

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE



**Département de Métallurgie**

Projet de Fin d'Etude  
pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'Etat  
en Génie des Matériaux

*Thème*

Effet d'un traitement thermique sur les propriétés  
mécaniques et la résistance à la piqûration d'une soudure  
d'un acier à haute limite élastique API X52 dans un milieu  
industriel simulé.

**Promoteur : Pr M.E. DJEGHLAL**

**Réalisé par :**

**Proposé par : Mme H. HACHEMI**

**CHIKHI Koceila**

Promotion juin 2014  
ENP, 10 Avenue HassenBadi – El Harrach, Alger  
[www.enp.edu.com](http://www.enp.edu.com)

## ملخص

الهدف من هذا العمل هو دراسة تأثير المعالجة الحرارية على مقاومة التآكل، في محلول كلوريد الصوديوم 0.1 M لحم لفولاذ ذو مقاومة عالية API 5L X52 المستخدم لتصنيع الأنابيب الملحومة دوامة و أيضا دراسة تغييرات السلوك الميكانيكي والتغيرات فحص المعادن. وقد أجريت هذه الدراسة باستخدام الطرق الكهروكيميائية مثل الاستقطاب والاختبارات الغمر .

وقد سمحت لنا هذه الدراسة بتسليط الضوء على تأثير المعالجة الحرارية على تحسين السلوك الميكانيكي والتأثير على المقاومة لتأليب ثلاث مناطق المجهرية التي تشكل لحم الصلب API X52 .

**الكلمات الرئيسية :** الصلب API X52، المجهرية، والمعالجة الحرارية، لحم كهربائي، تجارب التآكل، الثقوب

## Résumé

Le but de notre étude est d'étudier l'influence des traitements thermiques sur la tenue à la corrosion, dans une solution de NaCl à 0,1M, d'une soudure en acier à haut limite élastique API 5L X52 utilisé pour la fabrication des tubes soudés spiral, ainsi que les modifications du comportement mécanique et les changements métallographiques survenus. Cette étude a été réalisée au moyen des méthodes électrochimiques telles que la polarisation potentiostatique et les essais d'immersion.

Cette étude nous a permis de mettre en évidence l'influence des traitements thermiques sur l'amélioration du comportement mécanique et l'effet sur la résistance à la piquuration des trois zones microstructurales constituant la soudure en acier API X52.

**Mots clés:** acier API X52, microstructure, traitement thermique, soudage à l'arc électrique, essais de corrosion, piquures.

## Abstract

The aim of our work is to study the influence of the heat treatment on the behaviour with corrosion, in a solution of NaCl with 0,1M, of a high-tensile steel welding API 5L X52 used for the manufacture of the welded tubes spiral, as well as the modification of the mechanical behavior and the metallographic changes which have occurred. This study was carried out by means of the electrochemical methods such as potentiostatic polarization and the tests of immersion.

This study enabled us to highlight the influence of the heat treatments on the improvement of the mechanical behavior and the effect on resistance to pitting of the three microstructural areas constituting the API steel welding X52.

**Keywords:** API X52 steel, microstructure, heat treatment, electric arc welding, corrosion tests, pits.

---

## Remerciement

Avant toute chose, je tiens à exprimer ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui m'ont toujours soutenue et encouragé pendant toute ma scolarité et ma graduation aux études universitaires ;

Au terme de ce travail, je tiens à remercier mon encadreur le Pr M.E. DJEGHLAL pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail, pour sa disponibilité, ses conseils et son aide précieuse de même que mon co-promoteur Mme HACHEMI;

Je tiens à remercier également Mr BOUABDALLAH pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury, Mme KECHOUD Mr et ABADLI d'avoir accepté de juger mon humble travail ;

Je n'oublie pas de remercier les enseignants du département de Métallurgie à l'école nationale polytechnique pour m'avoir offert, ainsi qu'à tout mes camarades de la promotion, une bonne formation au bout des trois années qu'on a passé ensemble sous le toit de notre département ;

A l'entreprise ANABIB ALTUMET à travers son personnelles et en particulier a Mr BAOUALI qui, de part ces conseil, sa bienveillance et sa disponibilité, nous a facilité le travail au sein de l'entreprise.

Finalement, mes remerciements vont à tous ceux qui ont contribué de près ou de loin au déroulement ce cet humble travail, tous mes camarades de classes dont l'amitié m'est très précieuse.

---

## Liste des tableaux

<i>Tableau II.1 : caractéristiques comparées des soudures.</i>	26
<i>Tableau IV.1 : Composition chimique de l'acier X52 de notre étude, en %massique.</i>	40
<i>Tableau IV. 2 : Propriétés mécaniques du métal avant soudage, d'après le certificat de qualité du Fournisseur (voir en Annexe).</i>	41
<i>Tableau IV. 3 : Désignation des échantillons de notre étude</i>	42
<i>Tableau IV. 4 : Composition chimique du fil utilisé dans le soudage SAW H.</i>	43
<i>Tableau IV. 5 : Composition chimique du flux utilisé dans le soudage SAW H.</i>	44
<i>Tableau IV. 6 : Ensembles des instructions pour effectuer l'analyse automatique des piqûres.</i>	52
<i>Tableau V. 1 : Résultats du calcul des taux de phases par analyse d'images.</i>	54
<i>Tableau V. 2 : Résultats de dépouillement des courbes de polarisation de l'échantillon X52 Brut.</i>	61
<i>Tableau V. 3 : Résultats de dépouillement des courbes de polarisation des échantillons traités thermiquement.</i>	62
<i>Tableau V.4 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 Brut immergé 1 jour.</i>	64
<i>Tableau V.5 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 1h] immergé 1 jour.</i>	65
<i>Tableau V.6 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 10h] immergé 1 jour.</i>	65
<i>Tableau V.7 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 50h] immergé 1 jour.</i>	65
<i>Tableau V.8 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 Brut immergé 4 jours.</i>	66
<i>Tableau V.9 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 1h] immergé 4 jours.</i>	67
<i>Tableau V.10 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 10h] immergé 4 jours</i>	67
<i>Tableau V.11 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 50h] immergé 4 jours.</i>	67
<i>Tableau V.12 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 Brut immergé 7 jours</i>	68
<i>Tableau V.13 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 1h] immergé 7 jours.</i>	69
<i>Tableau V.14 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 10h] immergé 7 jours</i>	69
<i>Tableau V.15 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 50h] immergé 7 jours.</i>	69

---

## Liste des Figures

<i>Figure I.1 : Diagramme binaire d'équilibre de phases Fer-FeC<sub>3</sub></i> .....	4
<i>Figure I.2 : Représentation schématique des microstructures pour un acier Fer-Carbone hypoeutectoïde au refroidissement à partir de la phase austénitique</i> .....	5
<i>Figure I.3 : Mise en solution des éléments dispersoïdes</i> .....	8
<i>Figure I.4 : (a) La limite d'élasticité, résistance à la traction et une dureté Brinell fonction de la concentration de carbone pour plaines aciers au carbone ayant une microstructures constituées de perlite fine. (b) La ductilité (% EL et % RA) et au choc Izod énergie fonction de la concentration de carbone pour les aciers au carbone ordinaire d' microstructures constituées de perlite fine</i> .....	9
<i>Figure I.5 : Effet des éléments chimiques sur le durcissement par solution solide</i> .....	11
<i>Figure I.6 : Influence de la taille des grains ferritique sur Re et T 50/50, cas d'un acier 0,1%C – 0,5%Mn – 0,2%Si – 0,006%N</i> .....	11
<i>Figure II.1 : principe de soudage manuel</i> .....	22
<i>Figure II.2 : principe de soudage automatique</i> .....	23
<i>Figure II.3 : principe de soudage en tandem</i> .....	23
<i>Figure II.4 : principe de soudage sou flux gazeux</i> .....	24
<i>Figure II.5 : Revêtement au feuillard</i> .....	25
<i>Figure II.6 : soudage vertical sous laitier</i> .....	25
<i>Figure II.7 : Cycles thermiques de soudage</i> .....	28
<i>Figure II.8 : distribution de la température dans le cordon de soudure</i> .....	30
<i>Figure II.9 : orientation des grains lors du refroidissement</i> .....	32
<i>Figure II.10 : transformation de la phase lors du soudage</i> .....	33
<i>Figure III.1 : diagramme potentiel- pH du fer</i> .....	34
<i>Figure III.3 : illustration du phénomène de cavitation</i> .....	35
<i>Figure III.4 : corrosion par fatigue</i> .....	35
<i>Figure III.5 : corrosion par fatigue entre deux grains</i> .....	36
<i>Figure III.6 : morphologie d'une piqure</i> .....	37
<i>Figure III.7 : morphologie d'une corrosion caverneuse</i> .....	37
<i>Figure IV.1 : Sens de découpage des échantillons pour les besoins de notre étude</i> .....	41
<i>Figure IV.2 : Machine ATIS pour le soudage SAW H</i> .....	42
<i>Figure IV.3 : soudage bout à bout</i> .....	43
<i>Figure IV.4 : Réalisation d'une soudure spirale sur tube API</i> .....	44
<i>Figure IV.5 : Traitement thermique de notre étude, RF : refroidissement dans le four</i> .....	45
<i>Figure IV.6 : Microstructure de l'acier API X52 avant soudage</i> .....	46
<i>Figure IV.7 : Schéma dispositif pour essai potentiostatique</i> .....	48
<i>Figure IV.8 : Principe de construction d'une courbe de polarisation</i> .....	49
<i>Figure IV.9 : exemple de traitement d'image</i> .....	49

---

<i>Figure IV. 10 : Exemple de planches d'images types pour la détermination de la taille de grains.....</i>	<i>51</i>
<i>Figure V.1 : microstructures de l'échantillon non traité.....</i>	<i>51</i>
<i>Figure V.2 : microstructures des échantillons soudés et traités thermiquement à 1h.....</i>	<i>52</i>
<i>Figure V.3 : microstructures des échantillons soudés et traités thermiquement à 10h.....</i>	<i>52</i>
<i>Figure V.4 : microstructures des échantillons soudés et traités thermiquement à 50h.....</i>	<i>52</i>
<i>Figure V.5 : Evolution de la dureté des zones MB, ZAT et ZF selon les traitements effectués.....</i>	<i>54</i>
<i>Figure V. 6 : Empreintes de micro-dureté HV 0,1 dans l'échantillon X52 Brut.....</i>	<i>54</i>
<i>Figure V.7 : Micro-dureté de l'échantillon non traité.....</i>	<i>55</i>
<i>Figure V.8 : Micro-dureté de l'échantillon traité à une heure.....</i>	<i>55</i>
<i>Figure V.9 : microdureté de l'échantillon traité à dix heures.....</i>	<i>55</i>
<i>Figure V.10 : Micro-dureté de l'échantillon traité à cinquante heures.....</i>	<i>56</i>
<i>Figure V.12 : Courbe de l'essai de traction sur un échantillon non soudé et traité pendant 50 heures.....</i>	<i>57</i>
<i>Figure V.13 Courbe de l'essai de traction sur un échantillon soudé et non traité.....</i>	<i>57</i>
<i>Figure V.14 : Courbe de l'essai de traction d'un échantillon soudé et traité pendant 50 heures.....</i>	<i>58</i>
<i>Figure V. 15 : Courbe du Potentiel libre de l'échantillon X52 Brut.....</i>	<i>58</i>
<i>Figure V. 16 : Courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques de l'échantillon X52 Brut.....</i>	<i>59</i>
<i>Figure V. 17 : Courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques des échantillons traités thermiquement.....</i>	<i>59</i>
<i>Figure V. 18 : Courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques des zones de la soudure de l'échantillon X52+[60°,50h].....</i>	<i>60</i>
<i>Figure V. : Formes de corrosion après 1 jour d'immersion.....</i>	<i>62</i>
<i>Figure V.20 : Mise en évidence des piqûres par traitement d'images, échantillon X52+[600°, 10h] immergé 1 jour.....</i>	<i>62</i>
<i>Figure V.21 : Images des piqûres d'un jour de l'échantillon X52 Brut.....</i>	<i>63</i>

---

## Sommaire

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

---

### Partie bibliographique

---

#### **Chapitre I : Présentation des aciers à haute limite élastique (HLE)**

I. 1. Généralités sur les aciers ferrito-perlitique.....	3
I. 1. 1. Définitions.....	3
I. 1. 2. Diagrammes d'équilibre de phases .....	4
I. 1. 3. Eléments d'alliages et leur influence .....	6
I. 2. Microstructure et propriétés mécaniques des aciers à haute limite élastique..	6
I. 2. 1. Performances mécaniques de la ferrite.....	7
I. 2. 2. Intérêt des éléments d'additions.....	7
I. 2. 3. Influence des éléments chimiques sur la tenue mécanique.....	8
I. 3. Notion de carbone équivalent .....	11
I. 4. Traitements thermiques des aciers HLE.....	12
I. 4. 1. Gamme de traitements thermiques.....	12
I. 4. 2. Traitements thermiques des soudures.....	13
I. 5. Débouchés technologiques des aciers HLE.....	15

#### **Chapitre II : Métallurgie de soudage des aciers HLE**

II. 1. Notion de soudabilité des aciers .....	16
II. 2. Aciers C-Mn microalliés.....	16
II. 3. Influence des éléments chimiques dans l'acier sur la soudabilité.....	17
II. 4. Procédés de soudage recommandés pour les aciers HLE.....	21
II. 4. 1. Soudage manuel à l'arc avec électrodes enrobées .....	21
II. 4. 2. Soudage automatique sous flux solide en poudre.....	22
II. 4. 3. Soudage automatique sous flux avec électrode en tandem .....	23
II. 4. 4. Soudage sous flux gazeux.....	24
II. 4. 5. Revêtement au feuillard.....	24
II. 4. 6. Soudage vertical sous laitier.....	25
II. 5. Comparaison des procédés de soudage .....	26
II. 6. Structure et propriétés des soudures.....	26
II. 7. Phénomènes thermiques introduits par le soudage.....	27
II. 7. 1. Cycle thermique de soudage.....	27
II. 7. 2. Courbes de répartition de la température.....	28
II. 7. 3. Facteurs influents le transfert de chaleur pendant le soudage.....	30
II. 8. Phénomènes métallurgiques introduits par le soudage.....	31
II. 8. 1. Formation du bain fondu.....	31
II. 8. 2. Transformation de phase.....	32
II. 8. 3. Ségrégation dans le cordon de soudure.....	33

---

### **Chapitre III : Phénoménologie de la corrosion électrochimique des aciers HLE**

III. 1. Généralités sur la corrosion électrochimique .....	34
III. 1. 1. Définitions.....	34
III. 1. 2. Diagramme d'équilibre Potentiel – pH.....	34
III. 1. 3. Formes de corrosion des aciers HLE.....	35
III. 2. Mécanismes de corrosion électrochimiques localisée .....	36
III. 2. 1. Corrosion par piqûration.....	36
III. 2. 2. Corrosion caverneuse.....	37
III. 3. Influence de l'état de surface sur la corrosion.....	38

---

### **Partie expérimentale**

---

#### **Chapitre IV : Matériau et méthodes expérimentales**

IV. 1. Présentation du matériau de départ .....	40
IV. 1. 1. Propriétés du matériau.....	40
IV. 1. 1. 1. Composition chimique.....	40
IV. 1. 1. 2. Propriétés mécaniques sur bobine.....	40
IV. 1. 1. 3. Prélèvement et dimensionnement des échantillons.....	41
IV. 1. 2. Conditions de soudage automatique.....	42
IV. 1. 2. 1. Procédé utilisé.....	42
IV. 1. 2. 2. Spécification des paramètres de soudage.....	44
IV. 1. 3. Traitements thermiques .....	45
IV. 2. Etude métallographique.....	45
IV. 2. 1. Préparation métallographique.....	46
IV. 2. 2. Observation par Microscopie optique.....	46
IV. 3. Caractérisation mécanique .....	46
IV. 3. 1. Essai de traction .....	46
IV. 3. 2. Essai de dureté HV.....	47
IV. 3. 3. Essai de microdureté HV.....	47
IV. 4. Caractérisation électrochimique.....	47
IV. 4. 1. Essais de polarisation potentiostatique.....	47
IV. 4. 2. Essais d'immersion dans NaCl 0,1M.....	49
IV. 5. Application de l'analyse d'images numériques.....	49
IV. 5. 1. Calculs des taux de ferrite et perlite .....	49
IV. 5. 2. Calculs de la taille de grains .....	50
IV. 5. 3. Calculs sur les piqûres de corrosion .....	51

#### **Chapitre V : Résultats et Interprétations**

V. 1. Résultats de l'étude métallographique.....	52
V. 1. 1. Microstructure de l'Echantillon X52 soudé non traité.....	52
V. 1. 2. Microstructure de l'Echantillon X52 soudé puis traité thermiquement.....	53



---

V. 1. 3. Détermination de la taille de grains.....	54
V. 1. 4. Détermination des fractions de phases.....	54
V. 2. Résultats des essais mécaniques.....	54
V. 2. 1. Essai de dureté HV.....	54
V. 2. 2. Essai de micro-dureté HV.....	55
V. 2. 3. Essai de traction uniaxiale.....	57
V. 3. Résultats des essais de polarisation potentiostatique.....	59
V. 3. 1. Courbes de potentiel à l'abondan.....	59
V. 3. 2. Courbes de polarisation potentiostatiques.....	59
V. 3. 3. Paramètres électrochimiques.....	61
V. 4. Analyse des piqûres de corrosion après immersion.....	62
V. 4. 1. Résultat après 1 jour d'immersion.....	64
V. 4. 2. Résultat après 4 jours d'immersion.....	66
V. 4. 3. Résultats après 7 jours d'immersion.....	68
V. 5. Interprétations des résultats de l'étude métallographique.....	70
V. 6. Interprétations des résultats de l'étude électrochimique.....	71
V. 7. Corrélations entre les résultats.....	73
Conclusion et Perspectives.....	75
Références bibliographiques.....	77
Annexe	

# **Introduction générale**

## Introduction générale

L'utilisation des aciers est très répandue, ils restent les alliages les plus utilisés dans plusieurs industries vue leurs diverses nuances et donc une grande variété de caractéristiques mécaniques et électrochimiques. Pour notre étude on a choisi la nuance API 5L X52 qui est un acier au carbone à haute limite élastique, on le retrouve en particulier dans la fabrication des tubes servant au transport des hydrocarbures et des eaux. Pour cela notre acier doit répondre à plusieurs exigences telles que la résistance mécanique, l'aptitude au formage, la soudabilité ou encore la résistance à la corrosion. L'étude de ce dernier point est primordiale.

Notre matériau subit une opération de soudage ce qui conduit inévitablement aux transformations liées à cette opération qui induit des transformations intrinsèques en terme de fragilisation de la zone soudée et de la diminution de la résistance à la corrosion.

Si un acier au carbone possède de bonnes propriétés mécaniques et une soudabilité appréciable, la corrosion est son talon d'Achille. En dépit de ce défaut, l'acier reste le favori dans de nombreux domaines. Pour cela on essaye d'y remédier par des moyens de protection, tels que les revêtements.

Afin d'équilibrer la balance entre les diverses propriétés de l'acier API 5L X52 et de palier au mieux aux modifications causées par le soudage, on a procédé à des traitements thermiques dont le but est d'observer leurs influences sur la tenue mécanique et la résistance à la corrosion.

Ayant expliqué le contexte général lié au matériau en question, dès son élaboration, sa transformation en produit fini et par la suite son utilisation, notre choix d'étude s'est porté sur la zone avoisinante et comportant le cordon de soudure à savoir le métal fondu, la zone affectée thermiquement et le métal de base adjacent à cette dernière.

Pour cette étude, on a fait une synthèse bibliographique, nous permettant ainsi de mettre à notre disposition le maximum de données relatifs à notre sujet, cette partie comporte trois chapitres :

- **Présentation des aciers à haute limite élastique (HLE) :** ce chapitre se pose en préambule, il met l'accent sur les propriétés des aciers à haute limite élastique tout en les présentant. De même qu'on trouve ici une brève présentation des traitements thermiques utilisés.
- **Métallurgie de soudage des aciers HLE :** la métallurgie de soudage est très complexe du fait qu'elle comporte et induit différents phénomènes dès la formation du bain fondu, sa solidification et le dégagement de chaleur conduisant à la formation de la ZAT.
- **Phénoménologie de la corrosion électrochimique des aciers HLE :** ce chapitre est consacré aux aspects électrochimiques ou seront développées des notions électrochimiques et cinétiques ainsi que différentes morphologies de corrosion associées aux matériaux étudiés.

Suite à cette partie, on est passé à l'étude expérimentale dans laquelle on retrouve la description globale des procédés expérimentaux et les résultats auxquelles on a abouti. Cette partie comporte deux chapitres :

- Un chapitre présentant les techniques expérimentales ainsi que les dispositifs de mesure utilisés qui ont permis de mener à bien ce travail sans oublier la présentation du matériau.
- Et un dernier chapitre, les interprétations des résultats expérimentaux sont développées et commentés.

A la fin de ce rapport, on termine par une conclusion générale mettant le point sur les résultats les plus importants qui nous ouvrent de nouvelles perspectives à étudier et à exploiter.

**Partie**

**bibliographique**

**Chapitre I :**  
**Présentation des**  
**aciers à haute limite**  
**élastique (HLE)**

## Chapitre I : Présentation des aciers à haute limite élastique (HLE)

### I. 1. Généralités sur les aciers ferrito-perlitique

#### I. 1. 1. Définitions

Il s'agit des aciers à *haute limite élastique* dits HLE, ou à *haute résistance* HR (HSLA = *steels high strength low alloy*). Les éléments d'alliage principaux sont le carbone, le manganèse, le niobium, le vanadium, l'azote et l'aluminium.

La très grande majorité des aciers HLE est livrée et employée à l'état ferritoperlitique. Ceci signifie qu'ils sont constitués de grains de ferrite juxtaposés avec des pseudo-grains de perlite, agrégat constitué lui-même de particules de ferrite et de particules de carbure de fer  $\text{Fe}_3\text{C}$  [1].

##### a) Ferrite

La ferrite est constituée essentiellement de fer  $\alpha$  qui ne peut contenir en solution solide d'insertion qu'au maximum 0,02 % de carbone, vers 725 °C, et encore bien moins à plus basses températures.

Le fer  $\alpha$  est susceptible d'admettre en solution solide de substitution des éléments d'alliage tels que Mn, Si, Cr, Ni, Mo, Cu... ou des impuretés comme P. Par effet de solution solide.

##### b) Perlite

La perlite contient pratiquement tout le carbone de ces aciers sous forme de carbures précipités. L'agrégat perlitique est ainsi constitué d'une juxtaposition de petites particules de ferrite et de carbure. Ces particules sont d'autant plus fines que cette perlite s'est formée:

- à partir d'une austénite à grains fins,
- au cours d'un refroidissement relativement rapide dans son domaine de formation.

##### c) Facteurs de variations des proportions ferrite-perlite

Les structures ferrito-perlitiques des aciers d'usage général sont constituées de proportions diverses de ferrite et de perlite, proportions qui varient en fonction des éléments suivants : tout d'abord, et principalement, de la **teneur en carbone** ; plus la teneur en carbone est élevée, plus la proportion de perlite est forte (et celle de ferrite faible) ; ensuite, et à un degré moindre, des éléments d'alliage présents dans l'acier en solution solide ; ceux-ci diminuent la teneur moyenne en carbone des amas perlitiques et de ce fait provoquent, à teneur égale en carbone, la formation d'une plus grande proportion de ce constituant et diminuent donc la teneur en ferrite libre ; enfin, et dans de faibles proportions, des conditions de formation de la perlite lors de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  [2].

Celles-ci sont décrites par le diagramme TRC de l'acier qui montre que, lorsque le refroidissement est de moins en moins lent, la proportion de ferrite diminue et celle de perlite augmente [3].

### I. 1. 2. Diagrammes d'équilibre de phases

Un diagramme d'équilibre est une représentation des transformations solide –liquide ou solide –solide d'un alliage. La partie haute température est formée par le diagramme fusion –solidification, et la partie basse température est constituée des lignes de transformation. (Figure I-1). On distingue les différentes variétés allotropiques du fer :

- Fe  $\alpha$  : stable de  $T_{\text{ambiante}}$  à  $906^{\circ}\text{C}$ . Il ne dissout pratiquement pas le C (0,025% à  $723^{\circ}\text{C}$ ).
- Fe  $\gamma$  : stable de  $906^{\circ}\text{C}$  à  $1400^{\circ}\text{C}$ . Il dissout facilement le C (2% à  $1150^{\circ}\text{C}$ ).
- Fe  $\delta$  : stable de  $1400^{\circ}\text{C}$  à  $1540^{\circ}\text{C}$ .

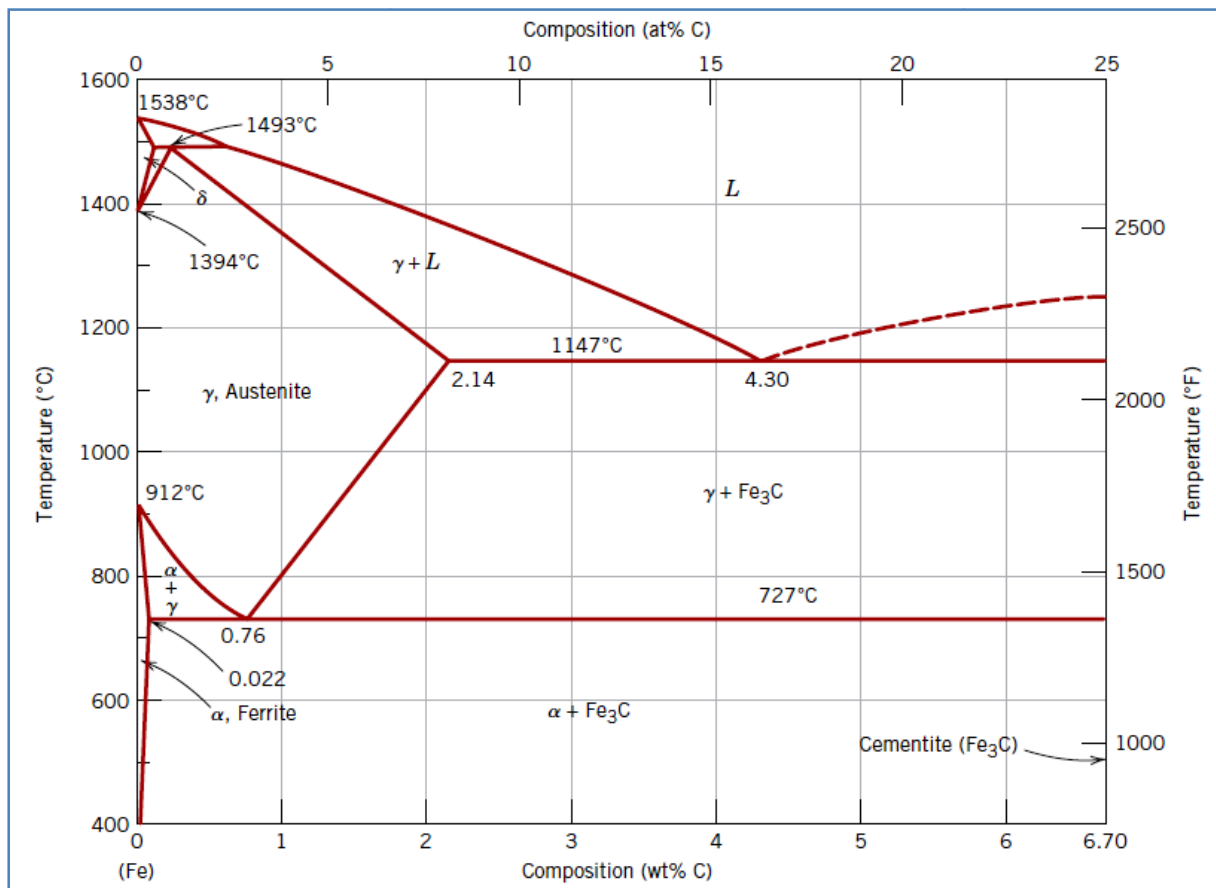


Figure I.1 : Diagramme binaire d'équilibre de phases Fer-Fe<sub>3</sub>C [4].

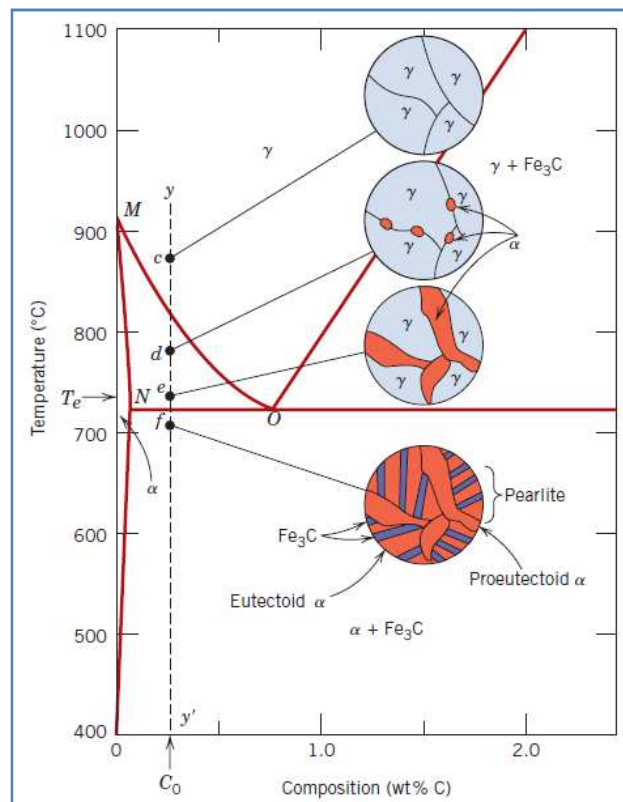


Un acier hypoeutectoïde est un acier avec un pourcentage de carbone inférieur à 0,76%. Il est constitué de ferrite ( $\alpha$ ) et de perlite ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ). La perlite se présente sous forme d'îlots aux joints de grains de la ferrite.

Considérons une composition à la gauche de l'eutectoïde, entre 0,022 et 0,76% en C; c'est ce qu'on appelle un acier hypoeutectoïde. Le refroidissement d'un alliage de la présente composition est représenté par le déplacement vers le bas de la ligne verticale sur la figure I.2.

En refroidissement jusqu'au point d, environ, qui est dans le région de phase, ces deux phases vont coexister comme dans la microstructure schématisée. La plupart des petites particules alpha se forment le long des joints de grains initiaux comme représenté au point e. Les compositions des deux phases correspondent, respectivement, à environ 0,020 et 0,40% en Carbone.

En continuant le refroidissement jusqu'au point f, on retrouvera toujours les grains alpha déjà formés en c par contre pour les grains gamma en remarque la formation de la perlite qui elle-même est composée de fines lamelles ferrite de 0,022% de C et de de perlite de 076% de Carbone [5].



**Figure I.2 :** Représentation schématique des microstructures pour un acier Fer-Carbone hypoeutectoïde au refroidissement à partir de la phase austénitique [5].

Dans la plupart des cas, ces taux de refroidissement sont démesurément lents et vraiment inutile; en fait, souvent les conditions hors équilibre sont désirables. Deux importances pratique sont à considérer : la survenance de modifications ou transformations de phase à des températures autres que celles prédites par les lignes de séparation de phases dans le diagramme de phase, et l'existence à la température ambiante de phases hors d'équilibre qui ne figurent pas sur le diagramme de phase [2].

### **I. 1. 3. Eléments d'alliages et leur influence**

Le Carbone est un élément d'insertion qui accroît la teneur en perlite selon le Diagramme d'équilibre Fer-Carbone. Il fait augmenter la résistance de l'acier mais en revanche, diminue sa ductilité.

Le Manganèse agit à la fois sur le durcissement de solution, l'augmentation de la quantité de perlite et l'affinement du grain ferritique, par conséquent, il améliore la ductilité de l'acier. Ses effets positifs sont amplifiés par l'insertion dans l'acier des éléments comme le titane, le niobium et le vanadium qui améliore la résistance et la ductilité dans des concentrations déterminées par durcissement et affinement des grains. Dans le cas du niobium, des carbonitrides  $Nb(C_x, N_y)$  sont formés alors que le vanadium tend à former des carbonitrides au cours de traitement thermique [6].

Le Phosphore est un élément de substitution qui cause un durcissement de solution avec un effet de fragilisation.

