

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

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE  
DEPARTEMENT DE METALLURGIE



MEMOIRE DE MAGISTER

Présenté par : **SERRAR Hacène**  
Ingénieur d'état en métallurgie

THEME :

---

**ESSAI DE TRACTION ASSISTÉ PAR CORRELATION  
D'IMAGES SUR JOINTS SOUDÉS EN ACIERS  
INOXYDABLES AUSTENITIQUES (AISI 316L)**

---

Soutenu publiquement le 12/11/2009 devant le Jury d'examen :

|                       |                                |                               |
|-----------------------|--------------------------------|-------------------------------|
| <b>Président :</b>    | M MESRATI Nadir                | Professeur à l'ENP            |
| <b>Rapporteur:</b>    | M DJEGHLAL Mohamed-Elamine     | Maître de Conférences à l'ENP |
| <b>Co-rapporteur:</b> | M <sup>me</sup> REHOUMA Kheira | Chargée de Recherches au CSC  |
| <b>Examineurs:</b>    | M BOUABDELLAH Mabrouk          | Professeur à l'ENP            |
|                       | M SALHI Essaïd                 | Professeur à l'ENP            |
|                       | M ABADLI Kamel                 | Chargé de Cours à l'ENP       |

ENP 2009  
10, avenue Hacène BADI, BP.182 El-Harrach, Alger, Algérie  
E-mail: [www.enp.edu.dz](http://www.enp.edu.dz)

## ملخص

تهدف هذه الدراسة إلى تحديد خريطة حقل الانتقالات و التشوهات, التي تظهر خلال إجراء تجربة الشد على عينة ملحمة من الحديد الصلب الأوستينيتيكي 316 , ولقد استعملنا جهاز مركب من آلة تجربة الشد و جهاز الإعلام الآلي مزود بمبرمج الترابط الصوري " دافيس" الذي يقوم بمقارنة صورتين و يزودنا بمقدار الانتقالات.

النتائج المتحصلة عليها تبين إن التشوه يكون ضعيفا في المعدن الأساسي و يزداد شيئا فشيئا كلما اقتربنا إلى المنطقة المذابة.

الكلمات المفتاحية : الارتباط الصوري , التشوه , الانتقال, الحديد الصلب غير القابل للتأكسد الاستينيكي

## Résumé

L'objectif de cette étude est la détermination d'une carte de champs de déplacements et de déformations (2D), suite à un essai de traction sur une éprouvette soudée d'un acier inoxydable austénitique du type **AISI 316L**. Une machine de traction assistée par un logiciel de corrélation d'image nommé « DaVis» a été utilisée. Ce logiciel va comparer deux images successives et nous fournit les déplacements des différents points dans la soudure. Il calcul également les déformations locales dans les différentes zones de la soudure. Les résultats obtenus montrent que ces déformations sont faibles dans le métal de base, elles sont de plus en plus importantes en s'approchant de la zone fondue.

**Mots clefs :** Acier inoxydable austénitique 316L, soudage, déformation, corrélation d'images.

## Abstract

The aim of this study is to determinate the map of displacements and deformations (2D) field, which seem in traction test about tube welded of austenitic stainless steel (**AISI 316L**). We used for this a traction machine assisted by image correlation software « DaVis» which is used to compare two successive images displacements for various points in molten zone.

The results obtained show that deformations are weak in the base metal, and it become strong when we near to the molten zone.

**Keys words:** austenitic stainless steel 316L, welding, deformation, image correlation.

# **Dédicace**

**A mes chers parents...**

**A mes frères et sœurs...**

**A toute la famille SERRAR.**

**Je dédie ce modeste travail**

***hacène***

## **Remerciements**

Louange à **Allah** le tout puissant, de m'avoir donné le courage et la patience afin de mener à bien mon Mémoire de Magister.

Il m'est agréable d'exprimer ma profonde reconnaissance à **Monsieur DJEGHLAL Mohamed Lamine**, maître de conférences à l'ENSP, pour la confiance qu'il m'a accordé, pour son soutien, ses conseils et ses encouragements.

J'adresse mes vifs remerciements à Madame **REHOUMA Kheira** chargée de recherches au CSC, pour ses conseils et ses orientations et l'aide qu'elle m'a apporté.

Monsieur **MESRATI Nadir** professeur à l'ENSP, qui m'a fait l'honneur de présider le jury de ce mémoire, je lui exprime mon respect et mes sincères remerciements.

J'exprime de même mes remerciements les plus sincères aux honorables membres de jury: Monsieur **SALHI Essaid** professeur à l'ENSP, Monsieur **BOUABDELLAH Mabrouk** professeur à l'ENSP, et Monsieur **ABADLI Kamel** chargé de cours à l'ENSP d'avoir accepté d'être examinateurs.

Je remercie tous ceux qui ont contribué directement ou indirectement à la réalisation de ce mémoire; que ceux qui m'ont aidé, d'un simple encouragement à un appui continu, trouvent ici mes expressions de ma reconnaissance très sincère.

Je voudrais enfin remercier profondément mes parents pour leur compréhension, leur encouragement et leur soutien sans faille.

## LISTE DES FIGURES

|                     |   |    |
|---------------------|---|----|
| <b>Figure I.1</b>   | Diagramme d'équilibre du fer pur .....  | 4  |
| <b>Figure I.2</b>   | Diagramme d'équilibre Fe-C .....  | 4  |
| <b>Figure I.3</b>   | Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome .....                              | 5  |
| <b>Figure I.4</b>   | Coupes du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni .....   | 5  |
| <b>Figure I.5</b>   | Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % pour des<br>teneurs croissantes en nickel ..... | 5  |
| <b>Figure I.6</b>   | Schéma de la fabrication des aciers inoxydables /l'aciérie .....                          | 9  |
| <b>Figure I.7</b>   | Schéma de la fabrication des aciers inoxydables<br>/ le laminage à chaud.....             | 10 |
| <b>Figure II.1</b>  | Coupe pseudobinaire du diagramme d'équilibre<br>ternaire Fe-Cr-Ni à 70 % de fer .....     | 14 |
| <b>Figure II.2</b>  | Nuances austénitiques dérivées d'une composition de base .....                            | 15 |
| <b>Figure II.3</b>  | Classification des procédés de soudage.....   | 18 |
| <b>Figure II.4</b>  | Torche de soudage TIG .....   | 19 |
| <b>Figure II.5</b>  | $\theta = f(t)$ , cycle thermique d'un point .....  | 19 |
| <b>Figure II.6-</b> | $\theta = f(x)$ , répartition de la température dans une A d'une soudure .....            | 19 |
| <b>Figure II.7</b>  | Cordon de soudure.....  | 21 |
| <b>Figure II.8</b>  | Variation de la dureté dans un joint soudé.....   | 21 |
| <b>Figure II.9</b>  | Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de<br>solidification donnée.....  | 22 |
| <b>Figure II.10</b> | Effet du gradient thermique sur la surfusion<br>Constitutionnelle.....                    | 23 |
| <b>Figure II.11</b> | Croissance selon le mode cellulaire dendritique.....                                      | 23 |
| <b>Figure II.12</b> | Type de solidification en fonction du rapport.....  | 24 |
| <b>Figure II.13</b> | Diagramme de Schaeffler.....  | 25 |
| <b>Figure II.14</b> | Diagramme WRC-1992.....   | 26 |

|  |    |
|--|----|
| <b>Figure III.1</b> Différentes zones d'un joint soudé en 316L.....                      | 34 |
| <b>Figure IV.1</b> Exemple de montage de jauge de déformation.....                       | 37 |
| <b>Figure IV.2</b> Description du principe « Apollor ».....                              | 38 |
| <b>Figure IV.3</b> Epreuve avec deux taches.....   | 39 |
| <b>Figure IV.5</b> Epreuve avec cinq taches.....   | 39 |
| <b>Figure IV.6</b> Epreuve avec sept taches.....   | 39 |
| <b>Figure IV.7</b> Schéma de principe de la technique de corrélation<br>d'image.....     | 32 |
| <b>Figure IV.8</b> Image référence (initiale).....                                       | 42 |
| <b>Figure IV.9</b> Image déformée (actuelle).....  | 42 |
| <b>Figure V.1</b> Principe de soudage par le procédé T.I.G.....                          | 45 |
| <b>Figure V.2</b> Transfert d'énergie en procédé TIG.....                                | 47 |
| <b>Figure V.3</b> Machine de traction .....  | 49 |
| <b>Figure V.4</b> Epreuve de traction .....  | 49 |
| <b>Figure V.5</b> Courbe de traction .....   | 50 |
| <b>Figure V.6</b> Description expérimental utilisé avec « DaVis ».....                   | 52 |
| <b>Figure V.7</b> L'épreuve utilisée.....  | 53 |
| <b>Figure V.8</b> Epreuve de traction .....  | 53 |
| <b>Figure V.9</b> Correction de l'orientation de la caméra.....                          | 54 |
| <b>Figure V.10</b> Etalonnage de la mesure des distances.....                            | 55 |
| <b>Figure V.11</b> Schéma montrant la procédure de la déformation.....                   | 56 |
| <b>Figure V.12</b> Principe de corrélation d'image par balayage .....                    | 56 |
| <b>Figure V.13</b> Composante du tenseur de déformation dans le plan (X, Y).....         | 57 |
| <b>Figure V.14</b> Schéma illustratif des échantillons enrobés .....                     | 58 |
| <b>Figure V.15</b> Photo de la polisseuse utilisée .....                                 | 59 |
| <b>Figure V.16</b> Principe de l'essai de dureté Vickers .....                           | 60 |
| <b>Figure V.17</b> Schéma du prélèvement aléatoire pour traitement d'image .....         | 61 |
| <b>Figure VI.1</b> La courbe de traction contrainte-déformation.....                     | 63 |
| <b>Figure VI.2</b> Courbe montre l'évolution de la contrainte en fonction du temps ..... | 65 |

|  |    |
|--|----|
| <b>Figure VI.3</b> Evolution de la déformation.....  | 66 |
| <b>Figure VI.4</b> Evolution de la déformation lors d'un essai de traction.....                    | 67 |
| <b>Figure VI.5</b> L'évolution de l'éprouvette lors de l'essai de traction.....                    | 67 |
| <b>Figure VI.6</b> La zone d'étude.....  | 68 |
| <b>Figure VI.7</b> Evolution du déplacement en fonction du temps pour 4 points. Dans le<br>MB..... | 69 |
| <b>Figure VI.8</b> Evolution du déplacement en fonction du temps pour 5 points.....                | 70 |
| <b>Figure VI.9</b> Evolution du déplacement en fonction du temps pour 5 points.....                | 70 |
| <b>Figure VI.10</b> Evolution de la déformation pour MB.....                                       | 71 |
| <b>Figure VI.11</b> Evolution de la déformation pour la ZAT.....                                   | 72 |
| <b>Figure VI.12</b> Evolution de la déformation pour la ZF.....                                    | 72 |
| <b>Figure VI.13</b> Microstructure de la ZF.....   | 73 |
| <b>Figure VI.14</b> Microstructure de la zone de liaison.....                                      | 74 |
| <b>Figure VI.15</b> Microstructure la ZAT .....  | 74 |
| <b>Figure VI.16</b> Microstructure du MB.....  | 75 |
| <b>Figure VI.17</b> Profil de dureté dans l'éprouvette soudée après la rupture.....                | 76 |

## LISTE DES TABLEAUX

|                     |   |    |
|---------------------|---|----|
| <b>Tableau I.1</b>  | Variétés allotropiques du fer pur .....   | 03 |
| <b>Tableau II.1</b> | Intervalle de composition chimique des aciers inoxydables austénitiques (en masse)..... | 14 |
| <b>Tableau II.2</b> | Les modes de solidification.....  | 27 |
| <b>Tableau V.1</b>  | Compositions chimiques du métal de base 316L .....                                      | 46 |
| <b>Tableau V.2</b>  | Propriétés mécaniques du métal de base.....   | 46 |
| <b>Tableau V.3</b>  | Compositions chimiques du métal d'apport 308L .....                                     | 46 |
| <b>Tableau V.4</b>  | Energies électriques mises en jeu.....  | 50 |
| <b>Tableau VI.1</b> | Répartition du taux de ferrite dans la soudure.....                                     | 76 |



# Table de matière

|                              |           |
|------------------------------|-----------|
| <b>INTRODUCTION GENERALE</b> | <b>01</b> |
|------------------------------|-----------|

## Partie 1 : Etude Bibliographique

|  |           |
|--|-----------|
| <b>CHAPITRE I : Les aciers inoxydables</b> | <b>03</b> |
|--|-----------|

|   |           |
|---|-----------|
| <b>I.1 Généralités</b>                                      | <b>03</b> |
| I.1.1. Eléments et diagrammes de phases                     | 03        |
| I.1.1.1 Diagrammes de phases                                | 03        |
| I.1.1.2 Diagrammes d'équilibre de phases                    | 04        |
| I.1.1.3 Les éléments d'alliages                             | 06        |
| I.1.2 Classification des aciers inoxydables                 | 07        |
| I.1.2.1 Aciers inoxydables martensitiques                   | 07        |
| I.1.2.2 Aciers inoxydables ferritiques et super-ferritiques | 07        |
| I.1.2.3 Aciers inoxydables austénitiques                    | 08        |
| I.1.2.4 Aciers inoxydables austénoferritiques               | 08        |
| I.1.2.5 Aciers inoxydables durcissement par précipitation   | 08        |
| I.1.3. Désignations   | 08        |
| <b>I.2 Fabrication des aciers inoxydables</b>               | <b>09</b> |
| I.2.1. Première phase l'aciérie                             | 09        |
| I.2.2. Deuxième phase: la transformation (le laminage)      | 10        |
| <b>I.3 Traitements thermiques des aciers inoxydables</b>    | <b>11</b> |

|   |           |
|---|-----------|
| <b>CHAPITRE II : Aciers inoxydables austénitiques</b> | <b>13</b> |
|---|-----------|

|                                 |           |
|---------------------------------|-----------|
| <b>II.1 Généralités</b>         | <b>13</b> |
| II.1.1 Composition et structure | 13        |
| II.1.2 Nuances et dérivées      | 14        |

|  |           |
|--|-----------|
| II.1.3 Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques.....    | 15        |
| II.1.3.1 Traitement d’hypertrempe.....                                     | 15        |
| II.1.3.2 Traitement antiferrite .....                                      | 16        |
| II.1.4 Caractéristiques physiques et propriétés mécaniques .....           | 16        |
| II.1.4.1 Instabilité de l’austénite .....                                  | 16        |
| <b>II.2 Métallurgie de soudage des aciers austénitiques .....</b>          | <b>17</b> |
| II.2.1. Introduction .....   | 17        |
| II.2.2. Procédés de soudage .....  | 17        |
| II.2.3. Soudage à l’arc électrique TIG .....                               | 18        |
| II.2.4. Cycles thermiques de soudage .....                                 | 19        |
| II.2.5. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques du soudage ..... | 20        |
| II.2.5.1. Métal fondu (ZF) .....   | 20        |
| II.2.5.2. Zone affectée thermiquement (ZAT) .....                          | 20        |
| II.2.5.3. Métal de base (MB).....  | 21        |
| <b>II.3. Cristallographie de la solidification .....</b>                   | <b>22</b> |
| II.3.1. Germination et croissance de la phase solide d’une soudure .....   | 22        |
| II.3.2. Structure de solidification des aciers austénitiques .....         | 23        |
| II.3.2.1. Modes de solidification .....                                    | 25        |
| II.3.2.2. Diagramme de Schaeffler .....                                    | 26        |
| II.3.2.3. Diagramme WRC-1992 .....   | 27        |
| <b>II.4. Défauts de soudures des aciers inoxydables austénitiques.....</b> | <b>28</b> |
| II.4.1. Sensibilité à la fissuration à chaud .....                         | 28        |
| II.4.2. Précipitation des carbures .....                                   | 29        |
| II.4.3. Formation de la phase sigma .....                                  | 30        |
| <b>CHAPITRE III : Etude de soudabilité et du comportement</b>              |           |
| <b>mécanique du 316 L</b> .....  | <b>31</b> |
| <b>III.1. Microstructure du métal déposé lors du soudage.....</b>          | <b>31</b> |
| III.1.1 Ilots de ferrite résiduelle et phase sigma.....                    | 31        |



## Partie 2 : Techniques Expérimentales

|   |           |
|---|-----------|
| <b>CHAPITRE V : Matériau et appareillage</b>              | <b>45</b> |
| <b>V.1. Matériau étudié</b>                               | <b>45</b> |
| V.1.1 Composition chimique et caractéristiques mécaniques | 45        |
| V.1.2. Soudage  | 46        |
| V.1.2.1 Fiche technique du soudage                        | 47        |
| V.1.2.2 Energies mises en jeu lors de soudage             | 49        |
| V.1.2.3 Mode de solidification                            | 50        |
| <b>V.2 Comportement mécanique</b>                         | <b>51</b> |
| V.2.1 Machine de traction                                 | 51        |
| V.2.3 L'éprouvette de traction                            | 51        |
| V.2.4 Courbe de traction                                  | 52        |
| <b>V.3. Appareillage</b>                                  | <b>55</b> |
| V.3.2. La caméra  | 56        |
| V.3.3. Le logiciel de corrélation d'images « DaVis »      | 56        |
| V.3.3 Calibration de la caméra                            | 57        |
| V.3.4 Le calcul du champs de déplacements                 | 58        |
| V.3.4 Obtention du champ de déformations                  | 58        |
| <b>V.4. Techniques de caractérisation</b>                 | <b>59</b> |
| V.4.1 L'analyse métallographique                          | 59        |
| V.4.2 Essais de dureté                                    | 60        |
| <b>CHAPITRE VI : Analyse Des Résultats</b>                | <b>62</b> |
| <b>VI.1 Les résultats de l'essai de traction</b>          | <b>62</b> |
| VI.1.1 La courbe de traction                              | 62        |

---

|  |           |
|--|-----------|
| VI.1.2 La courbe de contrainte en fonction du temps .....        | 66        |
| VI.1.3 La courbe de déformation en fonction du temps .....       | 67        |
| VI.1.4 Courbe de l'évolution de la déformation .....             | 67        |
| <b>VI.2 Les résultats obtenus par le logiciel« DaVis » .....</b> | <b>68</b> |
| VI.2.1 Champs de déplacements .....                              | 68        |
| VI.2.1.1 pour des points situés dans le métal de base .....      | 69        |
| VI.2.1.2 pour des points situés dans la ZAT .....                | 70        |
| VI.2.1.3 pour les points situés dans la zone fondue .....        | 71        |
| VI.2.1 Champs de déplacements .....                              | 71        |
| VI.2.2.1 pour les points situés dans le métal de base .....      | 71        |
| VI.2.2.1 pour les points situés dans la ZAT .....                | 72        |
| VI.2.2.1 pour les points situés dans la zone fondue .....        | 72        |
| <b>VI.3 Résultats de la caractérisation .....</b>                | <b>73</b> |
| VI.3.1 Résultats de la métallographie .....                      | 73        |
| VI.3.2. Taux de ferrite.....                                     | 75        |
| VI.3.3 Caractérisation mécanique.....                            | 75        |
| <b>VI.2 Interprétations .....</b>                                | <b>78</b> |
| <b>Conclusion générale</b> .....                                 | <b>79</b> |
| <b>Références bibliographiques .....</b>                         | <b>81</b> |
| <b>Annexes .....</b>   | <b>85</b> |

---

# **Introduction Générale**

---

# INTRODUCTION GENERALE

---

Les aciers inoxydables vus de leurs caractéristiques physiques, mécaniques et métallurgiques etc., sont utilisés dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industrie, nucléaire, pétrolière, mécanique, hydraulique, agroalimentaire, chimie, transports, médecine et chirurgie...

En effet, les aciers inoxydables austénitiques possèdent une bonne résistance à la corrosion, ainsi que de bonnes propriétés mécaniques depuis la température de l'azote liquide jusqu'à 650°C environ. Ils ont une forte capacité d'érouissage et sont ductiles. Par ailleurs, ils sont soudables par tous les procédés conventionnels. Ils constituent donc des matériaux de structure particulièrement intéressants et sont très largement employés dans l'industrie chimique et l'industrie de l'énergie.

D'autre part, le soudage présente la méthode la plus utilisée pour l'assemblage des installations industrielles, l'opération de soudage est réalisée, soit par chauffage, soit par intervention de pression soit par l'un et l'autre, avec ou sans emploi d'un produit d'apport dont la température de fusion est du même ordre de grandeur que celle du matériau de base.

Dans cette optique, la détermination de champ de déplacements et de déformations par la technique de corrélation d'image lors de l'essai de traction sur l'acier inoxydable austénitique 316L soudé, rendue possible par le développement de fortes puissances de calcul, est devenue un outil particulièrement intéressant pour prédire les contraintes résiduelles et les déformations dans le matériau étudié.

Donc L'objectif actuel du travail est de déterminer la carte des déplacements et des déformations en utilisant un logiciel approprié.

Outre cette introduction et la conclusion, ce mémoire présente deux grandes parties et des annexes :

**La première partie** constitue une étude bibliographique. Elle-même divisée en quatre chapitres :

- Le premier chapitre constitue un bref rappel sur les aciers inoxydables, on y aborde entre autre les éléments et diagrammes de phases, et la description des différents

familles d'aciers inoxydables, ainsi que la fabrication et les traitements thermiques des aciers inoxydables.

- Le deuxième chapitre, est consacré à la description de quelques éléments de métallurgie de soudage et traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques.
- Alors, que Le troisième chapitre est associé à la soudabilité et le comportement thermomécanique de l'acier AISI 316L.
- Dans Le quatrième chapitre nous présentons les techniques de détermination des champs de déformations et de contraintes dans les aciers subissant un essai de traction (dans un objectif de détermination des déformations).

**La deuxième partie** concerne l'approche expérimentale de notre travail, elle comporte aussi deux chapitres :

- Dans le chapitre «procédures expérimentales », nous présenterons le matériau sur lequel notre étude a été réalisée ainsi que la description des modes opératoires de toutes les techniques expérimentales utilisées.
- Dans le chapitre « résultats et interprétations» nous regroupons les résultats obtenus par la courbe de traction et par le logiciel de corrélation d'images « DaVis» ainsi que les interprétations.



---

# Partie 1

## Etude Bibliographique

---

L'objectif de cette partie est de faire le point sur l'état des connaissances concernant les aciers inoxydables, et les aciers inoxydables austénitiques en particulier, et aussi sur les techniques de mesure de champs de déformations.

Des aspects généraux concernant les aciers inoxydables sont tout d'abord présentés ainsi que les éléments principaux de leur composition chimique et leur classification, et la fabrication de ces matériaux. Le chapitre deux consacré à la métallurgie des aciers inoxydables austénitiques. La soudabilité et le comportement thermomécanique des aciers inoxydables austénitiques de type AISI 316L sont étudiés au troisième chapitre. Enfin, les différentes techniques de mesure de champs de déformations clôturent cette étude bibliographique

# CHAPITRE I

## LES ACIERS INOXYDABLES

---

### I.1. Généralités

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base d'acier (alliage : fer-carbone) qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome et des éléments d'alliage comme le carbone, le nickel, le molybdène, le silicium, etc. Selon le pourcentage de ces éléments, la structure d'acier en condition d'emploi sera martensitique, austénitique ou ferritique.

La principale propriété des aciers inoxydables est leur excellente résistance à la corrosion. Cette propriété donne au matériau une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité des milieux. A cette propriété fondamentale, s'ajoutent les caractéristiques mécaniques intéressantes comme la résistance mécanique, la ductilité et la ténacité [1].

L'acier inoxydable est donc considéré comme le matériau de choix dans les domaines alimentaire, médical, ménager et nucléaire etc.

#### I.1.1. Eléments et diagrammes de phases

##### I.1.1.1 Diagrammes de phases

Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structures et de propriétés. L'une des raisons principales est liée au fait que **le fer**, l'élément majoritaire, possède trois variétés allotropiques entre le zéro absolu et sa température de fusion (tableau I.1).

| Intervalle de température | Symbole         | Structure cristalline    |
|---------------------------|-----------------|--------------------------|
| jusqu'à 910°C             | Fe( $\alpha$ )  | Cubique Centré           |
| 910 - 1400°C              | Fe ( $\gamma$ ) | Cubique à Faces Centrées |
| 1400 - 1538°C             | Fe ( $\delta$ ) | Cubique Centré           |

**Tableau 2.1-** Variétés allotropiques du fer pur

Une troisième forme cristalline apparaît lorsque la pression extérieure est suffisamment élevée, c'est le fer de type  $\epsilon$  de structure hexagonale compacte [2], comme indique la figure I.1 :

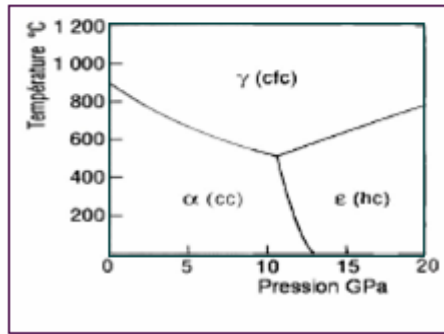


Figure I.1-Diagramme d'équilibre du fer pur [2]

### I.1.1.2 Diagrammes d'équilibre des phases

#### A) Système fer-carbone

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

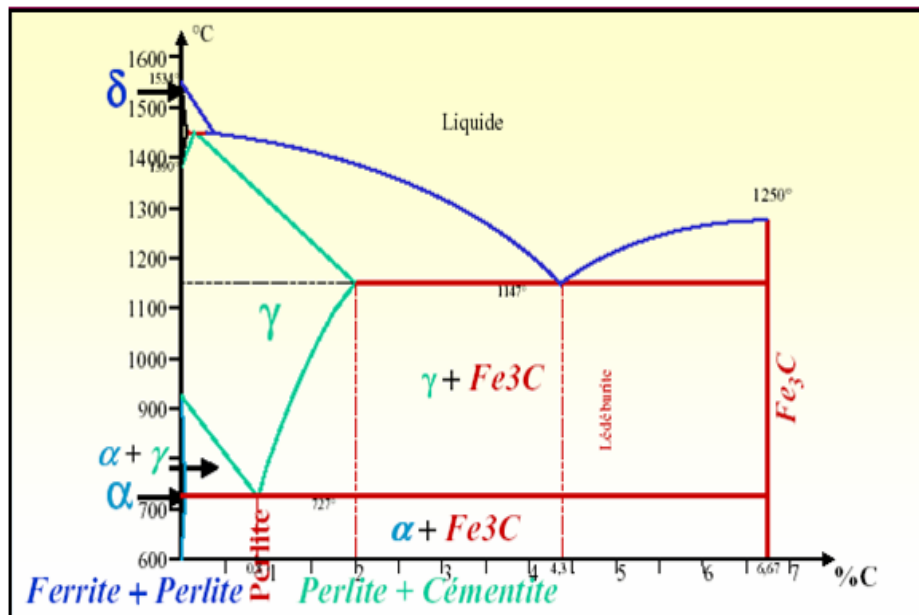
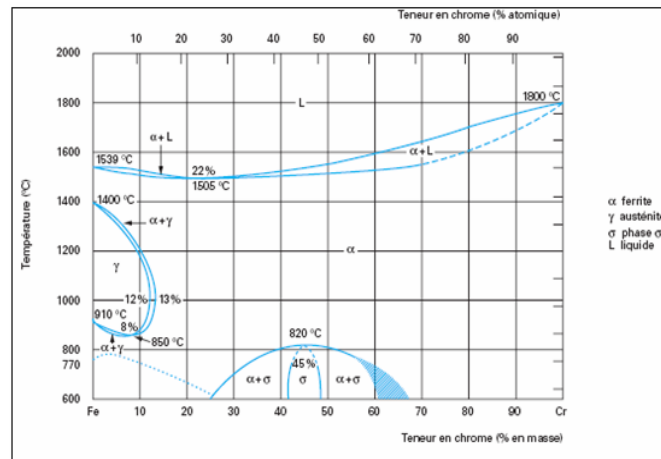


Figure I.2- Diagramme d'équilibre Fe-C [2]

Le carbone est majoritairement en solution. La solubilité maximale du carbone dans l'austénite est de l'ordre de 2% à la température du palier eutectique alors qu'elle est moindre à 0,1% dans la ferrite  $\alpha$  (palier eutectoïde) et dans la ferrite  $\delta$  (palier péritectique).

