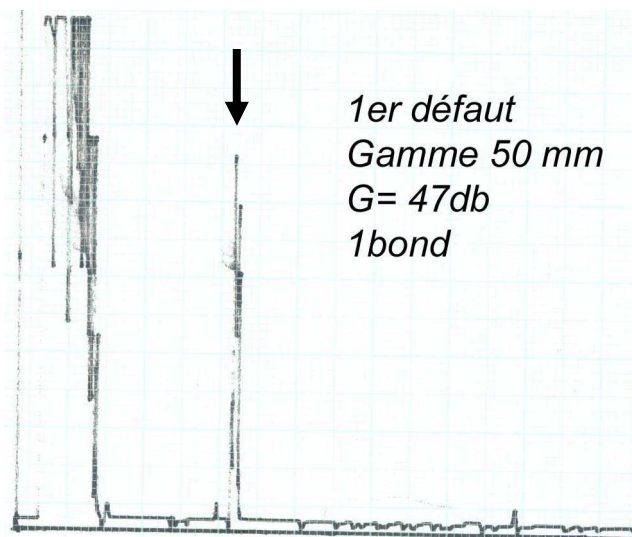


Fig. 5.49. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 1<sup>er</sup> défaut.

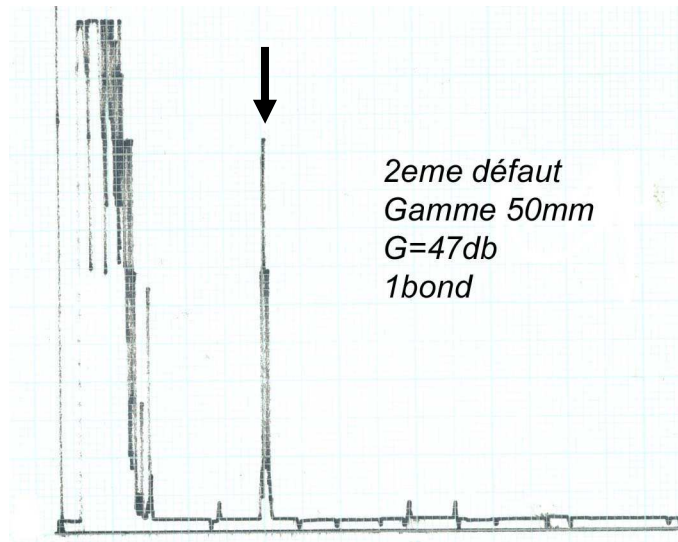


Fig. 5.50. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 2<sup>ème</sup> défaut.

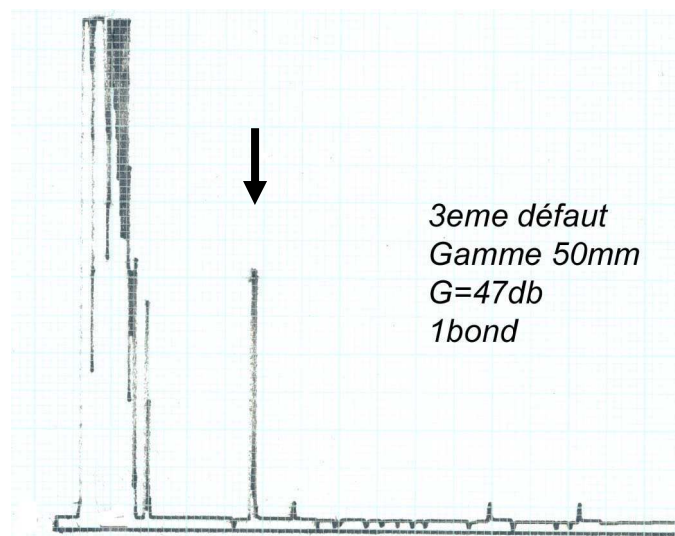


Fig. 5.51. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 3<sup>ème</sup> défaut.

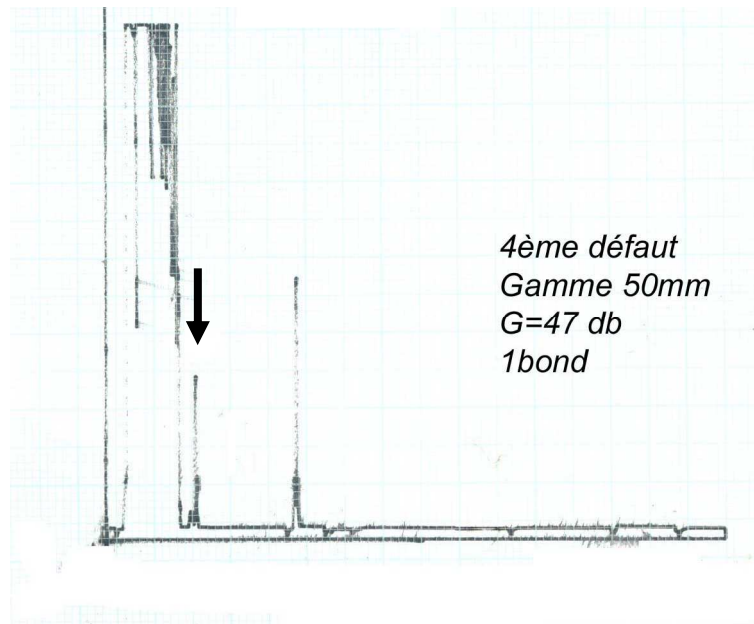


Fig.5.52. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 4<sup>ème</sup> défaut.

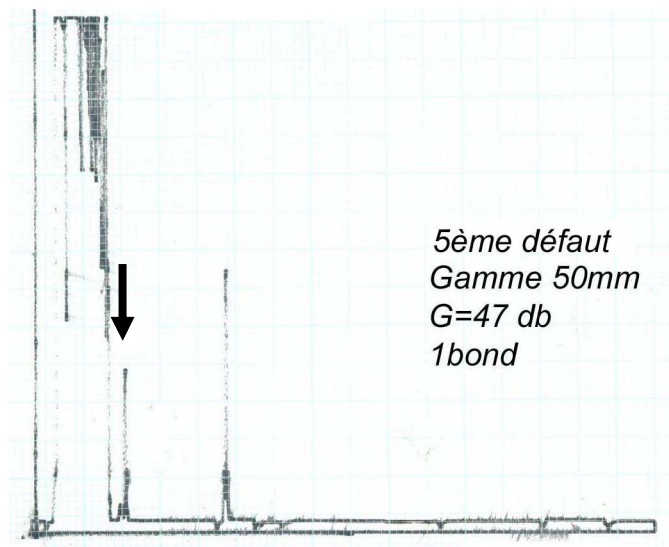


Fig. 5.53. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 5<sup>ème</sup> défaut.

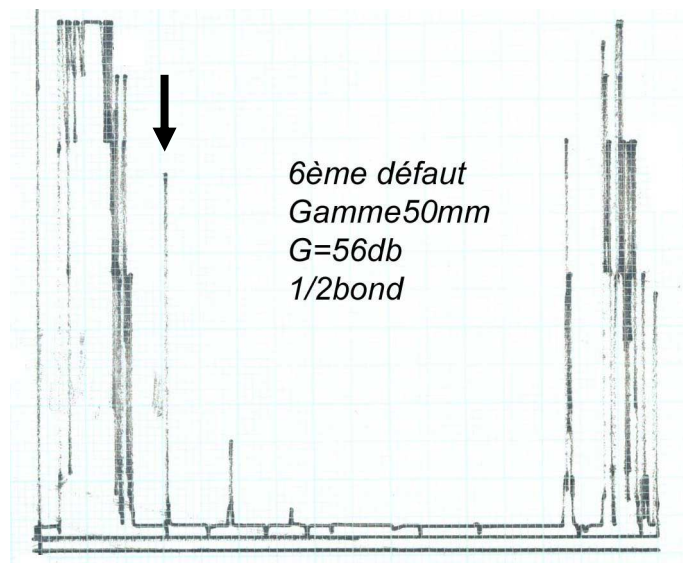


Fig. 5.54. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 6<sup>ème</sup> défaut.

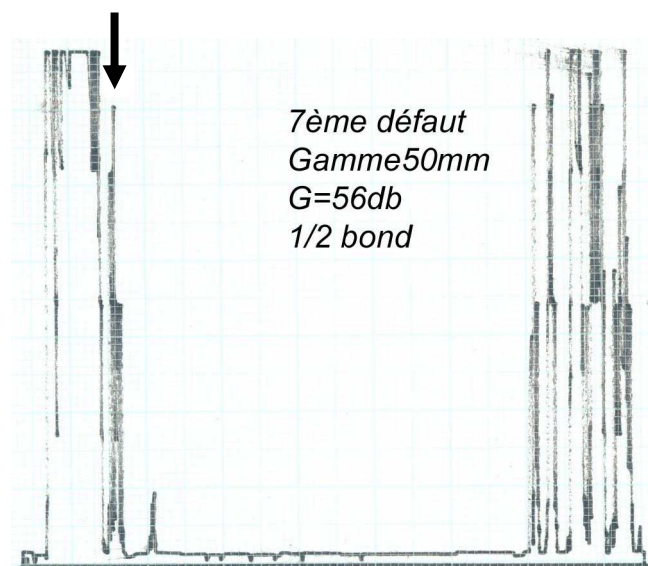


Fig. 5.55. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 7<sup>ème</sup> défaut.

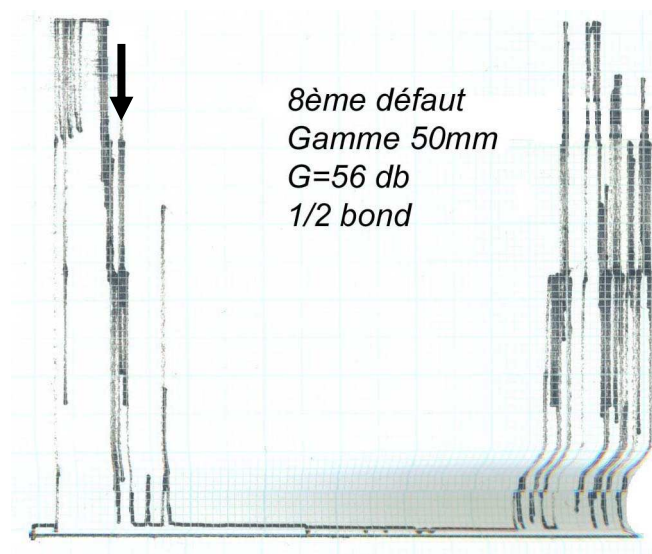


Fig. 5.56. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 8<sup>ème</sup> défaut.

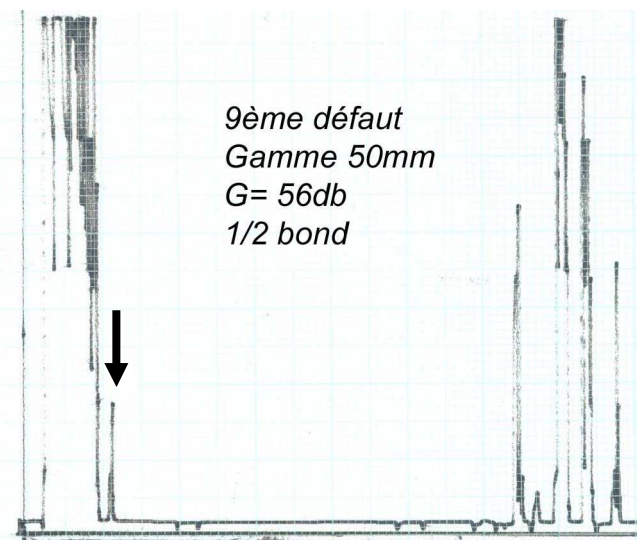


Fig. 5.57. Tracé de l'écho enregistré au niveau du 9<sup>ème</sup> défaut.

