

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
CENTRE UNIVERSITAIRE DE KHENCHELA



# MÉMOIRE

*Pour obtenir le diplôme de :*

**MAGISTER**

**Discipline : Sciences des matériaux**

**Option : Mécanique de la rupture**

*Présenté par :*

**MOUSSAOUI Abderrahmane**

*Intitulé :*

**Comportement Mécanique du Matériau Type E24-2 Lors  
d'un Soudage par Résistance par Point**

*Soutenue publiquement le jeudi 28/01/2010*

*Devant le jury composé de :*

<b>Président :</b>	ZEDIRA Hamma	Pr. Centre Universitaire de Khencela
<b>Rapporteur :</b>	DJEBAILI Hamid	M.C. (A) Centre Universitaire de Khencela
<b>Examineur :</b>	OUTTAS Toufik	Pr. Université de Batna
<b>Examineur :</b>	BENBOUTA Rachid	M.C. (A) Université de Batna
<b>Examineur :</b>	BRIOUA Mourad	M.C. (A) Université de Batna

Salle de Master à l'institut des sciences et technologie

**Année universitaire 2009-2010**

*"Le peu que je sache, je veux le faire connaître afin qu'un autre, meilleur que je suis, découvre la vérité, et que l'œuvre qu'il poursuit sanctionne mon erreur. Je m'en réjouirai pour avoir été, malgré tout, cause que cette vérité se fasse jour."*

*- Albrecht Dürer -  
Peintre (1470-1528)*

## *Remerciement*

*Je tiens tout d'abord à remercier mon encadreur Mr H. DJEBAILI pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail, pour sa disponibilité, ses conseils et son aide précieuse.*

*Je remercie également le président du jury Monsieur H.ZEDIRA professeur au Centre Universitaire de Khenchela d'avoir accepté la présidence du jury de soutenance.*

*Mes remerciements vont également à Mr T.OUTASSE professeur à l'Université de Batna d'avoir accepté de juger mon travail.*

*Mes remerciements vont également à Mr R.BENBOUTA maître de conférences à l'Université de Batna d'avoir accepté de juger mon travail.*

*Mes remerciements vont également à Mr M.BRIOUA maître de conférences à l'Université de Batna d'avoir accepté de juger mon travail.*

*Je tiens à remercier également tous les responsables et personnels du laboratoire de mécanique du centre de soudage CSC, à CHERAGA pour leur immense dévouement et leur aides techniques et scientifiques.*

*Je remercie le responsable du laboratoire Matériaux Minéraux & Composites à l'Université de BOUMERDES.*

*Il est possible que j'oublie injustement certaines personnes, c'est pourquoi, pour finir, j'exprime mes remerciements à toutes celles et à tous ceux que j'ai été amené à rencontrer lors de cette thèse, et qui ont contribué au bon déroulement de celle-ci.*

## RESUME

Le but de ce travail est axé principalement sur l'étude du comportement mécanique et structural des joints soudés par résistance par points et l'effet des traitements thermiques sur ces derniers à travers des essais mécaniques (cisaillement, arrachement, dureté), des analyses métallographiques et enfin des calculs de la résistance du joint soudé.

**Mots clés:** joint soudé, résistance, cisaillement, arrachement, traitement thermique.

## Abstract

The goal of this work is centered mainly on the study of the mechanical and structural behavior of the joints welded by points and the effect of the heat treatments on the latter through mechanical tests (shearing, wrenching, hardness), metallographic analyses and finally of calculations of the resistance of the welded joint.

**Key words:** welded joint, resistance, shearing, wrenching, heat treatment.

## ملخص

يهدف هذا العمل إلى دراسة السلوك الميكانيكي والبنوي للوصلات الملحومة بطريقة التلحيم النقطي بالمقاومة وتأثير المعالجة الحرارية على هذا النوع الأخير من خلال الاختبارات الميكانيكية (القص، الخلع، والصلابة)، تحليل الصور وأيضاً حساب مقاومة هذه الوصلات.

**الكلمات الدالة:** الوصلات الملحومة، المقاومة، القص، الخلع، المعالجة الحرارية

# Sommaire

## Introduction

### Chapitre I: Généralités sur le soudage

I.1. Le soudage	1
I.1.1. Introduction	1
I.1.2. Historique de soudage	1
I.1.3. Soudabilité	2
I.1.3.1. Soudabilité opératoire	2
I.1.3.2. Soudabilité métallurgique ou soudabilité locale	2
I.1.3.3. Soudabilité constructive ou soudabilité globale	3
I.1.4. Principaux procédés de soudage	3
I.1.4.1. Soudage à l'arc électrique	3
I.1.4.2. Soudage par résistance	4
I.1.4.3. Procédés divers	5
I.2. Généralités sur le soudage par point	6
I.2.1. Introduction et historique	6
I.2.2. Principe	6
I.2.3. Déroulement du cycle de soudage	7
I.2.4. Paramètres de soudage	8
I.2.5. Mécanisme de formation de la soudure	9
I.2.6. Le point soudé	11
I.2.6.1. Qualité d'un point soudure	11
I.2.6.2. diamètre du point soudé	12
I.2.6.3. Distance minimale entre points	13
I.2.6.4. Distance minimale du point au bord de la pièce	13
I.2.6.4. pénétration	14
I.3. Caractérisation d'une tôle d'acier	14
I.3.1. Qualité d'un point de soudure	15
I.3.2. Le domaine de soudabilité	15
I.3.3. La dégradation des électrodes	17
I.3.4. L'expulsion	19
I.3.4.1. L'influence de l'expulsion sur la qualité du soudage	21

### Chapitre II: Métallurgie du soudage des aciers

II.1. Rappels de Métallurgie	22
II.2. Aspect thermique du soudage	23
II.3. Aspect chimique	26
II.4. Influence des cycles thermiques de soudage sur les aciers	27
II.4.1. La zone affectée thermiquement	27
II.4.2. La zone fondue	29

II.4.2.1. Influence de la vitesse de refroidissement	32
II.4.2.2. Influence des éléments d'alliage	33
II.4.2.3. Influence de la teneur en oxygène	35
II.4.2.4. Influence de l'azote, du niobium et du vanadium	36
II.4.2.5. L'effet Titane / Bore	37
II.5. La microstructures d'un Point Souder dans le soudage par point	39
II.5.1. Transformation des Microstructures dans la ZAT	40
<b>Chapitre III: Les principaux défauts de soudage</b>	
III.1. Introduction	42
III.2. La fissuration à chaud	42
III.2.1. Les fissures de solidification	42
III.2.2. Les fissures de liquation	47
III.2.3. Les fissures par manque de ductilité à chaud	48
III.3. La fissuration à froid	48
III.4. La fissuration au réchauffage	52
<b>Chapitre IV: Etude expérimentale</b>	
IV.1. Les caractéristiques du métal de base	54
IV.1.1. composition chimique du métal de base	54
IV.1.2. Caractéristique mécanique du métal de base	54
IV.1.3. La microstructure du métal de base	54
IV.2. Caractéristiques du poste de soudage (PL.15)	55
IV.2.1 Caractéristiques primaires	55
IV.2.2. caractéristiques secondaires	55
IV.3. Essais mécaniques	56
IV.3.1. Essai de cisaillement-traction et d'arrachement	56
IV.3.2. Appareil d'essai	57
IV.3.3. Préparation des éprouvettes	57
IV.3.4. Exécution du point de soudure	59
IV.3.5. Traitement thermiques effectués sur les éprouvettes	59
IV.3.6. Exécution des essais	60
IV.3.7. Etats des éprouvettes après les essais	60
IV.3.8. Calcul de la résistance des joints soudés par points	62
IV.3.8.1. Pour le cas du cisaillement	62
IV.3.8.2. Pour le cas de traction (ou d'arrachement)	63
IV.3.9. résultats et discussion	63
IV.3.9.1. Cas des éprouvettes non traitées	63
IV.3.9.2. Cas des éprouvettes traitées	65
IV.3.9.2.1. Des éprouvettes trempées	65
IV.3.9.2.2. Des éprouvettes revenues après trempe préalable	65
IV.3.9.2.3. Cas des éprouvettes ayant subis un recuit	66
IV.4. Essai de pliage	67

IV.4.1. Préparation des éprouvettes	68
IV.4.2. Exécution de l'essai de pliage	68
IV.5. L'essai de microdurté	68
IV.5.1. Mesure de la dureté	68
IV.5.2. Essai Vickers	69
IV.5.3. Préparation des échantillons de la microdureté	69
IV.5.4. Exécution de l'essai de microdureté	69
IV.5.5. Résultats de mesures de microdureté	70
IV.5.5.1. Cas du métal de base :	70
IV.5.5.2. Cas de la soudure avant les traitements thermiques:	71
IV.5.5.3. Cas de la soudure après les traitements thermiques:	71
IV.6. Examen métallographique du point de la soudure	73
IV.6.1. Préparation des échantillons pour observations métallographiques	73
IV.6.2. Résultats de l'examen métallographique	74
IV.6.2.1. Examen métallographique de l'acier (métal de base)	75
IV.6.2.2. Examen métallographique de la soudure	75
IV.7. Examen des faciès de rupture	78
IV.7.1. Cas du soudage avant les traitements thermiques	78
IV.7.2. Cas du soudage après les traitements thermiques	80
IV.8. Interprétation et analyse des résultats	81
<b>Chapitre V: Modélisation numérique</b>	
V.1. Introduction	85
V.2. La méthode générale de simulation	85
V.3. Le code CASTEM 2000	86
V.4. Analyse par éléments finis	86
V.4.1 la géométrie et le maillage des tôles soudés	87
V.4.2 Caractéristiques du matériau	87
V.4.3 Chargement appliqué et conditions aux limites	87
V.5 Résultats obtenus	88
V.5.1 Résultats obtenus pour l'arrachement	89
V.5.1 Résultats obtenus pour le cisaillement	92
V.6 Interprétation et analyse des résultats	95
V.7 Conclusion	95
<b>Conclusion général</b>	
<b>Annexe A</b>	

## INTRODUCTION

Le soudage par résistance par points a été et reste le sujet de nombreuses études, justifiées par les avantages que présente l'utilisation de ce procédé d'assemblage tels que la rapidité d'exécution et la possibilité d'automatisation. De ce fait, il constitue le type de soudage idéal pour l'assemblage de pièces dans la construction métallique.

Le soudage par points des cabines sahariennes de L'ENMGP de Ain M'lila pose beaucoup problèmes aussi bien aux métallurgiste qu'au spécialistes de soudage qui se répercutent sur le comportement mécanique des joints soudés, ainsi qu'au contrôle de la soudure, perte d'énergie, mauvaise qualité du joint (fissuration) d'où la nécessité de l'étude des aspect métallurgiques et effet des traitements thermique sur le comportement mécanique des joints soudés.

Pour cette étude, on utilise l'acier E24 de construction métallique sous forme de tôles pour la réalisation des cabines sahariennes.

Notre travail est présenté en deux parties comportant cinq chapitres que nous résumons ainsi:

Partie bibliographique: dans cette partie qui est constituée de trois chapitres, nous avons commencé par le premier chapitre qui est consacré à l'étude bibliographique du soudage par point et influence des divers paramètres.

Le deuxième chapitre porte sur l'étude des phénomènes thermiques et métallurgiques du procédé de soudage.

Dans le troisième chapitre, nous avons fait une étude sur les principaux défauts de soudage.

La partie expérimentale: elle vise à étudier l'effet des traitements thermiques sur la résistance du joint soudé grâce à des essais mécanique (traction, cisaillement, arrachement, dureté) et à un examen métallographique qui met en évidence la structure ou les structures des zones constitutives du joint soudé ainsi qu'aux défauts dans cette jonction.

Enfin un cinquième chapitre, est consacré à l'étude de la distribution des contraintes locales lors des essais. Cette étude est effectuée à l'aide d'une simulation faite avec le code de calcul CASTEM.

## **Chapitre I: Généralités sur le soudage**

I.1. Le soudage

I.2. Généralités sur le soudage par point

I.3. Caractérisation d'une tôle d'acier

## **I.1. Le soudage**

### **I.1.1. Introduction**

Tout ingénieur ou technicien ayant affaire aux métaux à un titre quelconque a grand avantage à connaître ce moyen d'assemblage aux possibilités exceptionnelles qui permet une variété considérable de fabrication, depuis les composants électroniques les plus fins jusqu'aux constructions lourdes les plus puissantes . Quelles réalisations modernes pourraient voir le jour sans le concours du soudage ?

Naturellement, il ne s'agit pas d'affirmer que le soudage est lui seul toute la métallurgie. Toute construction actuelle fait appelle à des métaux et alliages nouveaux et divers. Il a fallu les découvrir, les produire, les éprouver ... mais ensuite comment les assembler sous d'innombrables formes tout en assurant une résistance, une étanchéité, une conductibilité thermique ou électrique, une continuité magnétique satisfaisante, sans recourir au soudage [1] ?

### **I.1.2. Historique de soudage**

La plus ancienne méthode de soudage consiste à chauffer les pièces puis à les marteler ou les serrer l'une contre l'autre quand le métal commence à s'amollir. Le forgeron chauffait les pièces dans un feu de forge puis les martelait ou forgeait sur une enclume. Refroidies, elles restaient soudées l'une à l'autre.

Les origines du soudage moderne datent de la fin du 19eme siècle et le début du 20eme siècle. A cette époque on a inventé :

- Le soudage avec électrode de charbon : BERNADOS et OLSZEWSKI (Russie).
- Le soudage avec électrode fusible : SLAVIANOV (Russie).
- Le soudage avec électrode enrobée : KJELLBERG (Suède).
- Le soudage par résistance : THMPSON (USA).
- Le soudage au gaz (chalumeau) : PICARD (France).

A partir de la 3eme décennie de notre époque, date de développement rapide des procédés de soudage avec électrodes enrobées et chalumeau oxyacétylénique qui a rendu possible la réalisation des premières œuvres importantes comme les bateaux, les ponts, les bâtiments et chaudières (surtout en USA et en ANGLETERRE). L'introduction massive du soudage par résistance joua le rôle décisif dans le développement rapide de l'industrie automobile.

Parmi les procédés nouveaux on peut nommer :

- Le soudage avec l'électrode de tungstène : 1924 – USA
- Le soudage sous flux : 1934 – USA
- Le soudage vertical sous laitier : 1950 – URSS
- Le soudage sous protection gazeuse : 1950 – 1960
- Le soudage avec file fourrés : 1950 – 1960
- Le soudage par explosion : 1950 – 1960
- Le soudage par bombardement électronique : 1950 – France
- Le soudage au laser : 1956 [2,3]

### **I.1.3. Soudabilité**

La soudabilité d'un métal ou d'un alliage est l'aptitude de ce métal ou de cet alliage à être assemblé par fusion ou par tout autre procédé assurant la continuité de la matière (pression à haute température, par exemple). L'étude de la soudabilité d'un produit peut être envisagée sous trois aspects principaux [4].

- La soudabilité opératoire
- La soudabilité métallurgique ou locale
- La soudabilité constructive ou globale

La définition de la soudabilité proposée par l'institut international de soudure est : «On considère qu'un matériau métallique est soudable à un degré par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés, qui par leurs caractéristiques locales et les conséquence globales de leur présence satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement» [5].

#### **I.1.3.1. Soudabilité opératoire**

C'est la possibilité d'obtenir l'assemblage et d'assurer la continuité de la matière entre les parties à assembler. Elle précise les conditions de réalisation des assemblages.

#### **I.1.3.2. Soudabilité métallurgique ou soudabilité locale**

Elle mesure la possibilité d'obtenir du point de vue métallurgique un assemblage aussi homogène que possible dans ses propriétés physico-chimique. Elle tient donc compte des modifications de l'acier de base dans le joint soudé par suite de l'opération de fusion et d'échauffement localisé que constitue le soudage.

La notion de soudabilité métallurgique revient donc à éviter la formation d'une structure métallurgique néfaste dans la zone du métal de base influencée par le dépôt du cordon de soudure.

### **I.1.3. 3. Soudabilité constructive ou soudabilité globale**

Elle met en jeu des propriétés complexes qui apparaissent aussi bien en cours de construction qu'en cours d'utilisation des assemblages soudés. Elle est d'autant moins bonne que les contraintes appliquées au joint soudé sont élevées (influence du bridage par exemple en l'absence d'adaptation ultérieure possible et envisagée) et que la construction présente les brusques changements de formes donnant lieu à des conceptions locales de tensions difficilement calculables et éventuellement aggravées de fatigue.

En conclusion, le comportement à la soudabilité d'un métal n'est pas exclusivement lié au métal de base affecté par le soudage par lui-même, en particulier :

- La détermination du procédé de soudage le mieux adapté
- La définition des séquences de soudage
- Le choix des produits d'apport
- La conception de la construction [4]

### **I.1.4. Principaux procédés de soudage**

Les procédés de soudage sont nombreux et le plus souvent sont complémentaires les uns des autres. Le soudage au chalumeau est recommandé pour les travaux délicats, sa mise en œuvre est simple à l'atelier ou sur un chantier. Le chalumeau oxyacétylénique est préconisé pour le brasage et le soudobrasage.

#### **I.1.4.1. Soudage à l'arc électrique**

Ce soudage est le plus utilisé industriellement en soudage autogène. La fusion très localisée amène moins de déformation que le chalumeau et une plus grande productivité.

L'inconvénient réside dans le refroidissement rapide qui est générateur de contraintes internes et de déformations parfois difficiles à corriger. La fusion du métal d'apport et des pièces à assembler est obtenue par un arc électrique jaillissant entre une électrode et les pièces à souder.

D'autres techniques utilisées :

**a) Soudage à l'électrode enrobée**

L'électrode, dirigée manuellement est appelée électrode-fusible qui fournit le métal d'apport. L'enrobage assure un rôle protecteur et son épaisseur permet de jouer sur la forme du cordon, concave ou convexe.

**b) Soudage MIG (Metal Inert Gas)**

Encore appelé semi-auto, il est très adapté à la petite industrie. Facile d'emploi, arc visible, pas de laitier, grande vitesse de soudage, temps de formation réduit.

Il utilise une électrode fusible (file se déroulant automatiquement) travaillant en atmosphère inerte (gaz protecteur : argon, argon+hélium, etc.) afin de protéger le bain de fusion.

**c) Soudage MAG (Métal Active Gas)**

Variante de MIG utilisant un mélange de gaz carbonique CO<sub>2</sub> et d'argon adaptée au soudage des aciers de construction au carbone.

**d) Soudage TIG (Tungsten Inert Gas)**

Variante des précédents, plus productive et utilisant une électrode réfractaire ou non fusible en tungstène. Le métal d'apport est amené manuellement (baguette) ou automatiquement (fil déroulé). Il convient bien aux faibles épaisseurs (0,20 à 3 mm) et peut aussi s'utiliser sans métal d'apport et remplacer le soudage par points.

**e) Soudage au plasma**

Apparenté au TIG, il utilise un arc étranglé dans une tuyère avec un gaz inerte. Le bard obtenu, très brillant et très chaud, permet à la fois le découpage (plus rapide que l'oxycoupage) et le soudage (notamment bout à bout en une seule passe avec des bords droits pour des épaisseurs de 3 à 10 mm).

**I.1.4.2. Soudage par résistance**

Les pièces à assembler sont maintenues en contact par un effort de compression puis soudées par recouvrement ou bout à bout sans métal d'apport. La fusion est provoquée par effet joule : courant de forte intensité sous basse tension. Après coupure du courant, l'effort de compression, toujours appliqué, « forge » la soudure.

**a) Soudage par points**

Très utilisé en grande et petite série, rapide, il est réalisé entre deux électrodes. La fusion se produit à la frontière entre les deux pièces à souder.

**b) Soudage à la molette**

Variante du précédent permettant de réaliser des assemblages plans, cylindriques ou coniques et des soudures continues ou discontinues. Les électrodes sont remplacées par des molettes tournantes.

**c) Soudage en bout**

Les pièces à souder, maintenues par des mâchoires, sont mises en contact puis chauffées soit par effet joule (petite sections), soit par étincelage (par création de petits arcs électriques pour grosses sections). Après coupure du courant un refoulement « forge » la soudure.

**I.1.4.3. Procédés divers**

Ils sont nombreux : soudages par friction, par diffusion, par explosion, par ultrasons, par pression à froid ... les plus caractéristiques sont :

**a) Soudage par faisceau d'électrons :**

Il se caractérise par la qualité de la soudure et il est particulièrement intéressant pour le soudage des grosses épaisseurs, jusqu'à 250 mm. Le soudage doit être réalisé sous vide et l'énergie nécessaire est obtenue par transformation en chaleur de l'énergie cinétique d'électrons venant frapper les matériaux à souder. La largeur de la zone fondue (cordon) est petite et les déformations engendrées très faibles.

**b) Soudage au laser :**

L'émission d'énergie produite sous forme lumineuse (photons) est récupérée puis amplifiée par des résonateurs optiques (miroirs à réflexion) puis focalisée afin d'obtenir une forte concentration d'énergie sur une très petite surface. Le soudage est limité aux petites épaisseurs, 10 mm maxi. Il est bien adapté au micro soudage (grande productivité) et très flexible d'utilisation ; il permet le découpage et les traitements de surface [6].

## I.2. Généralités sur le soudage par point

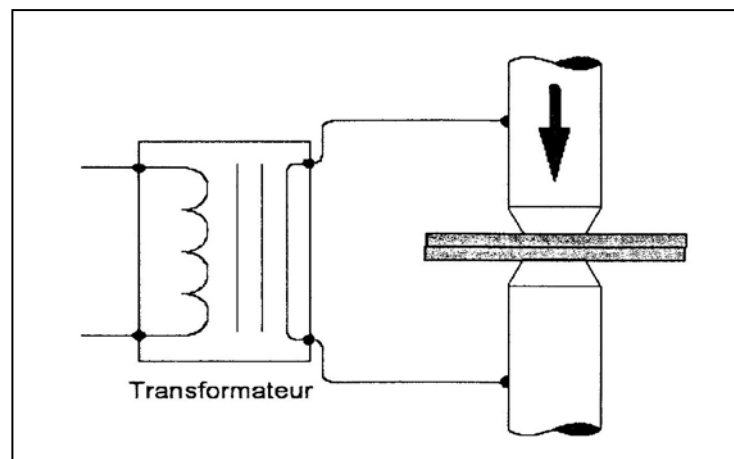
### I.2.1. Introduction et historique

Le soudage par points fait parti de la famille des procédés de "soudage par résistance", au même titre que le soudage à la molette, par bossages, ou en bout. Il est utilisé pour assembler deux tôles (ou plus) dont l'épaisseur est typiquement comprise entre 0,5 et 10 mm [7]. Signalons que ces deux tôles peuvent avoir des caractéristiques différentes (composition, revêtement), et qu'elles n'ont pas forcément la même épaisseur. Historiquement, ce fut l'Américain Thomson qui eut, en 1877, l'idée d'assembler deux tôles d'acier en utilisant, comme agent de chauffage, l'effet de la traversée de l'assemblage par un courant électrique de forte intensité.

Il s'agit depuis longtemps du procédé d'assemblage numéro un des carrosseries automobiles, une voiture nécessitant en moyenne 4000 points soudés [8].

### I.2.2. Principe

La figure 1.1 représente schématiquement le principe du soudage par points : les deux tôles sont prises en étau entre deux électrodes afin de maintenir l'ensemble en contact. Cet assemblage est ensuite traversé par un courant de forte intensité qui crée un noyau fondu au niveau de l'interface tôle-tôle. En refroidissant, ce noyau fondu fixe localement les deux tôles entre elles [9].



**Figure I.1. :** *principe du soudage par points*

### I.2.3. Déroulement du cycle de soudage

Un cycle de soudage se décompose en quatre phases :

- **l'accostage :**

Les électrodes se rapprochent et viennent comprimer les pièces à souder, à l'endroit prévu et sous un effort donné. Dans le cas des machines du CRDM [7], seule l'électrode supérieure se rapproche, l'autre étant fixe. Cette phase se termine quand la valeur d'effort nominale est atteinte.

- **le soudage :**

Le courant passe, déclenché par la fermeture du contacteur du circuit de puissance, et doit, par effet Joule, produire assez de chaleur à l'interface tôle-tôle pour qu'une zone fondue apparaisse.

- **le forgeage :**

Est effectué avec maintien de l'effort mais sans passage de courant, il permet au noyau fondu de se refroidir et de se solidifier en restant confiné.

- **la remontée de l'électrode :**

L'ensemble des deux tôles peut alors être translaté afin de procéder à la soudure d'un nouveau point.

Ces quatre phases, ainsi que les évolutions de l'effort mécanique et du courant de soudage tout au long d'un cycle, sont représentées sur la figure 1.2.

L'allure des courbes d'effort et d'intensité représentées ici est purement qualitative. Dans la pratique, leurs évolutions ne sont jamais linéaires car les valeurs sont fortement perturbées par les évolutions des résistances mécaniques et électriques rencontrées [8].

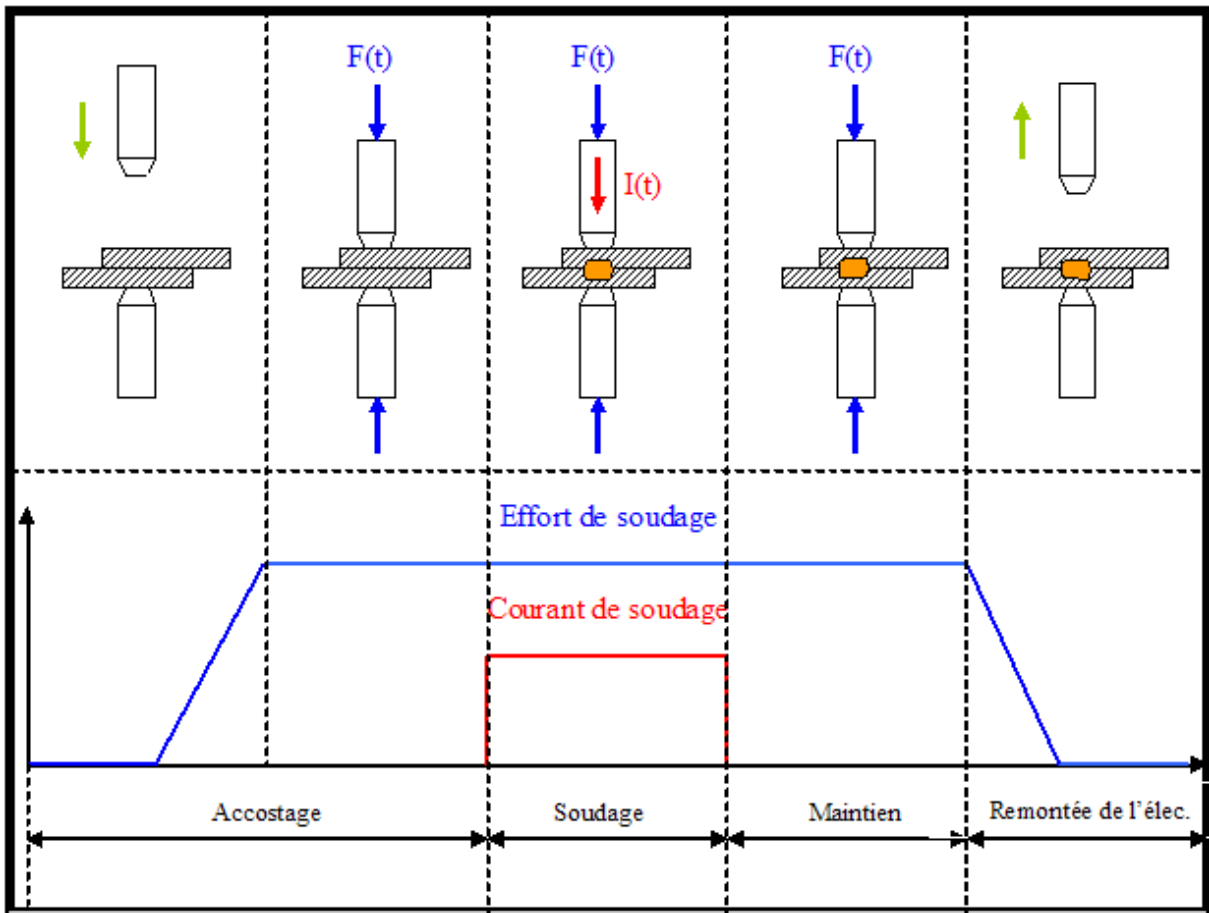


Fig. I.2: les différentes phases d'un cycle de soudage

#### I.2.4. Paramètres de soudage

Les paramètres de soudage doivent être adaptés en fonction des caractéristiques des tôles à souder. Par exemple, on conçoit bien que des tôles plus épaisses nécessitent un apport d'énergie plus important, permettant de fondre plus de métal, donc de former un noyau plus gros.

Dans l'ordre chronologique, l'effort de soudage est la première variable entrant en jeu puisqu'elle intervient dès la phase d'accostage. La valeur à appliquer (de l'ordre de quelques centaines de daN pour des produits d'épaisseur inférieure à 1 mm) dépend essentiellement des caractéristiques mécaniques et de l'épaisseur des tôles à souder. Dans la pratique, la courbe de mise en effort n'est pas linéaire comme indiqué sur la figure 1.2, mais dépend des caractéristiques de la machine à souder.

Le courant de soudage est évidemment un paramètre décisif, car il intervient au carré dans l'énergie dissipée par effet Joule. L'intensité efficace à délivrer (typiquement entre 5 et 20 kA) dépend, là encore, des propriétés mécaniques, de l'épaisseur des tôles à souder ainsi que de la présence ou non de revêtement. On utilise généralement un courant alternatif monophasé à 50 Hz, dont la valeur moyenne efficace sur une soudure peut être réglée par rapport à la valeur de consigne, par un dispositif électronique adapté. Il est possible d'utiliser

d'autres types de courants, notamment le courant continu, obtenu par redressement et filtrage, à partir d'un générateur 1000 Hz.

Le temps de soudage intervient au premier ordre dans l'énergie électrique dissipée. Ce paramètre, d'une valeur typique de quelques dixièmes de seconde, est donc, lui aussi, adapté aux propriétés des tôles à souder. Lorsque le temps de soudage désiré est particulièrement long, on le découpe en "pulsations" - ou "temps chauds" - séparés par des "temps froids".

Le temps de forgeage nécessaire à la solidification de la soudure est généralement du même ordre de grandeur que le temps de soudage.

La réalisation d'un point soudé nécessitant environ 1 à 2 secondes, le procédé est adapté aux cadences de production élevées de l'industrie automobile moderne [9].

### **I.2.5. Mécanisme de formation de la soudure**

La chaleur servant à faire fondre l'acier au niveau du contact tôle-tôle est créée par effet Joule durant le passage du courant dans les conducteurs. La quantité de chaleur dégagée pendant la durée  $t$  en fonction de l'intensité du courant et de la résistance électrique traversée est donnée par la relation (1.1) [10]:

$$Q = \int_{t_0}^{t_0+t} R i^2 dt \quad (1.1)$$

Si l'on néglige les phénomènes capacitifs, l'équivalent électrique de l'assemblage de soudage par points est constitué de résistances en série (cf. figure 1.3). Le dégagement de chaleur est donc maximal à l'endroit où la résistance est la plus élevée [9].

Dans la pratique, les résistances de contact sont, au début d'un cycle de soudage, plus grandes que les résistances ohmiques des tôles et des électrodes. Dans le cas de produits revêtus, il est possible d'utiliser le même modèle que celui de la figure I.3 (les résistances des revêtements étant alors incluses dans les résistances de contact), ou de compléter le modèle en ajoutant quatre résistances ohmiques du revêtement [8].

Ces diverses résistances, qui ont une influence directe sur les dégagements de chaleur, donc sur la constitution du noyau fondu, ne sont pas constantes au cours d'un cycle de soudage.

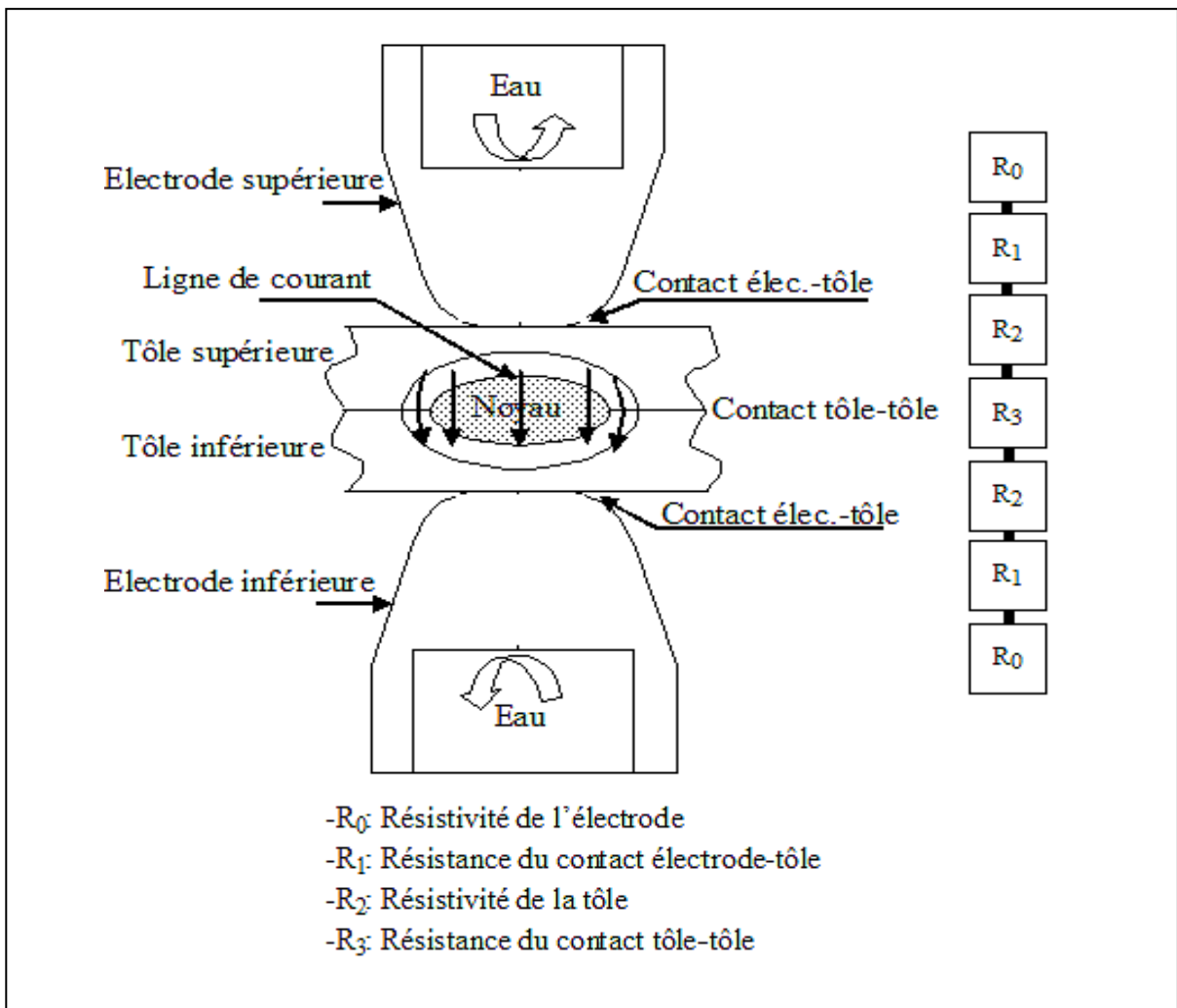
Elles dépendent fortement de la température, en effet :

- les résistances ohmiques augmentent en fonction de la température.
- les résistances de contact diminuent lorsque la température augmente. En effet, les contacts étant initialement "ponctuels" plutôt que surfaciques, ces résistances dépendent directement, à pression donnée, des caractéristiques mécaniques des matériaux en contact et de leur état de surface : la dureté des matériaux diminuant

avec réchauffement, les surfaces de contact augmentent. Il y a donc une diminution des résistances de contact avec la température.

Au début de soudage, les dégagements de chaleur les plus importants sont situés au niveau des différentes discontinuités de l'assemblage comme par exemple :

- à l'interface tôle-tôle, cette chaleur sert à faire fondre le revêtement et l'acier afin de former le noyau fondu.
- aux interfaces électrode - tôle, cette chaleur - qui ne contribue pas à la formation de la soudure - est en partie évacuée par les électrodes, qui, outre une bonne conductivité électrique, doivent par conséquent avoir une conductivité thermique élevée.



**Figure I.3 :** Circuit électrique équivalent d'un assemblage de deux tôles nues [8].

### I.2.6. Le point soudé

La géométrie d'un point soudé présente trois particularités (voir figure 1.4) et qui sont :

- la discontinuité de l'assemblage.
- la présence d'une entaille concentrant les contraintes en cas de sollicitations mécaniques.
- l'indentation, par pénétration de l'électrode, des faces externes de l'assemblage.

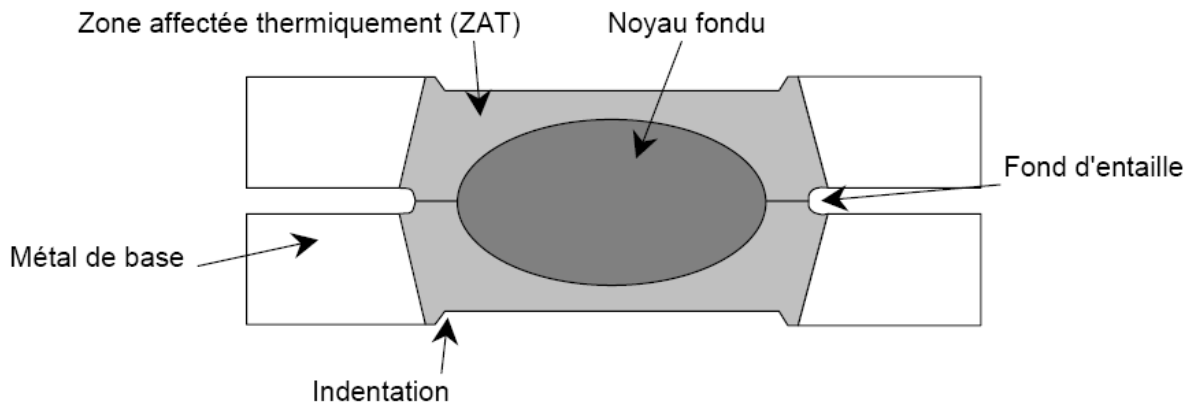


Figure 1.4 : la géométrie d'un point soudé

Qualitativement, on constate que les caractéristiques mécaniques de la soudure sont principalement influencées par la taille du noyau fondu, et en particulier par son diamètre dans le plan des deux tôles.

Si la puissance électrique fournie est trop faible, le noyau fondu est trop petit, voir inexistant, et les caractéristiques mécanique du point soudé risquent d'être insuffisantes. Plus on augmente la puissance fournie, plus la zone fondu est étendue et plus le point est résistant aux contraintes mécaniques [8]. Cependant, passé un certain seuil, le noyau fondu atteint soit le fond d'entaille soit une des faces extérieures de la tôle : sous l'effet de la pression mécanique exercée par les électrodes, on assiste alors à une éjection de métal fondu (phénomène dit " d'expulsion ") : la qualité du point soudé s'en trouve dégradée [9].

Ainsi, pour un type de tôle, une durée de soudage et un effort donné, il existe une intensité minimale, en dessous de laquelle la tenue mécanique minimale définie par le cahier des charges de l'utilisateur du procédé n'est pas assurée, et une intensité maximale, au-dessus de laquelle il y a expulsion. Nous allons revenir dans le paragraphe suivant sur cette plage d'intensités acceptable, appelée " **domaine de soudabilité** " du produit [8].