La présence de l'aluminium en solution solide a pour objectif de neutraliser l'influence néfaste de l'azote sur la température de transition. Ainsi, des nitrures fin de type  $AlN$  sont formés au cours de l'élaboration de l'acier par laminage et chauffage avant normalisation dans le domaine  $600^\circ - 700^\circ C$ . L'aluminium peut exercer, comme le niobium un effet marquant sur la taille de grain et la tailles critique des particules est d'environ  $300\text{\AA}$ . Dans le cas du titane, il forme soit un nitrure  $TiN$  extrêmement stable, soit un carbure  $TiC$  [6].

### **I. 2. Microstructure et propriétés mécaniques des aciers à haute limite élastique**

Les propriétés mécaniques dépendent de la nature des phases en présence et de leur distribution. La ferrite est relativement ductile alors que la cémentite est dure et fragile. Les aciers hypoeutectoïdes présentent une bonne plasticité qui est directement liée à la quantité de ferrite proeutectoïde.

### 1.2.1. Performances mécaniques de la ferrite

Les performances mécaniques de la ferrite dépendent de la taille des grains. En effet, lors de la déformation plastique, les dislocations doivent franchir les joints des grains pour se propager et, pour ce faire, il est nécessaire d'appliquer une contrainte locale supérieure à la contrainte critique de franchissement ; ce fait est responsable d'un durcissement qui est traduit par la **loi de Hall Petch** :

$$R_e = \sigma_0 + k/\sqrt{d}$$

avec

$R_e$  : limite d'élasticité,

$\sigma_0$  : paramètre intégrant les autres facteurs de durcissement de la ferrite

$d$  : diamètre moyen des grains de ferrite.

Pour les aciers à haute limite élastique,  $\sigma_0 = 200$  à  $250$  MPa,  $k = 18$  à  $21$  MPa/ $\sqrt{mm}$

Une autre **loi** du même type, celle de **Cottrel Petch** traduit l'influence bénéfique de l'affinement des grains de ferrite qui abaisse la température de transition du métal et améliore de ce fait sa résistance à la rupture fragile.

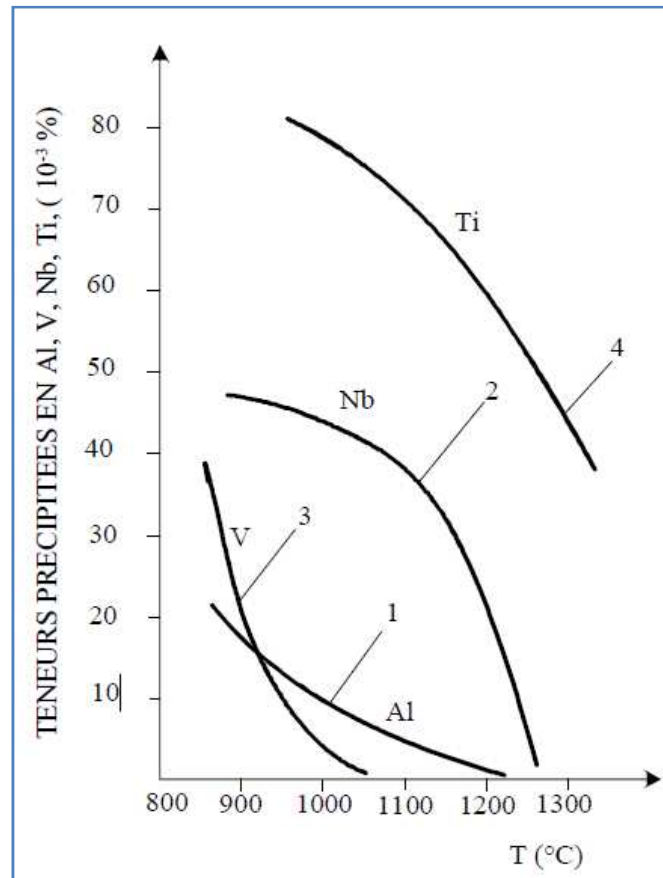
Cette taille des grains de ferrite dépend de la taille initiale des grains de l'austénite avant la formation de la ferrite au cours de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  et des conditions de refroidissement lors de la formation de la ferrite ; plus le refroidissement est rapide et plus les grains formés sont petits [6].

### 1.2.2. Intérêt des éléments d'additions

Les aciers HLE sont élaborés dans le but d'obtenir une combinaison de haute résistance, de bonne ductilité et de soudabilité. L'intérêt de ces matériaux est porté à l'addition d'éléments tels que Al, Nb et Ti, susceptibles de former des précipités fins, essentiellement des carbures et des carbonitrides. La très fine précipitation cohérente de ces phases (2 à 5 nm) qui survient au cours du refroidissement dans un procédé de laminage contrôlé, permet l'affinage des grains ferritiques à partir des grains austénitiques de départ. Les conditions thermomécaniques d'élaboration sont fixées pour induire l'affinement des grains ferritiques à l'état de livraison.

Or, le degré d'affinage de la taille de grains est un paramètre déterminant pour un acier HLE, influencé par les phénomènes de mise en solution, de précipitation et de coalescence. La figure I.3 illustre les variations des teneurs en éléments dispersoïdes (Ti, Nb, V, Al) sous l'effet de traitement de mises en solution. En prenant le cas de l'aluminium (courbe n°1) qui

est l'élément le plus utilisé comme élément dispersoïde formant un nitrure  $AlN$ , sa mise en solution s'effectue dans le domaine de température  $900^{\circ} - 1250^{\circ}C$  [7].



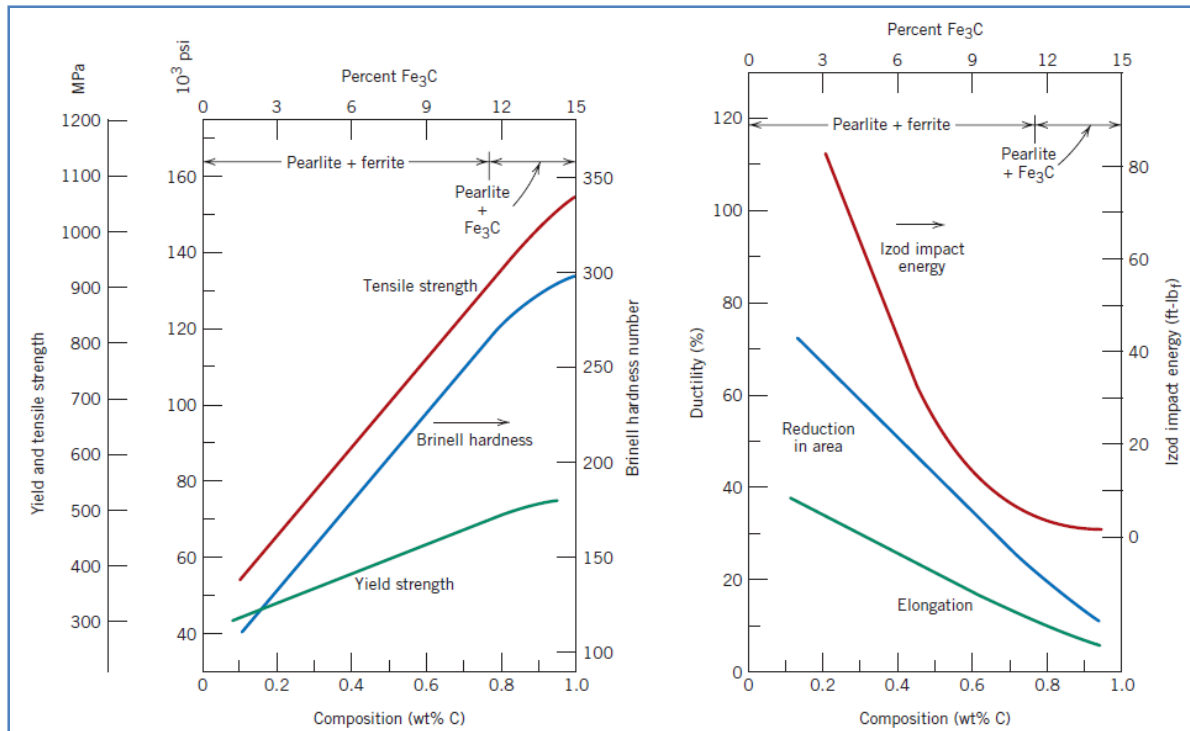
**Figure I.3 :** Mise en solution des éléments dispersoïdes.

### I.2.3. Influence des éléments chimiques sur la tenue mécanique

Les aciers d'usage général de base sont des aciers au carbone ; ils contiennent toutefois quelques éléments autres, présents pour différentes raisons.

#### □ Le carbone

L'augmentation de la fraction en carbone dans un alliage d'acier tout en maintenant les autres éléments de la microstructure constante entraîne une augmentation de la dureté et de la résistance de ce dernier, comme l'illustre la figure I.4 dans laquelle la résistance à la traction et l'indice de dureté Brinell sont tracées en fonction du taux de carbone (ou de façon équivalente comme étant le pourcentage de carbone dans l'acier qui sont composés de perlite fine). Les deux paramètres augmentent avec l'augmentation de la concentration en carbone. Dans la mesure où la cémentite est plus fragile, l'augmentation de sa teneur en résultera une diminution de la ductilité et la ténacité à la fois (ou de l'énergie de l'impact).



**Figure I. 4 :** (a) La limite d'élasticité, résistance à la traction et une dureté Brinell fonction de la concentration de carbone pour plaines aciers au carbone ayant une microstructure constituée de perlite fine. (b) La ductilité (% EL et % RA) et au choc Izod énergie fonction de la concentration de carbone pour les aciers au carbone ordinaire d'microstructures constituées de perlite fine [9].

Les aciers d'usage général tels que les aciers au carbone contiennent d'autres éléments :

**Le cuivre**

Il prend part au durcissement par effet de solution solide et diminue les sensibilités des aciers non alliés à la corrosion atmosphérique – probablement en neutralisant les effets nocifs du soufre [4].

**Le manganèse**

Participe à la désoxydation, il fixe en outre le soufre sous forme de sulfures et permet le forgeage et le laminage du métal à chaud. La proportion de manganèse qui subsiste en solution solide joue plusieurs rôles :

- durcissement de la ferrite par effet de solution solide ;
- diminution de la teneur en carbone de la perlite et augmentation corrélative de la proportion de celle-ci ;
- augmentation de la trempabilité qui, à vitesse de refroidissement identique permet d'affiner la structure ferrito-perlitique et d'augmenter la proportion de perlite.

### **Le soufre**

Impureté résiduelle, cet élément est fixé sous forme de sulfure de manganèse. Les progrès des procédés sidérurgiques ont permis d'abaisser très sensiblement les proportions présentes dans les aciers.

#### **Le phosphore**

Impureté résiduelle, cet élément est présent en solution solide de substitution. Il durcit la ferrite et dégrade sa résistance à la rupture fragile.

#### **Le silicium**

Il est nécessaire à la désoxydation en cours d'élaboration. De ce fait, une certaine proportion est fixée sous forme d'oxydes dans les inclusions ; la part non oxydée, et donc en solution solide, participe au durcissement de la ferrite.

#### **Nickel**

Le nickel peut-être présent pour affiner la structure, en augmentant la trempabilité, et pour améliorer la résistance à la rupture fragile.

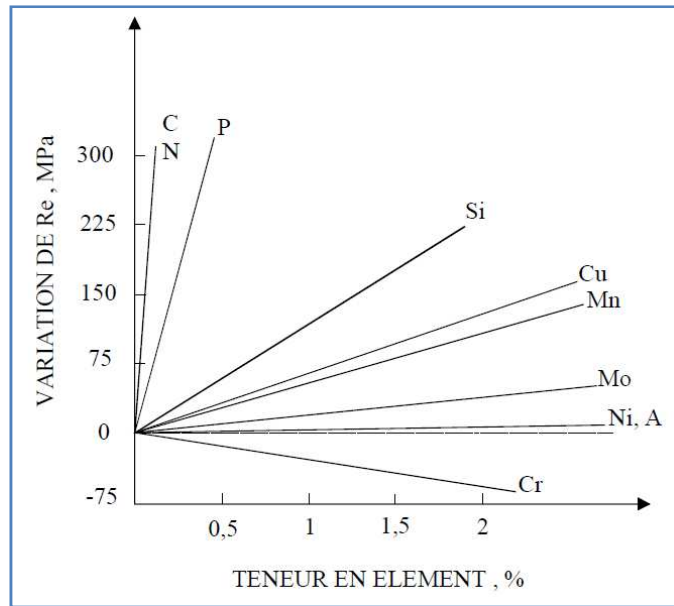
#### **Chrome et molybdène**

Ils participent à la formation de la cémentite de la perlite, voir de carbures spécifiques, ils augmentent la trempabilité. Ils améliorent les caractéristiques de résistance à la température ambiante et à chaud.

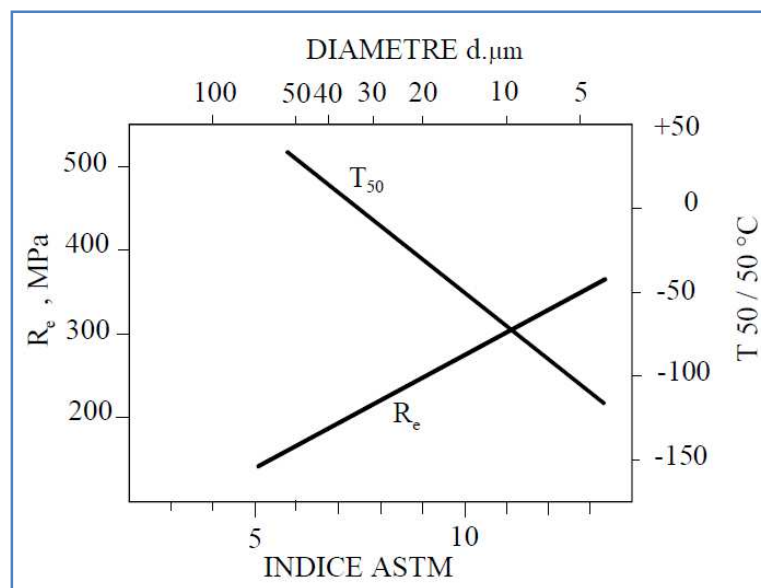
#### **Niobium et vanadium**

Ils participent à la formation de carbures et carbonitrides. Ces précipités très fins, bien dispersés dans la ferrite, engendrent un durcissement important qui est utilisé pour la fabrication des aciers à haute limite d'élasticité. A teneur en carbone identique, le durcissement obtenu est important ; à caractéristiques de résistance identique, on peut diminuer la teneur en carbone [6].

L'augmentation des propriétés mécaniques, en particulier la limite élastique sous l'effet des éléments présents dans l'acier, est illustré sur les figures I.4 et I.5. L'effet de la taille du grain sur les propriétés mécanique est représenté sur la figure I.6.



**Figure I.5 :** Effet des éléments chimiques sur le durcissement par solution solide[8].



**Figure I.6 :** Influence de la taille des grains ferritique sur  $R_e$  et  $T_{50/50}$ , cas d'un acier 0,1%C – 0,5%Mn – 0,2%Si – 0,006%N[9].

### I.3. Notion de carbone équivalent

L'aptitude à la trempe d'un acier est reflétée par la position, dans l'échelle des temps, de sa loi critique martensitique au refroidissement. Pratiquement, dans le cas du soudage, la trempabilité dans la zone affectée thermiquement peut s'apprécier par la valeur du temps critique de refroidissement, lui-même fonction, pour une épaisseur donnée de l'énergie mise en jeu et de la température initiale.

Le carbone et les éléments d'addition sont groupés pour calculer un nombre qui rend compte du comportement de l'acier du point de vue de la trempe en soudage. Ce nombre appelé *carbone équivalent*, est obtenu en ajoutant à la teneur en carbone les teneurs en éléments d'alliage, chacune étant affectée d'un coefficient rendant compte du rôle que joue l'élément.

La formule la plus utilisée est la relation (I.1) qui est celle de l'Institut International de la Soudure (IIW) reprise dans la norme EN 10025 :

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{5} \dots(I.1)$$

En soudage, la teneur en carbone équivalent permet de déterminer comment les différents éléments d'alliage agissent sur l'acier. Plus la valeur du CEV est faible, plus la soudabilité est bonne [16].

#### I. 4. Traitements thermiques des aciers HLE

Les caractéristiques requises des tôles et des tubes en acier HLE dépendent des paramètres du régime de laminage et celui du traitement thermique. Il est possible de combiner les opérations de déformation plastique à chaud et de traitement thermique dans le but d'optimiser les caractéristiques de plasticité ainsi que l'abaissement de la tendance de l'acier à la rupture fragile. Les conditions optimales de traitements sont déterminées à partir des diagrammes TTT et TRC de l'acier en question.

##### I. 4. 1. Gamme de traitements thermiques

La gamme de traitements thermiques des aciers HLE comporte quatre types de traitements thermiques intégrés dans le processus d'élaboration.

- *Le recuit*

On appelle « recuit » tout traitement thermique comportant un chauffage et un maintien à une température appropriée dans le but de produire un état de métal plus stable. Dans les aciers, si le recuit est effectué dans le domaine de stabilité de la phase  $\gamma$ , au dessus du point A3, il est dit *austénitisation*. Il faut éviter des températures trop élevées qui conduiraient à la surchauffe (grossissement irréversible des grains) ou à la brûlure (dépassement local du solidus et formation d'eutectique).

Un recuit entre 600° - 650° après normalisation a pour objectif d'adoucir la structure de l'acier [9]. Ce traitement prévoit maintien réglementé puis un refroidissement rapide.



- *La normalisation*

Le traitement de normalisation comporte un recuit d'austénitisation suivi d'un refroidissement à l'air calme. Ceci implique l'effacement des structures antérieures obtenues par coulée ou laminage par recristallisation et affinage des gros grains. Le métal est mis dans un état standard dit « *état normalisé* ». Ce traitement est important pour les aciers HLE destinés à la fabrication de pipes car renforce leur résistance à la rupture fragile par la baisse du seuil de rupture à froid et l'augmentation du travail absorbé lors de la propagation d'une fissure [9].

- *Le revenu*

L'acier HLE subit un revenu pour diminuer la fragilité occasionnée par une éventuelle trempe et augmenter les propriétés mécaniques. En effet, le refroidissement rapide peut produire des défauts et des contraintes résiduelles élevés dans les couches superficielles. La maîtrise du système de refroidissement de point de vue mélange eau – air, la pression d'envoi, la position et la trajectoire des jets, permet de contrôler la trempe de l'acier.

La suppression des contraintes internes par le revenu est d'autant plus importante que la température est élevée. Ceci peut être obtenu par un traitement entre 500° et 550°C après un maintien entre 15 minutes à 1h 30 minutes [9]. Après un revenu entre 500° - 680°C, les aciers susceptibles de fragilité de revenu réversible sont refroidis rapidement et présentent une structure dite de « sorbite de revenu ». Il crée un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité de l'acier. La trempe suivi de revenu à haute température a plus d'effet positif sur la tenue mécanique, comparée à l'état normalisé ou recuit.

- *Le vieillissement*

Ce traitement implique l'évolution des propriétés de l'acier au voisinage de la température ordinaire par migration des interstitiels.

#### **I. 4. 2. Traitements thermiques des soudures**

- *Traitement de relaxation (détente)*

Le traitement thermique de relaxation, ou de détente, a pour objet d'atténuer les contraintes résiduelles présentes dans un ensemble soudé après son achèvement ou en cours du soudage. A une température inférieure au point A1, ce traitement entraîne aussi un effet de revenu lorsque les soudures contiennent des constituants de trempe, dans la zone fondue comme dans la zone affectée thermiquement. Cependant, ce rôle métallurgique supplémentaire n'est pas toujours bénéfique, car des effets défavorables peut affecter les propriétés mécaniques ou en provoquant le phénomène de fissuration.

- *Traitement par recuit/normalisation*

Un recuit ou une normalisation d'une soudure d'acier ont pour objet d'obtenir, au moyen d'un chauffage au dessus du point A3 provoquant l'austénitisation complète de la zone on de la pièce traitée, suivi d'un refroidissement relativement lent, une structure affinée constituée de ferrite et de perlite qui remplace la constitution et la structure de soudage. La normalisation, qui comporte un refroidissement moins lent que le recuit, produit une perlite dont l'espace interlamellaire est plus faible, donc plus dure. Pour certains aciers faiblement alliés. La normalisation peut provoquer une trempe du type bainitique et nécessite de ce fait, un traitement ultérieur de revenu.

Du point de vue de la mise en œuvre, le traitement globale simultané est le plus complet car il affecte l'ensemble de la soudure, sans gradient de température. S'il s'agit d'un ensemble important et lourd, le traitement global peut poser des problèmes pratiques difficiles de déformation ou d'encombrement. On peut être amené à étayer les pièces pour éviter leur déformation et, pour les pièces trop importantes pour être normalisées en une seule fois, telque les de longues viroles, on procède traitement successif de chaque partie dans le four.

- *Traitement intercritique*

On qualifie d'intercritique un traitement pratique à une température situé entre les points A1 et A3 de l'acier considéré. L'acier est constitué, dans ce domaine de température, par une partie de la ferrite initiale préexistante, et une austénite résultant de la transformation de l'agrégat lamellaire perlitique initial. Les carbures ou carbonitrures présents dans l'acier HLE subissent une dissolution partielle au refroidissement (nécessairement lent car il s'agit toujours d'un traitement global) les plages d'austénite se transforment en ferrite et perlite plus fines, par rapport aux constituants initiaux qu'elles remplacent et les plages de ferrite non dissoutes à l'échauffement demeurent intactes. Il en est de même pour le comportement des carbures et carbonitrures. Ce mécanisme s'accompagne d'une amélioration de la ténacité et abaissement de la température de transition.

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

### **I. 5. Débouchés technologiques des aciers HLE**

Les aciers au carbone possèdent trois caractéristiques appréciables et largement utilisées:

□ Leurs propriétés mécaniques sont élevées en conservant, toutes choses égales par ailleurs, une bonne ténacité. Pour cette raison, ce sont en général, des matériaux très surs pour la réalisation de structures fortement sollicitées.

□ Leur module d'élasticité est très élevé comparé à celui des autres matériaux. Ceci permet la construction de structures rigides, c'est-à-dire présentant de faibles déformations sous l'effet des contraintes.

□ De façon générale, le prix des alliages ferreux, et tout particulièrement celui des aciers au carbone, est relativement faible. Ce sont des produits économiques.

On comprend donc qu'en pratique, pour une application donnée, il est nécessaire d'associer ces différentes propriétés pour déterminer l'optimum technico-économique.

On notera que les aciers ne sont concurrencés par les produits plus légers, tel que l'aluminium, le titane ou les composites qu'au prix de surcoûts notables c'est-à-dire dans les cas où le gain de poids peut être largement valorisé [11].

Leur résistance à la corrosion, même à la corrosion atmosphérique, est, sans autre précaution, relativement médiocre ; le fer « rouille ». Cependant, de nombreuses solutions ont été développées pour résoudre ce problème. Des revêtements, tels que galvanisation, peinture, aluminisation améliorent considérablement le comportement des alliages ferreux. Surtout, les aciers inoxydables ont des résistances à la corrosion exceptionnelles, au prix d'addition des éléments d'alliage.

**Chapitre II :**  
**Métallurgie de**  
**soudage des aciers**  
**HLE**

## **Chapitre II : Métallurgie de soudage des aciers HLE**

Le soudage est l'opération qui consiste à assembler deux ou plusieurs pièces en assurant la continuité de la matière sous l'action d'une source de chaleur et d'un apport ou non de matière. La soudure est le résultat de cette opération. Le profil des pièces peut être modifié par la fusion locale cette zone est dite zone fondue. Celle-ci est suivie d'une solidification et d'une évolution microstructurale au voisinage du cordon de soudage dans la zone dite zone affectée thermiquement [12].

### **II. 1. Notion de soudabilité des aciers**

Par définition, la soudabilité de l'acier est son aptitude à être assemblé par un procédé de soudage, qui assure effectivement la continuité métallique du matériau. On peut envisager la soudabilité sous trois aspects principaux :

*a) Soudabilité opératoire* : Elle précise les conditions dans lesquelles l'assemblage sera réalisé, c'est à dire la possibilité d'assurer la continuité de la matière entre les pièces à assembler, de part le choix du procédé, le type de joint ou la séquence de soudage.

*b) Soudabilité métallurgique* : Nommée aussi soudabilité locale, elle rend compte de la possibilité d'obtention d'un assemblage aussi homogène que possible, en conservant les propriétés mécaniques et chimiques du métal de base. La notion de soudabilité métallurgique revient à prendre en compte les modifications du métal de base à la suite du cycle thermique de soudage, la composition chimique et les caractéristiques mécaniques de la zone fondue. Elle est donc liée à l'état microstructural dans les différentes zones du cordon de soudure ainsi qu'à la présence de contraintes résiduelles capables de réduire la tenue mécanique du joint soudé.

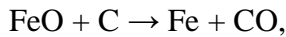
*c) Soudabilité constructive* : Elle est liée à la conception mécanique de l'ensemble soudé. Des propriétés complexes sont mises en jeu; elles apparaissent en cours de soudage ou au moment de l'utilisation de l'ensemble. La soudabilité constructive ne peut être isolée, elle forme un tout avec les soudabilités opératoires et métallurgique [13].

### **II. 2. Les aciers C-Mn, microalliés**

Dans ces familles d'aciers, qui s'avèrent les plus utilisées dans le domaine de la construction mécanique, les problèmes de soudabilité auxquels les services compétents (études et fabrication) doivent porter leur attention sont très nombreux ; il s'agit en particulier des problèmes suivants.

### ■ Effervescence des aciers non calmes (soudabilité opératoire)

L'effervescence des aciers non alliés, générée par la présence d'oxyde de fer provenant de l'élaboration, se traduit dans le bain de fusion, par un dégagement gazeux d'oxyde de carbone, traduisant de la sorte la réaction d'oxydoréduction :



et susceptible de donner lieu selon le mode opératoire de soudage retenu à une importante formation de porosités dans la zone fondue du cordon.

L'addition d'éléments réducteurs, (Si en particulier, Al, Ti...) lors de l'élaboration de l'acier, permet d'éviter le dégagement d'oxyde de carbone lors de la fusion en cours de soudage. Les aciers modernes obtenus par coulée continue sont en principe systématiquement calmes au silicium.

### ■ Fissuration à chaud dans la zone fondue (soudabilité locale)

La fissuration à chaud en zone fondue résulte de la présence d'une forte concentration d'impuretés (S et/ou P) provenant de l'acier de base, drainée par le bain de fusion et rassemblée localement par ségrégation primaire, conduisant ainsi à la formation d'eutectiques à bas point de fusion, fragiles, qui se rompent lors des déformations (retrait) générées par la solidification de la zone fondue.

La mise en œuvre d'aciers à teneur limitée en impuretés ( 0,035 % sur coulée par exemple) et l'utilisation de produits d'apport générant un laitier basique (carbonates de calcium entre autres) ou comportant une teneur convenable en manganèse a permis de résoudre ce problème depuis fort longtemps.

D'un autre côté, lorsqu'il y a obligation d'assembler un acier à haute teneur en soufre (destiné au décolletage par exemple), il convient alors de choisir un procédé de soudage qui, dans son principe, opère en phase solide, tel que la résistance par bossage (23), par étincelage (24), l'induction (74), ou bien encore un procédé de brasage (9xx). Contre toute attente, le soudage par friction, qui se traduit par une forte inflexion du fibrage au voisinage du plan de joint, génère un assemblage fragile à l'excès.

### ■ Grossissement du grain austénitique et surchauffe (soudabilité locale)

Au cours du cycle thermique de soudage, la zone de liaison ainsi que la zone affectée thermiquement se trouvent portées localement à haute température pendant un laps de temps qui est en relation avec les conditions thermiques imposées par l'opération (puissance spécifique transmise, vitesse de déplacement de la source, température initiale, épaisseur, conduction et convection). Le grossissement du grain austénitique pendant le maintien à haute température (> 1 000°C environ) est assez sensible, dans le cas des aciers non alliés, et il en

résulte une fragilité locale de cette région par suite de l'apparition de constituants peu favorables (*structures de Widmanstaetten*) au sein de grains grossiers (effet de l'« hérédité structurale »). Cela conduit en principe à définir des conditions opératoires adaptées (limitation d'énergie et multiplication des passes de soudage) afin de minimiser ce phénomène.

#### ■ Fissuration à froid sous cordon (soudabilité locale)

La fissuration à froid sous cordon constitue un redoutable mécanisme d'endommagement qui fait intervenir simultanément la trilogie des facteurs suivants :

— création au cours du refroidissement, dans la zone affectée thermiquement (ZAT), d'une structure martensitique par suite des conditions d'austénitisation d'une part et de la vitesse de refroidissement d'autre part, dont la dureté et la fragilité sont en relation avec la concentration en carbone ; la vitesse de refroidissement est exprimée soit effectivement en terme de vitesse de refroidissement, soit en terme de temps de refroidissement dans un intervalle de température ;

— introduction fortuite d'hydrogène dans le bain de fusion en cours de soudage (soit par l'acier de base, soit par le métal d'apport) ;

— genèse lors du refroidissement, de contraintes résiduelles positives (traction) amplifiée en général par un effet géométrique défavorable (effet d'entaille au raccordement ou à la racine), dans la ZAT, laquelle se trouve être précisément le siège des deux modifications précédemment exposées. Les précautions qui permettent de se prémunir vis-à-vis d'un tel mécanisme sont maintenant bien établies ; elles visent en particulier :

— à éviter toute introduction d'humidité dans la zone fondue en cours de soudage (séchage des produits d'apport, des flux, des surfaces et pureté des atmosphères protectrices) ;

— à préférer, dans le cas des aciers alliés, les nuances dont la teneur en carbone est modérée ( par exemple) ;

— à pratiquer le préchauffage, puis le postchauffage afin de permettre à la fois le séchage des surfaces, la diminution de la vitesse de refroidissement de la ZAT, le dégazage partiel de l'hydrogène éventuel et l'abaissement partiel du niveau des contraintes résiduelles.

\_ 0,035 % Pour la **classification des procédés de soudage**, et notamment la symbolisation numérique de la norme NF EN ISO 4063.  $\Delta t$  500 800 C\_0,20 % Ce

#### ■ Arrachement lamellaire des produits corroyés (soudabilité globale)

Cet endommagement provient d'une déformation par extension générée au cours du soudage par les mécanismes de retrait (plasticité de dilatation notamment), et s'exerçant selon une direction voisine de la normale vis-à-vis de plans de corroyage (laminage principalement)

dans lesquels existe un état inclusionnaire suffisamment dense d'inclusions aplaties. Les inclusions qui donnent lieu au phénomène sont précisément celles qui peuvent se déformer plastiquement au cours de l'opération même de corroyage. Il s'agit le plus souvent de sulfures de manganèse (MnS), de silicates et de silico-aluminates ; leur concentration se caractérise micrographiquement par la longueur projetée inclusionnaire ( $\text{mm}^{-1}$ ). Les aciers laminés, sensibles à cet endommagement, sont caractérisés par une très faible ductilité (exprimée en termes de striction ou de résilience) mesurée à l'aide d'échantillons prélevés dans la direction travers-court (désignée également par  $z$  c'est-à-dire normale aux plans de laminage). Les dispositions permettant de se prémunir d'un tel endommagement sont très diversifiées et il convient de citer entre autres :

- le choix d'un acier à basse teneur en soufre ou, mieux, celui d'une nuance spécialement élaborée (qualité Z) ;
- la modification de la conception du joint soudé;
- la réalisation préalable d'un rechargement profond par soudage, sur le laminé suspect ;
- le choix d'un mode opératoire de soudage (MOS) approprié mettant en oeuvre des préchauffages sélectifs (cas des constructions axisymétriques par exemple) ainsi qu'une séquence de montage adaptée générant des déformations négatives dans les zones sensibles.

#### ■ Vieillessement accéléré d es régions écrouies (soudabilité globale)

Ce mécanisme résulte principalement de l'action d'interstitiels tels que l'azote qui, après déformation plastique à froid suivie de chauffage à température modérée (200 à 350C), donnent lieu à de fins précipités qui bloquent les glissements, et fragilisent l'acier par le relèvement de sa température de transition ( $TK\ 27$  par exemple : température à laquelle est garantie l'énergie de rupture de 27 J).