### 6.3. Traitements des résultats :

#### 1) Incidence directe :

On relève sur chaque tracé des échos, le PUS du fond (noté : e, repéré en rouge) et celui du défaut (noté : d, repéré en noir), on calcule ensuite la différence (e-d) pour estimer la hauteur du défaut à l'aide de l'équation suivante :

$$h = (e-d) / 2 \quad \text{eqn7.}$$

Les résultats des tracés sont représentés dans le tableau suivant :

N° du trou	1	2	3	4	5	6	7	8	9
h réelle	2.05	2.9	3.8	5.1	5.95	6.75	7.8	8.4	9.5
d	20.9	19.1	17.5	13.9	14.5	13.5	15	20.5	15.5
e-d	2.9	4.1	5.7	9.3	8.7	9.7	8.2	37.5	42.5
h	1.45	2.05	2.85	4.65	4.35	4.85	4.1	7.4	8.4
Δh	0.6	0.85	0.95	0.45	1.6	1.9	3.7	1	1.1
(Δh/h)*100	29.76	17.24	25.0	8.82	26.89	28.14	47.43	11.9	11.57
h/e*100	17.75	52.0	32.75	43.96	51.29	58.19	67.24	72.41	81.89

Tab 5.5. Tableau récapitulatif des relevés ultrasonores par la méthode directe.

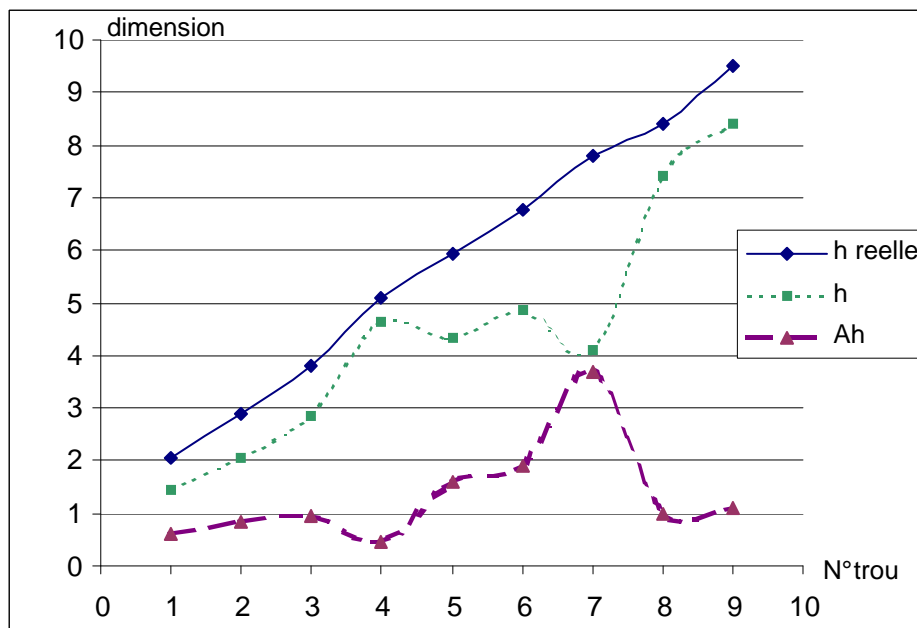


Fig. 5.58. Graphes sommaires des résultats des mesures et l'erreur.

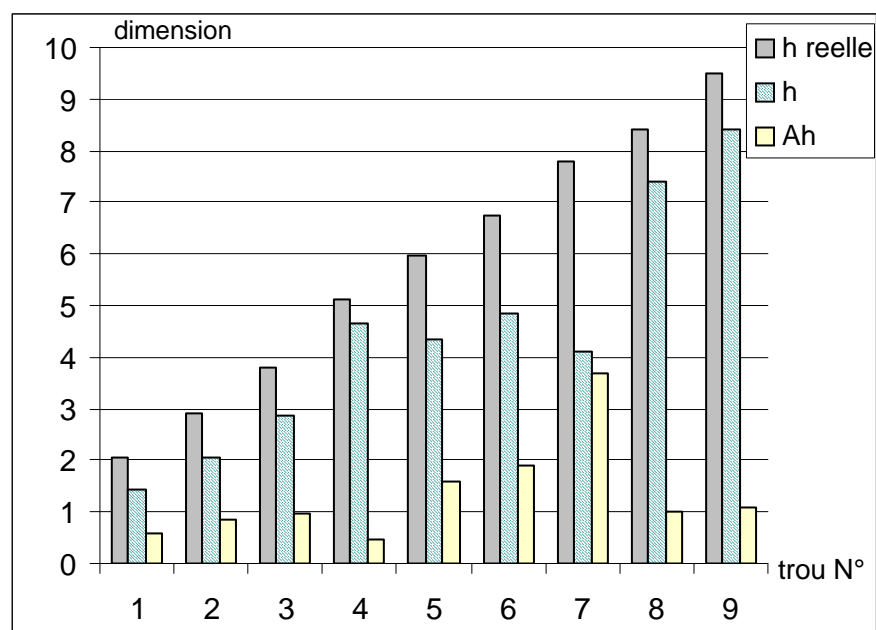


Fig. 5.59. Histogramme des résultats des mesures et l'erreur.

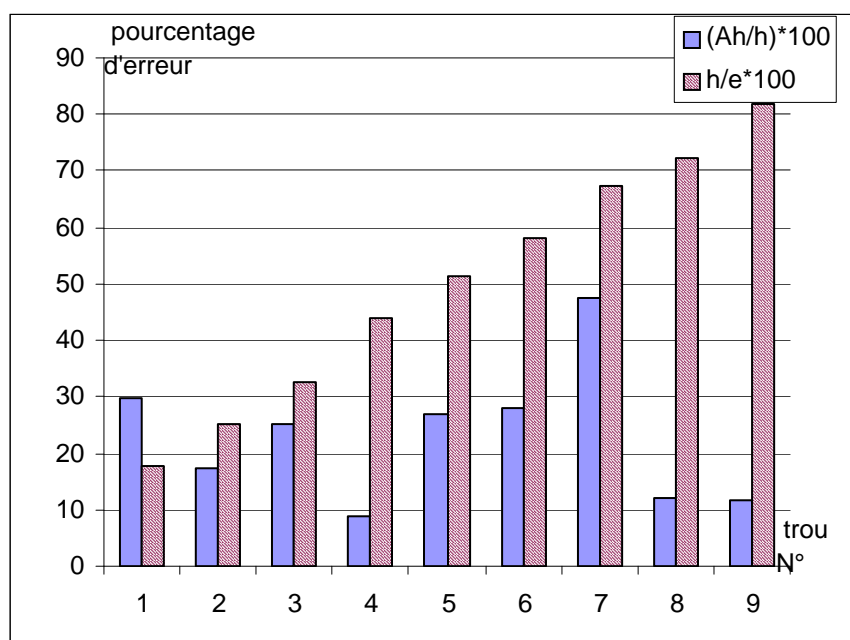


Fig. 5.60. Histogramme représentatif de l'erreur relative de cette technique de mesure.

## 2) Incidence oblique:

On relève sur chaque tracé des échos, le PUS du défaut (noté : d), on calcule ensuite la position du palpeur (Pt) et le parcours ultrasonore (l) selon le mode de contrôle effectué à savoir ; 1 bond ou ½ bond, et on estime la hauteur du défaut à l'aide des équations suivantes :

### Contrôle en 1 bond :

$$Pt = l \cdot \sin \alpha$$

$$k = 2 \cdot e - l \cdot \cos \alpha$$

$$h = e - k ; \quad k : \text{matière restant seine}$$

### Contrôle en 1/2 bond :

$$Pt = l \cdot \sin \alpha$$

$$k = l \cdot \cos \alpha$$

Les tracés de 1 à 7 sont obtenus par 1 bond.

Les tracés de 8 et 9 sont obtenus par 1/2 bond.

Les résultats des tracés sont représentés dans le tableau suivant :

N° du trou	1	2	3	4	5	6	7	8	9
h réelle	2.05	2.9	3.8	5.1	5.95	6.75	7.8	8.4	9.5
d	28.9	27.5	26.5	26	22	17	13.9	12	10
l	17.62	16.77	16.16	15.85	13.41	10.36	8.47	7.32	6.097
a	15.27	14.52	13.99	13.73	11.62	8.97	7.34	6.34	5.28
k	12.98	14.41	14.72	14.87	16.09	17.62	18.56	19.14	19.75
h	1.58	3.01	3.32	3.47	4.692	6.22	7.16	7.74	8.35
Δh	0.47	0.11	0.42	1.63	1.258	0.53	0.64	0.66	1.15
(Δh/h)*100	22.93	3.79	12.63	31.96	21.17	7.85	8.20	7.85	12.10
h/e*100	17.75	52.0	32.75	43.96	51.29	58.19	67.24	72.41	81.89

Tab.5.6 Tableau récapitulatif des relevés ultrasonores par la méthode oblique.

## 6.4. Remarques :

- Nous remarquons l'apparition des échos de fond sur les enregistrements des signaux émanant des défauts 7 et 8 et 9
- La mesure de la taille de la fissure pour quelques défauts est relativement difficile à cause perturbations qui apparaissent surtout les trous 4 pour le contrôle oblique et 6 et 7 pour le contrôle direct.

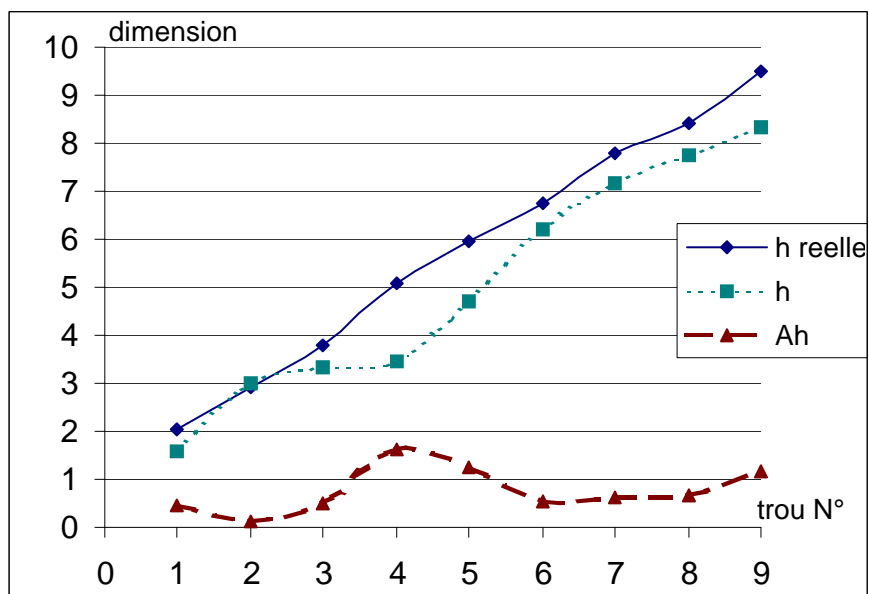


Fig.5.61. Graphes sommaires des résultats des mesures et l'erreur.