#### I.2.6.1. Qualité d'un point soudure

La qualité d'un point soudé doit répondre : d'abord à la résistance aux efforts auxquels est soumis l'assemblage soudé et elle se juge ensuite par l'aspect extérieur du point.

On peut dire qu'à chaque catégorie d'assemblage, suivant son mode de travail, correspond une catégorie de points.

- **Catégorie 01 :**

Construction supportant des efforts statiques : éléments de structures soudées par points. Catégorie de point nécessitant la plus haute résistance au cisaillement et à l'arrachement (point rigides).

- **Catégorie 02 :**

Constructions soumises à des effets de fatigue, effets de vibration, efforts alternés (construction automobile, ...) catégorie de point présentant les meilleures caractéristiques de résistances.

- **Catégorie 03 :**

Fabrication où le point soudé ne sert qu'à maintenir en place des tôles. Le point n'a donc à subir que des efforts de manutention (meubles métallique, articles de ménage, etc....)

D'une manière générale, on qualifie le point soudé suivant sa résistance au cisaillement.

On évalue pratiquement la résistance d'un point soudé au moyen d'essais mécaniques de rupture qui ne peuvent être que « destructifs ». Ces essais peuvent être complétés en laboratoire par des examens métallurgiques [9].

### **I.2.6.2. diamètre du point soudé**

Principe déterminant le choix du diamètre d'un point soudé : la résistance du noyau de fusion doit être supérieure à celle de la tôle soudée.

Ce diamètre sera choisi différemment suivant que l'ensemble soudé doit résister au cisaillement ou à l'arrachement. On constate, en effet, que si l'ensemble est destiné à travailler à l'arrachement on n'a pas intérêt à dépasser un certain diamètre de point.

Cependant, le constructeur de matériel soudé ne peut tenir compte de ce fait, la plupart des assemblages étant soumis à des efforts complexes.

En fixant le diamètre du point, l'utilisateur pense évidemment à l'analogie point-rivet. Dans les ensembles rivés, on a constaté que la charge de rupture du rivet correspond à la rigidité de la tôle :  $\Phi = 1.6 e$ , et en choisit, en pratique :  $\Phi = 2 e$  [8].

Epaisseur de la tôle la plus mince	RWMA [11]	BWRA [12]
$e < 1.5 \text{ mm}$	$0.8 (2e + 4 \text{ à } 3)$	$0.8 \sqrt{e} *$
$e < 1.5 \text{ mm}$	$\sqrt{e} *$	$\sqrt{e} *$

\* la  $\sqrt{e}$  n'est valable que lorsque "e" est exprimé en pouce

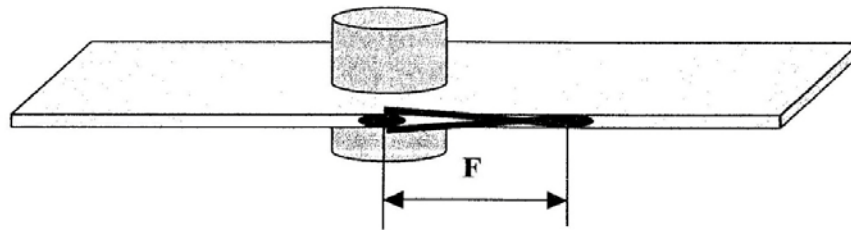
**RWMA**: resistance welding manufacturers association (U S A) (Association des Constructions de Machines à Souder Par Résistance)

**BWRA**: British welding research association (Association Britannique de Recherche Concernant la Soudure)

**Tableau (I.1) : diamètre du joint en fonction de (e) [8].**

### I.2.6.3. Distance minimale entre points

Soit **F** l'écart entre points soudés. Lorsque **F** est trop faible, la perte d'intensité due à l'effet de Shunt du point précédent (voir figure I.5.) devient importante et peut avoir un effet sur la qualité de la soudure. Pour pallier à cet effet, il faut laisser un écart minimum entre points.

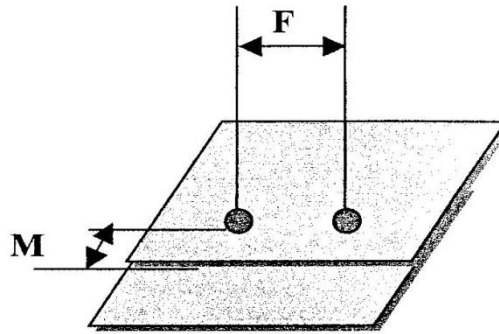


**Figure I.5 : Effet de shunt du point précédent**

### I.2.6.4. Distance minimale du point au bord de la pièce

Soit **M**, la distance entre le point soudé et le bord de la pièce (voir figure I.6). Lorsque **M** est trop faible, on risque d'avoir :

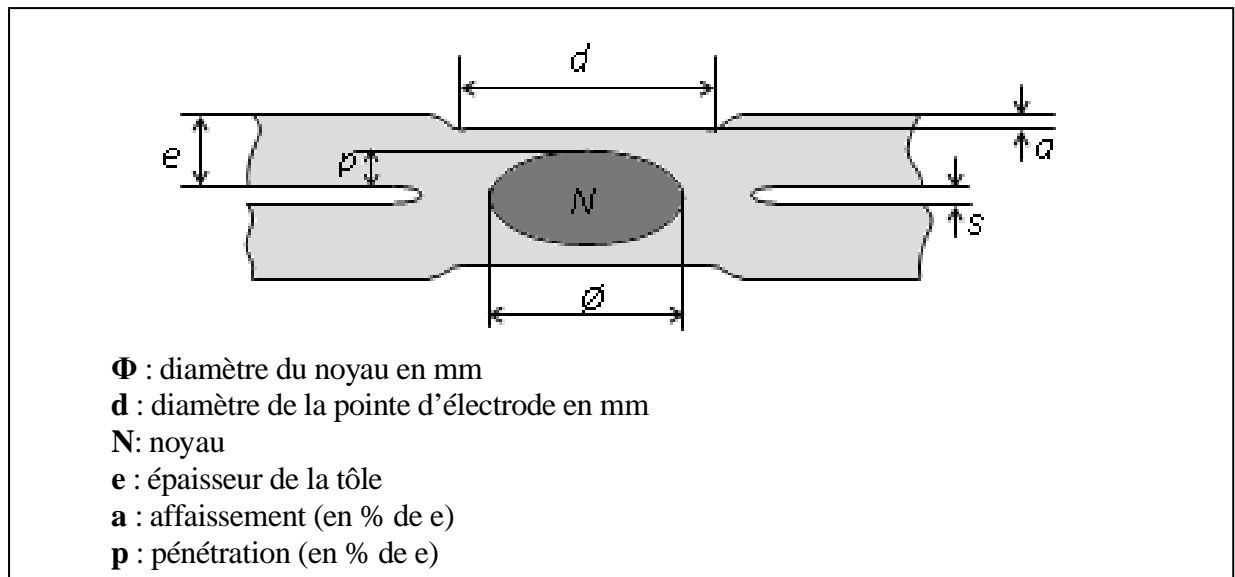
- Un éclatement du noyau de fusion, du à la proximité du bord, d'où une résistance de rupture moins élevée et crachement de métal.
- Une diminution de la résistance des pièces, due au risque d'arrachement du métal vers le bord
- Affaissement exagéré par manque de métal froid autour du creuset plastique [8].



**Figure I.6 :** Distance entre point, et entre point et bord de la tôle

#### I.2.6.4. pénétration

Un point soudé de bonne qualité présente une pénétration d'environ 40 à 50% de  $e$  [8]. Certains auteurs préconisent un pourcentage allant jusqu'à 80% de  $e$ . Pour de tel pourcentage cependant la pression et l'intensité risquent de provoquer l'affaissement excessif du point. (Voir figure I.7) [9].



**Figure I.7 :** coupe d'un point de soudure joignant deux tôles en acier doux [9]

### I.3. Caractérisation d'une tôle d'acier

Par caractérisation d'une tôle, nous entendons ici l'étude de son aptitude au soudage par points dans certaines conditions. Au CRDM [7], ces études sont généralement faites selon la méthode préconisée par la norme [NF A 87-001]. Il s'agit de déterminer, pour une tôle donnée, son domaine de soudabilité et la durée de vie des électrodes de soudage.

### I.3.1. Qualité d'un point de soudure

La qualité d'un point soudé, en termes de résistance mécanique, est le diamètre de bouton. La définition du terme bouton donnée dans la norme [NF A 87-001] est le "rivet de déboutonnage restant sur l'une ou l'autre des tôles après un essai destructif du point de soudure"(voir figure I.8).

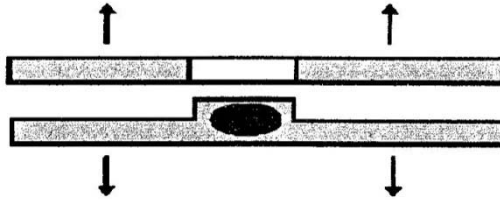


Figure I.8 : Déboutonnage d'un point soudé

Ce test de déboutonnage peut être réalisé de plusieurs manières (traction pure, traction cisaillement, ...)

Les diamètres (minimal et maximal) du bouton sont ensuite mesurés à l'aide d'un pied à coulisse. Le critère d'acceptabilité porte alors à la fois sur le diamètre minimal (qui doit être supérieur à 3 mm pour des tôles d'épaisseur inférieure à 1.25 mm, et supérieur à 5 mm pour des tôles plus épaisses)

Cette approche suppose implicitement que le bouton a une forme elliptique et donc que ses diamètres (minimal et maximal) [7] sont facilement détectable et mesurable se qui caractérisent bien la taille de la soudure.

Notons cependant que le test destructif ne met pas forcément en évidence un bouton mesurable, on peut observer une rupture en plan de joint ou un déchirement de ce bouton [9].

### I.3.2. Le domaine de soudabilité

La norme [NF A 87-001] définit le domaine de soudabilité comme la " plage d'intensités efficaces du courant de soudage permettant d'obtenir un point de soudure de tenue mécanique satisfaisant aux critères définit auparavant".

Dans la pratique, on parle de diamètre du bouton déboutonné et donc la tenue mécanique varie avec l'intensité efficace. Le critère prédéfini correspondant à la norme est la taille de diamètre du noyau acceptable avec une intensité efficace minimale.

Par « domaine de soudabilité », (Fig. I.9), on entend ainsi l'intervalle de  $[I_{\min}, I_{\max}]$ , où  $I_{\min}$  est l'intensité minimale donnant un diamètre acceptable et  $I_{\max}$  est l'intensité maximale ne provoquant pas d'expulsion. L'expulsion s'interprète par une chute de signal d'effort en cours de soudage.

On parle souvent de cette limite basse/haute en représentant le domaine de soudabilité. Pour déterminer le domaine de soudabilité, on applique souvent la condition prédéfinie, qui est

indiquée par la norme, pour fixer trois paramètres suivants : le temps de soudage, le temps de maintien, et la magnitude de l'effort de soudage.

En pratique, on souhaite d'obtenir la taille de diamètre maximale avant l'expulsion pour une meilleure tenue mécanique à la rupture. Passé le seuil d'expulsion, le noyau fondu atteint soit le fond d'entaille, soit une des faces extérieure de la tôle. Sous l'effet de l'effort exercé par les électrodes, on assiste à une éjection ou une expulsion de métal fondu.

Compte tenu des types d'électrodes, l'intensité de soudage est variée en cas de différent type d'électrode utilisé. Car l'électrode joue un rôle sur la taille du contact pendant le soudage. Il est donc à noter que le type de profil de l'électrode est considéré comme un des paramètres importants autant que l'intensité, le temps de soudage, le temps de maintien.

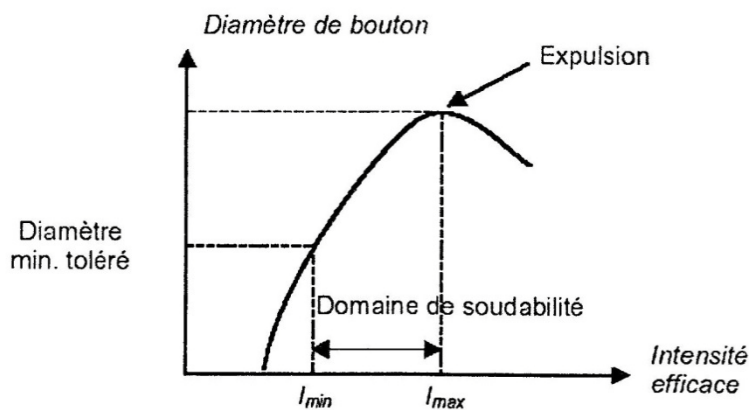


Figure I.9 : Définition du domaine de soudabilité [9]

Pour mesurer le diamètre de bouton correspondant à une intensité donnée, on soude deux éprouvettes entre elles en les disposant comme indiqué sur la figure I.10. Celles-ci sont maintenues dans cette position, avant et pendant le soudage, par un gabarit. La traction se fait en appliquant une force  $F$  croissante dans le temps jusqu'à rupture de la soudure. L'opérateur note alors, dans la mesure où un bouton apparaît sur l'une des deux tôles, ses diamètres (minimal et maximal) [9].

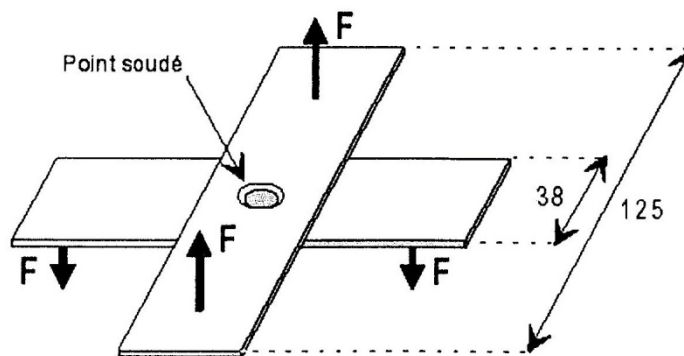


Figure I.10 : Eprouvette de traction en croix [9]

### I.3.3. La dégradation des électrodes

Cette dégradation des électrodes est due à une combinaison d'effets mécaniques et chimiques activés par les températures atteintes au niveau des interfaces électrode-tôle. L'usure des électrodes est particulièrement rapide sur produit revêtus zingués, pour lesquels on assiste à la création d'un alliage entre le cuivre des électrodes et le zinc du revêtement (formation du laiton). Cette dégradation entraîne un élargissement de la face active des électrodes et donc (voir figure I.11), à intensité de soudage égale, une diminution de la densité de courant.

L'échauffement est donc de moins en moins localisé, ce qui a pour effet paradoxal de diminuer la taille du noyau fondu, de telle sorte que l'intensité nécessaire pour obtenir une taille de bouton donnée est de plus en plus élevée. Autrement dit, le domaine de soudabilité du produit se décale vers les hautes intensités [13].

On définit alors la durée de vie des électrodes, pour certains réglage des paramètres, comme le nombre de points de qualité satisfaisante (selon le même critère que pour le domaine de soudabilité) que l'on peut souder avec un jeu d'électrodes en se plaçant à l'intensité haute du domaine de soudabilité correspondant aux électrodes neuves.

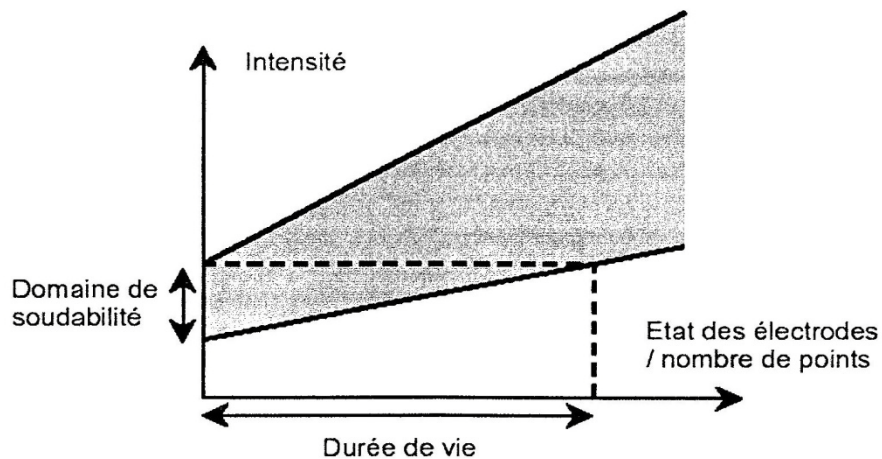
La figure I.12, qui illustre les notions de décalage du domaine de soudabilité et de durée de vie des électrodes, est tout à fait qualitative. Elle suppose en effet que l'état des électrodes peut être caractérisé par le nombre de points soudés, on cela dépend également de l'intensité à laquelle ces points ont été soudés. Par ailleurs, l'évolution des limites basses et hautes n'est pas forcément linéaire ni monotone. En revanche, la tendance à l'élargissement du domaine de soudabilité est effectivement présente, et résulte du fait qu'avec des électrodes usées, l'expulsion se produit pour des diamètres de boutons plus élevés.

Pour déterminer la durée de vie des électrodes, on utilise des électrodes neuves, et l'on soude des tôles appelées bandes d'usure en se plaçant à la limite supérieure du domaine de soudabilité. Suivant la durée de vie estimée à priori, on réalise tous les 200, 100 ou 50 points une bande de contrôle de 10 points destinée à subir des essais mécaniques.

En fonction des diamètres de boutons obtenus sur cette bande de contrôle et des mêmes critères de qualité que pour la détermination du domaine de soudabilité, l'opérateur décide soit de poursuivre l'essai en gardant la même intensité efficace, soit d'effectuer un recalage de cette intensité. Dans un contexte industriel, l'opération visant à compenser l'usure des électrodes par une augmentation progressive de l'intensité de soudage est désignée sous le nom de loi de déphasage.



**Figure I.11 :** Apparition d'une dégradation typique d'une électrode dans le soudage de tôle revêtue, qui s'appelle le champignonnage ou « mushrooming » sur la surface active d'électrode [13].



**Figure I.12 :** Décalage du domaine de soudabilité vers les intensités hautes avec la dégradation des électrodes [13]

Lors d'un recalage au sens de la norme [NF A 87-001], l'intensité utilisée correspond à la nouvelle limite supérieure du domaine de soudabilité. Il faut donc de nouveau déterminer l'intensité maximale sans expulsion avec les électrodes usées.

L'essai de durée de vie est arrêté - à l'initiative de l'opérateur - lorsqu'il juge, après un ou deux recalage, que le pourcentage d'augmentation du courant est trop élevé, que le nombre de points par incrémentation est trop faible, ou que la qualité du point (qu'il estime visuellement) est trop mauvaise.

Pour contrôler la qualité des points de la bande de contrôle, on utilise un dispositif permettant de déboutonner simultanément les 10 points soudés. Ce dispositif, communément appelé les " dents de la mer » [8], est schématisé sur la figure I.13

Pour des raisons de symétrie évidentes, on ne considère pas les diamètres des deux points extrêmes comme significatifs. En effet, ils ne sont soumis que d'un seul côté à une force d'écartement. Il peut même arriver qu'ils ne soient pas totalement débouffonnés. Dans ce cas, les deux tôles sont séparées à l'aide d'un marteau et d'un burin [9].

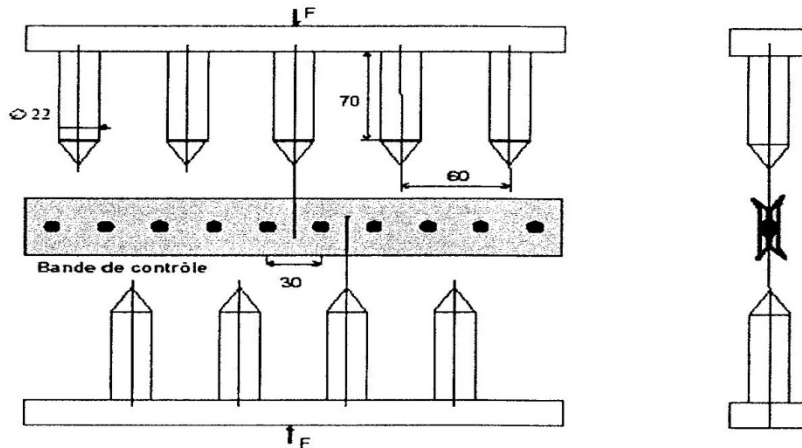
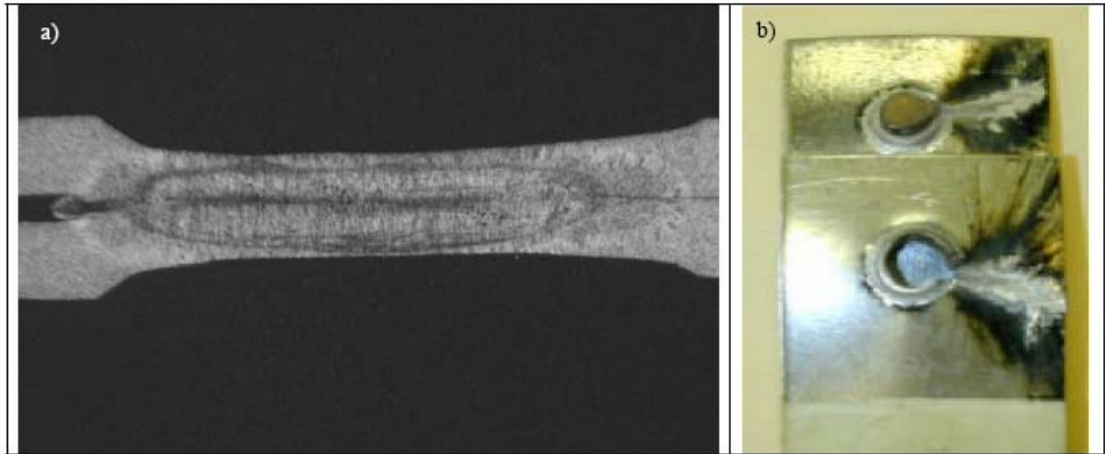


Figure I.13 : Dispositif de débouffonnage simultané de 10 points de soudure [8]

#### I.3.4. L'expulsion

L'expulsion est un phénomène fréquemment observé dans le procédé de soudage par points. L'expulsion montre un effet sévère sur la qualité du point, particulièrement la diminution de la taille du noyau à cause de l'éjection de métal fondu à l'interface tôle/tôle. L'usage de fortes intensités et de courte durée pourrait être une des causes principales pour l'origine de l'expulsion [14]. Puisqu'une expulsion est le produit d'une énergie excessive fournie à la soudure.

Cependant, il est commode dans la pratique de souder avec une forte intensité, «overwelding», ou avec les paramètres en haut du domaine de soudabilité, et parfois au dessus du domaine. Cette pratique est pour obtenir la taille du noyau assurée et suffisamment grande. Elle rassure l'utilisateur, malgré la présence d'une discontinuité dans la soudure et une forte indentation d'électrode sur la surface des tôles. L'expulsion est donc l'indicateur qui assure la taille maximale du point soudé. Pour l'acier, une expulsion peut être interprétée par l'observation des signaux de soudage.



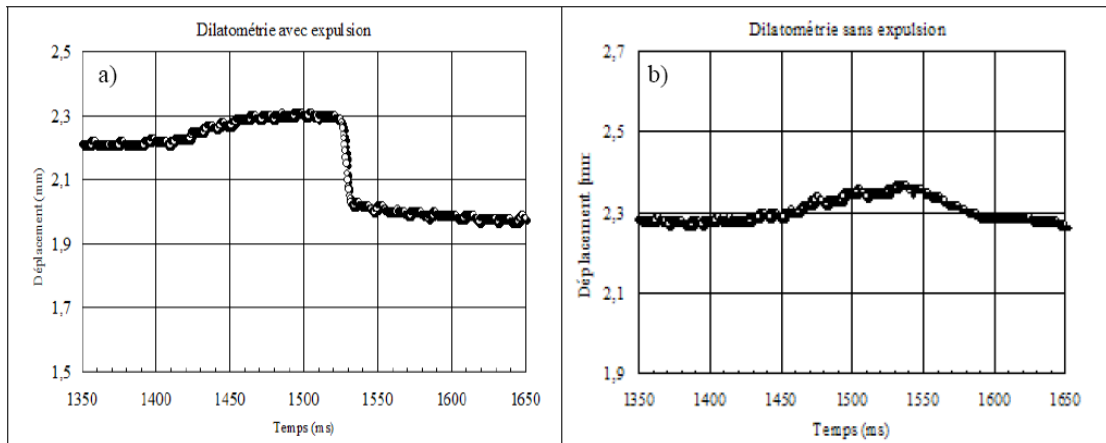
**Fig. 1.14:** *Expulsion à cause d'une forte intensité dans l'assemblage homogène d'acier IF de 0,8-mm d'épaisseur, a) Macrophotographie d'un échantillon avec l'expulsion à l'interface tôle/tôle (exp. Haut du domaine de soudabilité), et b) Déboutonnage d'un coupon montre une expulsion forte éjectée à l'interface tôle/tôle [14].*

Cependant, l'expulsion est à éviter comme dans le procédé mixte soudage/collage, « weld-bonding ». Car la tenue mécanique de la couche d'adhésif pourrait être dégradée par la chaleur excessive générée par l'expulsion. Il serait donc nécessaire de réduire ou de minimiser l'expulsion dans ce cas.

Les paramètres engendrant l'expulsion sont :

- L'effort,
- L'intensité,
- Le mauvais alignement des électrodes.

On peut détecter l'expulsion par les signaux de déplacement d'électrode ou d'effort. La Fig. 1.15 représente un soudage avec, et sans expulsion. Lorsqu'une expulsion apparaît, la chute brutale du signal d'effort ou de déplacement d'électrode est observée (Fig. 1.15a on détecte une expulsion qui apparaît juste avant la fin de soudage). Dans le cas du soudage sans expulsion, on trouve que la dilatation thermique ou le déplacement d'électrode évolue et atteint une valeur maximale à la fin de soudage, et puis il diminue pendant la phase de maintien (Fig.1.15b).



**Fig. 1.15:** Signaux typiques du déplacement relatif entre les électrodes dans le cas du soudage d'acier bas carbone, a) Une expulsion est détectée par la chute brutale du déplacement d'électrode avant la fin de soudage, et b) Courbe du déplacement d'électrode sans expulsion, ( il s'agit d'une dilatation thermique pendant le soudage) [14].

#### I.3.4.1. L'influence de l'expulsion sur la qualité du soudage :

En ce qui concerne la qualité d'une soudure, il s'agit bien de la géométrie acceptable, et de la tenue mécanique d'un point soudé. En haut du domaine de soudabilité, l'expulsion réduit la taille du noyau, de la ZAT, et la hauteur de la zone fondue.

Les résultats d'essais mécaniques traction/cisaillement montrent que la charge maximale du point expulsé est légèrement inférieure à celle du point non expulsé. Aussi, l'expulsion tend à réduire le déplacement maximal avant la rupture, et par conséquent une réduction de l'énergie absorbée dans la déformation.

En conclusion, on peut constater que l'expulsion en haut du domaine de soudabilité n'a pas un impact significatif sur la géométrie de la soudure. L'effet de l'expulsion est plus notable pour la tenue mécanique du point, en particulier l'énergie de déformation absorbée.

L'observation microscopique d'échantillons sans et avec l'expulsion montre des assez semblables microstructures dans la ZAT et dans le noyau. Les différences géométriques sont la hauteur réduite dans l'assemblage expulsé à cause de l'éjection de métal fondu vers l'extérieur du noyau, et l'écartement important aux bords de l'assemblage.

## **Chapitre II:** Métallurgie du soudage des aciers

II.1. Rappels de Métallurgie

II.2. Aspect thermique du soudage

II.3. Aspect chimique

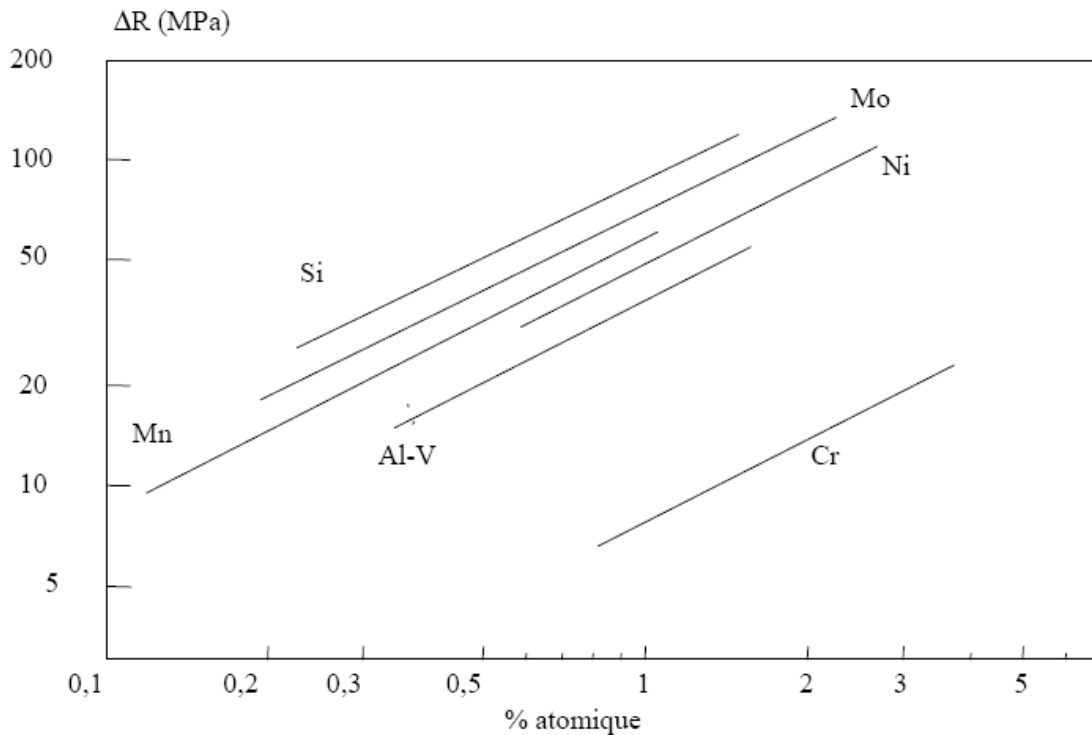
II.4. Influence des cycles thermiques de soudage sur les aciers

II.5. La microstructures d'un Point Souder dans le soudage par point

## II.1. Rappels de Métallurgie

D'une manière tout à fait générale, les caractéristiques mécaniques d'un acier résultent de sa structure et de sa composition chimique. Pour une structure donnée, la composition chimique influence les propriétés mécaniques par l'effet des éléments en solution solide.

La figure II.1 montre que cet effet est modeste puisqu'une addition de 1% atomique de chrome ou de molybdène ne modifie la résistance à la rupture de la ferrite que de respectivement 6 ou 70 MPa.



**Figure II.1.** Augmentation de la résistance à la rupture du fer par effet de solution solide de divers éléments [15].

La structure de l'acier dépend, quant à elle, du traitement thermique mais aussi de la composition chimique qui détermine sa trempabilité. Ainsi, deux aciers de composition chimique différente ne conduiront pas à la même structure pour un même traitement thermique et auront donc des propriétés mécaniques différentes.

Les diagrammes de transformation en refroidissement continu des aciers XC48 et 50CD4 montrent très clairement que l'influence de la structure est infiniment supérieure à l'effet de solution solide des éléments d'alliage. En effet, ces deux aciers ayant une teneur en carbone similaire, présentent des duretés voisines lorsqu'ils sont dans un même état structural (dureté: 210 / 220 Hv à l'état de ferrite + perlite; 60 / 62 HRC à l'état martensitique) mais ont des caractéristiques fort différentes lorsqu'ils sont soumis au même traitement thermique. Ainsi, pour la vitesse de refroidissement représentée en trait fort sur la figure I.2, l'acier

50CD4 présente une structure essentiellement martensitique qui lui confère une dureté de 60 HRC tandis que l'acier XC48 présente une structure ferrite + perlite dont la dureté n'est que de 23 HRC.

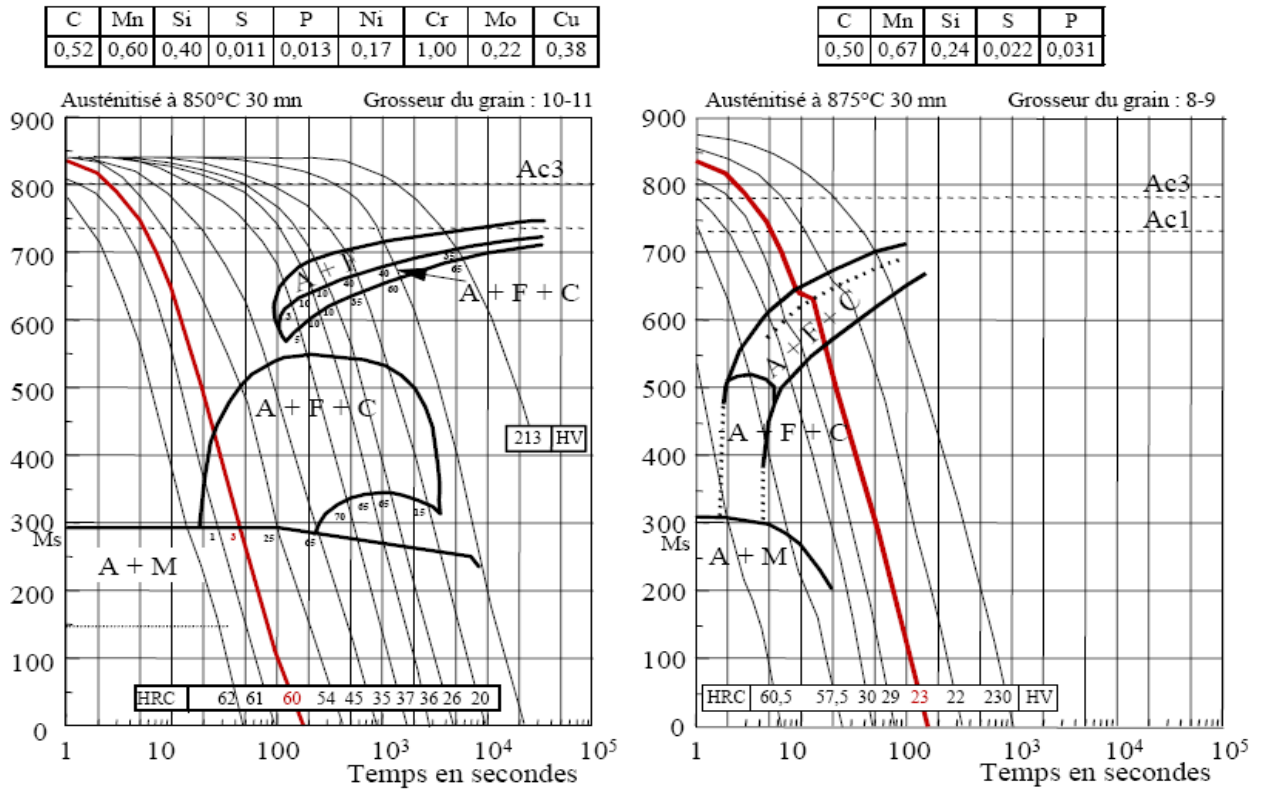


Figure II.2. Diagrammes de transformation en refroidissement continu [15]

Ces principes métallurgiques sont tout à fait généraux et s'appliquent donc aussi à la métallurgie du soudage. De ce fait, on devra examiner toute opération de soudage sous son aspect thermique aussi bien que chimique.

## II.2. Aspect thermique du soudage

Les caractéristiques mécaniques d'un acier pouvant être profondément modifiées en jouant sur le traitement thermique (Fig. II.2.) de la même façon, les cycles thermiques engendrés par l'opération de soudage vont modifier les propriétés de l'acier dans la zone affectée thermiquement et vont conditionner celles de la zone fondue.

Généralement, on caractérise le cycle thermique de soudage par le temps qui s'écoule pour passer de 800 à 500 °C ( $\Delta t_{800/500}$ ) ou de 700 à 300°C ( $\Delta t_{700/300}$ )

Ces critères ont été retenus parce qu'il caractérise les conditions de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite et doivent donc régir les transformations structurales.

Les principaux facteurs qui ont une influence sur le cycle thermique sont :

- l'énergie de soudage :  $E(J/cm) = \frac{U(V) \times I(A)}{V_s(cm/min)} \times 60$
- la forme du joint
- le procédé de soudage
- l'épaisseur du métal de base
- la température de préchauffage et la température entre passes

Divers abaques prennent en compte ces différents facteurs et permettent de prévoir le  $\Delta t_{800/500}$  pour une soudure donnée.

A partir de l'abaque IRSID par exemple (figure II.3), il est possible de déterminer avec suffisamment de précision les conditions de refroidissement de chacune des passes d'un assemblage pourvu que l'on connaisse l'énergie de soudage, le type de joint, le procédé, la ou les épaisseurs concernées, la température de préchauffage et/ou la température entre passes.

L'effet de variations des conditions opératoires sur le cycle thermique est généralement sous estimé par la plupart des « soudeurs ». Au moyen de l'abaque IRSID par exemple, on peut se rendre compte que des modifications « mineures » des paramètres électriques ou de la température entre passes peuvent modifier considérablement le cycle thermique de soudage et par voie de conséquence, les propriétés mécaniques du joint soudé (tableau II.1). De telles variations peuvent être pratiquées par un soudeur pour améliorer le mouillage ou gagner du temps lors de l'exécution d'un coupon d'homologation de petite dimension ce qui conduira à une température entre passes très supérieure à ce qu'elle sera dans la construction réelle.