Les procédés d'élaboration récents des aciers sont de nature à faire disparaître le phénomène ou tout au moins à minimiser les conséquences du voisinage d'un joint soudé avec une région de structure mise en forme à froid (par pliage, par cintrage ou par emboutissage). En revanche, et selon le MOS mis en oeuvre, l'introduction fortuite d'azote peut être à craindre et, lorsqu'il s'agit de fortes épaisseurs soudées en multipasse, l'écrouissage localement généré par l'effet thermomécanique de l'opération, associé au maintien dans la gamme de températures critiques, peut s'avérer comme des éléments générateurs d'un mécanisme de vieillissement local accéléré de la zone fondue.

Sur les nuances sensibles au phénomène de vieillissement, le remède préventif consiste finalement à réaliser la mise en forme à chaud, tandis qu'une disposition corrective se



ramène à un traitement thermique qui peut être une relaxation ou bien une restauration sur un ensemble terminé, ou alors une normalisation, laquelle est en principe réservée au composant mis en forme [14].

### **II.3. Influence des éléments chimiques dans l'acier sur la soudabilité**

La connaissance de tous les éléments qui caractérisent la composition chimique de l'acier de base ou du joint soudé est nécessaire pour l'obtention de certaines caractéristiques. Ces éléments peuvent avoir un effet positif ou négatif sur la soudabilité.

Le carbone est un élément d'insertion et fait accroître la teneur en perlite. S'il fait augmenter la résistance des aciers, fait diminuer sa ductilité et dégrade leur soudabilité.

Le manganèse agit à la fois par durcissement de solution, augmentation de la quantité de perlite, affinement du grain ferritique, par conséquent, il améliore la ductilité de l'acier dans les limites déterminées. Ses effets positifs sont amplifiés par l'insertion dans l'acier des éléments comme le titane ou le niobium qui dans des concentrations déterminées améliorent la résistance et la ductilité. Comme élément de substitution le phosphore provoque un durcissement de solution accompagné d'une très forte fragilisation.

L'azote est un élément d'insertion, exerçant une influence néfaste sur la température de transition. Cet effet est neutralisé par la présence d'aluminium, qui en se combinant avec l'azote forme un nitrure. Mais d'autre part la précipitation sous forme de nitrures fins, qui se produit au cours du laminage, ou bien au cours du chauffage avant normalisation dans le domaine des températures allant de 600°C à 700°C, affine par la suite les grains qui en sont issus. La réduction de la teneur en soufre dans les aciers de laminage contrôlé de 0,05 à 0,004% fait augmenter la résilience selon Charpy pratiquement de deux fois.

Le Niobium, le Vanadium et le Titane forment des précipités durcissant mais affinent également le grain. Ces deux effets s'ajoutent pour améliorer les propriétés de résistance de l'acier, mais ils ont des effets antagonistes en ce qui concerne la température de transition TK. L'utilisation du Vanadium fait augmenter la résistance des aciers faiblement alliés et améliore leur soudabilité. Par contre le Niobium est un modificateur d'acier qui améliore le travail de l'acier durant la production et améliore la soudabilité. Les effets les plus favorables du Niobium apparaissent à de faibles teneurs (0,02 à 0,03%), particulièrement lorsqu'il est combiné à l'Aluminium (au voisinage de 0,02%). Dans ce cas il fait augmenter les caractéristiques de résistance de l'acier sans dégrader sa ductilité. L'Aluminium à la différence des modificateurs comme le Titane, le Niobium et le Vanadium, ne forment pas de carbides. Les nitrites d'Aluminium contribuent à l'accroissement du grain austénitique et conduit à la formation d'une structure secondaire à grains fins. La désoxydation par l'Aluminium abaisse

la température de transition à l'état fragile, augmente la résistance et améliore la soudabilité des aciers. L'avantage principal de la désoxydation est que dans ce cas le coût de l'acier n'augmente pratiquement pas. Dans la composition chimique des aciers des tubes, on trouve aussi les métaux rares ; leur influence est positive sur la forme des inclusions non métalliques, sur la soudabilité des aciers.

Le Nickel affine le grain et améliore la température de transition TK de la résilience.

Le Chrome a une action bénéfique sur la résistance à la corrosion et c'est aussi un élément de substitution qui adoucit la ferrite dans laquelle il entre en solution, mais augmente la quantité de perlite.

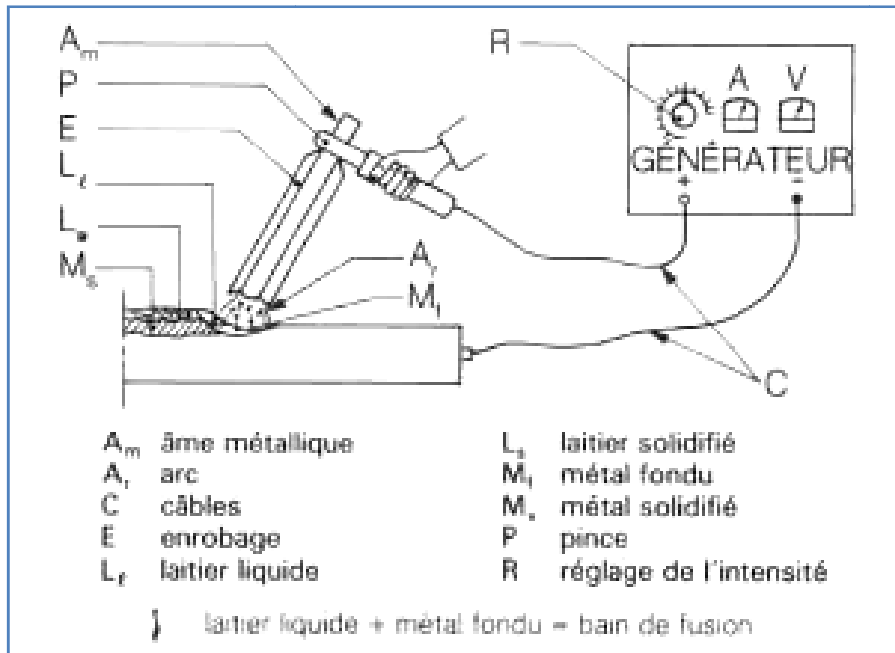
Le Molybdène a une influence favorable après revenu à basses températures ( $\leq 600^\circ\text{C}$ ), il améliore la limite d'élasticité et la température de transition. L'un des problèmes les plus importants pour l'intégrité des gazoducs, est la résistance à la fissuration par hydrogène. C'est pourquoi les efforts doivent être penchés vers la réduction de la teneur en soufre dans les aciers des tubes et au contrôle de la morphologie des inclusions [12].

Le soufre et le phosphore sont très défavorables aux joints soudés. En tant qu'impuretés, on peut considérer que leur action est identique : augmentation de la fragilité de l'acier, risque de soufflures ou de criques. En principe, leur teneur doit être inférieure à 0.04 % dans les aciers destinés au soudage [15].

## **II. 4. Procédés de soudage recommandés pour les aciers HLE**

### **II. 4. 1. Soudage manuel à l'arc avec électrodes enrobées**

Le soudage à l'arc à l'électrode enrobée (SMAW) est réalisé à partir d'un arc électrique créé et entretenu entre l'âme métallique de l'électrode et la pièce à souder (figure II.1). L'énergie calorifique de l'arc fait fondre simultanément et très localement la pièce à assembler, l'âme métallique de l'électrode et l'enrobage pour constituer le bain de fusion et après refroidissement le cordon de soudure recouvert d'un laitier protecteur qui se détache plus ou moins facilement. L'enrobage de l'électrode fond avec un léger retard par rapport à l'âme métallique. Un générateur électrique fournit le courant continu ou alternatif avec une intensité variant de 30 à 400 ampères en fonction de différents paramètres comme le diamètre de l'électrode, la nature de l'enrobage, la position de soudage, le type d'assemblage, la dimension et la nuance des pièces à assembler [13].



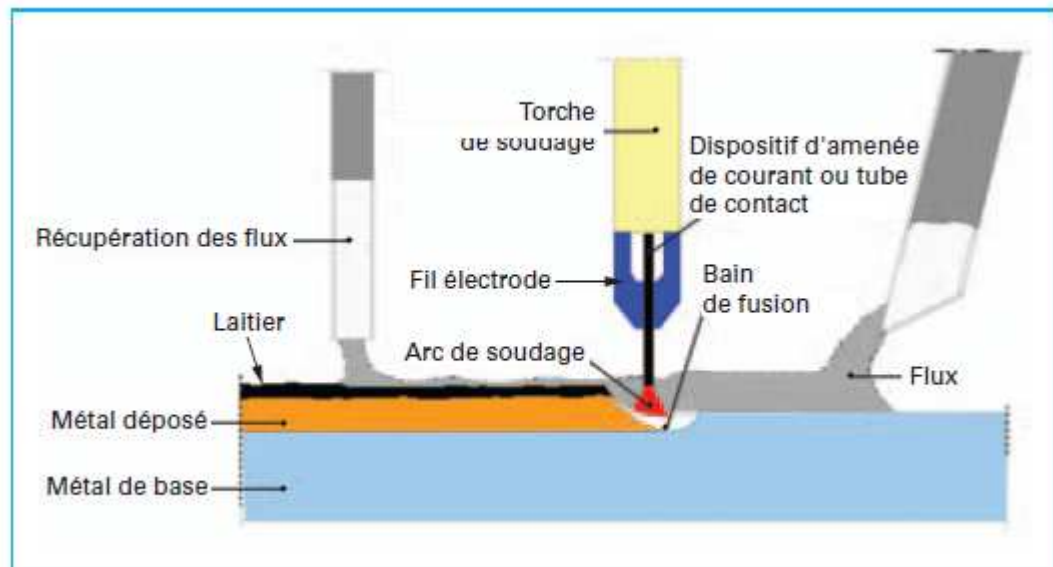
*Figure II.1 : principe de soudage manuel [6].*

#### II.4.2. Soudage automatique sous flux solide en poudre

Il s'agit d'un procédé entièrement automatisé dans lequel la tête de soudage se déplace de façon automatique le long du joint (figure II.2). L'électrode est constituée d'un fil nu, disponible en bobine, dont l'avancement est commandé par un moteur asservi. Le flux, qui se présente sous forme de fines particules, est déposé en continu à la surface du joint, juste en avant de la torche de soudage. L'arc électrique est immergé sous la surface du flux dont il fond une partie pour former un laitier qui se solidifie immédiatement après, assurant ainsi la protection de la soudure vis-à-vis de l'air ambiant. Le flux non fondu est récupéré dans le but d'être réutilisé.

Le soudage à l'arc sous flux en poudre nécessite généralement des intensités de courant électrique comprises entre 400 et 1 000A.

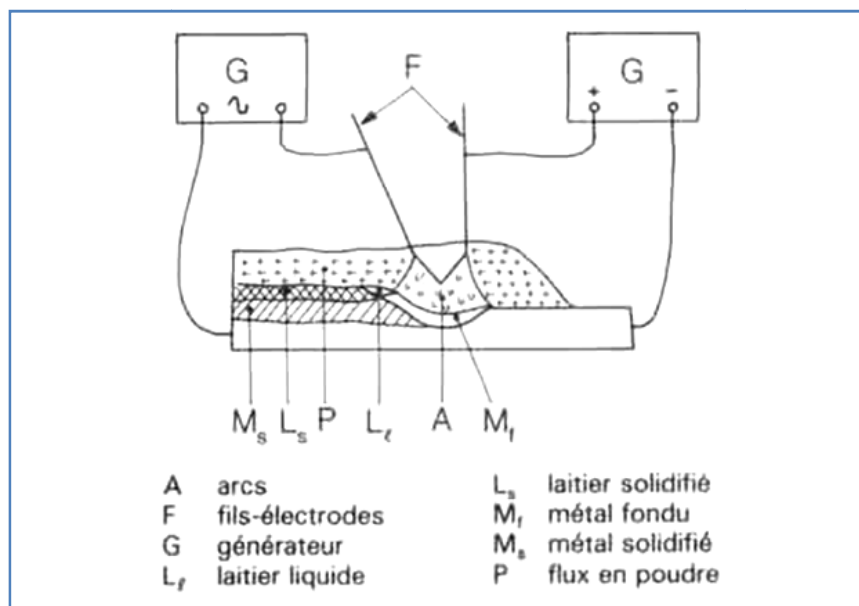
Ce procédé est particulièrement intéressant pour réaliser des joints soudés longs (supérieurs à 1 m de longueur). Les vitesses de soudage élevées et l'opération en continu autorisent une productivité élevée. Toutefois, la première exigence est d'avoir un bon accostage des pièces à assembler.



*Figure II.2 : principe de soudage automatique.*

### II.4.3. Soudage automatique sous flux avec électrode en tandem

Ce procédé est le même que le précédent à la seule différence que celui-ci nécessite l'utilisation de deux électrode au lieu d'une seule (figure II.3); la première électrode est reliée au générateur de courant continu, il constitue la partie qu'on retrouve dans le procédé de base, la deuxième est reliée à un générateur à courant alternatif. Cette méthode a pour but d'accroître la quantité de matière déposée [6].



*Figure II.3 : principe de soudage en tandem.*

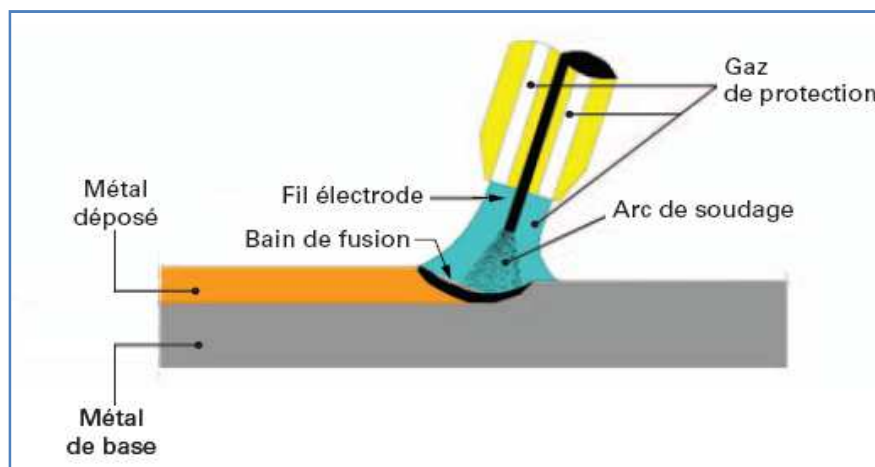
#### II.4.4. Soudage sous flux gazeux

Pour le soudage sous flux gazeux (procédés MIG, MAG et TIG) (figure 8), la protection vis-à-vis de l'atmosphère ambiante est obtenue par un gaz insufflé dans une buse concentrique au fil d'électrode.

- Le procédé MIG (abréviation de « Metal Inert Gas ») utilise un gaz inerte, c'est-à-dire une atmosphère protectrice chimiquement inerte, généralement de l'argon ou de l'hélium.

- Le procédé MAG (pour « Metal Active Gas ») utilise un gaz actif, du dioxyde de carbone ou un mélange argon/dioxyde de carbone.

Pour certains métaux contenant beaucoup de nickel, il existe un procédé sous flux de gaz inerte mais pour lequel l'électrode non consommable en tungstène et ne constitue donc pas le métal d'apport ; ce dernier se présente sous forme de fil indépendant de l'électrode. Il s'agit du procédé TIG (« Tungsten Inert Gas ») [16].

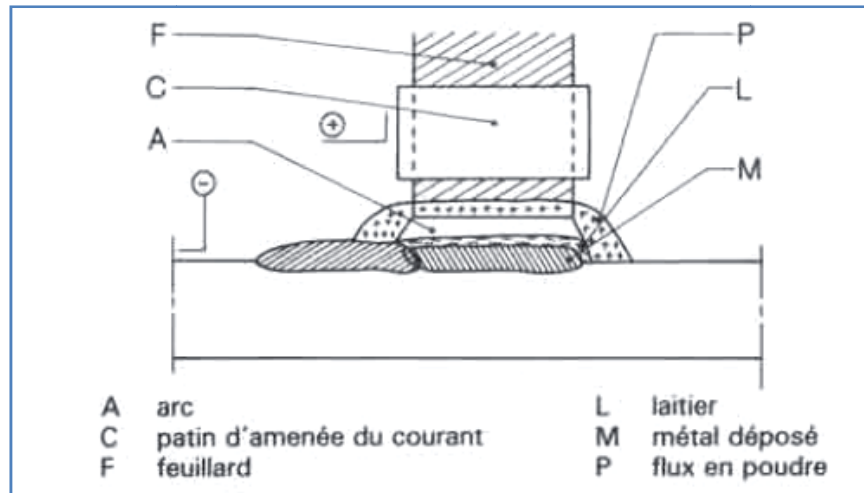


*Figure II.4 : principe de soudage sou flux gazeux [16].*

#### II.4.5. Revêtement au feuillard

Ce procédé repose sur le même principe basique du soudage à l'arc électrique. Par contre l'électrode ici est de forme aplatie, tel que montré sur la figure II.5, qu'on appelle feuillard, leurs largeurs varient de 30mm à 150mm.

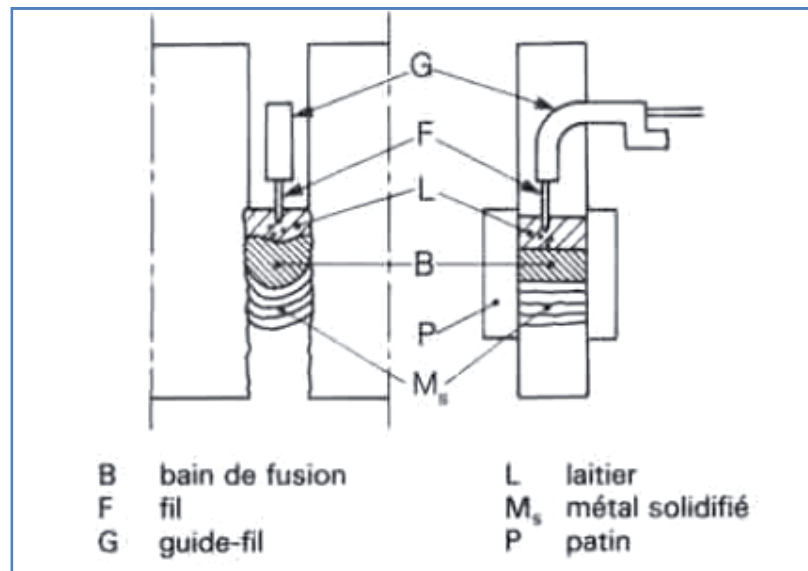
Cette technique est utilisée dans les revêtements des pièces en acier de construction par de acier inoxydable résistant à la corrosion [13].



**Figure II.5 :** Revêtement au feillard.

#### II.4.6. Soudage vertical sous laitier

L'énergie thermique est fournie par l'effet joule produite par le passage d'un courant électrique entre un fil dévidé et le bain de fusion à travers un laitier électro-conducteur. Le laitier surnage et assure la protection du bain contre l'oxydation (figure II.6). Le procédé ne s'applique qu'en position verticale et est obligatoirement automatisé, il est employé pour les pièces à fortes épaisseurs dépassant les 40mm [13].



**Figure II.6 :** soudage vertical sous laitier.

## II. 5. Comparaison des procédés de soudage

Quand on veut choisir un procédé de soudage, il est nécessaire de prendre en compte un certain nombre de facteurs tel que l'épaisseur de l'élément à souder, l'endroit où la soudure doit être réalisée, la précision de l'accostage, l'accès au joint, la position de soudage la composition de l'acier, le cout comparé et autres, ces facteurs on les retrouve dans le tableau II.1 [16].

**Tableau II.1** : caractéristiques comparées des soudures.

Tableau II. – Caractéristiques comparées des procédés de soudage.			
Procédé	Position de soudage	Taux de dépôt kg/h d'arc	Taux de travail temps arc/temps travail
Électrode enrobée	toutes	∅ 3,2 mm: 1 ∅ 5 mm: 3	} 0,25 à 0,50
Automatique sous flux solide	à plat	5 à 12	0,40 à 0,90
Revêtement au feuillard	à plat	largeur 30 mm: 10 largeur 60 mm: 15 largeur 150 mm: 40	} 0,40 à 0,90
MIG	toutes	2 à 6	0,35 à 0,60
TIG	toutes	manuel: 0 à 0,5 automatique: 0,5 à 1	} 0,30 à 0,50
TIG fil chaud	à plat ou en corniche	1 à 2,5	0,40 à 0,90
VSL	verticale	par fil: 8	0,50 à 0,90

## II. 6. Structure et propriétés des soudures

Le métal fondu solidifié possède une structure de matériau moulé et des propriétés propres aux aciers coulés, c'est-à-dire un rapport de la limite d'élasticité à la résistance ultime plus grand que celui de l'acier de construction. Le métal fondu est un mélange de métal de base et d'acier provenant de l'électrode. Pour l'acier de construction, la composition de l'électrode est choisie généralement de telle sorte que la résistance du métal fondu soit supérieure à celle du métal de base des éléments à assembler.

On peut déroger à ce choix dans des conditions particulières. Quand on veut souder de l'acier inoxydable et de l'acier au carbone– manganèse par exemple, on utilise une électrode en acier hautement allié afin d'éviter les fissures dans le métal fondu.

Quand le bain de fusion se refroidit et se solidifie, la plus grande partie de la chaleur s'évacue à travers le métal de base le long du joint. L'acier y est donc soumis à des cycles d'élévation de température, puis de refroidissement, analogues à ceux rencontrés lors d'un

traitement thermique. Dans la ZAT, la structure de l'acier est modifiée. Au stade de la conception, cet effet doit être pris en compte dans la conception en termes de résilience.

Le contrôle de la ZAT dépend de :

- la composition de l'acier (carbone équivalent) ;
- la vitesse de refroidissement qui est, elle-même, fonction de :
- l'énergie de l'arc, c'est-à-dire l'énergie linéaire de soudage sur le joint ;
- type de joint ;
- l'épaisseur des éléments à assembler par soudage ;
- la température du plat ou du profilé avant le soudage, par exemple le préchauffage.

En plus de son effet sur la vitesse de refroidissement, le préchauffage contribue aussi à :

- disperser l'hydrogène du bain de fusion et de la ZAT. La présence d'hydrogène dans la ZAT augmente le risque de fissure s'il y a trempe. L'hydrogène provient principalement du flux. Une électrode appropriée, stockée correctement, peut réduire le risque d'absorption de l'hydrogène ;
- enlever l'humidité de surface dans des conditions d'hygrométrie élevée ou sur le chantier ;
- amener au besoin l'acier à des conditions ambiantes normales (20°C) [16].

## **II. 7. Phénomènes thermiques introduits par le soudage**

### **II. 7. 1. Cycle thermique de soudage**

Pendant l'exécution d'une passe de soudage si l'on mesure la température en un point bien déterminé (figure II.7), par sa distance à l'axe du joint et sa hauteur dans l'épaisseur de pièces, on relève en ce point l'évolution de la température en fonction du temps ;  $\theta = f(t)$ [20].

La loi suivant laquelle la température varie en fonction du temps porte le nom de cycle thermique. Le cycle thermique, par les renseignements qu'il apporte :

- La phase de réchauffage
- La température maximale atteinte au point de mesure  $\theta_M$ .
- Temps de séjour à haute température
- Une phase de refroidissement avec l'allure de refroidissement  $V_r$ .

Donne le traitement thermique localement subi par le métal.

Les cycles thermiques dépendent des variables suivantes :



- Position et distance du point considéré par rapport à la ligne de soudure ;
- Procédé de soudage et ses paramètres ;
- Épaisseur des pièces et type de joint ;
- Température initiale de la pièce [17].

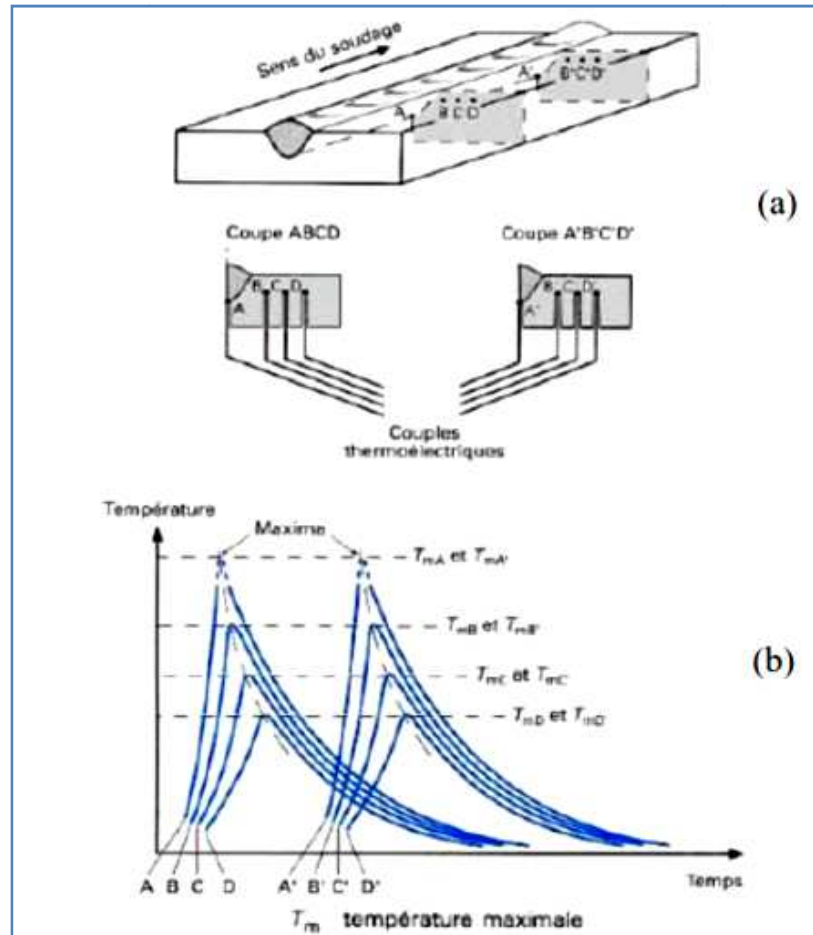


Figure II.7 : Cycles thermiques de soudage [20].

Si lors d'un TTAS ultérieur, d'un traitement thermique de détensionnement intermédiaire ou en service, la température du traitement thermique du matériau de base était trop largement et trop longtemps dépassée, les précipités pourraient se dissoudre à nouveau, ce qui entraînerait une réduction des propriétés mécaniques du matériau de base.

### II. 7. 2. Courbes de répartition de la température

Les phénomènes thermiques de soudage montrent que l'opération de soudage se distingue des opérations métallurgiques classiques par

- Les vitesses de l'échauffement sont très élevées

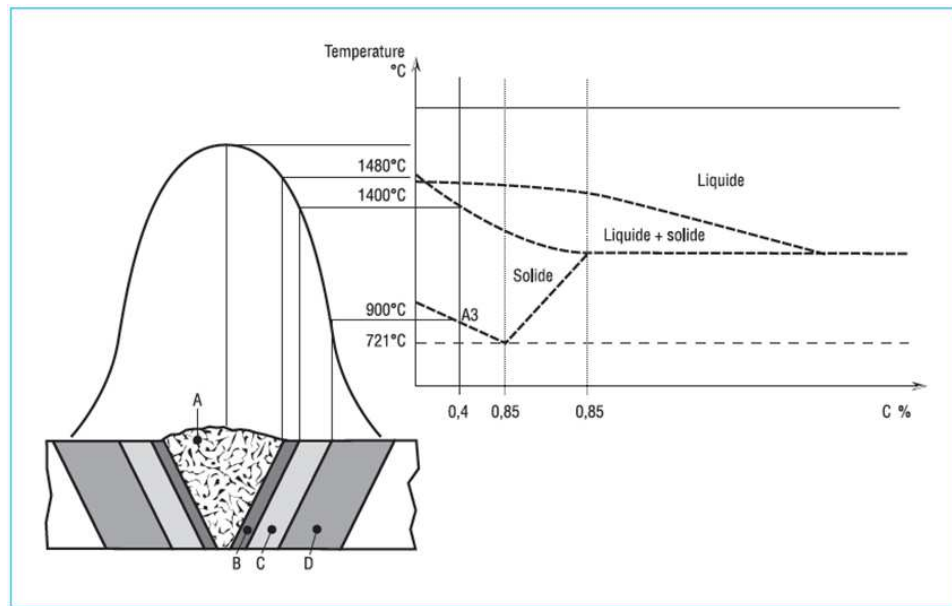
- Les températures maximales des différents points des pièces qui varient avec leurs distances au joint de soudure.
- Les durées de maintien de ces températures qui sont relativement faibles.

Si on effectue des mesures simultanément, en multiples points dispersés en des endroits de plus en plus éloignés de l'axe du cordon, on peut retracer l'histoire thermique de tous ces points et la représenter à un instant donné.

Si nous voulons accéder à la répartition topographique aux alentours de la soudure, il faut connaître les courbes qui traduisent la répartition thermique et en particulier la courbe  $\theta_M=f(x)$ , donnant la variation de la température maximale  $\theta_M$  atteinte en chaque point en fonction de la distance  $x$  grâce à la courbe  $\theta_M = f(x)$ , nous pouvons situer la limite extérieure de la zone où ce phénomène est susceptible de se produire [2].

Afin d'anticiper et de maîtriser les événements métallurgiques en soudage, il est important d'établir les conditions thermiques produites par une source de chaleur concentrée telle qu'utilisée en soudage au sein et aux abords des soudures telles que les températures maximums atteintes tout au long de la Zone Affectée par la Chaleur (ZAC) ou Zone Affectée Thermiquement (ZAT), les vitesses de refroidissement en métal fondu et en ZAT, ainsi que l'ordre de grandeur des vitesses de solidification du bain de fusion.

L'étude et la connaissance de l'écoulement thermique sont prépondérants quant au développement et à la mise au point des modes opératoires établis pour satisfaire les exigences d'un cahier des charges et compte tenu du comportement métallurgique d'un matériau donné. Dans ce qui suit, l'expression "joint soudé" est utilisée pour désigner à la fois le métal fondu, la ligne de fusion (FL), la zone thermiquement affectée et le métal de base.



*Figure II.8 : distribution de la température dans le cordon de soudure.*

### II. 7. 3. Facteurs influents le transfert de chaleur pendant le soudage

Le métal de base influence le processus thermique du soudage par ses propres caractéristiques thermiques, par la masse et la disposition des pièces à assembler et enfin par la température initiale de ces pièces.

La nature du métal de base intervient par ses caractéristiques de conductibilité calorifique et capacité calorifique, qui agissent dans le même sens, à savoir que l'augmentation accroît le gradient de température et, par voie de conséquence, réduit le temps de séjour à haute température et augmente la vitesse de refroidissement

A propos de la masse des pièces, il faut noter d'emblée qu'il s'agit d'une notion toute relative, qui ne peut être séparée de l'influence des conditions de soudage. Puisque, par exemple en soudage à l'arc d'acier avec électrode enrobée, toute une gamme de réglage d'énergie est peut être utilisée pour déposer un cordon de soudure sur la surface d'une tôle d'épaisseur donnée.

C'est ainsi que si on trace un graphique donnant le temps de refroidissement  $T_r$  en fonction de l'épaisseur ( $E$ ), au niveau d'un cordon déposé, et ceci pour deux énergies de soudage différentes  $E_1$  et  $E_2$ , on voit que le temps de refroidissement se stabilise à partir d'une certaine épaisseur, dite épaisseur limite, d'autant plus élevée que l'énergie est plus grande. Un produit est donc épais, du point de vue du soudage, si son épaisseur est supérieure à l'épaisseur limite associée à l'énergie mise en jeu. Dans ce cas, les isothermes se

répartissent dans la masse symétriquement par rapport à la ligne de soudure sur lesquels ils sont centrés, prenant une forme cylindrique.

C'est à cette disposition que se rapporte la formulation de Rycalline. Par contre, dans le cas d'un produit dit mince- ou plus exactement d'un produit affecté sur toute son épaisseur par la fusion- les isothermes se répartissent dans la masse symétriquement par rapport au plan de symétrie de la ligne de soudure elle-même.

Le cas des pièces d'épaisseur moyenne, pour lesquels les temps de refroidissement se situent sur la partie descendante des courbes, les isothermes sont déformées par l'effet du refroidissement par rayonnement sur la face intérieure.