## B) Système Fer – Chrome

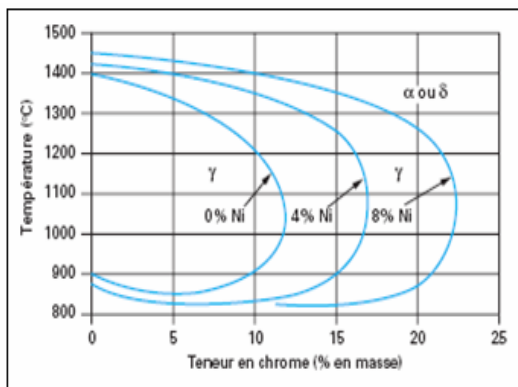
Le **chrome** est la cause de la passivation des aciers et constitue au-delà de 11% l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Le diagramme de phase Fe-Cr (figure I.2) montre que l'étendue du domaine austénitique diminue si la teneur en chrome augmente. Le chrome est un élément alphagène. Au delà de 11 à 13%Cr, le métal est entièrement ferritique. A plus basse température, le diagramme Fe-Cr montre l'apparition d'une nouvelle phase, la phase  $\sigma$ . Cette phase intermétallique riche en chrome, quasiment 50%, est extrêmement dur et a pour effet principal de rendre l'alliage très fragile.



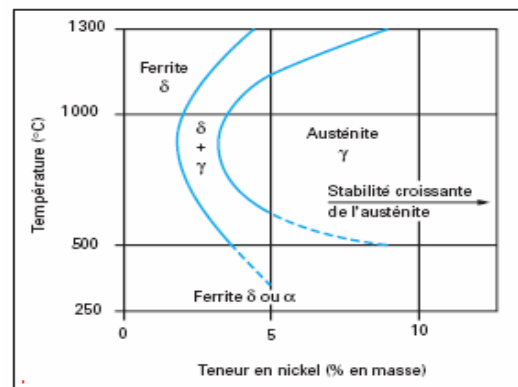
**Figure I.3**– Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome [3]

## C) System Fer-Chrome-Nickel

Le nickel, élément gammagène, élargit le domaine d'existence de la phase austénitique. La figure I.4 qui est une coupe du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni montre le déplacement de la boucle  $\gamma$  vers les teneurs élevées en chrome lorsqu'on augmente la teneur en nickel. L'effet gammagène du nickel est cependant beaucoup plus faible que celui du carbone [4]. Si, par convention, l'effet gammagène du nickel est affecté d'un coefficient égal à l'unité, celui du carbone est généralement affecté d'un coefficient égal à 30[5].



**Figure I.4** – Coupes du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni pour des teneurs croissantes en nickel.



**Figure I.5**- Structure à l'équilibre d'un acier à 18 % de Cr à bas carbone

Pour un alliage contenant 18 % de chrome (le plus représentatif des nuances austénitiques), on montre (**figure I.5**), que si la teneur en nickel reste inférieure à environ 2 %, la structure demeure ferritique dans tout l'intervalle de température. Au-delà d'une teneur en nickel de 2 %, on observe l'apparition d'une structure biphasée  $\alpha + \gamma$  dite austénoferritique. Au-delà d'environ 4 % de nickel, le domaine d'existence de l'austénite  $\gamma$  s'élargit depuis la température de fusion jusqu'à environ 500°C pour des teneurs en nickel de l'ordre de 8 à 10 %.

### I.1.1.3 Les éléments d'alliage

Les éléments d'alliage, et leurs proportions, peuvent modifier le diagramme d'équilibre Fer-Carbone. Ils peuvent être regroupés en deux familles:

- ☞ **la première** est la famille des éléments **alphagènes**. Ils favorisent la prépondérance à température ambiante d'une structure cristallographique cubique centrée. Ce sont notamment : le chrome, le molybdène, le silicium, le titane, le niobium, le vanadium, le tungstène, l'aluminium et le tantale.
- ☞ **la seconde** est la famille des éléments **gammagènes**. Ils favorisent la prépondérance à température ambiante d'une structure cristallographique cubique à faces centrées. Ce sont notamment : le nickel, le carbone, l'azote, le cobalt et le manganèse

**a. molybdène** : C'est un élément formateur du fer alpha il améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieu réducteurs. En présence d'ion halogène, il améliore en particulier la résistance à la corrosion par piqûres. De plus il augmente la résistance mécanique à chaud [5].

**b. Silicium** : C'est un élément également formateur de fer alpha, il a amélioré la résistance à l'oxydation à chaud. A teneurs élevées et dans certaines conditions il augmente la résistance à la corrosion par exemple en milieux concentrés d'acide nitrique.

**c. Vanadium** : Formateur de fer alpha (ferrite), intervient qu'en faible quantité dans les aciers martensitiques au chrome par formation du carbure pour rendre les aciers martensitiques au chrome par formation des carbures pour rendre les aciers insensibles à la surchauffe. De plus il élève la résistance mécanique à chaud.

**d. Titane** : C'est un formateur de ferrite. Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques, avec le carbone pour former un carbure de titane et avec l'azote pour former un nitrure de titane dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion intergranulaire.

**e. Niobium** : Il s'agit d'un formateur de ferrite, il se combine également avec le carbone dans les aciers au Cr et au CrNi et s'oppose à la corrosion intergranulaire.

**f. Manganèse** : Il stabilise le fer gamma et n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion. Il rend plus difficile la transformation de l'austénite en martensite alpha dans les aciers CrNi et lors de sollicitation mécanique aux basses températures.

**g. Azote** : Stabilisateur d'austénite. Il agit comme le carbone. La stabilité de l'azote augmente dans les aciers au Cr et au CrNi avec l'accroissement de la teneur en caractéristique mécanique sans compromettre de la ténacité.

**h. Cuivre** : il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid.

**i. Soufre** : il améliore l'usinabilité par enlèvement des copeaux. L'augmentation de la teneur en S conduit cependant à mettre en cause la résistance à la corrosion ce qui est à considérer lors du choix des aciers dans certaines conditions de sollicitation.

## **I.1.2 Classification des aciers inoxydables**

Les aciers inoxydables constituent une grande famille d'alliages métalliques qui ont tous en commun de posséder du fer et du chrome. Suivant leur teneur en chrome et les traitements métallurgiques qu'ils ont subis, ils présentent une large gamme de propriétés. Dans la suite, nous allons brièvement décrire les différentes structures d'aciers inoxydables [6] :

### **I.1.2.1 Aciers inoxydables martensitiques**

Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle fondamental. Pour ces aciers, la teneur maximale en carbone est limitée à 1,2 %. Leur teneur en chrome est comprise entre 11,5 et 18 %, et ils peuvent contenir jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène [2].

### **I.1.2.2 Aciers inoxydables ferritiques et super-ferritiques**

Les aciers inoxydables ferritiques et super-ferritiques sont caractérisés par une remontée de la température de transition  $\alpha$ - $\gamma$  du diagramme de phases, qui fait qu'en pratique leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température de la gamme thermomécanique. Leur teneur en chrome est de 12-20% pour les aciers ferritiques, et supérieure à 20% pour les aciers super-ferritiques

### **I.1.2.3 Aciers inoxydables austénitiques**

En principe, les aciers inoxydables austénitiques contiennent généralement entre 0,02 et 0,10 % de carbone, 17 à 20 % de chrome, 7 à 25 % de nickel et 2 à 5 % de molybdène. Nous allons plus tard étudier cette famille en détail.

### **I.1.2.4 Aciers inoxydables austénoferritiques (duplex)**

Des alliages avec la composition en (Cr, Ni, Mo, et Si) sont équilibrés pour obtenir par un traitement thermique une structure mixte constituée de ferrite (70 à 50%) et d'austénite (30 à 50%). Cet état confère à ces aciers d'excellentes performances comme la ductilité, la ténacité et la résistance à la corrosion [7].

### **I.1.2.5 Aciers inoxydables à durcissement par précipitation**

Les caractéristiques mécaniques de cette famille d'aciers inoxydables sont obtenues à l'issue d'un traitement de durcissement secondaire suivi d'un traitement thermique de trempe ou d'hypertrempe.

### **I.1.3. Désignations**

Selon la norme (NF EN 10 088-1) Les aciers inoxydables sont définis comme des aciers titrant plus de 11% de chrome, moins de 1,2% de carbone et contenant éventuellement d'autres éléments d'alliage. Il s'agit donc d'aciers spéciaux très alliés. En effet, il y a plusieurs normes pour désigner les aciers inoxydables dont la norme européenne, et la norme américaine [8].

**La norme européenne** : leur dénomination commence par la lettre X suivie de la teneur en carbone multipliée par 100, des principaux éléments d'alliage et de leur concentration en pourcent (par exemple X6CrNi18-10, X3CND17-12-02).

**La désignation américaine AISI** (American Iron and Steel Institute) : est moins intuitive car il n'existe aucun rapport direct entre la désignation des différentes nuances et leur composition chimique. Il y a deux grandes familles pour désigner les aciers inoxydables austénitiques, les séries AISI 300 dont les nuances sont dérivées de la composition initiale type 18-8 (18%Cr-8%Ni) et les séries AISI 200 qui correspondent principalement aux aciers à l'azote. Les nuances ferritiques et martensitiques appartiennent à la série AISI 400, série des alliages type Fe-Cr a priori sans Ni.

## **I.2. Fabrication des aciers inoxydables**

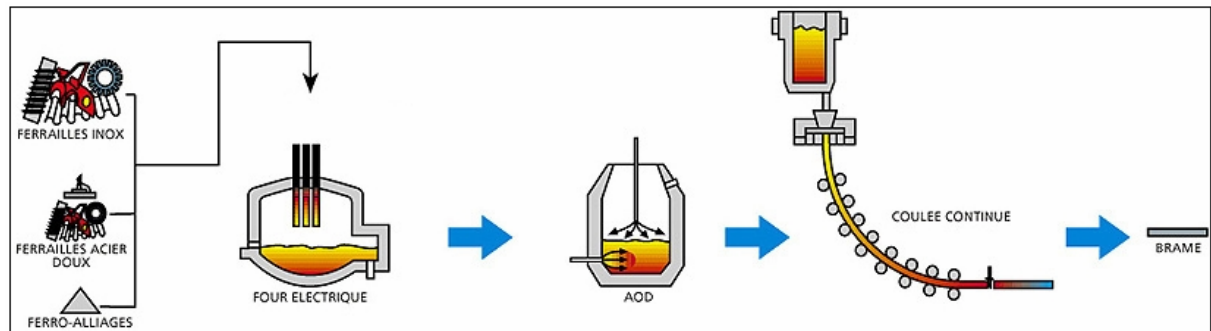
La fabrication des aciers inoxydables s'effectue en plusieurs opérations successives. Suite à l'élaboration et l'affinage, l'acier est coulé généralement en continu avant de suivre deux cycles de transformation, tout d'abord à chaud puis à froid. Des étapes de finition et/ou de traitement thermique peuvent compléter la chaîne de fabrication. [4-7]

Depuis le développement du procédé AOD (Argon Oxygen Decarburizing) de l'Union Carbide dans les années 1950-1960, la plus grande partie des tonnages produits en aciers inoxydables sont obtenus par cette procédure. La filière four électrique-convertisseur AOD représente plus de 80% de la production des aciers inoxydables. [4-7]

### **I.2.1. Première phase: l'aciérie**

L'élaboration des aciers inoxydables s'effectue principalement par fusion dans un four à arc à revêtement réfractaire basique. La charge introduite dans le four est constituée par des ferrailles d'aciers au carbone, des chutes d'aciers inoxydables de compositions

compatibles avec la nuance à réaliser, des ferroalliages (de Cr, de Si, de Mn, de Ni, etc.) et des métaux purs.



**Figure I.6:** Schéma de la fabrication des aciers inoxydables / l'aciérie [7]

La fusion est provoquée par un arc électrique d'environ 100MW entre la charge et des électrodes de graphite produisant la chaleur nécessaire. Un soufflage d'oxygène accélère le processus de fusion. La fusion au four électrique dure environ deux heures. Le métal liquide obtenu titrant de 1 à 3% de carbone est ensuite versé dans un convertisseur AOD.

L'affinage est une phase de décarburation. L'opération est réalisée par l'intermédiaire de plusieurs tuyères au travers desquelles un mélange gazeux d'argon ou d'azote et d'oxygène est injecté en quantités relatives variables. Le mélange gazeux détermine l'abaissement de la pression partielle de CO et accélère la réaction entre C et O<sub>2</sub>. Après la phase de décarburation suit la phase de réduction pendant laquelle le laitier est formé puis ensuite éliminé (décrassage). L'affinage dure moins de 90 minutes. Le procédé AOD permet d'obtenir une haute teneur en Cr, de très faibles teneurs en C et une grande précision analytique sur l'ensemble des éléments.

Le métal liquide est maintenant soumis en poche à diverses opérations métallurgiques permises par l'excès de calories disponible. La métallurgie en poche va permettre la décantation des inclusions, l'homogénéisation thermique et la mise en température du métal avant d'être coulé. Elle permet également d'ajuster l'analyse chimique par additions complémentaires, à l'abri de l'air, d'éléments très oxydables notamment.

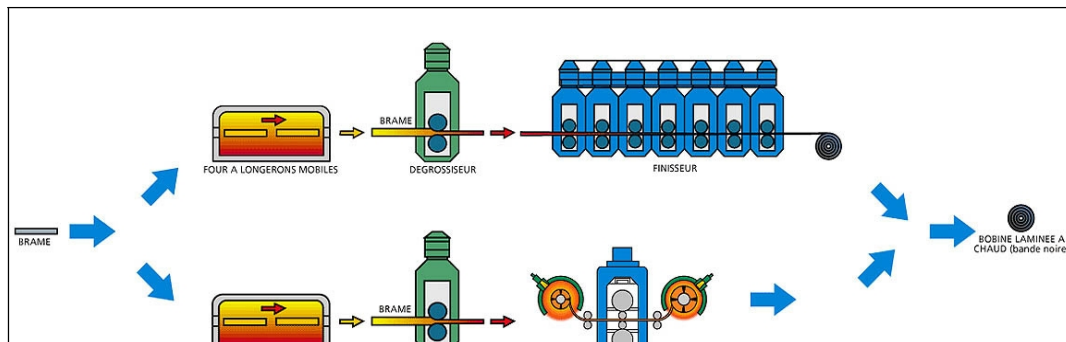
Le métal liquide affiné est alors coulé en continu. Le procédé de coulée continue s'est imposé depuis les années 1970. Le principe de la coulée continue est basé sur l'obtention rapide et en continu d'une peau capable de contenir le métal liquide jusqu'à sa solidification complète. Afin de couler en continu sans incident et d'obtenir une qualité suffisante, il est important de respecter les consignes de température, de vitesse ( $1\text{m.mn}^{-1}$ ), de refroidissement, de protection du métal et d'équiper la machine de brasseurs électromagnétiques favorisant une structure équiaxe dans la zone centrale.



Les semi-produits de coulée continue sont des brames (épaisseur de 150 à 250mm et largeur de 600 à 1600mm) ou des blooms (à section carrée de 100 à 250 mm de côté)

### I.2.2. Deuxième phase: la transformation (le laminage)

Après la coulée continue, la transformation à chaud (fig I.7) consiste à réduire la section des semi-produits par corroyage. Les brames obtenues à l'aciérie sont transformées en bobines d'épaisseur comprise entre 2 et 14mm. Ces bobines sont appelées bandes noires ou coils noirs. De toutes les opérations de transformation à chaud, le laminage est la plus importante car il concerne l'essentiel du tonnage produit.



**Figure I.7:** Schéma de la fabrication des aciers inoxydables / le laminage à chaud [7]

Avant la première transformation à chaud, les produits sont tout d'abord débarrassés des plus gros défauts, généralement par meulage. La brame est ensuite réchauffée entre 1100 et 1250°C suivant sa nuance dans un four à longerons mobiles. Elle passe ensuite dans des cages dégrossisseuses où elle est réduite de plus de 50%.

Le laminage à chaud des aciers inoxydables peut se terminer sur des trains continus à bandes ou sur des laminoirs Steckel. Le train à bandes est constitué de 6 ou 7 cages finisseuses successives à la sortie desquelles la brame est réduite à une épaisseur de 2 à 8mm. Après laminage, la température de la bande de métal à l'épaisseur finale est de l'ordre de 1000°C. Cette bande est refroidie par des rampes d'arrosage et finalement bobinée à 700°C environ à une vitesse de l'ordre de 500m.mn<sup>-1</sup>. Durant la transformation à chaud, la température doit être strictement contrôlée afin d'éviter tout grossissement du grain ou risque de brûlure. Les coils noirs sont finalement engagés sur une ligne de recuit-grenaillage-décapage. Les aciers inoxydables subissent un recuit qui sert à recristalliser les structures en prévision du laminage à froid. Les oxydes (la calamine) sont enlevés mécaniquement et chimiquement (décapage). Le laminage à froid s'effectue généralement sur des laminoirs multicylindres de type Sendzimir en une dizaine de passes. La réduction d'épaisseur correspondante est de l'ordre de 75%. Une telle réduction d'épaisseur entraîne un écrouissage important du matériau et il est nécessaire de pratiquer un recuit final qui permet d'obtenir, après recristallisation, les caractéristiques métallurgiques recherchées.

Enfin, plusieurs opérations de finition (skin-pass, mise à dimension, pose de revêtement, polissage...) permettent d'obtenir un produit conforme à la demande du client.

### **I.3 Traitements thermiques des aciers inoxydables**

Tous les types de traitements sur les aciers inoxydables assurant une bonne résistance à la corrosion ont pour but de rendre la répartition en chrome du métal la plus homogène possible en évitant toute précipitation de phases riches en chrome [9].

Nous présentons dans le tableau (I.2) les principaux types de traitements thermiques pour les aciers inoxydables [7].

D'autre part, il est possible par un traitement thermique adapté d'acquérir des caractéristiques mécaniques ou une dureté non négligeables [10]. En général, les traitements thermiques pratiqués ont des conséquences sur les propriétés suivantes : la résistance à la corrosion, les propriétés mécaniques (résistance, ductilité, fragilité), l'état de surface (oxydation superficielle, rugosité), et sur la stabilité dimensionnelle [11].

| Traitement thermique     | Objectifs  | Processus métallurgiques mis en œuvre   |
|--------------------------|--|---|
| Homogénéisation          | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Diminuer l'ampleur des ségrégations.</li> <li>• Obtenir une phase homogène.</li> </ul>        | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Maintien à haute température (diffusion des éléments ségrégés, dissolution de précipités ou de phases intermétalliques).</li> </ul>  |
| Durcissement             | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Augmenter les caractéristiques mécaniques.</li> </ul>   | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Austénitisation puis transformation martensitique.</li> <li>• Durcissement secondaire par précipitation.</li> </ul>  |
| Adoucissement            | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Augmenter la ductilité.</li> <li>• Diminuer la fragilité.</li> </ul>                          | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Élimination des dislocations par restauration ou recristallisation.</li> <li>• Coalescence et globularisation des précipités.</li> <li>• Grossissement de grain. Transformations de phase</li> </ul> |
| Détente                  | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Éliminer une partie des contraintes résiduelles</li> </ul>                                    | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Par abaissement de la limite d'élasticité avec la température.</li> <li>• Par relaxation des contraintes (fluage).</li> </ul>  |
| Traitements superficiels | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Augmenter la dureté en surface.</li> </ul>  | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Apport d'interstitiels.</li> </ul>   |
| Désensibilisation        | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Supprimer la sensibilité à la corrosion intergranulaire due aux carbures de chrome</li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>• Homogénéisation de la teneur en chrome autour des carbures (diffusion).</li> </ul>   |

**Tableau I.2-** traitements thermiques des aciers inoxydables [4]

# CHAPITRE II

## ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES

### II.1 Généralités

Les aciers inoxydables austénitiques Ce sont, de loin, les plus connus et les plus employés parmi les aciers inoxydables : ils contiennent, outre une teneur en Chrome minimale de l'ordre de 17%, du Nickel (généralement 7% et plus) et des additions éventuelles de Molybdène, Titane, Niobium, ... etc. Ils sont par contre très indiqués, de par leur absence de fragilité à basse température, pour les emplois cryogéniques [12].

Le module d'élasticité des aciers inoxydables austénitiques est de l'ordre de 200 GPa et la masse volumique est 7.9 Mg/m<sup>3</sup>. Le fait que leur structure cristallographique soit de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles depuis les températures très basses jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. A ces propriétés essentielles, il faut ajouter une excellente soudabilité opératoire et métallurgique, ce qui en facilite la mise en œuvre [13].

#### II.1.1 Composition et structure

Les aciers inoxydables austénitiques conservent à température ordinaire la structure austénitique cubique à faces centrées. Il s'agit de solutions solides à matrice fer (tableau II.1), généralement à grains fins, obtenues par hypertrempe depuis une température d'austénitisation de l'ordre de 1000-1100°C. Ces aciers représentent le groupe d'aciers inoxydables le plus utilisé dans la pratique [14].

En dehors du chrome, le nickel constitue le plus important des éléments d'alliage principalement en raison de son caractère gammagène. Les aciers inoxydables austénitiques sont couramment appelés 18-8 ou 18-10 d'après leurs teneurs respectives en chrome et en nickel [4].

| élément    | C       | Cr       | Ni      | Mn     | Si     | Mo     | N        | Fe   |
|------------|---------|----------|---------|--------|--------|--------|----------|------|
| % massique | < 0,15% | 16 à 30% | 4 à 22% | 0 à 2% | 0 à 3% | 0 à 4% | 0 à 0,4% | Bal. |

**Tableau II.1:** Intervalle de composition chimique des aciers inoxydables austénitiques (en masse)

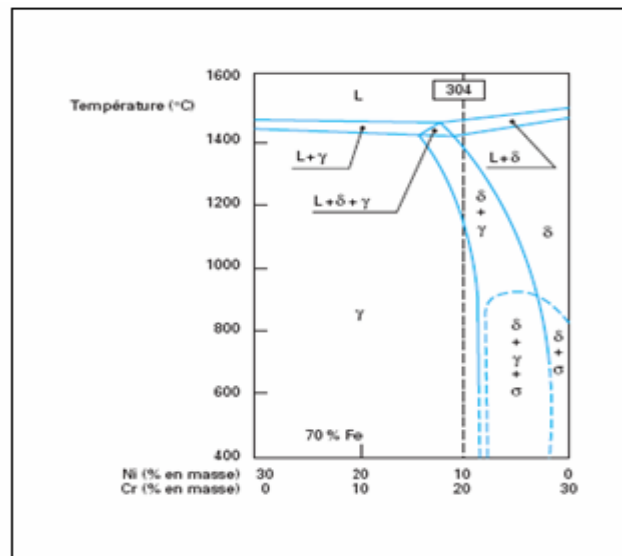
Un acier inoxydable austénitique peut contenir de la ferrite  $\delta$  résiduelle héritée des hautes températures. En effet, le domaine austénitique à haute température est proche du

domaine biphasé  $\alpha+\gamma$ . Des hétérogénéités locales de composition peuvent entraîner de la ferrite résiduelle après austénitisation-trempe ou lors d'opérations de soudage par exemple[15].

### II.1.2 Nuances et dérivées

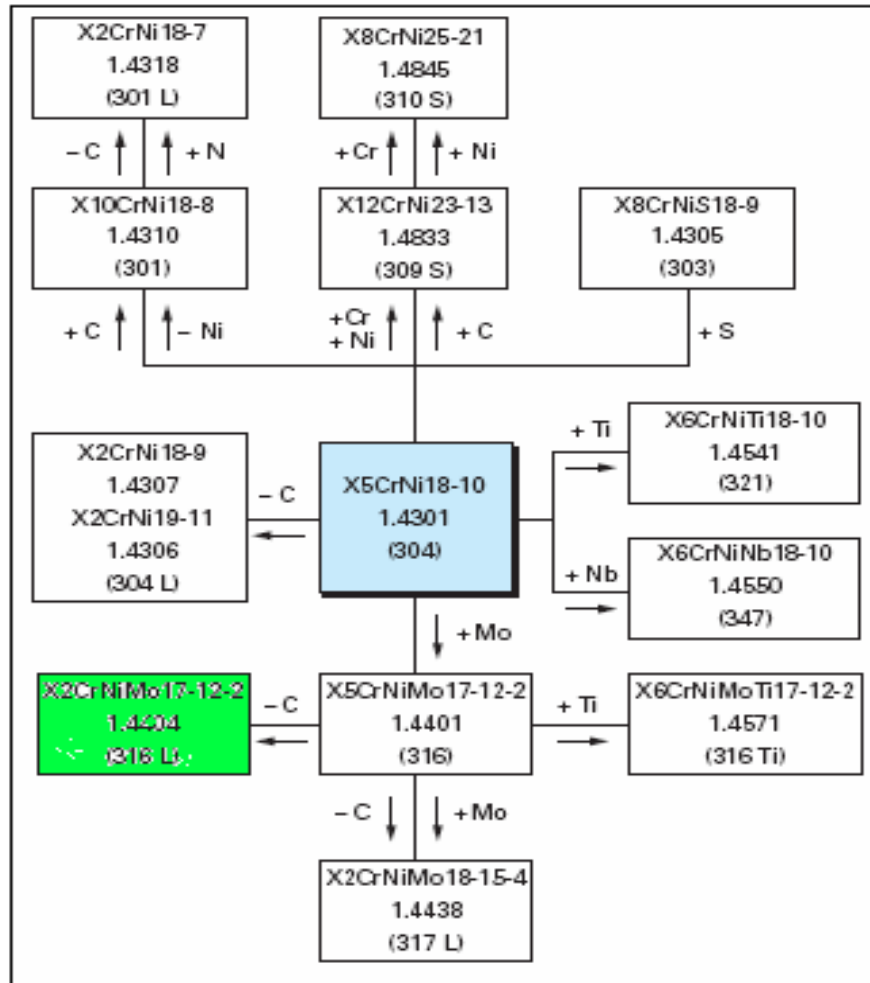
Une vaste gamme de propriétés spécifiques peut être obtenue par une faible variation de composition chimique. L'augmentation de la teneur en Cr, par exemple, conduit à améliorer la résistance à la corrosion et l'augmentation de la concentration d'azote renforce le durcissement de la matrice austénitique[16].

Des variations de la composition type 18-8 à 0,15C (AISI 304) figure II.1 conduit à toute une famille D'aciers inoxydables austénitiques.



**Figure II.1** – Coupe pseudobinaire du diagramme d'équilibre ternaire fer-chrome-nickel à 70 % de fer [7]

La figure II.2 propose un organigramme de la famille aciers inoxydables austénitiques où chaque nuance est dérivée de cette composition de base afin d'apporter une (des) propriété(s) spécifique(s) [17].



**Figure II.2:** Nuances austénitiques dérivées d'une composition de base AISI 304 [11]

Dans les nuances conventionnelles, les teneurs en soufre sont en général inférieures à 0,03% car les sulfures ont un effet très défavorable sur la résistance à la corrosion, en particulier par piqûres. De même, la concentration en phosphore est maintenue très basse, inférieure à 450ppm en général, car cet élément ségrège aux joints de grains entraînant une fragilisation ou peut former des eutectiques fusibles à basse température avec de nombreux éléments ou impuretés présents dans l'acier (fissuration à chaud)[18].

## II.1.3 Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques

### II.1.3.1 Traitement d'hypertrempe

Ce type de traitement peut être classé dans les traitements d'homogénéisation. Il consiste en un maintien à haute température (de 1000 à 1150°C) suivi d'un refroidissement rapide. Ce traitement a pour but d'obtenir à température ambiante une phase austénitique homogène où tous les éléments se trouvent en solution solide [19]. Lors du chauffage de ces aciers permettant d'obtenir une phase homogène, on cherche à mettre en solution les carbures. Cette dissolution exige un couple temps-température minimal qui ne doit pas être franchi car cela pourrait générer une croissance des grains non souhaitable (il faut rappeler que les propriétés

mécaniques à l'ambiante sont plus élevées pour les structures possédant des grains austénitiques plus fins).

Le refroidissement suffisamment rapide du métal permet de garder la phase austénitique à l'ambiante. Pourtant cette phase n'est pas stable thermodynamiquement : l'austénite est dans un état dit métastable et peut se transformer en phase martensitique sous l'action d'une déformation plastique, et/ou d'un simple maintien à basse température [20].