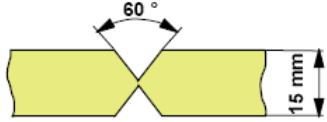
Soudage bi-passes Arc Submergé			
			
Influence de l'énergie de soudage			
1 <sup>ère</sup> passe	Exemple N° 1	Ecart	Exemple N° 2
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		660 A ; 30 V ; 40 cm/min
Energie de soudage	20,16 kJ/cm	47,3%	29,7 kJ/cm
$\Delta t_{800/500}$	11 s	263%	40 s
Influence de la température entre passes			
2 <sup>ème</sup> passe	Exemple N° 3	Ecart	Exemple N° 4
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		600 A ; 28 V ; 50 cm/min
Température	20 °C	130 °C	150 °C
Energie de soudage	20,16 kJ/cm	-	20,16 kJ/cm
$\Delta t_{800/500}$	11 s	82%	20 s

Tableau II.1. Evaluation du cycle thermique à partir de l'abaque IRSID [16]

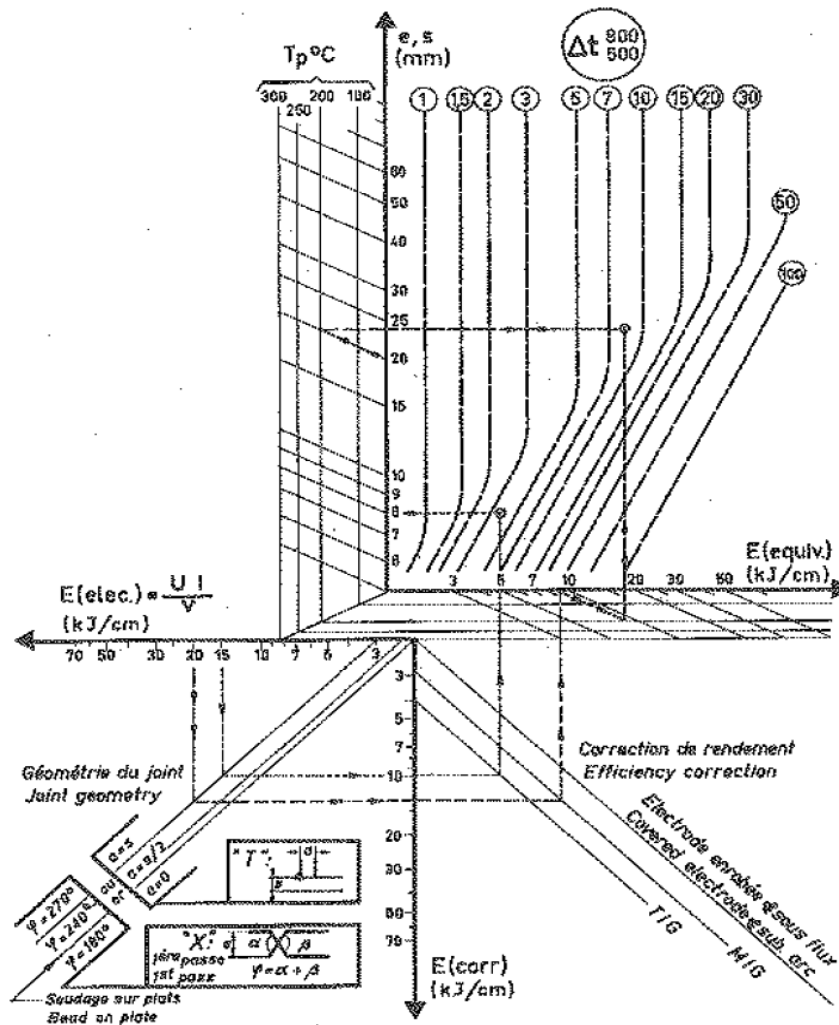
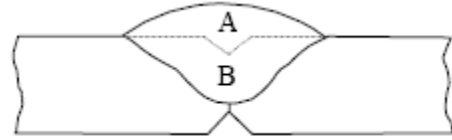


Figure II.3. Abaque IRSID [16]

### II.3. Aspect chimique

La composition chimique du métal fondu résulte du mélange du métal déposé par le produit de soudage avec le métal de base. La proportion de métal de base dans un cordon de soudure est caractérisée par le taux de dilution (figure II.4).

$$\text{Taux de dilution} = \frac{\text{Surface (B)}}{\text{Surface (A + B)}}$$



**Figure II.4.** Influence du métal de base sur la composition du métal fondu

Selon le procédé, le type de joint et la procédure de soudage, la proportion de métal de base est plus ou moins importante et dans le cas d'un joint multipasses, elle varie d'une passe à l'autre. Or, les produits de soudage sont équilibrés chimiquement pour que leurs dépôts «hors dilution» procurent les propriétés mécaniques requises dans les conditions de refroidissement correspondant aux cycles thermiques de soudage les plus classiques.

On conçoit alors que chaque fois que l'on soude un matériau qui subit des transformations de phase au refroidissement, l'analyse du métal déposé par le produit de soudage qui permet d'obtenir les mêmes propriétés mécaniques est différente de celle du métal de base car les conditions de refroidissement lors de l'élaboration de ce dernier sont très éloignées de celles qui sont associées au soudage. Ainsi, par l'effet de la dilution, le métal fondu a une analyse intermédiaire entre celle du métal déposé et celle du métal de base et cette analyse pourra varier d'une passe à l'autre dans le cas d'une soudure multipasses.

C'est la raison pour laquelle la plupart des procédures de qualification de mode opératoire de soudage imposent de vérifier les propriétés à divers niveaux dans le joint soudé et en particulier dans la zone de racine où le taux de dilution est le plus élevé et où de ce fait se rencontreront souvent les plus faibles valeurs de résilience. Malgré ces qualifications, les constructeurs ne sont pas à l'abri de surprises désagréables lors de la vérification des propriétés des assemblages sur les témoins de production s'ils ont recours à des matériaux de diverses provenances. Cela résulte du fait que la qualification du mode opératoire prend en compte la désignation normalisée du métal de base et que dans la plupart des cas, celle-ci est basée sur les propriétés mécaniques des produits. Ainsi, selon les moyens d'élaboration dont ils disposent, les divers sidérurgistes utiliseront des analyses significativement variables pour répondre à la même désignation normalisée comme le montrent les analyses de 3 aciers utilisés indifféremment chez un même constructeur (tableau II.2). S'ils sont soudés avec le même produit d'apport, ces aciers bien que tous conformes aux exigences de la norme conduiront à des analyses et des propriétés mécaniques du métal fondu très différentes dans les zones à fort taux de dilution.

%	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
NF EN 10028 : P295GH	0,08 0,20	<0,4	0,9 1,5	<0,030	<0,025	<0,030	<0,030
Acier 1	0,20	0,23	1,02	0,014	0,008	-	-
Acier 2	0,13	0,28	0,99	0,013	0,010	0,29	-
Acier 3	0,12	0,40	1,34	0,018	0,008	0,24	0,12

**Tableau II.2.** Exemples de variations analytiques d'aciers répondant à la même désignation normalisée [16].

## II.4. Influence des cycles thermiques de soudage sur les aciers

### II.4.1. La zone affectée thermiquement

Les modifications les plus importantes des propriétés de l'acier se rencontrent dans la zone à gros grains voisins de la zone de liaison. Elles concernent principalement la dureté et la résilience.

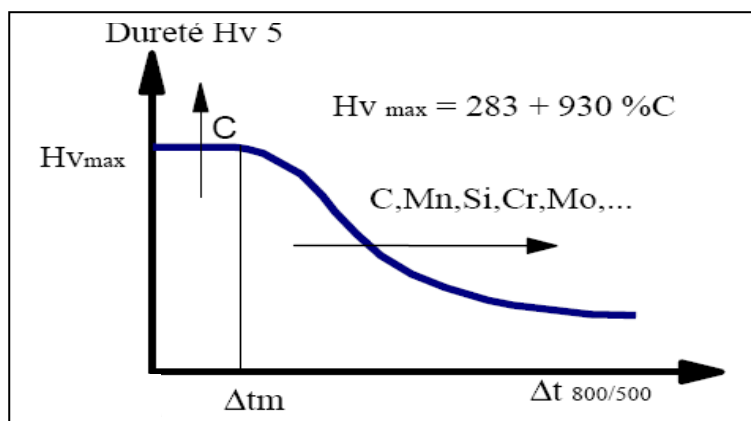
Si l'on représente l'évolution de la dureté dans cette zone en fonction du paramètre de refroidissement  $\Delta t_{800/500}$ , on obtient une courbe tout à fait comparable au résultat d'un essai Jominy (figure II.5.a) [16]:

Pour les grandes vitesses de refroidissement (faible  $\Delta t_{800/500}$ ), la structure est totalement martensitique. Dans ces conditions, la dureté est essentiellement fonction de la teneur en carbone et peut s'exprimer dans le cas des aciers de construction par :

$$Hv_{\max} = 283 + 930 \% C$$

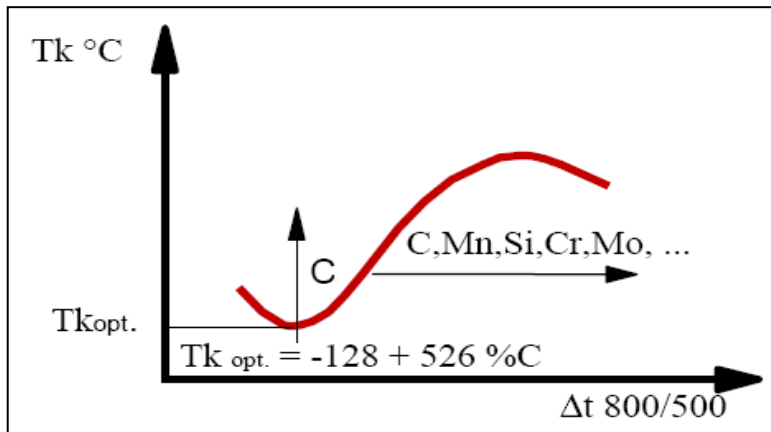
Au delà d'une certaine valeur  $\Delta t$ , la structure n'est plus totalement martensitique. De la bainite inférieure apparaît tout d'abord, puis cède la place à de la bainite granulaire pour les  $\Delta t_{800/500}$  plus long

Cette évolution de la structure de la zone à gros grain en fonction du  $\Delta t_{800/500}$  en dessous duquel la structure est totalement martensitique dépend de la trempabilité de l'acier donc de l'ensemble des éléments d'alliage.



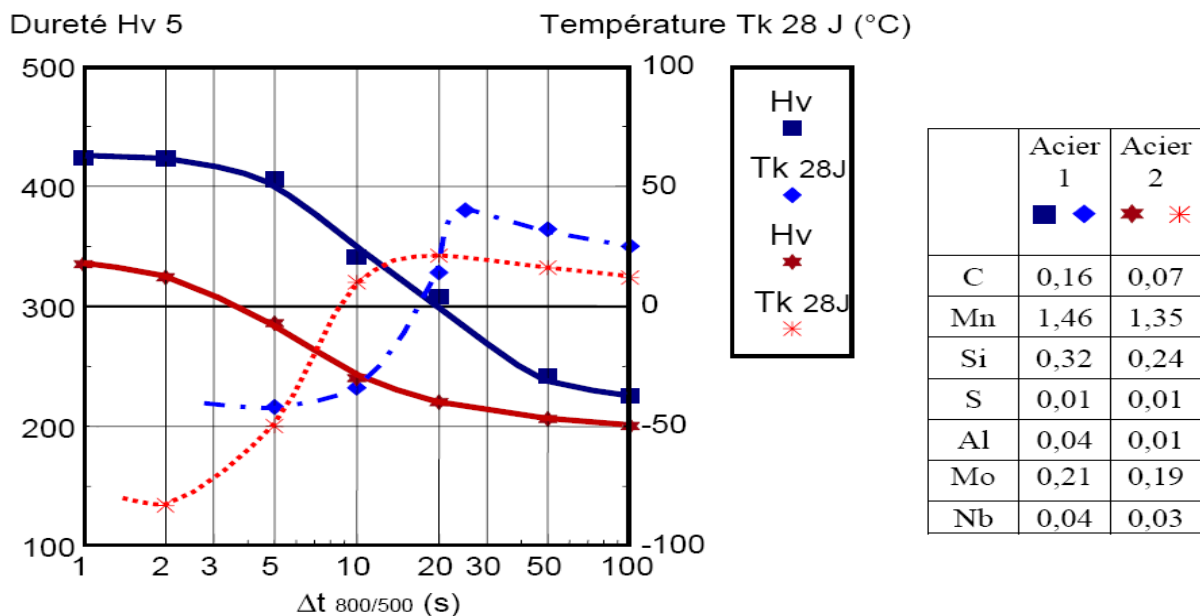
**Figure II.5.a.** Influence des éléments d'alliage sur les propriétés de la zone affectée thermiquement à gros grains [16]

La figure II.5.b représente l'évolution de la température de transition en fonction du  $\Delta t_{800/500}$  pour cette même zone à gros grains. Comme la courbe de dureté, cette courbe reflète l'évolution de la microstructure en fonction du  $\Delta t_{800/500}$ . On peut remarquer que les plus basses températures de transition, donc les meilleures valeurs de résilience correspondent à des  $\Delta t_{800/500}$  relativement courts, c'est-à-dire à une structure relativement dure. Par ailleurs, la température de transition correspondant à l'optimum ( $T_{k\text{ opt.}}$ ) est d'autant moins basse que la teneur en carbone est élevée :  $T_{k\text{ opt.}} (\text{°C}) = -128 + 526 \% C$



**Figure II.5.b.** Influence des éléments d'alliage sur les propriétés de la zone affectée thermiquement à gros grains [16]

La figure II.6 montre l'évolution simultanée de la dureté et de la température de transition de la zone à gros grains pour deux aciers particuliers. Des études effectuées, entre autres par l'IRSID, montrent que ce type de variation est tout à fait général et que les meilleures températures de transition sont obtenues pour des  $\Delta t_{800/500}$  qui engendrent des duretés sous cordon comprises entre le plateau martensitique et le point d'inflexion de la courbe  $H_v = f(\Delta t_{800/500})$ .



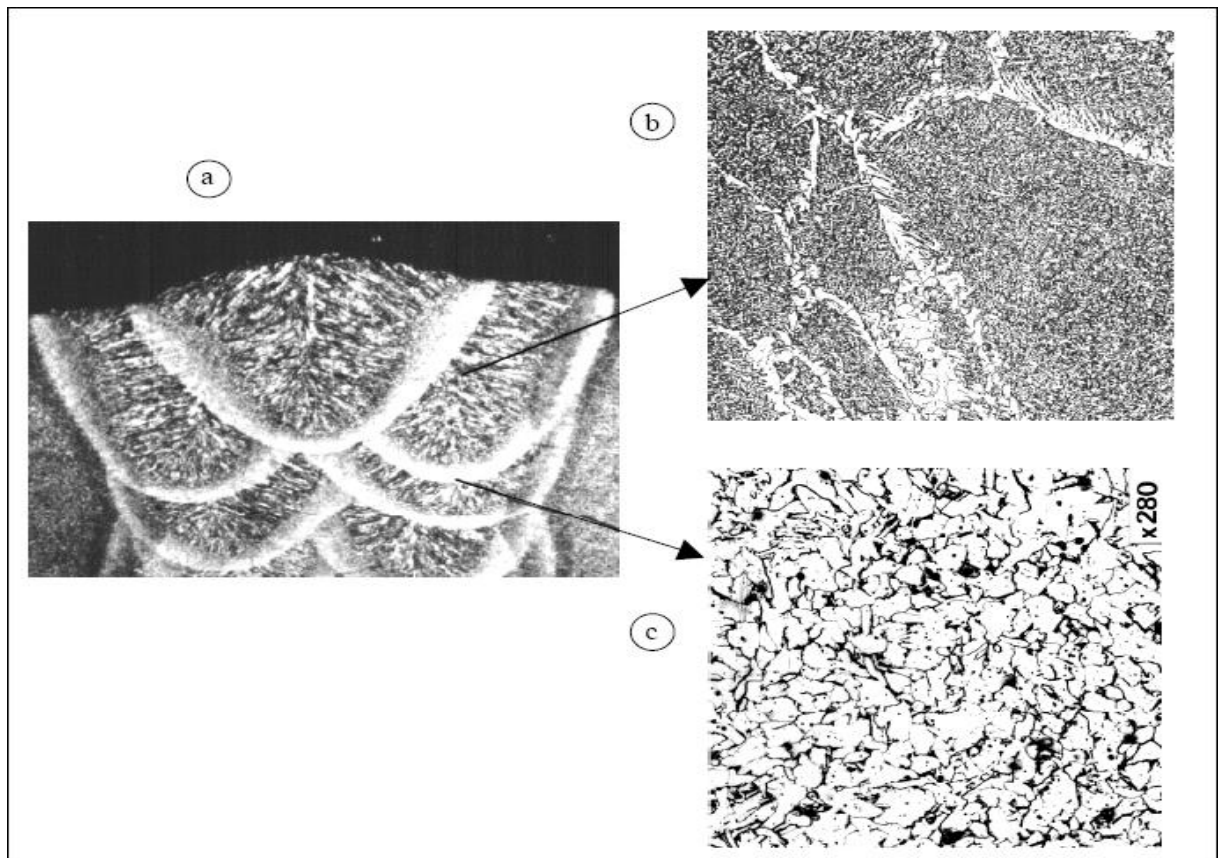
**Figure II.6.** Influence du cycle thermique sur les valeurs de dureté et de la température de transition à 28 J de la zone à gros grains de 2 aciers microalliés – résultats IRSID [16]

## II.4.2. La zone fondue

Comme dans la zone affectée thermiquement, les propriétés mécaniques du métal fondu dépendent de sa structure et de sa composition chimique.

S'il est aisé de définir une analyse chimique du métal fondu de manière à le rendre compatible avec les propriétés de traction du métal de base, il n'en est pas de même du point de vue de la ténacité.

Dans un joint multipasses, on peut toujours distinguer deux types de zones (figure II.7) : les premières ont conservé une structure brute de solidification tandis que les secondes ont été réausténitisées durant l'exécution des passes successives. Les composants microstructuraux de ces diverses zones sont en général très différents. A moins d'être en présence d'une soudure fortement alliée, les régions ré-austénitisées présentent une structure ferritique avec une faible proportion de perlite car la teneur en carbone des produits de soudage est toujours très faible.



**Figure II.7.** Soudure Arc Submergé – a) Aspect macrographique – b) Microstructure des zones brutes de solidification – c) Microstructure des zones recuites [16].

La ténacité de cette structure ferritique à grains équiaxes dépend comme toujours en métallurgie de la finesse des grains. Elle est donc fonction du cycle thermique de soudage qui conditionne le temps de séjour dans le domaine austénitique et la vitesse de refroidissement

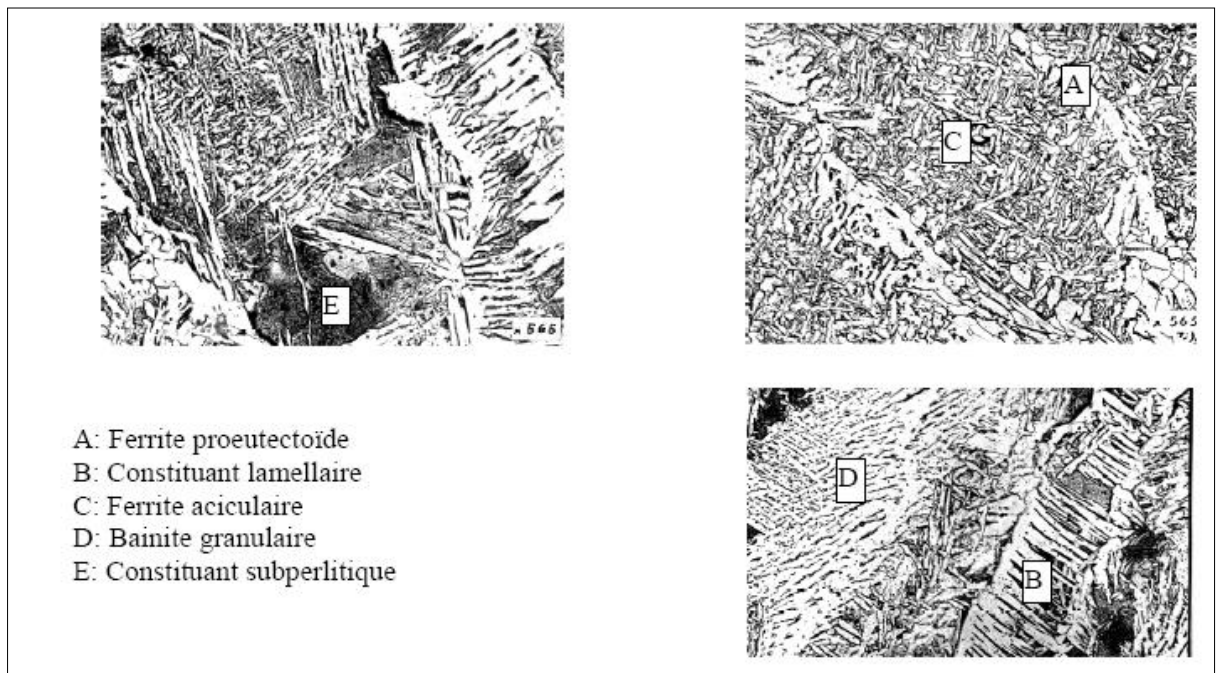
donc la température de transformation de l'austénite. Elle dépend aussi de la présence d'éléments tels que titane, niobium, vanadium, aluminium ou bore qui limitent le grossissement de grain lors de la phase de ré-austénitisation. Quoiqu'il en soit, cette structure recuite n'est généralement pas à l'origine de problème de résilience dans les joints soudés.

A l'opposé les zones "brutes de solidification" peuvent présenter des structures très différentes d'un joint à l'autre et donc des écarts considérables du point de vue de leurs caractéristiques de résilience.

La proportion des zones « brutes et recuites » dépend du procédé et des conditions de soudage. Dans le cas de soudures multipasses effectuées en TIG ou avec des électrodes enrobées de petit diamètre, la faible section des cordons fait que pratiquement l'ensemble du métal fondu présente une structure recuite. En revanche, dans les soudures obtenues au moyen du procédé Arc Submergé, les zones « brutes de solidification » ne représentent jamais moins de 50 % du métal fondu et peuvent même atteindre 90 % dans le cas de soudures bipasses recto verso.

La proportion mais surtout la position de ces 2 types de structure au fond de l'entaille des éprouvettes de résilience vont conditionner le résultat. En effet, l'énergie de rupture mesurée lors de cet essai est la somme de l'énergie nécessaire pour initier la fissure en fond d'entaille et de l'énergie pour que celle-ci se propage et conduise à la création de 2 surfaces. La fissure va s'initier sous l'impact du mouton pendule dès que la contrainte critique d'initiation qui est propre à chacune des microstructures sera atteinte dans l'une ou l'autre de celles-ci. Or la contrainte qui se développe au fond de l'entaille sous l'impact du pendule décroît depuis son centre vers les faces latérales. C'est la raison pour laquelle dans un matériau parfaitement homogène la rupture s'initie toujours au centre de l'entaille tandis que dans un matériau hétérogène, l'initiation pourra être déportée latéralement si la microstructure située au centre de l'entaille possède une contrainte critique de fissuration supérieure à celle d'une structure adjacente. Ainsi, lorsque la structure la plus fragile est déportée par rapport au centre de l'entaille, la composante « initiation » de l'énergie de rupture mesurée lors de l'essai de résilience est beaucoup plus importante que lorsque cette même structure est située au centre. Quant à l'énergie de propagation, on conçoit bien qu'elle est fonction de la proportion de chacune des microstructures et de leurs caractéristiques intrinsèques.

Les principaux microconstituants susceptibles d'exister dans les zones brutes de solidification sont représentés à la figure II.8.



**Figure II.8.** Principaux microconstituants du métal fondu brut de solidification [16]

Tous les métallurgistes savent que l'on améliore la ténacité en affinant la structure. Dans ces conditions, il est clair à la vue des micrographies de la figure II.8 que les zones brutes de solidification qui conduiront aux meilleures caractéristiques de résilience seront essentiellement formées de ferrite aciculaire.

Ce microconstituant, qui n'apparaît jamais dans les aciers, n'existe dans le métal fondu qu'en présence de certaines inclusions qui permettent la germination intragranulaire de la ferrite lors de la transformation de l'austénite [17,18]. On sait que l'existence de ces inclusions dépend de la teneur en oxygène du métal déposé mais pour qu'il y ait germination intragranulaire de ferrite, il semble nécessaire que ces inclusions complexes, qui résultent des réactions d'oxydo-réduction dans le métal en fusion et qui se trouvent piégées lors de la solidification, présentent localement en leur surface de l'oxyde  $TiO$  [19] ou un oxyde  $MnTi_2O_4$  [20]. On conçoit alors que le titane joue un rôle fondamental et c'est d'ailleurs sa variation (0,004 à 0,008%) qui explique la différence entre les structures et les valeurs de résilience des soudures. Mais on conçoit aussi qu'il ne suffit pas d'avoir un minimum de titane pour que celui-ci se retrouve sous l'une ou l'autre des formes souhaitées en surface des inclusions. Encore faut-il que la cinétique des réactions qui conduisent à la formation des inclusions permette d'atteindre ce résultat. Ainsi, en plus de la teneur en oxygène, la nature et la quantité de l'ensemble des éléments désoxydants présents dans le métal fondu vont intervenir, que ceux-ci proviennent du fil ou du métal de base [21].

La complexité de ces phénomènes fait qu'aujourd'hui encore, on ne peut à la simple lecture d'une analyse chimique de métal fondu prédire avec certitude la présence des germes nécessaires à la formation de la ferrite aciculaire. Seul l'examen métallographique permet de répondre positivement si l'on constate la présence de ce constituant.

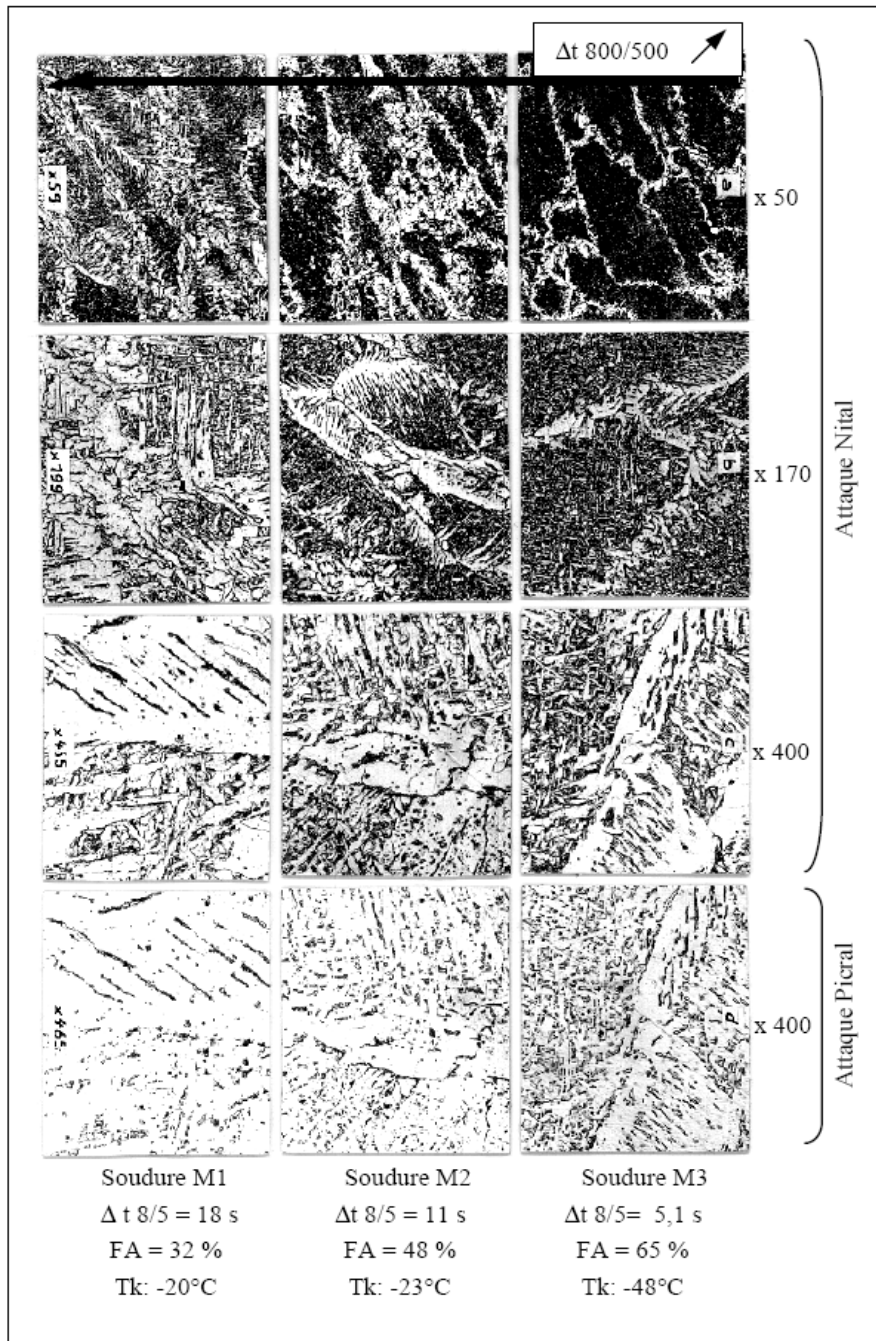
Ces inclusions particulières constituent une condition nécessaire pour obtenir une structure riche en ferrite aciculaire et de ce fait une bonne ténacité dans toutes les zones de la soudure (y compris les zones brutes de solidification). Cette condition n'est toutefois pas suffisante car la proportion de ferrite aciculaire dépend du cycle thermique de soudage et de la composition chimique du métal fondu qui détermine sa trempabilité.

#### **II.4.2.1. Influence de la vitesse de refroidissement**

En métallurgie, les diagrammes de transformations en refroidissement continu permettent d'avoir une idée précise de la structure et de la dureté d'un acier en fonction de la vitesse de refroidissement après austénitisation. Ces diagrammes sont spécifiques à chaque acier et à chaque condition d'austénitisation (grosseur du grain austénitique).

En soudage, de tels diagrammes n'existent pas et n'existeront sans doute jamais car les variations de vitesse de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite ( $\Delta t_{800/500}$  ou  $\Delta t_{700/300}$ ) s'accompagnent toujours d'une variation des conditions d'austénitisation mais il n'y a toutefois pas de relation biunivoque entre ces deux facteurs : l'augmentation de l'énergie de soudage, de la température de préchauffage, de l'épaisseur des pièces à assembler ou la mise en œuvre de procédés de soudage différents n'ont pas des conséquences similaires sur les parties supérieures (domaine austénitique) et inférieures (domaine de transformation) du cycle thermique de soudage [22].

Quoi qu'il en soit, si les inclusions nécessaires sont présentes, il a été clairement montré qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement se traduit, dans un premier temps au moins, par un accroissement de la proportion de ferrite aciculaire et s'accompagne d'une amélioration de la ténacité (figure II.9). Dans un second temps, on peut faire apparaître des structures plus trempées (bainite inférieure et/ou martensite) si la trempabilité du métal fondu est grande.



**Figure II.9.** Influence du cycle thermique sur la structure et la température de transition – Analyse du métal fondu : 0,066 %C ; 0,94 %Mn ; 0,62 %Si [22]

#### II.4.2.2. Influence des éléments d'alliage

L'ajout d'éléments d'alliage à un acier augmente sa trempabilité en retardant les transformations qui procèdent par germination et croissance et abaisse la température du début de la transformation martensitique ( $M_s$ ). Si l'on considère le diagramme TRC, cette addition a pour effet principal de décaler les courbes du diagramme vers la droite.

Il en est de même pour le métal fondu à ceci près toutefois que le ralentissement des transformations par l'addition d'éléments d'alliage semble affecter davantage les transformations « traditionnelles » que la formation de ferrite aciculaire. Cela s'explique aisément si l'on considère que pour qu'existe un domaine de transformation de l'austénite en ferrite aciculaire, il faut que soient présentes des inclusions spécifiques qui jouent le rôle de germes préexistants alors, l'addition d'éléments d'alliage ne peut avoir d'effet sur la vitesse de germination de la ferrite aciculaire mais seulement sur sa vitesse de croissance.

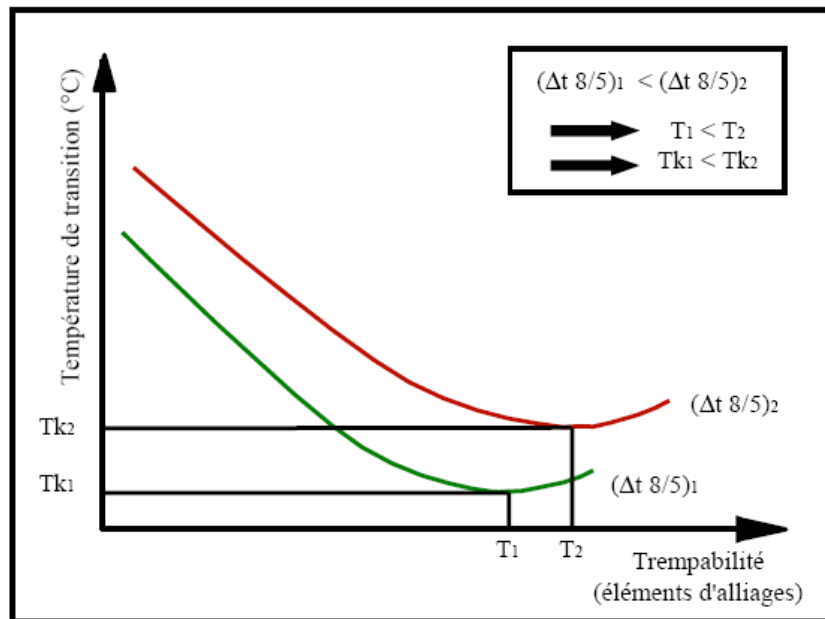
Ainsi, à vitesse de refroidissement constante, l'addition d'éléments d'alliage provoque une évolution de la microstructure similaire à celle qu'engendre l'augmentation de la vitesse de refroidissement à composition chimique constante : dans un premier temps au moins, la proportion de ferrite aciculaire augmente car les transformations qui précédaient sa formation sont fortement ralenties ; ensuite, les grains de ferrite aciculaire s'affinent puis enfin, ceux-ci sont progressivement remplacés par une part croissante de bainite inférieure et/ou de martensite.

Du point de vue des propriétés mécaniques, l'augmentation de la vitesse de refroidissement et l'addition d'éléments d'alliage ne sont cependant pas tout à fait équivalents. En effet, dans une même microstructure, la présence d'une plus grande quantité d'éléments d'alliage provoque, par effet de solution solide, un accroissement de la résistance à la rupture, de la limite d'élasticité et de la dureté mais aussi une diminution des valeurs de résilience.

On peut alors synthétiser de la façon suivante l'effet de la vitesse de refroidissement et de la composition chimique sur les caractéristiques de résilience (Figure II.10):

- Lorsque la teneur en élément d'alliage est faible (faible trempabilité), on obtient une structure brute de solidification très grossière essentiellement constituée de ferrite proeutectoïde et de constituant lamellaire. La ténacité est alors mauvaise quelle que soit la vitesse de refroidissement (température de transition élevée).
- Lorsque l'on augmente la teneur en élément d'alliage (Mn, Mo,...) et si les inclusions favorables sont présentes, la proportion de ferrite aciculaire s'accroît, ses grains deviennent de plus en plus fins et la ténacité s'améliore fortement.
- Si l'on continue à augmenter la teneur en élément d'alliage au-delà de T1 pour  $(\Delta t_{8/5})_1$  ou de T2 pour  $(\Delta t_{8/5})_2$ , on observe une détérioration des valeurs de résilience car l'effet négatif de durcissement par effet de solution solide lié à l'augmentation des éléments d'alliage devient supérieur à l'effet positif résultant de l'accroissement de la quantité et de la finesse de la ferrite aciculaire.
- la comparaison des deux courbes de la figure II.11 montre enfin qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement  $(\Delta t_{8/5})_1$  comparativement à  $(\Delta t_{8/5})_2$  améliore toujours les caractéristiques de résilience.

En l'absence des inclusions indispensables à la formation de la ferrite aciculaire, on voit apparaître à sa place de la bainite granulaire puis de la bainite inférieure. Ces variations structurales s'accompagnent aussi d'une certaine amélioration des valeurs de résilience mais elles restent bien inférieures à ce que l'on obtient en présence de ferrite aciculaire.



**Figure II.10.** Influence des éléments d'alliage et de la vitesse de refroidissement sur la température de transition du métal fondu [16]

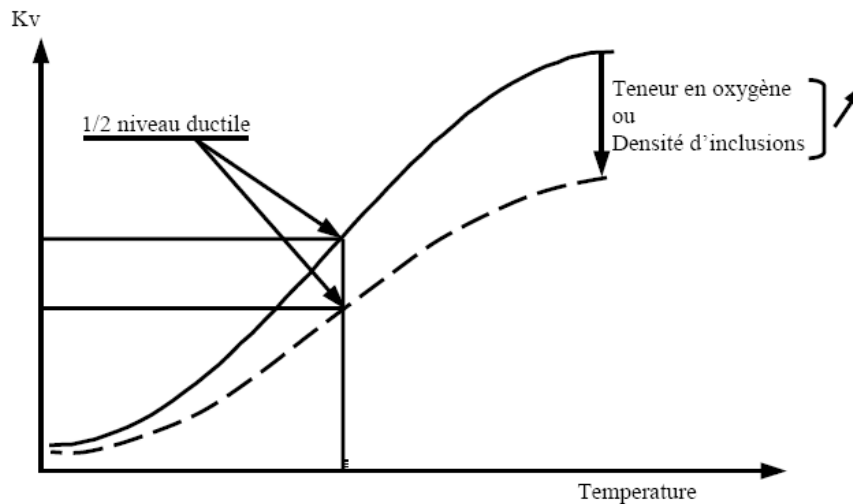
#### II.4.2.3. Influence de la teneur en oxygène

Dans les soudures d'aciers ferritiques, une teneur en oxygène minimale est nécessaire pour que la transformation de l'austénite en ferrite aciculaire puisse exister. Cette teneur minimale dépend des autres désoxydants présents et augmente en particulier avec la teneur en aluminium. Elle est de l'ordre de 250 ppm lorsque la teneur en aluminium est inférieure à 0,015% ; elle peut atteindre 350 à 400 ppm pour une teneur en aluminium de l'ordre de 0,035 à 0,040%.

C'est parce que ce minimum n'est pas atteint que l'on obtient généralement de mauvaises résiliences à basse température dans les soudures d'aciers ferritiques effectuées au moyen des procédés à haute densité d'énergie tels que plasma, faisceau d'électron et laser. La teneur en oxygène donne aussi une certaine image du taux inclusionnaire et ce taux a une incidence directe sur l'énergie de rupture ductile : toute chose étant égale par ailleurs, un accroissement du taux inclusionnaire engendre une diminution de l'énergie de rupture ductile (Figure II.11).

Il existe donc un optimum en oxygène pour les soudures d'aciers ferritiques lorsque les caractéristiques de traction recherchées sont accessibles à une structure de ferrite aciculaire (< 650 ou 700 MPa) car c'est ainsi que l'on obtiendra le meilleur compromis

traction / ténacité. Au delà, on devra recourir à des structures de bainite inférieure ou de martensite et chercher à réduire autant que possible la teneur en oxygène de manière à minimiser le taux inclusionnaire. C'est naturellement aussi le cas des soudures d'aciers inoxydables austénitiques ou plus généralement des matériaux cubique à faces centrées qui ne présentent pas de transition ductile / fragile.



**Figure II.11.** Influence de la teneur en oxygène sur la courbe de transition Charpy-V [16].

#### II.4.2.4. Influence de l'azote, du niobium et du vanadium

Dans les aciers ferritiques, l'azote peut être associé à 3 phénomènes métallurgiques :

- L'effet de solution solide : les atomes d'azote en position interstitielle dans le réseau cubique centré du fer engendrent des distorsions importantes du réseau cristallin ce qui provoque une augmentation des caractéristiques de traction et de dureté associée à une diminution de la ténacité. C'est à ces atomes d'azote libre que l'on attribue généralement l'effet le plus néfaste.
- L'effet de durcissement par précipitation : ce durcissement résulte d'une précipitation cohérente de nitrures ou carbonitrures d'éléments ayant une forte affinité pour l'azote (en particulier niobium et vanadium). Cette précipitation se produit essentiellement dans le domaine de température 400-650°C.
- l'effet de vieillissement : Il provient de la diffusion des atomes d'azote en solution solide interstitielle vers les défauts cristallins ce qui limite fortement les possibilités de déplacement des dislocations. On observe alors une augmentation de la limite d'élasticité tandis que la résilience s'abaisse. Ce phénomène ne se manifeste véritablement qu'aux basses températures (ambiante / 250°C).

Dans les soudures de ces aciers, on observe un effet négatif de l'augmentation de la teneur en azote sur la résilience dans toutes les zones des soudures multipasses c'est à dire aussi bien dans la dernière passe qui présente une structure brute de solidification riche en ferrite aciculaire que dans les zones réausténitisées ayant une structure ferritique équiaxe à grains fins ou encore dans les zones à structure brute de solidification mais ayant été réchauffées en dessous de  $A_{c1}$  lors de l'exécution des passes ultérieures [23]. Dans ces dernières zones, la remontée de la température de transition avec la teneur en azote est plus marquée lorsque la soudure contient une faible quantité de niobium et plus encore quand il s'agit de vanadium.