L'aspect tout relatif de cette notion d'épaisseur se traduit par une conséquence apparente : chaque fois qu'un procédé de soudage permet d'assembler deux pièces bout à bout en intéressant toute leur épaisseur à la fusion (bien entendu en une seule passe) on est en présence d'une répartition plane des isothermes.

Pour rendre compte complètement du rôle joué par la masse du métal soudé vis-à-vis de l'effet thermique du soudage, il faut, en plus de l'épaisseur, prendre en compte la disposition des pièces ou, si on préfère, la géométrie des assemblages. En effet, à énergie égale et pour une même épaisseur de produit [16].

## **II. 8. Phénomènes métallurgiques introduits par le soudage**

### **II. 8. 1. Formation du bain fondu**

Le métal se comporte comme un puits de chaleur dont l'efficacité varie avec la conductivité thermique et l'épaisseur de la pièce. De ce fait, des germes de solide apparaissent dès la température de liquidus à la surface du métal solide, en épitaxie sur celui-ci, l'épitaxie étant facile du fait de l'identité de composition des deux parties, sans barrière de germination ni surfusion. La taille de grains de solidification est déterminée par celle du métal de base du fait de la germination épitaxique, mais par suite du chauffage, cette dernière a grossi ; aussi la microstructure du joint est-elle assez grossière de type colonnaire dendritique.

En soudage, la source de chaleur étant continûment en déplacement, les gradients thermiques varient donc en intensité et en direction. La croissance des cristaux tend à s'effectuer suivant le plus grand gradient thermique. La microstructure résultante est régulière du fait que le régime thermique étant stationnaire. Les cristaux colonnaires de direction oblique par rapport au métal de base tendent au cours de leur croissance à s'orienter suivant l'axe du cordon, souvent cette forme est dite basaltique, (figure II.9). La morphologie

résultante des grains de solidification dépend de la vitesse de soudage, qui conditionne la forme des gradients thermiques [10].



*Figure II.9 : orientation des grains lors du refroidissement.*

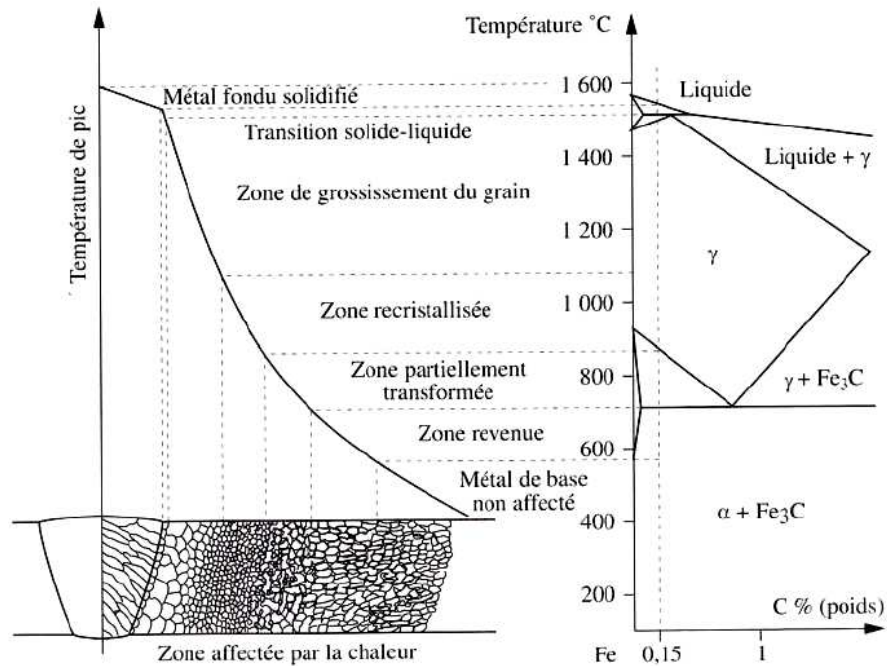
### **II. 8. 2. Transformation de phase**

Le soudage en lui-même provoque un véritable traitement thermique dans la zone voisine de la soudure, le plus communément appelée *ZAT* (*zone affectée thermiquement*). Il s'ensuit couramment, grâce aux transformations de phase et aux formations de précipités, soit un adoucissement local trop important, soit une fragilisation [18].

La caractérisation d'un acier est fonction de sa nature et de sa composition chimique, la structure étant elle-même liée à la composition chimique et aux traitements thermique que subissent la pièce à soudées.

Une étude métallographique d'un cordon de soudure fait apparaitre une diverse gamme de structures, cela est bien éclairci dans la figure II.10. On rencontre différents aspects sur les soudures qui sont causés par la variation du cycle thermique subit. La température et le temps de chauffage ainsi que les vitesses de refroidissement produisent des modifications qui affectent la dimension des grains et les phases en présence.

Le volume du bain de fusion est relativement restreint, cela conduit à un refroidissement rapide et les cristaux qui se solidifient sont orientés dans la direction du gradient de température (forme basaltique). Leurs dimensions dépendent de la température et de la cinétique de refroidissement [20].



**Figure II.10** : transformation de la phase lors du soudage.

Les diagrammes T.R.C sont établis dans les conditions des traitements thermiques classiques. Les durées de chauffe et d'austénitisation sont assez.

Les conditions de soudage diffèrent nettement de celles des traitements thermiques. La durée de chauffe, suivant le procédé, peut être quasiment instantanée ou durer quelque minute, tandis que la durée d'austénitisation est pratiquement nulle. Quand aux vitesses de refroidissement, elles varient entre quelques secondes et quelques minutes.

Les différences de conditions sont telles que les diagrammes T.R.C relatifs aux traitements thermiques, ne permettent pas d'analyser correctement le comportement des assemblages soudés. Ainsi on a établi des diagrammes T.R.C.S, relatifs aux conditions de soudage [18].

### II. 8. 2. Ségrégation dans le cordon de soudure

Lors du soudage l'effet thermique n'est pas négligeable, or se chauffage peut provoquer soit la précipitation des dispersoïde ou même parfois leurs dissolution selon l'importance de la chaleur que rassoie le matériau. Dans le cas d'un soudage à plusieurs passes l'influence de la seconde passe sur la première passe est relativement détectable, en premier lieu sue la structure métallographique, deuxièmement vue l'apport de chaleur sur la première passe qui va favoriser une précipitation des dispersoïdes ou la diffusion de certains d'autre [21].

**Chapitre III :**  
**Phénoménologie de la**  
**corrosion**  
**électrochimique des**  
**aciers HLE**

## Chapitre III : Phénoménologie de la corrosion électrochimique des aciers HLE

### III. 1. Généralités sur la corrosion électrochimique

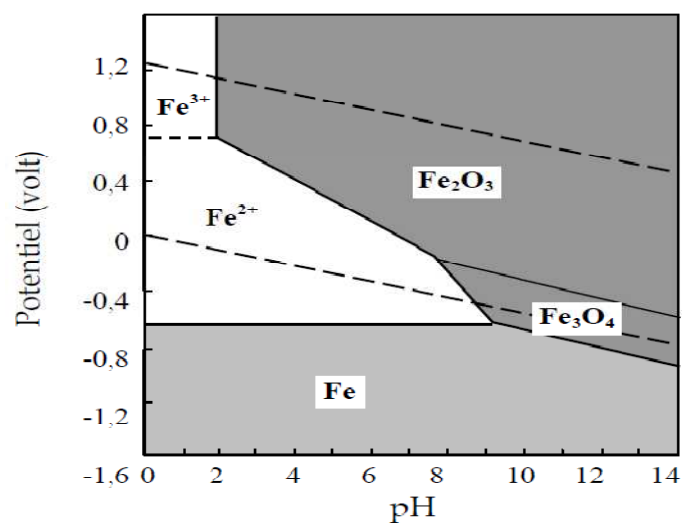
#### III. 1. 1. Définitions

Le terme corrosion évoque l'image de la rouille propre aux métaux ferreux, comme si seul le fer était susceptible de présenter ce phénomène. En réalité, la corrosion est la cause générale de l'altération de la destruction de la plupart des matériaux naturels ou élaborés. Tout se corrode et tout milieu peut être corrosif suivant le matériau considéré. La corrosion, au sens large, peut s'exprimer comme le phénomène de dégradation d'un substrat métallique par le milieu dans lequel il se trouve placé. Elle est due à la tendance des métaux à retourner à l'état stable des minéraux naturels : oxydes, sulfates, carbonates [22].

#### III. 1. 2. Diagramme d'équilibre Potentiel – pH

Les diagrammes de potentiel-pH, ou de Pourbaix (figure III.1), ont une importance capitale dans le domaine de la corrosion, puisqu'ils indiquent pour les différentes valeurs de tension et de pH les réactions qui sont possibles et celles qui sont théoriquement impossibles. Ces diagrammes permettent aussi d'affirmer que dans telle condition de pH et d'aération du milieu agressif, un tel métal peut se corroder ou s'immuniser, sans donner d'indication sur la vitesse d'une telle évolution.

Ces diagrammes sont obtenus en étudiant les différents équilibres correspondant aux différentes réactions d'électrode et les différentes réactions chimiques susceptibles de se produire à l'interface [16].



**Figure III.1 :** diagramme potentiel- pH du fer.



### III. 1. 3. Formes de corrosion des aciers HLE

- **piqûration**

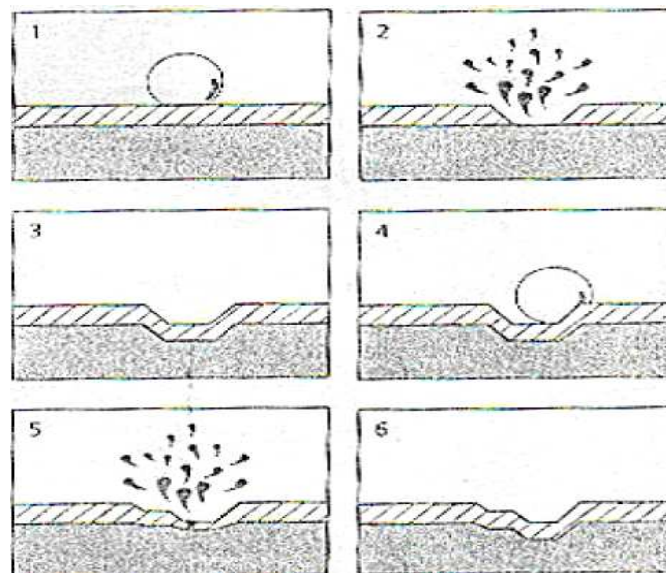
La corrosion par piqûration (pitting) est une forme de corrosion localisée au cours de laquelle le métal se dissout très rapidement en certains sites discrets de la surface, le reste de cette surface n'étant sensiblement pas attaqué. Cela se traduit souvent par la formation de piqûres de faibles dimensions mais de profondeur importante. La conséquence d'une telle attaque peut être la destruction rapide et inattendue des structures sur lesquelles elle se manifeste [24].

- **Corrosion uniforme ou généralisée**

Elle se manifeste avec la même vitesse dans tous les points du métal. On l'observe dans le cas de la corrosion sèche et en milieu liquide. Les caractéristiques mécaniques du métal rapportées à l'unité de section ou de longueur ne sont pas modifiées [25].

- **Cavitation**

Ce phénomène dû à des pressions locales situées de part et d'autre de la tension de vapeur de l'eau. En effet des bulles de gaz ont tendance à se former dans l'eau lorsque sa pression devient inférieure à la tension de vapeur de liquide. Lorsque la pression augmente ces bulles se condensent ou éclatent. D'où une destruction hétérogène et caverneuse du métal. La figure III.3 illustre les étapes de ce phénomène [23].



*Figure III.3 : illustration du phénomène de cavitation.*

- **Corrosion par fatigue**

Ce type de corrosion est un effet combiné de la fatigue et d'un environnement agressif agissant simultanément, qui conduit à une dégradation, tel qu'illustré sur la figure III.4, du comportement en fatigue. La fatigue-corrosion se distingue de la corrosion sous contrainte

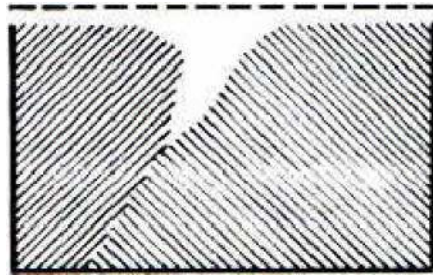
mécanique par le fait que les contraintes appliquées ne sont plus statiques mais cycliques, par exemple contraintes périodiques alternées [27].



*Figure III.4 : corrosion par fatigue.*

- **Corrosion intergranulaire**

La corrosion intergranulaire est un type d'attaque localisée aux joints des grains d'un métal ou alliage (figure III.5). La pénétration de l'attaque à travers les grains du métal peut être rapide et cause une perte de résistance mécanique et de ductilité [27].



*Figure III.5 : corrosion par fatigue entre deux grains.*

### III. 2. Mécanismes de corrosion électrochimiques localisée

#### III. 2. 1. Corrosion par piqûration

La corrosion par piqûre se caractérise par l'apparition d'attaques ponctuelles et rapides après une phase d'amorçage plus au moins longue. La piqûre s'amorce sur des surfaces présentant des défauts physiques (inclusions, hétérogénéités de composition), principalement les sulfures de manganèse [28] mais aussi sur des surfaces polies. Sa propagation s'explique par une dissolution du métal (figure III. 6) au fond de la piqûre d'acidité élevée. La dissolution anodique du métal est équilibrée par la réduction cathodique de l'oxygène sur la surface adjacente. Ce phénomène se produit principalement en milieux aqueux chlorurés neutres, contenant de l'oxygène qui est un agent oxydant, suite à des interactions entre la surface du métal et les espèces du milieu. La concentration ascendante des ions  $Cl^-$  dans la

piqûre résulte de leur migration sous l'action d'un flux de transport afin de maintenir la neutralité électrique [29].

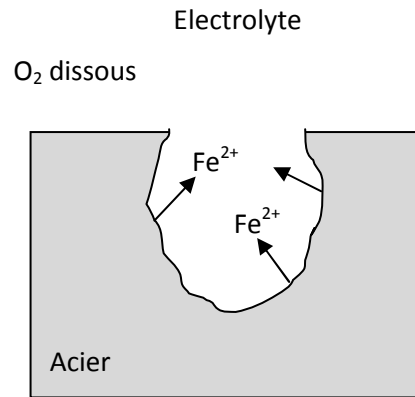


Figure III.6 : morphologie d'une piqûre.

### III. 2. 2. Corrosion caverneuse

La corrosion caverneuse ou par crevasse est un phénomène d'attaque rapide dans des zones confinées. Pour pouvoir fonctionner comme site de corrosion, une crevasse doit être suffisamment large pour permettre la pénétration des corrodant, mais aussi suffisamment enfermée pour assurer que les corrodants restent dedans [31]. La présence d'un dépôt à l'interface métal/solution peut constituer une zone d'aération différentielle qui entraîne des attaques corrosives localisées sous le dépôt (figure III. 7).

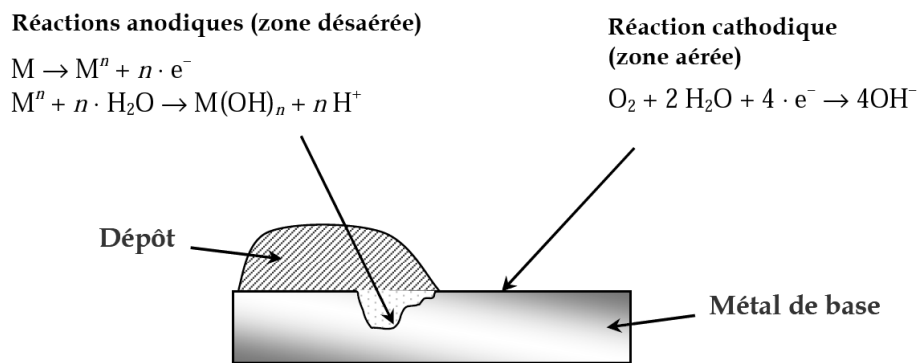
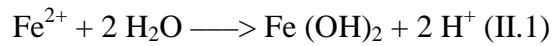


Figure III.7 : morphologie d'une corrosion caverneuse.

Le processus d'altération est du à une acidification progressive du milieu dans la crevasse. La dissolution du métal par la réaction (III.1) entraîne une augmentation de la concentration en ions ferreux à cause du transport difficile vers l'extérieur. Lorsque la limite de solubilité est atteinte dans la crevasse, les ions  $Fe^{2+}$  s'hydrolysent et précipitent selon la réaction :



La conséquence directe de la réaction (II.1) est la formation d'ions  $\text{H}^+$  qui, en présence de chlorures qui génèrent de l'acide chlorhydrique et diminuent le pH. Ainsi, le pH dans la crevasse est très faible ce qui favorise la rupture du film passif. La tenue à la corrosion du métal sera donc directement liée au pH [32].

### **III. 3. Influence de l'état de surface sur la corrosion**

L'état de surface du métal joue un rôle primordial sur l'initiation à la corrosion localisée. Un traitement préalable dans un milieu très oxydant (acide nitrique) permet de renforcer la couche passive ; les contaminations ferreuses ainsi que les inclusions de sulfures seront par la suite éliminées. Une attaque électrolytique favorise la résistance à la corrosion par crevasse [34].

# **Partie expérimentale**

**Chapitre IV :**  
**Matériau et**  
**techniques**  
**expérimentales**

L'étude de l'acier API X52 soudé a été effectuée suivant les étapes suivantes :

- i) La présentation du matériau étudié et des conditions de soudage
- ii) La réalisation des traitements thermiques à la température 600°C
- iii) L'étude métallographique
- iv) La réalisation des essais mécaniques pour caractériser les propriétés de dureté et en traction à l'état avant et après traitement thermique
- v) La réalisation des essais de corrosion pour caractériser le comportement électrochimique de notre matériau et les différentes zones microstructurales de la soudure.

#### **IV. 1. Présentation du matériau de départ**

##### **IV. 1. 1. Propriétés du matériau**

###### **IV. 1. 1. 1. Composition chimique**

La nuance d'acier dans laquelle est fabriquée ce tuyau suit la norme de l'*American Petroleum Institut* : API 5L X52. La composition chimique de l'acier soudé spirale, présentée dans le tableau IV.1, doit être conforme aux exigences de la dernière édition de la norme API 5L PSL2. L'analyse chimique sur le métal X52 fut effectuée au niveau de l'entreprise ALTUMET Spa Réghaia sur un spectromètre de masse, elle correspond aussi aux analyse effectuer par le fournisseur qui sont présentées en annexe.

*Tableau IV.1 : Composition chimique de l'acier X52 de notre étude, en %massique.*

Fr :98.2	C :0.0347	Si :0.273	Mn :1.13	P :0.0203	S :0.0032
Cr :0.0792	Mo :0.0065	Ni :0.0286	Al :0.0180	Co <0.0005	Cu :0.0211
V : 0.0019	Nb :0.0388	Ti :0.0036	Sn :0.0104	B :0.0001	N<0.0020

###### **IV. 1. 1. 2. Propriétés mécaniques sur bobine**

A la livraison des bobines le matériau procède des caractéristiques mécaniques du au laminage à chaud avant de subir le formage et l'opération de soudage, ces caractéristique sont présentées dans le tableau IV.2.

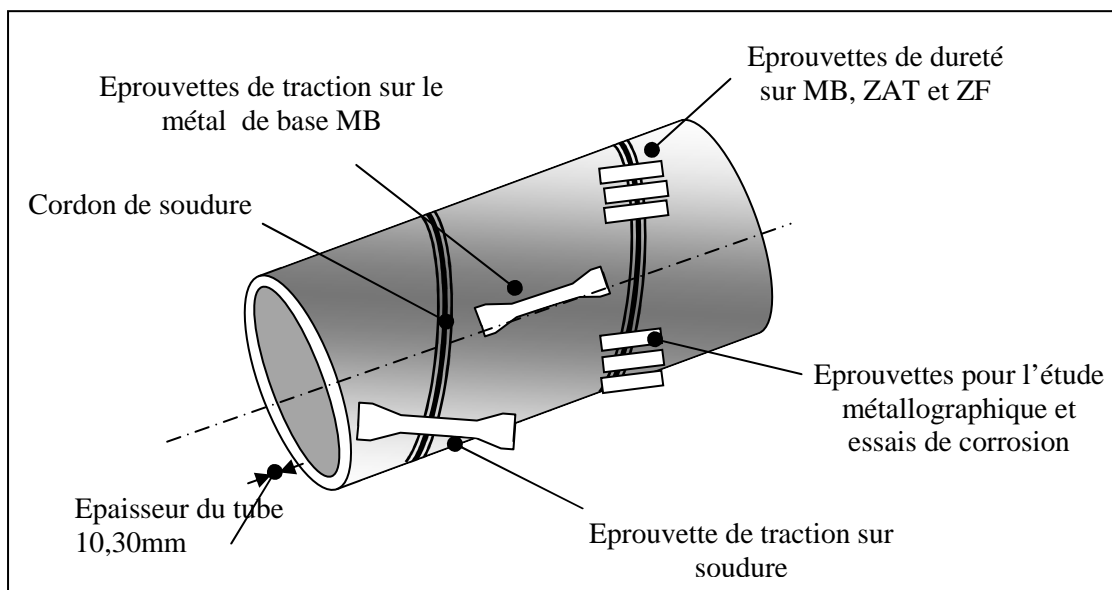
**Tableau IV. 2 : Propriétés mécaniques du métal avant soudage, d'après le certificat de qualité du Fournisseur (voir en Annexe).**

<i>Traction</i>	Re = 471 MPa Rm = 541 MPa A% = 37.5
<i>Résilience à -10°C</i>	340.0 Joule
<i>Dureté Vickers</i>	178.0

#### IV. 1. 1. 3. Prélèvement et dimensionnement des échantillons

Afin de mener notre étude à bon port il est nécessaire de préciser certains détails relatifs aux prélèvements des échantillons et aux abréviations destinés aux analyses métallographique, les l'étude de corrosion, essai de dureté et de résilience. Ainsi que les éprouvettes normalisées en vu des essais de traction, montrés dans la figure IV.1. Le prélèvement des échantillons et des éprouvettes se fait selon deus types :

- (i) sur soudure afin de caractériser cette dernière.
- (ii) hors soudure afin de caractériser le matériau en question sans l'effet de soudure.



**Figure IV.1 : Sens de découpage des échantillons pour les besoins de notre étude.**

Les abréviations utilisées ont pour but de faciliter la rédaction sans encombrer le texte tout en gardant la clarté de notre travail, le tableau IV.3 résume les abréviations choisis.



**Tableau IV. 3 : Désignation des échantillons de notre étude**

<i>Abréviation utilisée</i>	<i>Description</i>
<i>X52 Brut</i>	Zone de « métal de base » Echantillon d'acier X52 soudé sans traitement post soudage
<i>X52 Brut_MB</i> <i>X52 Brut_ZAT</i> <i>X52 Brut_ZF</i>	Zones correspondant au « métal de base », « zone affectée par la chaleur » et « zone fondue » respectivement de l'échantillon d'acier X52 soudé sans traitement post soudage
<i>X52 + [600°, 1h]</i>	Echantillon d'acier X52 soudé et traité à 600° pendant 1 heure puis refroidis dans le four
<i>X52 + [600°, 10h]</i>	Echantillon d'acier X52 soudé et traité à 600° pendant 10 heures puis refroidis dans le four
<i>X52 + [600°, 50h]</i>	Echantillon d'acier X52 soudé et traité à 600° pendant 50 heures puis refroidis dans le four

#### **IV. 1. 2. Conditions de soudage automatique**

##### **IV. 1. 2. 1. Procédé utilisé**

Le Soudage se fait par un procédé automatique SAW H (hélicoïdal) sur une machine N/LAT de marque ATIS, comme illustré sur la figure IV.2, mise en marche en 2007 au niveau de l'entreprise.

La machine est constituée d'un compartiment réservé à recevoir les bobines ou se fait l'ouverture et l'étalement de ces dernières qui juste après leurs ouverture sont chanfreinées par de fraiseuses afin de réaliser un chanfrein de forme X (figure IV.3) pour une meilleur pénétration de la soudure mais aussi crevant à dimensionner la largeur de la tôle pour un formage de celle-ci hélicoïdalement.

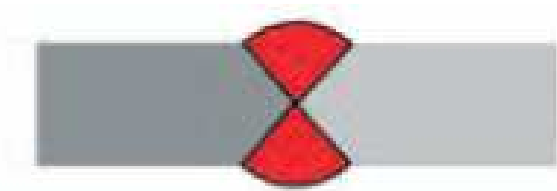


**Figure IV. 2 : Machine ATIS pour le soudage SAW H.**

Le type de soudage opéré est un soudage bout à bout pour lequel on distingue :

- la soudure bout à bout à pleine pénétration pour laquelle la pénétration et la fusion de la soudure et du métal de base sont complètes sur l'épaisseur des pièces assemblées ;
- la soudure bout à bout à pénétration partielle pour laquelle la pénétration de la soudure ne s'étend pas à l'épaisseur totale des pièces assemblées.

Une soudure bout à bout est réalisée sur l'épaisseur des plats aboutés dans un assemblage bout à bout. En règle générale, les bords des plats doivent être préparés (chanfeinage) avant soudage. Dans certains cas, lorsque l'épaisseur des plats est inférieure à 5 mm, on peut se dispenser de cette préparation.



**Figure IV.3 :** soudage bout à bout.

On not ici quelques précisions quant aux bobines, au fournisseur et au métal d'apport :

- Matière première : Bobine de feuillard enroulé à chaud (1200m, 21 t)  
Fournisseur : PRIMEX-STEEL (Tyssen Krupp.Steel Europe)
- **Métal d'apport** sous forme de Fil cuivré X52  
Nuance : (classe AWS) EA2  
Diamètre : Øint 3,20mm ; Øext 4,00 mm

La composition chimique du fil utilisé en guise de métal d'apport est très importante quant à la détermination des caractéristiques du cordon de soudure après refroidissement, l'influence des éléments chimiques présents dans le tableau IV.4 sont cités dans la partie bibliographique.

**Tableau IV. 4 :** Composition chimique du fil utilisé dans le soudage SAW H.

Elément	C	Mn	Si	S	P	Mo
% max	0,07	0,80	0,05	-	-	0,45
% min	0,14	1,20	0,15	0,025	0,025	0,65

Le flux est utilisé pour la protection du bain de fusion lors du soudage à la manière de l'enrobage des électrodes de soudage, ce Flux est sous forme de poudre, injecté pendant le soudage automatique. Le flux doit être adapté selon le matériau soudé ainsi que le procédé usité. La

composition chimique est le premier paramètre à vérifier tel que précisé au tableau IV.5. Au niveau de l'entreprise le flux est normalisé comme suit :

Nuance du Flux : P223 (F8A4-EA2-A2 AWS A5.17/23)

- Densité : 1,25 Kg/L
- Indice de basicité : 0,6

**Tableau IV. 5 : Composition chimique du flux utilisé dans le soudage SAW H.**

Elément	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Ti
%	10,51	4,24	0,11	0,06	0,12	9,09	1,13

#### IV. 1. 2. 2. Spécification des paramètres de soudage

Le soudage est un moyen d'assemblage de deux ou plusieurs pièces qui doivent résister aux conditions de leurs fonctionnements, pour cela le soudage opérer sur les tubes doit se fait selon des paramètres bien précis tel que la forme du cordon et le sens du soudage ou même l'angle de formage, la figure IV.4, prise lors du stage effectué au sein le l'entreprise ALTUMET, montre certains de ces détails. Les autres paramètres sont résumés ci-dessous avec leurs valeurs utilisées dans notre cas.

Paramètres de Soudage sur N/LAT

- Procédé : SAW H à une tête
- Forme du cordon : hélicoïdal
- Gamme du tube parent : Ø 406 X 10,30 mm
- Angle de formage : 47° 54'
- Sens du soudage : descendante rotative
- Vitesse de soudage : 1,30 m/min.

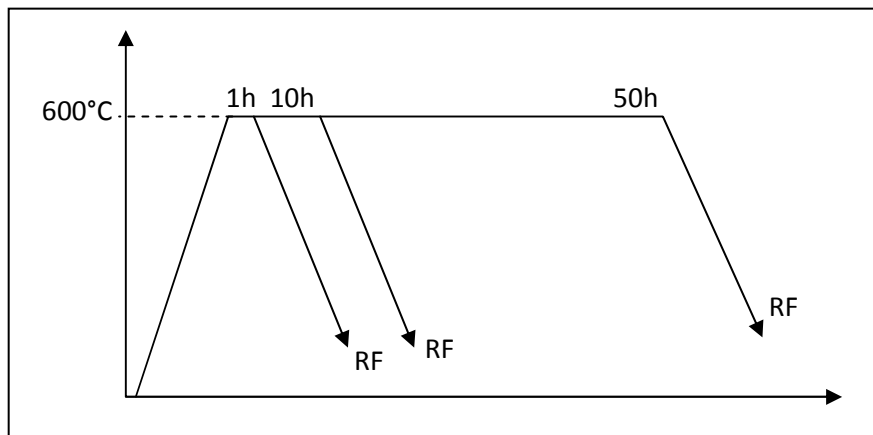


**Figure IV. 4 : Réalisation d'une soudure spirale sur tube API.**

### IV. 1. 3. Traitements thermiques

Les échantillons soudés subissent un cycle thermique comprenant un recuit à 600°C pendant 01 heure, 10 heures et 50 heures. La figure IV.5 illustre les conditions des traitements effectués. Ce traitement simule un traitement post-soudage et prévoit d'étudier l'effet du prolongement du recuit à 600°C sur les soudures en acier API X52.

L'enfournement des échantillons découpés est réalisé dans un four à chambre programmable *Carbolite*. Après le refroidissement, nous avons constaté une couche de calamine importante à la surface du métal due à l'atmosphère oxydante (air) dans le four.



**Figure IV. 5 :** *Traitement thermique de notre étude, RF : refroidissement dans le four.*

## IV. 2. Etude métallographique

### IV. 2. 1. Préparation métallographique

La réalisation par soudage automatique des échantillons ainsi que le découpage furent réalisés à la société ALTUMET Spa filiale Anabib, situé à la zone industrielle de Réghaia. L'étude métallographique ont eu lieu au Laboratoire de Science et Génie des Matériaux de l'Ecole Nationale Polytechnique (E.N.P – El Harrach, Alger). L'analyse de la microstructure des différents échantillons a été faite par microscopie optique quantitative sous le logiciel de traitement et analyse d'images *ImageJ*.

L'examen métallographique nécessite un polissage mécanique soigneux au papier émeri jusqu'au grade 1200 suivi d'un polissage de finition à la suspension d'alumine de 0,3µm. Les échantillons sont préalablement découpé aux dimensions de 4cm de longueur et de 1cm de largeur selon l'axe du cordon et une épaisseur initiale de 10.30mm.

Le polissage mécanique est effectué sur une polisseuse mécanique *Hitech europe MP series* à disque tournant à une vitesse d'environ 350 tours par minute sous aspersion d'eau pour limiter

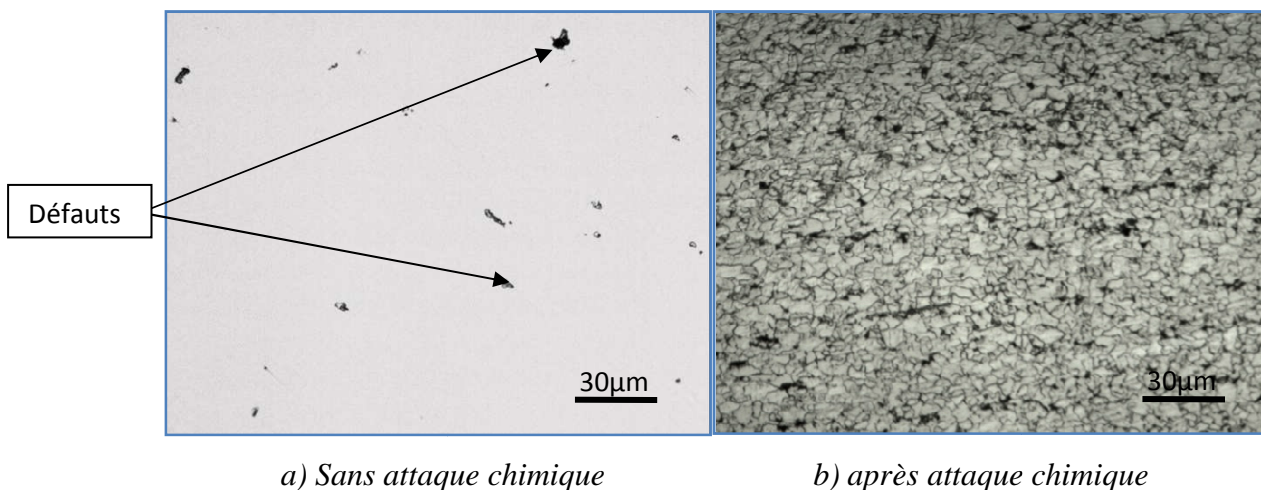
l'échauffement du métal et éliminer les microcopeaux. L'abrasion sur chaque disque dure jusqu'à 2 minutes.