### II.1.3.2 Traitement antiferrite

Certaines nuances d'acier austénitique sont sujettes à une solidification partielle en phase ferritique. Le traitement antiferrite a pour but de limiter la teneur en ferrite hors équilibre due aux surconcentrations locales en éléments alphagènes, qui se manifestent pendant la solidification (ségrégation). Cette phase est généralement préjudiciable à la tenue à la corrosion et cause une fragilité de l'acier.

Pour éliminer ce type de ségrégation, on utilise un traitement d'homogénéisation à une température entre 1150 et 1200 °C pendant lequel la diffusion achève son activité, suivi d'un refroidissement suffisamment lent jusqu'à la température d'hypertrempe pour transformer en austénite toute la ferrite mise hors d'équilibre par la baisse de température [18, 17].

### II.1.4 Caractéristiques physiques et propriétés mécaniques

Nous allons étudier par la suite les principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques. Nous allons rappeler le phénomène de transformation martensitique qui peut déstabiliser la structure austénitique métastable de l'acier inoxydable austénitique.

#### II.1.4.1 Instabilité de l'austénite

La structure austénitique dans ces alliages est parfaitement stable à haute température, mais à la température ambiante, cette structure se trouve dans un état métastable. L'austénite n'est pas la phase d'équilibre et peut se transformer en une autre phase dite martensitique [20].

En général, la déstabilisation de l'austénite dans ces types d'acier peut se produire par deux mécanismes de transformation martensitique [20,21] :

##### a) Par transformation martensitique due au refroidissement

Pour caractériser la stabilité de l'austénite dans ce cas-là, on utilise souvent le critère de la température  $M_s$ , qui correspond à la température à laquelle la martensite apparaît lors du refroidissement. Pour calculer  $M_s$  d'un acier, nous avons retenu la formule de Pickering (en pourcentage massique) [14] :

$$M_s = 502 - 810\%C - 1230\%N - 13\%Mn - 30\%Ni - 12\%Cr - 54\%Cu - 46\% \quad (\text{II.1})$$

## **b) Par transformation martensitique due à la déformation plastique**

Ces aciers étant métastables, par la déformation plastique d'écroutissage à température structure martensitique.

Pour évaluer la stabilité à la déformation d'une austénite, on utilise le critère de température  $Md_{30}$ , qui correspond à la température pour laquelle on forme 50 % de martensite après une déformation plastique de 30 %. Pour calculer  $Md_{30}$ , nous avons retenu la formule d'Angel (en pourcentage massique) [14] :

$$Md_{30} = 413 - 462(\%C + \%N) - 9,2\%Si - 8,1\%Mn - 13,7\%Cr - 9,5\%Ni - 18,5\%Mo \quad (II.2)$$

La température  $Md_{30}$  est un indice important pour prévoir le comportement d'un acier austénitique lors d'un essai mécanique par déformation plastique. La formation de martensite a une influence sur la déformation à froid (emboutissage, formage, etc.), [13] ; elle rend la déformation plastique plus difficile pour ces types d'acier [9].

## **II.2 Métallurgie de soudage des aciers austénitiques**

### **II.2.1. Introduction**

La réalisation d'assemblages indémontables, en fabrication mécanique, utilise couramment les procédés de soudage. Ces techniques assurent la continuité des pièces à assembler contrairement au rivetage, sertissage, collage ou boulonnage qui présentent des discontinuités physiques ou chimiques. Le soudage est une opération qui consiste à provoquer la fusion de proche en proche des bords des pièces à assembler, généralement de natures très voisines. L'emploi d'un métal d'apport peut être utilisé [16].

La soudabilité des matériaux métalliques est leur aptitude à permettre la réalisation pratique d'assemblages soudés dont les propriétés sont compatibles avec les conditions d'utilisations imposées. Elle est étroitement liée aux procédés et aux conditions de soudage mis en œuvre et elle dépend essentiellement des types et des propriétés des structures métalliques obtenues [17].

### **II.2.2. Procédés de soudage**

La tentative de classification des différents procédés de soudage a fait l'objet de plusieurs études au regard de nombreuses variantes d'un procédé à l'autre. L'organigramme de la figure II.1 donne une liste des procédés de soudage sur la base du type d'énergie utilisée.



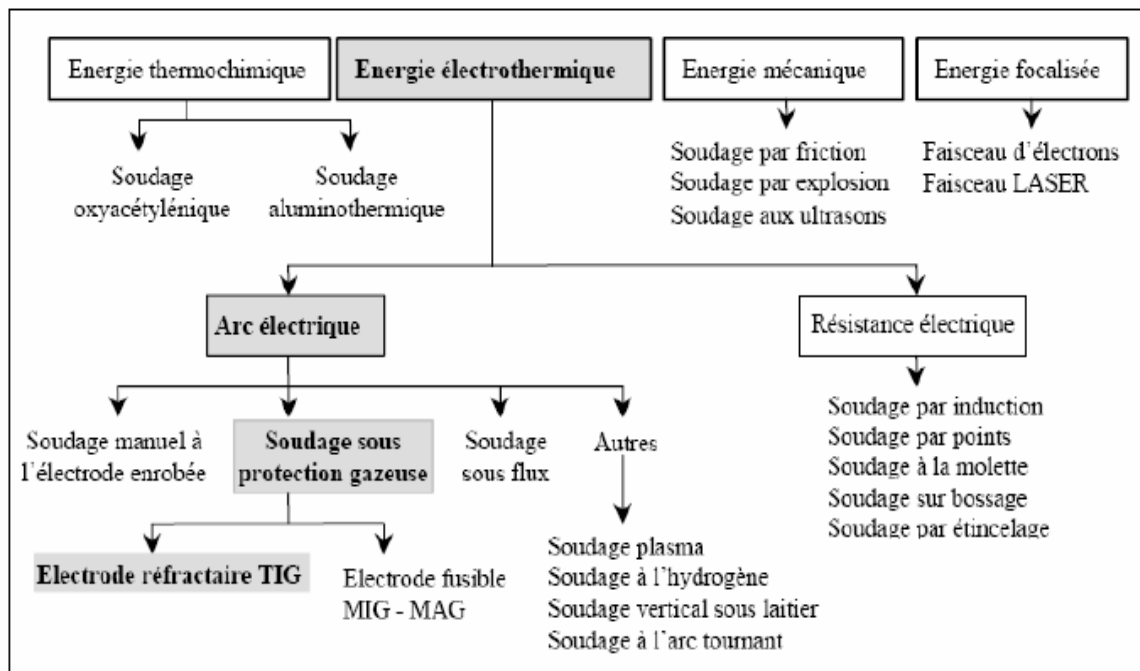


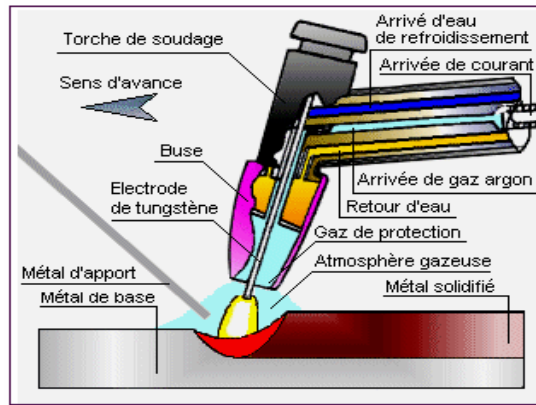
Figure II.3– Classification des procédés de soudage [18].

### II.2.3. Soudage à l'arc électrique TIG [Tungsten Inert Gaz]

En soudage TIG, l'électrode non consommable de diamètre de 0,5 à 10 mm, peut être en tungstène pur ou en tungstène comportant une addition d'oxyde de zirconium (0,3 à 0,5%) ou de thorium (1 à 2 %), elle est portée par une torche dotée d'une arrivée annulaire du gaz qui va assurer la protection du métal fondu (Figure II.2) Ce gaz est neutre : argon ou hélium. Il est nécessaire de mettre en place une protection gazeuse à l'envers à l'aide d'un gaz qui peut être identique à celui alimentant la torche ou différent (azote-hydrogène)[19].

L'alimentation électrique est le plus souvent réalisée en courant continu avec polarité directe (électrode négative) afin de ne pas soumettre l'électrode au bombardement des électrons. Le métal d'apport peut être introduit directement dans le bain de métal fondu soit sous la forme de baguettes soit sous la forme de fil à l'aide d'un dévidoir mécanisé permettant, si nécessaire, le préchauffage du fil pour améliorer la vitesse de dépôt [17,18].

Ce procédé a l'avantage de réaliser des cordons lisses, d'un bel aspect, exempts de défaut de surface, les propriétés mécaniques du joint sont donc excellentes.



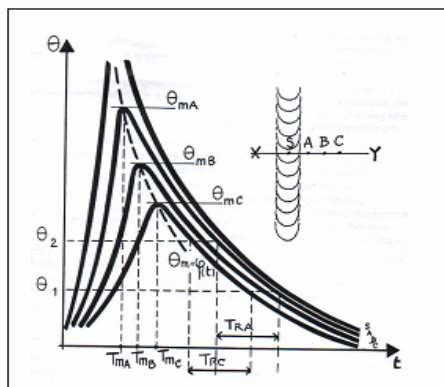
**Figure II.4** – Torche de soudage TIG

### II.2.4. Cycles thermiques de soudage

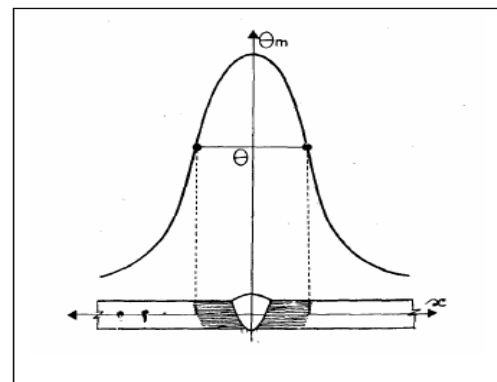
Sur le plan thermique, le soudage est caractérisé par un apport important et localisé de chaleur sur la pièce soudée. La diffusion de l'énergie, ainsi apportée, dans le métal fait du soudage une véritable opération de traitement thermique. Ces effets sont caractérisés par [19]:

- Un chauffage très rapide jusqu'à une température comprise entre la température initiale et la température de fusion du métal.
- Un refroidissement qui succède immédiatement au chauffage et dont la cinétique dépend essentiellement des paramètres de soudage.

L'intérêt de la connaissance du cycle thermique (c'est-à-dire la variation de la température en fonction du temps, en tout point de l'assemblage) de soudage est de permettre l'interprétation quantitative des phénomènes métallurgiques engendrés par cette opération pour déterminer le critère de choix des procédés de soudage et des modes opératoires (Figure II.5 et Figure II.6) [20]



**Figure II.5**  $\theta = f(t)$ , Faisceau de courbes de cycle thermique [21].



**Figure II.6**  $\theta = f(x)$ , répartition de la température dans Soudure.

## II.2.5. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques de soudage

Au cours d'un cycle thermique de soudage, un acier inoxydable austénitique ne subira une transformation structurale que si sa température a dépassé 1100 °C environ. Les propriétés mécaniques de la zone soudée sont très fortement liées à la structure métallurgique obtenue après l'opération de soudage.

Le déplacement du volume thermique provoque, perpendiculairement à la ligne de fusion, des changements microstructuraux dans le métal de base. Ces modifications dépendent de la température maximale atteinte et de la cinétique de refroidissement en ce point. On distingue dans une soudure d'acier inoxydable austénitique, près son retour à la température ambiante, et à partir de l'axe du cordon, successivement les zones suivantes: [19, 20, 21]

### II.2.5.1. Zone fondue (ZF)

C'est le volume qu'occupe le métal fondu après solidification dans les soudures par fusion [18]. La zone fondue se solidifie à l'état austéno-ferritique ou totalement ferritique et sa transformation **ferrite ( $\delta$ )**  $\longrightarrow$  **austénite** n'est généralement pas complète par suite de la rapidité du refroidissement à haute température. Une certaine proportion de ferrite  $\delta$  subsiste donc à la température ambiante.

Cette proportion est d'autant plus élevée que le refroidissement à haute température (> 1250 °C) a été plus rapide. Par suite des ségrégations issues de la solidification, cette ferrite  $\delta$  est à la fois dans les espaces interdendritiques et dans les axes des dendrites. L'austénite par ailleurs ne subit aucune transformation jusqu'à son retour à la température ambiante [20, 21]. Le métal fondu au cours du soudage a des caractéristiques mécaniques supérieures à celles d'un même métal élaboré d'une manière classique. Ceci est dû aux déformations importantes auxquelles il est soumis et au refroidissement rapide du joint soudé.

### II.2.5.2. Zone affectée thermiquement (ZAT)

La zone affectée par la chaleur ou thermiquement, ZAC ou ZAT (appelée aussi, en anglais « Heat Affected Zone »), est la partie du métal de base qui n'a pas été fondue, mais dont les propriétés mécaniques ou la microstructure ont été modifiées à un degré quelconque par la chaleur de soudage [23]. Dans cette zone affectée par la chaleur, il apparaît de très forts gradients de température qui évoluent rapidement dans le temps. On peut distinguer:

◆ **Zone de surchauffe** ; c'est la partie de la ZAT la plus proche de la zone fondue, elle est appelée ZAT surchauffée ou ZAT de haute température, la température dans cette zone a dépassé 1100 °C environ et le métal a subi plus ou moins partiellement la transformation **austénite**  $\longleftrightarrow$  **ferrite ( $\delta$ )** (La quantité de ferrite ( $\delta$ ) restant néanmoins toujours faible). La rapidité du refroidissement peut impliquer l'existence d'une certaine proportion de ferrite ( $\delta$ ). Cette zone devrait subir un grossissement exagéré des grains ce qui provoque une dégradation des propriétés mécaniques et ceci en fonction de la température

et du temps de surchauffe. Mais il faut noter que l'existence d'une structure biphasée à haute température limite très sensiblement le grossissement des grains [22, 24] ;

◆ **Une partie voisine de la zone de surchauffe** dont la température atteinte au cours du cycle se situe entre 1100 °c et 850 °c environ. Dans cette zone, le métal a subi un nouveau traitement d'hypertrempe et subsiste donc dans un état austénitique comparable à celui du métal de base ;

◆ Une partie enfin dont la température maximale a été comprise entre 500 et 850 °c environ et dans laquelle les carbures de chrome ont pu précipiter aux joints des grains d'austénite.

Les transformations microstructurales dans la ZAT sont contrôlées par les procédures de soudages et les compositions chimiques des alliages. Pour une composition donnée, la microstructure de la ZAT est contrôlée en imposant des cycles thermiques, des épaisseurs définies, et des températures d'interpasses et de préchauffage.

Dans la ZAT surchauffée, pour certaines vitesses de refroidissement (ou de soudage), des réactions peuvent se produire telle que la formation des nitrures dans le cas où la formation de l'austénite est incomplète.

Plus la vitesse de refroidissement sera lente, plus la transformation de la ferrite en austénite aura le temps de se réaliser. Pour des vitesses lentes, le risque de précipitation des carbures apparaîtra ; les principaux facteurs qui contrôlent la précipitation sont [25]:

- La composition chimique de l'alliage.
- Les conditions de préchauffage.
- Le temps de maintien aux hautes températures, et le cycle thermique total.

### II.2.5.3. Métal de base (MB)

C'est le métal des pièces à assembler, ou la partie qui n'a pas été affecté par la chaleur de soudage. Les figures II.7 et II.8 représentent les différentes zones d'un cordon de soudure et la variation de dureté dans un joint soudé respectivement [26].

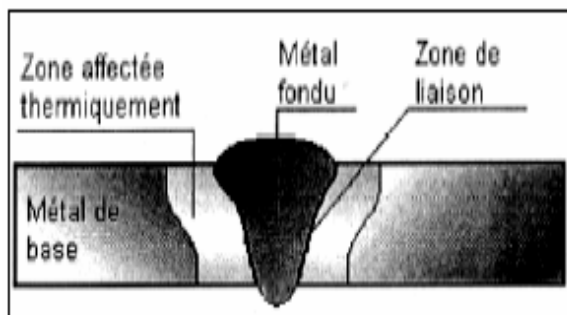


Figure II.7 Cordon de soudure.

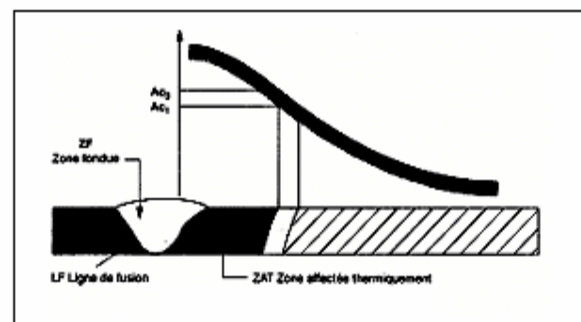


Figure II.8 Variation de la dureté dans un joint soudé

## II.3. Cristallographie de la solidification

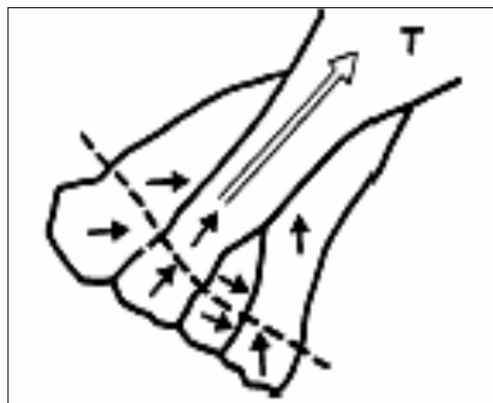
### II.3.1. Germination et croissance de la phase solide d'une soudure

La solidification est un processus qui survient par la nucléation (germination) et la croissance d'une nouvelle phase (solide) dans une interface solide-liquide qui avance [27]. Ce phénomène a été le sujet de recherches considérables durant les cinq dernières décennies dans le but de mieux comprendre, de modéliser et de prévoir la nucléation (germination), la croissance et la ségrégation, dans différents types d'application de moulage [28, 29].

Pour plusieurs années, les soudures en cours de solidification ont été caractérisées comme de petits moules. De cette manière, plusieurs principes fondamentaux de la solidification dans des moules plus larges ont été appliqués au phénomène de la solidification d'une soudure, i.e. la nucléation, la croissance, la ségrégation, et la stabilité de l'interface, etc. Cependant, malgré l'existence de plusieurs similarités, il existe des différences axiomatiques entre le moulage et la solidification des soudures. Celles les plus importantes sont la germination et la croissance dans la frontière de fusion.

La solidification s'amorce sur l'interface métal fondu/métal de base (à l'endroit où sa section transversale est maximale. Pour une position donnée du bain de fusion, compte tenu de sa forme et de son déplacement, (XY sur la Figure II.9). La cristallisation du métal en cours de solidification se fait selon Le mode épitaxial. Les grains du métal de base à l'interface liquide/solide donnent naissance aux grains colonnaires [20, 30].

La taille des grains de solidification (colonnaires) est, au départ, déterminée par celle des grains du métal de base qui juxtaposent cette zone. La microstructure de solidification dépend du caractère plus ou moins grossier des grains du métal de base. Ces grains sont sujets au phénomène de surchauffe, c'est-à-dire que la taille des grains de solidification est grossière. En conséquence, en particulier dans le cas des aciers austénitiques, toute action tendant à limiter le grossissement du grain dans le métal de base (mode opératoire, composition chimique) se traduit par un effet bénéfique vis-à-vis des grains de solidification dans la zone fondue [31].



**Figure II.9** Croissance épitaxiale et sélective pour une trajectoire de solidification donnée.

En outre, durant un soudage multipasses, le caractère épitaxial de solidification concerne aussi l'orientation à l'interface entre deux passes successives, à condition que le réchauffage dû à une passe ne provoque pas un changement de constitution dans la passe précédente sur laquelle elle repose. Ce phénomène est observé dans les soudures en plusieurs passes des alliages exempts de points de transformation en phase solide tel que les alliages de titane, les alliages d'aluminium et les aciers austénitiques [31].

### II.3.2. Structure de solidification des aciers austénitiques

Lors de la solidification d'un alliage, si les conditions d'équilibre sont maintenues, le soluté est rejeté à l'interface solide-liquide pour former une couche de diffusion en avant de l'interface [32]. La solidification est dite alors à front plan. Il faut pour cela que la température réelle du liquide soit toujours supérieure ou égale à la température du liquidus. Cela se traduit par un gradient thermique  $G$  élevé ( $G = dT_L / dx$  Avec  $T_L$  température du liquide et  $x$  distance par rapport à l'interface) si le refroidissement est trop rapide, ce qui est généralement le cas pour les soudures en acier austénitiques, la diffusion du soluté est limitée. Il y a donc un excédent de soluté au niveau de l'interface qui provoque le phénomène de « surfusion constitutionnelle » : le gradient thermique est suffisamment faible pour que sur une certaine distance  $x$  la température réelle du liquide soit inférieure à la température d'équilibre (Figure II.10). Ces instabilités entraînent une disparition de l'interface plane.

La solidification est alors de type **cellulaire** ou **dendritique** (Figure II.11) avec des branches primaires se développant parallèlement à des directions préférentielles associées à la structure cristalline (direction cristallographique  $\langle 100 \rangle$  pour les cristaux cubiques) [32, 33].

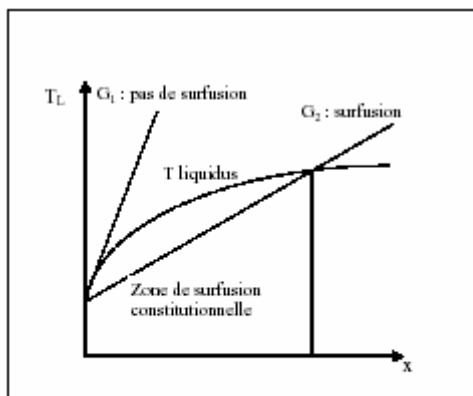


Figure II.10 – Effet du gradient thermique sur la surfusion constitutionnelle

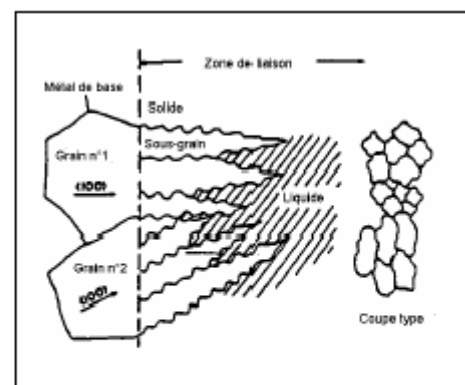


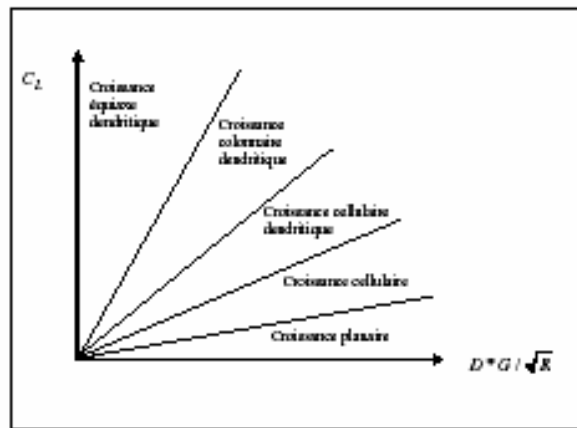
Figure II.11 Croissance selon le mode cellulaire dendritique

Cette structure dendritique est aussi observée à l'ambient car, même dans le cas d'un soudage multipasses, les grains d'austénite de la passe refondue ne subissent pas de recristallisation. Par contre, ce type de structure n'apparaît pas dans les soudures d'acier ferritique car, lors du refroidissement, une transformation solide-solide détruit la structure dendritique.

En général, le degré de surfusion constitutionnelle est inversement proportionnel au rapport [33]:

$$(D \times G) \div \sqrt{R} \quad (\text{II.3})$$

G: gradient de température ; R: vitesse de Solidification; D: coefficient de diffusion de l'élément d'alliage dans le liquide) R et proportionnel à la concentration  $C_L$  en soluté dans le liquide à l'interface liquide/solide. Les différents modes de solidification pouvant être obtenues en fonction de ces deux paramètres sont indiqués sur la figure II.12. Le rapport  $G/\sqrt{R}$  augmente avec l'énergie de soudage et diminue avec la vitesse de soudage [32, 33].



**Figure II.12** –Type de solidification en fonction du rapport  $(D \times G) \div \sqrt{R}$

Pour les plage de composition, de vitesses de refroidissement et d'énergie de soudage qui nous intéressent, la solidification est généralement cellulaire dendritique avec des bras secondaires de dendrites peu développés, car le gradient thermique n'est pas suffisamment faible. Un grain colonnaire est alors constitué de plusieurs dendrites de même texture [33].

### II.3.2.1. Modes de solidification

Cas de la solidification péritectique La cristallisation commence dans les systèmes péritectique par la précipitation de la phase  $\delta_P$  (ou la ferrite  $\delta$  primaire) à partir du liquide. A la température péritectique une nouvelle phase solide  $\gamma_P$  se formerait selon la réaction : [17, 19]



La phase  $\gamma$  a une forte tendance à croître le long de l'interface  $\delta_P$  /liquide, et par suite, elle a une tendance d'isoler la phase primaire du contact avec le liquide. En fonction de la composition du métal d'apport, la solidification peut se produire selon différents modes. Selon ces modes, la décomposition de la ferrite  $\delta_P$  peut se produire soit à partir d'une réaction péritectique, ou à partir d'une transformation péritectique. Les différents modes de solidification sont cités ci-dessous.

**Mode A** : solidification en austénite primaire; la précipitation de la phase  $\gamma_P$  à partir du liquide est aussi possible, si la température est graduellement décroissante. Ce type de précipitation est favorisé par la présence de particules solides dans le métal liquide, qui peuvent jouer le rôle de grains mères de la phase  $\gamma_P$  d'une manière sélective. Particulièrement, pour des vitesses de refroidissement élevées, la formation de la phase  $\delta_P$  primaire peut être complètement, permettant ainsi à la phase  $\gamma_P$  secondaire de se nucléer et de croître directement à partir du liquide refroidi ;

**Mode AF** : solidification en austénite primaire avec apparition de ferrite par réaction eutectique et enrichissement en chrome à la frontière entre deux dendrites ;

**Mode FA** : solidification en ferrite primaire puis transformation à l'état solide de la majorité de la ferrite en austénite. Cette transformation s'accompagne d'un enrichissement en chrome et d'un appauvrissement en nickel au niveau des cœurs des dendrites. Il apparaît alors dans ces zones de la ferrite résiduelle dite "squelettique" ou "vermiculaire" (5 à 10%) ; La croissance de l'austénite ne dépend pas de l'orientation de la ferrite  $\delta$ , l'austénite est libre de croître à travers les joints de grains colonnaire de la ferrite  $\delta$  originale. Il en résulte que l'austénite adopterait une morphologie différente de la morphologie colonnaire.

**Mode F** : solidification en ferrite primaire avec possibilité de nucléation de grains d'austénite au sein de la ferrite (austénite dite de Widmanstätten) ; Lorsque le métal est refroidi lentement au dessous de la température de cristallisation, la ferrite  $\delta$  serait la première phase à apparaître. Les grains de la ferrite  $\delta$  révéleront une morphologie colonnaire anisotrope. La solidification se produit suivant la direction du gradient thermique maximum.

Pour des températures de refroidissement au dessous de la température du palier peritectique, l'austénite se germe par épitaxie à partir des joints de grains ferritiques (transformation peritectique). Comme son orientation est dépendante de celle de la ferrite, l'austénite ne peut pas croître à travers les joints de grains ferritiques. Les grains colonnaires de l'austénite vont adopter la morphologie de la ferrite  $\delta$  originale.