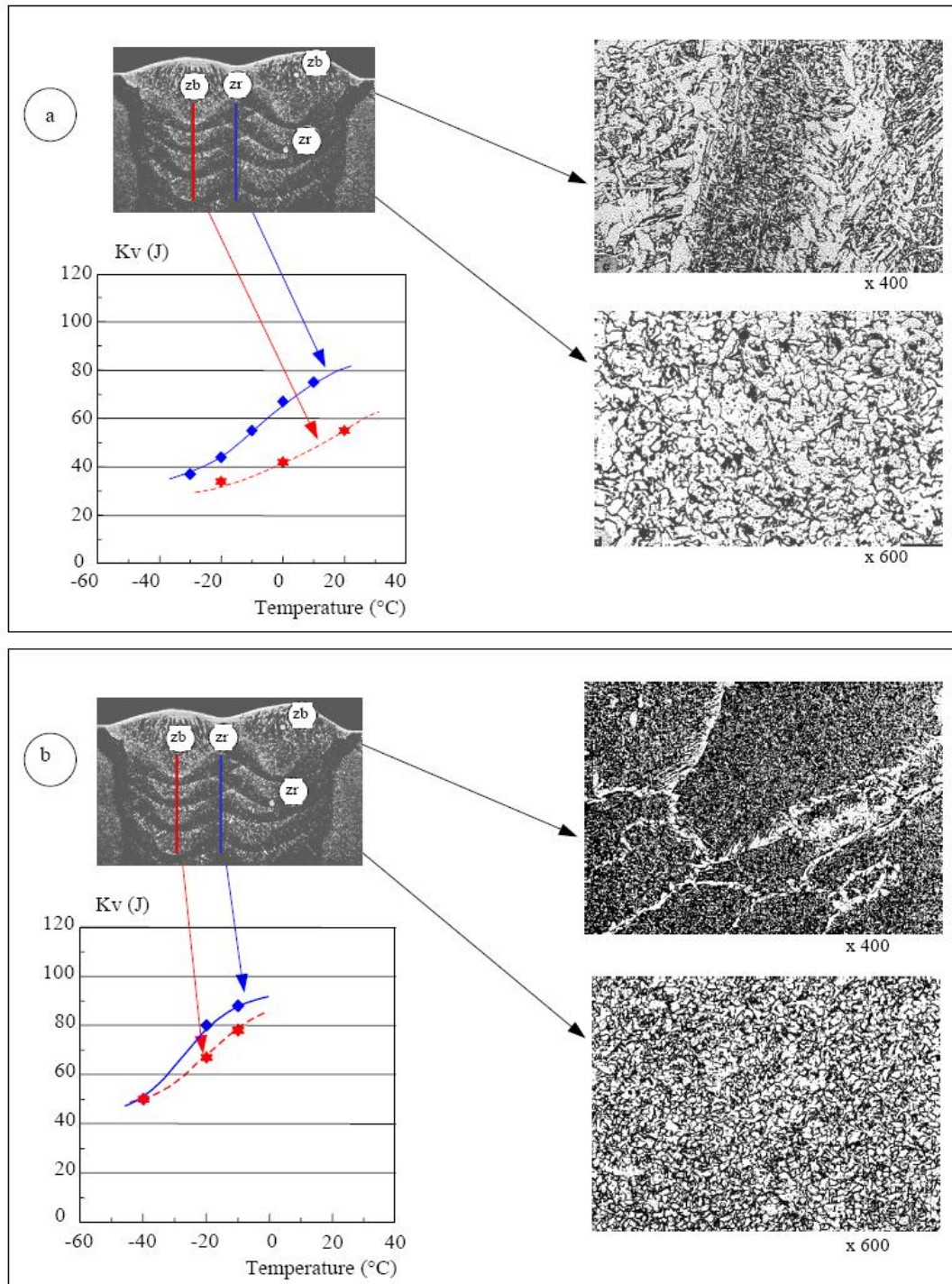
Niobium et vanadium sont très rarement ajoutés volontairement dans les produits de soudage mais ils sont nécessaires à l'élaboration des aciers TMCP (Thermal-Mechanical Controlled Processing) et se rencontrent aussi dans certains aciers Trempé-Revenu. Par l'effet de la dilution, on en retrouvera dans le métal fondu et tout particulièrement dans les passes de racine où ils provoqueront une diminution des valeurs de résilience d'autant plus importante que la teneur en azote est élevée. Cette fragilisation sera encore plus marquée si l'assemblage doit subir un traitement de détensionnement après soudage car celui-ci va permettre aux carbonitrides de niobium et aux nitrures de vanadium de précipiter plus complètement.

#### **II.4.2.5. L'effet Titane / Bore**

Cet effet résulte de ce que la présence d'une très faible quantité de bore (typiquement 20 à 60 ppm) permet de retarder considérablement l'apparition de ferrite proeutectoïde aux joints de grains austénitiques lors du refroidissement du cordon de soudure. De ce fait, la transformation de l'austénite peut se produire essentiellement par germination intragranulaire de ferrite aciculaire sur les inclusions pourvu que celles-ci possèdent les caractéristiques requises et présentent donc en surface des zones d'oxyde de titane. Lorsque l'ensemble de l'analyse chimique du métal fondu est bien équilibrée en manganèse et éventuellement nickel de manière à ce que sa trempabilité soit optimale pour le cycle thermique subit par la soudure, le réseau de ferrite proeutectoïde se réduit à un fin liseré, le reste de l'austénite se transformant en ferrite aciculaire. S'il est de plus possible de recourir à une addition de molybdène, ce qui est le cas lorsque l'on recherche une limite d'élasticité supérieure à 550 ou 600 MPa, on obtient alors un effet synergique bore – molybdène qui permet de supprimer totalement le réseau de ferrite proeutectoïde et d'obtenir une structure uniquement composée de ferrite aciculaire dont les caractéristiques de ténacité sont remarquables. A noter enfin que l'action du titane et du bore ne se limite pas à l'augmentation de la proportion de ferrite aciculaire dans les zones à structure brute de solidification, elle provoque aussi un affinement des grains de ferrite dans les zones réausténitisées (figure II.12).

Le recours à l'effet titane – bore permet donc une amélioration notable des valeurs de résilience dans toutes les zones de la soudure et une meilleure homogénéité des propriétés de ces diverses zones toutefois ces résultats intéressants ne sont obtenus que si la teneur en azote

est basse et parfaitement maîtrisée. C'est la raison pour laquelle cet effet a tout d'abord été mis en œuvre dans les produits d'apport pour la fabrication des gros tubes soudés en 2 passes à l'arc submergé multiélectrodes. Il a ensuite été utilisé dans les fils fourrés rutiles et a permis à ceux-ci de s'imposer en satisfaisant aux spécifications métallurgiques les plus sévères. En revanche, il n'est pas utilisé dans les électrodes enrobées car ce procédé ne permet pas un contrôle suffisant de la teneur en azote du métal déposé.



**Figure II.12.** a) Fil fourré rutile sans effet Ti-B b) même formule avec addition de bore. Entailles des résiliences positionnées dans l'axe des passes (zb) et dans l'axe du moule (zr) [16]

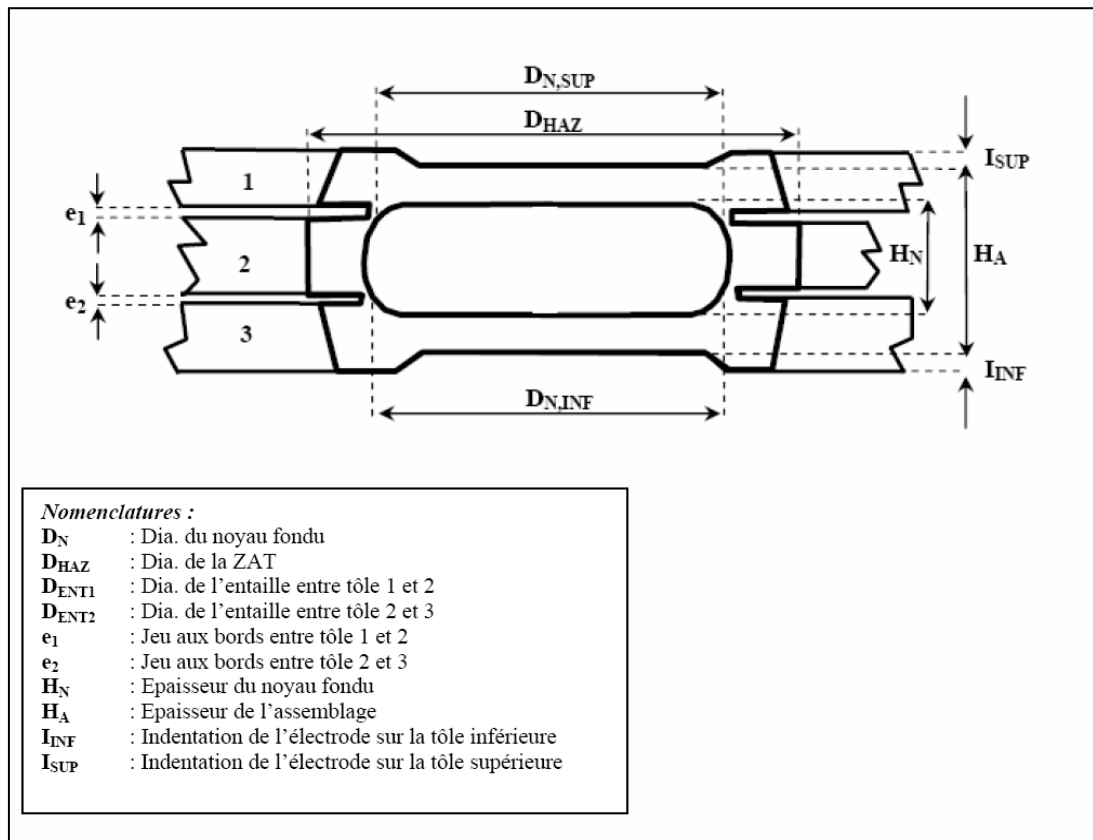
## II.5. La microstructure d'un point soudé par point

La géométrie d'un point est définie en trois zones métallurgiquement distinctes :

- Le noyau fondu
- La zone affectée thermiquement (ZAT)
- Le métal de base

La géométrie d'un point soudé sur la figure II.13 présente trois particularités quel que soit type d'assemblage. Il s'agit de la discontinuité de l'assemblage, une entaille concentrant les contraintes en cas de sollicitation mécanique, et l'indentation d'électrode des surfaces externes de l'assemblage.

Généralement, la taille du noyau est symétrique par rapport à son plan de section s'il s'agit d'un celui d'un assemblage homogène. Le noyau dissymétrique est également envisagé dans le cas de l'assemblage hétérogène ou d'un mauvais alignement entre l'axe vertical d'électrodes. Qualitativement, la tenue mécanique d'un point dépend du diamètre du noyau. Plus la taille est importante, plus la tenue en mécanique est élevée. Le critère de soudabilité est donc défini en basant sur la recherche de l'intensité de soudage nécessaire afin d'engendrer le diamètre du noyau minimal et maximal.



**Figure II.13.** Différentes zones métallurgiques et la géométrie d'un point soudé en cas d'un assemblage de trois tôles

### II.5.1. Transformation des Microstructures dans la ZAT:

Dans le soudage par point, la soudure comporte donc la zone fondue et la zone de métal de base affectée par la chaleur. Les températures maximales et les gradients thermiques diminuent en fonction de la distance du centre de soudure.

Par conséquent, plusieurs zones dans la ZAT avec différentes microstructures se trouvent entre ligne de fusion et le métal de base. Ces zones sont caractérisées par  $T_{\max}$  locale qui est entre  $T_{\text{Fusion}}$  et  $A_{C1}$  [24].

Les différentes zones dans la soudure, (Fig. II.14), peut être distinguées comme:

- La zone fondue à structure basaltique, (grains allongés perpendiculairement à la ligne de fusion)
- La zone pâteuse dans laquelle la transition liquide/solide (ou ligne de fusion)
- la zone affectée thermiquement (ZAT) : Dans cette zone, les modifications se produisent à l'état solide et dépendent de la distance à la zone fondue et le refroidissement caractéristique du procédé de soudage, (i.e.  $\Delta t_{8/5}$ )

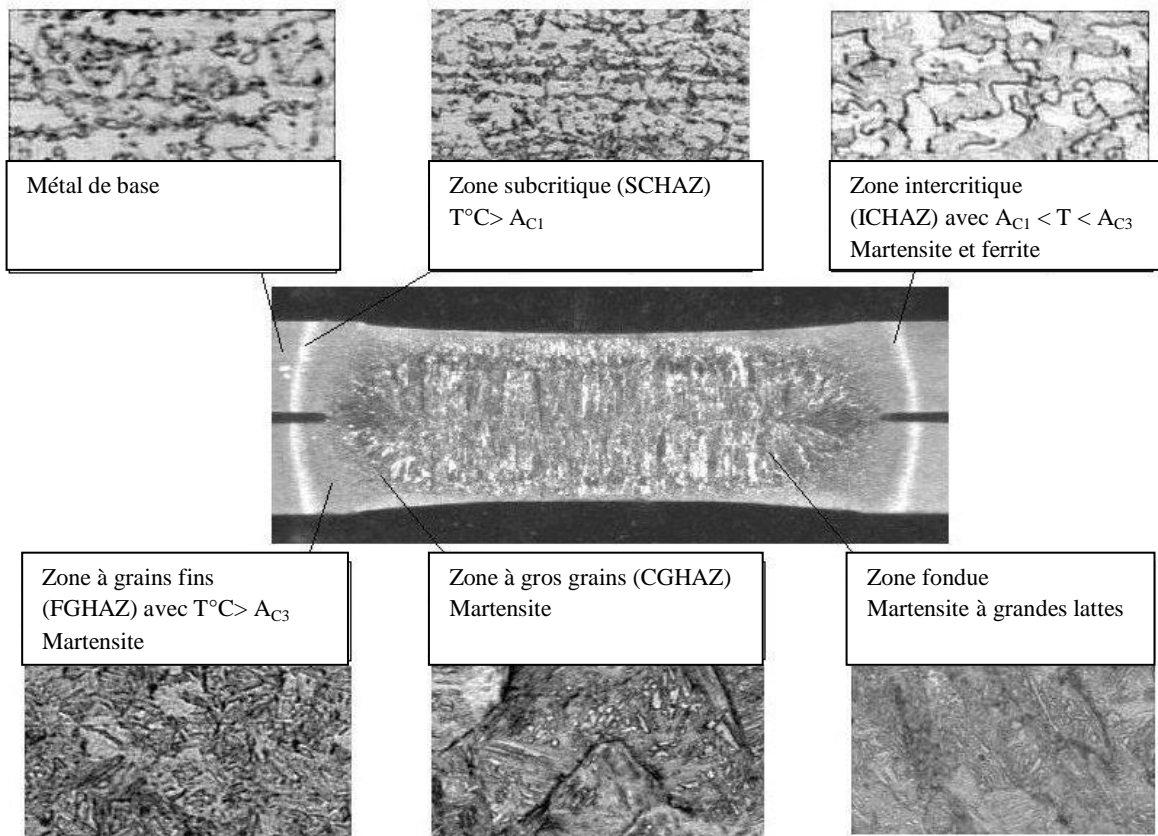
La ZAT est généralement subdivisée en quatre régions métallurgiquement équivalentes montrées sur la Fig.II.14 et déterminées par des isothermes caractéristiques :

- La zone de à gros grains (Coarse Grained Heat Affected Zone-CGHZ) : La température maximale atteinte est élevée ce qui entraîne un grossissement du grain austénitique.
- La zone à grains fins (Fine Grained Heat Affected Zone-FGHAZ) : Cette zone subit un passage très bref dans le domaine austénitique ( $T_P > A_{C3}$ , où  $T_P$  est la température locale)
- La zone intercritique (Inter-Critical Heat Affected Zone-ICHAZ) : La température maximale atteinte est comprise entre les points de transformation  $A_{C1}$  et  $A_{C3}$ , ( $A_{C1} < T_P < A_{C3}$ ), ce qui entraîne une austénitisation partielle.
- La zone subcritique (Sub-Critical Heat Affected Zone-SCHAZ) : La température maximale atteinte est inférieure à  $A_{C1}$ , ( $T_P < A_{C1}$ ). Le métal ne subit qu'un revenu (restauration, précipitation...).

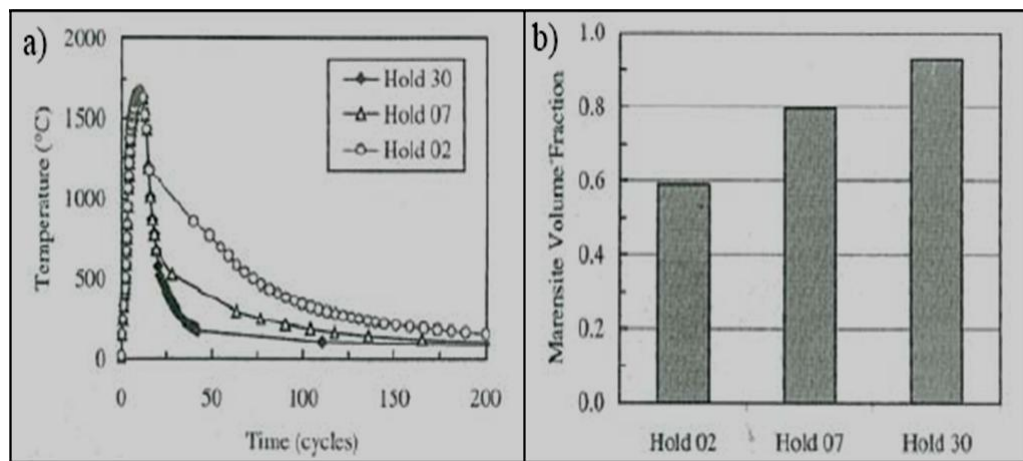
Les zones les plus critiques sont la zone pâteuse et la zone à gros grains dans lesquelles la résistance mécanique et la ductilité se réduisent si elles sont exposées à une fissure. Plusieurs techniques pour améliorer les caractéristiques et les microstructures de la ZAT, comme le traitement thermique ou le contrôle de la vitesse de refroidissement sont parfois nécessaires, (Fig. II.15).

Pour le procédé de soudage par point, on effectue souvent le traitement thermique par une modification des paramètres de soudage comme le soudage pulsé, (e.g. une modification

de l'intensité comme « slopeup/ slope-down procedure»), ou une modification de la durée de phase de maintien [25]. Ces techniques sont largement répandues, en particulière pour le soudage d'acier très haute résistance mécanique [26].



**Figure II.14.** Représentation schématique des variations microstructurales typiques se produisant dans la zone affectée thermiquement-« ZAT » [24]



**Figure II.15.** Amélioration des microstructures et caractéristiques de la soudure par une variation du temps de maintien, a) Cycles thermiques obtenus par la variation du temps de maintien, et b) Fraction volumique de phase martensitique dans le noyau en fonction de la croissante de la durée du temps de maintien [27]

**Chapitre III:** Les principaux défauts de soudage

III.1. Introduction

III.2. La fissuration à chaud

III.3. La fissuration à froid

III.4. La fissuration au réchauffage

### III.1. Introduction

Nous n'aborderons pas ici les défauts ayant une origine purement opératoire tels que caniveaux, manque de pénétration, collage ... ; nous envisagerons uniquement les défauts internes que sont les fissures à chaud, les fissures à froid, les fissures au réchauffage et les porosités

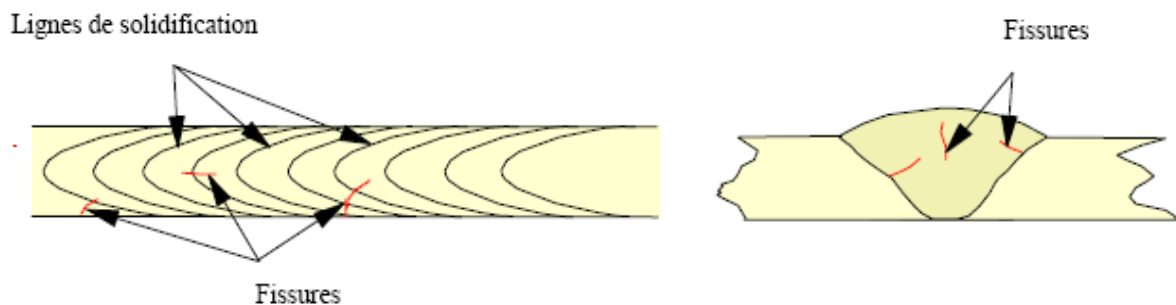
Nous nous attacherons à expliciter les critères qui permettent de les identifier et à montrer les mécanismes de formation afin d'en déduire les précautions à prendre pour les éviter ou les remèdes à apporter lorsque les problèmes apparaissent.

### III.2. La fissuration à chaud

Sous ce vocable nous regroupons les fissures de solidification, les fissures de liquation et les fissures résultant d'un manque de ductilité à haute température.

#### III.2.1. Les fissures de solidification

Elles apparaissent en fin de solidification. Elles peuvent être internes ou déboucher en surface mais elles sont toujours localisées dans les espaces inter-dendritiques et suivent donc les directions de solidification (figure III.1). De ce fait, elles sont en tous points perpendiculaires aux isothermes. Comme elles se forment à haute température, elles sont oxydées au contact de l'air lorsqu'elles débouchent en surface. Enfin elles sont toujours larges du fait de la contraction du métal environnant durant le refroidissement [28].



**Figure III.1.** Localisations des fissures de solidification [28]

Les facteurs ayant une influence sur la fissuration à chaud sont pour une part tributaire de l'analyse du métal fondu et pour une autre part, de la procédure de soudage (tableau 2.1).

Facteurs liés au matériau	Facteurs liés au processus opératoire et au procédé de soudage
Grand intervalle de solidification	Certaines formes de cordon (surface concave, rapport Largeur / Profondeur < 0,7)
Composés à bas point de fusion	Grande vitesse de soudage
Métal de base à haute limite d'élasticité	Bridage intense

**Tableau III.1.** Facteurs favorisant la fissuration à la solidification.

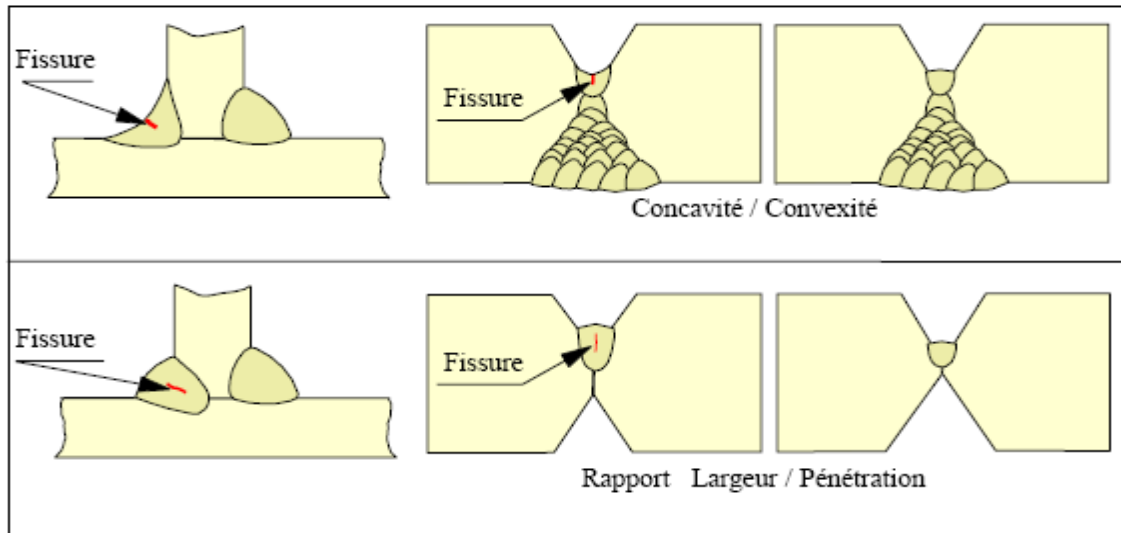
Un grand intervalle de solidification, la présence de composés à bas point de fusion, font que les phases solide et liquide vont coexister dans un grand domaine de température. Durant le refroidissement dans ce domaine, le liquide se transforme en solide en se contractant (variation de volume à la solidification) tandis que le solide déjà formé se contracte selon son propre coefficient de dilatation. On comprend alors que plus l'intervalle de solidification est grand, plus on a de risque d'avoir un manque de matière en fin de solidification et qu'une fissure apparaisse dans les zones qui se solidifient en dernier c'est à dire dans les espaces interdendritiques.

L'influence de la limite d'élasticité du métal de base et du bridage des pièces à assembler est d'une autre nature. Lorsque la zone fondue refroidit, elle se contracte si bien que des contraintes vont se développer si le retrait ne peut pas se faire librement. Ces contraintes de retrait vont s'appliquer sur le métal fondu en cours de refroidissement, l'obligeant à se déformer ce qu'il pourra ou non supporter. Elles seront d'autant plus grandes que le bridage interne ou externe sera important et limitera ainsi les déformations de l'assemblage.

Bien que souvent sous-estimée, la forme des cordons de soudure et la vitesse de soudage ont une influence capitale. La zone qui se solidifie en dernier concentre les impuretés du fait de leur rejet dans la phase liquide lors de la solidification. Cela la rend chimiquement plus sensible au risque de fissuration et, lorsque la soudure a une surface concave, cette zone est aussi celle de plus faible section si bien que les contraintes résultant du retrait pourront plus facilement engendrer la fissuration que lorsque la surface est convexe (Figure III.2). De même, lorsqu'un cordon est très fortement pénétré (rapport Largeur / Pénétration faible), ses bords latéraux sont sensiblement parallèles si bien que la phase finale de la solidification concerne toute sa hauteur (colonne centrale) ; au contraire, lorsque la forme est triangulaire, la solidification se termine en surface du cordon ce qui réduit les risques de fissuration. Enfin, une réduction de la vitesse de soudage et donc de solidification permet plus facilement au liquide encore présent de venir combler les vides créés entre les espaces interdendritiques par la diminution de volume lié au passage Liquide – Solide ; ainsi, les risques d'apparition de fissures s'en trouvent réduits [28].

Ces considérations sont générales et s'appliquent donc à tous les types de matériaux, mais énoncer qu'un grand intervalle de solidification ou la présence de composés à bas point de fusion aggravent le risque de fissuration n'est pas en pratique d'une très grande utilité pour l'ingénieur soudeur qui doit mettre en œuvre des matériaux pour lesquels il ne connaît

généralement pas ces caractéristiques. Il est pour lui plus intéressant de pouvoir appréhender les risques à partir de l'analyse chimique.



**Figure III.2.** Influence de la forme des cordons sur la fissuration à la solidification [28]

Dans le cas des aciers doux et faiblement alliés, Bailey [28] a déduit d'un plan d'expérience factoriel le paramètre « UCS » (Units of Crack Susceptibility) qui caractérise la susceptibilité à la formation de fissures de solidification en soudage à l'arc submergé à partir de l'analyse du métal fondu :

$$UCS = 230C^* + 190S + 75P + 45 Nb - 12,3Si - 5,4Mn - 1$$

Avec  $C^* = 0,08$  si  $C < 0,08$  et  $C^* = C$  si  $C = 0,08$

Il indique comme domaine de validité : C < 0,23 % ; S 0,010-0,050 % ; P 0,010-0,045 % ; Si 0,15-0,65 % ; Mn 0,45-1,6 % ; Nb < 0,07 % ; Ni < 1 % ; Cr < 0,5 % ; Mo < 0,4 % ; V < 0,07 % ; Cu < 0,3 % ; Ti < 0,02 % ; Al < 0,03 % ; B < 0,002 % ; Pb < 0,01 % ; Co < 0,03 %. Ultérieurement [29], il a précisé qu'une augmentation du chrome, du molybdène ou du vanadium au delà du domaine de validité réduit le risque de fissuration à la solidification tandis qu'une augmentation du nickel et du bore a un effet négatif mais il indique aussi que l'influence néfaste du bore n'a été démontrée que pour des valeurs supérieures à 0,01 %. Dans ce même document, il considère enfin que le risque de fissuration est infime lorsque le paramètre UCS est inférieur à 10 et très grand lorsqu'il est supérieur à 30, la valeur 20 correspondant au seuil d'apparition des fissures lors de l'exécution des soudures en angle de la première publication.

A partir de cette formule, on voit que le carbone n'a pas d'effet jusqu'à 0,08 % mais se révèle être l'élément le plus néfaste au delà de cette valeur c'est-à-dire à partir du moment où la solidification fait intervenir la réaction péritectique. Cela est en général interprété par le fait

que la solubilité du soufre et celle du phosphore sont beaucoup plus faibles dans l'austénite que dans la ferrite si bien que l'apparition de la réaction péritectique se traduit par une augmentation de la ségrégation de ces éléments et favorise la formation de films interdendritiques à bas point de fusion donc le risque de fissuration.

Les coefficients des éléments qui interviennent dans ce paramètre UCS sont relatifs à des soudures à l'arc submergé. Ils ne peuvent être généralisés aux autres procédés, en particulier parce que les autres facteurs qui ont une influence sur la fissuration (géométrie des cordons, vitesse de soudage) diffèrent profondément d'un procédé de soudage à un autre. Néanmoins, les éléments chimiques ayant des effets négatifs ou positifs restent les mêmes. Face à un problème de fissuration à la solidification dans une soudure d'acier C-Mn ou faiblement allié, on aura donc toujours intérêt à réduire la teneur en éléments C, S, P et Nb et à augmenter Mn et Si dans le métal fondu. Un choix judicieux du produit d'apport peut contribuer à augmenter Mn et Si mais sera sans effet sur les éléments nocifs car ces éléments ne varient pas significativement dans les produits de soudage. En pratique, si leurs teneurs sont à un niveau inacceptable dans le métal fondu, c'est qu'ils proviennent de la dilution du métal de base. On devra alors mettre en œuvre une procédure de soudage qui permet de minimiser la dilution et dans les cas extrêmes, recourir à un beurrage préalable des faces à assembler.

Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, le risque de fissuration à la solidification est intimement lié aux phases en présence à ce moment. En effet, selon leur composition chimique, les soudures d'aciers inoxydables austénitiques peuvent solidifier totalement en austénite ou en austénite primaire puis ferrite ou encore en ferrite primaire puis austénite ou enfin totalement en ferrite. Or, nous avons déjà vu que la solubilité des impuretés telles que soufre et phosphore était beaucoup plus grande dans la ferrite que dans l'austénite et que la ségrégation de ces éléments pouvait conduire à la formation de films interdendritiques à bas point de fusion. Si l'on considère les résultats des nombreuses études portant sur la sensibilité à la fissuration des aciers inoxydables austénitiques et que l'on classe ceux-ci par rapport au mode de solidification [30], on observe une résistance croissante en passant du mode purement austénitique au mode austénite primaire puis au mode totalement ferritique et enfin au mode ferrite primaire, la plus grande résistance du mode ferrite primaire par rapport au mode totalement ferritique résultant probablement de ce que la solidification mixte ferrite + austénite engendre une plus grande longueur d'interfaces et de ce fait, minimise les ségrégations.

Il existe de nombreux diagrammes destinés à prédire la structure du métal déposé en fonction de la teneur en éléments alphagènes (Chrome équivalent) et en éléments gammagènes (Nickel équivalent), le premier et le plus connu d'entre eux étant celui établi par Schaeffler il y a plus de 50 ans [31]. Cependant, la plupart de ces diagrammes indiquent la structure du métal brut de soudage après refroidissement jusqu'à la température ambiante et cette structure peut être fort différente de celle qui existait au moment de la solidification car

au cours du refroidissement, il y a généralement régression de la ferrite qui se transforme en austénite. Suutala [32] a proposé un diagramme pour la prévision du mode de solidification dans lequel il distingue les domaines de solidification en austénite primaire et en ferrite primaire mais à notre avis, le plus riche d'informations et le mieux adapté aux aciers d'aujourd'hui est le diagramme WRC 92 (Fig. III.3) car il délimite les zones correspondant aux 4 modes de solidification et donne aussi, exprimée en terme de « Ferrite Number », la teneur en ferrite après refroidissement.

A partir de ce diagramme il est donc possible d'évaluer la sensibilité à la fissuration d'une soudure en fonction de la position du point représentatif de son analyse dans les domaines A, AF, FA ou F ; cette analyse pouvant être le résultat d'une mesure ou d'une évaluation à partir de l'analyse du métal de base, de celle du métal déposé et du taux de dilution estimé. On peut aussi évaluer le risque en mesurant sur une soudure type représentative des joints à réaliser le « nombre de ferrite » avec un appareil type « feritscope MP30 » puisque l'on voit sur ce diagramme qu'un « nombre de ferrite » supérieur à 4 correspond dans la plupart des cas à des soudures solidifiant dans le domaine FA (le plus résistant) ou F. Si le point représentatif se situe dans une zone à risque (A ou AF, ou FN<4), on aura tout intérêt, à moins que les spécifications l'interdisent, à modifier le choix du produit d'apport ou la procédure de soudage (taux de dilution) de manière à rejoindre les domaines FA ou F. Enfin, pour les cas où cela s'avère impossible, il faudra s'astreindre à soigner les formes de cordon, minimiser le bridage et utiliser une faible vitesse de soudage comme nous l'avons indiqué auparavant.

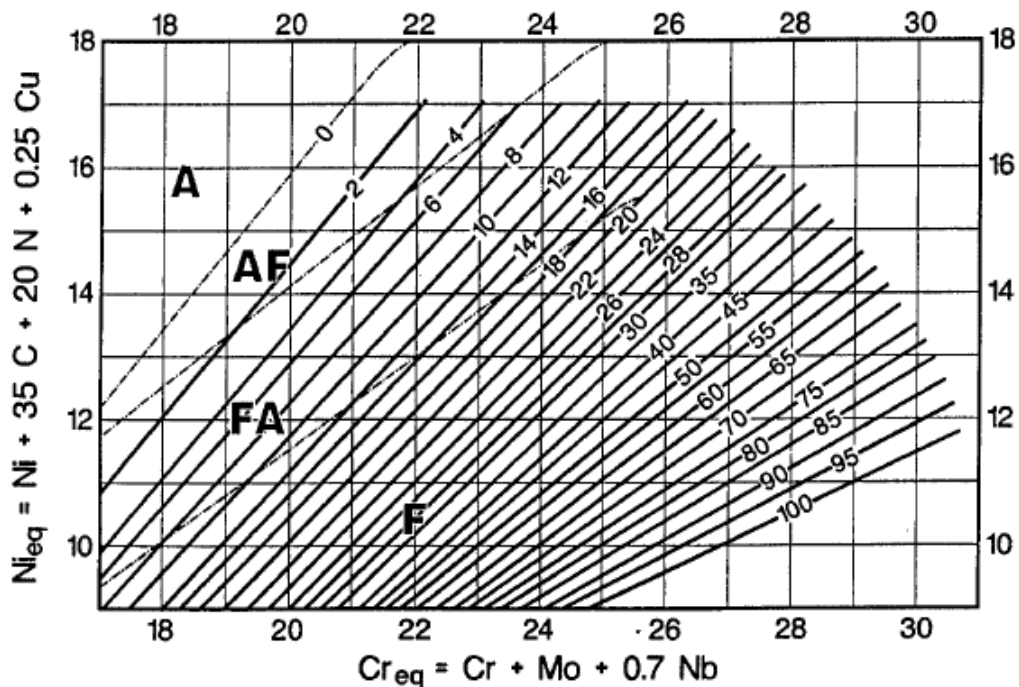


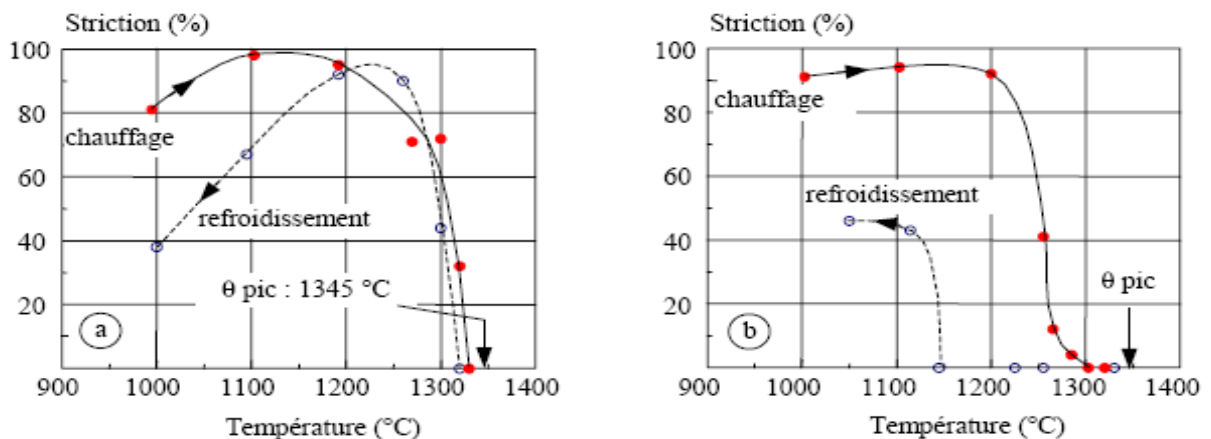
Figure III.3. Diagramme WRC 92 [33]

### III.2.2. Les fissures de liquation

Les fissures de liquation se rencontrent principalement dans la zone affectée thermiquement du métal de base au voisinage de la zone de liaison. Elles peuvent aussi survenir dans le métal fondu lors de la ré-affectation thermique par une passe ultérieure mais alors, elles se prolongent généralement sous forme de fissure de solidification dans la passe en cours d'exécution. Elles sont localisées dans la partie de la ZAT portée à des températures comprises dans l'intervalle de solidification du matériau, intervalle qui sera d'autant plus grand que le matériau comporte à l'origine des microségrégations d'éléments qui favorisent la formation de constituants à bas point de fusion. Sous l'effet du retrait associé au refroidissement, ces zones de fusions partielles auront d'autant plus de chance de donner naissance à des fissures qu'elles s'étendent profondément à l'intérieur de la ZAT. C'est ce type de mécanisme que l'on rencontre fréquemment lors du soudage des produits moulés ; il est très voisin du mécanisme de formation des fissures de solidification dans le métal fondu.

Une autre cause d'apparition de fissures de liquation peut être la formation d'un eutectique autour d'une phase en cours de dissolution dans la matrice. Cela peut se produire lorsqu'une phase thermodynamiquement stable à la température ambiante ne l'est pas à haute température et que la remise en solution n'a pas pu être complète ou l'homogénéité chimique atteinte du fait de la rapidité des cycles thermiques de soudage en regard des cinétiques de dissolution et de diffusion. Dans ce cas, une phase liquide va apparaître à l'intérieur de la ZAT et pénétrer les joints de grain environnants entraînant leur liquation et leur fissuration au refroidissement sous l'effet du retrait.

La sensibilité à la fissuration par liquation d'un matériau peut être évaluée au moyen d'essais de traction à chaud pratiqués au cours d'une simulation de cycle thermique de soudage durant la phase de chauffage et la phase de refroidissement (figure III.4). Cet essai permet de déterminer l'écart entre la température à laquelle la striction à rupture devient nulle au chauffage et la température de rétablissement d'une certaine capacité de déformation au refroidissement. Plus cet écart est grand, plus sensible est le matériau.