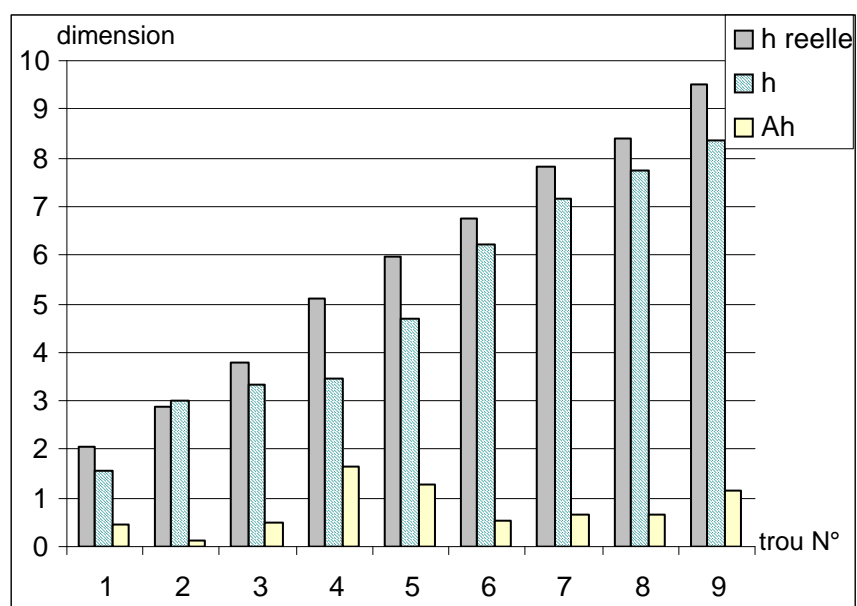


Fig. 5.62. Histogramme des résultats des mesures et l'erreur.

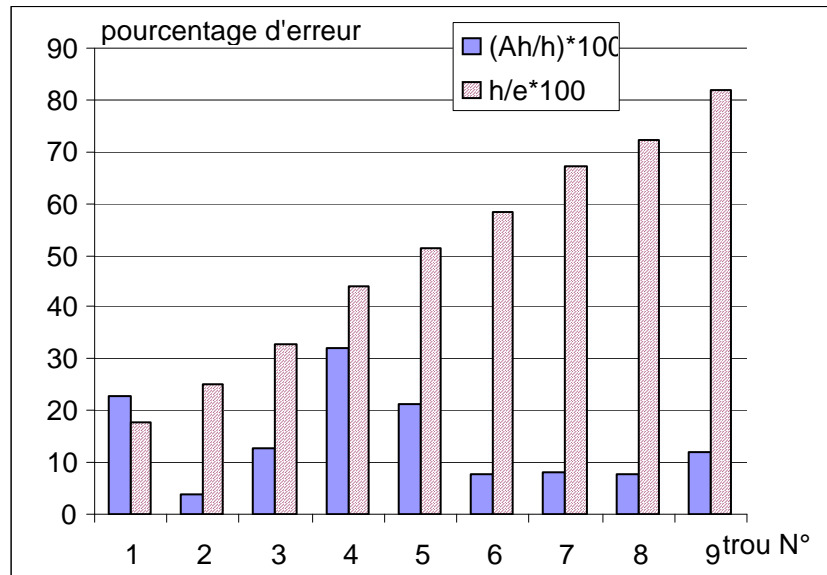


Fig. 5.63. Histogramme représentatif de l'erreur relative de cette technique de mesure.

### 6.5. Interprétation:

A la lumière des graphes récapitulatifs des résultats des mesures par deux techniques US différentes, nous pouvons conclure ce qui suit :

Les défauts sont échelonnés par rapport à l'épaisseur de la pièce.

La technique de contrôle direct présente un écart entre la taille réelle et la taille mesurée par ultrason variable, de 0.5 à 1.5 mm. Cela implique que le signal est perturbé par la forme de la base de la soudure, le signal est gêné ou dévié de sa trajectoire ce qui engendre une erreur.

Le défaut N° 7 présente un écart énorme, ça ne pourrait être qu'accidentel, c'est dû à un défaut non détectable se trouvant à proximité du bout du défaut et qui est confondu avec ce dernier.

L'histogramme des résultats de la technique permet d'évaluer l'évolution de l'erreur de mesure par rapport à l'évolution de la taille réelle.

On peut en conclure que pour une croissance régulière par rapport à l'épaisseur de la pièce on enregistre une erreur relative de 8 à 26%, ce qui permet de dire que la technique est imprécise et ne convient pas à la quantification des défauts, surtout les minuscules.

La technique oblique présente un écart stable de 0.5mm dans le pire des cas, si on néglige les défauts 4 et 5 qui présentent des perturbations.

Le graphe de l'erreur relative permet de conclure que cette technique est moins précise pour les petits défauts que pour les plus grands où la précision s'améliore.

Les erreurs de dimensionnement commises sont dues aux angles de réfractions qui ne sont pas exactes pour les palpeurs (entre 58 et 60°), de plus l'onde incidente dévie légèrement à l'aplomb d'une interface ce que nous n'avons pas pris en compte dans le calcul du parcours ultrasonore, de plus le calcul des Tangentes et du Cosinus compte des approximations.

Le dimensionnement par la méthode oblique donne de bons résultats comparés à la méthode directe ce qui permet de la valider.

### 6.6. Conclusion :

Le contrôle par ultrason qui sert actuellement à apprécier qualitativement les défauts, n'est pas encore considéré comme critère de validité des produits en mécanique, il faut avoir recours à d'autres méthodes comme les rayons X et  $\delta$  pour avoir la certitude vis à vis du produit examiné.

Nous venons de démontrer qu'on peut compter dessus en expertise et en contrôle à condition d'apporter des améliorations futures.

## **Conclusion:**

La qualité d'une soudure dépend certainement du bon déroulement de l'opération de soudage, mais on n'aura aucune certitude sur l'état de la soudure si celle-ci n'est pas certifiée par un contrôle fiable et sûr.

Les défauts de soudage probables sont nombreux, mais aussi les procédés de contrôle sont multiples, et avec des techniques différentes. Mais le plus difficile est la détection des fissures dans une soudure.

Dans ce travail on a étudié l'effet thermique des soudures multi passes sur l'état mécanique et structural de la pièce soudée. Les diagnostics utilisés, sont les essais de dureté, et le choc en fonction de la température, l'analyse de des macro fissures, ainsi que l'analyse micrographique au microscope. Ensuite, on a comparé les deux techniques de contrôle aux ultrasons, droit et oblique, sur de très petits trous de dimensions différentes, qui simulent des fissures, et réalisés sur un matériau soudé.

Du point de vue micrographique nous avons constaté que les deux matériaux ont des structures essentiellement ferritiques. Le métal de base laminé à chaud peut être subdivisé en trois parties, au niveau des parties où l'effet thermique est peu ressenti, présente des textures de ferrite perlite. Les zones où l'effet des cycles est remarqué, on a rencontré des variations dans la taille et l'orientation des grains par recristallisation, ce qui engendre une baisse notable de dureté, les structures demeurant ferritiques toujours. Dans les parties proches du joint où l'effet de la chaleur est plus accentué, on a mis en évidence une structure de ferrite fine et orientée, caractérisée par une dureté plus élevée.

Dans le métal déposé ou ZF nous avons rencontré des structures ferritiques, mais la morphologie des grains dépend du nombre de passes; ainsi on rencontre une structure à grains de faible orientation à la racine, une structure en aiguilles pour les dernières passes impliquant une petite fragilité. Laissant place à une structure mixte et plus orientée dans les passes intermédiaires.

Quand au comportement à la rupture le produit de soudage présente une ductilité à la température ambiante et une tendance à la fragilité à  $-20^{\circ}\text{C}$  l'observation de faciès de rupture met en évidence le caractère ductile de la cassure, on constate des ruptures franches avec des traces d'arrachements métalliques. La propagation des fissures se fait par coalescence et croissance des cavités qui naissent au voisinage de la fissure principale et qui la rejoignent. L'indice de fissuration  $J_{Ic}$  est faible ce qui permet d'apprécier la ténacité de ce matériau.

En pratiquant l'analyse aux ultrasons, nous n'avons pas rencontré d'obstacles avec notre produit de soudage, relatifs à la structure métallographique c'est à dire de déviation du faisceau ultrasonore à cause des hétérogénéités du métal, donc la structure ferritique est parfaitement perméable aux ultrasons. Cependant on a enregistré pas mal de difficultés relatifs au signaux perturbateurs dus aux plans de solidifications ou aux poches de gaz superposées au bouts des défauts que nous avons créés (perçages).

Les résultats obtenus sont en faveur du mode de contrôle oblique qui présente des erreurs relatives plus réduites pourtant il présente des difficultés énormes relatifs à la pratique et à l'interprétation des signaux sur écran.

Parmi les difficultés entravant la mise en œuvre des contrôles ultrasonores sur les soudures, on peut citer la forme du joint qui n'est pas bien connue et la présence d'inclusions ou plans de solidifications plans ou volumiques au niveau des interfaces entre le métal fondu et le métal de base qui faussent les interprétations on peut attribuer d'autres difficultés liés au comportement du matériel (les sondes) vis-à-vis

de la matière qui dépend de beaucoup de paramètres (rugosité, structure métallique) et d'autres sont relatifs à l'utilisateur (choix des palpeurs, calibrages, interprétations des signaux recueillis). Notre produit de soudage SG3 à faible teneur en carbone, déposé par soudage MAG au CPG Constantine par des soudeurs certifiés selon la norme ISO 2003, sur un métal de base à faible teneur en carbone également, avec le respect des normes de soudage en vigueur.

### **Perspectives :**

Les techniques de détection des fissures sont nombreuses mais certaines d'entre elles sont coûteuses donc difficiles à réaliser en Algérie faute de moyens. Les techniques ultrasonores sont du moins faisables par rapport aux autres techniques citées dans ce manuscrit et peuvent devenir rentables si le problème de l'interprétation est résolu. Nous proposons de poursuivre cette étude par d'autres consacrées aux techniques d'interprétations par techniques visuelles ou par des interfaces numériques ou par le concours des deux à la fois.

## Références bibliographiques

- [1] -R. Varisellaz (Dunod 1987)  
Soudage: Eléments de conception de réalisation
- [2] -R. Meslier (Eyrolles 1987)  
La soudure autogène au chalumeau et à l'arc
- [3] -R. Baus, W. Chapeau (Editions Sciences et Lettres 1977)  
Application du soudage aux constructions
- [4] - Y. Zablonki (Edition Mir Moscou 1985)  
Technologie des métaux
- [5] - Pender (Edition Métrique 1977)  
Le soudage
- [6] - Bernard Barthélémy (Eyrolles 1980)  
Notions pratiques de mécanique de la rupture
- [7] - Dominique François, André Pineau , André Zaoui (Hermes 1995)  
Comportement mécanique des matériaux
- [8] - I. Lakhtine (Edition Mir Moscou 1978)  
Métallographie et traitements thermiques des métaux
- [9]- A.LAMBERT (CETIM, Paris1995)  
Mécanique de la rupture, seuil de propagation
- [10]-H. Granjon (Institut de soudure, Paris 1995)  
Bases métallurgiques du soudage.
- [11]-A. Amrouche (Thèse doctorale, Université de Lille.1987)  
Etude de la déchirure ductile: Application aux cordons de soudure.
- [12]- A. Vallini (Dunod 1968)  
Joints soudés
- [13]- J.R. Rice, M.A. Johnson (Elastic-Plastic fracture, pp641-672. 1970)  
Inelastic Behaviour of solids
- [14]- RM. MC, Meeking (Elastic-Plastic fracture, pp357-381. 1977)  
Journal of Mechanics and Physics of solids
- [15]- M.G .Dawes (The Welding Institute Research Report, January1978)  
Elastic-Plastic fracture toughness based on the COD and J contour Integral concept.
- [16]- J. A. Begley, J.D. Landes (Elastic-Plastic fracture, ASTM - STP560, pp170-186.1974)  
Test Results from J Integral Studies: an Attempt to Establish a Jic Testing Procedure.