- ☞ dans le cas du **mode FA**, si le rapport Cr/Ni augmente, la morphologie de la phase ferritique évolue et prend un aspect "en lattes" bidimensionnelles, parallèles et régulièrement espacées;
- ☞ dans le cas du **mode AF**, la ferrite a aussi un aspect squelettique mais elle est interdendritique dans ce cas. Il est toute fois difficile de distinguer les deux types de ferrite en micrographie. Plus que l'observation de la morphologie, ce sont donc les profils de composition dans les cellules dendritiques qui permettent de conclure quant à un mode et à une séquence de solidification. Il a de plus été montré que les modes de solidification pouvaient se déduire d'un rapport noté  $C_{req}/N_{ieq}$ . Les relations suivantes ont ainsi été établies : [32]



$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \% \text{Si} + 0.5 \% \text{Nb}. \quad (\text{II.5})$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30 \% \text{C} + 0.5 \% \text{Mn}. \quad (\text{II.6})$$

| LE MODE | Creq/Nieq   |
|---------|-------------|
| mode A  | < 1.25      |
| mode AF | 1.25 ÷ 1.48 |
| mode FA | 1.48 ÷ 1.95 |
| mode F  | > 1.95      |

**Tableau II.2-** Les modes de solidification.

### II.3.2.2. Diagramme de Schaeffler

La structure obtenue après solidification jusqu'à l'ambiante et le mode de solidification peuvent être prédis à l'aide d'un diagramme de constitution tel que le diagramme de Schaeffler, le diagramme de Delong et le diagramme WRC qui est considéré comme un développement des diagrammes de Schaeffler et de Delong et qui permet de donner une estimation de l'équilibre structural du métal fondu (**Figure II.12**) [34]. Le diagramme de Schaeffler permet de: [35]

- ❶ Choisir un métal d'apport adapté, garant de bonnes qualités métallurgiques;
- ❷ apprécier la structure de la zone fondue;
- ❸ appréhender les différents risques métallurgiques lors d'un assemblage soudé.

L'axe des ordonnées représente l'équivalent Nickel (Nieq) : influence des éléments gammagènes. L'axe des abscisses représente l'équivalent Chrome (Creq) : influence des éléments alphagènes. Dans la zone graphique, les différentes structures sont : la structure martensitique, la structure austénitique, la structure ferritique et la structure austénoferritique [35].

La structure de la zone fondue à l'état brut de soudage qui dépend de plusieurs facteurs (La dilution, Les taux de dilution et Les éléments d'addition), est définie sur le diagramme de Schaeffler par la construction graphique et par le point figuratif (Figure II.13) [35]. Les équivalents Cr et Ni sont donnés par les formules suivantes :

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \% \text{Si} + 0.5 \% \text{Nb}. \quad (\text{II.7})$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 30 \% \text{C} + 0.5 \% \text{Mn}. \quad (\text{II.8})$$

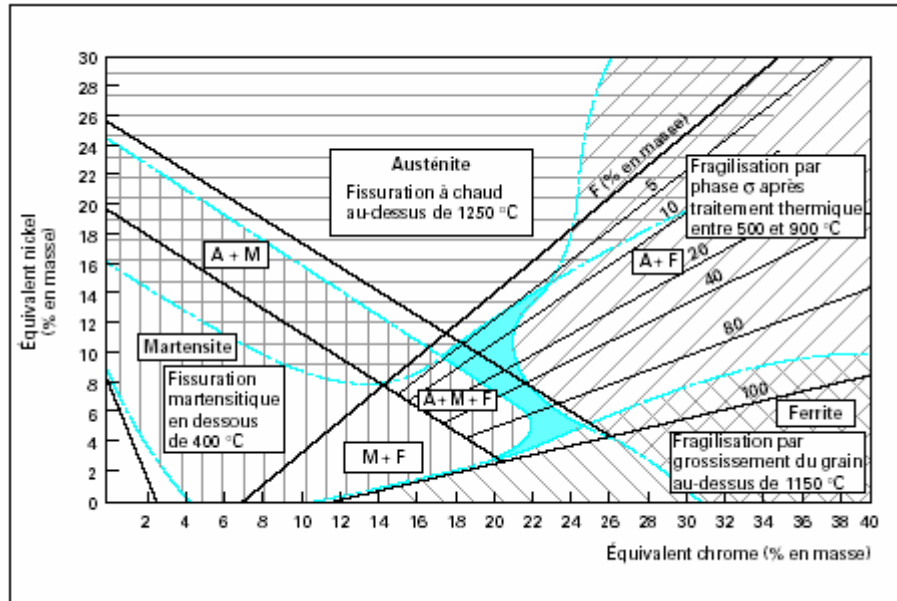


Figure II.13 – Diagramme de Schaeffler [32].

### II.3.2.3. Diagramme WRC-1992

Le diagramme **WRC-1992** (Figure II.14) a été proposé pour prendre en considération l'influence de l'azote et du cuivre. Ce diagramme fournit des accords raisonnables dans plusieurs applications, bien que pour des quantités d'azote relativement basse ou élevée (< 0.19%N et >0.26%N), les valeurs du taux de ferrite sont surestimées et sous-estimées respectivement.

Le diagramme WRC est devenu le plus récent et le plus précis [36, 37]. Les formules utilisées pour le calcul des équivalents chrome et nickel sont :

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 0.7 \% \text{Nb} \quad (\text{II.9})$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 35 \% \text{C} + 0.25 \% \text{Cu} + 20 \% \text{N} \quad (\text{II.10})$$

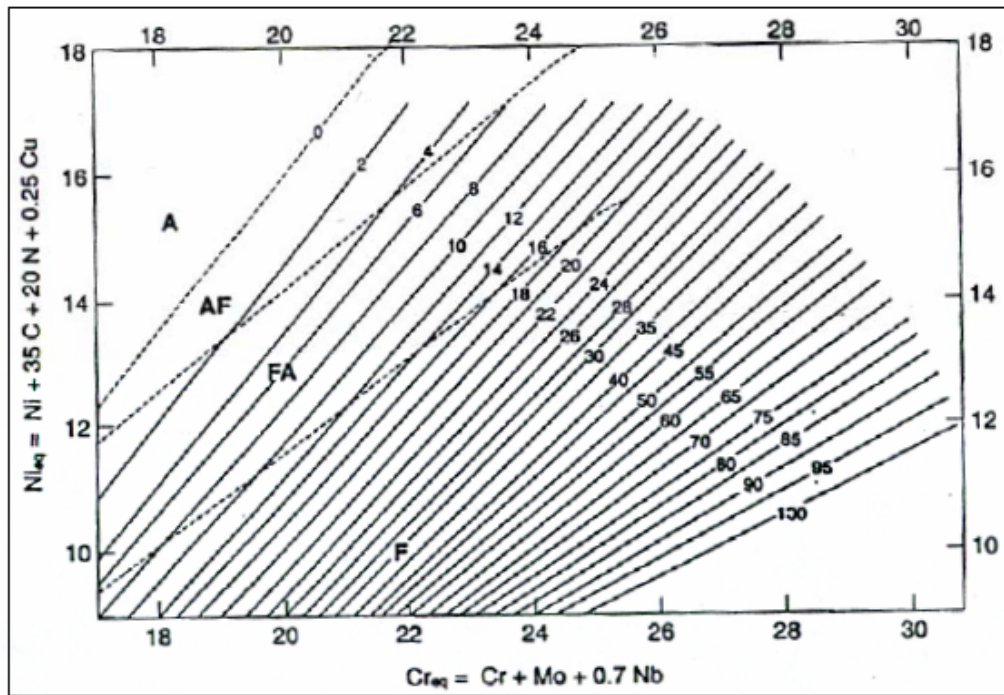


Figure II.14 – Diagramme WRC-1992 [34].

## II.4. Défauts de soudures en aciers inoxydables austénitiques

### II.4.1. Sensibilité à la fissuration à chaud

La fissuration à chaud est un problème important dans le soudage des aciers austénitiques plus particulièrement les nuances stabilisées et les nuances complètement austénitiques. La fissuration à chaud dans les soudures austénitiques est causée par les eutectiques à bas point de fusion contenant des impuretés à bas point de fusion S, P et les éléments d'alliage comme le Ti et le Nb. L'azote a des effets complexes sur la microstructure de la soudure et sur la fissuration. Dans les nuances stabilisées, le Ti et le Nb agissent avec le S, N et le C pour former des eutectiques à bas point de fusion [38]. L'azote augmente la fissuration significativement, au cours du soudage, la fissuration est réduite en minimisant le taux de Ti ou Nb par rapport au C et au N présents. La tendance métallurgique à la fissuration à chaud est déterminée par la ségrégation préférentielle, qui se manifeste à une température de fragilité (BTR Brittleness Temperature Range), qui peut être déterminée par le test varestreint. La longueur totale de la fissure (TCL), utilisée largement dans l'évaluation de la fissuration à chaud, fait preuve d'une grande variabilité due aux facteurs extérieurs comme comparés au BTR. Dans les aciers austénitiques, la ségrégation joue un rôle décisif dans la détermination de la susceptibilité à la fissuration [38].

Après retour à la température ambiante, il subsiste dans le métal fondu une proportion de ferrite variable avec la composition du métal mais généralement supérieure à quelques pourcents. Cette teneur doit croître avec la présence d'éléments nocifs. Sa limite supérieure sera fixée en fonction des exigences relatives à la tenue à la corrosion et aux propriétés mécaniques. Il est également conseillé de souder en limitant l'apport

d'énergie et de vérifier qu'entre passes, la température du joint s'abaisse suffisamment ( $\theta < 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

La présence de ferrite dans un acier austénitique (éventuelle dans le métal de base et la ZAT, recherchée dans le métal fondu) peut toutefois engendrer un processus de fragilisation si le métal est maintenu longtemps à une température comprise entre 650 et 900 °c environ. En effet, la ferrite peut être le siège d'une précipitation de composés intermétalliques formés de fer et de chrome (et éventuellement d'autres éléments présents dans le métal) désignés sous le terme général de phase sigma [39]. Le diagramme WRC-92 peut être utilisée comme un guide général pour maintenir un mode de solidification désirable durant le soudage. Pour éviter la fissuration à chaud des soudures austénitiques, on peut déterminer la composition du métal d'apport en se basant sur le diagramme WRC, et en prenant plusieurs valeurs du facteur de dilution et les injectant dans le diagramme [40].

#### II.4.2. Précipitation des carbures

La présence de carbone dans les aciers inoxydables austénitiques même pour des teneurs faibles ( $C = 0,06\%$ ) peut être responsable d'une détérioration de leur résistance à la corrosion lorsque ces derniers ont été soumis à un maintien de longue durée à des températures comprises entre 500 et 850 °C environ. Dans les assemblages soudés d'un acier austénitique, on constate l'apparition de deux zones d'attaque symétriques par rapport au cordon de soudure; ces régions représentent des zones de corrosion intergranulaire, Ce type de corrosion, plus particulier aux aciers austénitiques, est une des causes d'insoudabilité des aciers destinés à la construction des appareils devant présenter une grande résistance à la corrosion.

Les éléments d'alliage gammagène tel que le nickel et le silicium, en diminuant la solubilité du carbone, favorisent la précipitation des carbures  $M_{23}C_6$ . Par contre les éléments alphasgène tel que le chrome, le molybdène et l'azote par contre limitent cette précipitation. Les remèdes pour réduire ou éliminer le risque la précipitation intergranulaire sont :

- ✚ diminuer la teneur en carbone, ce qui réduit la quantité de carbone pouvant précipiter et modifie la cinétique de précipitation (le domaine de température est abaissé et la durée du maintien très sensiblement augmentée) ;
- ✚ ajouter des éléments ayant pour le carbone une affinité plus grande que celle du chrome; les éléments ainsi ajoutés sont généralement le titane et le niobium. La précipitation des carbures de Ti (TiC) et de niobium (NbC) intervient dans un domaine de température supérieur à celui dans lequel précipiterait  $M_{23}C_6$  et le carbone ainsi « piégé» ne peut participer à cette dernière précipitation.

### II.4.3. Formation de la phase sigma

Dans le diagramme des alliages Fe-Cr, on peut remarquer l'existence d'une phase  $\sigma$  pour une composition équiatomique de fer et de chrome. Ce composé intermétallique dur et fragile est une des causes de fragilisation des alliages à haute teneur en chrome et aussi des aciers austénitiques fer-nickel-chrome.

La température maximale de stabilité de la phase  $\sigma$  vers 820 °C pour 47% de chrome. A 600 °C les domaines des différentes phases se trouvent dans les limites suivantes: [41]

- pour le domaine  $\alpha + \sigma$  : 21 à 41 % de chrome;
- pour le domaine à une seule phase Cr : 41 à 50 % de chrome ;
- pour le domaine  $\sigma + \alpha$  : 50 à 71 % de chrome.

Certains éléments d'alliage tels que le Mo, le Si, le Ti, augmentent le risque d'apparition de phase sigma. Lorsqu'une précipitation de phase sigma est constatée, il est possible de la faire disparaître par un chauffage à température supérieure à 1000 °C.

La phase  $\sigma$  est considérablement plus dure que la ferrite initiale; pour une ferrite à 48 % de chrome donnant 250 Vickers, après transformation en phase Cr, sa dureté croît à 900HV Vickers (67HRC) la phase sigma dure, fragile et non magnétique, est responsable d'un léger durcissement mais surtout d'une fragilisation importante et d'une diminution de la résistance à la corrosion dans les milieux très oxydants.

# CHAPITRE III

## ACIERS 316L: SOUDABILITE ET CARACTERISTIQUES THERMOMECHANIQUES

---

L'acier 316L est un acier inoxydable austénitique. Cet acier est utilisé dans le domaine de la production d'énergie électronucléaire, de par ses propriétés de résistance à des sollicitations mécaniques, chimiques et thermiques sévères. Le 316L est l'acier constitutif des tuyauteries de fortes sections des circuits de refroidissement des centrales nucléaires de type REP, généralement soudées par TIG avec un grand nombre de passes. Cet acier possède une matrice austénitique stable de la température ambiante jusqu'à sa température de fusion, il n'y a donc pas lors du soudage de transformations structurales à l'état solide dans la zone affectée thermiquement

### III.1. La soudabilité

La soudabilité du 316L, comme celle des aciers austénitiques en général, est excellente. Le fait qu'il n'y ait aucune trempe lors du refroidissement garantit des soudures ductiles et de bonne qualité. Cependant quelques modifications microstructurales peuvent éventuellement se former lors de la solidification [42,43,44].

#### III.1.1 Ilots de ferrite résiduelle et phase sigma

Pour des séjours à des températures proches de la température de fusion, une phase ferritique  $\alpha$  (Cubique Centrée), riche en éléments alphasènes (Cr, Si...) peut se former, et subsister après refroidissement dans la matrice austénitique sous forme d'ilots. L'existence de la ferrite dans la matrice austénitique dépend [45] :

- ☞ de la composition chimique (notamment de la proportion de Chrome et de Nickel équivalent)
- ☞ des vitesses de solidification et de refroidissement (notamment dans l'intervalle 1800-1200°C) ; dans le cas du soudage TIG, par exemple, plus la vitesse de refroidissement est élevée, plus le risque d'avoir de la ferrite résiduelle est élevé
- ☞ du traitement thermique ou mécanique

Les formules WRC (qui tiennent compte de la présence d'azote) donnent pour le 316L un indice de ferrite F.N. de 4 (soit un rapport  $(Cr_{eq}/Ni_{eq})$  de 1,6 environ). Il existe donc un risque d'apparition de ferrite (car le  $(Cr_{eq}/Ni_{eq})$  critique est de 1,55) pour le 316L. Les diagrammes de Schaeffler -Long- Delong ou W.R.C permettent de déterminer de façon

empirique le pourcentage de ferrite formée après refroidissement (voir § II.3.2).

La présence de ferrite ne pose pas de problèmes particuliers (elle améliore même la résistance à la fissuration des soudures), mais pour un long maintien dans l'intervalle de température 550°-850°C, comme dans certains cas de soudage à l'arc multipasses d'assemblages de fortes sections, cette ferrite peut se transformer en phase sigma, dure et cassante, qui fragilise les soudures. Pour éliminer cette ferrite, on peut faire subir à l'acier un traitement thermique d'hypertrempe.

### III.1.2 Précipités

Le carbone possède une grande affinité avec le chrome. Pour des séjours prolongés du matériau dans l'intervalle de température 600-750°C, des carbures de chrome ( $M_{23}C_6$  ou  $M_7C_3$ ...) peuvent se former, préférentiellement aux joints de grain, joints de macles ou défauts : c'est la « sensibilisation » du matériau. La précipitation des carbures de chrome est un phénomène contrôlé par la vitesse de diffusion du chrome dans l'austénite[45].

Le chrome ayant précipité, la résistance à la corrosion diminue. Pour éviter ce phénomène, on peut soit ajouter des éléments comme le Titane ou le Niobium, qui vont précipiter avec le carbone à la place du chrome, soit diminuer la teneur en carbone, et ajouter de l'azote pour compenser le « manque » de carbone. C'est le cas pour le 316L dit acier à azote. Avec une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion, car les nitrures de chrome  $Cr_2N$  qui peuvent éventuellement se former sont moins riches en chrome que les carbures de chrome  $Cr_{23}C_6$ . De plus l'azote est très soluble dans l'austénite. Cette solubilité est d'ailleurs augmentée par la présence de Mn [44].

Afin d'éviter la présence de carbures de chrome, on fait subir à l'acier un traitement thermique dit « d'hypertrempe », constitué d'un chauffage rapide jusqu'à 1100°C, afin de remettre les carbures en solution solide, suivit d'un refroidissement rapide, qui conserve le carbone en solution. On évite ainsi la sensibilisation de l'acier [45].

### III.1.3 Autres phases intermétalliques

Ce sont les phases intermétalliques liées à la présence de Molybdène : laves (par exemple  $Fe_2Mo$ ) ou encore phase  $\chi$  (phase à caractère électronique isomorphe au Manganèse)... Théoriquement, ces phases n'existent pas dans le matériau dans son état de livraison. Elles peuvent apparaître pour des temps de maintien très longs (1 à 1000h) entre 600 et 1050°C. Ces composés diminuent la résistance à la corrosion ainsi que les caractéristiques mécaniques, ils ont d'importantes conséquences sur la durée de vie des chaudronneries nucléaires. Des inclusions peuvent également exister (oxydes, sulfures...) [46].

Ces composés, ainsi que les précipités, peuvent être éliminés par un traitement thermique d'hypertrempe. Ce traitement est courant pour les aciers inoxydables austénitiques, car il permet d'obtenir une matrice austénitique stable, homogène et ductile, tout en conservant les éléments d'alliages en solution solide.

### III.1.4 Taille de grain austénitique

En général, l'énergie déposée en soudage TIG reste faible, et la vitesse élevée, afin d'éviter un trop fort grossissement de grain (surchauffe). Le grossissement des grains se fait à haute température, et est modélisé par une loi de type Hall-Petch. Si on appelle  $d$  la taille de grain et  $d_0$  la taille initiale, alors la croissance du grain en fonction du temps et de la température s'écrit[47] :

$$(d - d_0) = [K.t.exp(-Q/RT)]^n \quad (III.1)$$

avec  $R = 8,314 \text{ JK}^{-1}\text{mol}^{-1}$ ,  $Q$  l'énergie d'activation de grossissement de grain,  $K$  une constante et  $n$  un paramètre qui augmente avec la température pour les aciers inoxydables austénitiques. L'ordre de grandeur de la taille de grain est d'environ  $100\mu\text{m}$  à  $1300^\circ\text{C}$ .

L'augmentation de la taille de grain peut conduire à une diminution de la limite d'élasticité (les joints de grains constituant des obstacles à la propagation des dislocations) selon la loi[47] :

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k.d^{-0.5} \quad (III.2)$$

$\sigma_0$  : étant la limite élastique initiale et  $d$  étant le diamètre moyen des grains.

**La figure III.5** récapitule les différentes « zones » métallurgiques dans la ZAT d'un joint soudé en 316L. L'étendue des différentes zones représentées sur **la figure III.5** dépend fortement des paramètres de soudage (et du procédé utilisé). Le problème majeur qui peut se poser du point de vue métallurgique lors du soudage est le grossissement de grain austénitique, car celui-ci est préjudiciable pour les soudures. Bien entendu, lors d'une opération de soudage, les paramètres de soudage sont ajustés de façon à garantir des soudures de bonne qualité. Mais dans certains cas de soudage à l'arc de fortes sections avec de nombreuses passes (dans l'industrie nucléaire, certaines sections sont soudées avec plus de 100 passes), le séjour à haute température d'une grande partie de la matière peut entraîner ce type de problème.



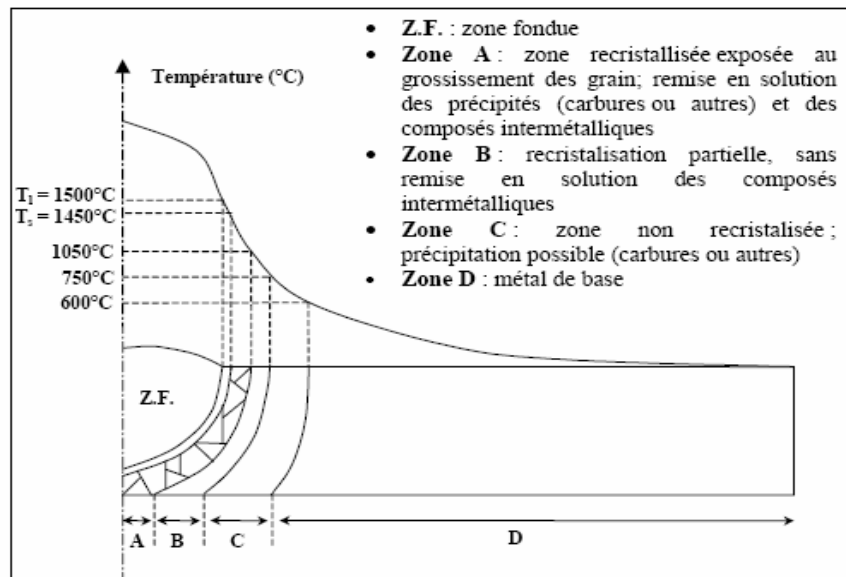


Figure III.5 : Différentes zones d'un joint soudé en 316L [15]

## III.2 Caractéristiques thermomécaniques du 316L

Lors du soudage, la dilatation et la rétraction non uniforme des parties chauffées, empêchées par les parties du joint qui restent froides génèrent des incompatibilités de déformations conduisant à des champs de contraintes et de déformations résiduelles après retour à température ambiante. En cours de chauffage, lorsque la rigidité du matériau décline, les contraintes provoquent des changements de forme lorsqu'elles dépassent la limite d'élasticité. Plus les gradients de température sont élevés, plus les contraintes sont susceptibles d'être importantes après retours à température ambiante [49].

La formation des contraintes lors du soudage dépend fortement des caractéristiques thermomécanique et du comportement mécanique de l'acier soudé. Le 316L possède un coefficient de dilatation relativement élevé, ainsi qu'une conductivité plus faible que les aciers classiques, il est par conséquent plus sensible aux échauffements locaux. En outre les aciers inoxydables austénitiques type 316L possèdent un comportement mécanique qui leur est propre. Leur grande stabilité structurale leur confère une ductilité et une résilience importante. A l'état hyperefforté, ils ne possèdent pas de limite d'élasticité bien définie. Leur consolidation dans le domaine plastique est importante, on peut ainsi les durcir considérablement par écrouissage [50].

### III.2.1 Comportement dans le domaine plastique

La consolidation du 316L résulte de plusieurs mécanismes qui diffèrent selon les intervalles de température, notamment pour les températures situées en dessous ou au-dessus de la moitié de la température de fusion ( $T_f$ ).

### III.2.1.1 Déformation plastique pour $T < T_F/2$

Pour les aciers type 316L, avec matrice austénitique stable, qui ne risquent pas de former de la martensite par écrouissage[1], le mécanisme principal de déformation plastique-écrouissage pour les basses températures est la multiplication des dislocations. Le mouvement des dislocations est rendu de plus en plus difficile, car leur densité augmente. C'est l'énergie de défaut d'empilement (EDE) qui gouverne les mécanismes de déformation plastique ([44]).

#### a) durcissement par solution solide et par précipitation

Le mouvement des dislocations peut être gêné par les éléments d'alliage en solution. Il s'agit du durcissement par solution solide. Ainsi, les atomes de carbone et d'azote, en solution solide d'insertion dans les sites vacants octaédriques du réseau austénitique, sont des obstacles au mouvement des dislocations. Ces atomes en solution solide d'insertion sont extrêmement durcissant. C'est pourquoi l'ajout de carbone et d'azote permet d'augmenter la limite d'élasticité, et d'avoir une consolidation forte à l'entrée du domaine plastique. L'ajout d'azote peut augmenter la limite conventionnelle d'élasticité jusqu'à 50 Mpa par 0,1% d'azote[48].

Les atomes en solution solide de substitution (Mo, Si, Mn...) ont également un rôle durcissant, mais plus faible que celui des interstitiels. Les atomes alphas (Mo, Si...) sont modérément durcissant en solution solide de substitution (le Si à basse température, le Mo plutôt pour les hautes températures), et les atomes gammagènes (Mn, Co...) sont très peu durcissant en solution solide de substitution.

Dans certains cas, la précipitation de C, N ou autres est un mode de durcissement important. Les fins précipités répartis uniformément dans la matrice servent d'obstacles aux dislocations.

Pour le 316L, c'est le durcissement des interstitiels en solution solide qui est prépondérant.

#### c) effet de la présence de ferrite

La présence de ferrite augmente la limite d'élasticité ainsi que la résistance à rupture. Si  $d$  est le diamètre moyen du grain (en microns), et (%f) le pourcentage de ferrite, la relation suivante donne la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2%, à température ambiante ([45]):

$$\sigma_{0,2}(\text{Mpa}) = 15,4(4,4 + 23(\%C) + 32(\%N) + 1,3(\%Si) + 0,24(\%Cr) + 0,94(\%Mo) + 0,16(\%f) + 0,46d^{-0,5}) \quad (\text{III.3})$$

On peut dire pour conclure que la consolidation pour les basses températures est liée préférentiellement à l'interaction entre les dislocations et les atomes étrangers en solution.

### d) III.2.1.2 Déformation plastique pour $T > T_F/2$

Pour les températures supérieures à 600-700°C, de nouveaux mécanismes de déformation plastique apparaissent, régis essentiellement par des processus de diffusion. Il s'agit de la montée des dislocations, ainsi que de la diffusion des défauts ponctuels le long des joints de grains ou en volume, qui est un processus thermiquement activé. La température et la vitesse de sollicitation ont alors une influence prépondérante sur le comportement mécanique. De plus, pour les hautes températures, la restauration et la recristallisation dynamique peuvent s'opposer à l'écrouissage (de nouveaux grains apparaissent, qui vont remplacer les grains pré-écrouis, c'est la recristallisation primaire, phase d'autant plus rapide que l'écrouissage préalable a été important). En outre, une précipitation peut se produire.

Généralement, la forme de la courbe de traction change brusquement lorsque  $T$  dépasse 600°C. La consolidation et la charge de rupture diminuent fortement, tandis que l'allongement augmente. A la fin d'un essai de traction à 600°C, la densité de dislocation est plus faible que celle observée après des essais à plus basse température. On observe également un réarrangement des cellules de dislocation, et une augmentation de leur taille. C'est un mécanisme d'adoucissement dynamique appelé recristallisation continue. Pour les aciers de type 316 ou 304, on observe aux alentours de 1000°C une recristallisation dynamique discontinue (c'est à dire une germination – croissance de nouveaux grains à partir des joints de grains de l'austénite déformée [44]).

### III.2.2 Remarque sur les effets visqueux

Les effets visqueux se traduisent, pour les hautes températures, par une dépendance importante de la courbe de traction à la vitesse de déformation. Ceux-ci deviennent prépondérants pour des températures supérieures à 500-600°C environs (typiquement, au-delà du tiers de la température de fusion)[49].

Comme dit plus haut, les processus de diffusion jouent un rôle important sur le fluage. En outre, la taille de grain est également un paramètre important en ce qui concerne les effets visqueux.

---

# CHAPITRE IV

## DIFFERENTES TECHNIQUES DE MESURE DE CHAMPS DE DEFORMATIONS

---

Pour effectuer la mesure des déformations d'une éprouvette, il existe de nombreuses méthodes qui possèdent toutes des avantages mais aussi des inconvénients. Les principales sont :

- la mesure grâce à des jauges de déformations,
- la mesure par extensométrie optique : système « Apollor »,
- la mesure par thermographie infrarouge,
- la mesure par corrélation d'images : logiciel « DaVis ».

### IV.1 Les jauges de déformations

#### IV.1.1 Principe de la méthode

Cette méthode est basée sur l'emploi des jauges de contraintes. C'est le procédé expérimental le plus usuel pour vérifier les résultats théoriques. Les jauges sont collées sur la surface à étudier et mesurent les déformations en un point donné (Figure IV.1). Les contraintes sont ensuite obtenues par calcul à partir des lois de la résistance des matériaux. Les trois jauges collées sur la pièce à étudier permettront de mesurer les déformations suivant les trois directions principales [50].