#### IV. 2. 2. Observation par Microscopie optique

Pour examiner la microstructure, la surface de l'acier subit une préparation métallographique commençant par un polissage jusqu'à l'état miroir suivi d'une attaque chimique avec du *Nital* ( $\text{HNO}_3$  : 5ml; alcool éthylique : 95ml) durant 15 à 20 secondes. L'examen de la microstructure est effectué sur un microscope optique OPTIKA équipé d'une caméra numérique et relié à un système informatique pour l'acquisition des photographies.

Cette procédure a permis de prendre la microstructure de la figure IV.6 montrant l'acier API X52 avant l'opération de soudage sur machine. L'observation de la surface non attaquée au grossissement 500, montre la présence de quelques défauts d'élaboration pouvant être soit des inclusions non métalliques ou des soufflures [13].

L'attaque chimique nous a permis de distinguer une structure biphasée fine de notre métal qui caractérise ce type d'acier hypoeutectoïde. La ferrite apparaît dans les zones claires tandis que la phase de couleur foncée est la perlite.



*Figure IV. 6 : Microstructure de l'acier API X52 avant soudage.*

#### IV. 3. Caractérisation mécanique

##### IV. 3. 1. Essai de traction

Les essais de traction ont été faits au niveau du laboratoire des essais mécaniques de l'entreprise ALTUMET Spa sur une machine de marque *Zwick/Roell* travaillant sous la charge de

300kgf à une vitesse de 30 MPa/s. Les conditions de l'essai suivent la norme AFNOR, les dimensions de l'éprouvette sont de 40x10,3 mm et la vitesse de est de  $0.008 \text{ s}^{-1}$ .

#### **IV. 3. 3. Essai de dureté HV**

La réalisation des essais de dureté Vickers ont été fait au laboratoire du département de métallurgie à l'école nationale polytechnique d'Alger sur une machine de dureté universelle INNOVATEST Modèle : NEXUS 7000 d'une capacité de charge allant de 1kgf/9.8N jusqu'à 250kgf/2.45kN, pour notre étude la charge choisie était de: 10Kgf Durant 10sec.

#### **IV. 3. 4. Essai de microdureté HV**

De même pour les essais de microdureté leurs réalisations ont été fait dans le laboratoire de l'école, la machine de microdureté Vickers utilisée est de marque **Mitutoyo** model HM-100, pour une charge de 100g. L'essai de microdureté HV est évalué selon une filiation allant de l'axe du cordon jusqu'au métal de base avec un pas de 0,3mm.

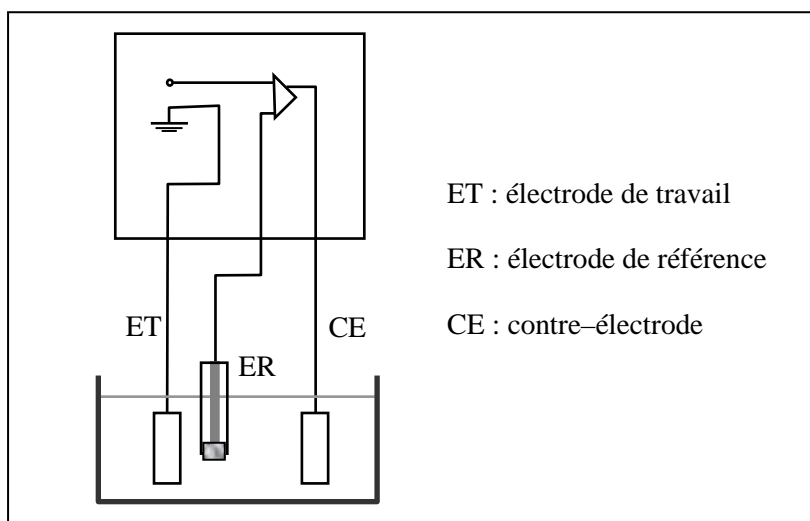
### **IV. 4. Caractérisation électrochimique**

Pour étudier le phénomène de piqûration de corrosion de l'acier API X52, nous avons réalisé des essais électrochimiques de polarisation potentiostatique et des essais d'immersion. Le milieu choisi est une solution aqueuse de NaCl à la concentration 0,1 M, portée à la température ambiante. Le milieu est choisi pour induire le phénomène de corrosion localisée par l'action des ions chlorures. La surface des échantillons avant les essais est portée à l'état poli et fini et miroir.

#### **IV. 4. 1. Essais de polarisation potentiostatique**

La potentiométrie est une méthode qui consiste à suivre l'évolution du comportement électrochimique de notre matériau. Les variations de potentiels de corrosion enregistrées renseignent sur la dégradation, la passivation ou l'immunité d'une surface métallique. Cependant, le déplacement du potentiel de corrosion d'un métal vers des valeurs plus nobles n'est pas toujours corrélé avec une augmentation de la résistance à la corrosion. Il est donc indispensable de mesurer parallèlement la valeur de l'intensité de courant de corrosion.

Le dispositif à trois électrodes (figure IV. 7) employé dans notre étude utilise un voltamètre VoltaLab qui permet le balayage et la régulation de la tension depuis la zone de comportement cathodique jusqu'à la zone de comportement anodique de l'acier API X52 dans l'intervalle  $-1000\text{mV}/\text{ECS}$ ,  $+1000\text{mV}/\text{ECS}$ . Ceci a pour objectif de se situer entre les limites de réduction et d'oxydation de la solution corrosive. La vitesse de balayage en potentiel est fixée à  $2 \text{ mV}/\text{sec}$ .



**Figure IV. 7 :** Schéma dispositif pour essai potentiostatique.

Le montage de la cellule électrochimique utilisée dans notre étude est illustré sur la figure ci-dessus. L'électrode de référence est l'électrode au calomel saturée (ECS).

Trois électrodes sont utilisées:

- *l'électrode de travail*: il s'agit de l'échantillon à étudier, compris dans un enrobage à froid.
- *l'électrode de référence* : les tensions sont mesurées par rapport à une électrode de référence. utilisée à cause de son emploi simple au laboratoire. Cette électrode correspond au système  $\text{Hg}/\text{Hg}_2\text{Cl}_2/\text{Cl}^-$ ; son potentiel dépend de la température et vaut  $+245\text{mV}_{/\text{ENH}}$  à  $25^\circ\text{C}$ . Elle est immergée dans une allonge qui communique avec l'électrolyte de la cellule par l'intermédiaire d'un filtre.

- *l'électrode auxiliaire* : un fil de platine est utilisé comme contre-électrode.

Un logiciel spécifique *Volata Master* assure le pilotage des séquences expérimentales, l'acquisition et le traitement des données numériques. Le point de mesure apparaît sous forme de tableau exporté vers Excel. Les courbes obtenues enregistrent pour chaque valeur de potentiel, la valeur de la densité de courant correspondante (figure IV.8). La vitesse de balayage en potentiel doit impérativement être suffisamment lente pour assurer la réversibilité des réactions. L'allure des courbes renseigne sur les différentes réactions électrochimiques mises en jeu pour des potentiels donnés.

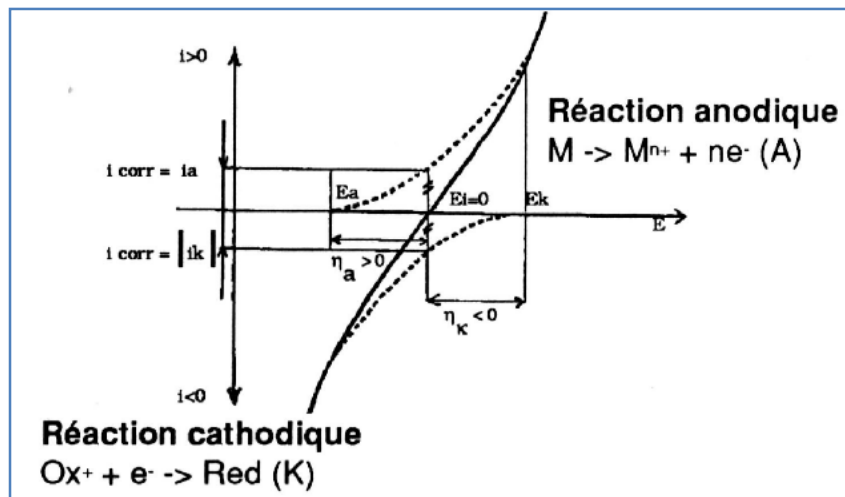


Figure IV. 8 : Principe de construction d'une courbe de polarisation.

#### IV. 4. 2. Essais d'immersion dans NaCl 0,1M

Les immersions sont effectuées dans 50ml de NaCl 0,1M. Il s'agit d'une immersion de corrosion pour étudier les risques ainsi que les formes de corrosion de l'acier API X52. Pour le faire, on a laissé les échantillons enrobés et polis pendant 1 jour jusqu'à 7 jours. Après chaque jour, la surface de l'échantillon est observée au microscope optique pour l'examen des éventuelles évolutions en surface et l'acquisition des micrographies.

#### IV. 5. Application de l'analyse d'images numériques

##### IV. 5. 1. Calculs des taux de ferrite et perlite

La détermination des fractions surfaciques de la phase ferritique et perlitique est effectuée par analyses d'images représentant le métal de base de notre matériau. Le logiciel utilisé *ImageJ* permet de distinguer les deux phases à partir du contraste des micrographies sous microscope optique au grossissement 500 tel qu'illustré sur la figure IV.9.

Le calcul a été répété sur trois images différentes pour fournir une valeur moyenne.

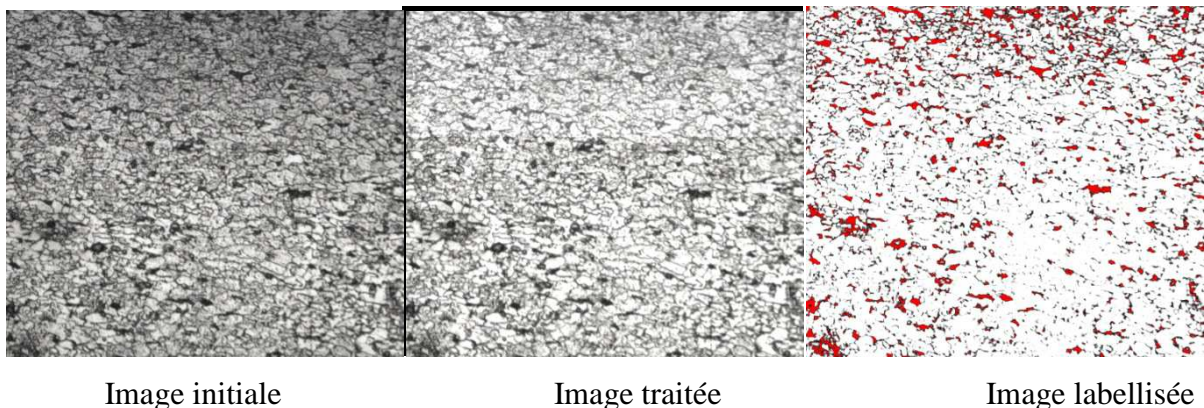


Figure IV.9 : exemple de traitement d'image.



#### IV. 5. 2. Calculs de la taille de grains

La grosseur de grain de notre matériau est caractérisée par différentes grandeurs conventionnelles déduites de l'observation de la microstructure du métal de base. La préparation métallographique décrite dans le paragraphe IV.2 est nécessaire pour faire apparaître les contours grains par le plan de coupe.

Les méthodes de détermination de ces grandeurs sont purement géométriques. Il en résulte qu'elles sont absolument indépendantes du métal ou de l'alliage considéré.

Les méthodes de détermination de ces grandeurs sont purement géométriques. Ces grandeurs conventionnelles sont :

- **Nombre de grains par unité d'aire de la surface de l'éprouvette** ( $m$ ) : l'unité d'aire est le  $\text{mm}^2$  ;  $m = 2 n_{100}$ , au grossissement 100.
- **Aire moyenne du grain « a »** :  $a=1/m$  en  $\text{mm}^2$ .
- **Taille moyenne du grain «  $d_m$  »** ou diamètre moyen du grain :  $d_m=Va=1/V_m$
- **Longueur moyenne d'intersection « L »** : Quotient de la longueur totale d'un ou plusieurs segments tracés sur l'image de l'éprouvette par le nombre de grains dénombrés sur ces lignes.
- **Indice conventionnel de grosseur de grain « G »** : Nombre sans dimension relié à  $m$  par une relation mathématique et des règles d'application pouvant différer d'un métal à l'autre.

Le grain est mis en évidence par attaque métallographique. Nous avons travaillé sur des images numériques représentatives de la microstructure de notre matériau. La grosseur moyenne est caractérisée par l'indice  $G$  et le diamètre moyen conventionnel  $D_m$ .

##### Taille de grains par comparaison avec des images types

Le nombre de grains par millimètre carré de surface de l'échantillon dans le cas d'un grossissement  $g$  quelconque est :

$$m = 2 (g/100)^2 n_g$$

Dans notre étude, le grossissement utilisé est 400.

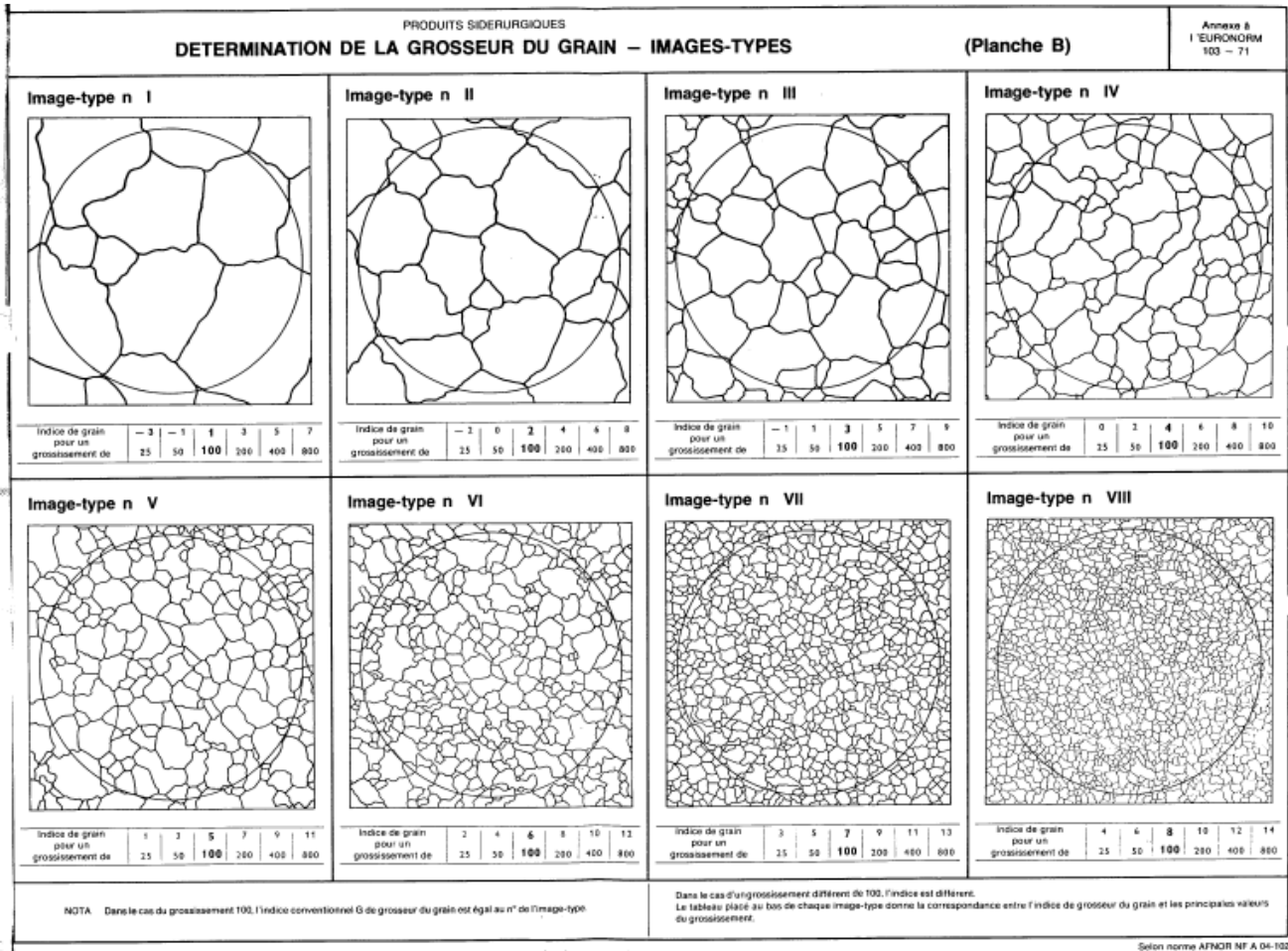
Le diamètre moyen en millimètres du grain de vraie grandeur est:

$$D_m = 1/\sqrt{m}$$

A chaque valeur de  $G$  correspond une valeur nominale de  $m$ . On rattache à une valeur entière de  $G$  les valeurs observées de  $m$ .

On compare la micrographie à une série d'images-types, définies dans la norme NF A 04-102 soit celles définies dans l'ASTM E 112-63. Ces images-types au grossissement 100 sont numérotées de **I** à **VIII** et telles que leur numéro est égal à l'indice  $G$  (voir les planches de la figure IV.10).

On détermine celle de ces images-types dont la grosseur de grain est la plus voisine de celle de notre échantillon.



**Figure IV. 10 :** Exemple de planches d'images types pour la détermination de la taille de grains.

Dans le cas où le grossissement  $g$  de l'image examinée est différent de 100, l'indice  $G$  sera égal au numéro  $M$  de l'image-type la plus voisine, modifié en fonction du rapport des grossissements :

$$G = M + 6,64 \log (g/100)$$

$M$  est le numéro de l'image type la plus proche.

#### IV. 5. 3. Calculs sur les piqûres de corrosion

La microscopie optique couplée à l'analyse d'images numériques a été utilisée pour décrire la distribution de taille des piqûres apparues après différentes durées d'immersion de part les paramètres : « surface » et « Diamètre de *Feret* » issues du comptage des pixels sur chaque piqûre, sachant que le pixel vaut  $0,75\mu\text{m}$ . Le tableau IV.6 présente les étapes de calcul sur *ImageJ*.

**Tableau IV. 6 :** Ensembles des instructions pour effectuer l'analyse automatique des piqûres.

<i>Choisir une image la plus représentative des piqûres de corrosion sur l'échantillon</i>
<i>Ouvrir l'image à analyser par ImageJ</i>
<i>Ajuster la lumière et le contraste de l'image jusqu'à avoir le maximum de piqûres et le minimum de taches biaisées</i>
<i>Avoir une image binaire</i>
<i>Si des taches biaisées sont contrastés autant que piqûres, effectuer une à trois érosions et la faire suivre impérativement par une opération de dilatation</i>
<i>Enregistrer l'image traitée</i>
<i>Effectuer des mesures sur chaque piqure et affichage du tableau des valeurs</i>
<i>Les paramètres qui intéressent notre étude sont : la surface "Area", les coordonnées de la piqûre "XM, YM", le périmètre "Perim.", le diamètre "Feret", les dimensions de Feret "FeretX, FeretY"</i>
<i>Calcul du Nombre de piqûres et leur Fraction surfacique</i>

# **Chapitre V :**

## **Résultats et**

### **Interprétations**

## Chapitre V : Résultats et Interprétations

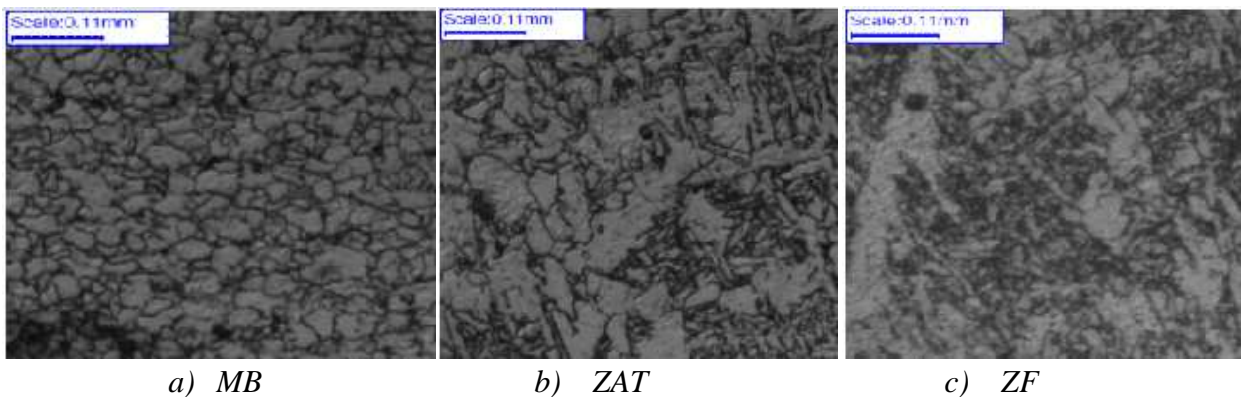
### V. 1. Résultats de l'étude métallographique

#### V. 1. 1. Microstructure de l'Echantillon X52 soudé non traité

Nous observons des bandes de perlite colorées en noir alternées avec des bandes de ferrite en blanc, signe d'un laminage, cependant les traces de ce laminage tend à se dissiper vu que le laminage est fait à chaud, ce qui va provoquer une recristallisation, et c'est sous l'effet de cette recristallisation que le grain s'affine conduisant ainsi à l'augmentation de sa résistance.

On peut également dire que la ferrite est majoritaire dans le métal de base et la zone affectée thermiquement et que les grains se trouvant en cette zone sont nettement plus gros que ceux se trouvant dans la zone du métal de base. On peut le déduire en comparant les figures V.1a et V.1b. Certains éléments chimiques en solution solide peuvent se regrouper sous la forme d'inclusions non métalliques, ce qui justifie l'apparition de défauts structuraux. Ces inclusions, principalement des sulfures, oxydes, nitrures sont à l'origine de défauts internes et superficiels.

Quant à la zone fondue, on remarque l'apparition d'un grain basaltique, résultat typique d'une solidification rapide ; la microstructure de celle-ci représente des grains allongés d'austénite et de martensite tel que représenté sur la figure V.1, on soupçonne aussi la possibilité de formation de la bainite.



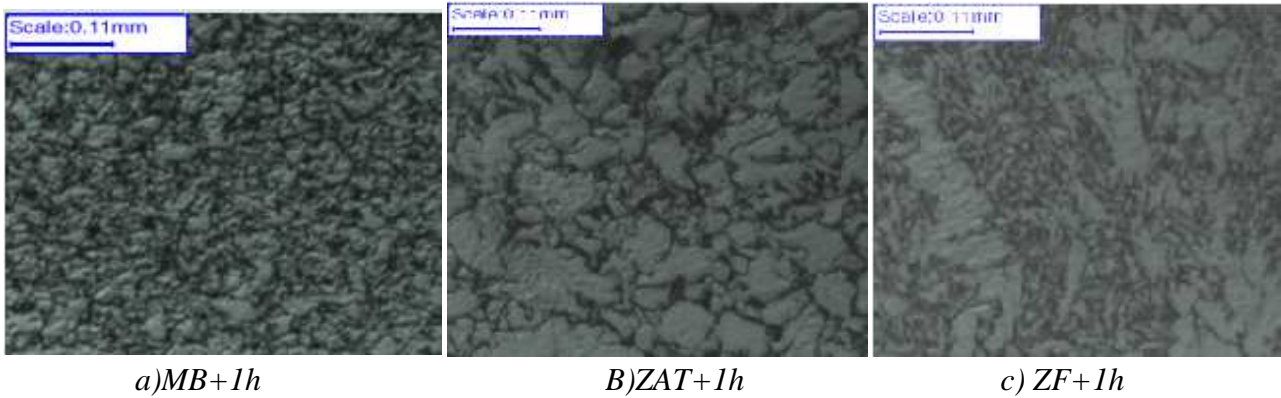
**Figure V.1** : microstructures de l'échantillon non traité.

#### V. 1. 2. Microstructure de l'Echantillon X52 soudé puis traité thermiquement

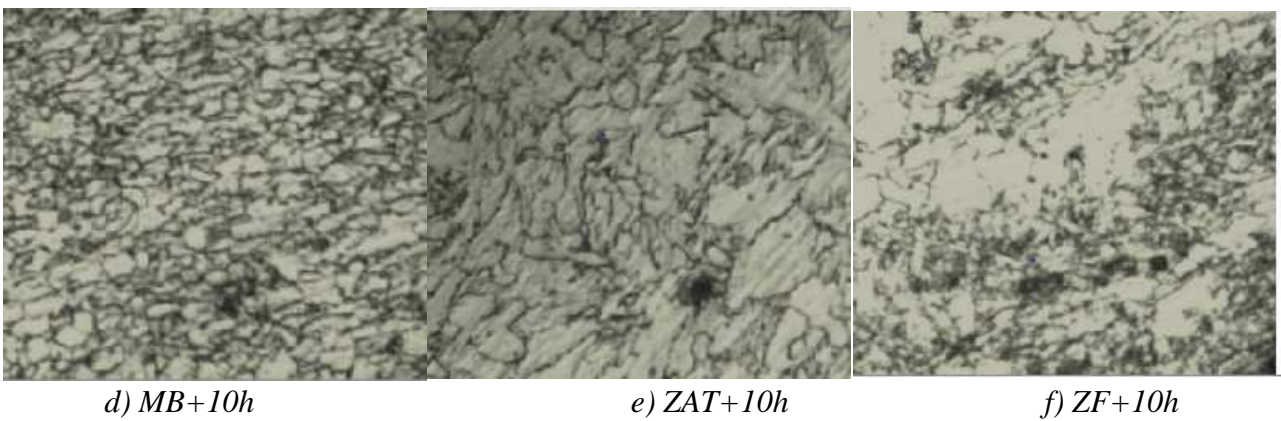
On présente ici les différentes microstructures correspondantes aux échantillons étudiés, à savoir les échantillons soudés sur lesquels on a appliqué des traitements thermiques. Comme on l'a déjà précisé dans le chapitre relatif au procédé expérimental, les traitements choisis sont faits à 600°C pour différentes durées : 1 heure, 10 heures et 50 heures. L'impact de ces traitements est remarquable au niveau du métal de base, de la zone affectée thermiquement et de la zone fondue tel qu'on peut le voir sur les figures V.2, V3, V4.

Les changements observés sont clairs, on remarque un raffinement du grain, qui conduira inéluctablement vers un changement des caractéristiques mécaniques et électrochimiques du matériau, et cela dans les trois zones distinguées ; l'autre fait observé est

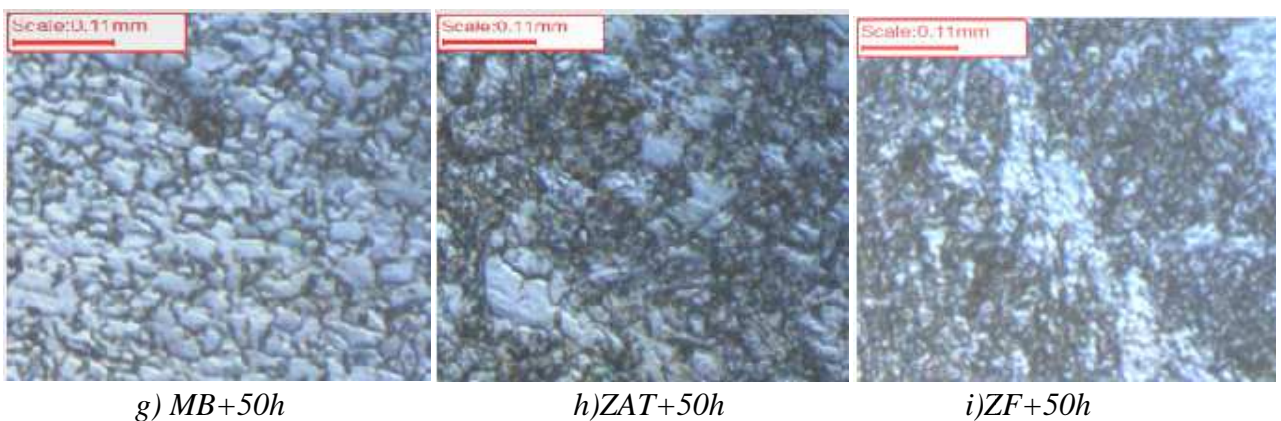
que plus le temps de maintien est lent, plus le grain s'affine. On peut expliquer cela par le fait que la chaleur induite provoque le phénomène de diffusion qui va conduire à l'affinement des grains, mais aussi probablement à des transformations de phases et à la formation des précipités.



*Figure V.2 : microstructures des échantillons soudés et traités thermiquement à 1h.*



*Figure V.3 : microstructures des échantillons soudés et traités thermiquement à 10h.*



*Figure V.4 : microstructures des échantillons soudés et traités thermiquement à 50h.*

### V. 1. 3. Détermination de la taille de grains

Pour l'acier X52 brut, nous avons constaté que les micrographies prises au grossissement 500 sont proches des images types n° VI. En utilisant l'expression de  $G$  en fonction de  $M$ , on trouve :

$$G = 4 + 6,64 \log (500/100) = 11$$

A partir des expressions de  $m$  et  $Dm$ , on trouve :

$$m = 16384$$

$$Dm = 7,8 \mu\text{m}.$$

### V. 1. 4. Détermination des fractions de phases

Nous savons que les propriétés d'un acier aussi bien mécaniques qu'électrochimiques, sont liées à la présence des différentes phases, à leurs distributions ainsi qu'à leurs concentrations. Plus la teneur en perlite est abondante, plus notre acier sera dure et que les sites des dispersoïdes sont favorables à la corrosion.

Pour notre acier, on remarque un taux relativement bas de perlite et donc un taux élevé de ferrite ; les autres précipités ne sont pas observés par le microscope optique de par leurs tailles minuscules. Les résultats du calcul des taux des phases sont présentés dans le tableau V.1.

*Tableau V. 1 : Résultats du calcul des taux de phases par analyse d'images.*

N° de l'image testée	Taux de perlite	Taux de ferrite
1	8,22 %	91,78
2	6,42 %	93,58
3	7,53%	92,47
<i>Valeur moyenne</i>	<i>7,39</i>	<i>92,61</i>

Quoique la microstructure du X52 soit normalisée, les valeurs individuelles calculées présentent une légère différence. Ceci est dû, d'une part à l'effet d'éclairage non uniforme des images qui réduit la netteté et le contraste des images analysées, et d'autre part aux hétérogénéités isolées issues de l'élaboration.

## V. 2. Résultats des essais mécaniques

### V. 2. 1. Essai de dureté HV

Sur la figure V.5 on observe l'évolution de la dureté HV, pour une charge de 10 kgf, pour les différents traitements thermiques appliqués.

L'allure générale des duretés des zones remarquables diminue en fonction de la durée du traitement. On remarque aussi que cette évolution se comporte différemment pour le MB, ZAT et la ZF ; l'effet le plus marquant se voit au niveau de la ZAT qui s'affine en quelque sorte avec le MB dans le cas du traitement de 50 heures.

Les normes de qualités appliquées à l'entreprise de ANABIB stipulent que la différence de dureté HV entre les différentes zones ne doit pas excéder les soixante unités, ce qui est vérifié pour l'échantillon non traité, dont on aperçoit les résultats de dureté sur la figure V.5.