- [17]-W.J. Mills (Elastic-Plastic fracture ASTM – STP 678, pp56-62 1981)  
Journal of Testing and Evaluation, vol9
- [18]-J. Royer, J.M. Tissot (Elastic-Plastic fracture ASTM – STP 668, pp334-357)  
J Integral Determination and Analysis for Small Test Specimens and Their Usefulness  
for Estimating Fracture Toughness Elastic-Plastic Fracture
- [19]- W.J. Mills (Elastic-Plastic fracture ASTM – STP 668, pp 451-468 1968)  
Computer Interactive Jic Testing of Navy Alloys
- [20]- H.A. Ernest, P.C. Paris, J. D. Landes (Elastic-Plastic fracture ASTM – STP 743, pp 476-  
502. 1981)  
Estimation on J integral and Tearing Modulus T. From a Single Specimen Test Record.  
Fracture Mechanic.
- [22] H. GRANJON (Société Française de Métallurgie, Marseille, 1976)  
Comportement Mécanique et Rupture des Joints et Structures Soudées. Comportement  
Mécanique des Structures Soudées.
- [23] S. LAROZE (Eyrolles, Masson 1982)  
Résistance des matériaux et structures, tome3
- [24] J.P. HENRY F. PARSY (DUNOD Université, 1985)  
Cours d'élasticité.
- [25] A-L AMBERT M. CHERFAOUI (CETIM, Paris 1995)  
Ultrasons, Principes Généraux du Contrôle.
- [26] A. LAMBERT, Y. PRALLUS, J. RIVENEZ (CETIM, Paris 1995)  
Ultrasons, Propagation des ondes ultrasonores, Niv1 et 2
- [27] R. HAMSHAW (Agfa -Gevaert N.V. 1988)  
Radiographie Industrielle.
- [28] C. CHAUSSIN, G.HILLY (Technologie et Université, Dunod 1976)  
Métallurgie. tome1.
- [29] C. CHASSIGNOLE (mémoire doctorale, Université de Marseille 2000)  
Influence de la structure Métallurgique des Soudures en Acier Inoxydable Austénitique  
sur le contrôle Non Destructif par Ultrason.
- [30] C.BONNET, A.GASPARD-ANGELIS (Soudage et techniques connexes, Mai- Juin 1985, 1986)
- [31] - USINOR (RAPPORT USINOR-JPJ-09/85-438VL)  
Approche sur la soudabilité métallurgique des aciers.
- [32] - D.François (Techniques de l'ingénieur - M127 et M126, 1984)  
Essais mécaniques des matériaux

- [33] - Marc Lacroix (Techniques de l'ingénieur M110-2, M111-1, 1984)  
Essais non destructifs
- [34] - F.M. Burdekin, D.E.W. Stone, (J of train analysis 1966,1, pp145-153)  
The crack Opening displacement approach to fracture in Mechanics in Yielding Materials
- [35] – E. LE CLEZIO, (Thèse doctorale, Université de Bordeaux I - 2001)  
Diffraction des Ondes de Lamb par des Fissures Verticales
- [36]– S. Baby, T. Balasubramanian, R.J. Pardikar, M. Palaniappan, R-Subbaratnam  
(NATIONAL SEMINAR OF INST, Chennai, 5-7.12.INDIA, 2002)  
Time of Flight Diffraction (TOFD) Technic for Accurate Sizing of Surface Breacking  
cracks
- [37]–R. Krutzen, H. Cummings Bodenschatz, C. Broere  
(17<sup>th</sup> EPRI Steam Generator NDE Workshop, August 17-19, 1998, Reckenridge, Colorado, USA)  
Evaluatio of Curently Applied Ultrasonic Sizing Techniques for Stress Corrosion Cracks  
in Steam Generator Tubes.
- [38] – M.P. Ismail, A.A. Mohamed, (CSNDT Journal, July/August 1997, p22)  
Sizing of Defects Height by Ultrasonic Methods.
- [39] - U. Schlengermann, (UT- Online Application Workshop, May 1997)  
Determination of crack depth using ultrasonics-an overlook
- [40] - G. Calcagno, M. Cevenini, R. Marmigi  
(V 1162 - 2000 Edition of the Italian Institute of Welding).  
Non Destructive Examination with Liquid Penetrants.
- [41] - A. Lambert, J.Rivenez, G. Waché (CETIM, Paris 1994)  
Les Controles Non Destructifs
- [42] – J.u. H. Krautkrämer. (Société Allemande de Contrôle Non Destructif)  
Cours de Base en Ultrasons.
- [43] – Gerard. Martineau (CAST, INSA1979)  
Contrôle Non Destructif, Niveau1.
- [44] – Cahier des Charges de Réception des Pièces en Acier Moulé pour Machines Hydrauliques  
(Groupe d'Etude Européen de Normalisation 2eme Edition, juin1979).
- [45] – J.L. BREAT (Ecole Supérieure du Soudage et ses Applications Paris 1990)  
Cours de Contrôle et d'Inspection des Constructions Soudés.
- [46] – M.M. Reda Taha, X.Xiao, J.Yi., N.G. Shrive (NRC Research Press. 2002. pp567-575)  
Evaluation of Flexural Fracture Toughness for Quasi Brittle Structural Materials Using a  
Simple Test Method.
- [47] – Jean. Lemaitre, Jean-Louis. Chaboche. (Dunod. 1988. pp567-575)  
Mécanique des Matériaux Solides

## **ANNEXE I : Le soudage MAG.**

### **1. Soudage semi-automatique sous protection gazeuse : (M I G ou M A G)**

La chaleur nécessaire à la fusion des pièces à souder est fournie par un arc électrique courant continu (intensité de 60 à 500A la tension de 16 à 40V pour une énergie E de 1 à 20 KW) 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 cas du soudage MIG) ou un gaz actif (CO2 cas du soudage MAG) qui donnent leur nom aux procédés.

La polarité est toujours positive à l'électrode et négative aux pièces à souder ; ceci contour à une fusion plus rapide du fil-électrode, à un meilleur transfert fondu dans l'arc, sans «crachement », et à une bonne pénétration. L'amorçage de l'arc s'obtient grâce à une auto-inductance variable ; l'intensité de court-circuit est limitée, dynamiquement. L'arc s'autorégule : s'il y a fusion trop rapide, l'arc s'allonge, la longueur de fil non fondu décroît, et l'effet joule sur fil sorti diminuant, l'intensité s'abaisse et la longueur correcte de fil sorti se rétablit.

#### **1.1. Transfert du métal dans l'arc :**

On peut considérer trois régimes différents :

##### **1) Fortes intensités du courant de soudage:**

$I_s > 200$  A/mm de section de fil,  $25V < U_s < 35V$ . La longueur de l'arc est de 3 à 6 mm, le transfert du métal dans l'arc s'effectue sous la forme d'une pluie de fines gouttelettes (spray arc). On utilise le régime des fortes intensités pour le soudage des fortes et moyennes épaisseurs, en raison de sa forte pénétration, d'une grande vitesse de dépôt et de bonnes caractéristiques mécaniques du joint soudé.

##### **2) Court circuits successifs:**

$30 < I_s < 200$ A/mm de section de fil,  $14V < U_s < 20V$ . La longueur de l'arc est très courte (short arc), il s'établit entre le fil et la pièce à souder un régime de court circuits successif (60 à 200 /s) et le transfert du métal dans l'arc se fait par grosses gouttes (diamètre supérieur à celui du fil électrode). Cette technique permet le soudage des faibles épaisseurs, dans toutes les positions et en particulier les passes à fond de chanfrein sans support à l'envers.

##### **3) Impulsion de courant à fréquence contrôlée :**

C'est un régime intermédiaire qui permet de souder sous faible intensité ( $I_s < 200$ A), sans court circuit. Le transfert du métal, se fait par gouttes de tailles moyennes.

### **2. Le métal d'apport :**

#### **2.1. Fils nus :**

Les caractéristiques géométriques et mécaniques du fil et sa composition chimique influent sur les propriétés physiques et chimiques du dépôt de métal, ainsi que sur la stabilité de l'arc de soudage. Le fil doit être de composition chimique voisine de celle du métal de base. Pour le soudage de l'aluminium et de ses alliages et des alliages cuivreux, il doit avoir une pureté au moins égale à celle du métal de base. le diamètre des fils varie de 0,5 à 1,6 mm pour le soudage de l'acier de 2 à 2,4 mm pour l'aluminium. Le fil est déroulé a vitesse constante ; c'est un des paramètres les plus importants, lié à l'intensité du courant de soudage.

## 2.2. Fils fourrés :

Associés à l'action du gaz protecteur (généralement CO<sub>2</sub>), les fils fourrés offrent les avantages d'un flux solide, tout en réduisant considérablement les inconvénients. L'action positive de la protection gazeuse s'accompagne de celle d'un flux solide bien dosé et qui jouit d'une bonne protection à l'intérieur du fil creux. Fig.AI.2

## 3. Gaz protecteur :

### 3.1. Argon :

Est utilisé pour le soudage de l'aluminium et de ses alliages, soit pur (haute pureté), soit mélangé avec de l'hélium, ainsi que pour le soudage des alliages cuivreux.

### 3.2. Gaz carbonique :

Est utilisé pour le soudage des aciers. Mais le plus souvent on utilisera un mélange de gaz soit à forte base d'argon, soit à forte base de gaz carbonique. Par exemple : Argon + oxygène à 1 ou 2%, Argon + gaz carbonique à 25%, Argon + oxygène + gaz carbonique (A + 5O<sub>2</sub> + 15 CO<sub>2</sub>).

## 4. Domaine d'application du procédé :

Le procédé (M I G ou M A G) permet le soudage de nombreux alliages ferreux ou non ferreux en toutes positions, pour des épaisseurs de 0,5mm et plus en régime de court circuit et pour des épaisseurs  $\geq 5$ mm en régime de forte intensité. Fig.AIII.3.

### 4.1. Avantages et inconvénients :

#### 1) Avantages :

- La productivité du procédé est nettement supérieure à celle des électrodes en robées.
- Le procédé peut être automatisé
- L'état des soudures ne demande aucune finition.
- On peut souder pratiquement tous les matériaux soudables, en toutes positions.

#### 2) Inconvénients :

- Nécessite une bonne qualification du soudeur.
- Risque de collage et pas toujours décelable.
- Choix difficile des paramètres.
- Le soudage doit se pratiquer dans une atmosphère calme (problème pour le chantier).

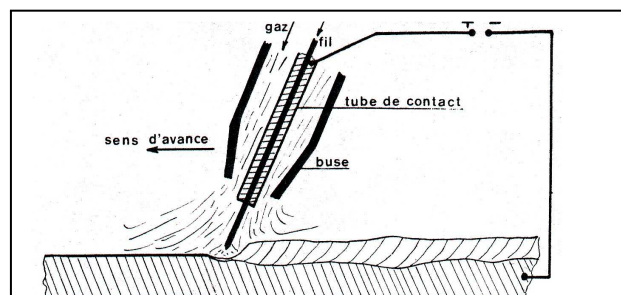
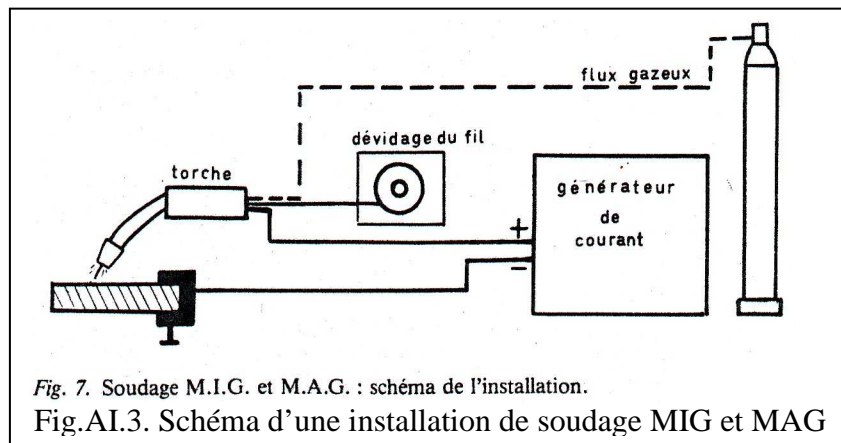
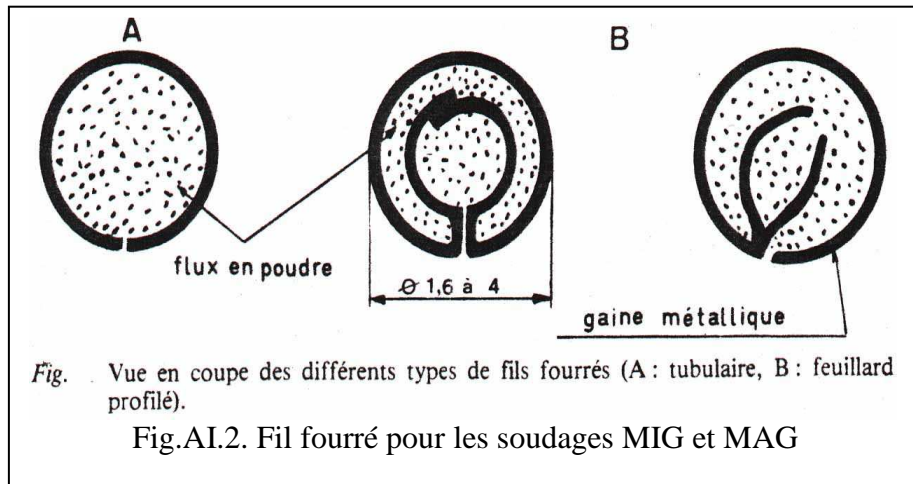


Fig. 6. Soudage M.I.G. et M.A.G. : schéma de principe.