**Figure III.4.** Ductilité à chaud de l'alliage Cabot 214 contenant 2 ppm (a) ou 30 ppm (b) de bore [34]

Cette sensibilité à la fissuration par liquation est donc une caractéristique intrinsèque du matériau ; elle dépend de l'ensemble des éléments chimiques présents, de leur répartition, de la microstructure. C'est dire que la procédure de soudage n'a que peu d'influence sur le résultat à moins d'utiliser un produit d'apport dont le point de fusion est significativement inférieur à celui du métal de base (soudobrasage).

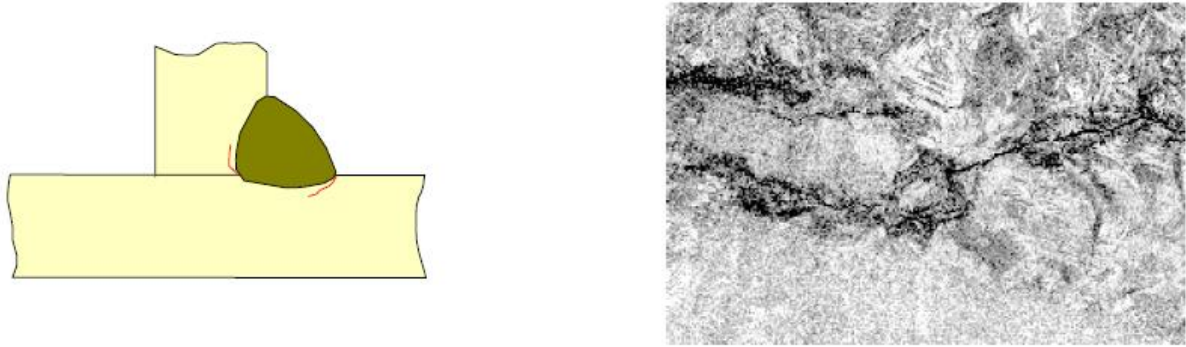
### **III.2.3. Les fissures par manque de ductilité à chaud (« Ductility dip cracking »)**

Au cours du refroidissement depuis l'état liquide, il existe pour beaucoup d'alliages industriels, un domaine de température dans lequel les capacités de déformation sont notablement plus faibles que pour les températures situées de part et d'autre. La courbe au refroidissement de la figure III.4.a. laisse d'ailleurs présager un tel comportement.

Cette chute de la ductilité, d'autant plus marquée que la vitesse de déformation est faible, se situe au voisinage de la température de recristallisation de l'alliage. Elle peut être à l'origine de fissures intergranulaires aussi bien dans la zone affectée thermiquement que dans le métal fondu, sous l'effet du retrait imposé par le refroidissement de la soudure [35] mais ce type de fissuration n'est que rarement évoqué dans le cas des aciers ferritiques. Dans ces aciers, certains auteurs [36] considèrent cependant que ces fissures intergranulaires peuvent se prolonger, après refroidissement complet par des fissures transgranulaires induites par l'hydrogène et seraient à l'origine des fissures en chevron.

### **III.3. La fissuration à froid**

Ces fissures apparaissent à basse température ( $< 200$  °C). De ce fait, elles sont fines et présentent une surface non oxydée. Elles n'ont pas d'orientation privilégiée par rapport à la microstructure. Elles se développent le plus souvent dans la zone affectée par la chaleur mais peuvent parfois se rencontrer dans le métal fondu lorsque celui-ci possède une très haute limite d'élasticité. Elles sont tributaires du champ de contraintes ce qui explique qu'elles prennent naissance dans les zones de concentration que constituent les défauts de surface (mauvais mouillage, caniveaux) ou les discontinuités liées à la conception de l'assemblage (pénétration partielle par exemple).



**Figure III.5.** Exemple de fissuration à froid [34]

Pour apparaître, ces fissures nécessitent la conjugaison de trois facteurs:

- une structure peu ductile (martensite)
- des contraintes
- de l'hydrogène

L'influence respective de ces 3 facteurs est parfaitement mise en évidence au travers des essais d'implants. Pour effectuer ces essais, on prélève tout d'abord des cylindres du matériau que l'on veut caractériser. Une entaille de géométrie bien définie est usinée au voisinage d'une des extrémités. Le barreau est implanté dans une plaque support (figure III.6) puis un cordon de soudure est effectué de telle sorte que l'entaille du barreau soit située dans la zone affectée par la chaleur du cordon de soudure. Durant le refroidissement, une charge est appliquée à l'autre extrémité du barreau et est maintenue pendant plusieurs jours. L'ensemble est ensuite découpé afin d'examiner si des fissures se sont développées à l'extrémité de l'entaille.

L'essai est répété en appliquant différentes charges afin d'évaluer la contrainte minimale de fissuration de la structure en fond d'entaille. Il est aussi répété en modifiant les conditions de soudage ce qui permet de mettre en évidence l'influence du  $\Delta t_{800/500}$  et de tracer la courbe de fissuration telle qu'elle apparaît sur la figure IV.6. En parallèle on trace la courbe de dureté sous cordon en fonction de ce même  $\Delta t_{800/500}$ , l'évolution de dureté traduisant en fait l'évolution de la structure.

On voit alors sur la figure III.6 que pour les faibles  $\Delta t_{800/500}$  auxquels sont associés une structure martensitique (plateau de la courbe de dureté), la contrainte de fissuration est très faible mais dès que la structure n'est plus 100% martensitique la contrainte de fissuration augmente très fortement. L'acier considéré dans cet exemple étant du type E36, on voit de plus sur cette figure que l'on aura aucun risque de fissuration si le  $\Delta t_{800/500}$  est supérieur à 7 ou 8 secondes puisque alors la zone à gros grains est capable de supporter sans fissurer une contrainte supérieure à la limite d'élasticité du métal de base ce qui ne peut se rencontrer car cela engendrerait la déformation du métal de base et sa relaxation.

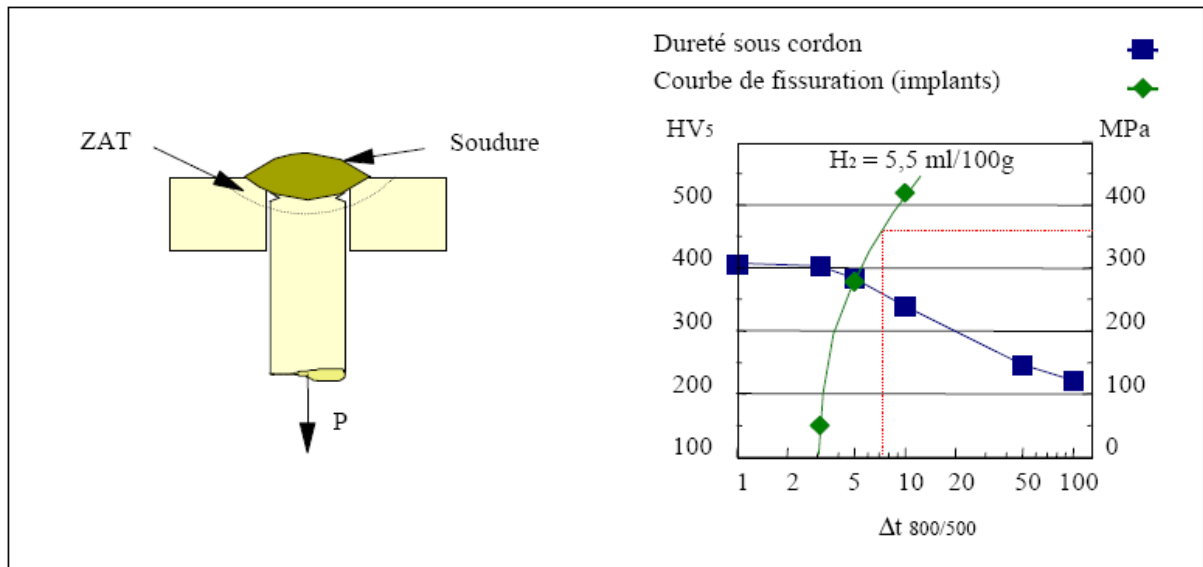


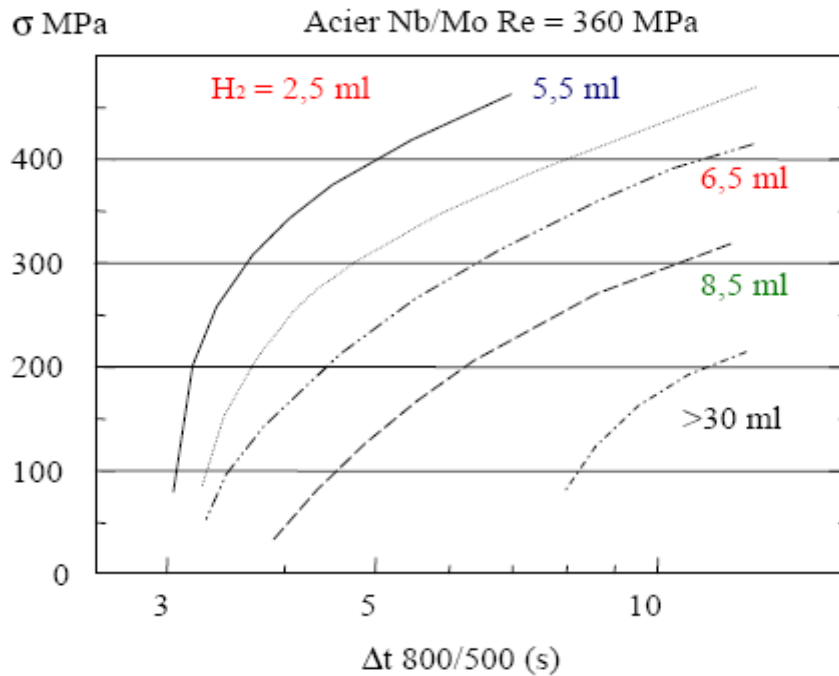
Figure III.6. Essai d'implant [34]

Tous les aciers ont un comportement similaire à celui de la figure III.6 ou l'on voit clairement la relation entre contrainte de fissuration et structure.

Les essais correspondants à cette figure ont été effectués en utilisant un produit de soudage dont la teneur en hydrogène diffusible était de 5,5 ml / 100 g de métal déposé. Les mêmes essais peuvent être reproduits avec d'autres teneurs en hydrogène afin d'évaluer l'influence de ce troisième facteur.

On observe sur la figure III.7 que lorsque la teneur en hydrogène diffusible augmente, la contrainte de fissuration diminue très fortement quel que soit le  $\Delta t_{800/500}$  que l'on considère. Ainsi l'hydrogène apparaît comme un facteur fondamental de la fissuration à froid. Mais même lorsqu'il est en quantité réduite, une faible contrainte suffit pour provoquer la fissuration si la structure est totalement martensitique. Il faudra donc chaque fois que cela est possible, choisir des conditions de soudage (Energie de soudage, Préchauffage) qui évitent la formation d'une structure 100% martensitique dans la zone affectée par la chaleur.

Cela n'est cependant pas possible avec tous les aciers. En effet, certains comme les aciers inoxydables martensitiques par exemple, présentent une trempabilité telle que pour éviter la transformation martensitique, le refroidissement devrait durer plusieurs jours. Pour souder de tels aciers il faudra donc s'assurer que l'hydrogène aura été évacué avant de laisser l'assemblage refroidir dans le domaine de température où la fissuration peut apparaître (en dessous de 200 °C). C'est le but du postchauffage.



**Figure III.7.** Influence de la teneur en hydrogène diffusible sur la courbe de fissuration [16]

Les courbes de fissuration des figures précédentes concernent la zone affectée thermiquement mais l'influence de l'hydrogène, de la contrainte et de la structure que ces figures illustrent se retrouve à l'identique lorsque l'on effectue les essais en prélevant les implants dans du métal déposé [37].

Comme nous l'avons indiqué précédemment, la fissuration à froid peut se produire dans le métal fondu lorsque l'on soude des aciers à haute limite d'élasticité. Le plus souvent, elle est alors transversale au cordon mais peut aussi être longitudinale lorsqu'une discontinuité existe sous la racine du cordon (pénétration partielle) ou prendre l'apparence d'une fissuration en chevron (microfissures orientées à  $45^\circ$  par rapport à la direction de soudage) dans les soudures ayant des caractéristiques de traction intermédiaires [38]. Ce transfert de localisation de la fissuration à froid de la zone affectée thermiquement vers le métal fondu est d'autant plus probable que la limite d'élasticité du métal que l'on dépose est élevée et que l'on soude des aciers de conception moderne dont la teneur en carbone est faible. Ainsi, lors du soudage de ces aciers, ce n'est plus l'analyse du métal de base qui conditionne la température de préchauffage pour éviter la fissuration dans la ZAT, mais bien l'analyse du métal fondu afin d'éviter la fissuration du cordon.

Un moyen intéressant de réduire les risques de fissuration à froid donc la température de préchauffage lors du soudage de ces aciers consiste à utiliser pour l'exécution des passes de racine d'assemblages en « X » ou en « K » un produit d'apport à très faible limite d'élasticité, le reste du joint étant rempli avec un produit d'apport adapté aux caractéristiques mécaniques du métal de base. En procédant ainsi, il a été montré que l'on pouvait diminuer la température de préchauffage de 50 à 100 °C par rapport à l'utilisation d'un produit unique et

ceci bien entendu sans affecter les caractéristiques de traction du joint dans sa globalité [39]. Dans de nombreux cas, cela revient à supprimer le préchauffage ce qui en plus de présenter un avantage économique direct et immédiat pour le constructeur, améliore considérablement les conditions de travail du soudeur et se traduit généralement par une diminution du taux de défauts opératoires donc de réparations. Curieusement, cette pratique est encore assez peu répandue aujourd'hui.

De ces diverses considérations découlent les actions à entreprendre pour éviter la fissuration à froid. Elles sont récapitulées dans le tableau III.2.

1) Minimiser la quantité d'hydrogène introduite dans le bain liquide	
* Propreté du joint * Choix des produits de soudage * Etuvage et conservation des produits (sauf si conditionnement étanche)	Humidité, huile, graisse .... Bas hydrogène diffusible Selon recommandations fournisseur
2) Utiliser chaque fois que c'est possible un produit d'apport à très faible limite d'élasticité et très bas hydrogène pour l'exécution de la 1ère passe et de la passe de reprise des assemblages en forte épaisseur	
3) Maîtriser les conditions de soudage pour éviter la formation d'une structure martensitique	
* Energie de soudage * Préchauffage * Température entre passes	A choisir à partir des courbes de dureté sous cordon en fonction du $\Delta t$ 800/500 et de l'abaque IRSID par exemple [16]
4) Prévoir un post chauffage pour évacuer l'hydrogène avant refroidissement (cas des aciers ayant une grande trempabilité) (à associer toujours à un préchauffage pour éviter de refroidir en dessous de la température critique avant que le post chauffage soit effectif)	
5) Minimiser les contraintes internes ou externes	
* Procédure de soudage * Bridage	

**Tableau III.2.** Actions à entreprendre pour éviter la fissuration à froid

### III.4. La fissuration au réchauffage

La fissuration au réchauffage, de caractère intergranulaire, se rencontre essentiellement dans la zone affectée thermiquement à gros grains et occasionnellement dans le métal fondu. Elle s'initie lors du traitement thermique post-soudage ou en service à température élevée [40]. Elle concerne les aciers faiblement alliés contenant des éléments carburigènes (Cr, Mo, V) mais aussi certains aciers inoxydables austénitiques tels que l'acier AISI 347, ainsi que les alliages de nickel durcissant par précipitation (Inconel 800H par exemple).

Cette fissuration résulte de la relaxation de fortes contraintes résiduelles provenant de la fabrication lorsque les déformations qui l'accompagne se concentrent au niveau des joints de grains. C'est le cas dans la zone affectée thermiquement à gros grains des matériaux durcis par précipitation car au cours du soudage, les carbures qui durcissent ces alliages sont remis en solution dans les zones portées à très haute température au voisinage de la zone de liaison

et le restent lors du refroidissement du fait de la rapidité des cycles thermique de soudage. Lors d'un réchauffage ultérieur, en service ou durant le traitement thermique post-soudage, ils vont précipiter à l'intérieur des grains sur les dislocations créées par l'écroutissage résultant des cycles thermiques de soudage et renforcer considérablement la matrice si bien que les déformations par fluage associées à la relaxation des contraintes, vont se localiser au niveau des joints de grains qui peuvent ne pas les supporter.

Ce type de fissure concerne donc essentiellement les assemblages épais de matériaux conçus pour résister au fluage, la forte épaisseur induisant un haut niveau de contraintes résiduelles. Le risque n'est toutefois pas uniquement lié à l'analyse nominale du matériau, il est aussi fonction des teneurs en impuretés (S, P, As, Sb) et résiduels (Cu, Sn) car ces éléments ségrégent au niveau des joints de grains et les fragilisent.

Différents essais sont utilisés pour évaluer la susceptibilité à la fissuration au réchauffage [41,42], mais notre préférence va à la mesure de la striction lors d'essais isothermes de traction à chaud d'éprouvettes dans lesquelles on a préalablement reproduit, par simulation thermique, la structure de la zone affectée à gros grains. On considère en effet que le risque est très faible lorsqu'on ne relève pas de valeur de striction inférieure à 20% quelle que soit la température d'essai ; en revanche, il est très important lorsque la striction devient inférieure à 10 %.

En pratique, pour minimiser les risques lorsqu'un matériau sensible doit être utilisé, on aura intérêt à :

- Concevoir autant que possible les joints de manière à réduire le niveau de bridage.
- Choisir un produit de soudage ayant les plus faibles caractéristiques de traction à chaud compatibles avec l'application.
- Utiliser un procédé de soudage à faible énergie afin de limiter le volume de passes et réduire ainsi la dimension de la ZAT à gros grains.
- Répartir les passes pour réausténitiser les zones à gros grains créées par les passes précédentes et diminuer ainsi la taille des grains.
- Prévoir des séquences de soudage permettant de minimiser les contraintes résiduelles.
- S'assurer du bon mouillage des passes de finition et de l'absence de caniveau de manière à éviter les concentrations de contraintes.

Par ailleurs, la conduite du traitement thermique post-soudage peut avoir une incidence capitale sur la fissuration au réchauffage puisqu'il a été montré en laboratoire et en production, qu'on pouvait éviter la fissuration d'un acier Cr Mo V qui présentait une faible ductilité dans l'intervalle 550 – 650°C en effectuant un palier à une température de l'ordre de 450°C puis en traversant très vite le domaine de faible ductilité afin d'atteindre rapidement la température de traitement [43].

**Chapitre IV:** Etude expérimental

IV.1. Les caractéristiques du métal de base

IV.2. Caractéristiques du poste de soudage

IV.3. Essais mécaniques

IV.4. Essai de pliage

IV.5. L'essai de microdurté

IV.6. Examen métallographique du point de la soudure

IV.7. Examen des faciès de rupture

IV.8. Interprétation et analyse des résultats

## IV.1. Les caractéristiques du métal de base

Le métal de base utilisé pour le soudage par point est l'acier E24-2, sous forme de tôle plate laminée à froid d'épaisseur 2mm.

### IV.1.1. composition chimique du métal de base

D'après le certificat de conformité, la composition chimique du métal de base est donnée par le tableau suivant:

C%	Mn	Si	P	S	Al	Fe
0.19	1.30	0.335	0.050	0.050	0.013	complément

**Tableau IV.1.** Composition chimique du métal de base E24-2

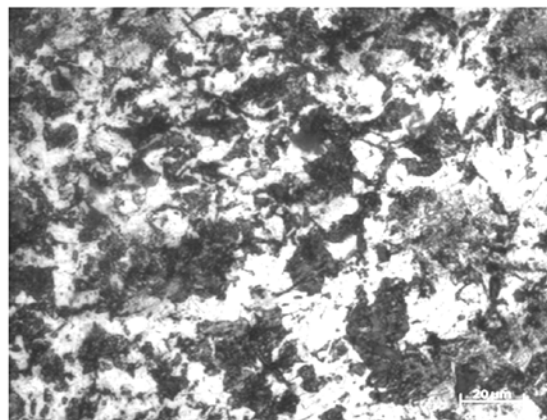
### IV.1.2. Caractéristique mécanique du métal de base

Ainsi, selon le certificat de conformité, les caractéristiques mécaniques du métal de base sont :

- HB (dureté Brinel) = 110 - 135 HB
- Limite élastique (Re) min = 215 N/mm<sup>2</sup>
- Résistance de traction = 350 – 450 N/mm<sup>2</sup>
- Allongement min à 20°C = 22%
- Résilience (Kcv) min = 3,5 daJ/cm<sup>2</sup>

### IV.1.3. La microstructure du métal de base

L'acier E24-2 à l'état brut de livraison (état initial) présente une structure ferrito-perlitique comme le montre la figure IV.1.



**Figure IV.1.** Aspect micrographique du métal de base

## IV.2. Caractéristiques du poste de soudage

### IV.2.1 Caractéristiques primaires

- Alimentation électrique monophasée 380 V- 50 Hz.
- Construction robuste et largement dimensionnée.
- Facilité d'emploi et grande gamme de condition d'emploi.
- Transformation à refroidissement naturel dans l'air.
- Bras supérieure réglable horizontalement et verticalement.
- Portes électrodes (à refroidissement par eau en option).
- Electrodes au chrome, conique et facilement interchangeable (sur demande, elles peuvent être fournies en modèles divers, adaptées au travail à exécuter).
- Commande des bras par pédale à pression réglable, au moyen d'un dispositif à ressort interne.
- Une facilité de contrôle et d'utilisation grâce aux deux panneaux latéraux de grandes dimensions.

### IV.2.2. caractéristiques secondaires

- Tension de réseau : 220 V ou 380 V
- Phase : 1
- Puissance absorbée: 27 kw
- Intensité absorbée : 75 A
- Classe d'isolation : E
- Longueur des bras : 400 mm
- Dimension : Hauteur = 1150 mm  
Largeur = 430 mm  
Profondeur = 720 mm
- Poids : 147 Kg



**Figure IV.2.** Une vue générale de la machine à souder par points

### IV.3. Essais mécaniques

Les essais mécaniques des joints s'effectuent, soit sur des assemblages en vrais grandeur, soit sur des maquettes ou le plus souvent sur des échantillons nommés éprouvettes prélevées dans les assemblages ou élaborées dans des conditions identiques aux conditions de fabrication [1].

Pour notre étude de la résistance des joints soudés par points on a adopté les essais suivants:

- Essai de cisaillement par traction
- Essai d'arrachement
- Essai de pliage
- Essai de microdureté

Ces essais ont été réalisés au sein du Centre de Recherche en Soudage et Contrôle, Alger (CSC).

#### IV.3.1. Essai de cisaillement-traction et d'arrachement

Les essais de cisaillement ont pour but de déterminer la résistance à la rupture par cisaillement et la limite élastique, en soumettant l'éprouvette à un effort lent et continu dirigé suivant l'axe longitudinal jusqu'à rupture comme le montre la figure IV.3; l'éprouvette utilisée pour cet essai est normalisée suivant la norme BSS (British Standard Specifications).

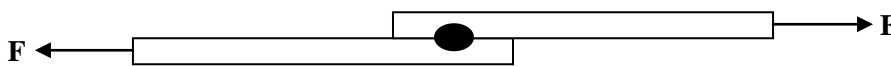


Figure IV.3. Essai de cisaillement

L'essai d'arrachement en U a pour but de déterminer la résistance à la rupture par arrachement (traction), et la limite élastique, en soumettant l'éprouvette à un effort lent et continu dirigé suivant l'axe longitudinal jusqu'à rupture [9]. La figure IV.4 représente schématiquement le principe de cet essai.

Pour ce type d'essai la norme BSS précise une éprouvette de forme U

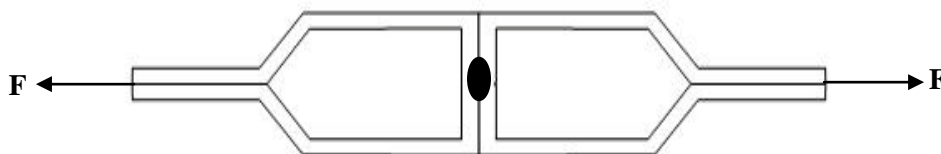


Figure IV.4. Essai d'arrachement en U

Les deux types d'essais se pratiquent sur une machine de traction.

La soudure est bonne si le point «déboutonne», c'est-à-dire le noyau reste entier, il doit adhérer à l'une des tôles, l'autre présentant un trou de diamètre correspondant [9].

### IV.3.2. Appareil d'essai

Tous nos essais mécaniques (traction) ont été effectués sur la machine de traction universelle de type UPD (voir figure IV.5.), cette machine permet soit la lecture directe de l'effort exercé ainsi que l'allongement de l'éprouvette, soit l'enregistrement sur un cylindre enregistreur du diagramme effort-allongement.



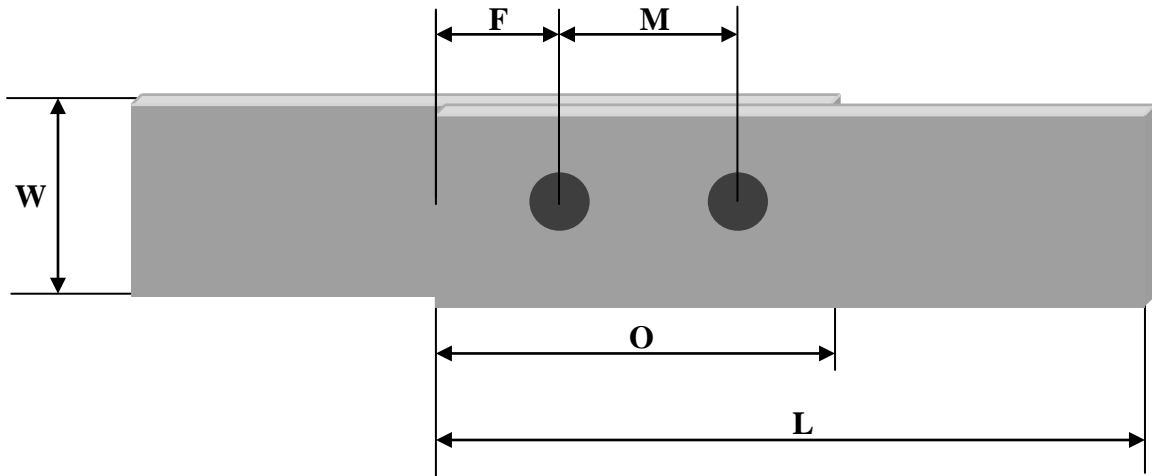
**Figure IV.5.** Machine universelle de traction

### IV.3.3. Préparation des éprouvettes

Les formes et les dimensions des éprouvettes sont fixées par la norme BSS (British standard specifications), (voir tableau IV.2), elles sont aussi représentées schématiquement sur la figure IV.6.

e(mm)	L(mm)	W(mm)	O(mm)	F(mm)	M(mm)
>1,2	170	35	75	25	13
<1,2	150	32	37	20	9

**Tableau IV.2.** Dimension d'une éprouvette selon la norme BSS.



**Figure IV.6.** Dimension d'une éprouvette selon la norme BSS.

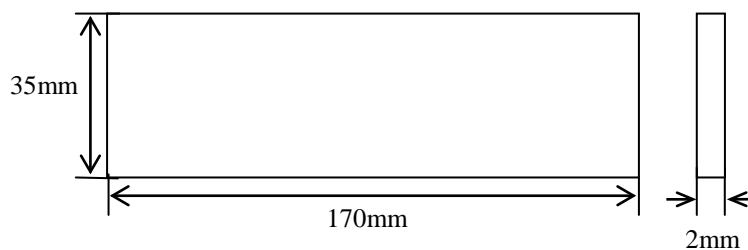
Dans notre cas l'épaisseur de l'éprouvette  $e$  est égale à 2mm.

Pour préparer ces éprouvettes, nous devons suivre impérativement les étapes suivantes:

- 1<sup>er</sup> étape : le débitage
- 2<sup>ème</sup> étape : le soudage

#### a. Partie de débitage

La première partie est la préparation des tôles à assembler (tôles d'épaisseur 2mm de nuance E24). Le découpage est réalisé à froid pour obtenir des tôles successives de 170mm, 370mm de longueur et de 35mm de largeur, les dimensions de telles tôles sont représentées sur la figure IV.7.



**Figure IV.7.** Exemple de dimension d'une tôle

#### b. Partie de soudage ou de construction

La seconde partie consiste à construire trois types d'éprouvettes:

- Le premier type d'éprouvettes est l'assemblage de deux tôles plates par un point de soudure
- Le deuxième type d'éprouvettes est l'assemblage de deux tôles plates par deux points de soudure

- Le troisième type est l'assemblage de deux tôles de forme U par un point de soudure

#### IV.3.4. Exécution du point de soudure

Pour l'exécution du point de soudure, on a choisit la pression, la tension et l'intensité du courant de soudage suivant l'épaisseur de la pièce à souder à partir des tableaux (voir annexe A)

Les figures ci après représentent les différents types d'éprouvettes réaliser en soudage par points.



**Figure IV.8.** *Type A) éprouvette de cisaillement à un seul point de soudure. Type B) éprouvette de cisaillement à deux points de soudure. Type C) éprouvette d'arrachement.*

#### IV.3.5. Traitement thermique effectués sur les éprouvettes

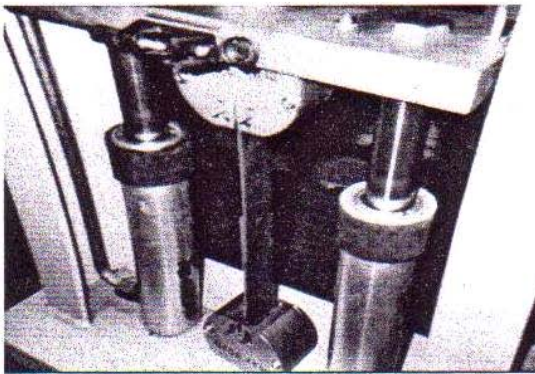
- Des éprouvettes du type A (un point de soudure) ont subi différents traitements qui ont:
  - Trempe à l'eau après chauffage préalable ( $T=895^{\circ}\text{C}$ ) pour différents temps de maintien (15, 30, 60 et 90 mn)
  - Trempe à l'eau après chauffage préalable ( $T=895^{\circ}\text{C}$  avec 90mn de maintien) suivie d'un revenu à différentes températures (150, 200, 300 et  $450^{\circ}\text{C}$ )
  - Recuit de stabilisation à différentes températures (150, 200, 300 et  $450^{\circ}\text{C}$ ) pendant 90mn puis refroidies à four coupé.
- Des éprouvettes du type B (deux points de soudure) et d'autres du type C (arrachement) ont subi le traitement de recuit de stabilisation à différentes températures (150, 200, 300 et  $450^{\circ}\text{C}$ ) pendant 90mn puis refroidies à four coupé.

### IV.3.6. Exécution des essais

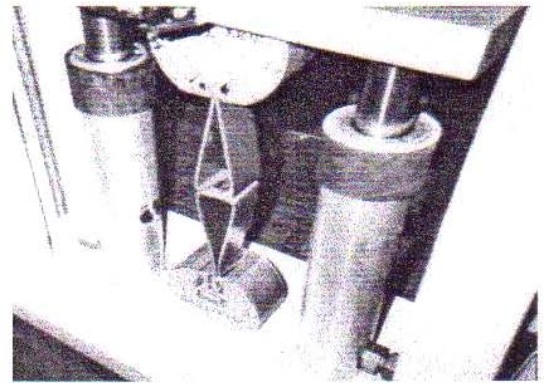
L'essai de cisaillement-traction et celui de traction sont réalisés avec une machine de traction; il est à remarquer que pour certaines éprouvettes on a utilisé la machine de traction du type UPD, et pour les autres on a utilisé une machine du type LH (LEYBOLD).

Les trois types d'éprouvettes ont subi différentes sollicitations (cisaillement-traction, arrachement) sur ces machines.

Les figure IV.9.a et IV.9.b représentent respectivement une vue de détail de l'essai de cisaillement et celui d'arrachement.



**Figure IV.9.a.** *Essai de cisaillement*

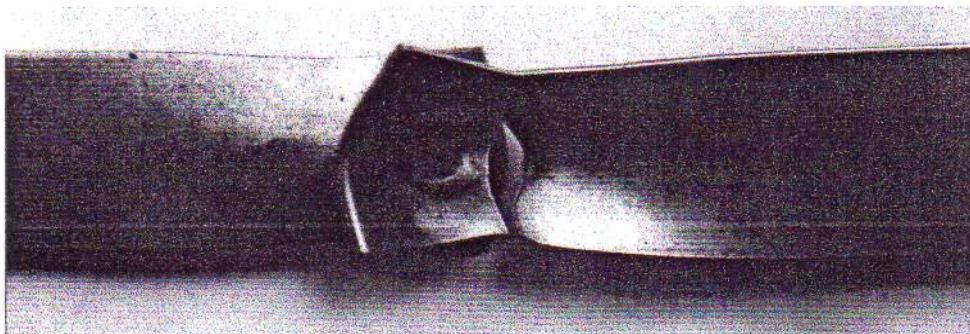


**Figure IV.9.b.** *Essai d'arrachement*

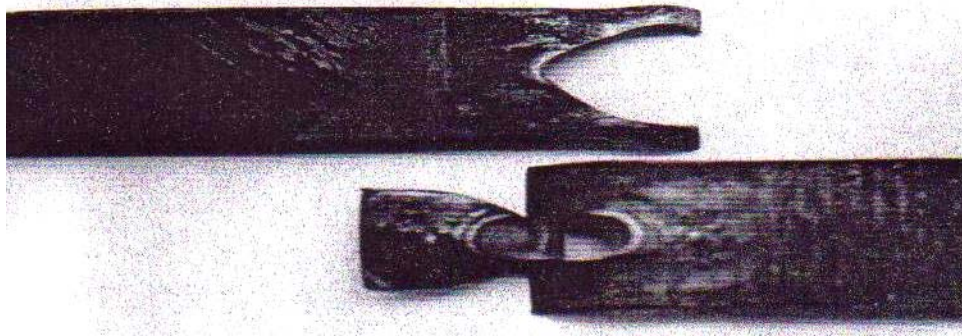
### IV.3.7. Etats des éprouvettes après les essais

Après l'essai de cisaillement on constate que les éprouvettes du type I présentent trois modes de ruptures:

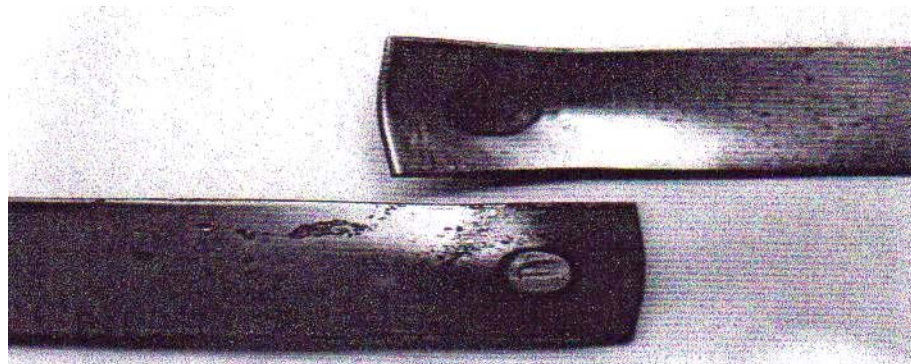
- Rupture au niveau de la tôle (métal de base) (figure IV.10.a)
- Rupture par déboutonnage au niveau de la ZAT (figure IV.10.b)
- Rupture dans le plan de la soudure (ZF) (figure IV.10.c)



**Figure IV.10.a.** *Rupture dans le métal de base*

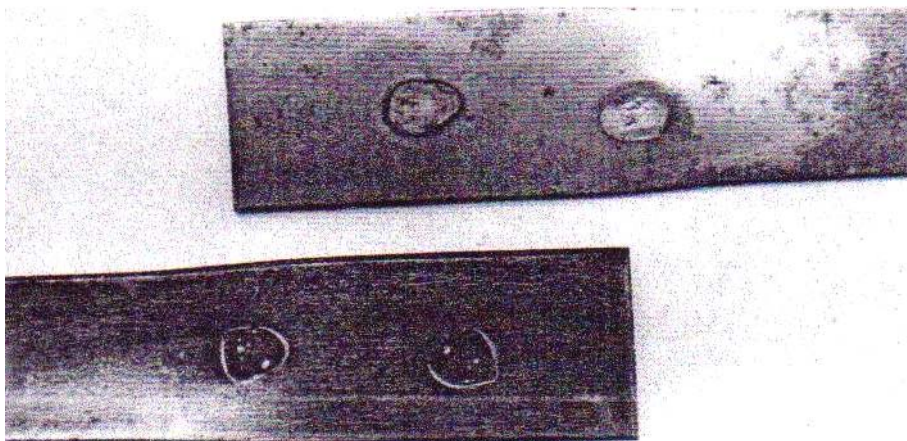


**Figure IV.10.b.** *Rupture par déboutonnage*



**Figure IV.10.c.** *Rupture dans le plan de la soudure*

Par contre dans le cas des éprouvettes du type B, un seul mode de rupture a été constaté. Cette rupture était une rupture au niveau de la ZF (figure IV.11.)



**Figure IV.11.** *Rupture dans le plan de la soudure(ZF)  
Cas de deux points de soudure*

Concernant l'essai d'arrachement un seul mode de rupture a été constaté, c'est au niveau de la ZAT (rupture par déboutonnage, figure IV.12)

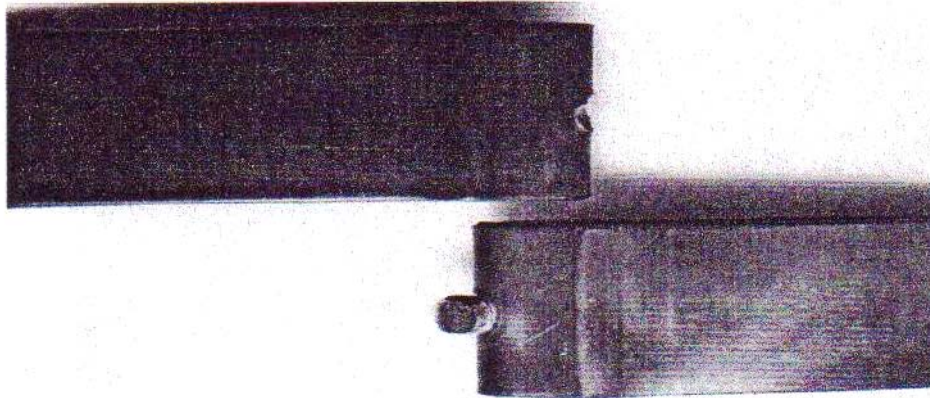


Figure IV.12. Rupture par déboutonnage

### IV.3.8. Calcul de la résistance des joints soudés par points

#### IV.3.8.1. Pour le cas du cisaillement

La résistance au cisaillement des assemblages soudés par un point (figure IV.13) est calculée par la formule [8]:

$$[\tau_{\text{cis}}] = \frac{F \text{ max}}{h.Lc} \quad (\text{IV.1})$$



Figure IV.13. Éprouvette de type A soumise à l'effort de cisaillement

Par contre celle des assemblages soudés par deux points (type B), voir figure IV.14 est calculé par la formule [8]:

$$[\tau_{\text{cis}}] = \frac{4F \text{ max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2} \quad (\text{IV.2})$$



Figure IV.14. Éprouvette de type B soumise à l'effort de cisaillement

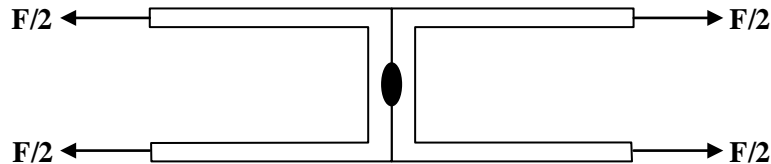
Dans le cas d'une rupture au niveau de la tôle la résistance est calculée par la formule suivante [8]:

$$[\sigma_{\text{tr}}] = \frac{F \text{ max}}{e.w} \quad (\text{IV.3})$$

### IV.3.8.2. Pour le cas de traction (ou d'arrachement)

La résistance à la traction d'un assemblage en U (figure IV.15) est calculée par la formule suivante [8]:

$$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2} \quad (IV.4)$$



**Figure IV.15.** *Éprouvette soumise à l'effort de traction*

- F: la force maximale
- $L_c$ : diamètre du noyau
- h: hauteur de noyau
- i: le nombre de points soudés
- d: le diamètre du point soudé
- e: épaisseur de la tôle
- w: largeur de la tôle

### IV.3.9. Résultats et discussion

#### IV.3.9.1. Cas des éprouvettes non traitées

Les résultats obtenus après les essais de cisaillements et les essais d'arrachements sur des éprouvettes non traitées sont regroupés dans le tableau IV.3.