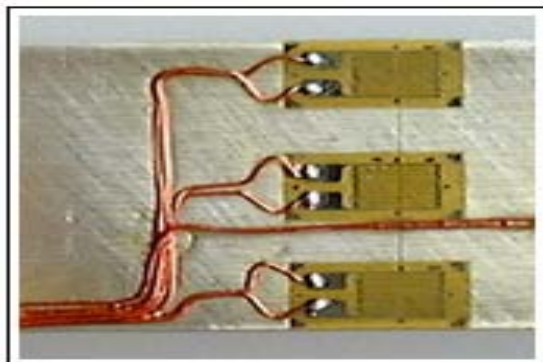


Figure IV.1 - Exemple de montage de jauge de déformation

### IV.1.2 Avantages

Un des avantages majeur de cette technique est sa simplicité de mise en œuvre. En effet c'est une technique qui est utilisée depuis de nombreuses années et qui est bien maîtrisée[50,51].

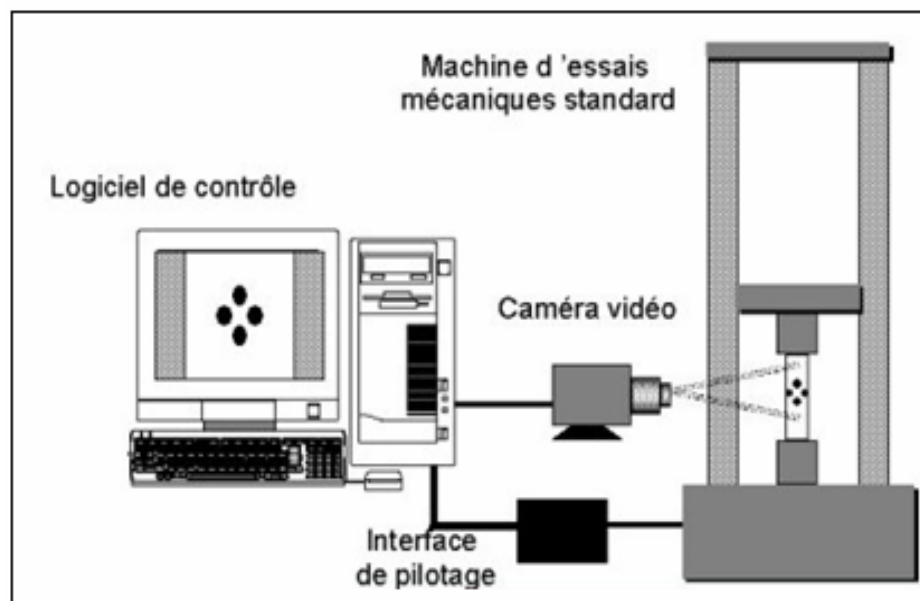
### IV.1.3 Inconvénient

On ne peut pas utiliser cette technique avec des éléments chauds car les propriétés des jauges s'en trouveraient modifiées. De plus cette technique provoque l'ajout de nouvelles contraintes sur le matériau pas toujours facilement quantifiables. De plus cette technique ne permet pas de réaliser des études sur des essais en grandes déformations [51].

## IV.2 Extensométrie optique « Apollor »

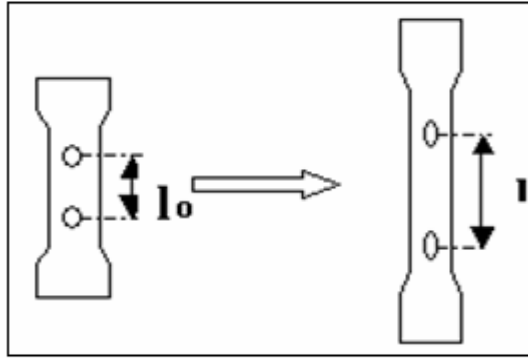
### IV.2.1 Principe de la méthode

Le système « Apollor » est un système qui permet la mesure des déformations locales d'un échantillon par focalisation de la caméra sur la zone de déformation de l'éprouvette (Figure VI.1). Cette technique permet un suivi en temps réel de l'image vidéo. En effet, le logiciel peut piloter un système de pied motorisé où est fixée la caméra. On peut aussi grâce à ce système piloter la machine de traction en fonction de la réponse du matériau [53,54].



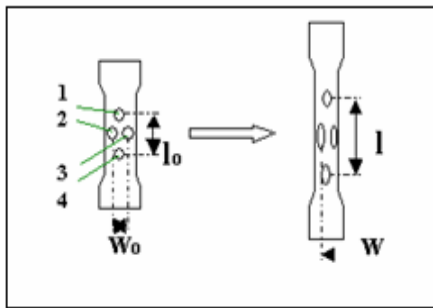
**Figure IV.2** - Description du principe Apollor.

En pratique, pour calculer les déformations ce système mesure la distance entre plusieurs taches dessinées sur l'éprouvette. Ce nombre de taches peut varier de 2 à 7. On utilise la méthode à deux taches (1D) (Figure VI.3) pour réaliser des essais de traction de type conventionnel (comme avec des jauges extensométriques) [55].

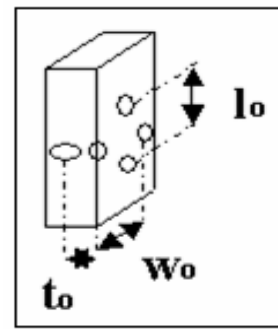


**Figure IV.3** - Epreuve avec deux taches.

La seconde méthode (Figure IV.4) tient compte de 4 taches et est utilisée pour prendre en compte les effets de la déformation transverse (2D).



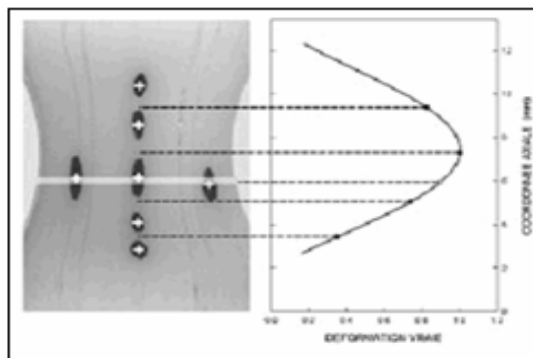
**Figure IV.4**- Epreuve avec 4 taches



**Figure IV.5**- Epreuve avec cinq taches.

La troisième méthode utilise 5 taches dont une se trouvant sur l'épaisseur de l'éprouvette (Figure IV.5). Cette méthode est principalement utilisée pour prendre en compte la variation de volume [55].

La dernière méthode, à 7 taches, permet de mesurer 4 déformations longitudinales partielles et une transverse (Figure-IV.6). Cette méthode permet, si les taches sont judicieusement placées, de mesurer les déformations dans les trois directions (3D).



**Figure IV.6**- Epreuve avec sept taches.

### **IV.2.3 Avantages**

Le système « Apollor » comporte de nombreux avantages. Il permet d'effectuer des mesures sans contact. En effet, dans cette technique, à partir d'une séquence vidéo enregistrée à l'aide d'une caméra, un logiciel détermine les déplacements d'un échantillon. Puisque cette technique est basée sur des mesures à distance, elle permet de visualiser des échantillons froids ou chauds. Le logiciel permet aussi un traitement des données vidéo en temps réel ce qui permet à la caméra de suivre l'échantillon dans son déplacement. Ce système permet aussi d'obtenir les courbes de contraintes vraies à vitesse de déformation vraie constante. Ce système permet aussi de mesurer des déformations longitudinales et transverses ainsi que des variations de volume.

### **IV.2.3 Inconvénients**

L'inconvénient majeur de cette technique est qu'elle ne permet pas d'étudier globalement une éprouvette. En effet, le système par l'analyse des tâches permet de travailler uniquement dans une zone locale.

### **IV.2.4 Domaines d'applications**

Les domaines d'application de cette méthode sont très nombreux. Elle peut être utilisée pour tous types d'essais mécaniques comme la traction, la compression ou encore le cisaillement ou le fluage. Ces essais peuvent être réalisés sur de nombreux types de machines qu'elles soient électromécaniques ou hydrauliques. Cette méthode possède aussi l'avantage de pouvoir travailler sur de nombreux types d'échantillons tels que des éprouvettes standards, sablier, des films ou encore des pièces réelles.

## **IV.3 Thermographie infrarouge**

### **IV.3.1 Principe de la méthode**

Cette méthode utilise la propriété thermique des matériaux, lorsqu'on les étire, ont tendance à s'échauffer. Grâce à la variation de la chaleur dans le matériau, on peut déterminer la déformation. C'est à dire plus le matériau est déformé, plus il s'échauffe [56].

Cette technique de mesure exploite le rayonnement infrarouge émis naturellement par les objets dès lors que leur température est supérieure au zéro absolu (0 K). L'analyse se fait par conséquent sans contact ce qui est une des conditions requises pour mesurer sans perturbation de si faibles variations de température. L'autre avantage décisif est l'accès à une cartographie de la surface de l'éprouvette, ainsi tous les points d'un objet peuvent être mesurés simultanément. Enfin, les techniques modernes de détecteurs quantiques à plans focaux ont définitivement ouvert la thermographie au suivi de phénomènes rapides [57].

### **IV.3.3 Avantages**

En combinant cette technique avec des simulations numériques par éléments finis on peut retrouver les conditions aux limites, réelles, des pièces étudiées. L'avantage de la thermo élasticimétrie est de permettre de mesurer des contraintes dans des cas où des moyens standards, comme l'extensométrie, ne peuvent pas être utilisés : c'est le cas des structures chaudes comme un pot d'échappement, trop petites comme une bille d'injecteur, trop grandes comme un pont, en grand déplacement ou sous tension[58].

### **IV.3.2 Inconvénients**

Cette technique est relativement délicate à mettre en œuvre, particulièrement au niveau de l'isolation thermique. En effet, elle ne permet pas de perturbation importante qui pourrait fausser largement les résultats. De plus, dans cette technique, la température est déduite à partir de l'émissivité initiale du matériau. Il faut donc veiller à ce que celle-ci ne varie pas au cours du test de déformation, car cela entraînerait l'apparition de résultats incohérents[55].

### **IV.3.4 Domaines d'applications**

Cette méthode permet de travailler sur des pièces réelles, sans instrumentation de surface et avec des sollicitations dynamiques sur de nombreux cycles. Cette méthode est donc utilisable sur un vaste panel d'applications, mais elle est particulièrement adaptée pour l'étude de pièces utilisées dans le transport ferroviaire, aéronautique ou automobile [59].

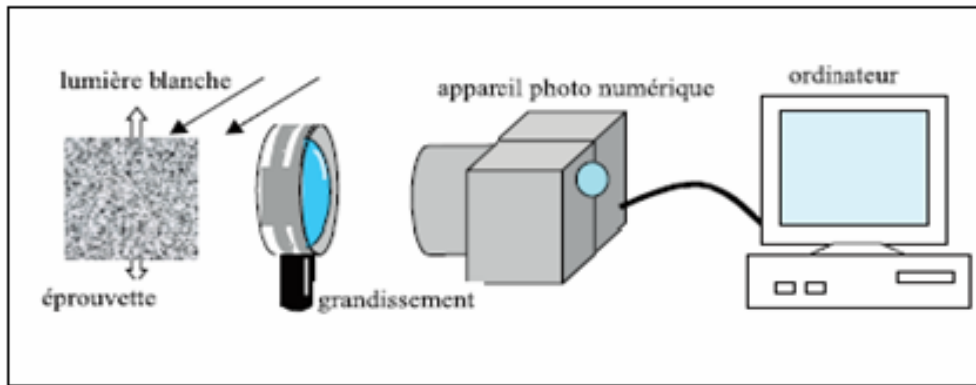
## **IV.4 La technique de corrélation d'images**

### **IV.4.1 Principe**

Le principe de cette méthode est très simple: on dépose sur l'objet à étudier un mouchetis, ensemble de taches bien contrasté (noir sur blanc). Une caméra CCD filme l'état initial, puis l'état actuel. Pour un ensemble de zones données, un logiciel recherche le déplacement qui procure la meilleure corrélation entre les deux zones [55]:

C'est le déplacement moyen de celle-ci (figure IV.7). La méthode est très simple à mettre en œuvre et permet la mesure sur de très grandes structures. La précision est cependant moins bonne que celle donnée par le speckle ou les méthodes de moiré, mais peut atteindre jusqu'à  $10^{-4}$  en déformation [54].



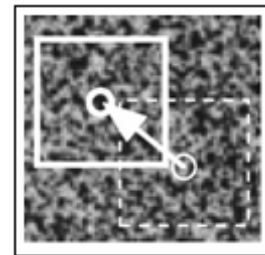
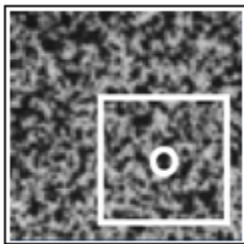


**Figure IV.7-**schéma de principe de la technique de corrélation d'images [53].

L'extensométrie par corrélation d'images est une technique assez nouvelle, et qui présente de grands avantages par rapport à les anciennes techniques d'extensométrie optique. Il s'agit de mesurer les champs de déplacements qui apparaissent lors d'un essai sur une éprouvette, à partir du film de l'expérience. Pour cela un logiciel va comparer deux images successives du film, et à partir des écarts de luminosité la valeur du déplacement est déduite.

Pour utiliser la technique de la corrélation d'image, on filme un essai avec une caméra. Ensuite, en comparant deux images successives (Figure 16 et 17), la mesure de la distance qu'a parcourue un point entre un temps  $t_0$  et un temps  $t_0 + \Delta t$ .

Pour le même point, cette opération est répétée pour les images suivantes : on peut alors obtenir le déplacement total. Ces calculs sont faits pour chaque point repéré par la caméra, on obtient alors le déplacement de la matière [52].



**Figure IV.8-** image référence (initiale).

**Figure IV.9-** Image déformée (actuelle).

A partir du champ des déplacements, par calcul, on peut de même obtenir le champ de déformation de l'éprouvette ainsi que le champ des contraintes. La caractéristique principale de cette technique est que l'on obtient des champs de déplacements ou de déformations, contrairement à la plupart des autres méthodes. En effet, la pose de jauges, ou le principe « DaVis » ne nous donne qu'une indication locale sur les déplacements.

L'intérêt de la corrélation d'images est de pouvoir visualiser les champs au sein d'une éprouvette.

Dans le cadre de cette étude, c'est cette technique de mesure qui sera utilisée, et qui est l'objet de notre projet.

### **Conclusion**

Ces diverses techniques (et d'autres...) permettent de mesurer les déformations des objets (structures ou éprouvettes) avec diverses performances. Les mesures ponctuelles sont complétées aujourd'hui par des possibilités de mesures de champs, mais Les informations apportées sont toujours relatives aux déformations à la surface de l'objet. L'avenir permettra peut- être d'accéder à des informations de volume.



## Partie 2

# Techniques Expérimentales



Dans cette partie nous allons décrire les différentes techniques expérimentales utilisées, et les résultats obtenus. En effet, cette partie à été divisée en deux chapitres :

Dans le premier, on dispose de soudure en éprouvette de l'acier AISI 316L qui sert pour l'essai de traction assisté par le logiciel de corrélation d'image « DaVis ». On verra alors, comment l'on peut déterminer à l'aide de ce logiciel le champ de déplacements, puis les champs de déformations.

Alors que, Les résultats obtenus et leurs interprétations constituent le second chapitre de cette partie.

# CHAPITRE V

## PROCEDURES EXPERIMENTALES

### V.1. Matériau étudié

Le matériau étudié dans ce travail, est le 316L ; un type d'acier inoxydable austénitique utilisé dans le domaine de la production d'énergie électronucléaire, de par ses propriétés de résistance à des sollicitations mécaniques, chimiques et thermiques sévères. Cet acier possède une matrice austénitique stable de la température ambiante jusqu'à sa température de fusion, il n'y a donc pas lors du soudage de transformations structurales à l'état solide dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

#### V.1.1 Composition chimique et caractéristiques mécaniques

##### a) Composition chimique

| Eléments       | C     | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | Mo  | N    |
|----------------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|-----|------|
| Composition(%) | 0,022 | 0,46 | 0,87 | 0,031 | 0,001 | 16,67 | 10,22 | 2,0 | 0,06 |

Tableau V.1-Composition chimique du métal de base 316L

##### b) Caractéristiques mécaniques

| Rp(0,2) (N/mm2) | Rp(1%) (N/mm2) | Rm (N/mm2) | A 5% | HRB     |
|-----------------|----------------|------------|------|---------|
| 210             | 240            | 410        | 45   | 84 à 85 |

Tableau V.2- Propriétés mécaniques du métal de base 316L

c) **Métal d'apport** : Le métal d'apport choisi est le 308L, le tableau suivant résume sa composition chimique :

| Eléments        | C     | P     | Mn   | Si   | S    | Cr    | Ni   | N    |
|-----------------|-------|-------|------|------|------|-------|------|------|
| Composition (%) | 0.020 | 0.037 | 2.37 | 0.44 | 0.01 | 20.97 | 9.43 | 0.06 |

Tableau V.3-Composition chimique du métal d'apport

En comparant la composition du métal de base à celle du métal d'apport, on remarque que la teneur en Carbone dans le métal d'apport (0.020%) est inférieure à celle du métal de base (0.023%), ce qui minimise le risque de précipitation des carbures de Chrome. En ce qui concerne le taux de Chrome, On constate aussi une augmentation dans le métal d'apport par rapport au métal de base pour compenser toute éventuelle perte causée par la volatilisation. On remarque enfin que les teneurs de tous les éléments sont dans les limites recommandées pour les aciers inoxydables austénitiques.

## V.1.2. Soudage

Le Procédé de soudage TIG présente une très bonne soudabilité pour les aciers inoxydables austénitiques, pour cela nous avons choisi ce procédé pour la réalisation des trois passes de la soudure de notre éprouvette.

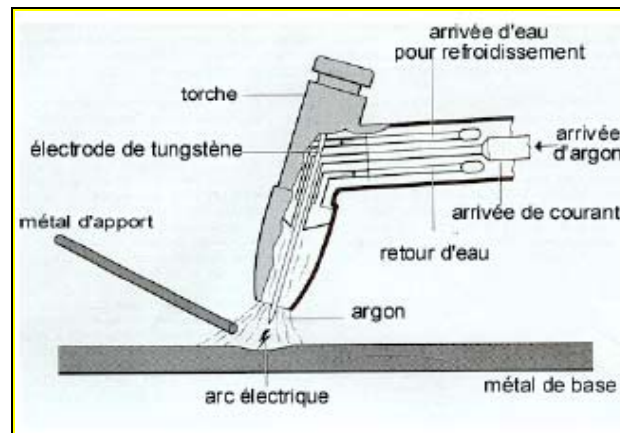


Figure V.1. Principe du soudage par le procédé T.I.G

Les autres paramètres de soudage sont récapitulés dans la fiche technique de soudage (F.T.S) suivante

### V.1.2.1 Fiche technique du soudage

Cette fiche nous renseigne sur les paramètres utilisés lors de l'exécution de la soudure de notre éprouvette ainsi que les conditions avec lesquelles s'est déroulée l'opération, les spécifications concernant les conditions de soudage.

## FICHE TECHNIQUE DE SOUDAGE

### PROCEDE DE SOUDAGE : TIG

F.T.S N°1

ATELIER : soudo-mécanique

POSTE DE SOUDAGE : S.A.F

C.S.C Chéraga

### METAL DE BASE

NUANCE: 316L (selon AISI)

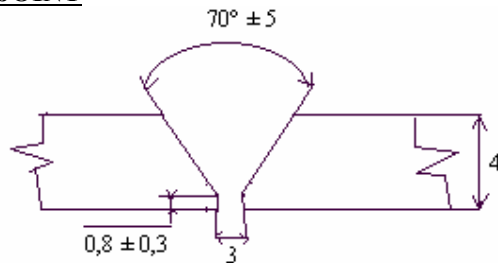
Fournisseur :

### METAL D'APPORT

NUANCE : en acier inoxydable

Baguette : 308L (Z2CN 19-10)

### JOINT



### POSITION :

Soudage horizontal

Courant continu et polarisation positive

### Chanfrein en V à $70^\circ \pm 5$

Dimensions des tôles à assembler deux tôles de mêmes dimensions largeur 250mm épaisseur 4mm et de longueur 500mm.

Traitement avant soudage

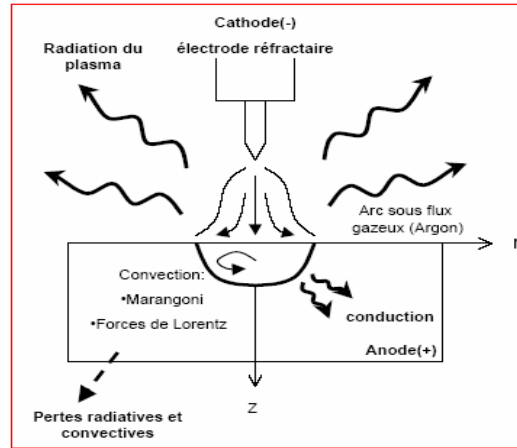
Préchauffage (métal de base) : sans

### Paramètre de soudage

| Procédé | Intensité<br>(A) | Tension<br>(V) | Temps de<br>soudage (mn) | Diamètre de<br>la baguette<br>(mm) | Protectio<br>n | Débit de gaz<br>l/min |
|---------|------------------|----------------|--------------------------|------------------------------------|----------------|-----------------------|
| T.I.G   | 90               | 13             | 24'                      | 1.6                                | argon          | 13                    |

#### IV.1.2.2 Energies mises en jeu lors de soudage

L'influence des conditions de soudage peut s'exprimer en fonction de l'énergie mise en jeu durant l'opération.



**Figure V.2:** Transfert d'énergie en procédé TIG.

A chaque procédé de soudage est associée une énergie de plus au moins grande valeur. Cette valeur qui qualifie l'apport calorifique, intervient lors du processus physico-chimique du soudage en modifiant les caractéristiques du cycle thermique (température maximale, vitesse d'échauffement et de refroidissement).

#### Calcul de l'énergie de soudage

➔ **l'énergie nominale ( $E_n$ )** : c'est l'énergie directement fournie par l'arc.

$$E_n = U \frac{Ix60}{Vx1000} \quad [\mathbf{Kj/cm}] \quad (\text{V.1})$$

$V$  : vitesse de soudage [cm/min].

➔ **Énergie dissipée( $E_d$ )**:  $E_d = E_n \eta$  (V.2)

$\eta$  : Le rendement de l'arc qui dépend du procédé de soudage. Pour les aciers soudés par le procédé TIG  $\eta=0,22$  à  $0,48$  [35]

➔ **l'énergie équivalente ( $E_{eq}$ )** : elle résulte d'une correction de l'énergie nominale en fonction du coefficient  $k$  et du rendement de l'arc.

$$E_q = E_d k \quad (V.3)$$

k : est un coefficient qui tient compte la géométrie du joint à souder. Pour un chanfrein en V avec un angle  $\alpha = 75^\circ$  on a  $k=0.63$  [36]

Où :

U : tension en volts ;

I : l'intensité du courant en Ampère

V : la vitesse de déplacement de la source de chaleur en cm/s

| $E_n$ (kJ/cm) | $E_d$ (kJ/cm) | $E_q$ (kJ/cm) |
|---------------|---------------|---------------|
| 167           | 66,80         | 42,08         |

**Tableau V.4-** Énergies électriques mises en jeu

#### IV.1.2.3 Mode De Solidification

Pour connaître le mode de solidification nous calculons le  $C_{req}/N_{ieq}$  selon la formule de **Shaeffler** :

$$\text{Équivalent chrome} : C_{req} = \% Cr + \% Mo + 1,5 (\% Si) + 0,5 (\% Nb) \quad (V.4)$$

$$\text{Équivalent nickel} : N_{ieq} = \% Ni + 30 (\% C) + 0,5 (\% Mn) \quad (V.5)$$

Après le calcul on trouve que

$$C_{req} = 18.68$$

$$N_{ieq} = 11.31$$

$$\text{Donc } C_{req}/N_{ieq} = 1.65 \quad \Longrightarrow \quad 1.48 < C_{req}/N_{ieq} = 1.65 < 1.95$$

Donc et d'après le diagramme de **Schaeffler** le mode de solidification est F A d'où la solidification va commencer par un dépôt de ferrite ( $\delta$ ) suivi d'un dépôt d'austénite ( $\gamma$ ).



## IV.2 Comportement Mécanique

L'essai de traction l'un des essais les plus pratiqués et qui permet de déterminer des caractéristiques mécaniques fondamentales des matériaux : limite d'élasticité, charge de rupture, allongement de rupture notamment. Il consiste à réaliser, dans une éprouvette, un champ de contrainte uniforme uniaxiale de traction et à enregistrer l'allongement résultant.

Une machine de traction est constituée d'un bâti rigide qui comprend une traverse fixe à laquelle est fixée l'une des têtes de l'éprouvette; l'autre extrémité est fixée à une traverse mobile.



Figure V.3 : Machine de traction

### V.2.1 L'éprouvette de traction

Les études et les normes concernant l'éprouvette de traction recommandent en général d'utiliser une éprouvette plate dont la longueur de la section utile est un ordre de grandeur (i.e. 10 fois) supérieure à la largeur. En effet, le rapport largeur – longueur doit prendre une certaine valeur pour dissiper les effets de Saint-Venant (i.e. champ de contraintes complexe au voisinage du lieu d'application de la charge).

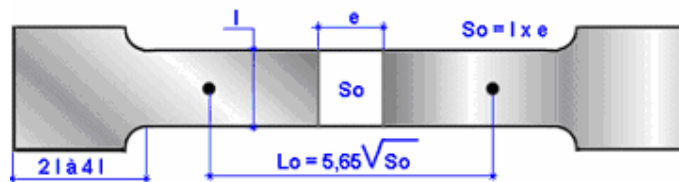


Figure.V.4 - Les dimensions de l'éprouvette utilisée

### V.2.2 Courbe de traction

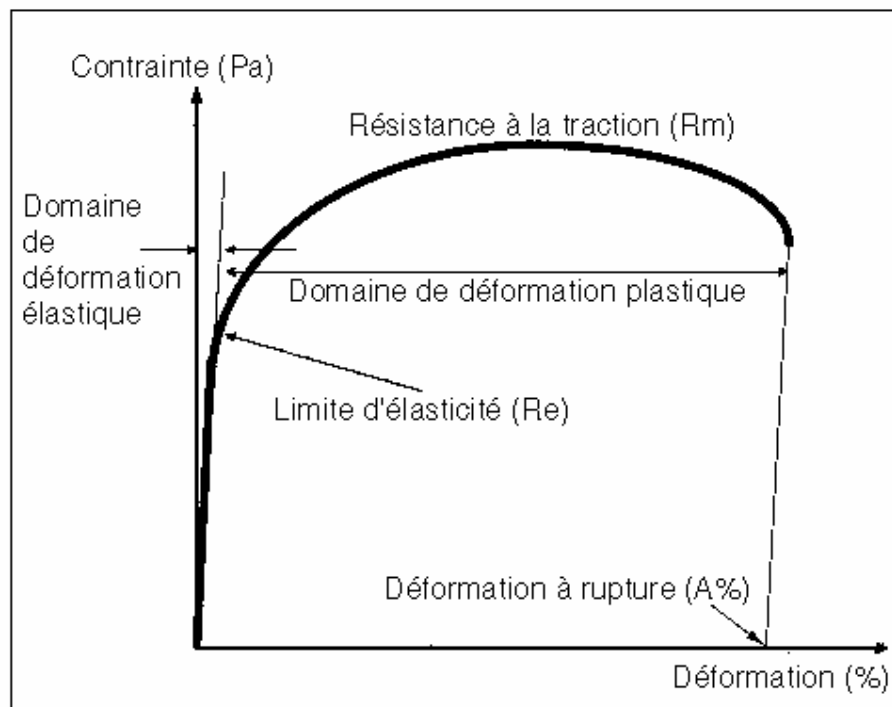
Afin de pouvoir utiliser les courbes de traction brutes, on doit les modifier de façon que les résultats obtenus ne soient fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette

On définit ainsi :

**La Contrainte :**  $\sigma = F / S_0$  unité : Pascal

**La Déformation :**  $\varepsilon = \Delta l / l_0$

$S_0$  et  $l_0$  sont les caractéristiques initiales de l'éprouvette,  $\Delta l$  est son allongement.