Fig.AI.1. Principe du soudage MIG et MAG



## ANNEXE II : Calcul de J.

### 1. Equation de J :

On établit un modèle de calcul de l'intégral J, d'après les équations présentées dans le chapitre 3 et présentées ci-dessous, nous pouvons en déduire ce qui suit :

$$J = \frac{nU}{B(w-a)} ; \text{Eqn (3.65)} \quad \text{avec} \quad U = \int_0^{de} Fdv ; \text{Eqn (3.66)} .$$

$n = 2$  pour flexion en 3 points.

**de**: Déplacement de la charge dans le domaine élastique lorsqu'il y a progression de la fissure d'une valeur  $\Delta a_i$ . On calcule JI par une méthode itérative. Par définition ;

$$J = -\frac{1}{B} \frac{dP}{da} ; \text{Eqn (3.60)} \quad \text{aussi} \quad -\frac{\partial P}{\partial A} = g ; \text{Eqn (3.38)} .$$

et  $g_i = \frac{KI^2}{E \sigma_e^2}$  ; Eqn (3.19), on peut en déduire que ;

$$\frac{dU}{da} = \frac{B}{E} K_i^2 ; \text{peut être écrite : } dU = \frac{B}{E} \cdot K_i^2 \cdot da ; \text{Eqn (A)}$$

On a établi aussi que:  $KI = \sigma \sqrt{\pi a}$  ; Eqn (3.22)

Pour les éprouvettes de flexion en 3 points :

$$KI = \frac{3 PS}{2 W^2 B} \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{b}\right) ; \text{Eqn (3.23)}$$

Sachant que  $f\left(\frac{a}{b}\right)$  dépend de  $S/W$ , pour  $B/W = 4$ , on considère que :

$$f(a/b) = 1.09 - 1.735 (a/W) + 8.20 (a/W)^2 - 14.18 (a/W)^3 + 14.57 (a/W)^4$$

On remplaçant l' Eqn (3.23), on peut écrire l'énergie dU sous la forme suivante :

$$dU = \frac{B}{E} \cdot \frac{9 \cdot P^2 \cdot S^2}{4 \cdot W^2 \cdot B^2} \cdot \pi a \cdot \left[ f\left(\frac{a}{b}\right) \right]^2 \cdot da ; \text{Eqn (B)} .$$

On remplaçant l'expression de  $f(a/b)$ , il en découle :

$$U = \frac{9}{4} \cdot \frac{\pi \cdot P^2 \cdot S^2}{E \cdot W^4 \cdot B} \cdot \int_{a_i}^{a_{i+1}} a \cdot f\left(\frac{a}{b}\right) \cdot da ; \text{Eqn (C)} .$$

En **intégrant** on obtient la relation permettant le calcul de l'énergie entre le point i et i+1 :

$$U = \frac{9}{4} \cdot \frac{\pi \cdot P^2 \cdot S^2}{E \cdot B} \cdot \left[ 1.09 \cdot \left( \frac{a^2}{2W^4} \right) - 1.735 \cdot \left( \frac{a^3}{3W^5} \right) + 8.20 \cdot \left( \frac{a^4}{4W^6} \right) - 14.18 \cdot \left( \frac{a^5}{5W^7} \right) + 14.57 \cdot \left( \frac{a^6}{6W^8} \right) \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

On calcule l'intégrale J par un processus itératif dicté par l'équation ci dessous :

$$J_{i+1} = \left( J_i + \frac{2}{(W-a)} \cdot \frac{U_{i,i+1}}{B} \right) \cdot \left( 1 - \frac{2}{(W-a)} (a_{i+1} - a_i) \right) ; \text{Eqn (3.69)}$$

$U_{i,i+1}$  : Variations de l'énergie entre i et i+1.

$a_{i+1} - a_i$  : Croissance de la fissure entre i et i+1.

$B = w - a$  : Ligament restant.

## 2. Calculs de U :

B=10 mm, W=10 mm, S= 40mm,  $a_0= 2\text{mm}$ ,  $E= 2.10^5 \text{ N/mm}^2$   $R_e= 520 \text{ N/mm}^2$ , en injectant dans l'équation de  $U_i$  ;on obtient :

$$U_i = \frac{9}{4} \cdot \frac{3.14 \cdot P^2 \cdot 40^2}{2 \cdot 10^5 \cdot 10} \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_i = \frac{9}{4} \cdot \frac{3.14 \cdot P^2 \cdot 40^2}{2 \cdot 10^5 \cdot 10} \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$\underline{a_1 = 2.52 \text{ mm}, P = 245.62 \text{ N.}}$$

$$U_0 = 5.62 \cdot 10^{-3} \cdot (24562)^2 \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_0 = 340.980 \cdot \left[ 1.281 \cdot 10^{-4} - 4.628 \cdot 10^{-5} + 4.987 \cdot 10^{-5} - 1.9746 \cdot 10^{-5} \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_0 = 340.980 \cdot \left[ 1.1944 \cdot 10^{-4} \right] = 0.038170665 \text{ J}$$

$$\underline{a_2 = 3.008 \text{ mm}, P = 250.83 \text{ N.}}$$

$$U_1 = 5.62 \cdot 10^{-3} \cdot (25083)^2 \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_1 = 355.599 \cdot \left[ 1.47 \cdot 10^{-4} - 6.485 \cdot 10^{-5} + 8.5156 \cdot 10^{-5} - 4.102 \cdot 10^{-5} \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_1 = 355.599 \cdot \left[ 1.26286 \cdot 10^{-4} \right] = 0.044907175 \text{ J}$$

$$\underline{a_3 = 3.517 \text{ mm}, P = 256.14 \text{ N.}}$$

$$U_2 = 5.62 \cdot 10^{-3} \cdot (25614)^2 \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_2 = 370.815 \cdot \left[ 1.81 \cdot 10^{-4} - 9.42 \cdot 10^{-5} + 1.458 \cdot 10^{-4} - 8.277 \cdot 10^{-5} \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_2 = 370.815 \cdot \left[ 1.4983 \cdot 10^{-4} \right] = 0.05556 \text{ J}$$

$$\underline{a_4 = 4.5249 \text{ mm}, P = 259.16 \text{ N.}}$$

$$U_3 = 5.62 \cdot 10^{-3} \cdot (25916)^2 \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_3 = 379.61 \cdot \left[ 4.41746 \cdot 10^{-4} - 2.842 \cdot 10^{-4} + 5.4574 \cdot 10^{-4} - 3.8536 \cdot 10^{-4} \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_3 = 0.121 \text{ J}$$

$$\underline{a_5 = 5.011 \text{ mm}, P = 263.16 \text{ N.}}$$

$$U_4 = 5.65 \cdot 10^{-3} \cdot (26316)^2 \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_4 = 391.42 \cdot \left[ 2.53 \cdot 10^{-4} - 1.92 \cdot 10^{-4} + 4.332 \cdot 10^{-4} - 3.581 \cdot 10^{-4} \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_4 = 391.42 \cdot 1.361 \cdot 10^{-4} = 0.05327 \text{ J}$$

$$a_6 = 5.52 \text{ mm}, P = 273.68 \text{ N.}$$

$$U_5 = 5.65 \cdot 10^{-3} \cdot (27368)^2 \cdot \left[ 5.45 \cdot 10^{-5} \cdot a_i^2 - 5.783310^{-6} \cdot a_i^3 + 2.05 \cdot 10^{-6} \cdot a_i^4 - 2.83610^{-7} \cdot a_i^5 + 2.4283310^{-8} \cdot a_i^6 \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_5 = 423.34 \cdot \left[ 9.48 \cdot 10^{-4} - 8.7525 \cdot 10^{-4} + 2.412 \cdot 10^{-3} - 2.445 \cdot 10^{-3} \right]_{a_i}^{a_{i+1}}$$

$$U_5 = 0.0425 \text{ J}$$

### 3. Calculs de J :

$$a_0 = 2 \text{ mm}, \Delta a = 0 \text{ mm}, U_0 = 0.03817 \text{ J.}$$

$$J_0 = \frac{2 \cdot U_0}{B \cdot (W - a)} = \left[ \frac{2 \cdot 0.03817}{10 \cdot 8 \cdot 10^{-6}} \right] = 954.25 \text{ J / m}^2$$

$$a_1 = 2.52 \text{ mm}, \Delta a = 0.5 \text{ mm}, U_1 = 0.044907175 \text{ J.}$$

$$J_1 = \left[ 954.25 + \frac{2 \cdot 6.7370 \cdot 10^{-3}}{(10 - 2.52) \cdot 10^{-5}} \right] \left[ 1 - \frac{0.52}{(10 - 2.52)} \right] = 1055.527174 \text{ J / m}^2$$

$$a_2 = 3.08 \text{ mm}, \Delta a = 1.008 \text{ mm}, U_2 = 0.05556 \text{ J.}$$

$$J_2 = \left[ 1055.527174 + \frac{2 \cdot 1.0653 \cdot 10^{-2}}{(10 - 3.008) \cdot 10^{-5}} \right] \left[ 1 - \frac{1.008}{(10 - 3.008)} \right] = 1165.70354 \text{ J / m}^2$$

$$a_3 = 3.517 \text{ mm}, \Delta a = 1.517 \text{ mm}, U_3 = 0.121 \text{ J.}$$

$$J_3 = \left[ 1165.70354 + \frac{2 \cdot 6.544 \cdot 10^{-2}}{(10 - 3.517) \cdot 10^{-5}} \right] \left[ 1 - \frac{1.517}{(10 - 3.517)} \right] = 2439.354659 \text{ J / m}^2$$

$$a_4 = 4.5241 \text{ mm}, \Delta a = 2.5249 \text{ mm}, U_4 = 0.05327 \text{ J.}$$

$$J_4 = \left[ 2439.354659 + \frac{2 \cdot 0.06773}{(10 - 4.5249) \cdot 10^{-5}} \right] \left[ 1 - \frac{2.5249}{(10 - 4.5249)} \right] = 2647.567842 \text{ J / m}^2$$

$$a_5 = 5.011 \text{ mm}, \Delta a = 3.011 \text{ mm}, U_5 = 0.04 \text{ J.}$$

$$J_5 = \left[ 2647.567842 + \frac{2 \cdot 0.0364}{(10 - 5.011) \cdot 10^{-5}} \right] \left[ 1 - \frac{3.011}{(10 - 5.011)} \right] = 122.864 \text{ J / m}^2$$

## ANNEXE III : Les ultrasons.

### 1. Les palpeurs à ultrasons :

Le contrôle des matériaux par ultrasons ne peut pas s'effectuer sans palpeurs, sans cet appareil qui engendre l'onde acoustique. Les palpeurs servent aussi bien d'émetteurs que de récepteurs d'ondes ultrasonores : il est donc de première importance au sein du système de contrôle. Leur influence sur le signal de sortie comme sur le signal d'entrée est prépondérante. De façon à déterminer la position et la dimension d'un réflecteur particulier à partir du signal reçu, la caractéristique propre de la source sonore et celle du récepteur acoustique doivent être connues de manière précise et prise en considération. Le palpeur n'élimine donc en rien l'intelligence du contrôleur.