On calcule la résistance moyenne pour les trois types d'éprouvettes:

Résultats de l'essai de cisaillement sur des éprouvettes de type A (un point de soudure)						
N°	Zone de rupture	Force à la rupture (N)	Diamètre du point soudé	Section (mm <sup>2</sup> )	Formule	Résistance (N/mm <sup>2</sup> )
E1	ZAT	18×10 <sup>3</sup>	7.9	31.6	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	569.6
E2	ZAT	22.6×10 <sup>3</sup>	9.8	39.2	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	576.5
E3	MB	24×10 <sup>3</sup>	w=34.5 e=2.05	70.72	$[\sigma_{tr}] = \frac{F_{max}}{e.w}$	339.4
E4	ZF(soufflure)	20.2×10 <sup>3</sup>	8.9	62.18	$[\tau_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	324.9
E5	ZF(soufflure)	3.2×10 <sup>3</sup>	6.25	30.66	$[\tau_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	104.4
E6	Faible pénétration	9×10 <sup>3</sup>	9.1	65	$[\tau_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	138.5
Résultats de l'essai de cisaillement sur des éprouvettes de type B (2 points de soudure)						
E7	ZF	25.3×10 <sup>3</sup>	5.1 5.3	42.46	$[\tau_{cis}] = \frac{4F_{max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2}$	595.9
E8	ZF	30.8×10 <sup>3</sup>	5.8	52.81	$[\tau_{cis}] = \frac{4F_{max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2}$	583.2
Résultats de l'essai de traction (ou d'arrachement) sur des éprouvettes de type C						
E9	ZAT	9×10 <sup>3</sup>	6.9	37.37	$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	240.8
E10	ZAT	8×10 <sup>3</sup>	5.4	22.89	$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	349.5

**Tableau IV.3.** Résultats des essais de cisaillement et d'arrachement sur des éprouvettes non traitées

A partir de ce tableau on calcule la résistance moyenne pour les éprouvettes qui ne présentent pas des défauts:

- La résistance moyenne au cisaillement pour les éprouvettes (type A)

$$R_{moy} = \tau_{cis} = \frac{576.5+569.6}{2} = 573.05 \text{ N/mm}^2 \text{ (au niveau de la ZAT)}$$

- La résistance moyenne au cisaillement pour les éprouvettes (type B)

$$R_{moy} = \tau_{cis} = \frac{595.9+583.2}{2} = 589.5 \text{ N/mm}^2 \text{ (au niveau de la ZF)}$$

- La résistance moyenne à l'arrachement (type C)

$$R_{moy} = \sigma_{tr} = \frac{240.8+349.5}{2} = 295.2 \text{ N/mm}^2 \text{ (au niveau de la ZAT)}$$

D'après les résultats regroupés obtenus, nous constatons que :

- Pour le cisaillement sur des éprouvettes de type A, la rupture intervient dans différentes zones. Dans la ZAT où la résistance moyenne égale à 573.05 N/mm<sup>2</sup>,

dans le métal de base (MB) avec une résistance de l'ordre de 339.36 N/mm<sup>2</sup> et au niveau de la ZF qui présente des défauts de soufflure et de mauvaise pénétration.

- Dans les essais de cisaillement pour les éprouvettes de type B, le cisaillement a lieu seulement au niveau de la ZF avec une résistance égale à 589.5 N/mm<sup>2</sup> qui est très proche de celle des éprouvettes du type A au niveau de la ZAT.
- Par contre la résistance moyenne pour les éprouvettes de traction est de l'ordre de 295.2 N/mm<sup>2</sup> et qui est inférieure à celle des éprouvettes du type A et B.

#### IV.3.9.2. Cas des éprouvettes traitées

##### IV.3.9.2.1. Des éprouvettes trempées

Différentes éprouvettes de type A (à un seul point de soudure) sont trempées dans l'eau après un chauffage préalable à 895°C à divers temps de maintiens (15, 30, 60 et 90 min), les résultats sont regroupés dans le tableau IV.4.

Temps de maintien	Zone de rupture	Force à la rupture (N)	Diamètre du point soudé	Section (mm <sup>2</sup> )	Formule	Résistance (N/mm <sup>2</sup> )
15min	ZAT	18.15×10 <sup>3</sup>	8.1	32.4	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	560
30min	ZAT	18.3×10 <sup>3</sup>	8.05	32.2	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	568.3
60min	ZAT	18.5×10 <sup>3</sup>	7.95	31.8	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	581.8
90min	ZAT	19.33×10 <sup>3</sup>	8.05	32.2	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	600

**Tableau IV.4.** Résultats des essais de cisaillement pour des éprouvettes de type A trempées dans l'eau pour divers temps de maintiens

D'après les résultats du tableau IV.4, on constate que lorsque le temps de maintien augmente, la résistance augmente aussi (elle passe de 560 N/mm<sup>2</sup> pour 15 min de maintien à 600 N/mm<sup>2</sup> pour 90 min de maintien).

##### IV.3.9.2.2. Des éprouvettes revenues après trempe préalable

D'autres éprouvettes de cisaillement de type A ont subi un revenu (à différentes températures, après trempes préalable à 895°C pendant 90 min à l'eau). Les résultats sont regroupés dans le tableau IV.5.

Température de revenu	Zone de rupture	Force à la rupture (N)	Diamètre du point soudé	Section (mm <sup>2</sup> )	Formule	Résistance (N/mm <sup>2</sup> )
150°C	ZAT	19.92×10 <sup>3</sup>	8.3	33.2	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	600
200°C	ZAT	19.1×10 <sup>3</sup>	8.1	32.4	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	589.5
300°C	ZAT	18.35×10 <sup>3</sup>	8.05	32.2	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	569.8
350°C	ZAT	18 ×10 <sup>3</sup>	8.2	32.8	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	548.8
400°C	ZAT	17.2×10 <sup>3</sup>	8.1	32.4	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	530.8

**Tableau IV.5.** Résultats des essais de cisaillement pour des éprouvettes de type A trempées dans l'eau suivis d'un revenu

D'après les résultats du tableau IV.5, on constate que lorsque la température de revenu augmente de 150°C jusqu'à 300°C la résistance diminue (elle passe de 600 N/mm<sup>2</sup> à 530.8 N/mm<sup>2</sup>)

#### IV.3.9.2.3. Des éprouvettes ayant subi un recuit

Différentes éprouvettes ont subi un traitement de recuit à différentes températures (150, 200, 300 et 450°C) et ce pour les trois types d'éprouvettes, les résultats d'essais sont regroupés dans le tableau IV.6

<b>Résultats de l'essai de cisaillement sur des éprouvettes de type A (un point de soudure) ayant subi un traitement de recuit</b>						
Température de recuit	Zone de rupture	Force à la rupture (N)	Diamètre du point soudé	Section (mm <sup>2</sup> )	Formule	Résistance (N/mm <sup>2</sup> )
150	ZAT	16.38×10 <sup>3</sup>	7.5	30	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	546
200	ZAT	16.63×10 <sup>3</sup>	8.7	30.8	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	540
300	MB	21×10 <sup>3</sup>	w=35 e=2	70	$[\sigma_{tr}] = \frac{F_{max}}{e.w}$	300
300	ZAT	15.5×10 <sup>3</sup>	7.4	29.4	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	527.2
450	ZAT	14.97×10 <sup>3</sup>	7.8	31.2	$[\tau_{cis}] = \frac{F_{max}}{h.Lc}$	480
<b>Résultats de l'essai de cisaillement sur des éprouvettes de type B (2 points de soudure) ayant subi un traitement de recuit</b>						
150	ZF	44.32×10 <sup>3</sup>	7.2 7	316.64	$[\tau_{cis}] = \frac{4F_{max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2}$	559.9
200	ZF	42.94×10 <sup>3</sup>	6.9 7.2	312.27	$[\tau_{cis}] = \frac{4F_{max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2}$	550
300	ZF	41.35×10 <sup>3</sup>	7.1 7	312.15	$[\tau_{cis}] = \frac{4F_{max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2}$	529.8
450	ZF	39.1×10 <sup>3</sup>	6.8 7.3	312.52	$[\tau_{cis}] = \frac{4F_{max}}{\sum_{i=1}^2 \pi d_i^2}$	500.4
<b>Résultats de l'essai de traction sur des éprouvettes de type C ayant subi un traitement de recuit</b>						
150	ZAT	11.5×10 <sup>3</sup>	7.3	167.33	$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	275
200	ZAT	9.94×10 <sup>3</sup>	6.9	149.49	$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	266
300	ZAT	11.3×10 <sup>3</sup>	7.4	171.94	$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	262
450	ZAT	10.6×10 <sup>3</sup>	7.2	162.77	$[\sigma_{tr}] = \frac{4F_{max}}{\pi d^2}$	260

**Tableau IV.6.** Résultats des essais de cisaillement et d'arrachement sur des éprouvettes ayant subi à un traitement de recuit

D'après les résultats représentés dans le tableau IV.6, on peut remarquer:

- Dans les éprouvettes du type A (un seul point de soudure), la résistance à la rupture diminue légèrement dans la ZAT (de  $546 \text{ N/mm}^2$  vers  $540 \text{ N/mm}^2$ ) quand la température varie de  $150^\circ\text{C}$  à  $200^\circ\text{C}$ , et elle devrait pratiquement diminuée d'avantage pour la température de  $300^\circ\text{C}$ .
- Dans le cas des éprouvettes du type B (2 points de soudure), la résistance diminue aussi légèrement de  $559.9 \text{ N/mm}^2$  à  $550 \text{ N/mm}^2$  quand la température passe de  $150^\circ\text{C}$  à  $200^\circ\text{C}$ . cette dernière continue de diminuer pour les températures  $300^\circ\text{C}$   $450^\circ\text{C}$  et atteint la valeur de  $500.4 \text{ N/mm}^2$  pour la température  $450^\circ\text{C}$ .
- Concernant le cas d'arrachement la résistance varie de  $275 \text{ N/mm}^2$  à  $260 \text{ N/mm}^2$  pour les mêmes températures (de  $150^\circ\text{C}$  à  $450^\circ\text{C}$ ).

#### IV.4. Essai de pliage

L'essai de pliage permet de déterminer l'aptitude au pliage d'un métal et sa tendance à la fissuration [1].

Pour effectuer cet essai de pliage, l'éprouvette doit être d'abord placée sur des appuis correctement espacés dans sa partie supérieure centrale, cette dernière est soumise à l'action verticale du poinçon de la machine (figure IV.16)

Les conditions d'essai (écartement des rouleaux, dimensions du poinçon) sont fixées d'après la nature du métal et l'épaisseur de l'éprouvette. Ces essais sont réalisés selon les conditions définis par BSS.

Pour l'essai utilisé on a pris les dimensions suivantes :

- diamètre du poinçon :  $d = 40 \text{ mm}$
- écartement des rouleaux :  $L_s = 70 \text{ mm}$

La qualité d'un joint soudé (au pliage) est jugée d'après l'angle de pliage atteint sans fissuration

Si la rupture se produit avant le pliage total, on peut dire qu'elle est due à la fragilité du métal ou à la présence de défauts.

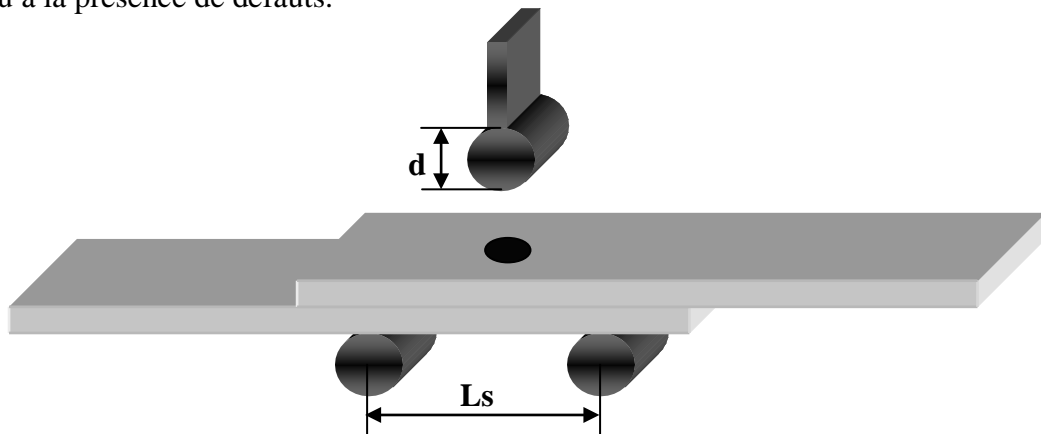


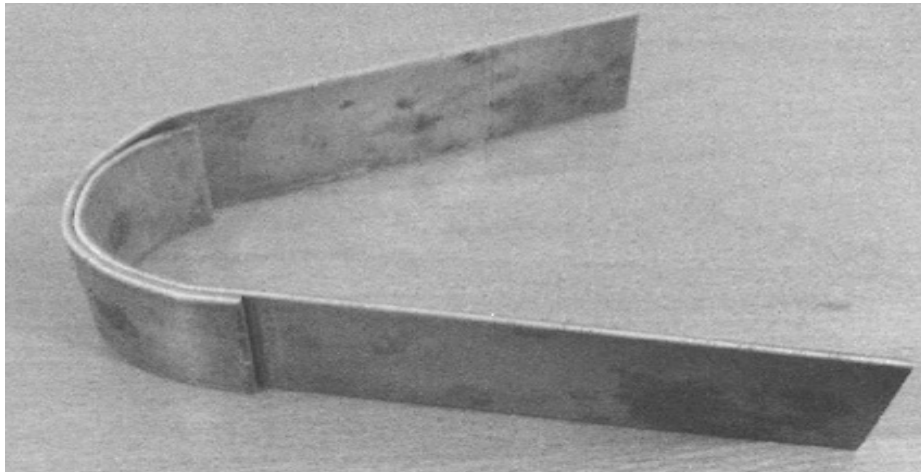
Figure IV.16. Principe de l'essai de pliage

#### IV.4.1. Préparation des éprouvettes

La préparation des éprouvettes de pliage se fait par débitage et construction avec les mêmes conditions de soudage

#### IV.4.2. Exécution de l'essai de pliage

L'essai de pliage se fait sur une même machine de traction type UPD en posant l'éprouvette sur deux appuis cylindriques de diamètre 50 mm et qui s'écartent de 70 mm.



**Figure IV.17.** *Eprouvette après essai de pliage*

D'après la figure IV.17. on constate que les deux types d'éprouvettes qu'il n'y a pas apparition de fissure ni déchirure.

### IV.5. L'essai de microdureté

#### IV.5.1. Mesure de la dureté

La dureté d'un métal est la résistance qu'il oppose à la pénétration d'un autre corps plus dure que lui [44], elle consiste à mesurer les dimensions de l'empreinte produite dans les métaux par des pénétrations appliquées sous une charge constante, on définit alors la dureté du matériau par le rapport [1]:

$$H = \frac{F}{S} \quad (\text{IV.5})$$

F: charge appliquée

S: surface de l'empreinte produite

H: dureté

Les mesures de dureté ont actuellement un intérêt beaucoup plus grand que la simple détermination de résistance à la pénétration d'un matériau donné, elles permettent de suivre les transformations structurales qui se produisent à la suite de traitement de traitement thermiques, tels que la trempe, la cémentation, le traitement de durcissement structural ... etc. [1,45].

Il y a trois types principaux d'essai de dureté :

- essai Brinell (HB)
- essai Rokwell (HR)
- essai Vickers (HV)

#### IV.5.2. Essai Vickers

Dans le cas de ce dernier le pénétrateur est un diamant pyramidal à base carré dont l'angle dièdre entre faces opposées est égal à  $136^\circ$  (voir figure IV.18)

$$Hv = 1,854 \frac{P}{d^2} \quad (IV.6)$$

P: charge utilisée (daN)

d: la moyenne des valeurs des deux diagonales,  $d = (d1 + d2)/2$  en mm

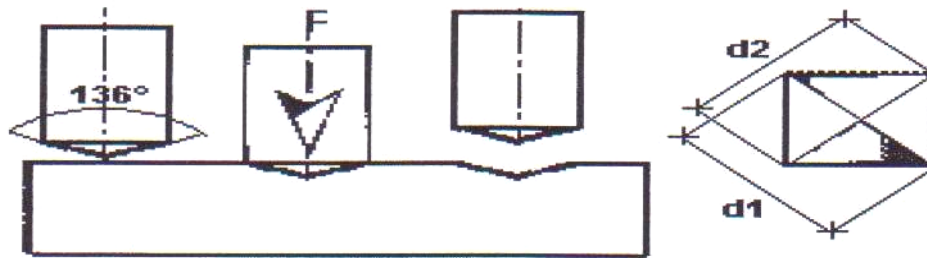


Figure IV. 18. Essai Vickers

Les mesures de la microdureté sont effectuées sur une machine universelle d'essais de dureté de marque ISSERTEDT type GARAN VARIO 250 RD, sous très faible charge (5N) ; les microempreintes sont observées et mesurées au grossissement ( $\times 40$ ) d'un oculaire spécial de mesure [9].

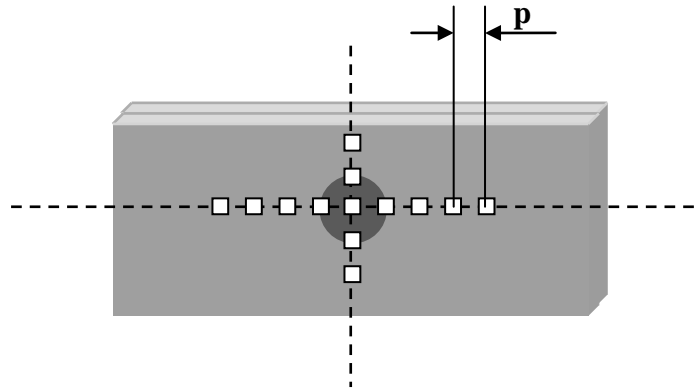
#### IV.5.3. Préparation des échantillons de la microdureté

Les échantillons ont été pris sur plusieurs éprouvettes par découpage avec une tronçonneuse à disque lubrifiée puis on les passe part une surfaceuse à bonde lubrifiée pour avoir une surface plane et horizontale.

Pour avoir une surface miroitante, on fait un premier polissage avec toilumerie (de gros grain au fin grain), puis un deuxième polissage avec feutre mouillé avec des grains du diamant de (acide citrique+alcool) on fait cette opération pour localiser les différentes zone de l'échantillon (MB-ZAC-ZF), en fin on nettoie ce dernier avec de l'eau potable et on le fait sécher par un séchoir.

#### IV.5.4. Exécution de l'essai de microdureté

Des mesures de microdureté sont effectuées horizontalement et verticalement avec un pas de 3mm sur différent échantillons (avoir figure IV.19).



**Figure IV. 19.** Echantillon de l'essai de microdureté

A l'aide d'une règle graduée sur le microscope on prend les diagonales ( $d_1$ ,  $d_2$ ) de l'empreinte on calcule la dureté vickers (HV) par la formule suivante [45]:

$$Hv = \frac{0.189 F}{d^2} \quad (IV.7)$$

F: charge d'essai en (N) = 4,903 N.

D: diagonale moyenne de l'empreinte en (mm)

**Remarque :** la microdureté du métal de base (non traité) est donnée par HV =115.9.

#### IV.5.5. Résultats de mesures de microdureté

##### IV.5.5.1. Cas du métal de base :

Le tableau IV.7 représente les résultats de mesures de microdureté de l'acier de base pour éprouvettes ayant subies des différents traitements.

<b>Eprouvettes ayant subies un revenu à différentes températures après trempe à l'eau</b>	
<i>Température de revenu</i>	<i>Dureté HV</i>
150°C	200
300°C	165
<b>Eprouvettes ayant subies un recuit à différentes températures</b>	
<i>Température de Recuit</i>	<i>Dureté HV</i>
150°C	130.4
300°C	128.4

**Tableau IV.7** microdureté du métal de base

D'après les résultats du tableau IV.7 ; nous constatons que :

- Dans le cas d'un revenu après trempe à l'eau, ou dans le cas d'un recuit, la dureté diminue quand la température augmente (de 150 à 300°C).
- La dureté pour la même température dans les deux cas de traitements est différente; elle est plus élevée dans le cas d'un revenu après trempe à l'eau.

#### IV.5.5.2. Cas de la soudure avant les traitements thermiques:

Nous avons établi une filiation de microdureté sur le cordon de soudure suivant l'axe longitudinal et vertical, afin de déterminer les structures des différentes zones : (MB, ZAT, ZF)

Les résultats de mesure de dureté pour un échantillon de soudure prélevé d'une éprouvette de cisaillement sont regroupés dans le tableau IV.8

<b>Filiation longitudinal</b>	<b>Distance (mm)</b>	<b>Dm ( <math>\mu</math>m)</b>	<b>Hv</b>	<b>Zone</b>
	0	85.4	127	MB
	3	79.1	148	MB
	6	69.5	192	ZAT
	9	72.8	175	ZF
	12	69.5	192	ZAT
	15	72.8	175	MB
	18	82.2	137	MB
<b>Filiation vertical</b>	<b>Distance (mm)</b>	<b>Dm ( <math>\mu</math>m)</b>	<b>Hv</b>	<b>Zone</b>
	0	85.4	127	MB
	3	82.2	137	ZAT
	6	72.8	175	ZF
	9	82.2	137	ZAT
	12	85.4	127	MB

**Tableau IV.8.** La dureté dans le cas d'un point soudure

Nous constatons que:

- La dureté représente une symétrie par rapport à l'axe passant par la zone (ZF).
- La dureté diminue au fur et mesure qu'on s'éloigne de la zone soudée.

#### IV.5.5.3. Cas de la soudure après les traitements thermiques:

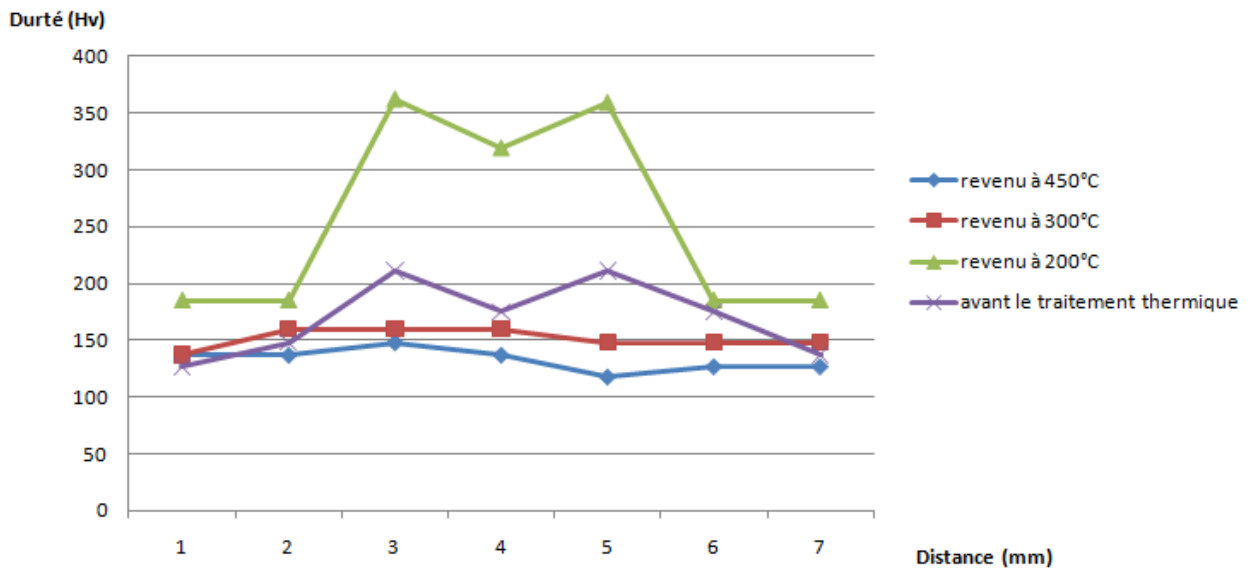
##### ▪ Revenu après trempe à l'eau

Les résultats de la dureté des échantillons ayant subis un traitement de revenu à différentes température (après trempe à l'eau) sont regroupés dans le tableau IV.9.

Température du revenu			200°C		300°C		450°C	
Filiation longitudinal	Distance (mm)	Zone	Dm (µm)	Hv	Dm (µm)	Hv	Dm (µm)	Hv
	0	MB	72.8	185	82.2	137	82.2	137
	3	MB	72.8	185	76	160	82.2	137
	6	ZAT	50.6	362	76	160	79.1	148
	9	ZF	50.9	286	76	160	82.2	137
	12	ZAT	60	257.5	79.1	148	88.6	118
	15	MB	0.23	185	79.1	148	85.4	127
	18	MB	72.8	185	79.1	148	85.4	127
	Filiation vertical	Distance (mm)	Zone	Dm (µm)	Hv	Dm (µm)	Hv	Dm (µm)
0		MB	72.8	175	79.1	148	79.1	148
3		ZAT	72.8	175	79.1	148	79.1	148
6		ZF	56.9	286	75.9	161	82.2	137
9		ZAT	72.8	175	79.1	148	79.1	148
12		MB	72.8	175	75.9	161	79.1	148

**Tableau IV.9.** Dureté des échantillons revenus préalablement trempés à l'eau après chauffage à 895°C pendant 90 mn

A partir du tableau (IV.9.) nous avons tracé sur le même graphe (IV.1.) les courbes de dureté pour différentes températures de revenu (200, 300 et 450 °C) et nous les avons comparés avec celle du soudage.



**Graph IV.1.** Comparaison des duretés longitudinales pour des échantillons revenus après trempe à l'eau avec celle du soudage.

Nous constatons que, la courbe de dureté de l'échantillon revenu à 200°C représente une dureté plus élevée par rapport aux autres, surtout au niveau de la ZAT (Hv = 362).

Par contre les autres courbes des échantillons revenus aux températures 300°C et 450°C, représentent des duretés proches mais inférieures à celle juste après soudage.

▪ **Traitement de recuit:**

Les résultats de mesure de dureté pour deux échantillons qui ont subi un recuit à différentes températures, sont regroupés dans le tableau IV.10

Température du recuit	200°C			300°C	
Filiation longitudinal	Distance (mm)	Dm ( μm)	Hv	dm ( μm)	Hv
	0	80	<b>154</b>	77.5	<b>145</b>
	3	78.1	<b>154</b>	77.5	<b>152</b>
	6	75.0	<b>168</b>	74.3	<b>165</b>
	9	74.6	<b>170</b>	73.8	<b>166.5</b>
	12	74	<b>158</b>	76.6	<b>169</b>
	15	77.2	<b>154</b>	77.5	<b>155.5</b>
	18	78.4	<b>154</b>	77.5	<b>151</b>
Filiation vertical	Distance (mm)	dm ( μm)	Hv	dm ( μm)	Hv
	0	78.1	<b>154</b>	77.5	<b>152</b>
	3	75.0	<b>154</b>	77.5	<b>165</b>
	6	74.6	<b>170</b>	73.8	<b>166.5</b>
	9	74	<b>158</b>	76.6	<b>169</b>
	12	77.2	<b>154</b>	77.5	<b>155.5</b>

**Tableau IV.10.** Evolution de la dureté des échantillons d'éprouvettes qui ont subi un traitement de recuit à différentes températures

D'après les résultats du tableau IV.10. nous constatons que dans le cas d'un recuit à 200°C, la dureté est maximale au niveau de la ZF (Hv= 170) et elle est minimale au niveau de MB (Hv= 154). Par contre, la dureté dans le cas du recuit à 300°C elle est de l'ordre de 169 mais au niveau de la ZAT.

## IV.6. Examen métallographique du point de la soudure

### IV.6.1. Préparation des échantillons pour observations métallographiques

Les séquences de la préparation des surfaces pour observations métallographiques sont les suivantes:

#### 1. Le prélèvement des échantillons

Les échantillons ont été pris sur plusieurs éprouvettes par découpage avec une tronçonneuse à disque lubrifié.

## 2. Polissage de l'échantillon

Le polissage consiste à rendre la surface plane de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Il comporte trois phases essentielles:

- **Dressage** : le but est de rendre la surface d'examen plane. L'opération du dressage est exécutée sur une meule
- **Dégrossissage** : la surface préalablement dressé est ensuite polie à l'aide de papier abrasif de plus en plus fin avec une polisseuse de type STREUS DAP-6 (voir figure IV.20.). on commence l'opération selon l'état initial de la surface.
- **Finissage**: un polissage de finition est réalisé avec les granulométries de 800 à 1200 et à la fin la pate diamantée de 3  $\mu\text{m}$  sur un feutre



Figure IV.20. Polissage mécanique

## 3. Attaque chimique

La face polie est convenablement dégraissée avec l'alcool puis séchée, ensuite l'échantillon est immergé dans le réactif d'attaque NITAL (6% d'acide citrique ( $\text{HNO}_3$ ) et 94 % d'alcool avec une durée d'attaque de 30 secondes)

Enfin l'échantillon est nettoyé avec de l'eau distillée et puis séché sous un courant d'air sec et chaud

## 4. Observation et photographique de l'échantillon d'examen

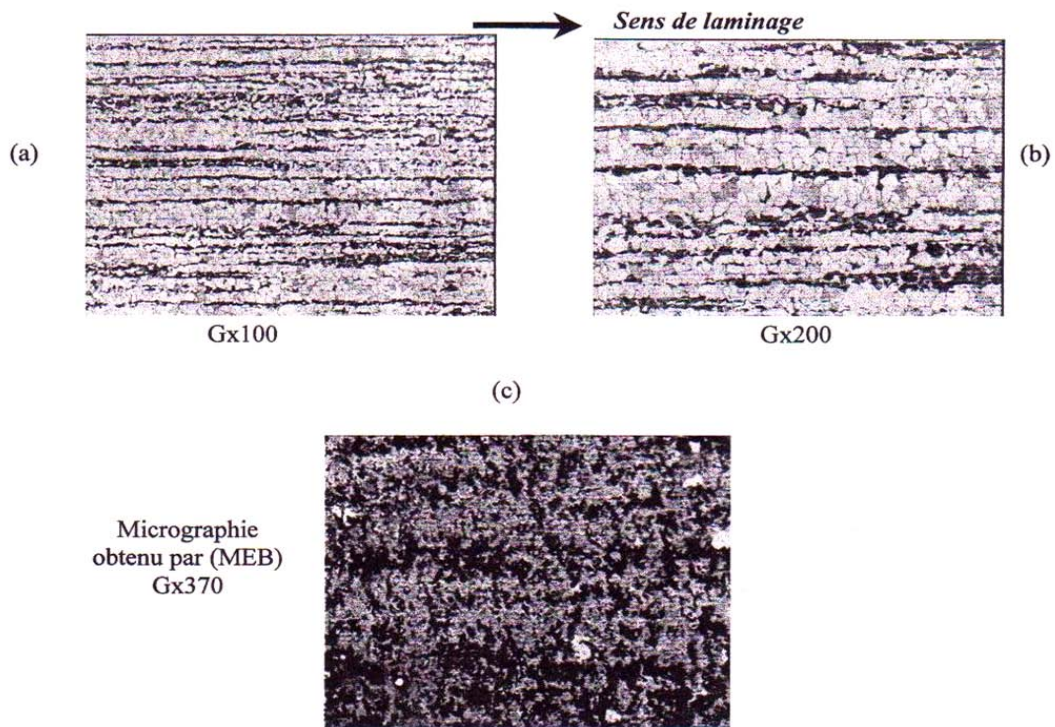
L'observation est effectuée avec un microscope optique ou un microscope à balayage électronique (MEB).

### IV.6.2. Résultats de l'examen métallographique

Les examens métallographiques ont été effectués pour divers échantillon (du métal de base et de soudure) sur microscope optique et électronique à balayage, dans le but de mettre en évidence les structures qui les constituent.

#### IV.6.2.1. Examen métallographique de l'acier (métal de base)

Sur la figure IV.21. (a,b,c), nous avons présenté les résultats d'examen macro et micro et micrographiques d'un échantillon prélevé d'une tôle de la nuance E24 et de dureté Hv=115,9



**Figure IV.21.(a,b,c)** *Micro et macrographique de l'acier de base*

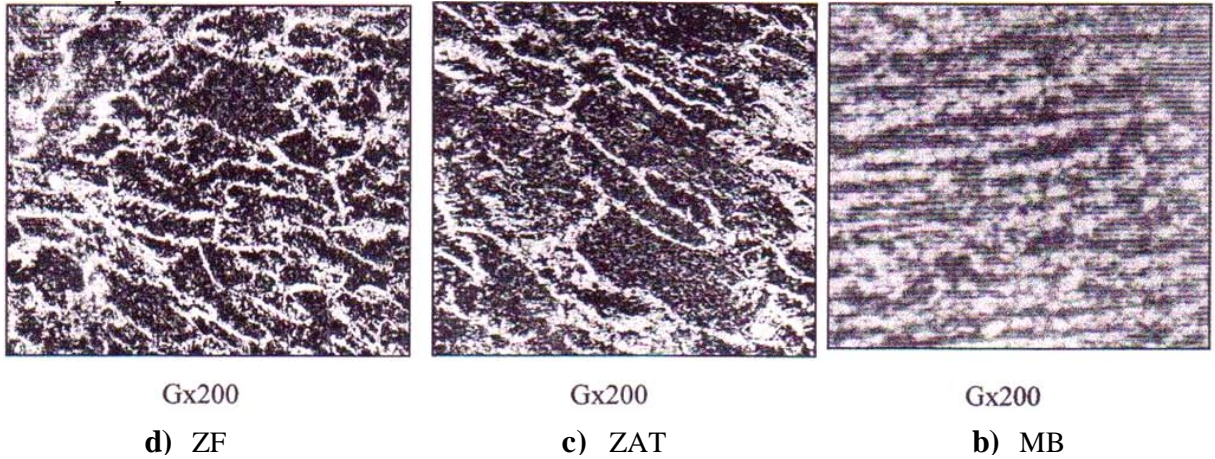
Les macros et micrographiques montrent bien la texture liée au laminage du produit (grains orientés dans le sens de laminage)

#### IV.6.2.2. Examen métallographique de la soudure

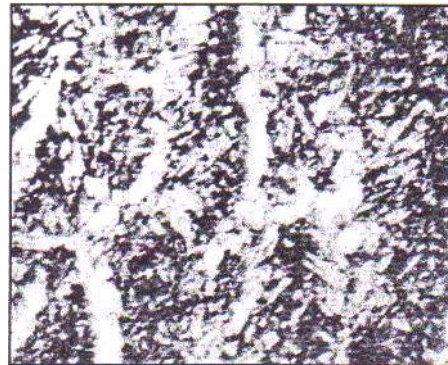
L'examen est effectué pour des échantillons ayant subis différents traitements thermiques

- **Cas des échantillons avant le traitement thermique**

La figure IV.22. représente les micrographies des différentes zones de soudage et leurs représentations schématiques.

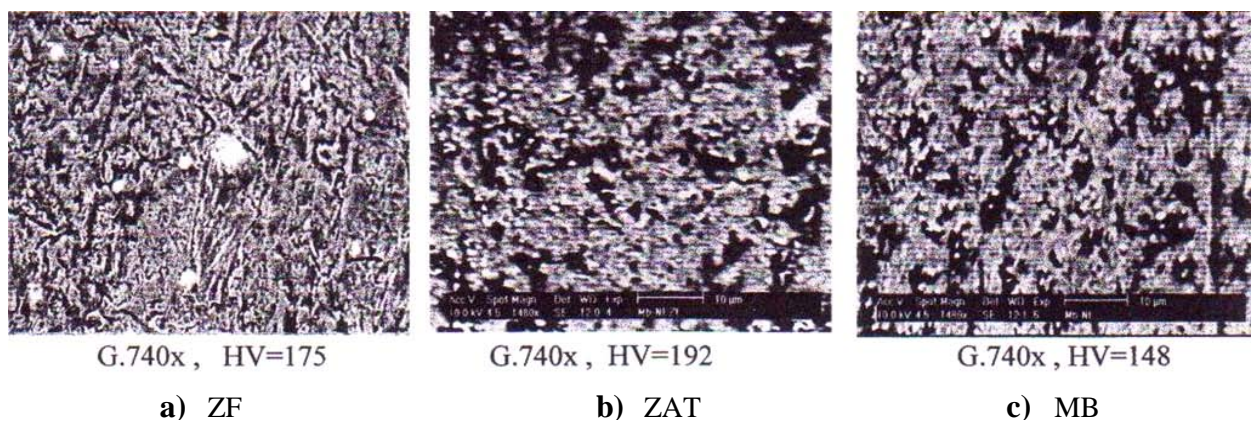


**Figure IV.22.** *Micrographies des différentes zones (microscope optique)*



**Figure IV.23.** *Structure de Widmanstätten au niveau de la ZF et la ZAT*

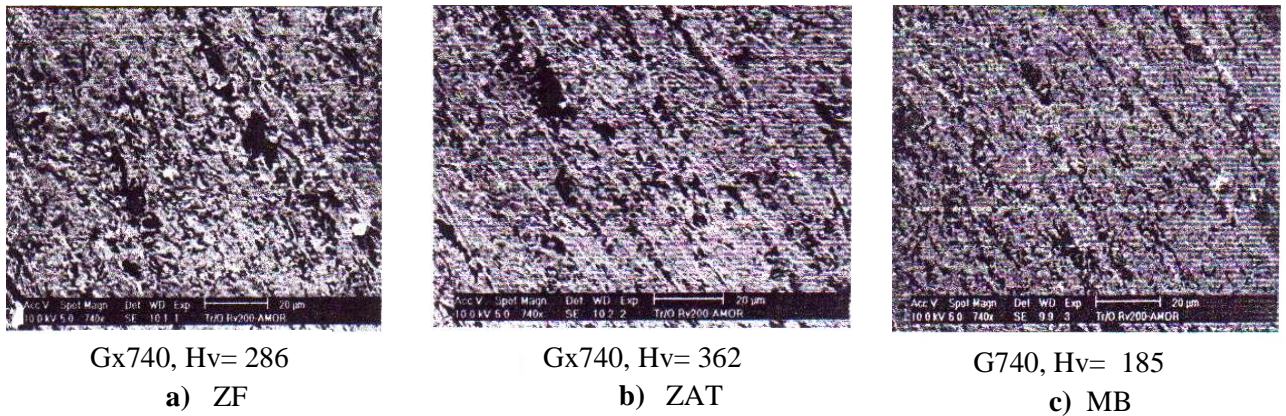
D'après ces figures, on constate l'existence d'une hétérogénéité structurale, aussi on constate que la zone fondue (ZF) et la zone affecté thermiquement (ZAT) présentent par endroit une structure de Widmanstätten (voir figure IV.23).