**Figure V.5** Courbe de traction

La courbe comporte deux parties principales :

☞ **Le domaine de déformation élastique**

L'éprouvette a un comportement élastique linéaire et suit la loi de HOOKE :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (V.6)$$

$E$  : est le module d'Young ou module d'élasticité.

### ☞ Le domaine de déformation plastique

Dans ce domaine la déformation est irréversible : si l'on supprime la charge le matériau garde une déformation permanente. La courbe de traction passe par un maximum au delà duquel la contrainte diminue bien que l'allongement continue de croître. La déformation n'est alors plus homogène, elle est localisée dans la zone de striction (zone la plus mince de l'éprouvette).

### ❖ caractéristiques mécaniques de traction

L'exploitation d'une courbe de traction nous permet d'obtenir les valeurs suivantes des caractéristiques mécaniques d'un matériau :

- ◆ **La limite d'élasticité  $R_e$**  ou  $R_{e,0.2}$  (pour 0,2% de déformation) : contrainte à partir de laquelle le matériau s'écarte de la loi de HOOKE, apparition de la première déformation plastique.
- ◆ **La résistance à la traction  $R_m$**  : contrainte maximale.

Dans le cas des matériaux fragiles (pas de déformation plastique),  $R_e$  et  $R_m$  sont confondues.

L'éprouvette a une section  $S_0$  et une longueur utile  $L_0$  au départ des mesures.

A chaque instant :

$L$  désigne la longueur utile de l'éprouvette.

$S$  la section de l'éprouvette.

$R$  la traction exercée, exprimée en MPa.

$e$  l'allongement relatif exprimé en %

$$e\% = \frac{(L - L_0)}{L_0} \times 100 \quad (V.7)$$

- ◆ **L'allongement à la rupture  $A$**  : c'est une mesure de ductilité car il est nul pour les matériaux fragiles.

$$A\% = \frac{l_u - l_0}{l_0} \times 100 \quad (V.8)$$

♦ **La striction à la rupture Z :**

$$Z = (S_0 - S_u) * 100 / S_0 \quad (V.9)$$

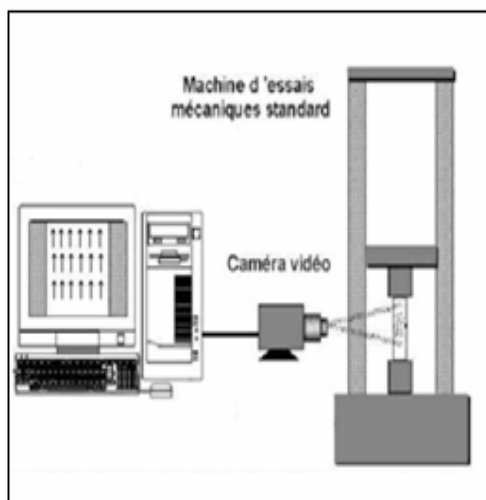
Avec :  $S_0$  la section de l'éprouvette initiale

$S_u$  la section de l'éprouvette après rupture

Toutefois, pour des aciers unidirectionnels, la rupture s'initie habituellement dans l'arrondi ou à une courte distance de ce dernier. Ceci est principalement attribuable à l'endommagement du matériau causé par l'usinage de l'arrondi ainsi qu'aux concentrations des contraintes présentes dans cette zone. En effet, il est probable que des fissures se créent entre les différents plis du stratifié lors de l'usinage de l'éprouvette.

### V.3. Appareillage

Pour effectuer l'essai de traction nous avons utilisé le dispositif expérimental (Figure V.6) qui se compose par une machine de traction, assistée par ordinateur et une caméra vidéo afin d'enregistrer les déplacements dans l'éprouvette lors de l'essai.

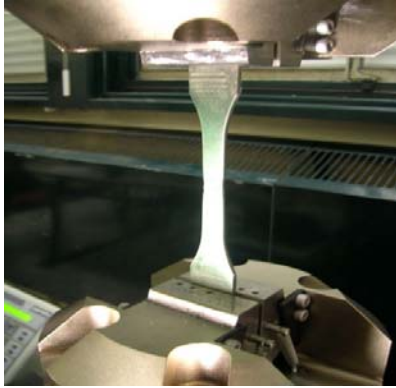


**Figure V.6** - Description expérimental utilisé avec « DaVis ».

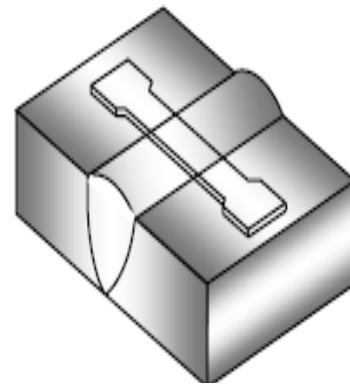
#### V.3.1 La machine de traction

L'essai de traction est généralement réalisé en introduisant une éprouvette dans une machine de traction universelle. Cette machine consiste en une base plane et un piston hydraulique

ayant un mouvement linéaire perpendiculairement à cette même base. De plus, des mâchoires se trouvent sur le piston ainsi que sur la base. Ces dernières sont installées de sorte à ce que leurs axes soient colinéaires avec celui du piston. Alors, une fois l'éprouvette insérée dans les mâchoires, le piston est déplacé verticalement et la force axiale nécessaire à ce déplacement est enregistrée.



**Figure V.7** L'éprouvette utilisée



**Figure V.8** Éprouvette de traction

### V.3.2. Le logiciel de corrélation d'images « DaVis »

« DaVis » est un logiciel qui permet de calculer les déformations locales d'un échantillon. Son principe de fonctionnement est la focalisation de la caméra sur la zone de déformation de l'éprouvette. Cette technique permet un suivi en temps réel de l'image vidéo.

Cependant, le logiciel « DaVis » est destiné principalement à effectuer de l'acquisition de données ainsi qu'au traitement de celles-ci. A partir d'une scène vidéo, ce logiciel compare deux images successives (les coordonnées des points) et calcule les distances correspondantes, on obtient ainsi un champ de déplacement. A partir du déplacement calculé, on peut aussi obtenir le champ de déformation associé.

Par ailleurs, le logiciel « DaVis » contient trois modules différents : **PIV**, **LIF** et **STRAINMASTER** :

**PIV** : la méthode « PIV » permet de calculer des champs de vecteur de vitesse tridimensionnel à partir d'un film réalisé avec deux caméras. Les images sont de très bonnes qualités (résolution = 2000\*2000 pixels).

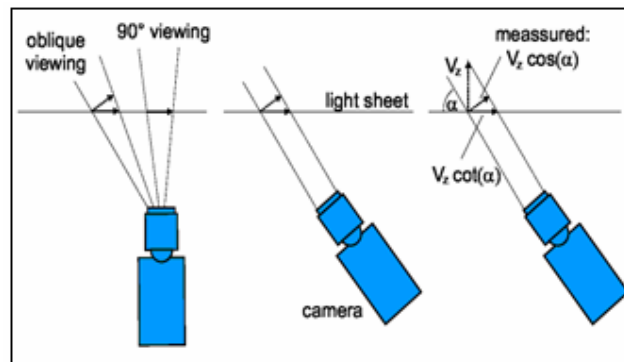
**LIF** : la Fluorescence Laser Induite « LIF » est une méthode largement répandue pour des mesures optiques avec des gaz, des liquides et des solides. Il est possible de combiner la

méthode de « LIF » avec d'autres comme la méthode « PIV », Rayleigh ou la technique de l'émission spectroscopie pour obtenir une information significative. Le système « LIF » se compose habituellement d'un laser réglable, d'une caméra, de cartes d'acquisitions et d'un logiciel. Il est largement utilisé dans la recherche de la combustion, du plasma, du jet et des phénomènes d'écoulement.

**STRAINMASTER** : ce module est basé sur l'utilisation des caméras « CCD ». Il permet la prise de vue et le calcul de champs de déformations sur une large gamme d'applications tel que la mesure des constantes de plasticités, constante d'élasticité, l'analyse de déformation rapide ou encore les écoulements granulaires. Ce module utilisé dans le cadre de ce projet, il permet aussi de saisir des vidéos et de les analyser afin d'en ressortir un champ de déplacement.

### V.3.3 Calibration de la caméra

Lors des essais, la caméra peut être placée à des différentes distances à chaque test et mal orientée par rapport à l'éprouvette (**Figure V.9**). Ainsi, la calibration de la caméra est obligatoire pour que le logiciel puisse la situer dans l'espace et permettre d'obtenir des champs corrects de déplacement et de déformation. L'opération de calibration est effectuée sans éprouvette et sans fond mais avec les sources lumineuses dans les conditions réelles de l'essai.



**Figure V.9** - Correction de l'orientation de la caméra[57].

Si la direction de la caméra n'est pas perpendiculaire à la face de l'éprouvette, une calibration spéciale de l'image est exigée. Pour cela, il faut arranger un plan de calibration avec la taille appropriée dans le plan de l'objet et focalisez l'image de caméra. Le plan de calibration devrait couvrir le champ visuel complet (**Figure V.10**). L'image devrait être focalisée et contenir

environ 50 positions marquée (l'utilisation d'une petite ouverture de l'objectif de la caméra ou un adaptateur de « Scheimpflug » est nécessaire).

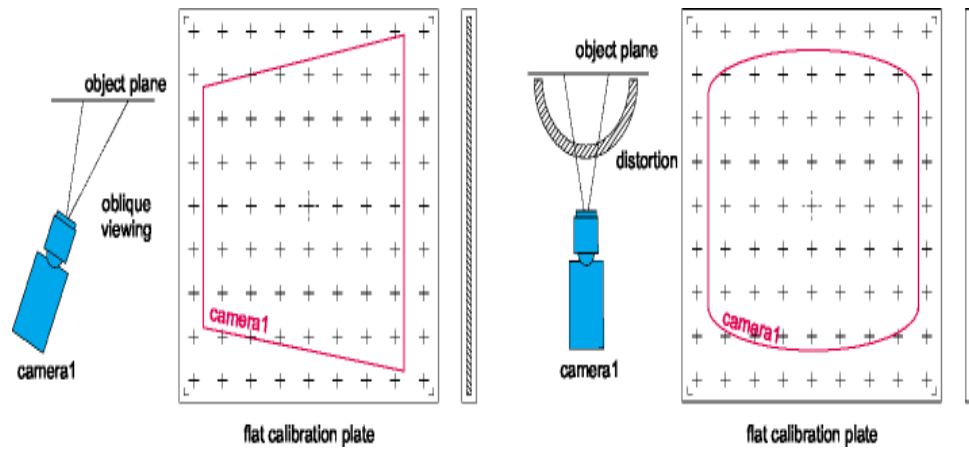


Figure V.10 - Etalonnage de la mesure des distances[57].

### V.3.4 Le calcul des champs de déplacements

La technique de corrélation d'image permet de filmer pas à pas la déformation du matériau et d'analyser ainsi le déplacement de chaque partie de l'éprouvette. A un instant  $t$ , on prend une photo de l'éprouvette. On récupère une petite de cette photo (une icône) et on essaye de retrouver (par balayage, corrélation directe, etc.) cette petite icône, dans la photo prise à l'instant  $t+dt$ , comme indiquée la figure V.2

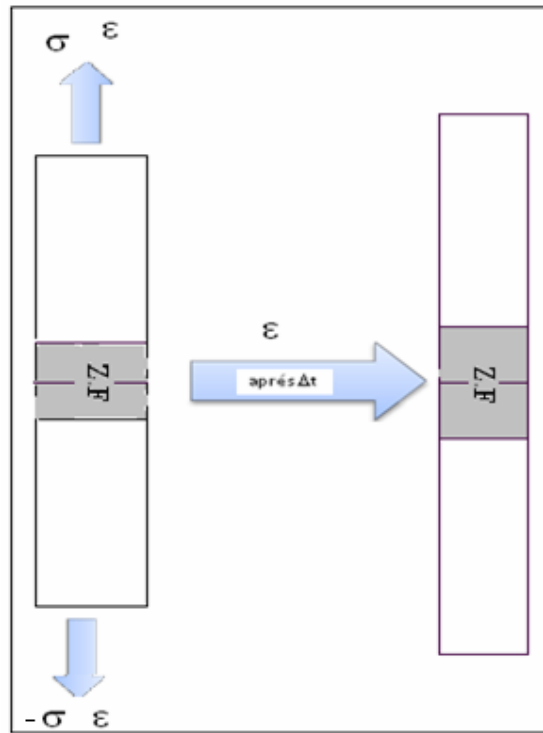


Figure V.11 Schéma montrant la procédure de la déformation.

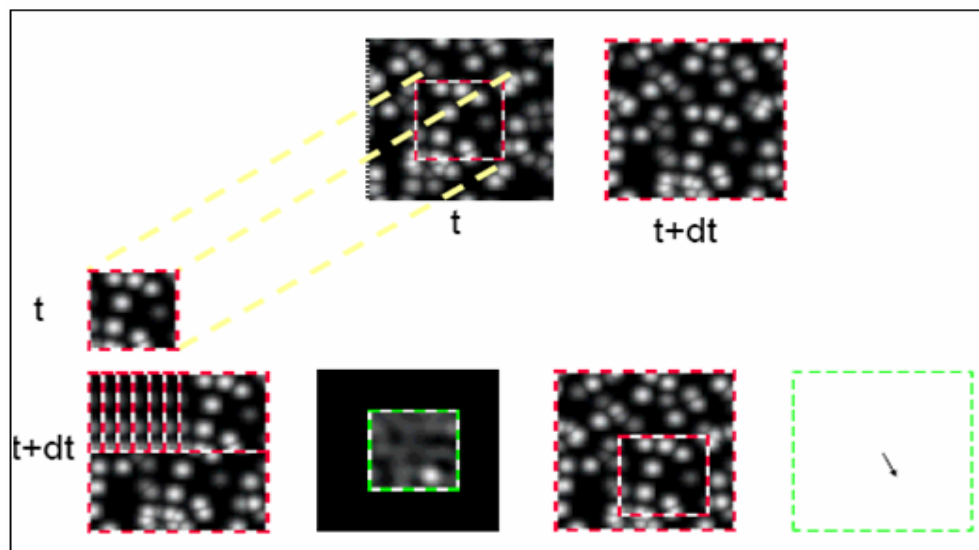


Figure. V.12-Principe de corrélation d'image par balayage [54].

Une fois l'icône retrouvée sur la photo à l'instant  $t+dt$ , on peut alors calculer le vecteur déplacement.



### 3.4 Obtention de Champs de déformations

Après avoir récupéré le vecteur de déplacement de plusieurs points de la photo, on obtient donc une carte des déplacements de l'éprouvette. On peut alors déduire les déformations.

Les différentes composantes du tenseur de déformation  $E_{ij}$  dans le plan (X, Y) sont définies par :

$E_{xx}$  et  $E_{yy}$  sont les déformations normales qui décrivent la déformation locale unidimensionnelle  $dL/L$ , respectivement, dans la direction x et y,  $E_{xy}$  et  $E_{yx}$  sont les déformations qui décrivent le cisaillement local en projection sur x (ou y) d'une surface de normale y (ou x).

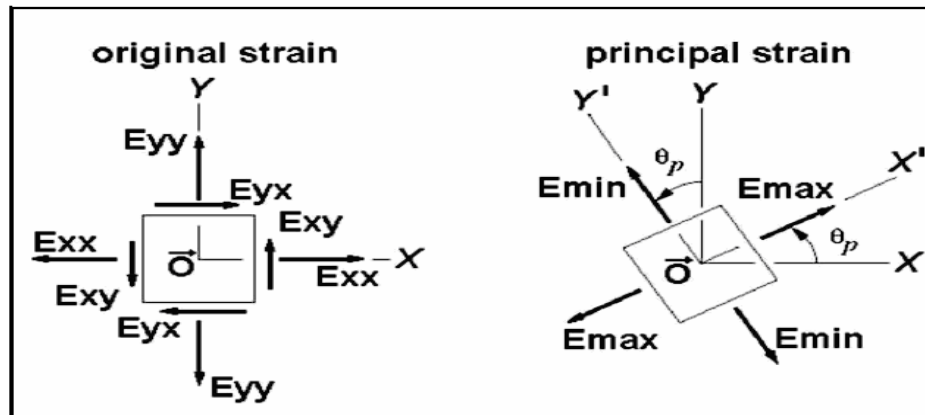


Figure V.13- Composante du tenseur de déformation dans le plan (X, Y).

A partir du tenseur de déformation généralisé  $E_{ij}$  (écrit dans base quelconque dans le plan (X, Y)), les valeurs des déformations principales (Figure III.13) ainsi que l'angle  $\theta_p$  définissant les directions associées sont donnés par les relations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} E_{\min}^{\max} = \frac{E_{xx} + E_{yy}}{2} \pm \sqrt{\frac{(E_{xx} - E_{yy})^2}{4} + E_{xy}'^2} \\ \tan(2\theta_p) = \frac{2E_{xy}'}{E_{xx} - E_{yy}} \end{array} \right. \quad \text{avec} \quad E_{xy}' = \frac{E_{xy} + E_{yx}}{2} \quad (\text{V.10})$$

Dans l'étude qui va suivre, on va s'intéresser uniquement à la composante verticale  $E_{yy}$  (suivant la direction de la traction).

## V.4. Techniques de caractérisation

Deux techniques de caractérisations essentielles ont été utilisées au cours de ce travail :

- ☞ La métallographie
- ☞ Les tests de dureté

### V.4.1 L'analyse métallographique

Nous avons procédé à l'analyse microstructurale par une observation au microscope optique. En effet, pour que les échantillons puissent être observés, les échantillons doivent donc être spécialement préparés :

#### V.4.1.1 L'enrobage

Il consiste à mettre les échantillons dans des petits moules puis on remplit ces moules par la résine que nous avons préparé. Après un certain temps la résine se solidifie, et on obtient des échantillons enrobés figure V.14.

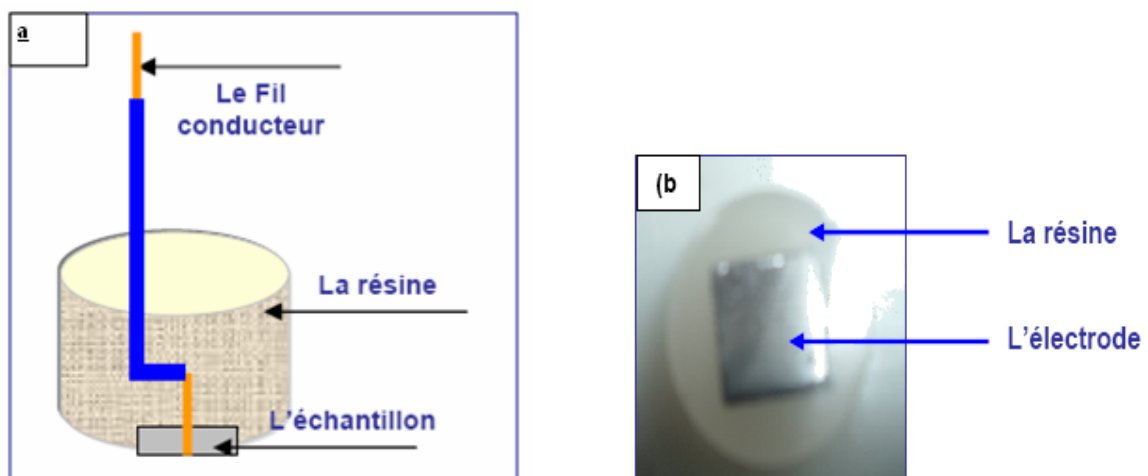


Figure V.14: Schéma illustratif des échantillons enrobés[59]

#### V.4.1.2 Polissage

La surface des échantillons a fait l'objet d'une série de polissage mécanique à l'aide d'une polisseuse (figure V.15). On effectue un polissage progressif à l'aide de papiers abrasifs de

plus en plus fins jusqu'à l'obtention d'un bon état de surface (état miroir) suivi d'un polissage de finition sur papier feutre imprégné de pâte diamantée. Les échantillons sont aussitôt lavés à l'acétone et séchés par un flux d'air.



**Figure V.15:** Photo de la polisseuse utilisée.

#### **V.4.1.2 L'attaque chimique**

Pour les caractérisations en microscopie optique l'attaque chimique a été réalisée par l'eau régale glycinée (10ml HNO<sub>3</sub> +20ml HCl +30ml glycérol) à la température ambiante pendant quelques minutes ( entre 1 et 5 mn).

#### **V.4.2 Essais de dureté**

Les changements microstructuraux ont un impact direct sur les valeurs de dureté, de ce fait nous avons procédé à des mesure de dureté Vickers dans les différentes zones de la soudure, afin de pouvoir confirmer les observations métallographiques.

##### **Principe de l'essai dureté Vickers – HV**

La mesure de dureté Vickers se fait avec une pointe pyramidale normalisée en diamant de base carrée et d'angle au sommet entre face égal à 136°. L'empreinte a donc la forme d'un carré. On mesure les deux diagonales  $d_1$  et  $d_2$  de ce carré à l'aide d'un appareil optique. On obtient la valeur  $d$  (diamètre de l'empreinte) en effectuant la moyenne de  $d_1$  et  $d_2$ . La force  $F$  et la durée de l'appui sont également normalisées [60].

$$HV = 0,189 \times F/d^2 \quad (V.11)$$

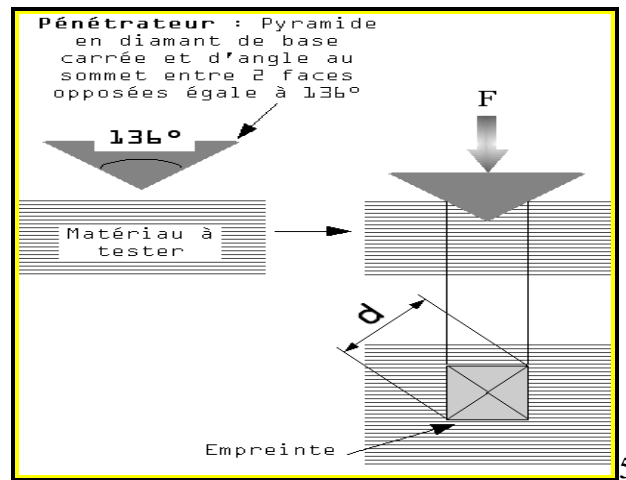


Figure V.16 Principe de l'essai de dureté Vickers [61].

Dans notre cas La charge d'essai appliquée est de 200g, elle est appliquée progressivement et de façon constante jusqu'à ce que la charge choisie soit atteinte. Le temps de maintien de la charge est de 10 à 15 secondes.

### V.5 calcul du taux de ferrite

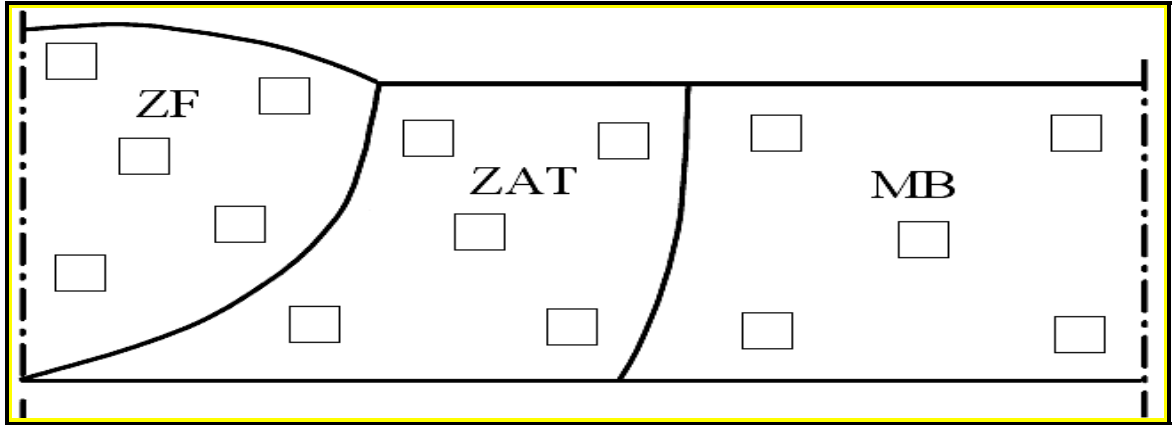
Le « taux de ferrite » est un intermédiaire commode pour appréhender les propriétés du métal fondu et maîtriser les risques de fissuration à chaud.

#### 1.2.2 Comptage métallographique [63]

La méthode consiste à superposer une grille de points à un nombre donné de champs observés de la coupe métallographique examinée, à compter le nombre de points de la grille inclus dans le constituant considéré et à en déduire sa fraction volumique (supposée égale à la proportion surfacique d'abord estimée). S'agissant d'identifier une phase en faible quantité, en forme de particules ou de lattes fines (les caractéristiques de la ferrite), le résultat du comptage dépendra de [60] :

- ☞ la technique de révélation (en particulier pour les teneurs inférieures à 2 %) ;
- ☞ l'aptitude de l'opérateur à distinguer la ferrite transformée en phase et les carbures ;
- ☞ la couverture statistique de la grille et la procédure de mesure, ce qui le donne au mieux à  $\pm 10\%$  de la valeur obtenue

Dans notre travail, on a choisi aléatoirement cinq micrographies pour chaque zone (pour davantage de satisfaction) comme illustré sur la **Figure IV.17** ; et après on a calculé la valeur moyenne du taux de ferrite des cinq micrographies de chaque zone.



**Figure V.17:** Schéma du prélèvement aléatoire pour traitement d'image

# CHAPITRE VI

## RESULTATS ET INTERPRETATIONS

---

Dans le cadre de la caractérisation des déformations locales issues d'un essai de traction appliquée sur une éprouvette en acier inoxydable austénitique de type **AISI 316L** soudé avec métal d'apport de type **AISI 308L** : une technique de corrélation d'image appelée technique du « mouchetis » est utilisée lors de cet essai.

### VI.1 Les résultats de l'essai de traction

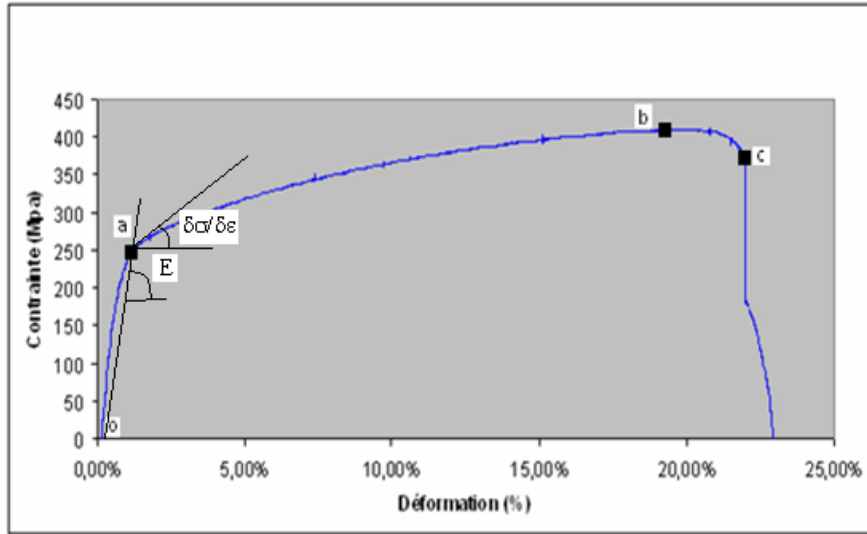
Les résultats obtenus nous donnent une courbe de traction (résistance- allongement) qui ne comporte pas la partie instable de la transition du domaine élastique au domaine plastique. Cependant une résistance a la déformation mise en évidence sur les courbes de la figure VI.1. Les différentes dérivées de la courbe de traction obtenues pour notre matériau sont exposées dans ce paragraphe.

#### VI.1.1 La courbe de traction

L'essai de traction sur l'éprouvette d'acier inoxydable austénitique 316L selon les données suivantes :

- ◆ La longueur de l'éprouvette est :  $L_0=100$  mm ;
- ◆ La largeur de l'éprouvette est :  $d_0=10$  mm ;
- ◆ L'épaisseur de l'éprouvette :  $e_0=3$ mm d'où  $S_0=30$  mm<sup>2</sup> ;
- ◆ Vitesse de traverse constante :  $V_t=0,5$  mm/mn.