Les types de palpeurs sont aussi nombreux qu'il existe de types de pièces à contrôler et de types de zones réfléchissantes à détecter. Il en existe de toutes tailles, pour les différents matériaux, pour l'application directe sur la pièce à contrôler ou pour la technique par immersion ; certains envoient les ultrasons perpendiculairement dans la pièce, d'autres avec un certain angle, certains avec des impulsions courtes, d'autres au contraire larges... la technique par écho d'impulsions ultrasonores utilise presque exclusivement, pour l'émission et la réception des ondes acoustiques, des pastilles piézoélectriques (transformateur d'énergie ou transducteur). Celles-ci sont obtenues à partir de différents matériaux céramiques comme le titanate de baryum, le métaniobate de plomb, le zirconate de plomb, etc. Ces pastilles sont excitées électriquement par de courtes impulsions et délivrent en conséquence des vibrations mécaniques Fig.AIII.1, Fig.AIII.2, fig.AIII.3.

Par l'intermédiaire d'un corps amortisseur, placé sur la face arrière du transducteur (et du fait du couplage de palpeur sur la pièce à contrôler), on amortit les oscillations de la plaque piézoélectrique. Ainsi est créée l'impulsion ultrasonore. Si l'amortissement est faible, les impulsions sont larges tandis que le spectre de fréquences est étroit. Il est situé au voisinage de la fréquence propre de résonance du transducteur piézoélectrique. Si l'amortissement est grand, on obtient des impulsions courtes, et une bande large avec un grand pouvoir de résolution et permettent d'effectuer des mesures précises de temps de parcours.

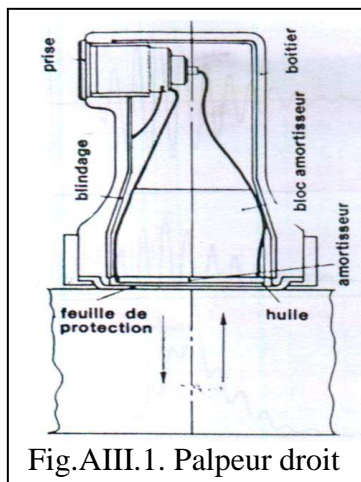


Fig.AIII.1. Palpeur droit

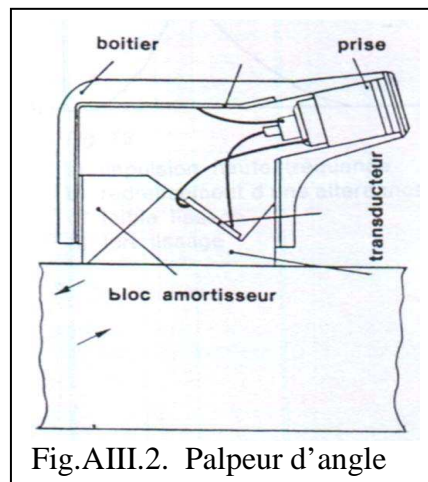


Fig.AIII.2. Palpeur d'angle

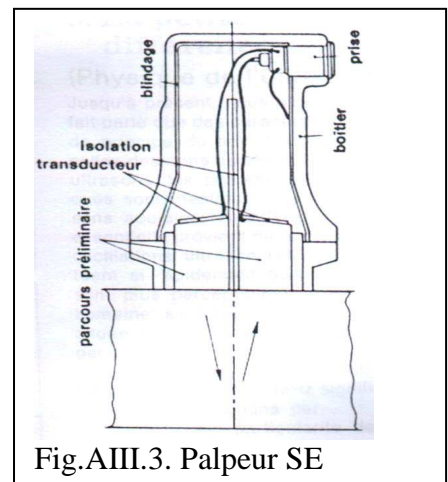


Fig.AIII.3. Palpeur SE

**Remarque :** Les palpeurs **SE** sont a pastilles piézo-électriques séparées pour les fonctions d'émission et de réception.

Chaque palpeur engendre dans la pièce à contrôler une impulsion ultrasonore à large ou étroite bande. L'oscillation n'apparaît pas nécessairement de la même façon sur l'écran de l'appareil. Le redressement et le filtrage, effectués dans la partie réceptrice de l'appareil, peuvent conduire à représenter sur l'écran une impulsion peu comparable à l'impulsion acoustique dans le matériau (arrangements de l'image sur l'écran). Il faut cependant avouer qu'un tel arrangement a l'inconvénient de faire perdre plus ou moins d'informations qui sont contenues dans l'impulsion initiale et traduisent l'état de la pièce à contrôler.

Pour tous les transducteurs dont la vocation est d'être utilisés en émission/réception, la définition du faisceau peut être formulée de la façon suivante :

- Le faisceau est caractérisé en chaque point de l'espace par l'amplitude relative de l'écho provoqué par un réflecteur ponctuel qui y serait placé ; ce réflecteur est supposé parfait, suffisamment petit pour être considéré comme une source secondaire ponctuelle réémettant une onde sphérique d'amplitude proportionnelle à la pression acoustique qu'il reçoit.
- Le milieu dans lequel se propage l'onde ultrasonore est supposé homogène, isotrope et non absorbant.

Les calculs théoriques des faisceaux acoustiques sont généralement effectués en considérant les pressions acoustiques créées dans le milieu de propagation. Lors des mesures échographiques, ces grandeurs ne sont pas accessibles directement et on note généralement l'amplitude d'un écho réfléchi par un réflecteur ponctuel se déplaçant dans le faisceau (l'amplitude du signal électrique d'écho est proportionnelle à la pression acoustique créée au niveau d'un récepteur). Le champ acoustique d'un transducteur plan (supposé vibrer comme un piston) peut être décomposé en deux zones à partir de l'émetteur Fig.AIII.4:

- Zone proche de l'émetteur, appelée champ proche ou zone de Fresnel, caractérisée par des irrégularités de l'amplitude de l'écho du réflecteur ponctuel, qui se traduisent sur l'axe, par une succession de maxima et de minima dans la direction de propagation.
- Zone située au-delà du champ proche, appelée champ éloigné ou zone de Fraunhofer, pour laquelle l'amplitude de l'écho du réflecteur ponctuel décroît de façon monotone vers la périphérie du faisceau et, suivant l'axe, proportionnellement à la distance.

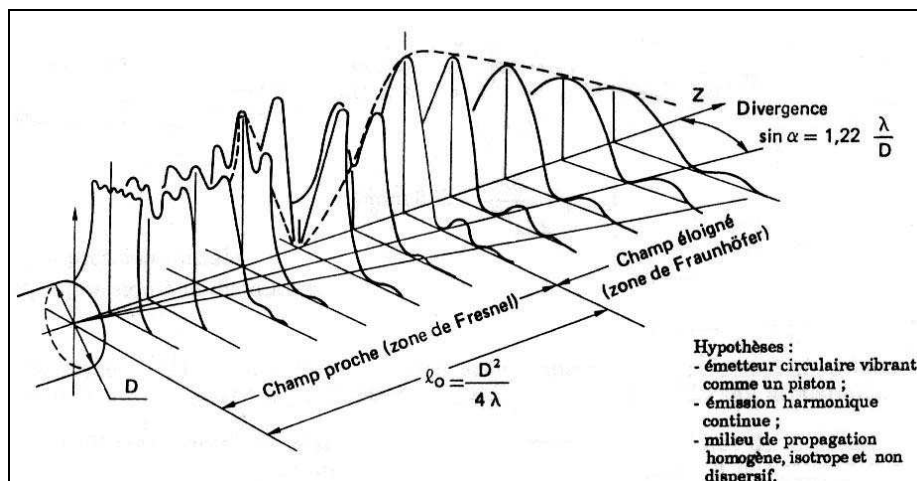


Fig.AIII.4 Champ acoustique théorique d'un transducteur.

Dans le cas d'un transducteur (élément actif du transducteur) circulaire, la longueur du champ proche  $I_o$  est donnée par la relation approchée :

$$I_o = \frac{D^2}{4\lambda} \quad ; \text{Eqn AIII.1.}$$

D : diamètre du transducteur.

Il apparaît donc que la longueur du champ proche est d'autant plus grande que le diamètre du transducteur est grand ou que la longueur d'onde est faible (fréquence élevée). La répartition de la pression acoustique le long de l'axe peut être calculée par la formule approchée :

$$\frac{P_z}{P_o} = 2 \cdot \text{Sin} \left( \frac{D^2}{4\lambda} \cdot \frac{\pi}{2} \cdot \frac{1}{z} \right) \quad ; \text{Eqn AIII.2.}$$

La représentation de la pression acoustique dans des plans perpendiculaires à l'axe du faisceau est donnée par la fig.AIII.5 ci-dessous.