**Figure IV.24.** *Micrographies des différentes zones observées par le MEB*

Les figures IV.24.(a,b,c) représente les micrographies des différentes zones de soudage pour le même échantillon obtenus à l'aide du MEB.

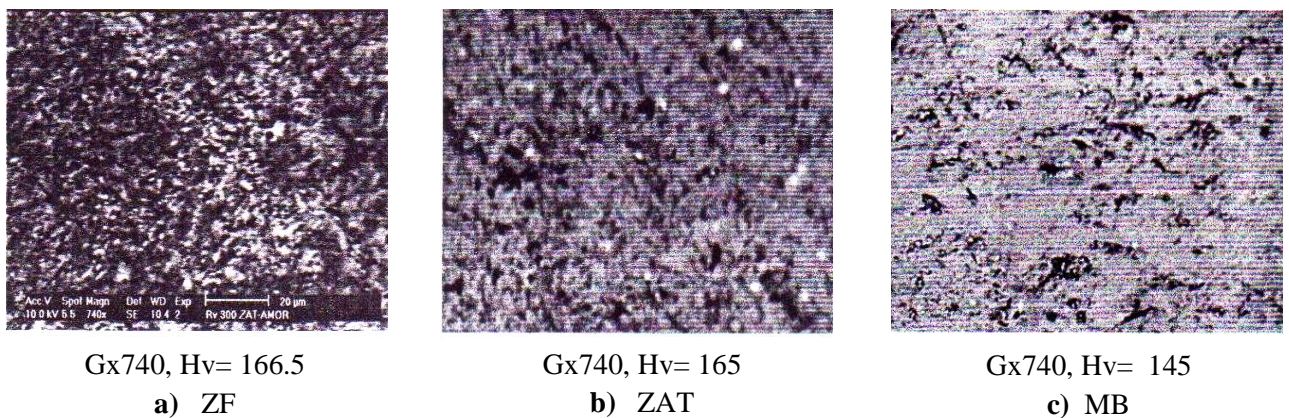
▪ Cas des échantillons revenu à 200°C après trempe à l'eau



**Figure IV.25. (a.b.c).** les micrographies des différentes zones (MEB)

Les figures IV.25.(a,b,c) représentent les micrographies des différentes zone constituant la soudure d'un échantillon revenu à 200°C après une trempe à l'eau.

▪ Cas des échantillons ayant subi un recuit à 300°C



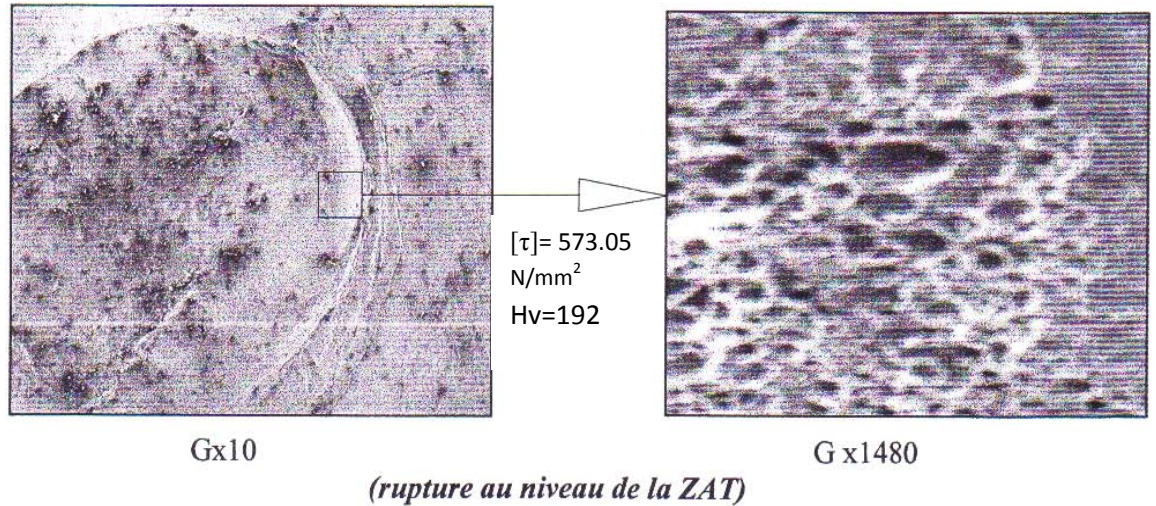
**Figure IV.26. (a.b.c).** les micrographies des différentes zones (MEB)

Les figures IV.26.(a,b,c) représentent les micrographies des différentes zones constituant la soudure d'un échantillon ayant subi un recuit à 300°C. On remarque que les trois zones présentent une structure très fine.

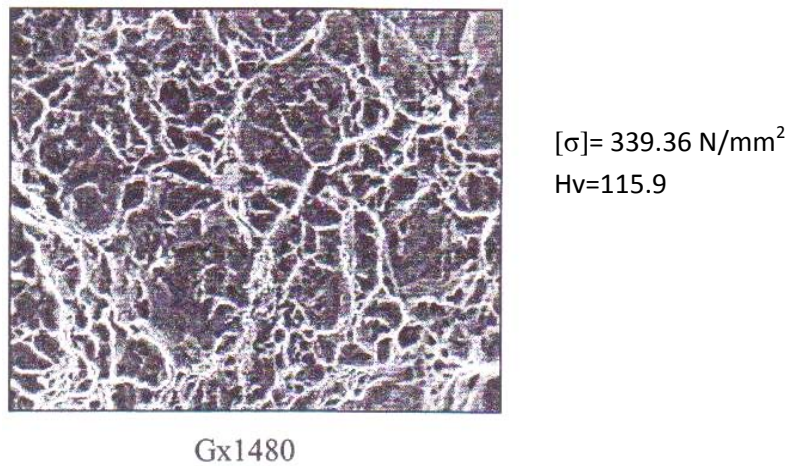
## IV.7. Examen des faciès de rupture

### IV.7.1. Cas du soudage avant les traitements thermiques

- Type A d'éprouvette

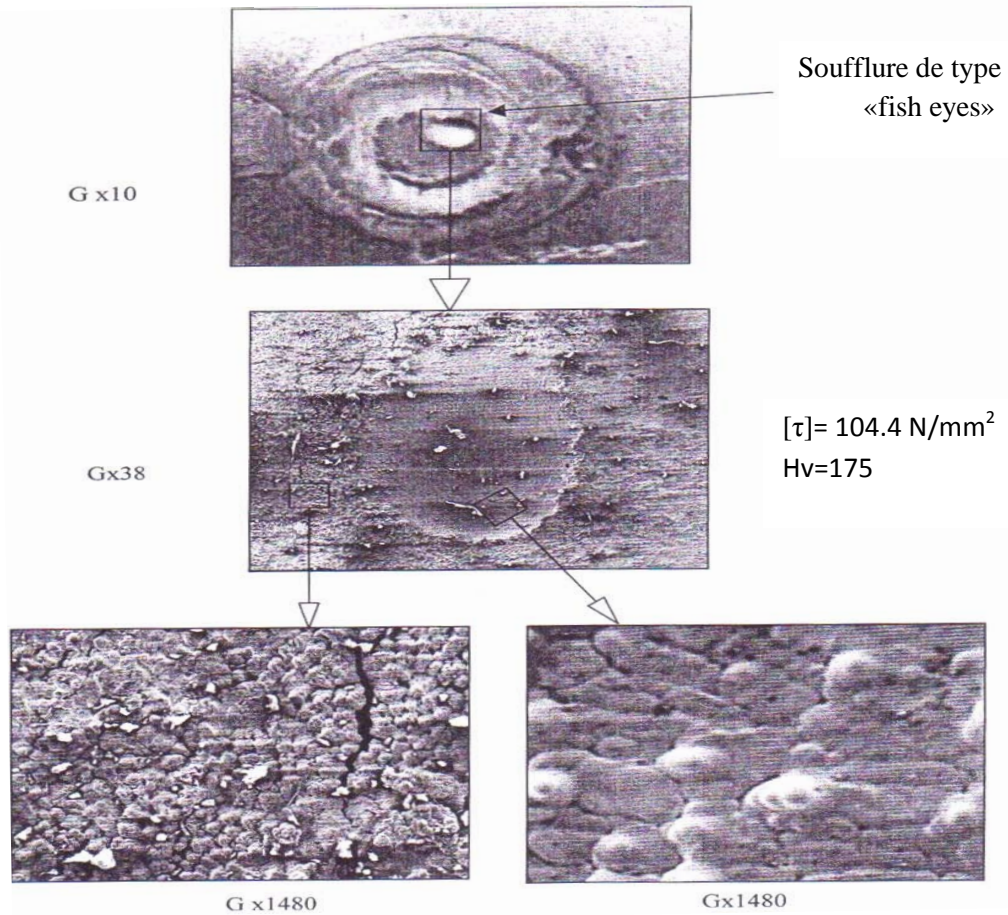


**Figure IV.27.** *Faciès de rupture de l'éprouvette de type A au niveau de la ZAT*



**Figure IV.28.** *Faciès de rupture de l'éprouvette de type A au niveau du MB*

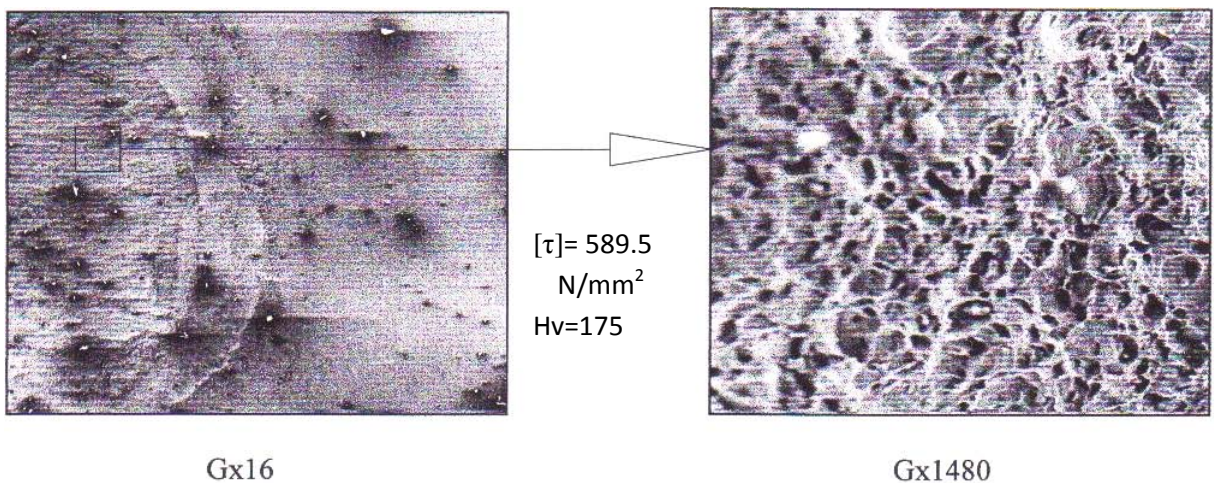
L'analyse des faciès de rupture de l'éprouvette rompue au niveau de la ZAT (figure 27 et 28) montre une répartition homogène des cupules de ductilité, avec par endroit, la présence de plans de clivage.



**Figure IV.29.** *Faciès de rupture de l'éprouvette de type A au niveau de la ZF*

La figure IV.29. montre que les éprouvettes sont rompues au niveau de ZF a cause des fissures intergranulaires qui mènent à une rupture fragile intergranulaires.

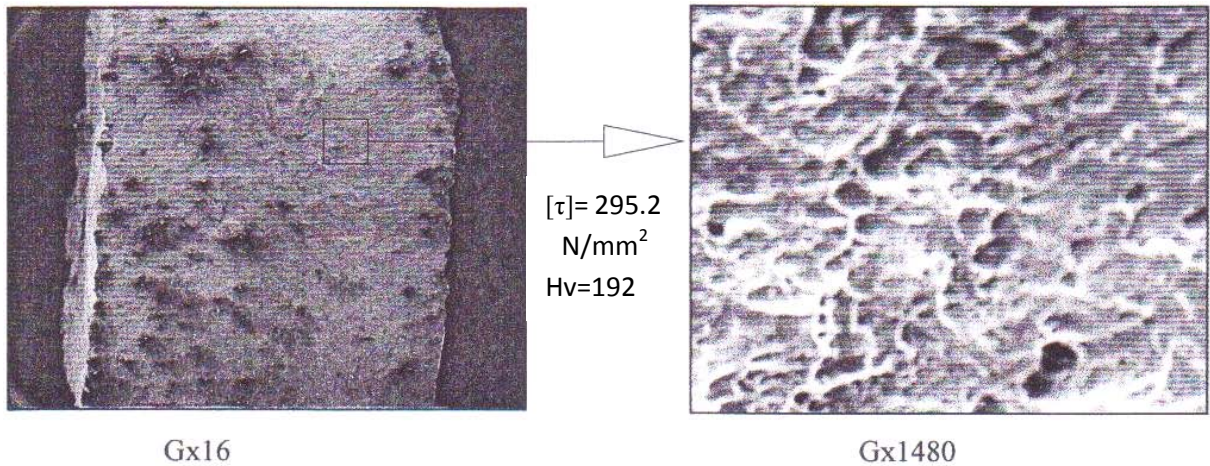
▪ **Type B d'éprouvette**



**Figure IV.30.** *Faciès de rupture de l'éprouvette de type B au niveau de la ZF*

Sur la figure IV.30, nous avons représenté les faciès de rupture d'une éprouvette de type B (2 points de soudure) au niveau de ZF.

▪ **Type C d'éprouvette**



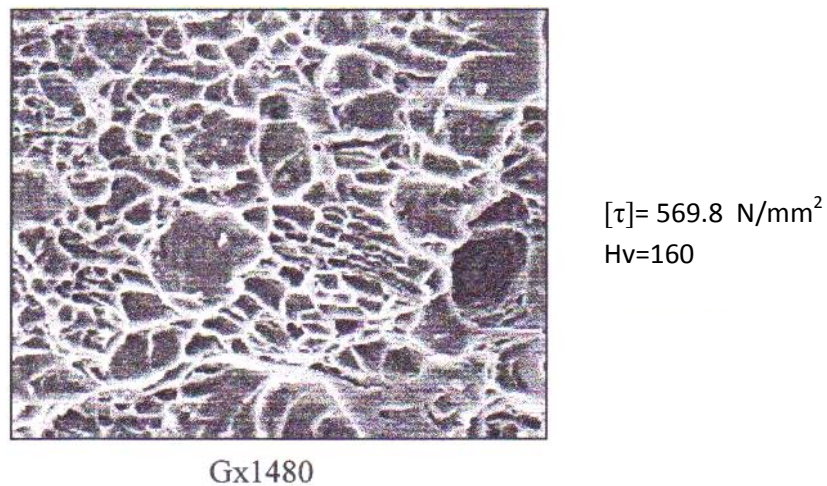
**Figure IV.31.** *Faciès de rupture de l'éprouvette de type C au niveau de la ZAT*

Les faciès de rupture de ZF de l'éprouvette de type B et de la ZAT de l'éprouvette de type C présentent dans les deux cas des cupules de ductilité, ainsi que par endroits des plans de rupture fragiles, ces plans de glissements sont en taille plus réduite pour le premier cas.

**IV.7.2. Cas du soudage après les traitements thermiques**

▪ **Cas de la trempe à l'eau + revenu à 300°C**

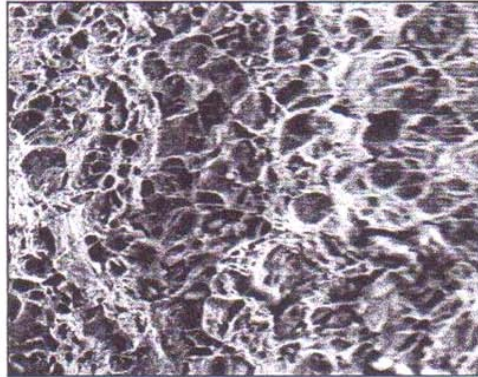
Sur la figure IV.32, nous avons illustré au niveau de ZAT le faciès de rupture d'une éprouvette de type A traitée thermiquement (trempe à l'eau suivie d'un revenu à une température de 300°C).



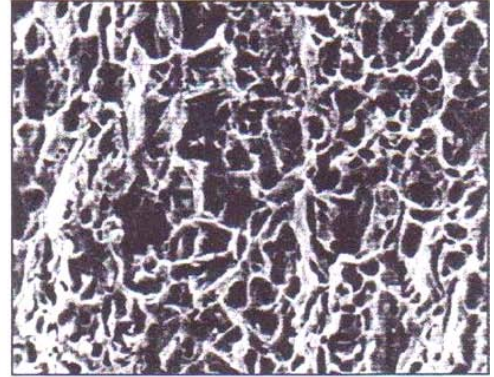
**Figure IV.32.** *Faciès de rupture de l'éprouvette de type A au niveau de la ZAT*

▪ **Cas de recuit à 300°C**

L'observation des faciès de rupture des trois derniers cas d'échantillons, montre clairement une répartition homogène des cupules de ductilité, avec par endroits (notamment pour le premier cas) la présence de plans de clivages.



$[\sigma]= 300 \text{ N/mm}^2$  Hv=145  
Rupture dans MB (type A)



$[\sigma]= 529.8 \text{ N/mm}^2$  Hv=166.5  
Rupture dans ZF (type B)

**Figure IV.33.** *Faciès de rupture de l'éprouvettes de type A et de type B au niveau de ZF et MB*

Sur la figure IV.33, nous avons montré par MEB et au niveau de ZF et de ZAT de éprouvettes de type A et B, les faciès de rupture après un traitement thermique de recuit à une température de 300°C

#### IV.8. Interprétation et analyse des résultats

Suite à notre étude menée sur la résistance des points soudés des aciers de constructions métalliques, et sur la base des résultats obtenus, nous pouvons avancer dans ce qui suit, une analyse comparative des résultats (avant et après traitement thermiques).

La prise de dureté et l'analyse métallographique faites sur l'acier de base nous a permis de caractériser cette nuance; cette dernière présente une structure ferrito-perlitique en bandes, et une dureté de l'ordre de 115,9 Hv.

Après traitement de revenu de l'acier de base ayant subi une trempe préalable à l'eau ou après recuit (préchauffage), la dureté diminue au fur et à mesure que la température augmente (de 150°C à 300°C).

La comparaison des valeurs de dureté des différents traitements avec celle de la nuance non traitée, montre que la dureté reste pratiquement inchangée, excepté le cas de traitement d'un revenu après trempe à l'eau, cette dernière atteint des valeurs plus élevées, elle passe de 115,9 à 200 Hv avec un écart de 84,1 Hv , ceci est dû au changement de structure qui est probablement de la martensite et/ou bainite appauvrie [46].

L'examen métallographique de la soudure, nous a permis de constater l'hétérogénéité de la structure : cette dernière se trouve modifiée lors du passage du métal de base, la zone affectée thermiquement vers la zone fondue comme le montre bien la figure IV.27 cette modification de la structure s'explique ainsi:

- Le métal de base est constitué de grains orientés vers le sens de laminage, la structure révélée est (ferrito-perlitique).
- Au fur et mesure que l'on se rapproche de la zone fondue les grains sont de plus en plus gros, la zone affectée thermiquement (ZAT) montre la présence de la structure de Widmanstätten (ferrite du type aciculaire, et des agrégats de perlite)
- La zone fondue qui présente une structure de solidification, grains orientés dans le sens de refroidissement, et on note par endroits la présence de structure de Widmanstätten.

La filiation de dureté réalisée sur le même cordon de soudure montre d'une part, l'existence d'un écart de dureté (de l'ordre de 65 Hv) entre la ZAT et le métal de base, et d'autre part la ZAT possède une dureté supérieure à celle de la zone fondue, cette augmentation de dureté ne peut être expliquée que par l'effet de la microstructure : en effet cette zone a une structure de surchauffe (dure et peut déformable).

L'essai de traction effectué sur éprouvettes (type A) présente des ruptures à différents endroits comme le montre la figure IV.10 (a,b,c), ces ruptures sont respectivement situées au niveau de la ZAT (avec une résistance moyenne  $\tau_{cis}=573.05 \text{ N/mm}^2$ ), au niveau de la ZF (avec une résistance moyenne  $\tau_{cis}=214,6 \text{ N/mm}^2$ ), et en fin au niveau du MB (avec une résistance moyenne  $\sigma_{tr} = 339,4 \text{ N/mm}^2$ ).

La comparaison de ces trois valeurs de la résistance, nous laisse conclure en premier temps, que la rupture au niveau de la ZAT présente une valeur de résistance la plus élevée. Nous avons ensuite comparé les faciès de rupture des trois zones (MB, ZAT et ZF), voir figures (IV.27, IV.28, IV.29); ces derniers présentent une répartition homogène des cupules de ductilité pour les deux cas de rupture (MB et ZAT) avec la présence par endroits des plans de clivages. Par contre dans le cas de la ZF nous avons une fragilité intergranulaire, causée par la présence de soufflure qui est du type "fish eyes" témoignant de la présence d'hydrogène dans le métal fondu.

Quant aux autres types d'éprouvettes (B et C), nous constatons que la résistance à la rupture (du type B) est presque la même que celle du type A, par contre celle du type C est bien inférieure (elle est de l'ordre de  $295.2 \text{ N/mm}^2$ )

Les faciès de rupture qui ont eu lieu respectivement dans la ZF (type B) et dans la ZAT (type C), présentent des cupules de ductilité et des plans de clivages par endroits, ces plans de glissement sont en tailles plus grandes pour ce dernier cas (type C) voir figures (IV.30, IV.31).

En ce qui concerne le traitement de revenu à 150°C après trempe préalable, la résistance reste inchangée (600 N/mm<sup>2</sup>), ceci peut s'expliquer ainsi le carbone a une tendance de quitter les sites qu'il occupe préférentiellement dans la maille quadratique de la martensite. Ce déplacement n'est accompagné d'aucune précipitation décelable, alors le carbone ségrège sur les dislocations (défauts cristallins), ce déplacement de carbone entraîne une relaxation des contraintes propre à l'échelle de la maille.

Par contre, la résistance diminue progressivement entre 150 et 300°C, phénomène qu'on peut expliquer par la précipitation du carbure, qui à son tour se transforme en cémentite (Fe<sub>3</sub>C).

Parallèlement, la comparaison des courbes de duretés des échantillons ayant subis un traitement de revenu entre 200 et 450°C après trempe à l'eau avec celles du soudage, nous laisse dire que la dureté au niveau de la ZAT diminue brutalement de la valeur Hv=362 à Hv=160 quand la température passe de 200 à 300°C. Puis, elle reste presque inchangée entre 300 et 450°C ; ceci est dû à la coalescence de cette cémentite.

En ce qui concerne le traitement de recuit (préchauffage) à différentes températures, les résultats des essais de traction sur les trois types d'éprouvettes, nous permettent de dire que :

- Dans le cas des éprouvettes du type A, la résistance diminue légèrement (de 546 à 540 N/mm<sup>2</sup>) quand la température passe de 150°C à 200°C et elle diminue d'avantage pour la température 300°C et est de l'ordre de 300 N/mm<sup>2</sup> (rupture au niveau de métal de base), ceci ne peut être expliqué que par l'existence d'un défaut au niveau du MB, donc qu'au lieu d'avoir un cisaillement, nous avons une rupture au niveau du métal de base.
- Dans le cas des éprouvettes du type B, là aussi la résistance diminue légèrement (559.9 à 550 N/mm<sup>2</sup>) quand la température varie de 150 à 200°C et elle atteint la valeur de 529.8 N/mm<sup>2</sup> pour la température 300°C.
- Pour le troisième type d'éprouvette C, les traitements de recuits n'ont aucun effet, en fait la résistance est restée presque la même (275 à 260 N/mm<sup>2</sup>) pour une température de recuit variante de 150 à 450°C, on aurait dû augmenter le temps de maintien (180 min) vue la dimension de l'éprouvette.

Par contre, la comparaison des courbes de duretés des échantillons ayant subis le même traitement à différentes températures, nous laisse constater que les courbes de dureté (aux températures 300 et 450°C) sont presque confondues, la dureté est pratiquement inchangée; cette dernière diminue si nous comparons ces deux dernières courbes avec celle du soudage.

Nous pouvons aussi conclure que le traitement de recuit a contribué à la diminution de la dureté, cette diminution de la dureté peut être attribuée à un appauvrissement de la structure (ferrite + perlite) en carbone après refroidissement final, (voir figure IV.26)

La comparaison de l'effet des deux traitements sur le cordon soudé, nous laisse dire que:

- La résistance au cisaillement est la meilleure dans le cas d'un recuit (préchauffage) à 300°C qui est de l'ordre de 527.2 N/mm<sup>2</sup> (type A), par contre dans le cas d'un revenu à 300°C elle n'est que de l'ordre de 569.8 N/mm<sup>2</sup>.
- La dureté diminue et passe de Hv=192 à Hv=160
- Les faciès de rupture dans le cas du recuit à 300°C présentent une ductilité meilleure et importante par rapport à celle du traitement de revenu et du cordon soudé.

Enfin, nous pouvons conclure que le plus adéquat des traitements est celui d'un préchauffage à 300°C.

## **Chapitre V: Modélisation numérique**

V.1. Introduction

V.2. La méthode générale de simulation

V.3. Le code CASTEM 2000

V.4. Analyse par éléments finis

V.5 Résultats obtenus

V.6 Interprétation et analyse des résultats

V.7 Conclusion

## V.1. Introduction

Aujourd'hui, beaucoup d'efforts sont consacrés au développement des modèles numériques pour prédire le champ de contraintes au niveau du noyau de soudure (dans la ZAT). Ces modèles de simulation de soudage par points sont aussi des outils qui peuvent permettre de résoudre le double problème de l'exploration et de la compréhension du procédé.

Les modèles mécaniques développés jusqu'à présent négligent les aspects dynamiques (vibration des tôles par exemple) et résolvent le problème mécanique par un calcul statique, dont l'équation est en fait la loi de comportement du matériau considéré, reliant les contraintes aux déformations. On précise qu'en soudage les températures atteintes sont telles (au-delà de la fusion) qu'on ne peut pas se contenter d'un calcul élastique : il faut considérer une loi de comportement plastique, au moins à haute température.

Les modèles de simulation physique reposent sur le calcul numérique par éléments finis ou par différences finies. La seconde solution est la plus simple à mettre en œuvre, mais sa programmation nécessite tout de même des compétences en informatique, et surtout elle est limitée à des géométries simples non déformables (simulations thermiques ou électrothermiques). La première solution doit donc être retenue pour avoir la déformation du maillage, c'est-à-dire en cas de calcul mécanique. De plus, l'utilisation de logiciels commerciaux (CASTEM, SYSWELD, ANSYS, ABAQUS, etc.) intégrant déjà la méthode des éléments finis et un certain nombre de lois physiques rend assez accessible le développement d'un modèle.

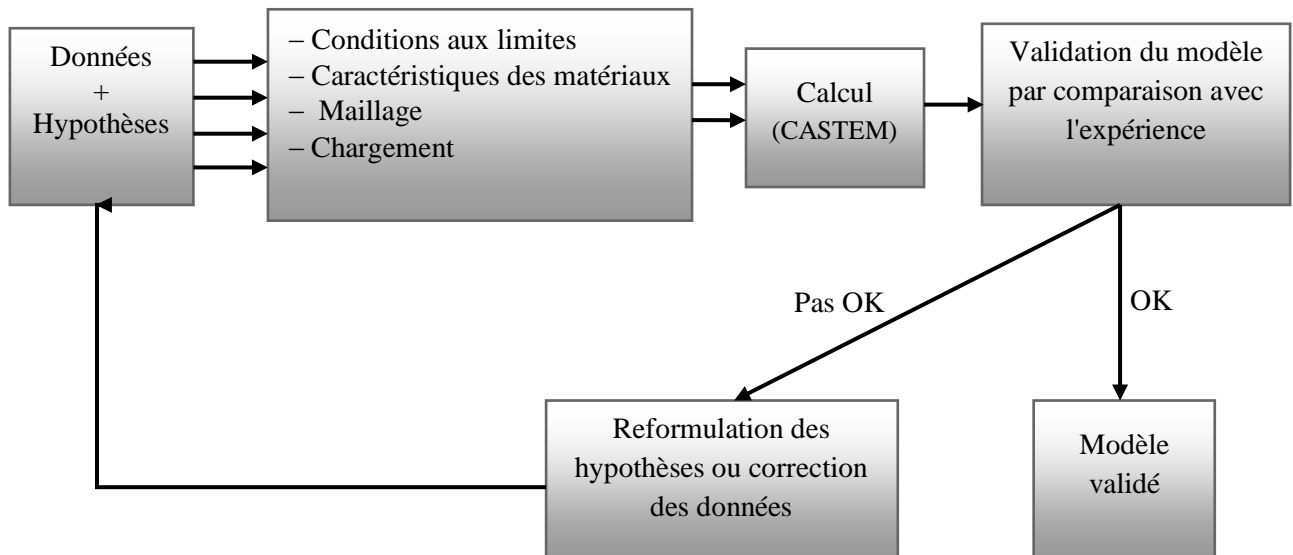
## V.2. La méthode générale de simulation

Les différentes étapes à mettre en place pour réaliser un modèle peut être mis en évidence dans la Fig. V.1.

Une connaissance de base sur les caractéristiques du processus, en particulier sur les paramètres pratiques et les premières hypothèses est nécessaire au début. Deuxièmement, c'est la construction du modèle avec la structure complète ou une section de cette dernière associée avec les conditions aux limites. Dans la troisième étape, une sélection du code de calcul adapté à l'application est nécessaire pour simuler le problème.

Dans cette étude, le code CASTEM est choisi pour la simulation pour la raison de son objectif concernant les fonctionnalités de simulation de soudure. Avant l'exploitation du modèle, les résultats doivent être essentiellement validés. Le processus de validation conduit à la vérification des hypothèses initiales et à l'adaptation des paramètres d'entrée.

La dernière étape est de corriger ou d'accepter le modèle et/ou des hypothèses.



**Figure V.1:** La méthode générale de simulation

### V.3. Le code CASTEM 2000

CASTEM 2000 est un code de calcul pour l'analyse de structure par la méthode des éléments finis. Ce code a été développé par le Département Mécanique et Technologie (DMT) du Commissariat français à l'Energie Atomique (CEA). La principale particularité de CASTEM 2000, est d'être extrêmement adaptable aux multiples applications propres à chaque utilisateur.

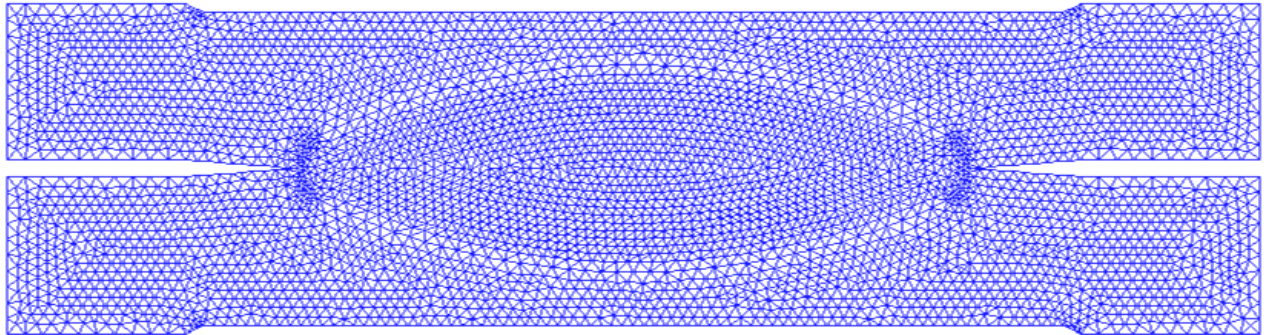
### V.4. Analyse par éléments finis

Tout problème d'éléments finis peut être construit de la manière suivante :

- a) Description de la géométrie, maillage. Choix du support géométrique.
- b) Choix du type d'éléments finis et du modèle de comportement.
- c) Donnée des caractéristiques du matériau et des caractéristiques géométriques supplémentaires.
- d) Donnée des conditions aux limites.
- e) Donnée du chargement.
- f) Résolution du système.
- g) Post-traitement des résultats.

#### V.4.1 la géométrie et le maillage des tôles soudées

Compte tenu de la géométrie des éprouvettes, on se limite à une modélisation bidimensionnelle. La figure V.2 représente la géométrie tenue pour la simulation des deux essais, l'essai de l'arrachement et l'essai de cisaillement.



**Figure V.2:** le maillage de l'éprouvette

Pour le maillage de la structure, des éléments finis triangulaires à six nœuds sont choisis pour avoir un calcul plus précis. Aussi pour optimiser le maillage choisi, il est raffiné dans les zones où l'on prévoit des forts gradients, notamment autour des interfaces et dans la ZAT (zone affectée thermiquement) de la soudure.

#### V.4.2 Caractéristiques du matériau

L'ensemble des Caractéristiques de matériau introduit dans le code de simulation sont répertoriés dans le tableau suivant :

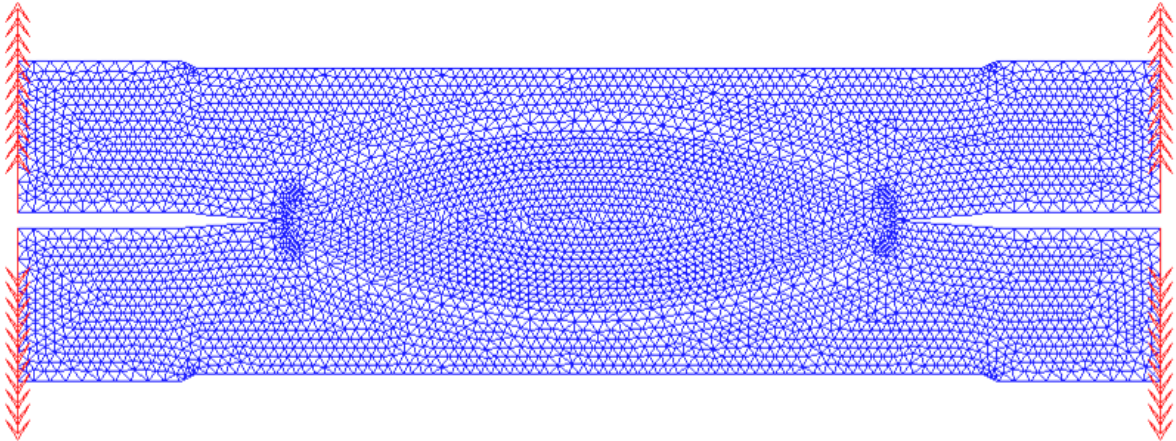
Donnée	Valeur
Masse Volumique	$\gamma = 78,5\text{KN/m}^3$
Module de Young	$E = 210\text{KN/mm}^2$
Coefficient de Poisson	$\mu = 0.3$
Limite Elastique	$R_e = 240\text{MPa}$

#### V.4.3 Chargement appliqué et conditions aux limites

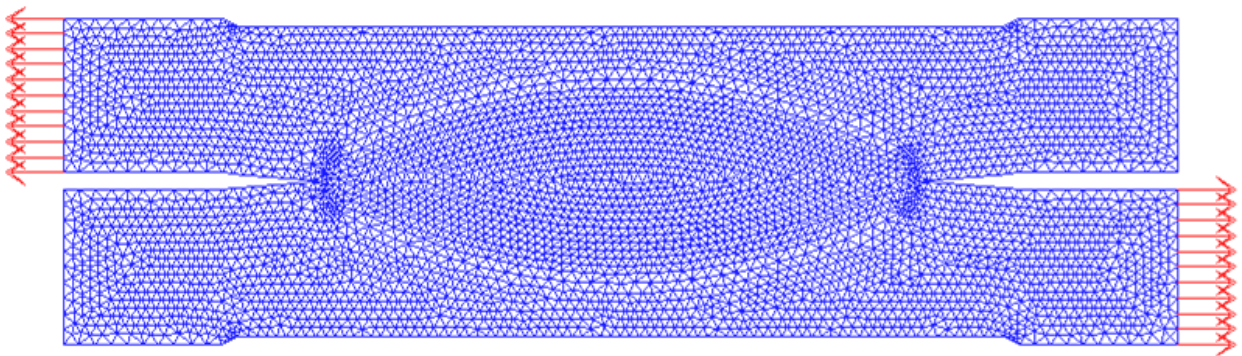
Durant les essais de l'arrachement et de cisaillement, le chargement est appliqué d'une manière continue et croissante jusqu'au la rupture des éprouvettes. De même manière, les forces appliquées dans la simulation des deux essais sont continues et croissantes (voir figures. V.3 et V.4).

Sur les figures V.3 et V.4, les vecteurs rouges représentent la distribution et l'orientation de forces appliquées durant la simulation. Cette distribution est choisie pour assurer la stabilité du système et la convergence de la solution pendant la résolution du système.

Pour les conditions aux limites, nous avons considéré le blocage des déplacements dans différentes directions pour avoir la stabilité désirée du système.



**Figure V.3:** *distribution des forces d'arrachement*



**Figure V.4:** *distribution des forces de cisaillement*

## V.5 Résultats obtenus

Dans les deux cas se présentent sous forme d'un champ de déformations (déformée du maillage initial) et d'un champ de contraintes. Les résultats sont illustrés dans les figures V.5 jusqu'à V.16.