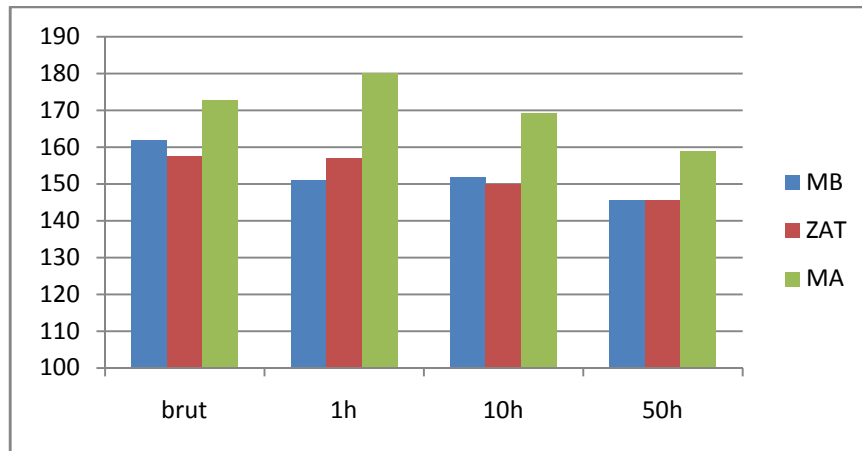


Figure V.5 : Evolution de la dureté des zones MB, ZAT et ZF selon les traitements effectués

### V. 2. 2. Essai de micro-dureté HV

Les essais de filiation de micro-duretés nous permettent de voir l'évolution de celle-ci sur les différentes zones et les changements apportés à ces derniers par les traitements thermiques. Elle nous permet, aussi de faire une corrélation entre la dureté et les changements structuraux et d'expliquer l'influence de l'apport de la chaleur sur l'acier API X52.

Pour une meilleure précision, le pas choisi était d'environ de 0,4 mm comme on peut le voir sur la figure V.6 ; les points de mesure de la micro-dureté ne doivent pas être trop proches les uns des autres afin d'éviter le durcissement causé par la déformation plastique aux alentours du point de mesure, ni trop éloigner afin de visualiser les changements apportés à notre matériau. On précise que la charge utilisée pour ces mesures est de 100gf et qu'on a fait deux filiations : une sur le cordon intérieur et l'autre sur le cordon extérieur.

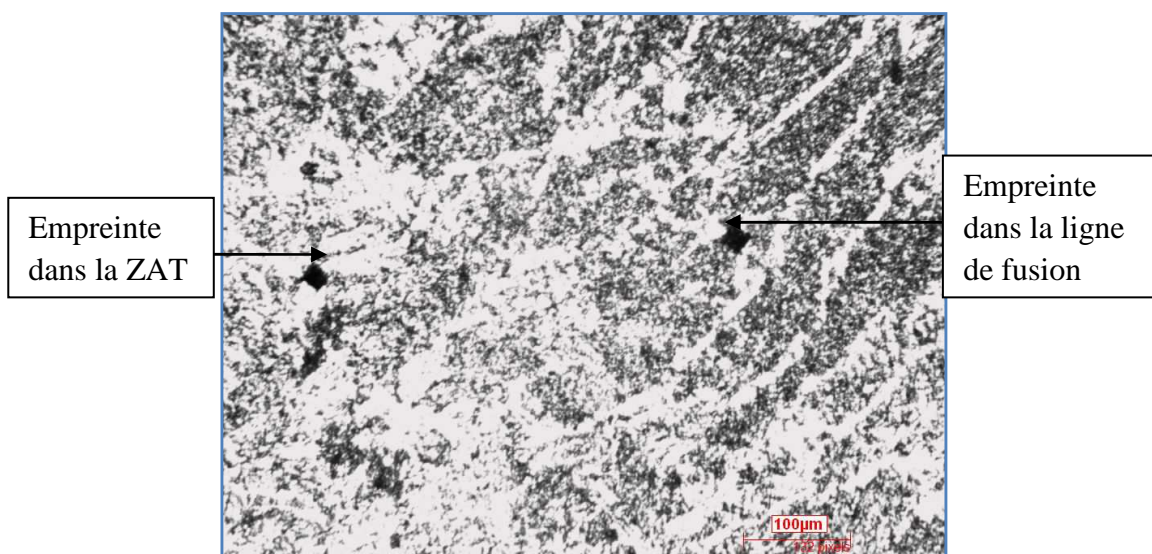


Figure V. 6 : Empreintes de micro-dureté HV 0,1 dans l'échantillon X52 Brut.



La dureté est la même pour les deux filiations dans le métal de base, ce qui est naturel, par contre au niveau de la ZAT la dureté du cordon intérieur prend le dessus par rapport à celle du cordon intérieur, au niveau de la ZF c'est la dureté du cordon extérieur qui reprend nettement le dessus comme observé sur la figure V.7. Cela s'explique par l'apport de chaleur due à la seconde passe du cordon extérieur, pour lequel on remarque un léger adoucissement au niveau de la ZAT qui est dû à une relaxation du matériau.

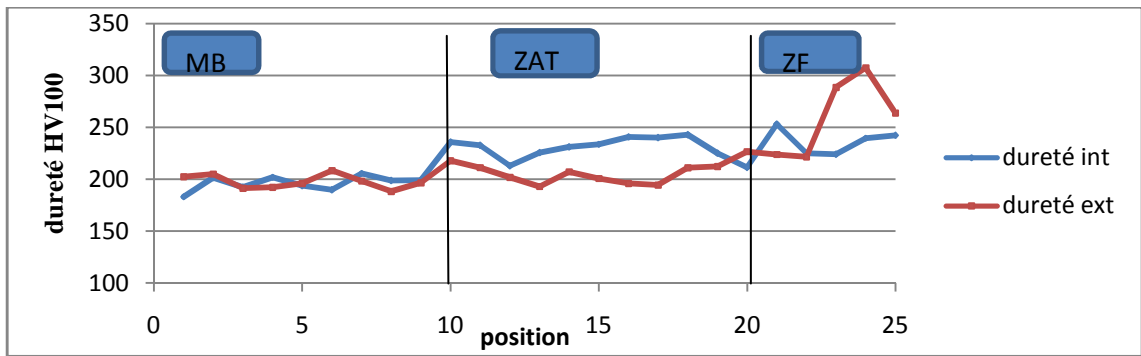


Figure V.7 : Micro-dureté de l'échantillon non traité.

La tendance de la dureté après une heure de traitement tend à diminuer dans les trois zones, tel que l'illustre la figure V.8, tout en gardant la même allure que celle du l'échantillon non traité.

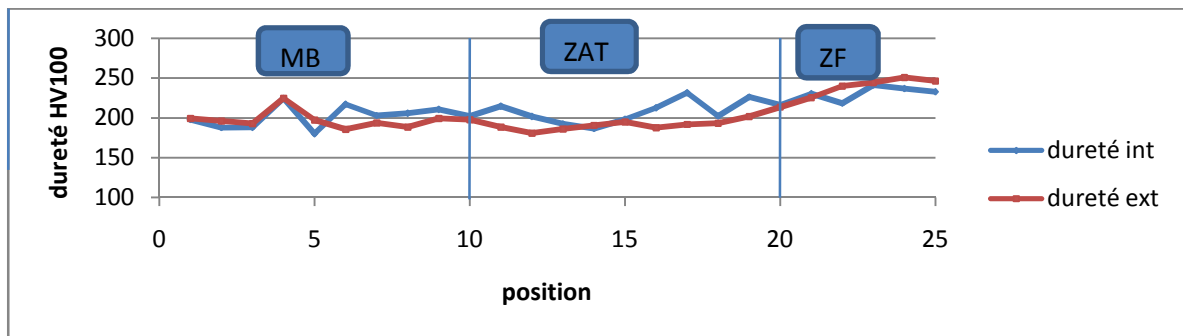


Figure V.8 : Micro-dureté de l'échantillon traité à une heure.

Après dix heures, les deux courbes des deux cordons tendent à se rapprocher de plus en plus avec une diminution de la dureté, comme indiqué à la figure V.9.

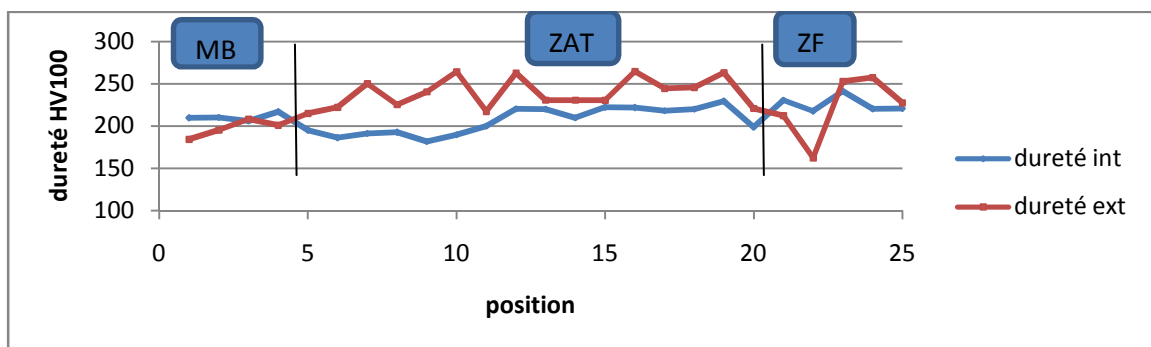


Figure V.9 : microdureté de l'échantillon traité à dix heures.

L'effet du traitement après cinquante heures est remarquable. La zone affecté thermiquement et le métal de base semble avoir la même dureté avec une légère différence dans le métal d'apport, voire la figure V.10.

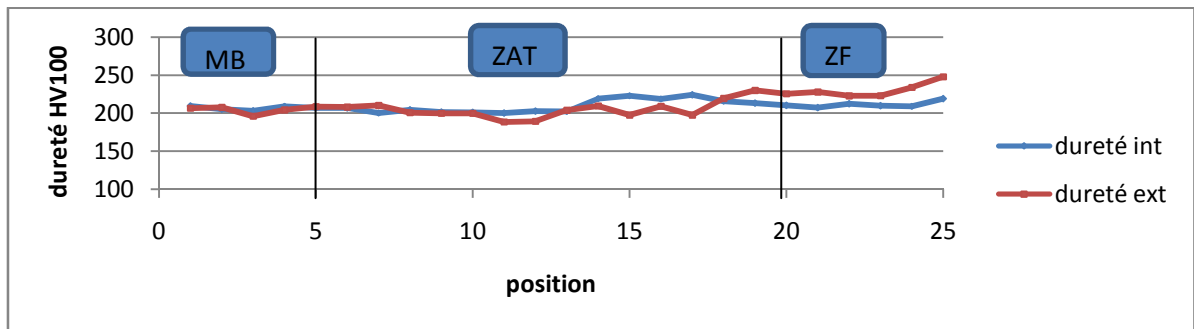


Figure V.10 : Micro-dureté de l'échantillon traité à cinquante heures.

### V. 2. 3. Essai de traction uniaxiale

L'allure de la courbe de l'essai de traction, présentée ici à la figure V.11 est typique à un acier au carbone, cette échantillon n'est ni soudé ni traité, elle nous donne les informations suivantes :

$R_e = 427 \text{ MPa}$   
 $R_m = 546 \text{ MPa}$   
 $A\% = 38 \%$

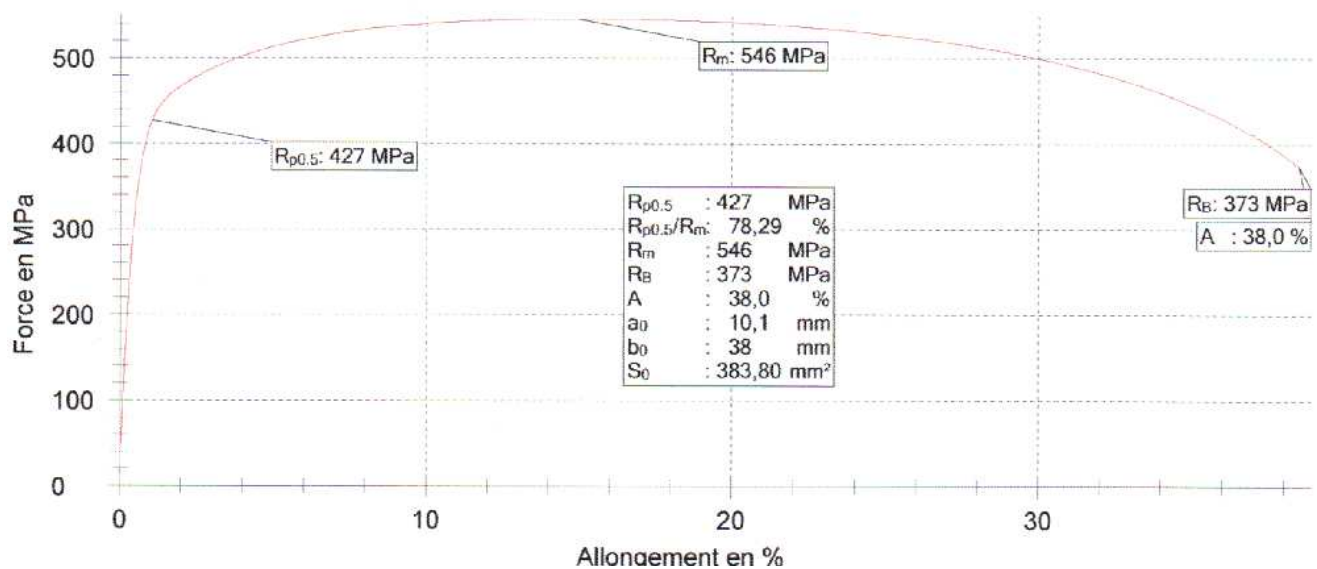
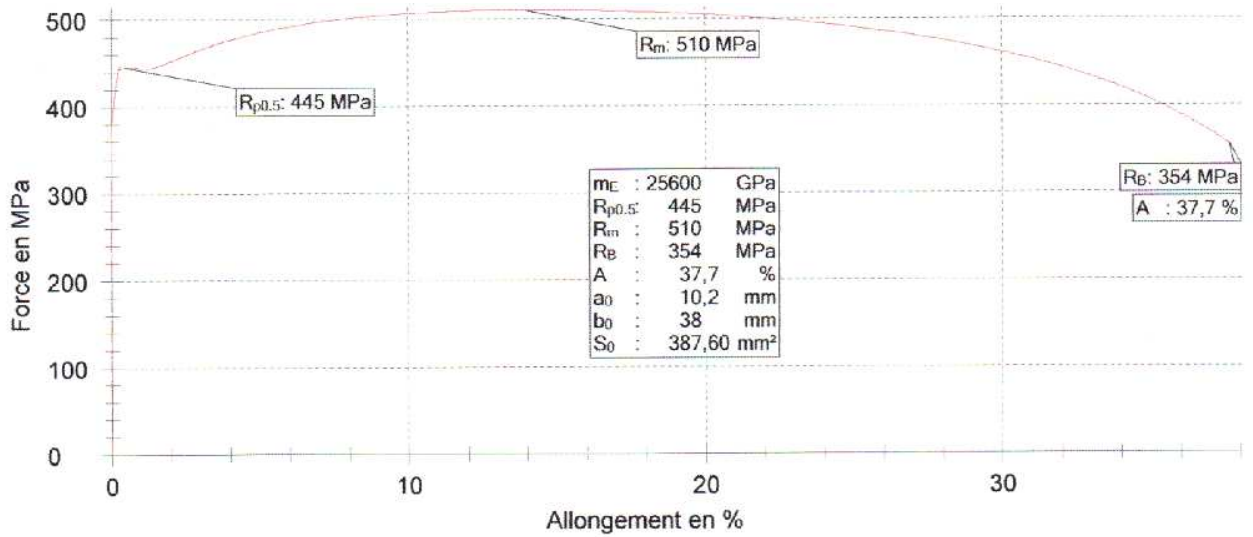


Figure V.11 : Courbe représentatif de l'essai de traction d'un échantillon non soudé et non traité.

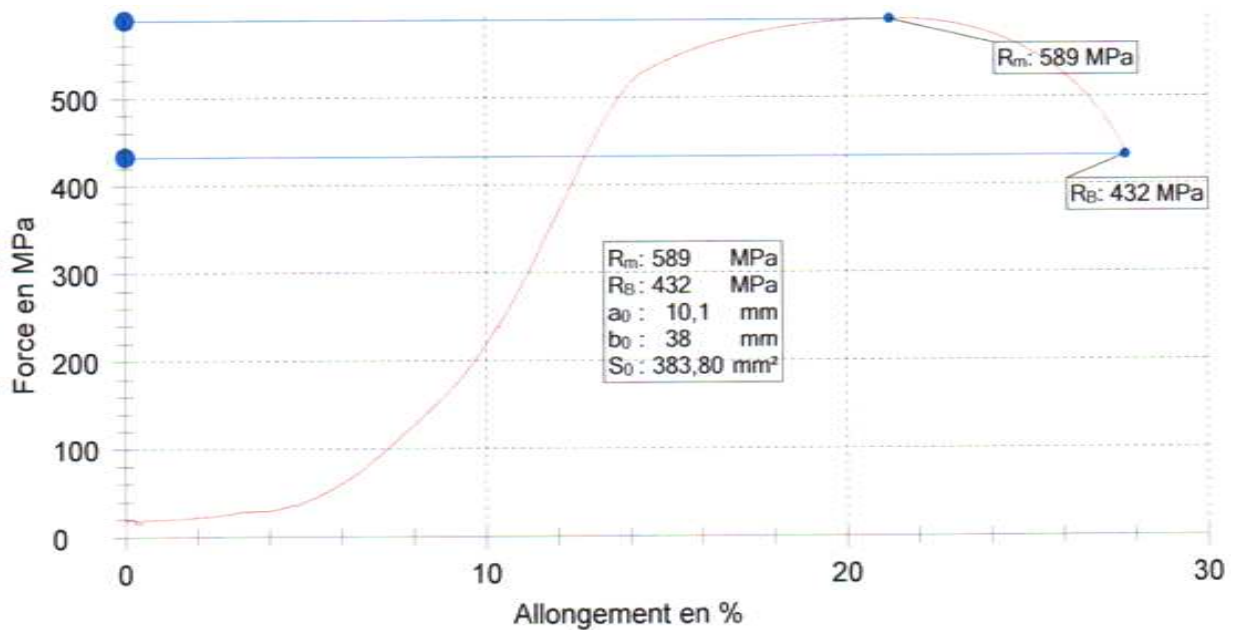
La figure V.12. est caractérisée par l'apparition du palier, l'augmentation de la résistance élastique et la diminution de résistance à la rupture, ces informations sont résumées comme suit :

$R_e = 445 \text{ MPa}$   
 $R_m = 510 \text{ MPa}$   
 $A\% = 37,7$



**Figure V.12 :** Courbe de l'essai de traction sur un échantillon non soudé et traité pendant 50 heures.

La figure V.13 illustre l'essai de traction sur une éprouvette soudé et non traitée, cette forme est due aux hétérogénéités que représentent le MB, la ZAT et la ZF. La résistance à la rupture est de 589 MPa. On note que la rupture se fait hors cordon.



**Figure V.13 :** Courbe de l'essai de traction sur un échantillon soudé et non traité.

Pour une éprouvette soudée et traitée, l'essai de traction nous donne la courbe de la figure V.14 ; la résistance à la rupture est de 555MPa. La rupture se fait toujours hors soudure.

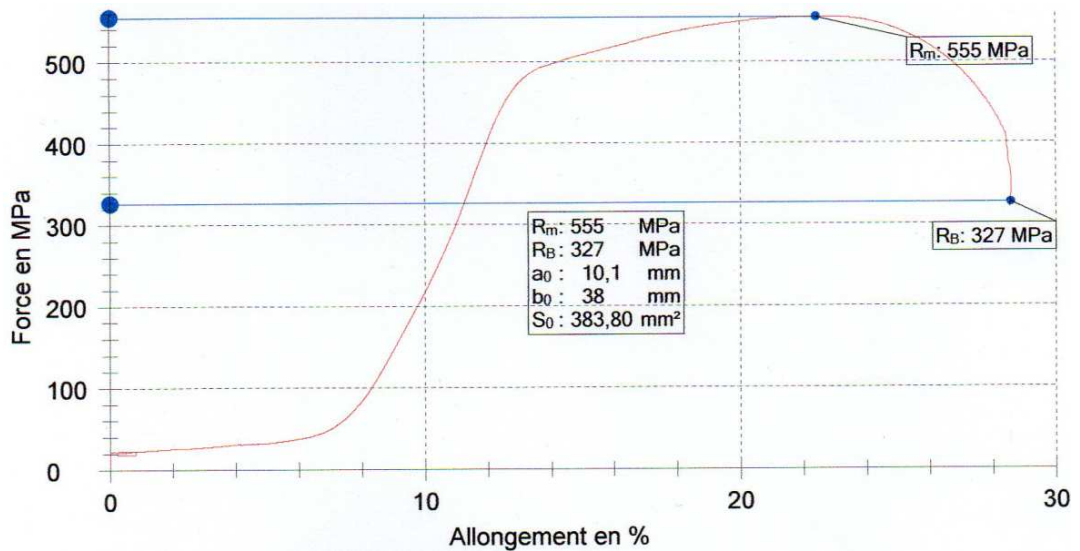


Figure V.14 : Courbe de l'essai de traction d'un échantillon soudé et traité pendant 50 heures.

### V. 3. Résultats des essais de polarisation potentiostatique

#### V. 3. 1. Courbes de potentiel à l'abondan

On suit le potentiel du X52 dans une solution de NaCl à 0,1M (20°C) en fonction du temps comme représenté sur la figure V.15. Cette étape est importante pour la détermination du potentiel à  $i=0$  avant de polariser le métal l'allure de la courbe va en diminution ensuite elle se stabilise dans les valeurs négatives.

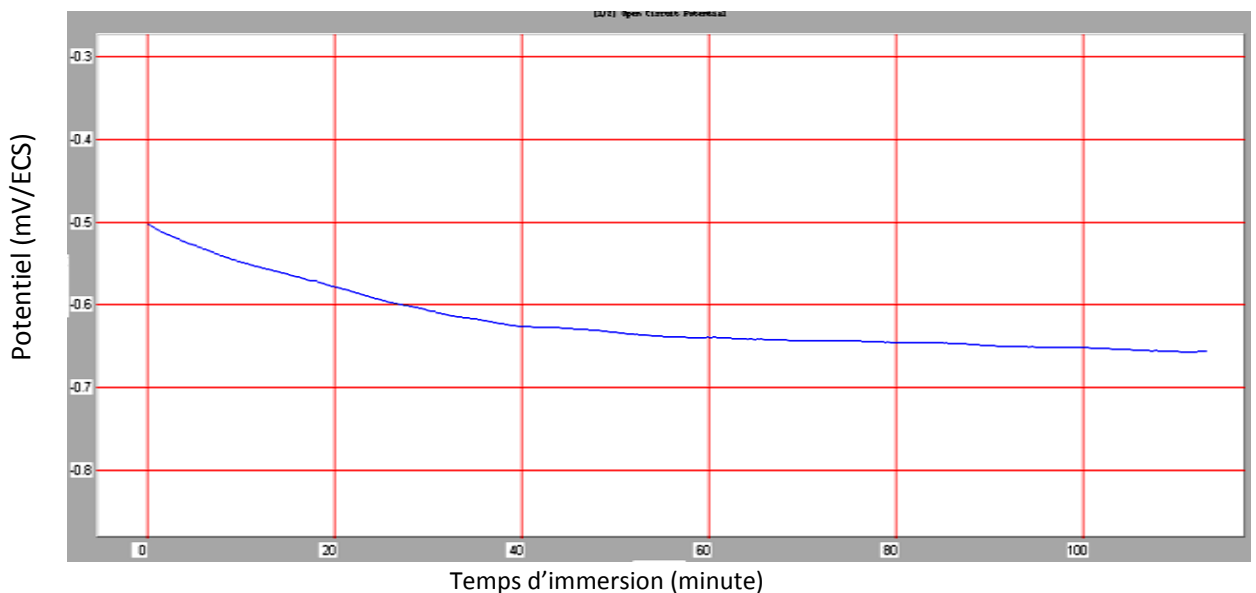
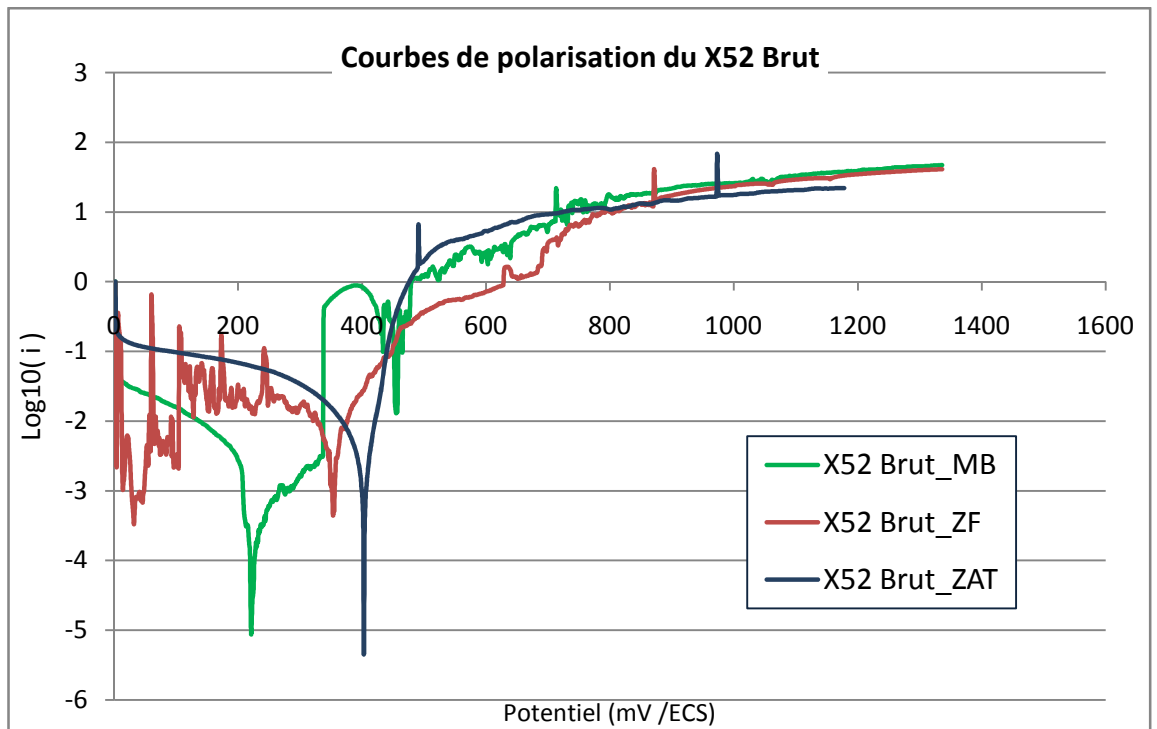


Figure V. 15 : Courbe du Potentiel libre de l'échantillon X52 Brut.

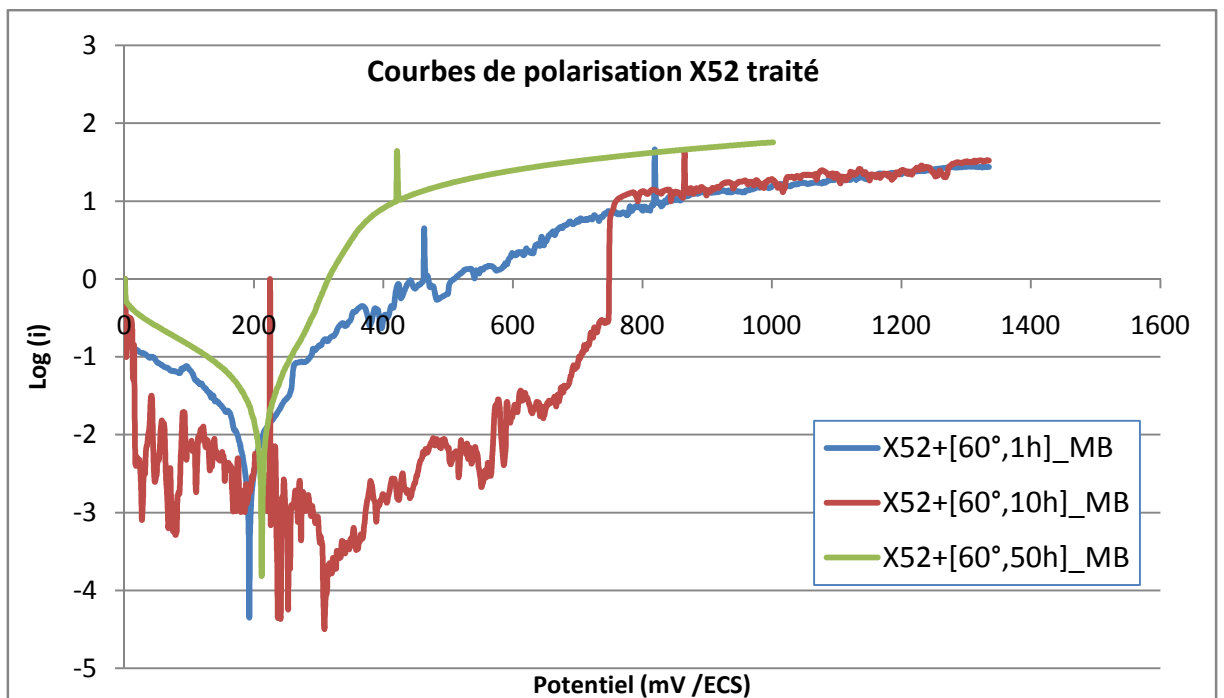
#### V. 3. 2. Courbes de polarisation potentiostatiques

Les courbes qu'on observe sur la figure V.16 représentent celles relatifs au métal de base, ZAT et le métal d'apport (ou zone fondu) d'un échantillon non traité.



**Figure V. 16 :** Courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques de l'échantillon X52 Brut.

La figure V.17 représente les courbes de polarisation du métal de base pour les différents traitements thermiques.



**Figure V. 17 :** Courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques des échantillons traités thermiquement.

Les courbes qu'on observe sur la figure V.18 représentent la polarisations des zones MB, ZAT et MA d'un échantillon traité à 600°C pendant 50 heures.

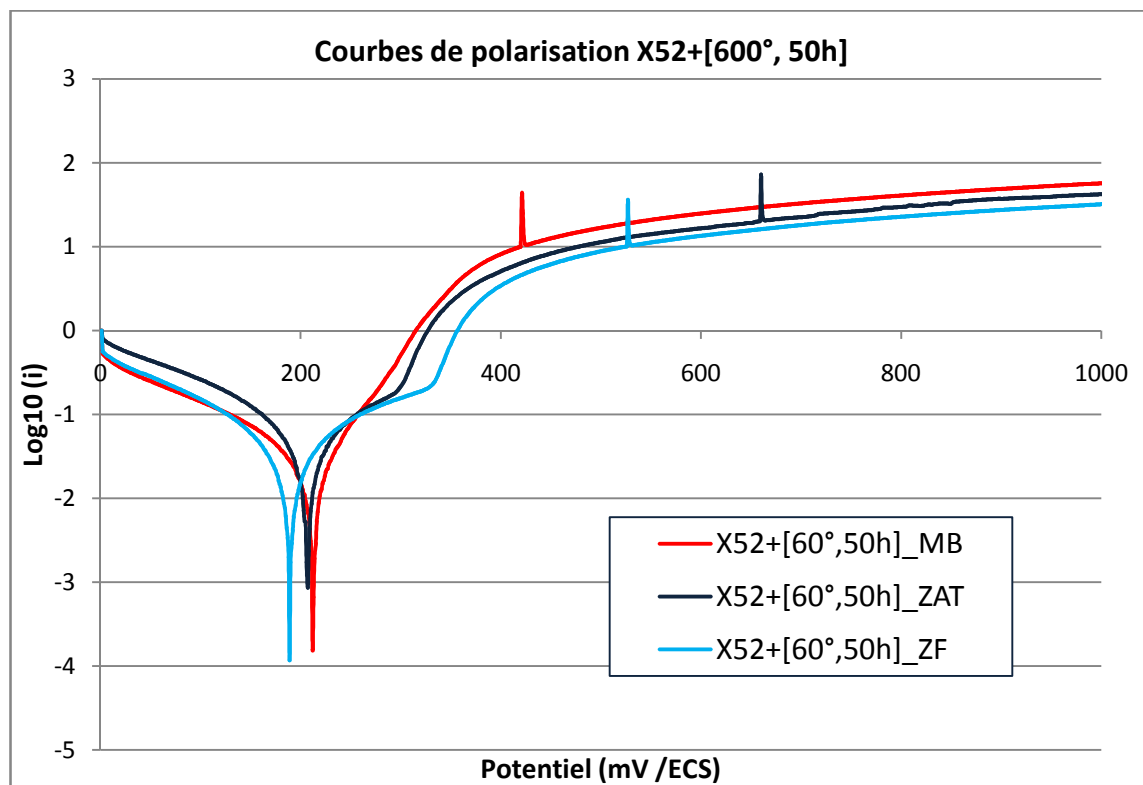


Figure V. 18 : Courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques des zones de la soudure de l'échantillon X52+[60°, 50h].