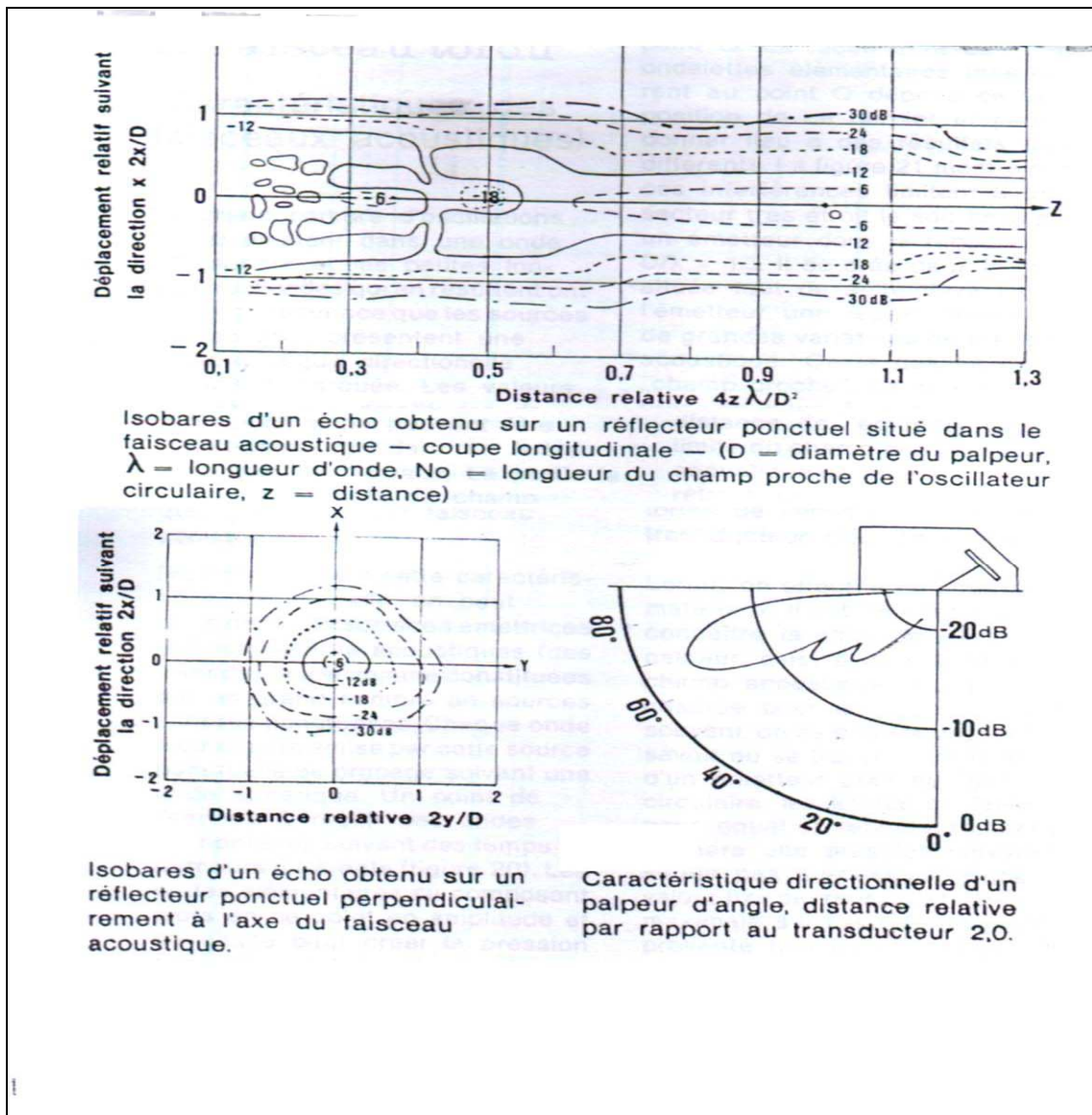


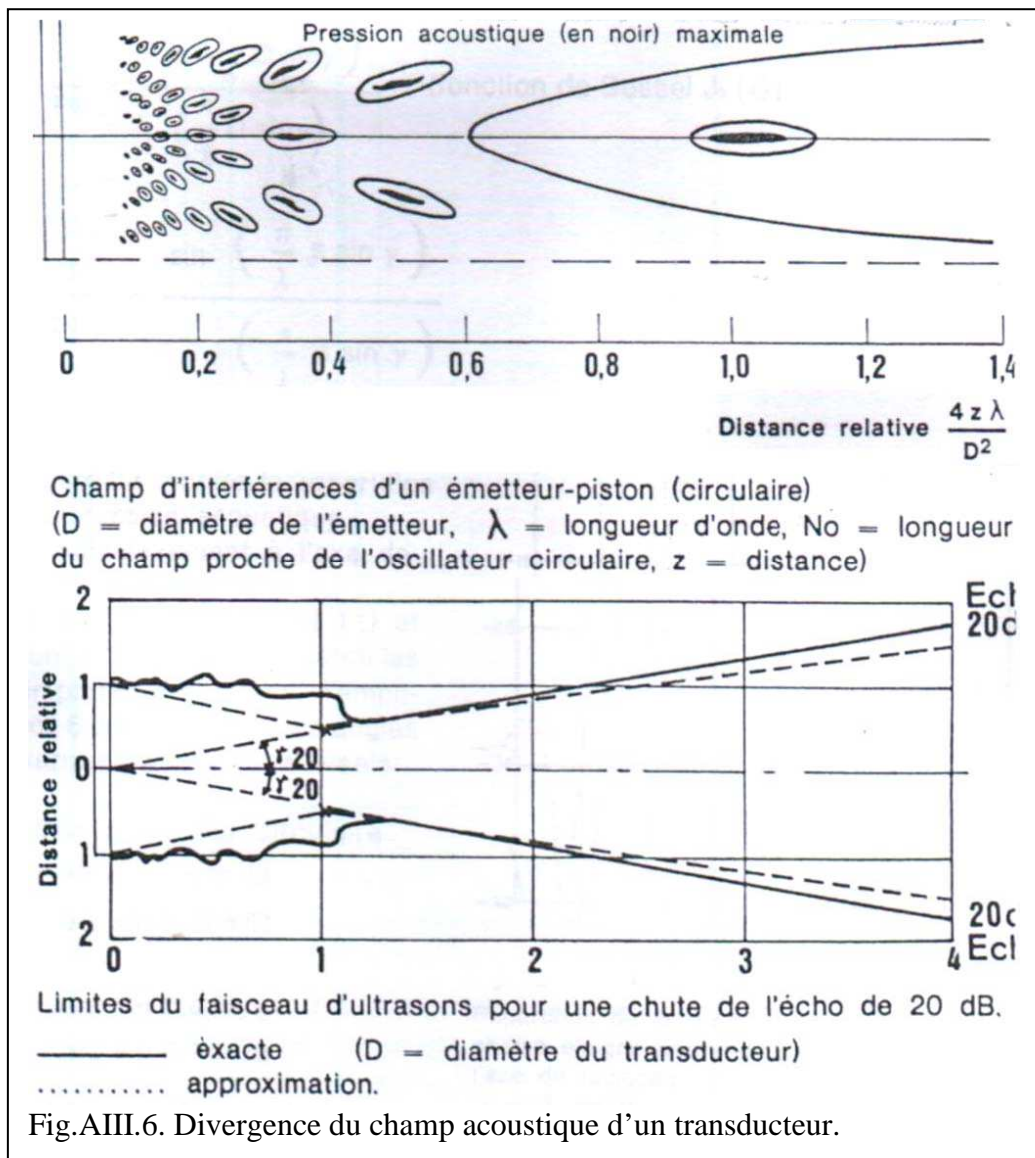
Fig.AIII.5. Isobares d'un écho obtenu sur un réflecteur ponctuel.

Dans le champ éloigné, la répartition de la pression est caractérisée par un élargissement continu du lobe central. Cet élargissement peut être défini par l'angle déterminé par une diminution donnée de la pression acoustique par rapport à la pression obtenue sur l'axe. Cet angle est appelé angle de divergence peut être calculé par la formule :

$$\sin \alpha = k \cdot \frac{\lambda}{D} \quad ; \text{Eqn AIII.3.}$$

**k** : facteur dépendant de l'atténuation.

On peut schématiser simplement un faisceau acoustique émis par un transducteur au moyen de son angle de divergence. Fig. AIII.6.



## 2. Choix d'un palpeur :

Dans le contrôle des matériaux, il faut toujours trouver un compromis entre d'une part une grande probabilité de détection lors de la recherche des défauts (cas des basses fréquences) et d'autre part une grande précision pour l'évaluation de leur étendue et la forme de la surface réfléchissante (contrôle avec de hautes fréquences). Voir fig. AIII.7 et fig. AIII.8

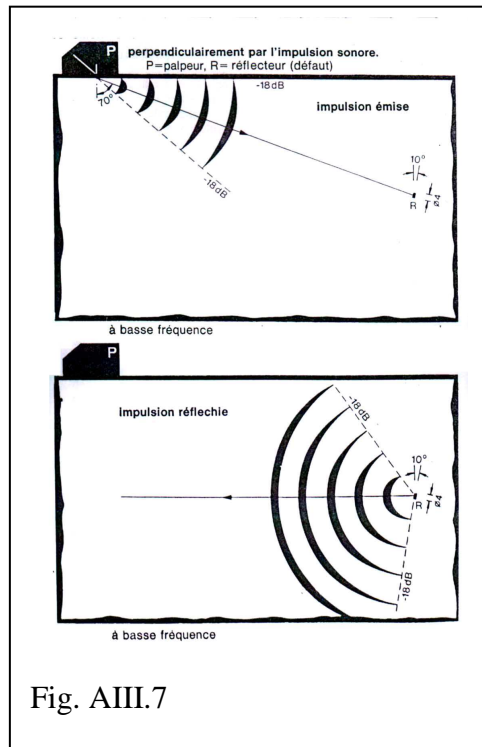


Fig. AIII.7

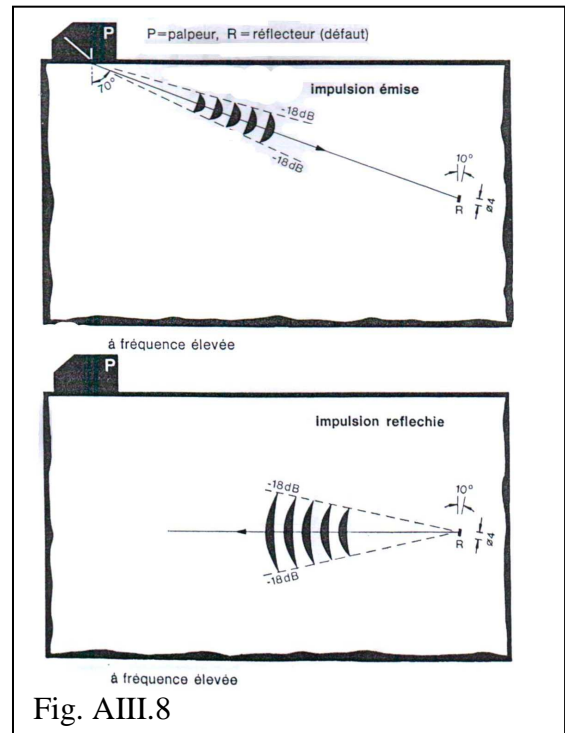


Fig. AIII.8

### 3. Vitesse de propagation des ultrasons :

Les vitesses de propagation des ultrasons dépendent du mode de vibration des particules. On reporte au tableau suivant quelques valeurs des vitesses des ondes longitudinales et transversales.

TabAIII.1. Les vitesses de propagation des ondes longitudinales et transversales dans les milieux les plus usuels

Matériau	Vitesse des ondes longitudinales $C_L$ (m/s)	Vitesse des ondes transversales $C_T$ (m/s)
Eau à 20° C	1480	-
Huile légère	1340	-
Mercure	1450	-
Acier (1% C)	5940	3220
Aluminium	6300	3100
Altuglass	2680	1100

### 4. Longueur d'onde :

La longueur d'onde est donnée par l'équation :  $\lambda(mm) = \frac{C(Km/s)}{f(MHz)}$  ; Eqn AIII.4

Tab.AIII.2. Les longueurs d'ondes des différents matériaux.

Matériau	Vitesse de propagation m/s	Longueur d'onde (mm)			
		f = 1 MHz	f = 2 MHz	f = 5 MHz	f = 10 MHz
Eau à 18° C onde L	1480	1.5	0.75	0.3	0.15
Acier (1% C) onde L	5940	5.9	3	1.2	0.6
Acier (1% C) onde T	3220	3.2	1.6	0.6	0.3
Acier (1% C) onde S	2960	2.9	1.5	0.6	0.3
Aluminium onde L	6300	6.3	3.1	1.3	0.6
Aluminium onde T	3100	3.1	1.5	0.6	0.3
Altuglass onde L	2680	2.7	1.3	0.5	0.3

### 5. Passage d'une interface entre deux milieux :

Dans un milieu infini et homogène, le faisceau ultrasonore se propage en ligne droite. Lorsqu'il rencontre une interface (frontière) entre deux milieux son parcours et sa nature peuvent être modifiés.