### V.5.1 Résultats obtenus pour l'arrachement

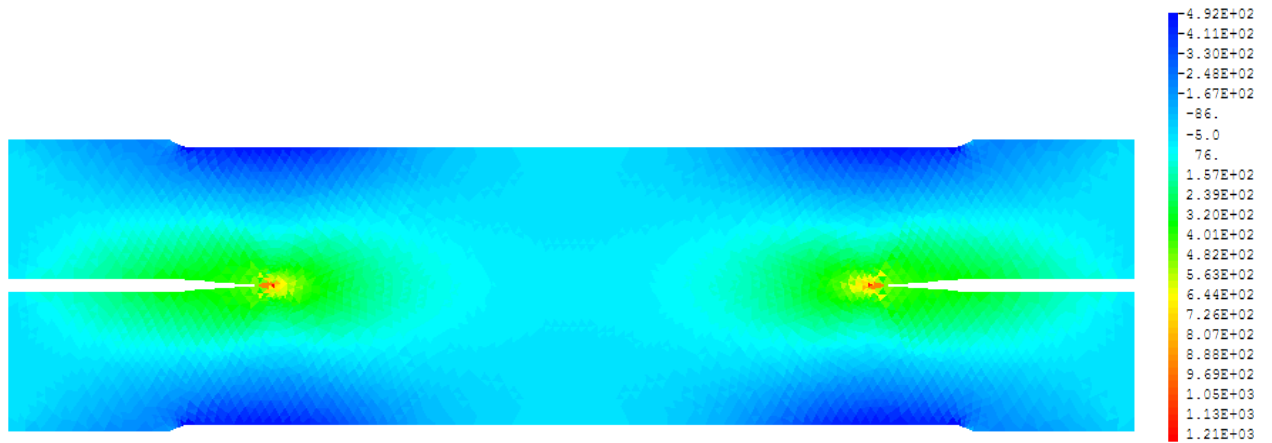


Figure V.5: champ de contrainte suivant l'axe  $xx$  ( $\sigma_{xx}$ )

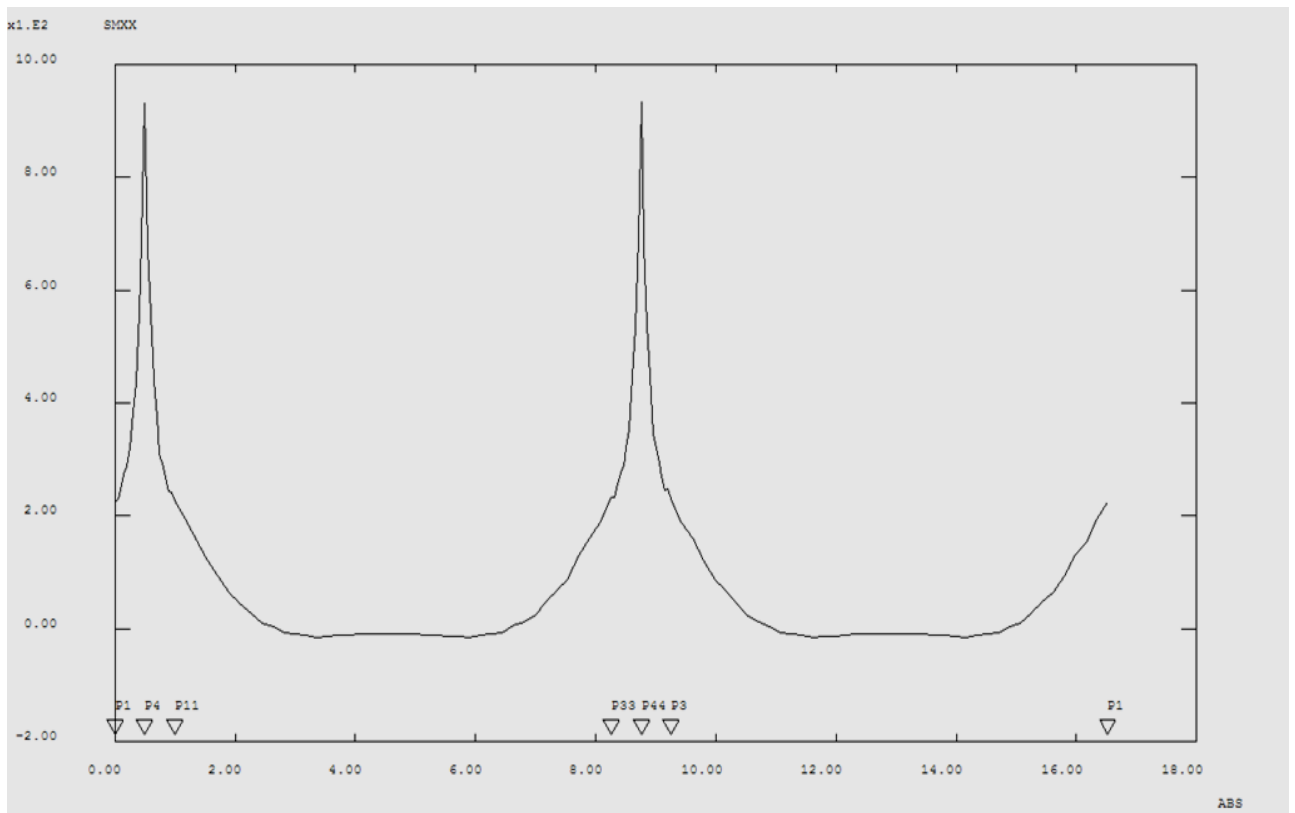


Figure V.6: Evolution des contraintes ( $\sigma_{xx}$ ) autour du point de soudure

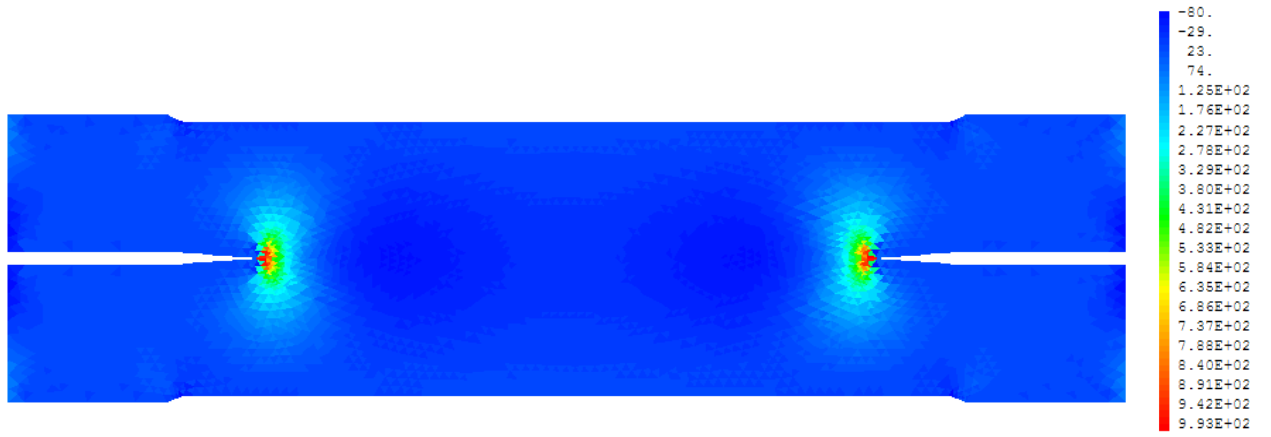


Figure V.7: champ de contrainte suivant l'axe yy ( $\sigma_{yy}$ )

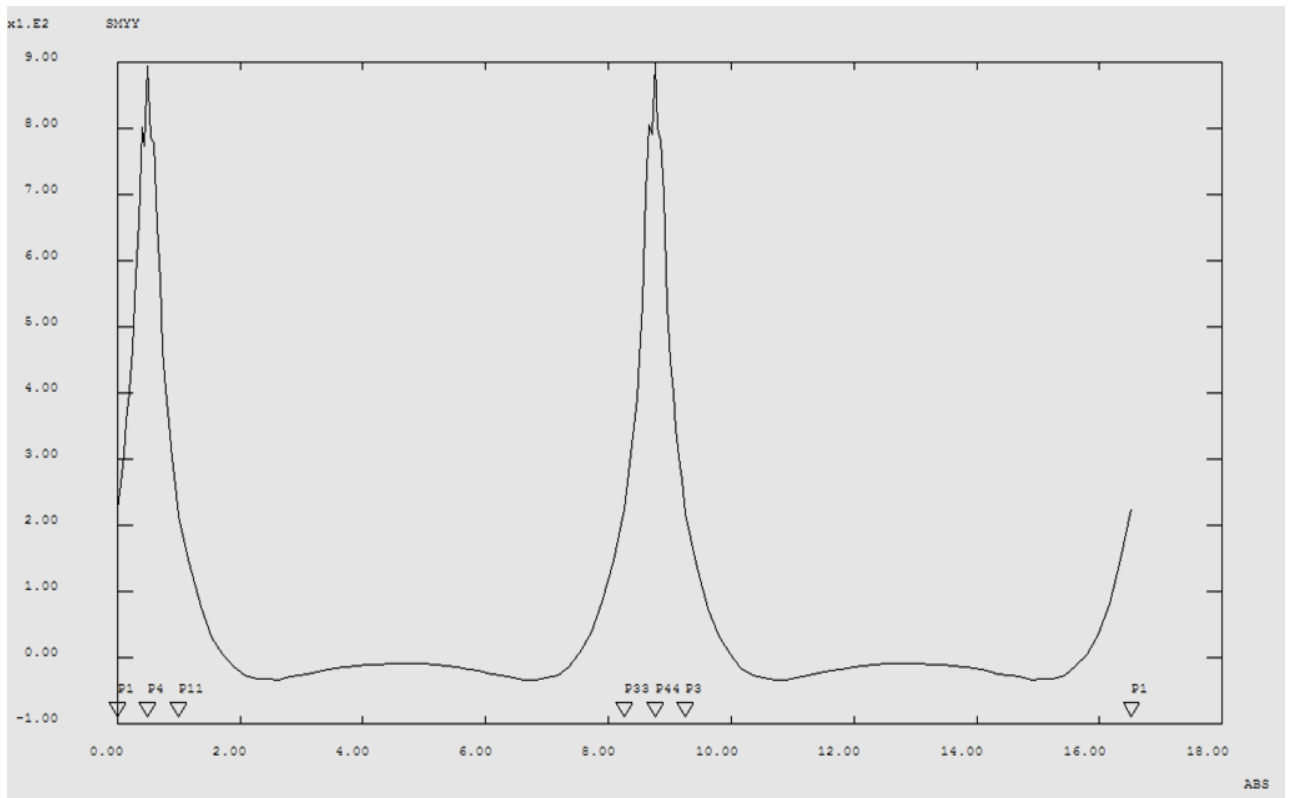


Figure V.8: Evolution des contraintes ( $\sigma_{yy}$ ) autour du point de soudure

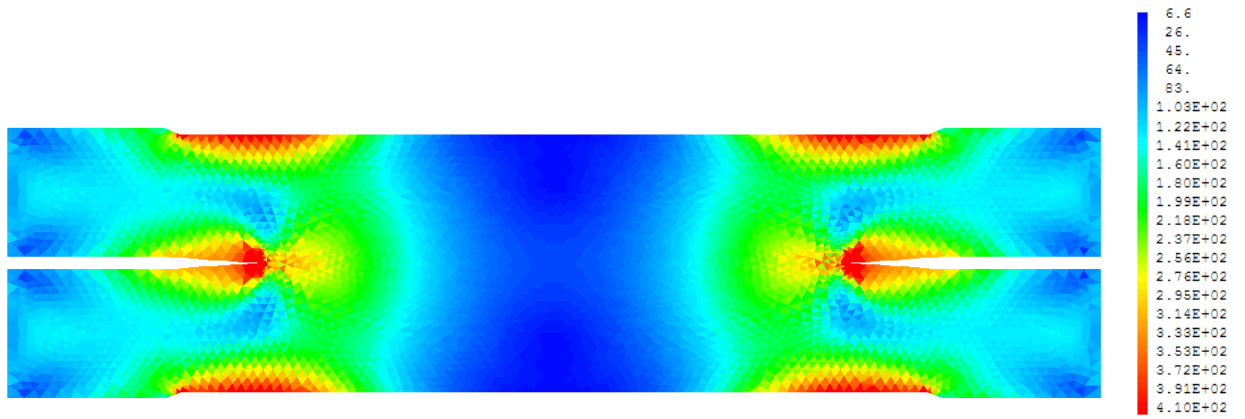


Figure V.9 : Distribution des contraintes de Von Mises

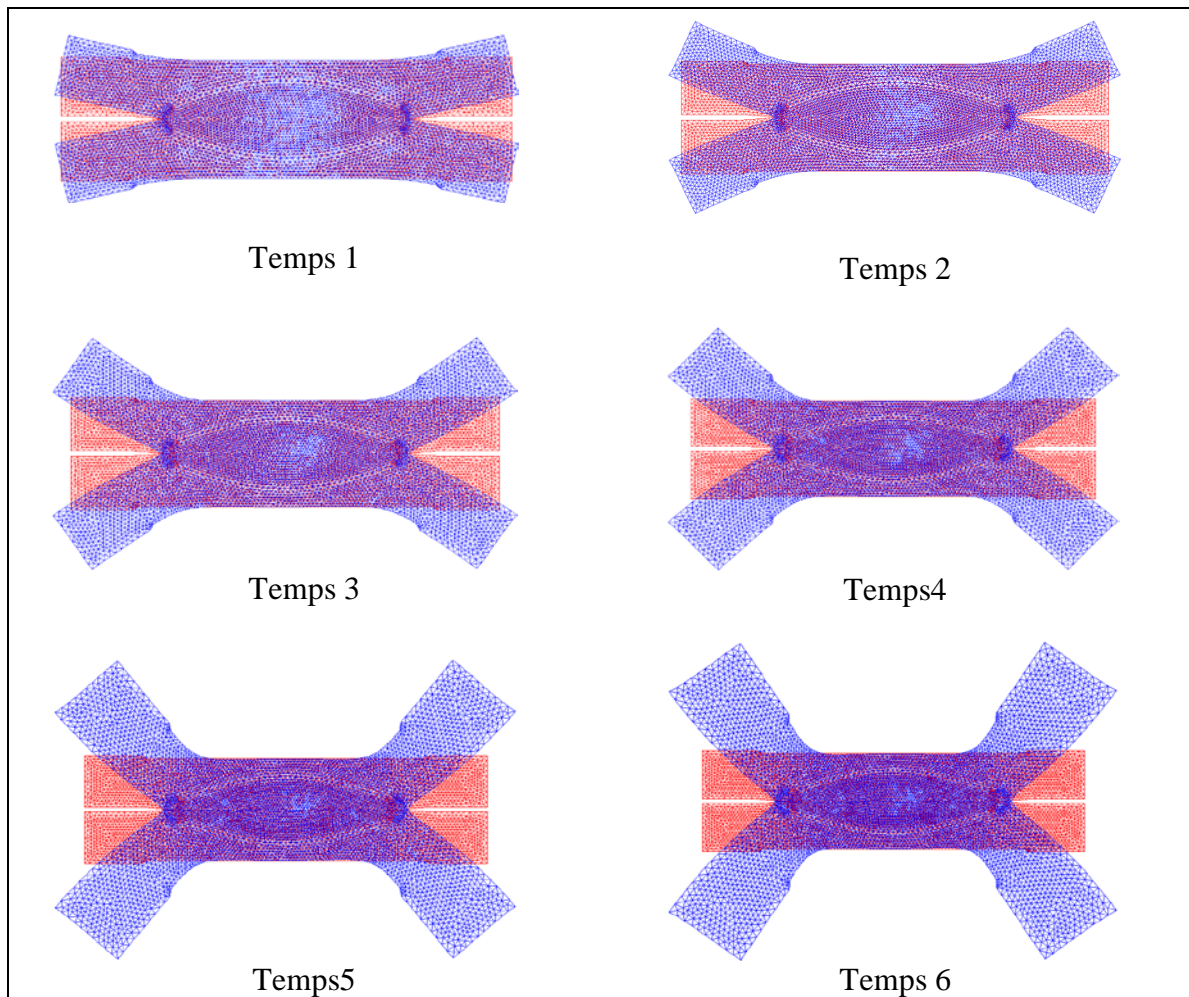


Figure V.10 : Evolution de déformation de l'éprouvette en fonction du temps

### V.5.1 Résultats obtenus pour le cisaillement

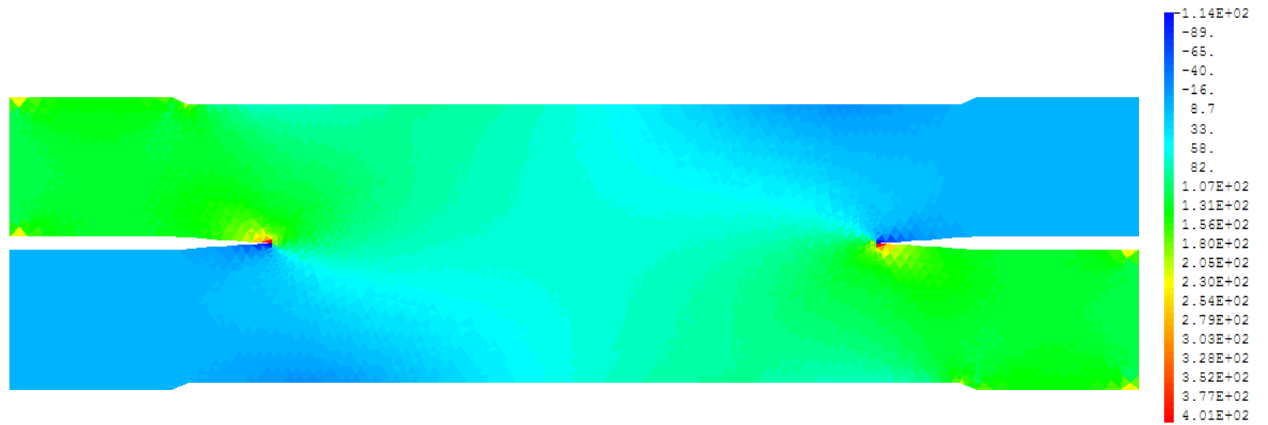


Figure V.11: *champ de contrainte suivant l'axe xx ( $\sigma_{xx}$ )*

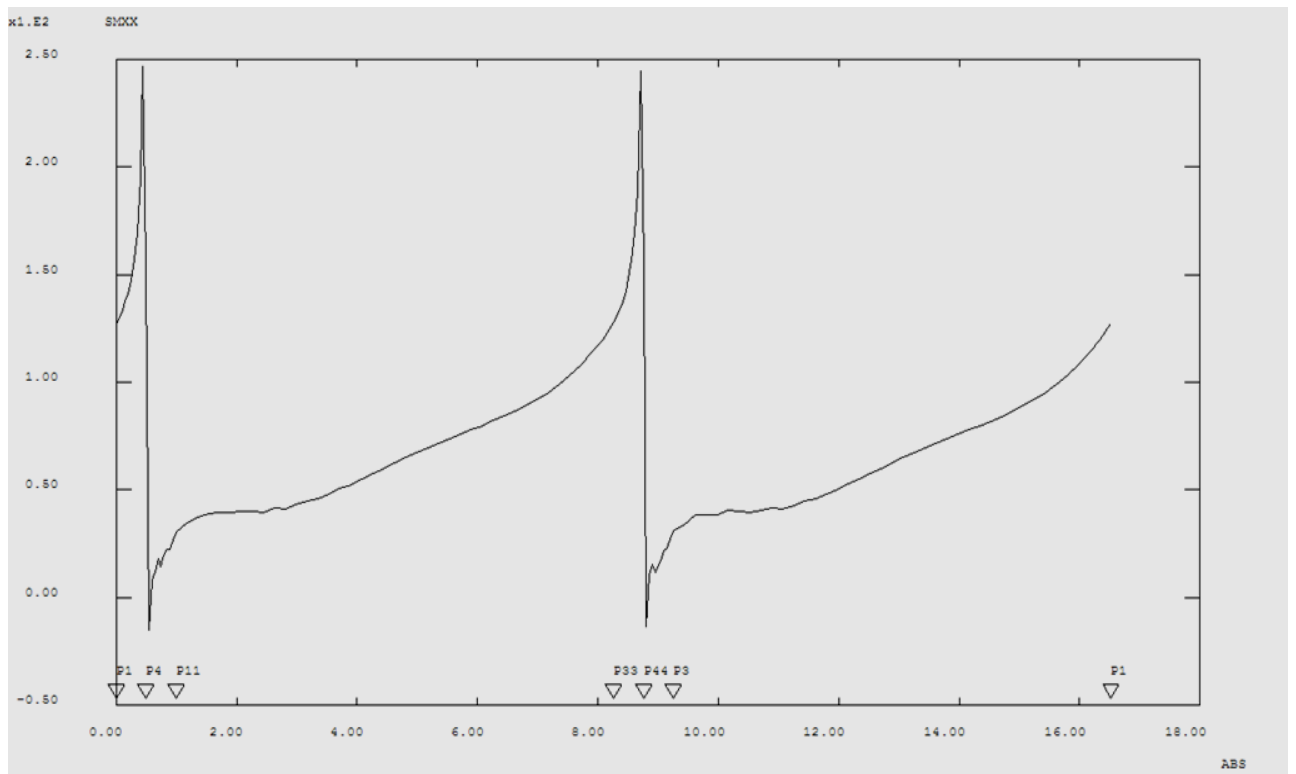


Figure V.12: *Evolution des contraintes ( $\sigma_{xx}$ ) autour du point de soudure*



Figure V.13: champ de contrainte selon l'axe yy ( $\sigma_{yy}$ )

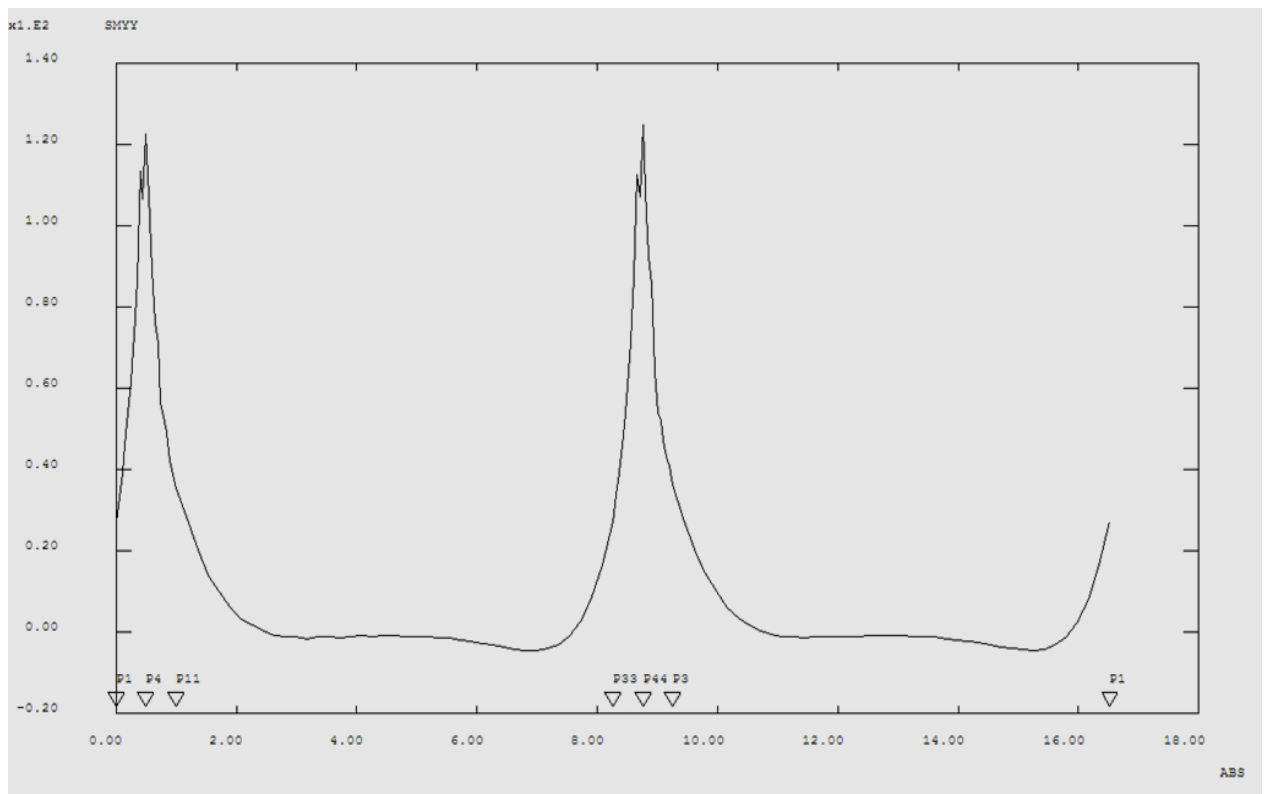


Figure V.14: Evolution des contraintes ( $\sigma_{yy}$ ) autour du point de soudure



Figure V.15 : Distribution des contraintes de Von Mises

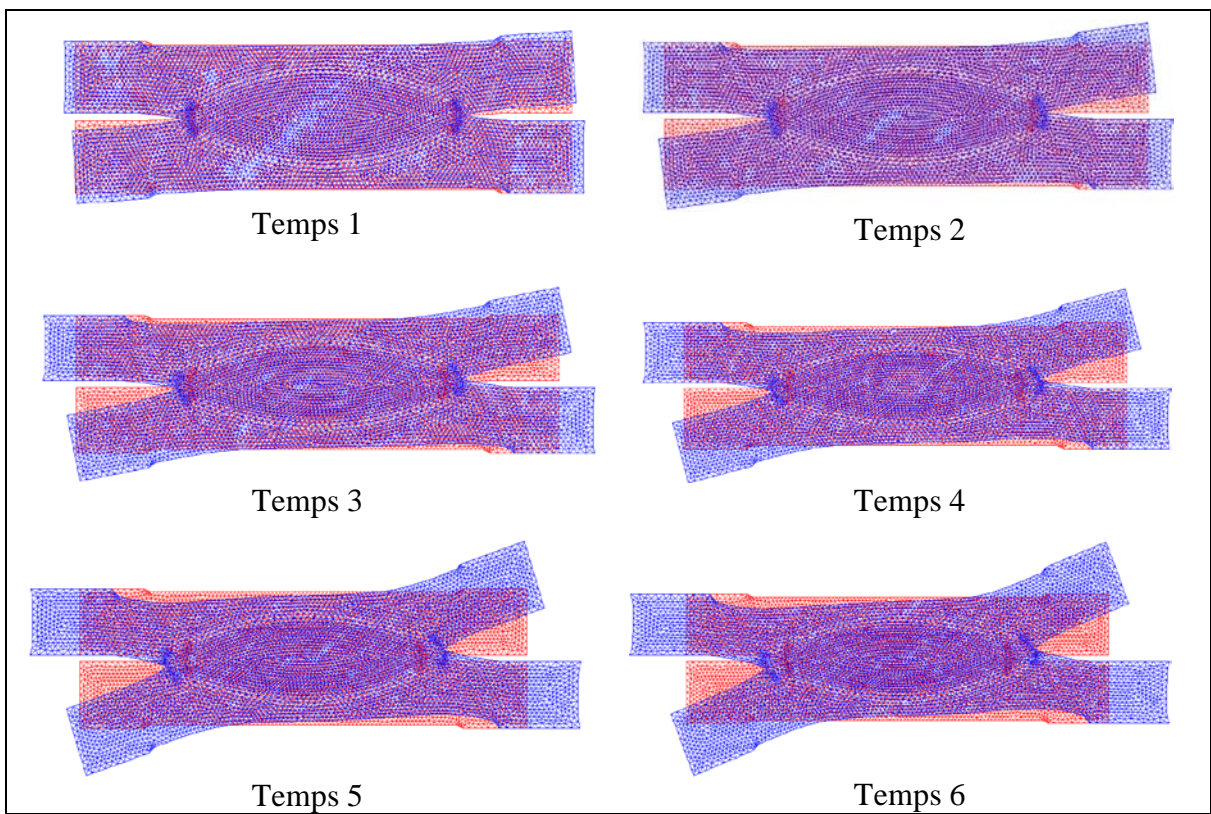


Figure V.16 : Evolution de déformation de l'éprouvette en fonction du temps

## V.6 Interprétation et analyse des résultats

Les figures V.5.a et b représentent le champ de contraintes suivant les deux axes où durant l'essai de l'arrachement, les zones rouges au niveau des fonds d'entailles sont des zones de forte concentration de contraintes locales, ces concentrations de contraintes constituent souvent des sites d'amorçage et de propagation de fissures de fatigue. Aussi la zone affectée thermiquement autour du noyau fondu subit aussi à une forte augmentation de contrainte.

Cette distribution du champ de contraintes justifie le lieu de la rupture (au niveau de la ZAT) des éprouvettes (rupture par déboutonnage; voir figure V.12).

Cependant, l'augmentation des contraintes aux niveaux des indentations sont dû aux déformations. La Figure V.5.c représente le champ de contraintes équivalentes de Von Mises

L'évolution des contraintes ( $\sigma_{xx}$ ) et ( $\sigma_{yy}$ ) autour du point de soudure est représenté sur les figures V.6.a et b où on constate que les contraintes au fond d'entaille augmentent d'une manière dramatique dans le plan de contact des deux tôles en outre au fond de l'entaille.

Pour l'essai de cisaillement, on remarque que les zones rouges qui représentent les valeurs maximales de contraintes (voir figures V.7.a et b), sont plus au moins étroites par rapport à l'essai de l'arrachement. Les valeurs maximales de contraintes se trouvent autour de l'entaille ce qui les rend des zones d'amorçage et de propagation de fissures

Cette spécifique distribution des contraintes locales expliquent la rupture au niveau de la ZAT et le métal de base (MB) durant les essais de cisaillement.

Comme dans le cas de l'arrachement, l'évolution des contraintes ( $\sigma_{xx}$ ) et ( $\sigma_{yy}$ ) autour du point de soudure dans l'essai de cisaillement augmente au niveau de l'entaille (voir figures V.8.a et b).

## V.7 Conclusion

Ce chapitre présente les résultats de calcul du champ de contraintes par éléments finis d'un assemblage de deux tôles d'épaisseurs de 2mm avec un seul point de soudure pour deux modes de chargement qui sont l'arrachement et le cisaillement.

Le calcul de champ des contraintes autour du point de soudure par la méthode des éléments finis a aboutit à des résultats conformes à ceux qui existent dans la littérature pour des chargements simples.

Les résultats obtenus dans ce chapitre expliquent pourquoi la majorité des ruptures vues au 5<sup>ème</sup> chapitre ont lieu au niveau de la ZAT.

## Conclusion Générale

Notre étude expérimentale du joint soudé, basée sur des essais mécanique et des observations métallographiques, nous a permis d'arriver aux conclusions suivantes:

- Hétérogénéité structurelle du joint soudé qui présente:
  - Un métal de base de structure en bandes ferrito-perlitique.
  - Une zone affectée thermiquement de structure surchauffée à gros grains.
  - Une zone fondue de structure héritée à partir de la ZAT avec solidification orientée
  
- Grâce aux divers essais mécaniques effectués:
  - Nous avons pu caractériser le comportement de ces tôles soudées ( $\tau_{\text{cis}} = 573.05 \text{ N/mm}^2$ ,  $\sigma_{\text{tr}} = 295,2 \text{ N/mm}^2$ )
  - Nous avons conclu que le point de soudure résiste bien au cisaillement qu'à la traction.
  - Le nombre de point de soudure n'influe pas sur la résistance au cisaillement.
  
- L'effet bénéfique d'un traitement de recuit (préchauffage) à  $300^\circ\text{C}$  qui a contribué à :
  - La diminution de la dureté et l'augmentation de la ductilité du cordon de soudure
  - Une meilleure résistance au cisaillement qui est de l'ordre de  $527.2 \text{ N/mm}^2$
  
- Aussi grâce à la simulation:
  - Nous avons compris pourquoi les ruptures ont lieu au niveau de la ZAT
  - Nous avons confirmé que le point de soudure résiste bien au cisaillement qu'à la traction.

## REFERENCES ET BIBLIOGRAPHIES

- [1] R.LEGUIG, Précis de soudage brasage et technique connexe, éd. Eyrolles, 1982.
- [2] J.PENDER & MC. GRAWHILL, le soudage, éd. paris, 1977.
- [3] S.BENISSAD? Le soudage TEC340, éd. O.P.U, Alger, 1982
- [4] CETIM, Documentation pratique sur la soudabilité des aciers, soudage et technique connexe, 1976
- [5] S. DEBIZ, Détermination des conditions de soudage des aciers, Soudage et techniques connexes, paris, 1984
- [6] J. PANCHON, guides des sciences et technologies industrielles, éd. AFNOR-NATHAN,1993
- [7] CRDM, Documentation pratique sur le soudage des tôles revêtues, Sollac-Dumkerque, 1994
- [8] R. CASES, Le soudage par résistance, éd. Les techniques de l'ingénieur, 1993
- [9] BROWEN-BOVERI-BADER, Documentation pratique, suisse, 1980
- [10] F.SAUVAGE, G. KAPLAN, Le soudage, le livre de l'acier, éd. Lavoisier, paris 1994
- [11] RWRMA, Documentation pratique sur le soudage par résistance, Résistance welding manufactures, (U.S.A), 1970.
- [12] BWRA, L'analyse de fabrication du préparateur du bureau de méthode, 1990
- [13] J. Pilarczyk, E. Debski, Reheat cracking in low alloy steel weldments and welded structures proceeding , 3<sup>rd</sup> Internationa conference joining of metals, Helsinky, Denemark, 1986.
- [14] J. Senkara, H. Zhang and S.J. Hu, Expulsion prediction in resistance spot welding, welding journal 83(4), 123s-132s.
- [15] Courbe de transformation des aciers de fabrication française, IRSID, éd. CPS, 1974.
- [16] Paramètre de refroidissement en conditions de soudage, IRSID, Recueil, éd. CPS, 1977.
- [17] R.C. Cochrane, P.R. Kirkwood, the effect of oxygen on weld metal microstructure, the welding institute, London, 1978.
- [18] Abson, R.E. Dolby, P.H.M.. Hart, the role of non metallic inclusions in ferrite nucleations in carbon steel weld metal, the welding institute, London, 1978.
- [19] St S. Laurent, Etude de l'influence du Bore, de Titane et de l'Azote sur les propriétés de la zone fondue de dépôts soudés d'aciers microalliés, Thèse PhD, Université de Montréal, Ecole Polytechnique, Juillet 1993.
- [20] C. Blais, G. Espérance, G.M. Evans, Characterisation of inclusions found in C-Mn steel welds containing titanium, science and technology of welding and Joining, 1999.
- [21] J. Burkhardt, T. Lau, T.H. North, Effect of Aluminium on the Ti-O-B-N Balance in submerged Arc Welding, Welding Journal, 1988.

- [22] C. Bonnet, Relation structure – Résilience dans les soudures d'aciers doux et faiblement alliés, Soudage et techniques connexes, 1980.
- [23] C. Bonnet, A. Gaspard-Angeli, Influence de la teneur en azote sur la réalisation des soudures d'aciers C-Mn, soudage et techniques connexes, 1986.
- [24] D. Radaj, Heat effects of welding, Springer-Cerlag Berlin, 1992.
- [25] W. Peterson, Methods to minimize the occurrence of interfacial fractures in HSS spot welds, sheet metal welding conference, May 15-17 2002.
- [26] S.S. Babu, M.L. Santella and Z. Feng, integrated thermal microstructural model to predict property gradients in resistance spot steel welds, sheet metal welding conference, 1998.
- [28] P. Dong & M. Kimchi, Modelling and analyses of microstructure development in resistance spot welds of high strength steel, 1997.
- [24] J. Senkara, H. Zhang and S.J. Hu, Expulsion prediction in resistance spot welding, welding journal 83(4), 123s-132s.
- [27] M.V. Li, P. Dong, M. Kimchi, Modelling and Analysis of Microstructure Development in Resistance Spot Welds of High Strength Steels, 98IBECC8, 1997.
- [28] N. Bailey, S.B. Jones, The solidification cracking of ferritic steel during submerged arc welding, Welding Journal, Aug. 1978 ; p 217s-231s
- [29] Bailey N., Weldability of Ferritic Steels, Abington publishing, 1994.
- [30] D.J. Kotecki, welding of stainless steel, ASM handbook, Vol. 6, 1993.
- [31] A.L. Schaeffler, Constitution diagram for stainless steel weld metal, 1949.
- [32] N. Suutala, effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels, 1983.
- [33] D.J. Kotecki, T.A. Sievert, WRC-1992 constitution Diagram for stainless Steel Weld metals, Welding Journal, 1992.
- [34] M.J. Ciesliak, « Cracking Phenomena Associated With Welding », ASM Handbook, Vol. 6, 1993, p. 88-96.
- [35] B. Hemsworth, T. Bonizewski, N.F. Eaton, Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys, metal Construction and British welding journal, 1969.
- [36] H. Limu, N.E. Hannerz, Influence of vanadium and niobium on weld solid state cracking, 1996.
- [37] S. Debiez, L. Gaillard, F. Malturd, Etude de la soudabilité d'un acier de nuance E690 T+R de Sollac avec des produits d'apport à bas et très bas hydrogène, Rapport Institut de soudure N° 28406, 1992.
- [38] J.M.F. Mota, R.L. Apps, Chevron cracking, a new form of hydrogen cracking in steel weld metals, welding journal, July 1982.

- [39] J. Vuik, J.C. van Wortel, C. van Sevenhoven, Application of very low yield strength consumables in the root pass of weldments to avoid preheating, welding in the world, Vol.1994.
- [40] A. Dhooge, A. Vinckier, la fissuration au réchauffage, revue des études récentes (1984-1990), le soudage dans le monde, Vol.30, 1992.
- [41] K. Tamaki, J. Suzuki, I. Imai, Y. Horii, T. Kumagai, effects of impurities and alloying elements on reheat cracking sensitivity of 720 N/mm<sup>2</sup> class high-strength steel, welding International, 1995.
- [42] A. Dhooge, Survey on reheat cracking in austenitic stainless steels and Ni base alloys , Welding in the World, 1998, 41, p. 206-219.
- [43] J. Pilarczyk, E. Debski, Reheat cracking in low alloy steel weldments and welded structures proceeding , 3<sup>rd</sup> International conference joining of metals, Helsinki, Denmark, 1986.
- [44] J. Lignon , R. Maillebau, Métaux ferreux, Etudes des matériaux, Technologie des fabrication mécanique, éd. 1983.
- [45] J. Barralis, G. Maeder, Elaboration, structure-propriété et normalisation, précis de métallurgie, éd. AFNOR-NATHAN, 1990.
- [46] R. Varisellaz, Soudage éléments de conception et de réalisation, éd. Dunod Paris, 1982

**Barème des conditions optima pour le soudage par points d'acier doux (acier à faible teneur en carbone)**

Épaisseur de la plus mince des pièces	Forme et diamètre des électrodes			Dimension minimum standard recommandée	Effort entre électrodes	Temps de soudage	Temps de forgeage	Courant de soudage	Résistance au cisaillement du point. (pour acier ayant une résistance max a la traction de 63 Kg mm <sup>2</sup> ) effort min	Diamètre point	Espace mm en axe d'axe en axe	Recouvrement / minimum
	Electrode à bout plas		Electrode à bout sphérique									
	Max	Min	r.(mm)									
e.(mm)	d.(mm)	D.(mm)	r.(mm)	P.(kg)	T.(s)	t.(s)	I.(Amp)	R.kg	Ø.(mm)	F.(mm)	L.(mm)	
0.25	3.2	12.7	50.8	Cône morse N°1	72	0.07	0.08	4000	59	2.9	6.35	9.5
0.53	4.8	12.7	50.8	Cône morse N°1	110	0.1	0.013	6500	136	3.5	9.5	11.1
0.79	4.8	12.7	50.8	Cône morse N°1	148	0.13	0.17	8000	240	4.1	12.7	11.1
1	6.4	15.9	76.2	Cône morse N°2	187	0.17	0.2	8800	368	4.6	19	12.7
1.3	6.4	15.9	76.2	Cône morse N°2	250	0.23	0.27	9600	542	5.3	23.2	14.3
1.6	6.4	15.9	76.2	Cône morse N°2	304	0.3	0.33	10600	780	5.9	25.4	15.9
2	7.9	15.9	76.2	Cône morse N°2	410	0.42	0.5	11800	1072	6.8	28.6	17.5
2.5	7.9	15.9	101.6	Cône morse N°3	525	0.57	0.58	13000	1383	7.7	31.8	19
2.8	9.5	22.2	101.6	Cône morse N°3	650	0.75	0.67	14200	1662	8.6	33.3	20.6
3.2	9.5	22.2	101.6	Cône morse N°3	800	1	0.75	15600	1950	9.5	38.1	22.2
3.5	12.7	22.2	152.4	Filtrage Male ou Femelle	1130	1.55	0.83	18000	2950	11.3	44.4	25.4
4.8	15.9	25.4	152.4		1513	2.17	0.92	20500	4080	13.1	50.8	31.8
6.3	19	31.8	152.4		2520	3.84	1	26000	8150	16.8	101.6	38.1

**Annexe A**

Matériaux d'électrodes : MALLORY 3. (Extrait du catalogue N° 550 D - MALLORY)