Cet essai nous fournit la courbe donnant la contrainte appliquée à l'éprouvette en fonction de sa déformation comme indique la figure ci dessous :



**Figure VI.1** : La courbe de traction contrainte-déformation

Cette courbe, est composée de trois parties ; qui caractérisent les étapes de comportement mécanique de l'éprouvette au cours de l'essai :

- ❶ **La première partie** (l'intervalle (oa)) : est le domaine de la déformation élastique réversible, dans lequel le matériau obéit à la loi de HOOKE  $\sigma = E \cdot \varepsilon$  Tel que

$\sigma$  : la contrainte appliquée sur l'éprouvette (MPa)

$E$  : module d'Young (MPa)

$\varepsilon$  : la déformation (%)

La valeur absolue de la déformation reste faible, de l'ordre de quelques dixièmes de pourcent à la fin de ce domaine d'élasticité.

- ❷ **La deuxième partie** (l'intervalle ab) : est le domaine de la déformation plastique homogène ; A partir d'une certaine contrainte, le matériau rentre dans le domaine de la déformation plastique homogène ; la valeur de la pente  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ , appelée taux de consolidations (taux d'érouissage) est bien inférieure à celle de module de YOUNG  $E$  du matériau, et tend progressivement vers 0 au maximum de la courbe de traction. dans ce domaine de la déformation plastique, c'est une déformation est irréversible. Si la contrainte est supprimée, le matériau manifeste dans certain retour élastique.

Dans ce domaine la déformation plastique est dite homogène car elle a affecté l'ensemble de l'éprouvette, qui a diminué la section. La section de l'éprouvette reste en toute fois la même tout le long de l'éprouvette de traction.

- ③ **La troisième partie** (l'intervalle bc) : Une fois que le maximum de la courbe de traction a été atteint, on constate que la déformation plastique se poursuit, mais quelle se localise dans une région de l'éprouvette appelée zone de striction. Le domaine de striction est le domaine de déformation plastique non homogène.

La consolidation du matériau ne peut plus alors compenser l'augmentation de la contrainte, il y a instabilité, et striction progressive jusqu'à ce que la rupture soit atteinte dans la zone de striction de section la plus faible de l'éprouvette étudiée.

- La courbe de traction nous permet d'obtenir les valeurs des caractéristiques mécaniques en traction pour le matériau étudié :

1) La limite d'élasticité  $R_e = 200 \text{ MPa}$

2) Module de YOUNG  $E = 200 \text{ GPa}$

3) La résistance à la traction  $R_m = 411 \text{ MPa}$

4) L'acier inoxydable austénitique 316L à l'état hypertrempé présente un allongement à la rupture de l'ordre de **22%**. D'où une résistance à la déformation

5) coefficient de striction **Z%**.

**Calcul de coefficient de striction Z% :**

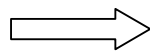
$$Z\% = \left( \frac{S_0 - S_r}{S_0} \right) 100$$

$S_0$  : la section initiale de l'éprouvette =  $30 \text{ mm}^2$

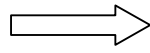
$S_r$  : la section de rupture de l'éprouvette.

D'après la loi de conservation de volume on a  $dV=0$  d'où  $S_0 \cdot L_0 = S_r \cdot L_r$

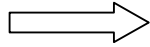




$$S_r = \left( \frac{S_0 \cdot L_0}{L_r} \right) = 24.6 \text{ mm}^2$$



$$Z\% = \left( \frac{\epsilon_0 - \epsilon_r}{\epsilon_0} \right) 100 = 18\%$$

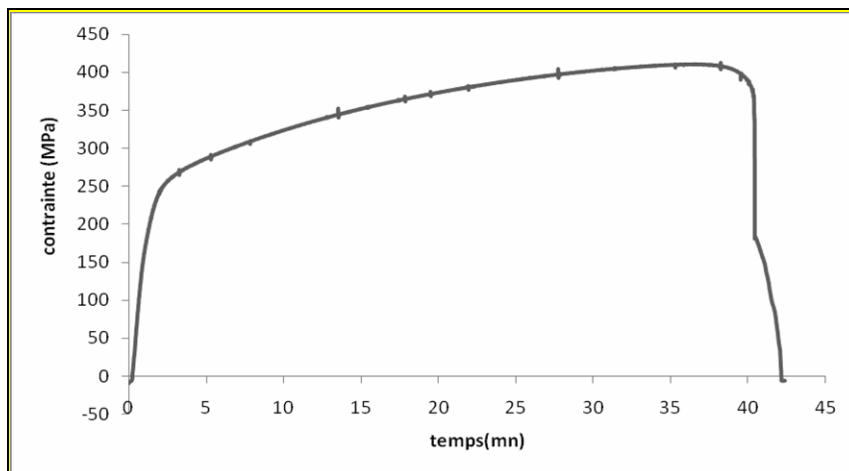


$$Z\% = 18\%$$

D'après les résultats ci-dessus, nous constatons que la résistance moyenne à la traction est voisine de 410 MPa et l'allongement à la rupture proche de 23%. Ce matériau présente un bon compromis entre une résistance à la traction suffisante et acceptable accompagnée d'une ductilité (allongement) faible. Les plus part des valeurs obtenues des différentes caractéristiques mécaniques pour notre matériau utilisé rentrent bien dans les fourchettes de propriétés données dans la littérature

### VI.1.2 La courbe de contrainte en fonction du temps

Afin de corréler les résultats de la machine de traction avec ceux de la caméra numérique, nous traçons la courbe montrant l'évolution des contraintes en fonction du temps (voir la **figure VI.2** ci-dessous)

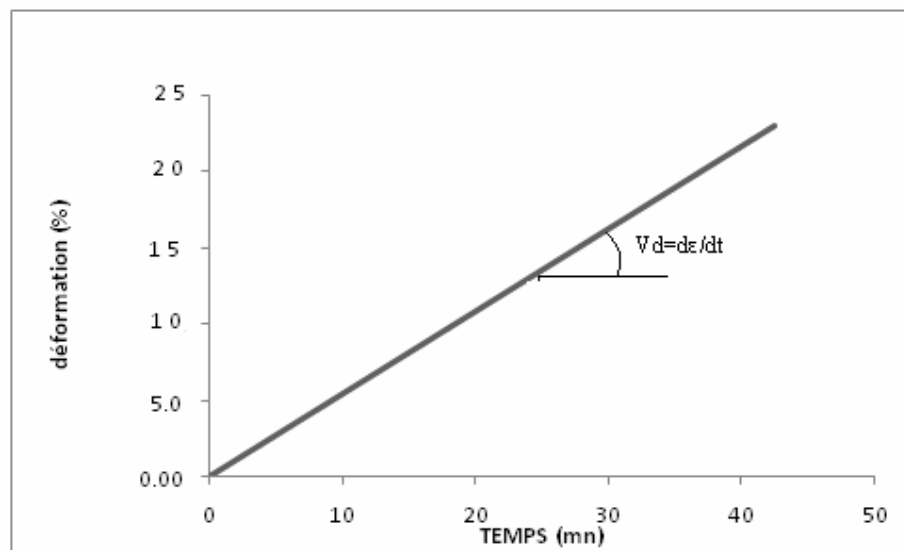


**Figure.VI.2** Courbe montre l'évolution de la contrainte en fonction du temps

A partir de cette courbe, la durée de l'essai de traction est de 42 mn (2540,75 s) tel que :

- une très courte durée de 2.20mn approximativement pour le domaine élastique.
- La durée de la partie plastique homogène est de  $t_{el} = 36 - 2.2 = 33.8$ mn.
- La contrainte maximum a été atteinte dans la 36 mn.
- A partir de la 36<sup>ème</sup> minute l'éprouvette rentrée dans la troisième partie ; le domaine de striction  
Jusqu'à la 40<sup>ème</sup> minute.
- La rupture a été faite dans la 40<sup>ème</sup> minute

### VI.I.1.3 La courbe de déformation en fonction du temps



Figures VI.3 - Evolution de la déformation.

La courbe déformation-temps montre que l'évolution de la déformation en fonction du temps est une ligne droite qui passe par l'origine, elle est de type :  $\varepsilon = at$  tel que  $a = Vd = d\varepsilon/dt$  est la vitesse de déformation

$$Vd = \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = \frac{20,004 - 10,005}{36,80 - 18,410} = 0.54 \text{ mn}^{-1} = 9.06 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$$

Donc, la figure ci-dessus montre que la vitesse de déformation est constante lors de l'essai de traction.

La déformation maximale de l'éprouvette est de l'ordre de  $\varepsilon = 23\%$  donc l'acier 316L est relativement dur, ça signifie qu'il y a une chute de ductilité de l'acier.

### VI.1.4 Courbe de l'évolution de la déformation

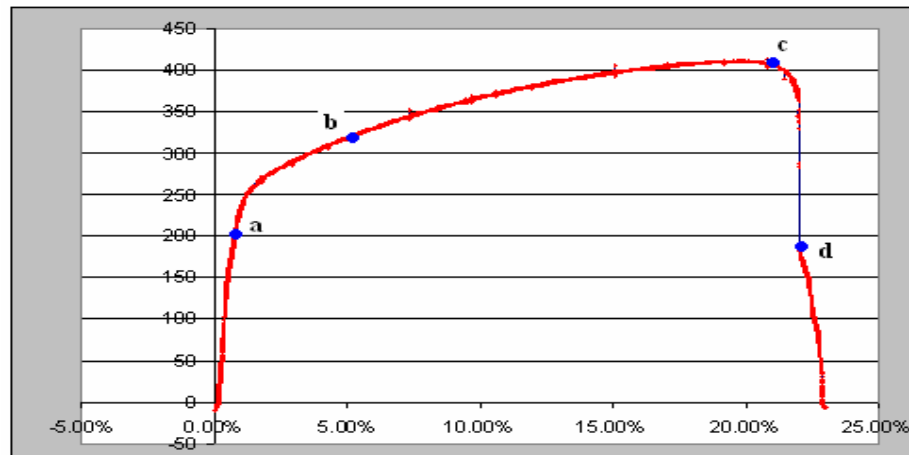
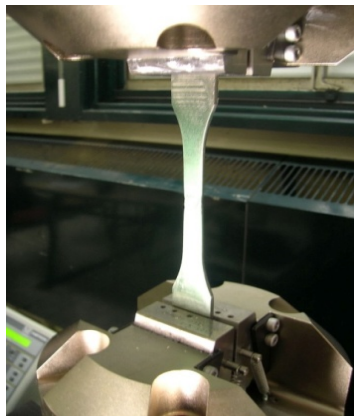
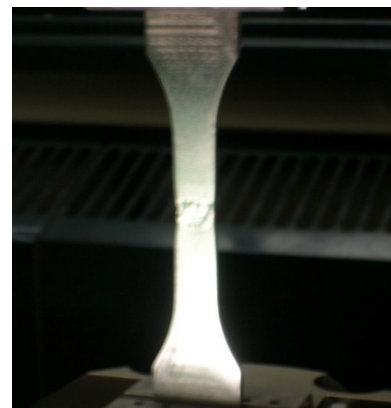


Figure VI.4 - Evolution de la déformation lors d'un essai de traction.

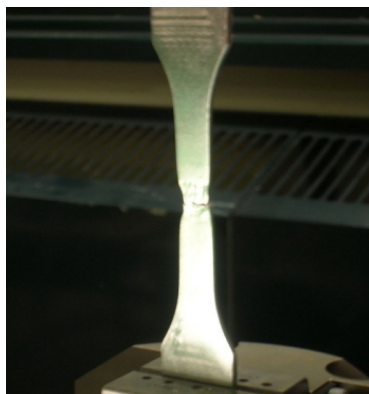
a)  $t = 2\text{mn}$    b)  $t = 17\text{mn}$    c)  $t = 36\text{mn}$    d)  $t = 41\text{mn}$



a) l'éprouvette dans le domaine d'élasticité



b) l'éprouvette dans le domaine de plasticité homogène



c) l'éprouvette dans le domaine de striction



d) l'éprouvette après la rupture

Figure VI.5. L'évolution de l'éprouvette lors de l'essai de traction

Ces images montrent que l'amorçage, puis la rupture se situent dans la zone fondue,

## VI.2 Les résultats obtenus par le logiciel « DaVis »

### VI.2.1 Champs de déplacements

Pour déterminer le champ de déplacement nous avons choisi une zone d'étude comme indiquée sur la figure ci dessous :

Après calibration de la caméra on a choisi une taille de fenêtre de 32x32 pixels. le calcul de champ de déplacements est possible par le logiciel « DaVis ». On va par la suite étudier les déplacements calculé par « DaVis » pour plusieurs points de la zone d'étude.

Pour calculer le champ de déplacement avec les paramètres suivants :

- une vitesse de traverse égale à 0,5mm/min.
- On enregistre alors 42 images avec une fréquence de 1 image/mn.

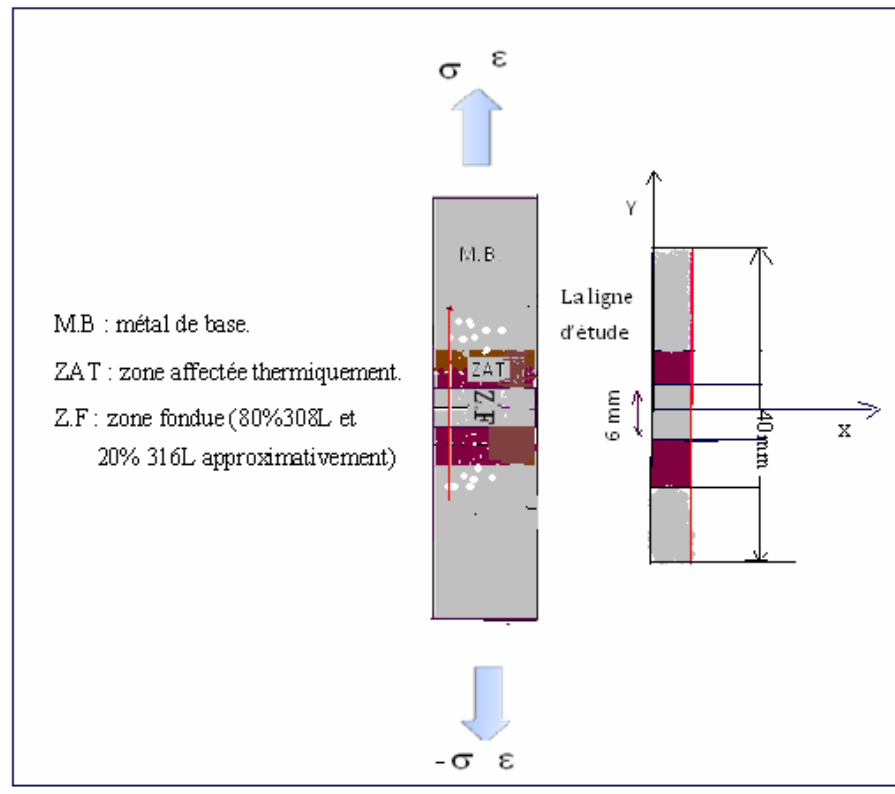
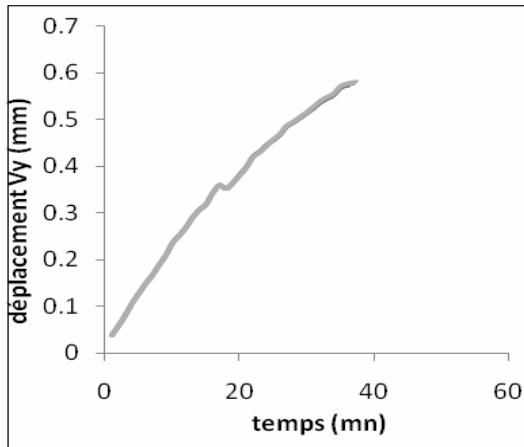


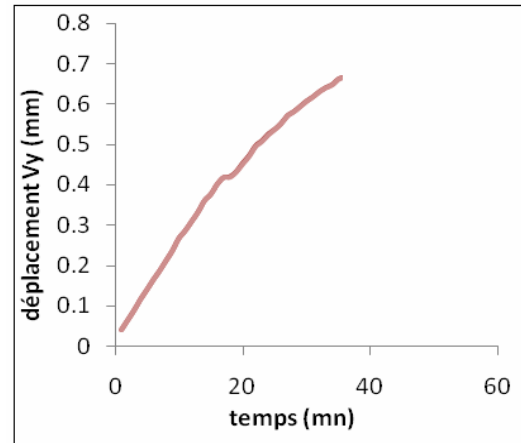
Figure VI.6 : La ligne d'étude.

L'évolution du déplacement en fonction du temps est reportée sur la figure VI.7 pour plusieurs points différents. Ces points sont équidistants de 4mm.

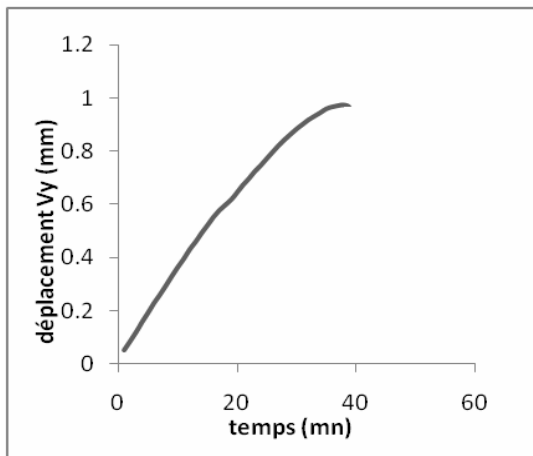
## VI.2.1.1 Courbes de déplacements pour des points situés dans le métal de base



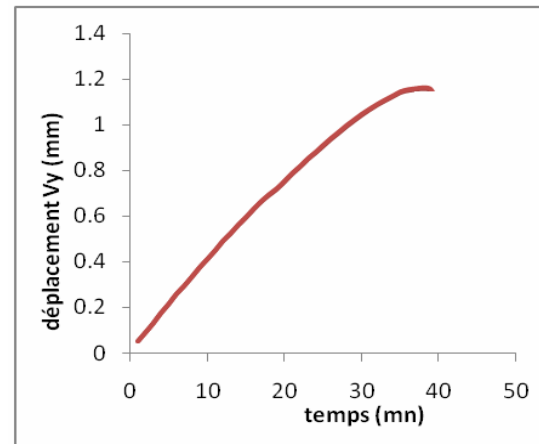
Point au centre moins 12mm



Point au centre plus 12mm

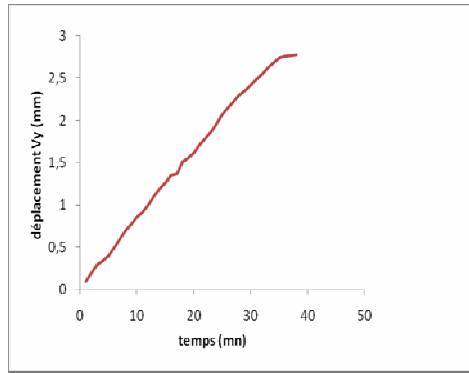
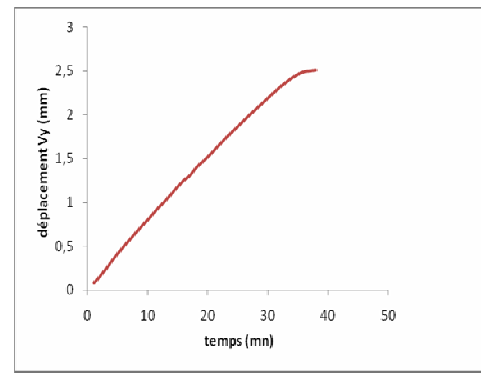
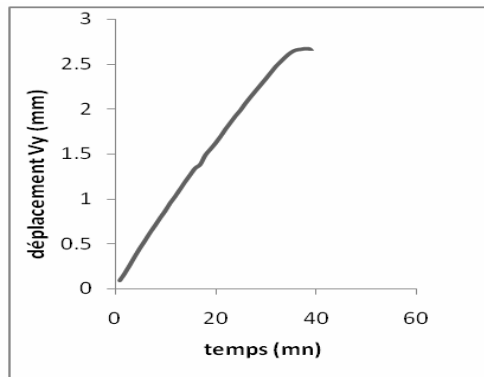
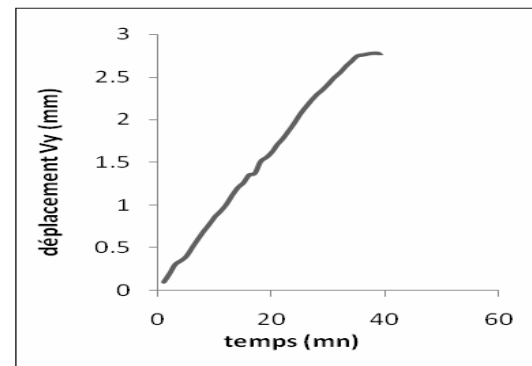
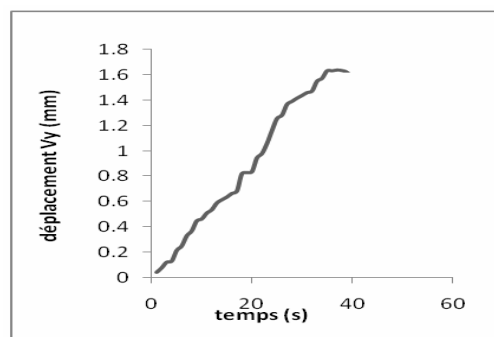


Point au centre moins 8mm



Point au centre plus 8mm

Figure VI.7- Evolution du déplacement en fonction du temps pour 4 points. Dans le MB

**Point au centre moins 4mm****Point au centre plus 4mm****Figure VI.8-** Evolution du déplacement en fonction du temps pour 2 points.**VI.2.1.3 Courbes de déplacements pour les points situés dans la zone fondue****Point au centre moins 2mm****P oint au centre plus 2mm****Point au centre****Figure VI.9 -** Evolution du déplacement en fonction du temps pour 3 points.

Nous remarquons d'après ces résultats que les déplacements dans le métal de base moins grands que dans la zone fondue et que de la ZAT, mais la rupture se localise dans les alentours de la ZF. Nous pouvons expliquer par un manque de ductilité au sein de la ZAT

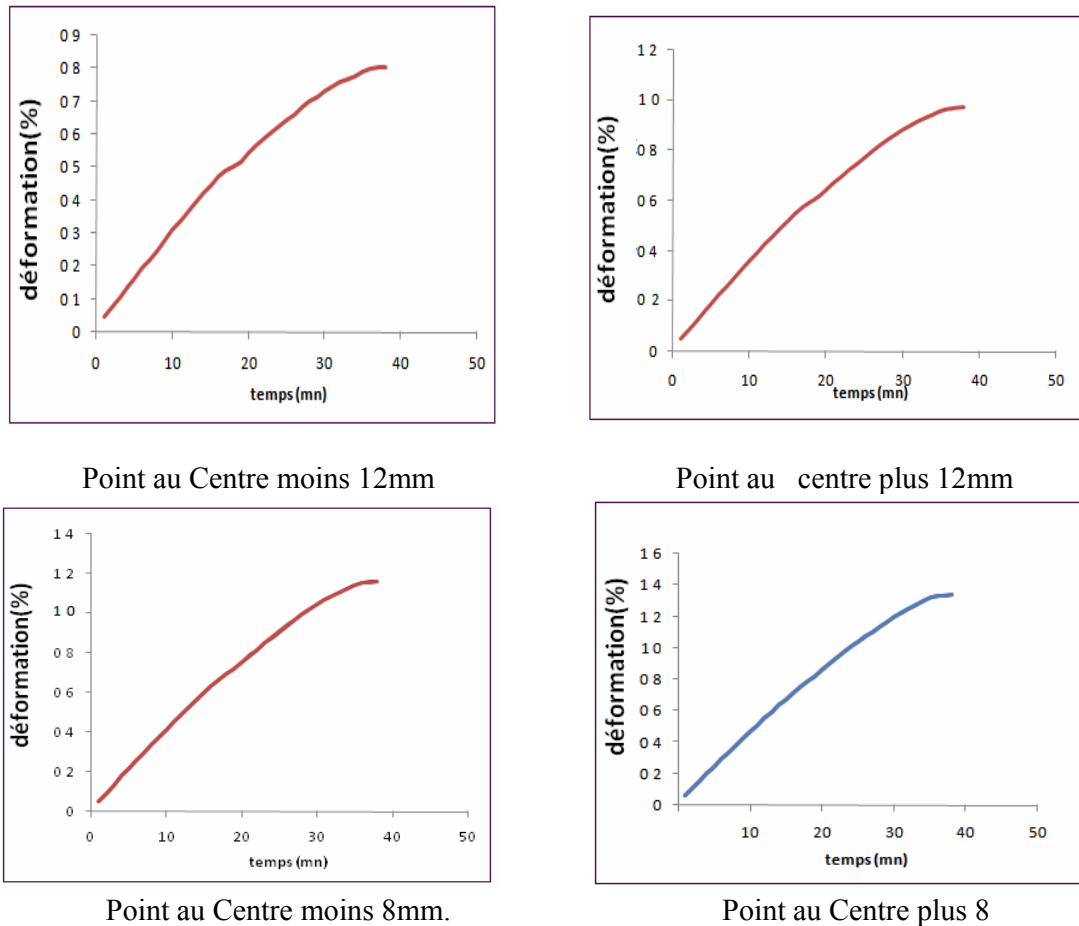
et la ZF d'une part, et par le grossissement de grain de la ZAT d'autre part.

Donc les fissures, situées à quelques millimètres de la zone fondue dans la ZAT, se développent par cavitation autour des précipités intergranulaires. La dureté de la partie de la zone affectée thermiquement contenant les fissures est supérieure à 200HV [48].

## VI.2.2 Champs de déformations

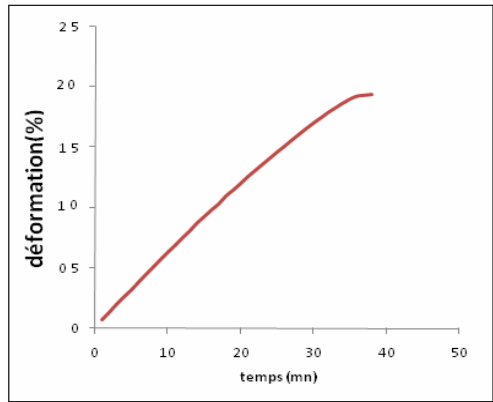
Une fois les valeurs des déplacements sont obtenues, on calcule alors les déformations correspondantes. En choisissant plusieurs points au centre de l'éprouvette, l'évolution de la déformation  $E_{yy}$  en fonction du temps pour les différents déplacements sont représenté dans les figures suivantes.

### VI.2.2.1 Courbes de déformations pour les points situés dans le M.B

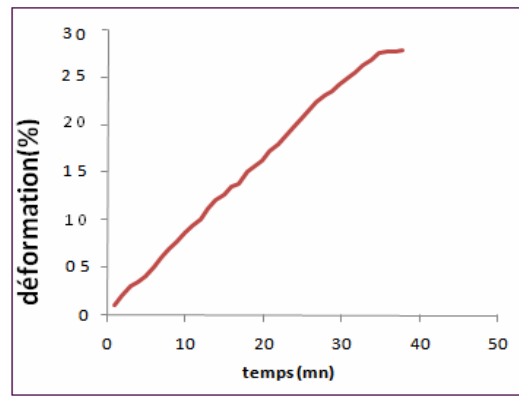


**Figure VI.10** - Evolution de la déformation pour métal de base (MB).

**VI.2.2.1 Courbes de déformations pour les points situés dans la ZAT**



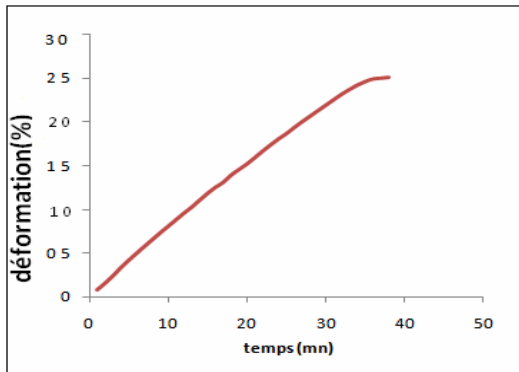
Point au Centre moins 5mm



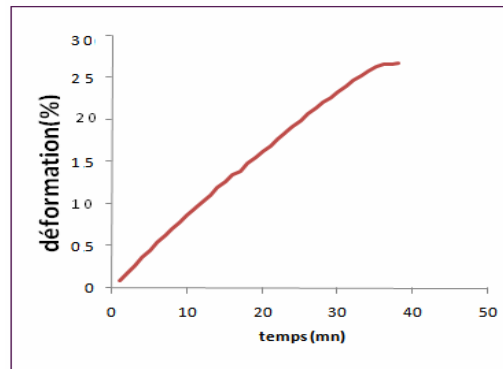
Point au centre plus 5mm

**Figure VI.11** - Evolution de la déformation pour la ZAT.

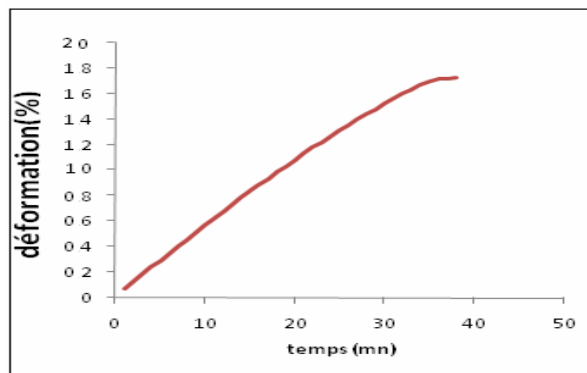
**VI.2.2.1 Courbes de déformations pour les points situés dans la zone fondue**



Point au Centre moins 3mm



Point au centre plus 3mm



Point au Centre

**Figure VI.12** - Evolution de la déformation pour la ZF.



On constate que la déformation est de plus en plus importante si on rapproche à la zone fondue. Cependant, la déformation dans le métal de base est moins que celle de la zone affectée thermiquement, et moins aussi que la déformation de la zone fondue.