### V. 3. 3. Paramètres électrochimiques

L'interprétation, en terme de corrosion, des courbes de polarisation tracées repose sur l'extrapolation des pentes de Tafel. Le traitement de données électrochimiques met en évidence des parties linéaires sur les branches cathodiques, descendantes et montantes respectivement, et permet l'obtention des droites cathodiques et anodiques avec leurs coefficients directeurs  $bc$  et  $ba$ , d'où on repère le point de corrosion. Les tableaux IV.2 et IV.3 présentent les résultats du calcul effectué à partir des courbes de polarisation en coordonnées logarithmiques.

Tableau V. 2 : Résultats de dépouillement des courbes de polarisation de l'échantillon X52 Brut.

Echantillon	X52 Brut_MB	X52 Brut_ZAT	X52 Brut_ZF
Paramètres électrochimiques	$E_{abondan} = -672,8 \text{ mV}$ $i_{corr} = 0,0638 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ $V_{corr} = 0,762 \mu\text{m}/\text{an}$ $bc = -18,0 \text{ mV}$ $ba = 25,4 \text{ mV}$ $R_p = 5,40 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$	$E_{abondan} = -402,3 \text{ mV}$ $i_{corr} = 1,19 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ $V_{corr} = 14,21 \mu\text{m}/\text{an}$ $bc = -40,9 \text{ mV}$ $ba = 28,3 \text{ mV}$ $R_p = 4,68 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$	$E_{abondan} = -479,0 \text{ mV}$ $i_{corr} = 3,14 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ $V_{corr} = 38,7 \mu\text{m}/\text{an}$ $bc = -75,1 \text{ mV}$ $ba = 63,6 \text{ mV}$ $R_p = 3,35 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$

**Tableau V. 3 : Résultats de dépouillement des courbes de polarisation des échantillons traités thermiquement.**

<i>Echantillon</i>	<b>X52+[600°,1h]_MB</b>	<b>X52+[600°,10h]_MB</b>	<b>X52+[600°,50h]_MB</b>
<i>Paramètres électrochimiques</i>	$E_{abondan} = -715,0 \text{ mV}$ $i_{corr} = 3,02 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$ $V_{corr} = 36,03 \text{ } \mu\text{m/an}$ $bc = -55,1$ $ba = 59,2$ $R_p = 3,06 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$	$E_{abondan} = -539,5 \text{ mV}$ $i_{corr} = 0,29 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$ $V_{corr} = 3,52 \text{ } \mu\text{m/an}$ $bc = -54,4$ $ba = 475,7$ $R_p = 6,708 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$	$E_{abondan} = -585,0 \text{ mV}$ $i_{corr} = 7,83 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$ $V_{corr} = 3,52 \text{ } \mu\text{m/an}$ $bc = -60,3$ $ba = 82,4$ $R_p = 0,75 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$
<i>Echantillon</i>	<b>X52+[600°,50h]_ZAT</b>	<b>X52+[600°,50h]_ZF</b>	
<i>Paramètres électrochimiques</i>	$E_{abondan} = -595,8,0 \text{ mV}$ $i_{corr} = 12,45 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$ $V_{corr} = 148,6 \text{ } \mu\text{m/an}$ $bc = -75,4$ $ba = 69,6$ $R_p = 0,938 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$	$E_{abondan} = -631,0 \text{ mV}$ $i_{corr} = 8,87 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$ $V_{corr} = 105,8 \text{ } \mu\text{m/an}$ $bc = -77,1$ $ba = 67,8$ $R_p = 1,37 \text{ k}\Omega.\text{cm}^2$	

#### V. 4. Analyse des piqûres de corrosion après immersion

L'examen de l'état de surface après immersion a montré une modification de surface qui va jusqu'à un effet de contraste des zones de la soudure notée sur tout les échantillons. Ceci est la preuve d'une corrosion généralisée, visible à l'œil et plus prononcée au niveau du cordon de soudure, comme l'illustre la figure IV.19 au grossissement 500, nous avons pu observer des attaques localisées sous formes de piqûres de corrosion de tailles variables et dispersées aléatoirement sur les échantillons.

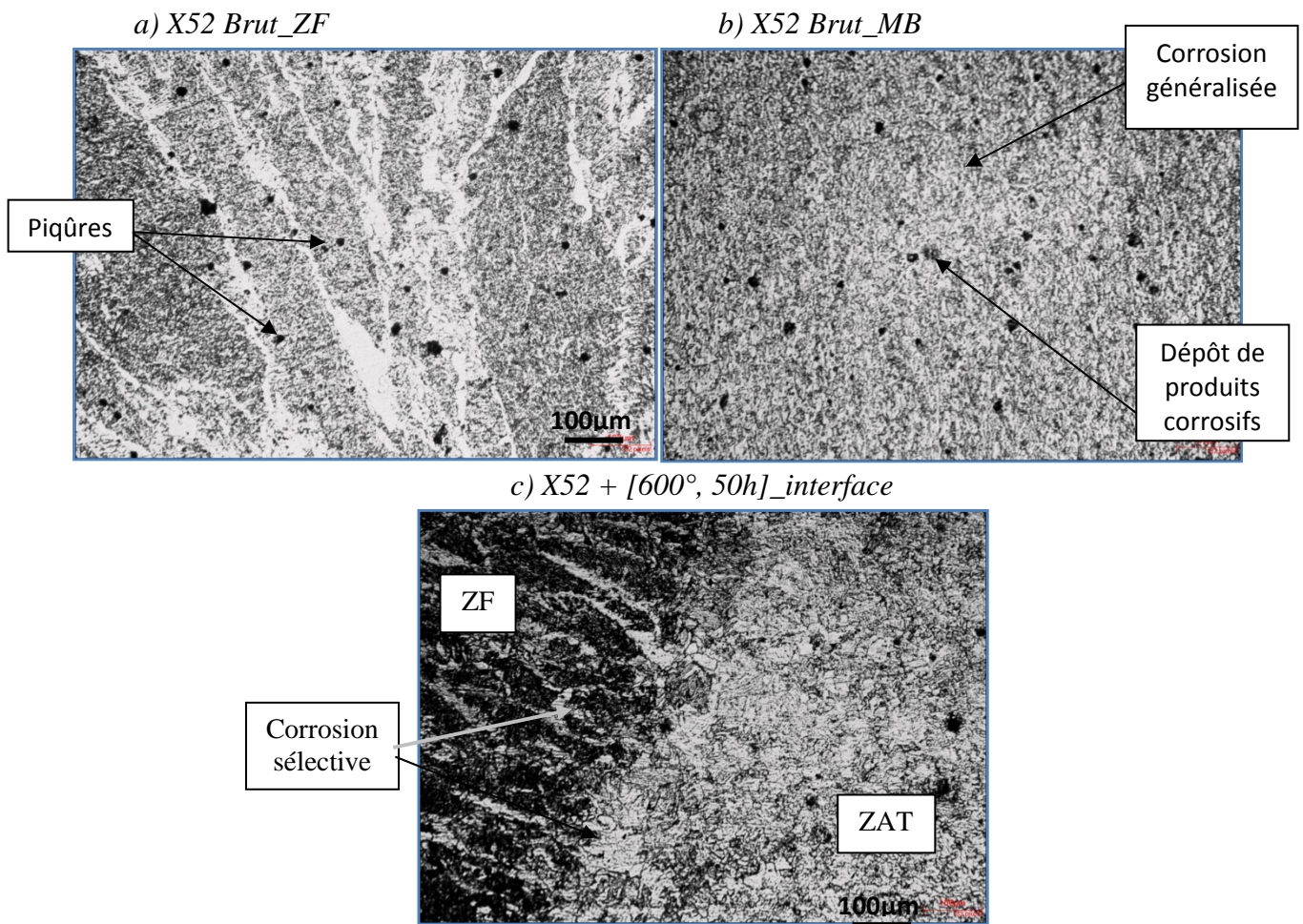


Figure V.19. : Formes de corrosion après 1 jour d'immersion.

Le traitement des images issues du microscope optique permet d'accentuer les piqûres et de diminuer l'effet environnant de la matrice comme l'illustre la figure IV.20. Ceci est indispensable pour diminuer le risque d'erreur de comptage.

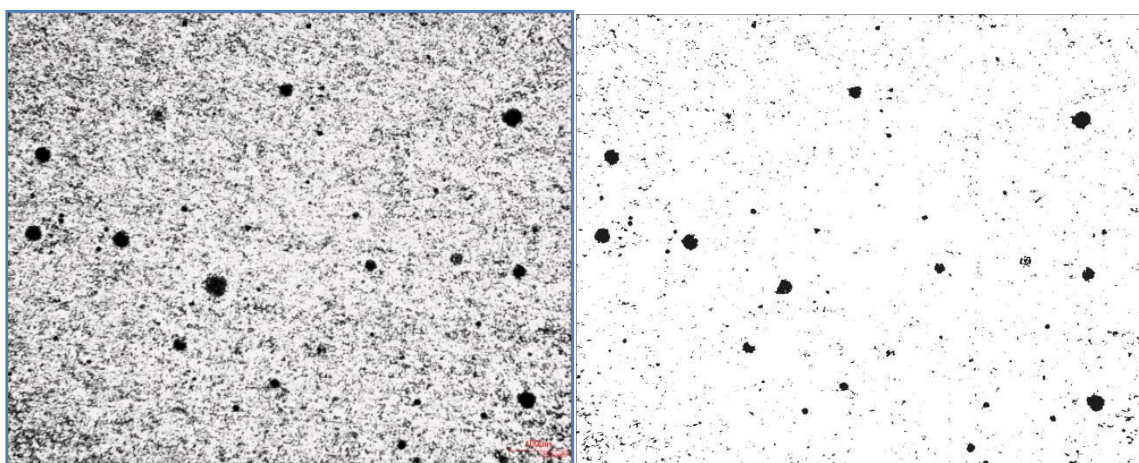
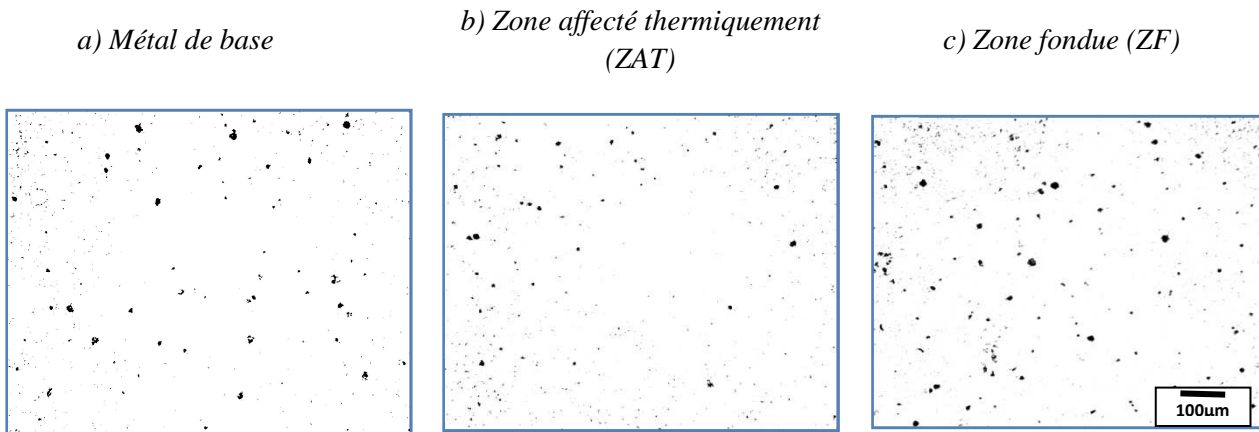


Figure V.20 : Mise en évidence des piqûres par traitement d'images, échantillon X52+[600°, 10h] immergé 1 jour.

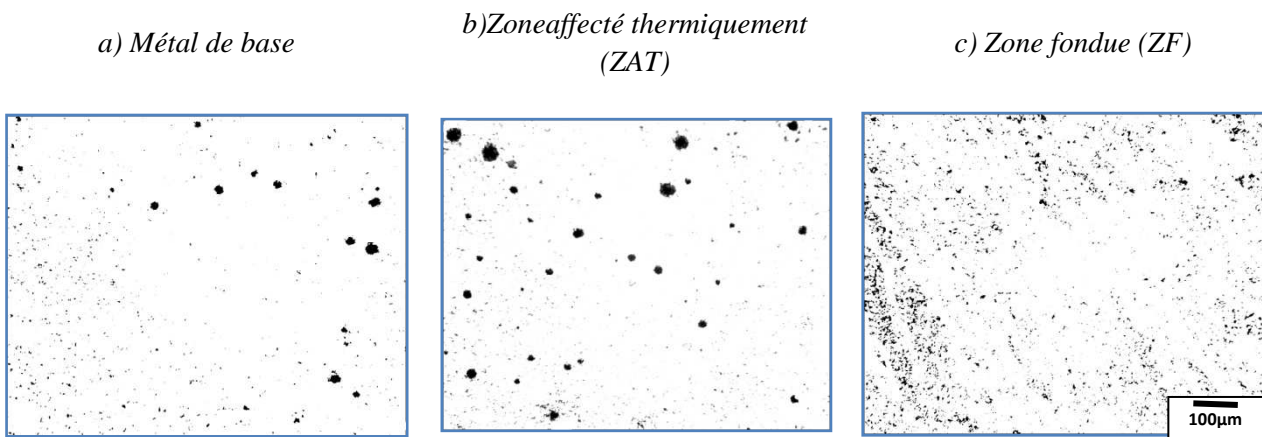
#### V. 4. 1. Résultat après 1 jour d'immersion



Les figures IV.21 et IV.22 représentent des échantillons d'images utilisées pour le calcul des piqûres pour une immersion d'un jour.



**Figure V.21 :** Images des piqûres d'un jour de l'échantillon X52 Brut.



**Figure V.22 :** Images traitées des piqûres d'un jour de l'échantillon X52 +[600°, 50h].

Les tableaux V.4, V.5, V.6, V.7 résument les résultats des calculs de piqûres observées sur les différentes zones de soudage des échantillons traités thermiquement et immergés pendant un jour.

**Tableau V.4 :** Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 Brut immergé 1 jour.

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>139</b>	<b>171</b>	<b>218</b>
Densité surfacique		<b>0,67%</b>	<b>0,48%</b>	<b>1,22%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>63,05</b>	<b>37,15</b>	<b>73,39</b>
	Ecart type	<b>89,36</b>	<b>50,63</b>	<b>88,16</b>
Diamètre	Moyenne	<b>11,29</b>	<b>9,08</b>	<b>12,02</b>
	Ecart type	<b>6,81</b>	<b>4,68</b>	<b>6,11</b>

**Tableau V.5 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 1h] immergé 1 jour.**

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>196</b>	<b>72</b>	<b>78</b>
Densité surfacique		<b>1,08%</b>	<b>0,55%</b>	<b>1,12%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>72,21</b>	<b>100,64</b>	<b>187,69</b>
	Ecart type	<b>113,11</b>	<b>81,28</b>	<b>380,55</b>
Diamètre	Moyenne	<b>11,15</b>	<b>13,64</b>	<b>33,33</b>
	Ecart type	<b>7,65</b>	<b>5,78</b>	<b>174,16</b>

**Tableau V.6 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 10h] immergé 1 jour.**

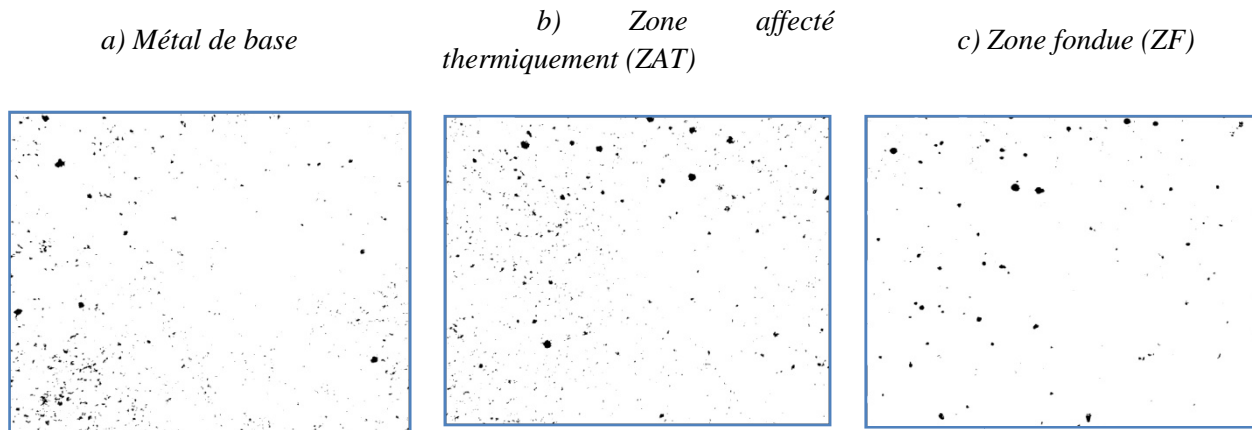
Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>383</b>	<b>113</b>	<b>1094</b>
Densité surfacique		<b>1,36%</b>	<b>0,71%</b>	<b>1,71%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>46,50</b>	<b>82,45</b>	<b>20,44</b>
	Ecart type	<b>119,35</b>	<b>196,39</b>	<b>77,56</b>
Diamètre	Moyenne	<b>9,32</b>	<b>10,18</b>	<b>9,76</b>
	Ecart type	<b>6,15</b>	<b>8,50</b>	<b>51,56</b>

**Tableau V.7 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 50h] immergé 1 jour.**

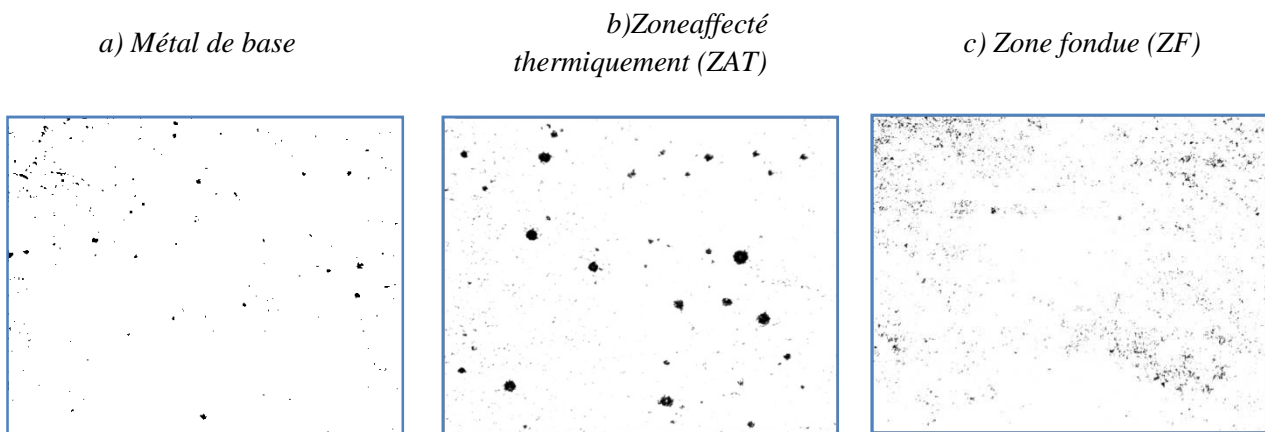
Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>268</b>	<b>142</b>	<b>410</b>
Densité surfacique		<b>0,71%</b>	<b>1,06%</b>	<b>0,65%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>34,50</b>	<b>97,39</b>	<b>20,75</b>
	Ecart type	<b>85,80</b>	<b>227,61</b>	<b>14,97</b>
Diamètre	Moyenne	<b>7,79</b>	<b>10,73</b>	<b>7,54</b>
	Ecart type	<b>4,85</b>	<b>9,09</b>	<b>2,40</b>

#### V. 4. 2. Résultat après 4 jours d'immersion

Les figures V.23 et V.24 représentent des échantillons d'images utilisées pour le calcul des piqûres pour quatre jours d'immersion.



**Figure V.23 :** Images traitées des piqûres de 4 jours de l'échantillon X52 Brut.



**Figure V.24 :** Images des piqûres de 4 jours de l'échantillon X52 +[600°, 50h].

Les tableaux V.8, V.9, V.10, V.11 résument les résultats des calculs de piqûres observées sur les différentes zones de soudage des échantillons traités thermiquement et immergés pendant quatre jours.

**Tableau V.8 :** Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 Brut immergé 4 jours.

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>414</b>	<b>157</b>	<b>136</b>
Densité surfacique		<b>1,02%</b>	<b>0,59%</b>	<b>0,93%</b>
<b>Calcul statistique</b>				
Surface	Moyenne	<b>32,15</b>	<b>49,54</b>	<b>89,18</b>
	Ecart type	<b>64,43</b>	<b>90,29</b>	<b>167,55</b>
Diamètre	Moyenne	<b>8,94</b>	<b>9,65</b>	<b>34,67</b>
	Ecart type	<b>5,86</b>	<b>6,20</b>	<b>119,54</b>

**Tableau V.9** : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 1h] immergé 4 jours.

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>581</b>	<b>156</b>	<b>166</b>
Densité surfacique		<b>1,76%</b>	<b>0,99%</b>	<b>0,70%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>39,61</b>	<b>83,17</b>	<b>55,14</b>
	Ecart type	<b>96,41</b>	<b>234,41</b>	<b>137,07</b>
Diamètre	Moyenne	<b>9,76</b>	<b>23,13</b>	<b>10,02</b>
	Ecart type	<b>5,99</b>	<b>126,38</b>	<b>7,26</b>

**Tableau V.10** : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 10h] immergé 4 jours.

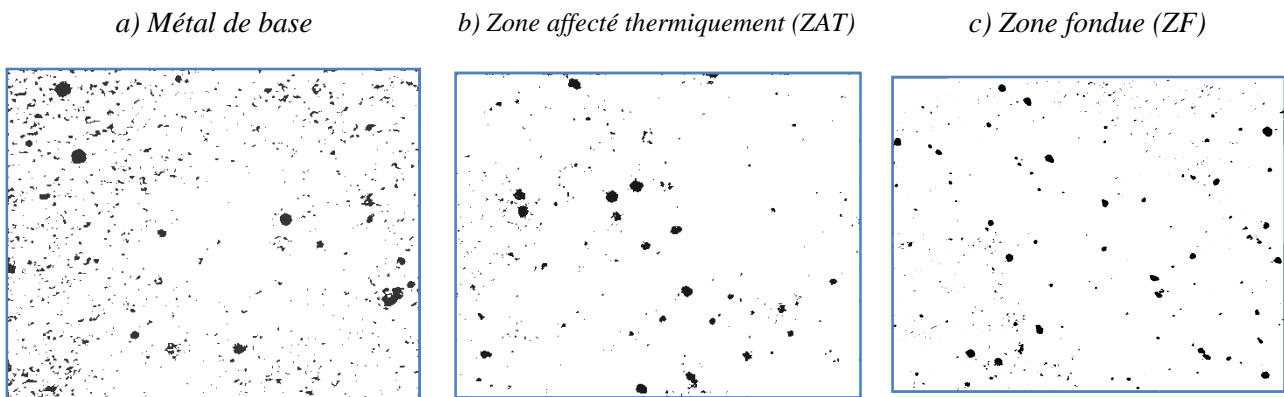
Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>571</b>	<b>380</b>	<b>150</b>
Densité surfacique		<b>1,78%</b>	<b>1,59%</b>	<b>0,31%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>40,91</b>	<b>167,48</b>	<b>27,06</b>
	Ecart type	<b>105,83</b>	<b>141,40</b>	<b>57,80</b>
Diamètre	Moyenne	<b>9,53</b>	<b>18,85</b>	<b>8,37</b>
	Ecart type	<b>6,26</b>	<b>86,65</b>	<b>4,62</b>

**Tableau V.11** : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 + [600°, 50h] immergé 4 jours.

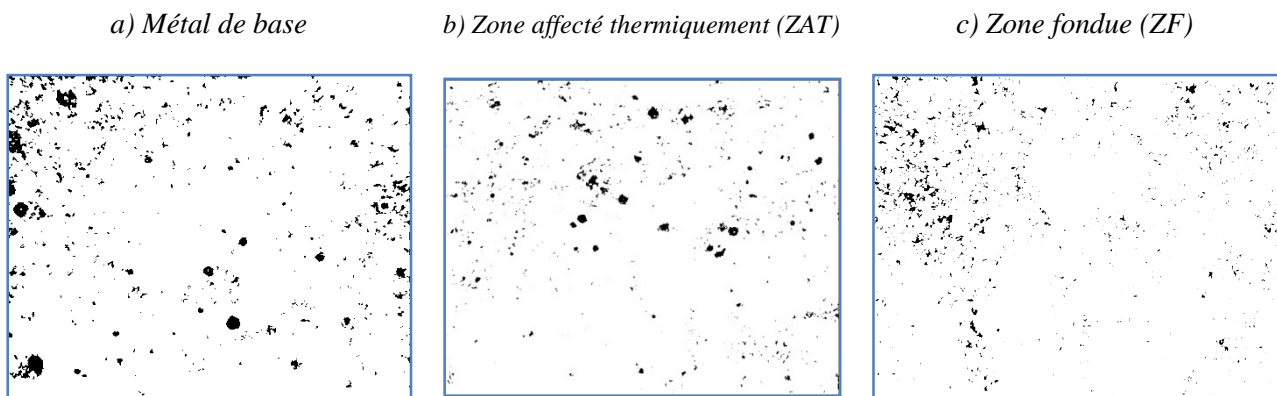
Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>301</b>	<b>300</b>	<b>186</b>
Densité surfacique		<b>1,01%</b>	<b>1,44%</b>	<b>1,34%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>44,14</b>	<b>65,80</b>	<b>94,66</b>
	Ecart type	<b>119,07</b>	<b>191,10</b>	<b>53,60</b>
Diamètre	Moyenne	<b>9,46</b>	<b>10,23</b>	<b>0,76</b>
	Ecart type	<b>5,78</b>	<b>12,30</b>	<b>0,82</b>

**V. 4. 3. Résultats après 7 jours d’immersion**

Les figures V.25 et V.26 représentent les analyses d’images utilisées pour le calcul des piqûres pour sept jours d’immersion.



**Figure V.25 :** Images traitées des piqûres de 7 jours de l’échantillon X52 Brut.



**Figure V.26 :** Images traitées des piqûres de 7 jours de l’échantillon X52 +[600°, 50h].

Les tableaux V.12, V.13, V.14, V.15 résument les résultats des calculs de piqûres observées sur les différentes zones de soudage des échantillons traités thermiquement et immergés pendant sept jours.

**Tableau V.12 :** Résultats du calcul de piqûres dans l’échantillon X52 Brut immergé 7 jours.

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>518</b>	<b>298</b>	<b>247</b>
Densité surfacique		<b>2,09%</b>	<b>1,22%</b>	<b>1,57%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>52,80</b>	<b>53,53</b>	<b>83,23</b>
	Ecart type	<b>149,18</b>	<b>114,08</b>	<b>144,47</b>
Diamètre	Moyenne	<b>10,24</b>	<b>9,20</b>	<b>15,95</b>
	Ecart type	<b>8,05</b>	<b>6,80</b>	<b>44,33</b>

**Tableau V.13 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 +[600°, 1h] immergé 7 jours.**

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>470</b>	<b>78</b>	<b>199</b>
Densité surfacique		<b>1,22%</b>	<b>0,77%</b>	<b>0,89%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>33,98</b>	<b>129,12</b>	<b>58,93</b>
	Ecart type	<b>90,42</b>	<b>151,07</b>	<b>93,19</b>
Diamètre	Moyenne	<b>8,70</b>	<b>15,36</b>	<b>10,22</b>
	Ecart type	<b>5,54</b>	<b>8,63</b>	<b>6,37</b>

**Tableau V.14 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 +[600°, 10h] immergé 7 jours.**

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>535</b>	<b>145</b>	<b>466</b>
Densité surfacique		<b>2,14%</b>	<b>0,77%</b>	<b>1,12%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>52,49</b>	<b>69,37</b>	<b>31,40</b>
	Ecart type	<b>184,68</b>	<b>133,77</b>	<b>55,08</b>
Diamètre	Moyenne	<b>10,01</b>	<b>10,90</b>	<b>9,39</b>
	Ecart type	<b>8,21</b>	<b>8,15</b>	<b>5,67</b>

**Tableau V.15 : Résultats du calcul de piqûres dans l'échantillon X52 +[600°, 50h] immergé 7 jours.**

Calcul sur les piqûres de corrosion		Métal de base	Zone affecté thermiquement (ZAT)	Zone fondue (ZF)
Nombre total		<b>268</b>	<b>411</b>	<b>525</b>
Densité surfacique		<b>1,32%</b>	<b>1,82%</b>	<b>1,95%</b>
<i>Calcul statistique</i>				
Surface	Moyenne	<b>64,70</b>	<b>57,98</b>	<b>48,64</b>
	Ecart type	<b>156,04</b>	<b>116,25</b>	<b>90,86</b>
Diamètre	Moyenne	<b>11,36</b>	<b>10,98</b>	<b>48,64</b>
	Ecart type	<b>8,43</b>	<b>7,74</b>	<b>8,61</b>

## V. 5. Interprétations des résultats de l'étude métallographique

L'examen d'une section de soudure de l'acier X52, soudée au SAW H présente trois zones différentes ;

(i) Le métal de base se compose des grains de ferrite et de perlite en tous les échantillons de notre étude.

(ii) La zone affectée par la chaleur produite par les températures maximales et les taux de refroidissement a montré une microstructure hétérogène située près de la ligne de fusion. Elle se compose de grains affinés de ferrite et de perlite, produits de la transformation du métal de base avec la chaleur fournie par le procédé de soudure ; la ferrite à grain grossier (secteurs foncés), la ferrite aciculaire (secteurs blancs), et de petites colonies de perlite (points blancs) aux joints de grains [34]. La largeur moyenne de la ZAT du X52 Brut est de **4 millimètres**. Cette valeur est modifiée suite aux traitements thermiques à 600°C, elle augmente jusqu'à **7 millimètres** comme on peut le déduire à partir des essais de micro-dureté.

(ii) La structure de la zone fondue est hétérogène, elle est constituée d'une microstructure de solidification due au cycle thermique de soudure. Ceci se compose de grands grains colonnaires de ferrite orientés en direction de la ligne de soudure (secteurs foncés), mélange des phases de perlite et de ferrite aciculaire (secteurs blancs).

L'outil de prévision des transformations structurales dans la soudure des aciers est le diagramme *Schaeffler-Delelong* (figure V.27). Les formules de calcul de  $Cr_{\text{éq}}$  et  $Ni_{\text{éq}}$  ont été par la suite modifiées, et on a :

$$Cr_{\text{éq}} = \% Cr + 1.4 \% Mo + 1.5 \% Si + 0.5 \% Nb + 2 \% Ti, [35].$$

$$\text{Et : } Ni_{\text{éq}} = Ni + 22 \% C + 0.31 \% Mn + 14.2 \% N + \% Cu, [36].$$

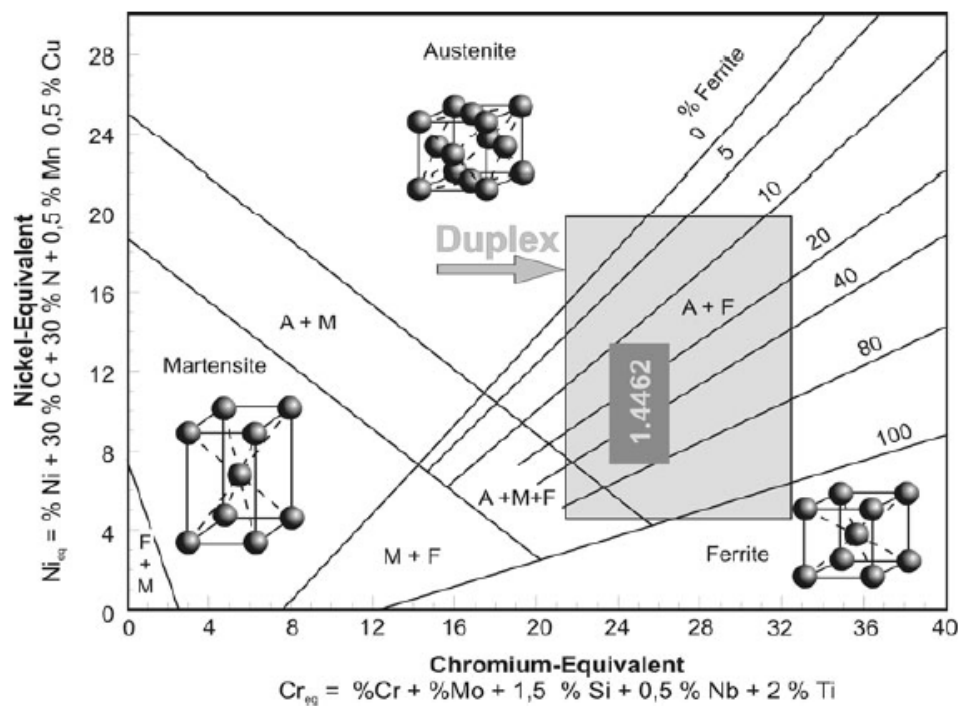


Figure V.27: diagramme de Schaeffler-Delelong.