Les lois de propagation d'un faisceau ultrasonore sont les mêmes que les lois de propagation en optique. Quand un faisceau ultrasonore rencontre une interface entre deux milieux une partie de son énergie est transmise, l'autre partie est réfléchi. Les faisceaux réfléchi et transmis (réfracté) ont les directions déterminées par les lois de Descartes (appelée aussi lois de Snell-Descartes). Fig.AIII.9

Les angles de réflexion et de réfraction sont déterminés par la relation :

$$\frac{\sin(i)}{C_1} = \frac{\sin(i')}{C_1} = \frac{\sin(r)}{C_2} ; \text{Eqn. AIII.5}$$

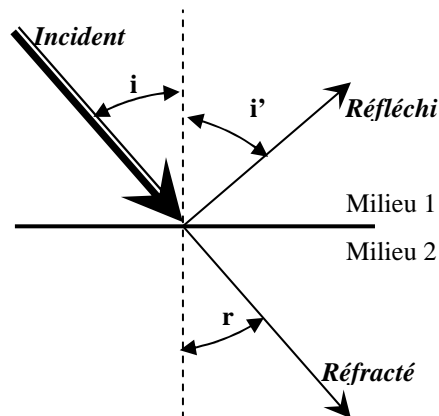


Fig.AIII.9. Passage d'une interface selon Snell-Descartes

Au moment où un faisceau rencontre une interface sous incidence, il change de mode et génère des faisceaux réfléchis et réfractés aussi bien sous forme d'ondes longitudinales que d'ondes transversales, voir. Fig.AIII.10.

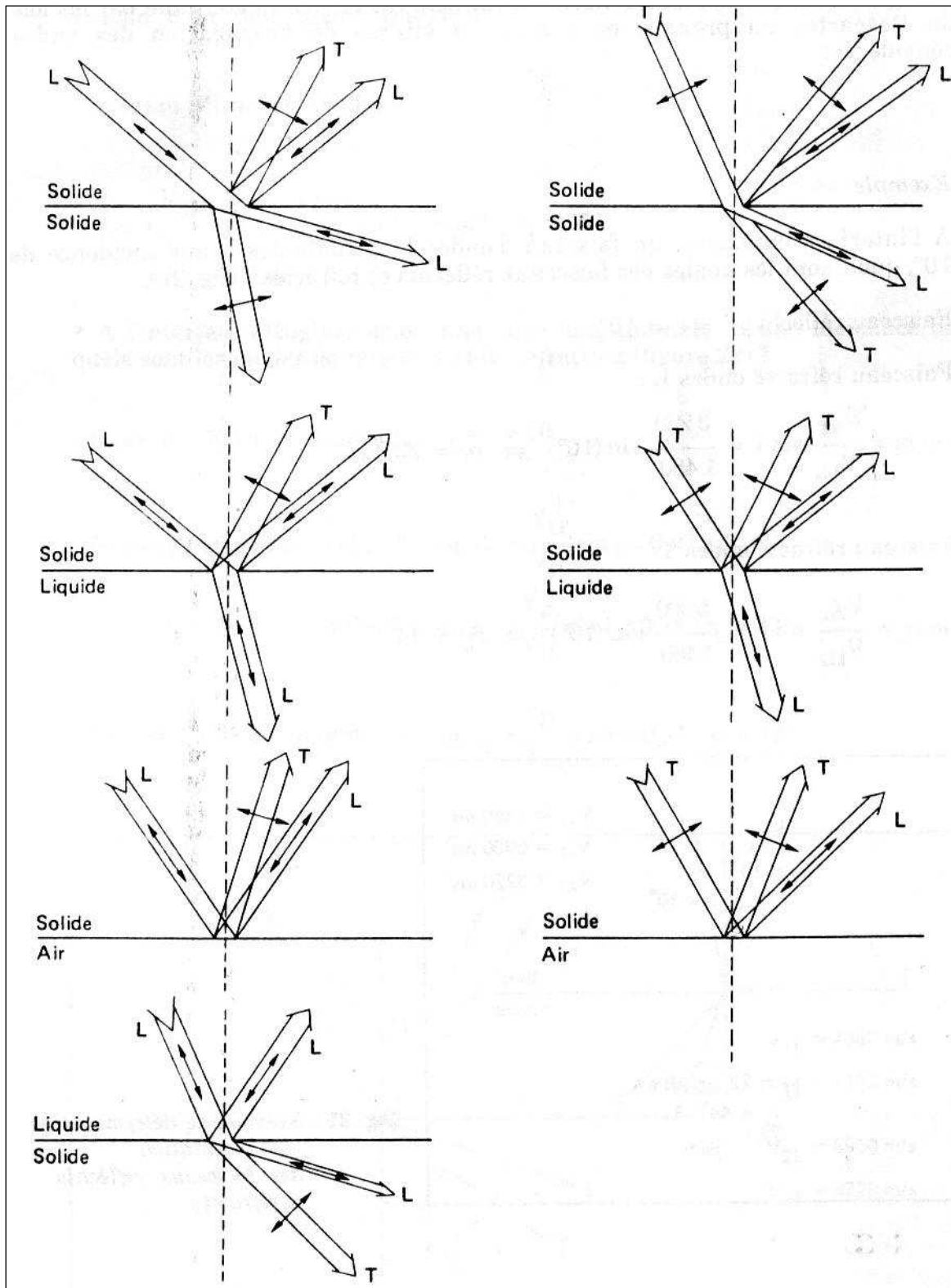


Fig.AIII.10 : Représentation des changements de mode sur une interface.

ANNEXE IV :

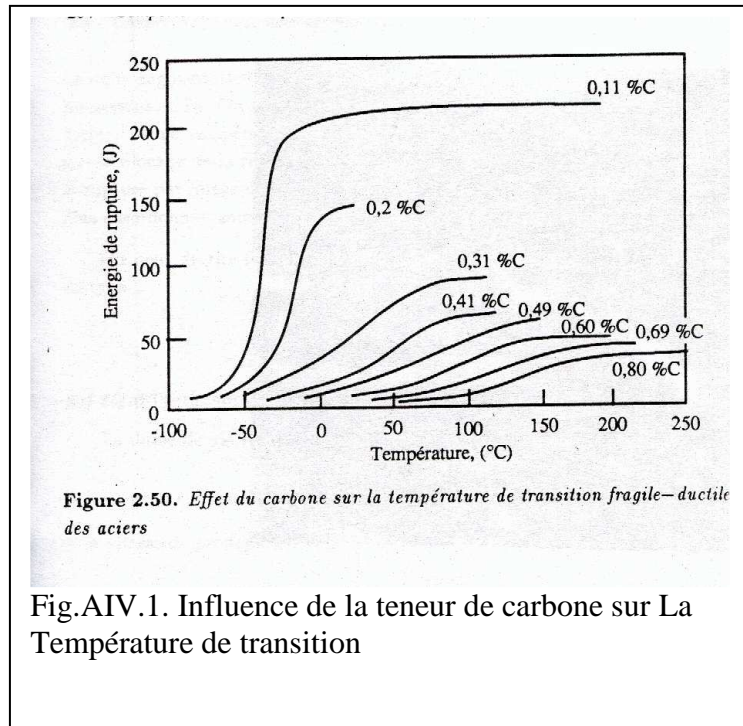
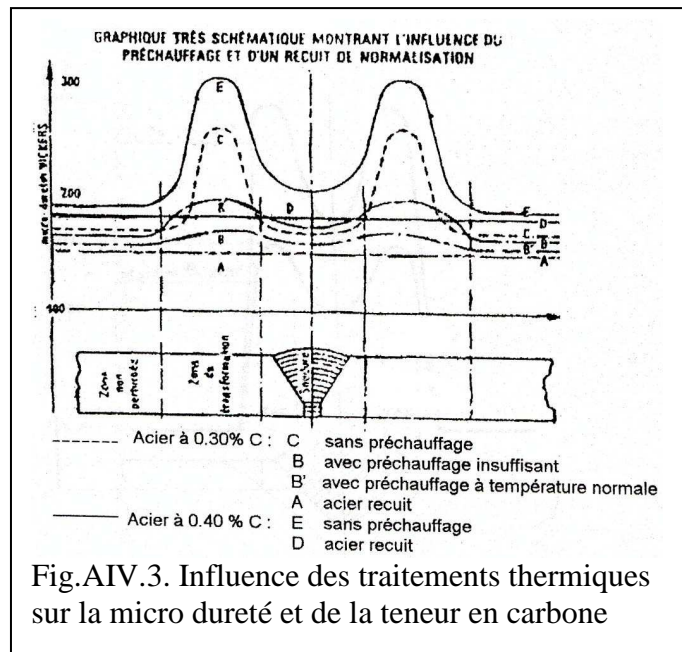
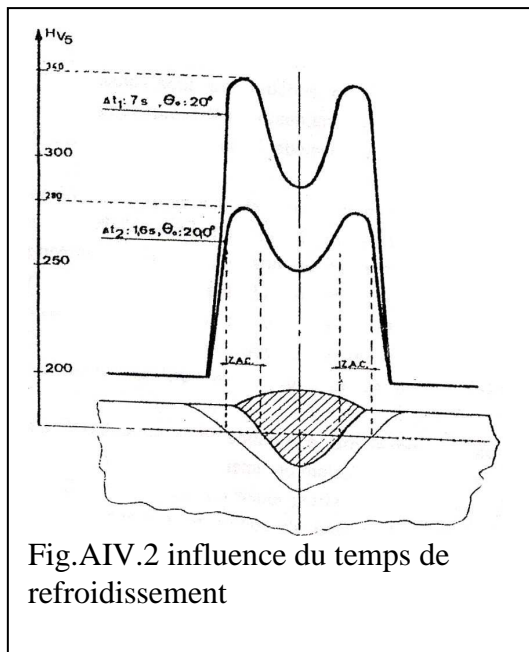


Fig.AIV.1. Influence de la teneur de carbone sur La Température de transition



La figure AIV.1, représente l'influence du % C sur la température de transition et sur l'énergie de rupture. On constate que le %C croissant déplace la température de transition vers la droite (donc elle augmente avec l'augmentation du pourcentage en carbone). Quand a La température de rupture ductile, elle diminue en fonction de %C.

La figure AIV.2, représente l'influence du temps de refroidissement sur la dureté du sous joint.

On conclue que la dureté du sous joint augmente avec l'augmentation du temps de refroidissement.

La figure AIV.3, représente l'influence du préchauffage et des traitements thermiques (recuit) sur la dureté de sous joint. On conclue que la dureté du joint diminue si on pratique un pré chauffage correctement.

## 2. Résultats des essais de température de transition :

Température (°C)	-30°C	-20°C	-10°C	0°C	A 22.5°C température ambiante
1 <sup>er</sup> essai	85.1	110.83	116.0	121.3	122.2
2 <sup>eme</sup> essai	88.5	106.92	118.0	121.35	124.21
3 <sup>eme</sup> essai	88.9	108.5	118.5	121.1	124.84
Résilience moyenne Kv en J / cm <sup>2</sup>	87.5	108.75	117.5	121.25	123.75

## 3. Résultats des essais de micro duretés :

Position par rapport au centre en mm	1 <sup>er</sup> essai	2 <sup>eme</sup> essai	3 <sup>eme</sup> essai	HVMen N/mm <sup>2</sup>
0	195.9	197.2	200.9	198
0.5	198.61	199.81	201.58	200
1	198.2	199.0	197.4	198.2
1.5	203.8	203.8	201.8	203.8
2	203.99	206.1	205.61	206.1
2.5	224.0	220.82	224.18	223
3	259.91	259.71	260.3	260.1
3.5	294.5	297.95	297.95	296.8
4	289.72	295.96	296.62	294.1
4.5	283.33	281.5	287.77	284.2
5	270.99	273.0	274.11	272.7
5.5	260.82	263.58	261.6	262
6	260.82	262.95	258.93	260.9
6.5	254.1	251.93	250.87	252.3
7	251.6	252.1	249.9	251.2
7.5	234.0	230.98	234.01	233.0
8	193.1	193.5	191.5	192.7
8.5	188.4	187.92	188.3	188.2
9	244.62	243.11	242.77	243.5
9.5	240	238.98	243.12	240.7
10	252.12	252.9	253.08	252.7
10.5	250	250.9	250	250.3
11	247.72	244.98	245.9	246.2
11.5	250.56	249.21	250.23	250
12	242.78	245.0	245.12	244.3
12.5	238	237.61	238.39	238
17	226.01	227.59	227.4	227