## V. 6. Interprétations des résultats de l'étude électrochimique

Nous avons constaté que l'état de surface de l'acier évolue pendant le temps d'immersion. La solution de chlorure de sodium agit superficiellement sur l'acier immergé de manière permanente. Les histogrammes de la figure V.25 montrent une nette augmentation de la densité de piqûres de corrosion de l'acier X52.

La présence d'inclusions à la surface diminue la résistance à la corrosion localisée, car la cellule galvanique constituée par l'inclusion et la matrice ferrito-perlitique peut fonctionner beaucoup plus librement dans les conditions aérées. Ceci peut mener à la piqûration par corrosion rapide, jusqu'à des profondeurs allant de 1 à 25 millimètres, trouvées sur les spécimens en acier après six mois d'immersion dans l'eau de mer chez Gosport [37]. Dans la pratique industrielle et dans les applications où l'acier est exposé aux milieux chlorurés neutres tels que l'eau de mer, une protection est exigée, par exemple par revêtements multicouches.

L'extrapolation de *Tafel* prouve que la densité de courant de corrosion dans une solution NaCl 0,1M au niveau de la zone fondue est plus élevée que celle dans la ZAT et le MB.

Du côté anodique de la courbe, la dissolution accrue en métal à de grandes tensions anodiques peut mener à l'accumulation de cations dissous près de la surface d'électrode. Pour des tensions de l'électrode plus négatives que  $-700\text{mV /ECS}$ , la densité de courant devient essentiellement indépendante de la tension de l'électrode comme montré dans les figures. 14 et 15.

La surface de l'acier API X52 après immersion continue dans la solution NaCl 0,1M montre une corrosion localisée avec des piqûres contenant les chlorures. La réaction anodique produit des cations de fer, qui attirent des ions de chlorure. Notre acier contient 1,28% de manganèse, et des inclusions de sulfure de manganèse possibles au MEB.

A l'interface Acier X52/Electrolyte, on a observé que l'oxygène et les ions chlorures induisent la nucléation et la croissance des piqûres de corrosion. La couche de produit de corrosion observé au microscope optique correspond à un mélange de magnétite ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ), de l'hématite ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ), de la lépidocrocite ou la rouille  $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ , et de la goethite ( $\text{FeO} \cdot \text{OH}$ ) selon la littérature. La figure V.28 présente une couche de produit de corrosion de fer (oxydes et hydroxides) identifiée par MEB sur la surface de l'acier X52 ; elle montre la morphologie de piqûres en nodules circulaires.



**Figure V.28** : Image MEB de piqûres sur l'acier X52 après polarisation dans une solution extraite du sol, [37].

La figure V.29 montre l'évolution de la densité de piqûres en fonction du temps d'immersion, ici en jours.



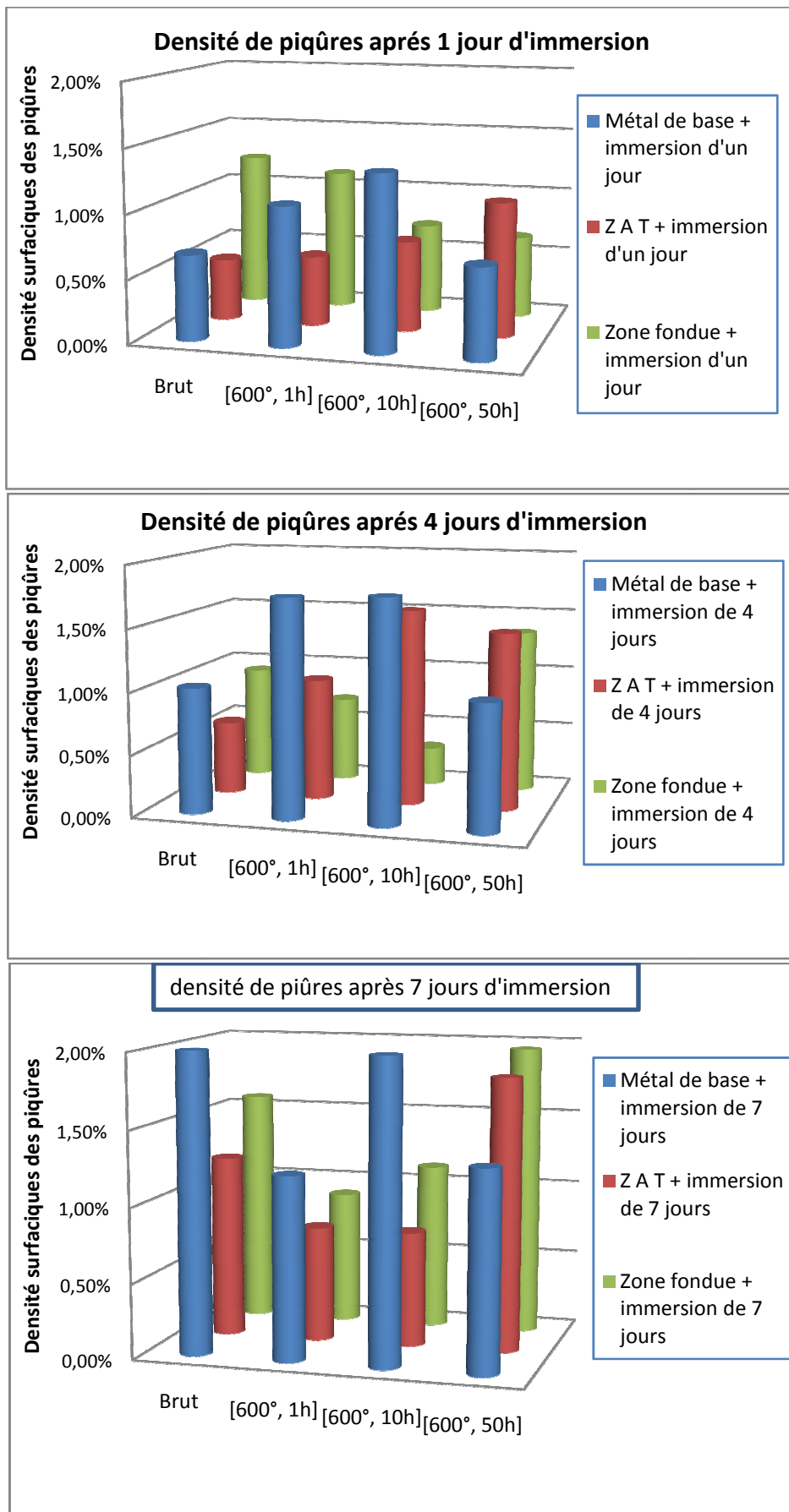


Figure V.29 : Histogrammes des variations de la densité de piqûres à différentes durées d'immersion.

## V. 7. Corrélations entre les résultats

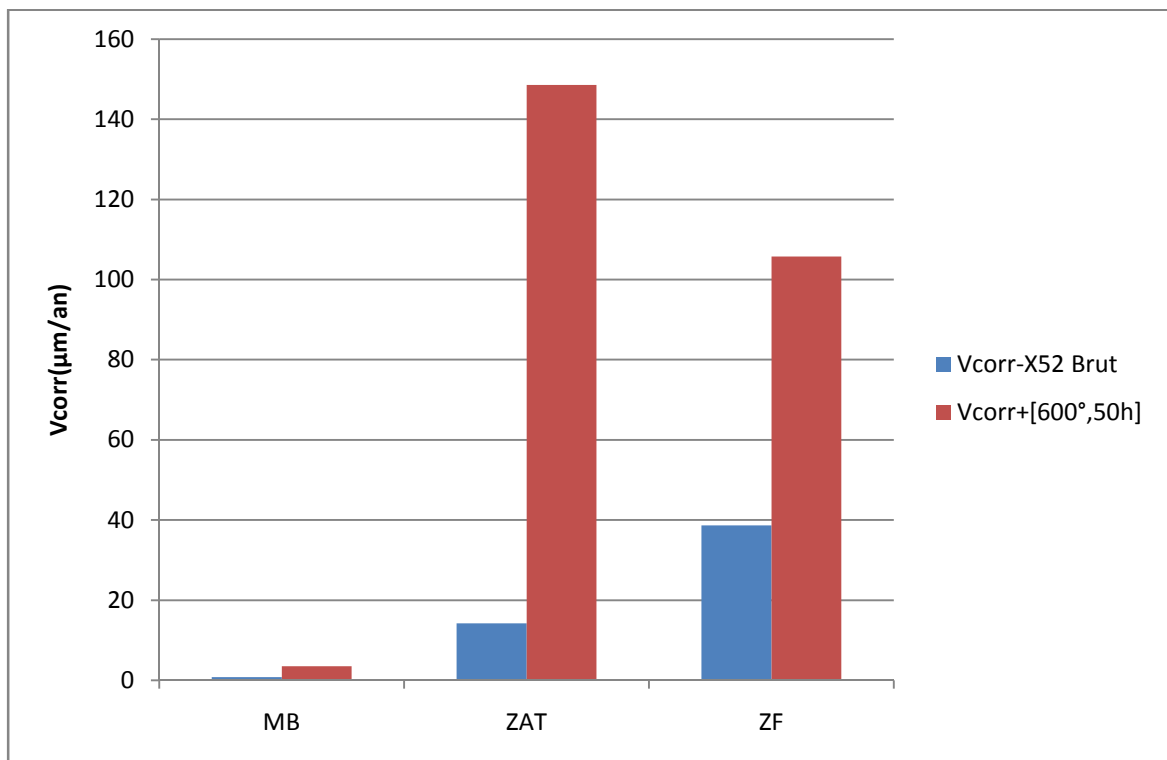
### a) *Corrélation Microstructure – Propriétés mécaniques*

A partir des histogrammes de dureté HV, on déduit une différence entre la dureté du MB et de la ZAT, celle-ci diminue en augmentant la durée du traitement à 600°C jusqu'à atteindre l'égalité à 50h. La dureté moyenne est presque égale entre ZAT et MB ce qui résulte d'une dissolution de la ZAT dans le MB. La zone de fusion est la région la plus dure dans tous les échantillons.

### b) *Corrélation Microstructure – Propriétés électrochimiques*

La résistance à la corrosion de l'acier API X52 a été évaluée dans un électrolyte contenant une concentration élevée en ions chlorures. Selon les paramètres électrochimiques obtenus, la solution était agressive. A l'état brut, La valeur du potentiel libre du métal de base (-672,8 mV/ECS) est moins noble comparée à celle de la soudure (-402,3 mV/ECS). La densité de corrosion augmente sensiblement de près de 50 fois entre le MB et la soudure (de 0,0638 à 3,14  $\mu\text{m}/\text{cm}^2$ ). Ceci est expliqué par le fait que :

La piqûration se produit dans la zone fondue de la soudure, en particulier dans l'échantillon brut. La vitesse de corrosion de tous les échantillons a été calculée en utilisant la loi de Faraday et a montré une différence remarquable entre les trois zones de la soudure comme l'illustre la figure V.30. Sous l'effet du traitement à 600°C, les vitesses de corrosion des trois zones de la soudure varient sensiblement (Figure V.30) jusqu'à un maximal de 148,6  $\mu\text{m}/\text{an}$  qui a été rapportée dans la ZAT X52 traité pendant 50 heures et en générale, les échantillons traités sont plus corrodables que ceux non traités avec une corrosion plus prononcée au niveau de la ZAT et ZF.

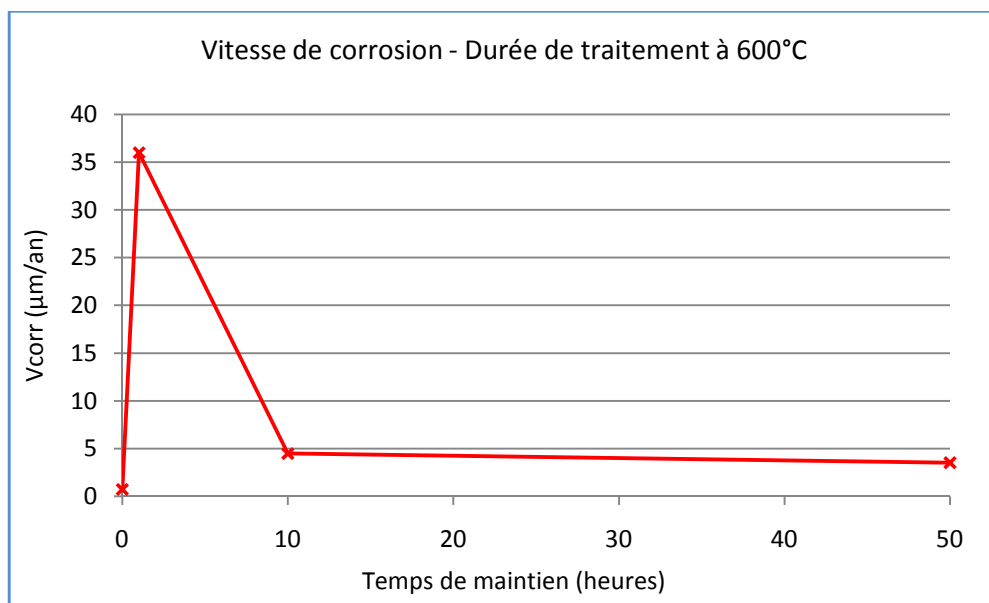


**Figure V.30 :** Histogramme des variations de la vitesse de corrosion en fonction de la microstructure de la soudure.

c) *Corrélation Traitement thermique – Propriétés électrochimiques*

Le tracé de la loi d'évolution de la vitesse de corrosion en fonction du temps de maintien à 600° (figure V.31) met en évidence un pic remarquable à 1h de traitement. Trois différents comportements sont apparus :

- (i) Une augmentation rapide de la vitesse de corrosion accompagnée d'une baisse du potentiel libre après 1h de traitement à 600°C.
- (ii) Une chute de la vitesse de corrosion accompagnée d'une augmentation du potentiel libre de plus de 170mV après 10h de traitement à 600°C ;
- (iii) Une stabilisation de la vitesse de corrosion et du potentiel libre après 50h de traitement.



**Figure V.31** : Tracé de l'évolution de la vitesse de corrosion en fonction de la durée de traitement à 600°C.

La différence des propriétés électrochimiques entre MB, la ZAT et la ZF sont :

- La différence de morphologie entre ces trois zones
- la recristallisation secondaire de la ZAT
- le processus de précipitation de nanoparticules dispersoïdes par processus de germination et croissance.

# **Conclusion et perspectives**

## Conclusion et perspectives

L'objectif de ce travail était d'étudier l'influence des traitements thermiques sur le comportement électrochimique et mécanique d'un acier au carbone à haute limite élastique ayant subi un formage et une opération de soudage pour la réalisation des tubes API.

Cette étude a été menée en deux parties ; d'abord la réalisation des traitements thermiques à 600°C pour différentes durées et l'observation des changements métallographiques et mécaniques apportés au matériau, par la suite on s'est intéressé au comportement électrochimique dans une solution NaCl 0,1M. Les tests électrochimiques sont l'essai d'immersion, la mesure du potentiel à l'abandon et l'essai de polarisation.

Sur le plan métallographique, après avoir effectué les traitements, nous avons pu tirer les résultats suivants :

- L'observation métallographique a mis en évidence l'existence de la ferrite en prépondérance par rapport à la perlite en une structure fine, ce qui donne au matériau une haute limite élastique ;
- Un léger affinement de la taille de grains de la ZAT ainsi qu'au niveau du cordon intérieur ;
- Une augmentation du domaine de la ZAT ;
- Et un début d'homogénéisation du métal fondu par l'activation thermique de la diffusion des éléments en solution solide.

Sur le plan mécanique on a tiré les conclusions suivantes :

- En Comparant l'échantillon d'acier API X52 non traité à celui traité, nous avons constaté un adoucissement global de la soudure après traitement à 600° ; la dureté du métal fondu reste plus élevée que celle du métal de base et de la ZAT ; cet adoucissement est dû à la relaxation des contraintes résiduelles engendrées par les cycles thermiques du soudage.
- L'étude par microdureté a montré une atténuation de la différence de dureté d'une part des deux cordons extérieur et intérieur et d'autre part, sur les trois zones de la soudure après 50 heures de traitement à 600°C.
- L'essai de traction nous indique une augmentation des caractéristiques mécaniques des deux domaines élastique et plastique ce qui prouve l'action du traitement à 600° sur la réduction de l'effet fragilisant de la ZAT.

Sur le plan électrochimique on a remarqué les phénomènes suivants :

- Les essais de corrosion ont révélé un déplacement vers des valeurs moins nobles du MB plus le traitement est lent.
- La densité de piqûres est d'autant plus élevée en fonction du temps d'immersion .
- Sur l'échantillon non traité l ZF est moins résistante que la ZAT, qui elle-même moins résistante que le MB. Pour un échantillon traité, la température a un effet inverse, le MB devient moins résistant que la ZAT qui elle-même devient moins résistante que la ZF.

- La ZAT non traitée résiste mieux à la corrosion que la ZAT traitée thermiquement.
- La vitesse de corrosion est élevée dans le cas d'un traitement de 1 heure et elle diminue pour se stabiliser pour le traitement de 50 heures.

Cette étude nous a permis de mettre en évidence l'influence des traitements thermiques sur le comportement mécanique et électrochimique, en effet les changements peuvent être considérés positifs pour l'amélioration des propriétés mécaniques mais négatif pour la résistance aux piqûres de corrosion.

En perspective, nous suggérons d'utiliser des méthodes de caractérisation plus fines telles que la microscopie électronique à balayage pour étudier le phénomène d'affinement de grains observé dans la ZAT et la zone fondue. Aussi, nous suggérons de réaliser des analyses chimiques par EDS au niveau des sites d'attaques corrosives.

Il est clair qu'une telle étude ne cerne pas toutes les propriétés de notre acier, cela nous pousse à mener d'autres études et expérimenter, tout au moins, d'autres traitements en changeant la température, la durée de maintien ou la solution d'immersion.

---

## Bibliographie

- [1] G Murry, Aide-mémoire Métallurgie, Métaux • Alliages • Propriétés, 2e édition Dunod, 2010
- [2] Marc Grumbach, *Techniques de l'Ingénieur*, Métallurgie M 305.
- [3] M. Durand-Charre, La microstructure des aciers et des fontes Genèse et interprétation, édition SIRPE 2003
- [4] Adapté du *Binary Alloy Phase Diagrams*, 2nd edition, Vol. 1, T. B. Massalski (Editor-in-Chief), 1990.
- [5] William D. Callister Jr, *Materials Science and Engineering*, John Wiley & Sons, 2007
- [6] M. Colombié et all, *Matériaux Métalliques*, 2<sup>ème</sup> édition, DUNOD 2008
- [7] [Data prise de *Metals Handbook: traitement thermique*, Vol. 4, 9e édition, V. Masseria (Rédacteur en chef), American Society for Metals, 1981, p. 9.]
- [8] F. B PICKERING, High strength, low alloy steels – A decade of progress, *Microalloying 75*, 1975
- [9] F. B PICKERING, High strength, low alloy steels – A decade of progress, *Microalloying 75*, 1975
- [10] J. Philibert, A. Vignes, Yves Bréchet, P. Combrade, *Métallurgie du minerai au matériau* 2<sup>e</sup> édition, DUNOD 2002
- [11]. Michel Colombié et coll. « *Matériaux industriels, matériaux métalliques* ». (pp. 109-112, 343, 389). Dunod. Paris (2000).
- [12]S. BELAKOWSKY. « Soudage et collage ». DUNOD. Paris. 1990.
- [13]J. BINARD, Réservoirs, Soudage en chaudronnerie, Article dans *Techniques de l'Ingénieur*, Réf a683, 10 novembre 1985
- [14] A. MICHEL, Pièces mécaniques soudées – Matériaux, Article dans *Techniques de l'Ingénieur*, Réf bm5187, 10 juillet 2006
- [15]D. SEFERIAN. « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.
- [16] J-P MUZEAU, Constructions métalliques – Assemblages par soudage, Article dans *Techniques de l'Ingénieur*, Réf c2522, 10 aout 2012
- [17] Base métallurgique de soudage
- [18] CETIM
- [19] Guy MURRY, technique de l'ingénieur, « soudage et soudabilité métallurgique des métaux » M715.
- [20] Blondeau REGIS « métallurgie et mécanique du soudage » ed. Lavoisier, Paris Hermès Sciences Publication, 2001.
- [21] Préchauffage et post chauffage en construction soudée : *F.Guyot*. Institut Belge de la Soudure.
- [22] Fontana et Greene, « Technologie de la corrosion », Direction projet de centrale génie, 1972.
- [23] D. Landolt, « Corrosion et chimie de surface des métaux », (Traité des matériaux). Presse Polytechnique et Universitaire Romandes, 1997.

---

[24]. S. Khireche. « Elaboration et étude de corrosion des alliages Al-Zn et Al-Zn-Sn dans une solution de 3% en poids de NaCl », Mémoire de magistère. Université Mouloud Mammeri de Tizi Ouzou. 2008.

[26]. J.J. Lamoureaux, « Précis de corrosion », Groupe ABBDL, 1980.

[25]. H.E. Homig, « métal+eau, Le brévière de la corrosion », Documentation technique DIA-Prosism 1966.

[27]. L. Dieter, « Traités des Matériaux, Corrosion et chimie de surface des Matériaux » Edition Presses Polytechnique et Universitaires Roandes V12, 1993.

[28]. H. Norman, « Scope and importance of inhibitor technology », NACE Corrosion inhibitor. USA: National Association of Corrosion Engineers, 1973.

[29]. P. Bommersbach, “Evolution des propriétés d’un film d’un inhibiteur de corrosion sous l’influence de la température et des conditions hydrodynamiques” Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005.

[30]. F. Khoukhi, « Etude de l’efficacité de deux inhibiteurs de corrosion dans les milieux multiphasiques ( Eau, Huile et gaz ) », Mémoire de Magistère, Université M’hamed Bouguerra, Boumerdes, 2008.

[31]. LEMAITRE. L, PENEBERT.C, N. FESTY. D Biodégradation des Matériaux, EDP Science, 1998.

[32]. CROLET JL, Technique de l’ingénieur, Métaux et alliage passivables M153, 2000.

[33]. BEDDOES. J, BUCCI. K, The influence of surface condition on localized corrosion of 316L stainless steel orthopedic implant, Journal of Materials Science Materials in Medicine 10, 1999.

[34]. B. Vargas-Arista, C. Angeles-Chavez, A. Albiter, J.M. Hallen, Metallurgical investigation of the aging process on tensile fracture welded joints in pipeline steel, MATERIALS CHARACTERIZATION, vol 60 (2009), pp.1561–1568.

[35]. d’après H. Berns, W. Theisen, in Ferrous Materials—Steel and Cast Iron (Springer, Berlin, 2008), pp. 47 & 322.

[36]. d’après O. Hammar, U. Svensson, in Solidification and Casting of Metals (London, The Metals Society, 1979), pp 401–410

[37] : Corrosion Vol.2 Corrosion Control, Butterworth-Heinemann

Linacn House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP (2000).

[37].d’après V de Freitas Cunha Lins, M L Magalhães Ferreira, P Alves Saliba, J. Mater. Res. Technol. 2012; 1(3), p.165.



# **Annexe**

**ESSAI DE PLIAGE**

B07 NO. DE COULEE	C00 NO. D'ESS	C01/02 POSIT	ANGLE COURBURE	
710938	8452321	1190	180	0009
710939	8452351	1190	180	0009
710941	8452391	1190	180	0009
710942	8452991	1190	180	0009
710943	8453091	1190	180	0009
727193	8453031	1190	180	0009
727195	8452931	1190	180	0009
742341	8475761	1190	180	0009
742349	8453251	1190	180	0009

**ESSAI DE RESILIENCE**

B07 NO. DE COULEE	C00 NO. D'ESS	C01/02 POSIT	B05 ETAT	C40 FORM	C41 LAR- GEUR mm	C03 TEST- TEMP. °C	C42 1	C42 2	C42 3	C43 M	TRAVAILLE [Joule]
710938	8452321	1190	00	0007	10,0	-10	338,0	333,0	323,0	331,0	
710939	8452351	1190	00	0007	10,0	-10	321,0	369,0	342,0	344,0	
710941	8452391	1190	00	0007	10,0	-10	372,0	369,0	335,0	359,0	
710942	8452991	1190	00	0007	10,0	-10	337,0	314,0	322,0	324,0	
710943	8453091	1190	00	0007	10,0	-10	319,0	351,0	350,0	340,0	
727193	8453031	1190	00	0007	10,0	-10	305,0	265,0	238,0	269,0	
727195	8452931	1190	00	0007	10,0	-10	344,0	346,0	364,0	351,0	
742341	8475761	1190	00	0007	10,0	-10	318,0	340,0	334,0	331,0	
742349	8453251	1190	00	0007	10,0	-10	283,0	312,0	298,0	298,0	

**ESSAI DE DURETE**

B07 NO. DE COULEE	C00 NO. D'ESS	C01 POSIT	B05 ETAT	C30 METHODE	C32 MOYENNE
710938	8452321	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	175,6
710939	8452351	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	193,3
710941	8452391	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	173,3
710942	8452991	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	196,0
710943	8453091	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	178,0
727193	8453031	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	200,0
727195	8452931	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	207,6
742341	8475761	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	196,3
742349	8453251	11	00	ESSAI DE DURETE VICKERS	200,3

**LEGENDES**

ETAT	COURBURE
0000 = ETAT DE LIVRAISON	0009 = 4,0 X A BON
TYPE ESSAI DE TRACTION	TYPE ESSAI DE RESILIENCE
0007 = EPROUVETTE PLATE DE D'ECHINEMENT (ASTM-SHEET)	0007 = CHARPY- V
POSIT LONGEUR	POSIT
11 = TETE	90 = TRANSVERSAL

Z02  
 ABNAHMEBEAUFTRAGTER DES HERSTELLERS  
 THE MANUFACTURER'S AUTHORIZED INSPECTION REPRESENTATIVE  
 LE REPRÉSENTANT AUTORISÉ DU CONTRÔLEUR DU PRODUCTEUR

*Finger*

Z03 Finger (Leiter Abnahme)

*Sartoris*

Z03 Sartoris (Fachkoordinator Abnahme)



**COMPOSITON CHIMIQUE SUR ECHANTILLONS DE COULEE % C70-C99**

B07

NO. DE COULEE C	SI	MN	P	S	AL	B	CR	CU	MO	NB	
710938	0,073	0,254	1,130	0,017	0,0014	0,040	0,0003	0,063	0,026	0,009	0,038
710939	0,069	0,246	1,120	0,014	0,0010	0,033	0,0003	0,056	0,050	0,008	0,038
710941	0,065	0,249	1,110	0,016	0,0013	0,039	0,0004	0,062	0,030	0,007	0,040
710942	0,064	0,249	1,130	0,017	0,0017	0,035	0,0003	0,074	0,039	0,011	0,039
710943	0,065	0,279	1,120	0,020	0,0015	0,032	0,0003	0,084	0,023	0,011	0,040
727193	0,070	0,220	1,130	0,013	0,0030	0,034	0,0003	0,060	0,020	0,010	0,040
727195	0,060	0,250	1,120	0,013	0,0010	0,027	0,0004	0,080	0,030	0,020	0,038
742341	0,061	0,263	1,120	0,018	0,0019	0,032	0,0004	0,062	0,019	0,009	0,040
742349	0,070	0,240	1,100	0,013	0,0020	0,027	0,0004	0,060	0,050	0,010	0,040

	NI	TI	V	62	CE1
710938	0,036	0,004	0,002	0,04	0,15
710939	0,035	0,004	0,002	0,04	0,14
710941	0,040	0,004	0,002	0,05	0,14
710942	0,036	0,004	0,002	0,05	0,14
710943	0,035	0,004	0,002	0,05	0,14
727193	0,040	0,004	0,001	0,05	0,14
727195	0,040	0,004	0,001	0,04	0,13
742341	0,028	0,004	0,002	0,05	0,13
742349	0,050	0,004	0,002	0,05	0,14

CE1=C+SI/30+(MN+CR+CU)/20+NI/60+MO/15+V/10+5B

62 = NB+V+TI

C70 COULEE LABORAT. OXYGEN PUR

**ANALYSE DE CONTROLE**

NO. DE COULEE	NO. D'ESS	C	SI	MN	P	S	AL	B	CR	CU	MO
710938	8452321	0,069	0,250	1,140	0,019	0,0010	0,039	0,0004	0,063	0,028	0,012
710939	8452351	0,060	0,250	1,140	0,017	0,0010	0,035	0,0004	0,060	0,048	0,011
710941	8452391	0,058	0,240	1,130	0,016	0,0010	0,037	0,0004	0,061	0,041	0,009
710942	8452991	0,058	0,240	1,140	0,018	0,0010	0,035	0,0004	0,070	0,039	0,011
710943	8453091	0,058	0,270	1,160	0,020	0,0010	0,033	0,0004	0,082	0,032	0,013
727193	8453031	0,063	0,220	1,160	0,015	0,0020	0,034	0,0004	0,057	0,028	0,011
727195	8452931	0,059	0,250	1,150	0,014	0,0010	0,027	0,0004	0,080	0,032	0,017
742341	8475761	0,060	0,260	1,140	0,019	0,0010	0,033	0,0004	0,058	0,019	0,010
742349	8453251	0,059	0,230	1,130	0,013	0,0010	0,027	0,0004	0,060	0,060	0,011

	NB	NI	TI	V	62	CE1
710938	0,038	0,038	0,003	0,002	0,04	0,14
710939	0,038	0,037	0,003	0,002	0,04	0,13
710941	0,040	0,039	0,003	0,002	0,05	0,13
710942	0,040	0,038	0,003	0,002	0,05	0,13
710943	0,041	0,035	0,004	0,002	0,05	0,13
727193	0,041	0,038	0,002	0,002	0,05	0,14
727195	0,040	0,039	0,003	0,002	0,05	0,13
742341	0,039	0,027	0,003	0,002	0,04	0,13
742349	0,041	0,052	0,002	0,002	0,05	0,13

CE1=C+SI/30+(MN+CR+CU)/20+NI/60+MO/15+V/10+5B

**ESSAI DE TRACTION**

B07 NO. DE COULEE	C00 NO. D'ESS	C01/02 POSIT	B05 ETAT	C10 FORM	C03 TEST TEMP. °C	C11 R MPa	R Art	C12 Rm MPa	R/Rm %	Lo mm	C13 A %
710938	8452321	1190	00	0007	+20	473	RT0,5	544	87	50	34,9
710939	8452351	1190	00	0007	+20	464	RT0,5	529	88	50	37,7
710941	8452391	1190	00	0007	+20	462	RT0,5	524	88	50	36,8
710942	8452991	1190	00	0007	+20	470	RT0,5	545	86	50	36,9
710943	8453091	1190	00	0007	+20	471	RT0,5	541	87	50	37,5
727193	8453031	1190	00	0007	+20	473	RT0,5	542	87	50	35,0
727195	8452931	1190	00	0007	+20	467	RT0,5	560	83	50	27,4
742341	8475761	1190	00	0007	+20	485	RT0,5	552	88	50	34,9
742349	8453251	1190	00	0007	+20	480	RT0,5	556	86	50	34,3