D'après les résultats précédents, on déduit que le taux de déformation le long de l'éprouvette soudée est relativement constant au niveau du métal de base, alors que la zone fondue présente une déformation assez importante ; ceci vient du fait de la différence des modes de déformation dans les deux zones, qui est fonction de la microstructure de chaque zone.

D'autre part nous remarquons la déformation maximale est de l'ordre de 30%, et la déformation moyenne est approximativement 22%. Donc les courbes de logiciel « DaVis » ont montré que la soudure semble fragile.

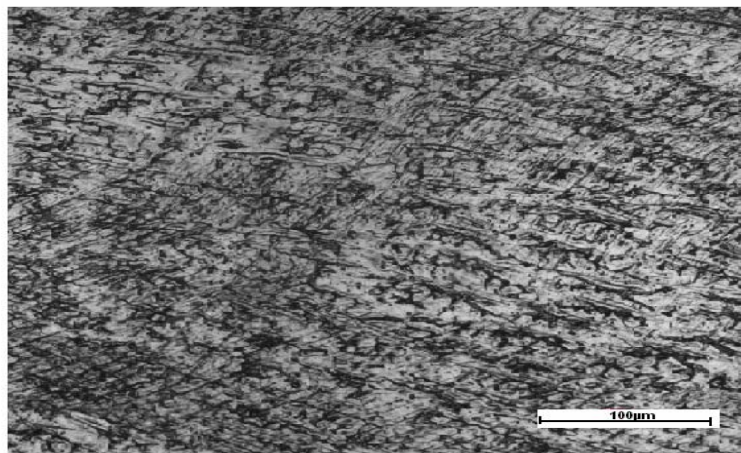
### VI.2.3 Résultats de la caractérisation

#### VI.2.3.1 Résultats de la métallographie :

Pour le cordon de soudure, nous avons effectué différentes observations micrographiques dans des différents endroits (ZF, ZAT, MB) dans le but d'identifier l'état structural.

##### ☞ Structure du métal fondu

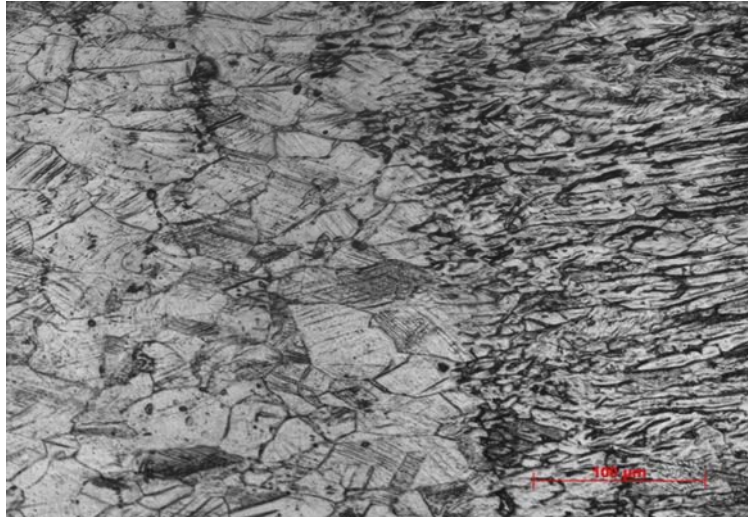
La micrographie de la zone fondue est donnée par **figure VI.13**. Elle a un aspect conventionnellement appelé microstructure dendritique de solidification. La ferrite  $\delta$  (en noir) est à la fois dans les espaces interdendritiques et dans les axes dendritiques à cause des ségrégations, et le reste de la matrice (ce qui est en blanc) c'est l'austénite.



**Figure VI.13** Microstructure de la ZF

### ☞ Structure de la zone de liaison

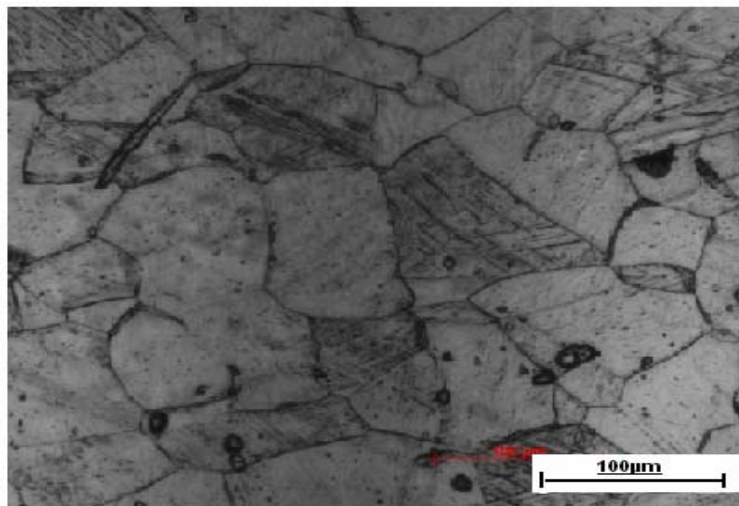
Nous constatons la présence de grains de grande taille à côté de grains plus fins. Ce qui traduit la surchauffe importante subite par cette partie au cours de l'opération du soudage.



**Figure VI.14** Microstructure de la zone de liaison (x200)

### ☞ Structure de la ZAT

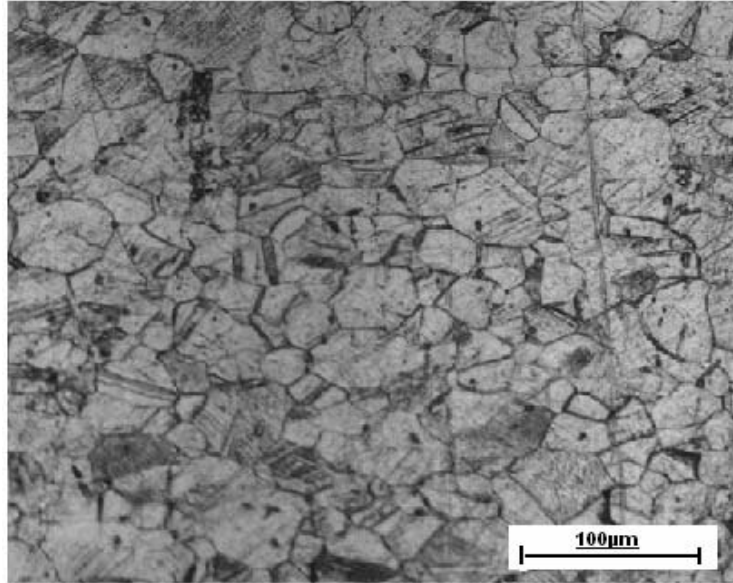
A proximité de la zone fondue (la zone affectée par la température), la microstructure se révèle comme celle du métal de base, néanmoins la taille des grains a connu un grossissement très significatif sous l'influence de l'élévation de la température apportée par la source de chaleur lors de l'opération du soudage. Cette observation est bien mise en relief dans la **figure VI.15**.



**Figure VI.15:** Microstructure la ZAT.

### ☞ Structure du métal de base

L'acier possède une structure austénitique granulaire isotrope la taille des grains ne présente pas beaucoup de dispersion, comparée à celle de la ZAT.



**Figure VI.16** : Microstructure du MB.

### VI.2.3.2. Taux de ferrite

Le taux de ferrite moyen dans le cordon de soudure, déterminé par la méthode du Comptage métallographique, dans les trois zones de la soudure est présenté dans le tableau ci-dessous :

| Zone         | Zone fondue | ZAT | Métal de base |
|--------------|-------------|-----|---------------|
| $\delta$ (%) | 33.6        | 9.3 | 6             |

**Tableau VI.1**: Répartition du taux de ferrite dans la soudure.

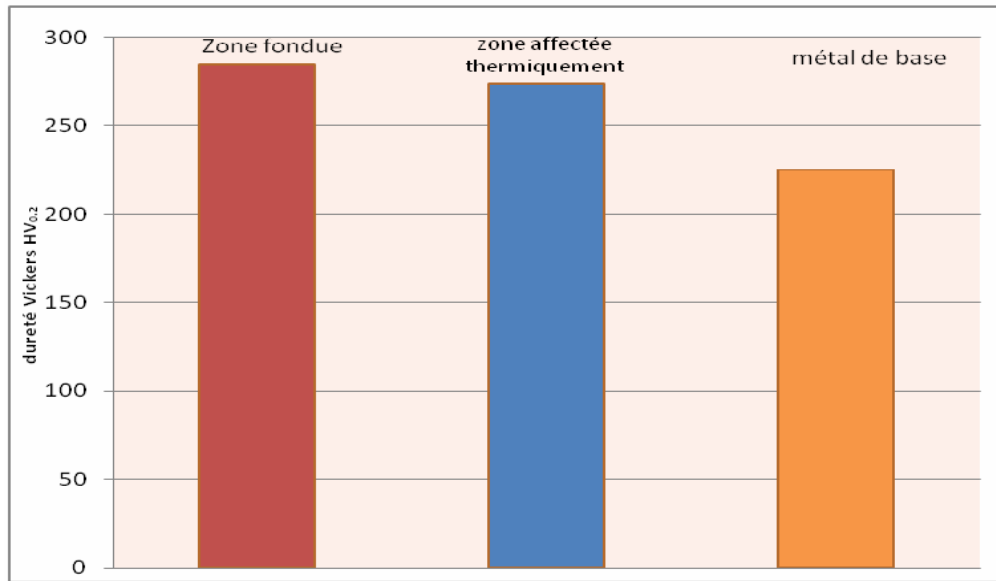
### VI.2.3.3 Caractérisation mécanique

Nous constatons que la dureté au sein de la ZF est supérieure à celle de la ZAT et à celle du métal de base. Ces constats peuvent être expliqués en se basant sur les deux considérations suivantes :

- Le taux élevé de ferrite au sein de la ZF.

- Une concentration très élevée de contraintes résiduelles localisée au niveau de la ZAT engendrée principalement par la haute dilatation thermique de l'acier 316L (proche de  $16,5.10^{-5}K^{-1}$ ), ceci peut être explicité par la formule mathématique suivante qui donne la contrainte thermique  $\sigma_{th}$  :

$$\sigma_{th} = E.\varepsilon = E.\alpha.\Delta T \quad (VI.1)$$



**Figure VI.17** Profil de dureté dans l'éprouvette soudée après la rupture.

## VI.2 Interprétations

D'après les résultats obtenus par l'essai de traction, à partir de la courbe de traction d'une part, et du logiciel « DaVis » d'autre part, nous constatons qu'il y a une résistance à la déformation et une chute de ductilité de matériau étudié, en effet, les paramètres suivants nous paraissent essentiels dans la détermination des causes de la fragilité du matériau et l'endommagement et la rupture dans la zone fondue des aciers inoxydables austénitiques :

- Lors du soudage, la dilatation et la rétraction non uniforme des parties chauffées, empêchées par les parties du joint qui restent froides génèrent des incompatibilités de déformations conduisant à des champs de contraintes et de déformations résiduelles après retour à la température ambiante. Au cours de chauffage, lorsque la rigidité du matériau décline, les contraintes provoquent des changements de forme lorsqu'elles dépassent la limite d'élasticité. Plus les gradients de température sont élevés, plus les contraintes sont susceptibles d'être importantes après retour à température ambiante. L'acier 316L possède un coefficient de dilatation relativement élevé ( $16,5 \cdot 10^{-5} \text{K}^{-1} \equiv 19,5 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ), ainsi qu'une conductivité thermique faible ( $14,6 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ), il est par conséquent plus sensible aux échauffements locaux.
- L'effet néfaste de la température élevée de soudage qui fait grossir le grain, peut faire chuter aussi la ductilité (La ductilité diminue également lorsque la taille de grain augmente lors du soudage)
- Le soudage peut engendrer des changements structuraux dans la soudure (zone fondue surtout) et par conséquent les propriétés mécaniques de la pièce soudée, ces changements varient le long des zones de la soudure et sont causés essentiellement par l'effet de la température au cours du soudage qui :
  - ☞ Augmente le taux de ferrite dans les soudures (zone fondue), d'où après l'opération du soudage la ZF devient riche en ferrite.
  - ☞ Augmentation de la taille des grains dans la zone affectée thermiquement.

- Dans les zones affectées thermiquement, il y a un écrouissage lié aux incompatibilités de dilatation lors du soudage. Le durcissement lié à cet écrouissage, qui s'étend jusqu'à quelques millimètres de la zone fondue, atteint son maximum. Au-delà de ce maximum d'écrouissage, la température connue lors du soudage est inférieure à 650°C environ. Dans la partie de la zone affectée située entre la zone fondue et le maximum d'écrouissage, en revanche, la température connue lors du soudage est supérieure à 650°C. d'autre part, l'écrouissage renforce la résistance à la déformation car il augmente la densité de dislocations et favorise la précipitation intragranulaire de fins carbures qui limitent la restauration du réseau de dislocations, cependant l'allongement à la rupture diminue fortement.
  
- Effet de la présence de ferrite on a  $C_{req}/N_{req} = 1,65$  et nous avons un taux élevé de ferrite au sein de la ZF, et tant que le procédé du soudage utilisé est TIG avec multipasses (trois passes), cette ferrite se transforme en phase sigma, dure et cassante, qui fait fragiliser la soudure.
  
- La rupture, située dans la zone fondue, car la dureté de la zone fondue est plus élevée que celle de la zone affectée thermiquement (supérieure que celles du MB).
  
- Les atomes interstitiels aussi jouent un rôle important dans le durcissement de l'acier 316L. D'une part, l'acier 316L est le siège du phénomène Portevin-Le Chatelier. D'autre part, on sait que généralement l'acier 316L flue relativement vite. Les atomes d'azote (sans doute associés aux atomes de molybdène) sont alors traînés par les dislocations ce qui freine leur mouvement.
  
- il faut rappeler que les propriétés mécaniques à l'ambiante sont plus élevées pour les structures possédant des grains austénitiques plus fins.

---

# **Conclusion Générale**

---

## ***CONCLUSION GENERALE***

---

L'objectif de cette étude est de déterminer une carte de déformations d'une éprouvette soudée en acier inoxydable austénitique de type AISI 316L. Les travaux réalisés nous ont permis de montrer que :

- ☑ L'essai de traction assisté par le logiciel de corrélation d'image « DaVis » réalisé sur le matériau étudié 316L à la température ambiante, nous a permis de déterminer le champs de déplacements et le champs de déformations avec précision.
- ☑ Les techniques de corrélation d'images permettent de mesurer les déformations des objets (structures ou éprouvettes) avec performance. Les mesures ponctuelles sont complétées aujourd'hui par des possibilités de mesures de champ, mais Les informations apportées sont toujours relatives aux déformations à la surface de l'objet. L'avenir permettra peut- être d'accéder à des informations de volume.
- ☑ L'essai de traction réalisé sur 316L, mené sur éprouvette rectangulaire normalisée et soudée, met en évidence les effets génériques de l'érouissage :
  - ✓ Durcissement par effet direct de l'augmentation de la densité de dislocations
  - ✓ Chute de la ductilité par augmentation de la cinétique d'endommagement intergranulaire.
  - ✓ renforce considérablement la résistance à la déformation de l'acier étudié.
- ☑ Les aciers inoxydables austénitiques sont des solutions solides de structure cubique à faces centrées possédant une forte capacité d'érouissage liée à leur faible énergie de faute d'empilement



**En perspectives :**

- Nous souhaitons que ce travail soit complété par d'autres techniques de détermination des champs de déformations et sera appliqué sur d'autres nuances d'aciers de la même famille des aciers inoxydables austénitiques pour pouvoir généraliser les résultats.
  
- Il serait intéressant, également, de s'intéresser aux gradients thermiques et aux profils de températures pour cerner de près les contraintes thermiques et relativiser l'aspect fragilisation par plasticité de phénomène dû au soudage des aciers inoxydables.

---

# **Références Bibliographiques**

---

---

## Références bibliographiques

---

- [ 1 ] **J. Variot**. Les aciers inoxydables austénitiques et la fabrication d'appareils en aciers austénitiques, METAUX Corrosion-Industrie, 20 Novembre 1984.
- [ 2 ] **V. Maillot**. Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304L). CEA SACLAY, Janvier 2004.
- [ 3 ] **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, B 7730.
- [ 4 ] **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, M 4
- [ 5 ] **A. Rabey**. Les aciers spéciaux. SEMAS Paris-ed, 1978.
- [ 6 ] **M. Colombie** et coll. « Matériaux métalliques ». DUNOD. Paris 2000
- [ 7 ] : **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, M 1105.
- [ 8 ] **P. Lacombe, G. Beranger**. « Conséquences sur les traitements thermiques », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, les Ulis, 1990.
- [ 9 ] **J. C. Bavay**. « Les aciers inoxydables ferritiques à hautes teneurs en Cr et Mo », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 2000.
- [10] **H. Uhlig**. Corrosion et Protection. Edition Dunod, Paris, 1970.
- [11] **G. David**. « Les aciers inoxydables » : propriétés, mise en oeuvre, emploi et norme, techniques et documentation. Paris. 1990.
- [12] **C. W. Kovach**. « High Performance Stainless Steels ». Technical Marketing Resources, Inc, Pittsburgh, PA, USA, consultant au Nickel Development Institute, 2004.
- [13] **B. Barroux**. « Les aciers inoxydables ferritiques à 17% Cr », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [14] **O. Bletton**. « Les aciers inoxydables martensitiques », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [15] **A. Desestret, J. Charles**. « Les aciers inoxydables austéno-ferritiques », dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [16] **S. Belakowsky**. « Soudage et collage ». DUNOD. Paris. 1990.
- [17] **R. Varissellaz**. « Soudage et éléments de conception ». DUNOD.Paris. 1998.
- [18] **D. Seferian**. « Métallurgie de la Soudure ». FUNOT. 1982.

- [19] **R.Cazes**. Soudage à l'arc. Techniques de l'ingénieur, B7730, Août 1995.
- [20] **B. Chassignole**, Thèse de doctorat, « Influence de la structure métallurgique des soudures en aciers inoxydables austénitiques sur le contrôle non destructif par ultrason ». Insa- Lyon. 2000.
- [21] **H. Granjon**. « Bases métallurgiques de soudage ». 2<sup>ème</sup> édition. Publication du soudage et de ses applications. Paris. 1995.
- [22] **J.Cunat**. Aciers inoxydables: Fabrication, Techniques de l'ingénieur, M4543.
- [23] **M.E.Djeghlal**. Contribution à l'étude du comportement en fatigue et en choc thermique d'une fonte à graphite sphéroïdale en fonction de la structure de la matrice et des éléments d'alliages, Thèse de magister, USTHB, 1990
- [24] **R.K.Shiuem C.T.Chang, M.C. Young, L.W.Tsay** The effect of residual stresses on the fatigue crack growth of laser-surface-annealed AISI 304 stainless steel Part I: computer simulation, Materials Science & Engineering A, pp 101-108 2004.
- [25] **P. Venkateswaran**. Short fatigue crack growth behaviour of a ferritic steel weld metal
- [26] **ATS-OTUA**. « Conseil pour le soudage des aciers inoxydables ». Paris. 2000.
- [27] **G. Beranger, G. Henry, G. Labbe, P. Soullignac**. « Les aciers spéciaux ». LAVOISIER. Paris. 1996.
- [28] **O.Grong**. « Metallurgical modelling of welding ». London. 1997.
- [29] **W. Kurz, D.J. Fisher**. «Fundamentals of solidification». Third edition. USA. 1989.
- [30] **W. Zhang**. Probing Heat transfer, fluid flow and microstructural evolution during fusion welding of alloys. PhD thesis, The Pennsylvania State University, August 2004.
- [31] **P.J.Cunat**. « Soudabilité et métallurgie des soudures » dans les aciers inoxydables, Editions de physique, Les Ulis, 1990.
- [32] **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, BL 4.
- [33] **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, M 715. 93
- [34] **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, B 7700.
- [35] **J.P., Massoud , M .Berhmont., J.Champredonde** (1991), Long term aging of cast duplex tainless steels between 300 and 400°C relationship between toughness properties and metallurgical parameters, Duplex stainless steels, 1991, vol.1 .
- [36] **V.M. Radhakrishnan**. Hot cracking in austenitic stainless steels Welds. Science and Technology of Welding and Joining, 2002 Vol. 5, No. 1.
- [37] **Techniques de l'ingénieur**, Traité matériaux métalliques, M 1115.
- [38] **P. Nicolas**. Thèse de Doctorat, Etude et développement des flux solides en vue

- d'application en soudage ATIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables. l'Ecole Centrale de NANTES Juin 2000.
- [39] **S. Roux, F. Hild, Y. Berthaud, Correlation image velocimetry**: a spectral approach, Applied Optics , 2002.
- [40] **F. Delattre** : Le soudage des aciers inoxydables, Editions Dunod, Paris, 1965.
- [41] **Stéphane Bugat**. Thèse de Doctorat: Comportement et endommagement des aciers sténo-ferritiques vieillis : une approche micromécanique. l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, décembre 2000.
- [42] **S. S. M. Tavares**, V. F. Terra, J. M. Pardal, M. P. Cindra Fonseca. Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803, Journal of Materials Science, pp 145–154, 2005.
- [43] **T. A. Palmer**, J. W. Elmer, and Joe Wong. In situ observations of ferrite-austenite transformations in duplex stainless steel weldments using synchrotron radiation, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 7 No. 3 159, 2002.
- [44] **Welding handbook**. Seventh edition. American Welding Society. 1981 P  
Décembre 2000.
- [45] **C. Déprés**. Thèse de Docteur de L'INPG Spécialité : Modélisation Physique des Stades Précurseurs de l'Endommagement en Fatigue dans l'acier inoxydable austénitique 316L. École Doctorale «MÉCANIQUE ET ÉNERGÉTIQUE », décembre 2004.
- [46] **Binard J., Chabenat A.**, Etude expérimentale des paramètres influençant le bain de fusion, Soudage et techniques connexes, Janv-Fev 1985
- [47] **L. Depradeux** : Simulation numérique du soudage- acier 316L, Validité sur cas tests de complexité croissante, Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 01 Mars 2004
- [48] **D. Garcia**, Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images, Thèse de l'Ecole des mines d'Albi, 2001
- [49] François, D., Pineau, A., Zaoui, A., Comportement mécanique des matériaux : viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact, Edition Hermès, 1993.
- [50] **D.Mowbray**. Thermal fatigue of materials and components, Spera 1976
- [51] **S.S. Manson**. Les contraintes d'origine thermique, Editions Dunod, Paris, 1967.
- [52] **F.Amiot, F. Hild, J. P. Roger**, Mesure de champ de déplacement micrométrique d'une surface par corrélation de sa topographie.
- [53] **H.U. Hong, B.S. Rho, S.W. Nam**. A study on the crack initiation and growth from  $\delta$ -ferrite/ $\gamma$  phase interface under continuous fatigue and creep-fatigue conditions in type

- 304L stainless steels. International Journal of Fatigue, janvier 2002.
- [54] **Gad-El-Hak M.**, The MEMS Handbook, CRC Press, 2002.
- [55] **F. Hild, B. Raka, M. Baudequin, S. Roux, F. Cantelaube**, « Multi-scale displacement field measurements of compressed mineral wool samples by digital image correlation », *Appl. Optics IP*, vol. 41, 2002, p. 6815-6828.
- [56] **M.Grumbach**. Vieillissement des aciers, Techniques de l'ingénieur, Traité Matériaux métalliques, M235, 1993.
- [57] **S.Bugat, J.Besson, A-F.Gourgues, F.N'Guyen, A.Pineau**. Microstructure and damage initiation in duplex stainless steel, *Materials Science & Engineering*, pp 32-36, 2001.
- [58] **Jae-do Kwon, Seung-wan Woo, Yong-Son Lee**. Effects of thermal aging on the low cycle fatigue behaviour of austenitic-ferritic duplex stainless steel, *Nuclear Engineering and Design*, pp 35-44, 2000.
- [59] **Y.Tujikura, S.Urata**. Fracture Mechanics evaluation of cast duplex stainless steel after thermal aging, *Nuclear Engineering and design*, pp 255-261, 1999.
- [60] **K.L. Weng, T.H. Chen, J. R. Yang**. The high-temperature and low- temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Bulletin of the College of Engineering N.T.U*, No.89, pp 45-61, October 2003.
- [59] **QU Zhengwei**, Mesure de champ de déplacement et de déformation par corrélation d'image. Master de recherche, polytech Lille , September 2006.
- [60] **N. Haddar, A. Fissolo**. 2D simulation of the initiation and propagation of crack array under thermal fatigue CEA-DEN-SEMT-LISN Commissariat à l'Energie Atomique Bat. 607 –Saclay, France, 2004
- [61] **D.Laveissiere**. Thèse Docteur, Modélisation de la remontée de fissure en fatigue dans les structures routiers par endommagement et micro-fissuration de l'expérimentation à l'outil de dimensionnement pour l'estimation de la durée de vie. L'Université de Limoges Faculté des Sciences, Ecole Doctorale STS, 2002.
- [62] **A M.A. Sutton, W.J. Wolters, W.H. Peters, W.F. Ranson, S.R. McNeil**, « Determination of displacements using an improved digital correlation method », *Im. Vis. Comp.*, vol. 1, 1983, p. 133-139.
- [63] **G. Demoment, J. Idier, A. Mohammad-Djafari**, « Problèmes inverses en traitement du signal et de l'image », *Techniques de l'ingénieur*, 2001.

---

# **Annexes**

---

# ANNEXE I

## PARAMÈTRES DE CALCUL DE CHAMP DE DÉPLACEMENT

A partir des images enregistrées, on peut procéder au calcul du champ des déplacements. Beaucoup d'options sont réglables, mais agissent à des niveaux de calculs différents. Pour se rendre compte de leurs rôles réels, il faut faire beaucoup de tests de calculs en ne changeant qu'un paramètre à la fois.

On trouve tout d'abord des options de correction d'images, puis un pré traitement, ensuite le calcul de corrélation, enfin, le post traitement.

### ❖ Image Preprocessing :

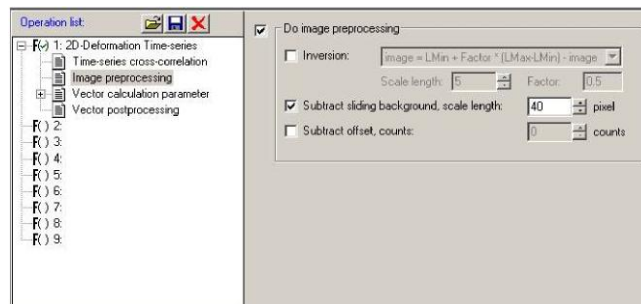


Figure A.1 - Image Preprocessing.

En utilisant l'**Image Preprocessing** on a la possibilité de modifier l'image (résolution, netteté) avant que le calcul de vecteur ne soit exécuté. Souvent ceci aide à améliorer la qualité des résultats, particulièrement quand on s'intéresse à une zone locale.

### ❖ Vector Calculation Parameter :

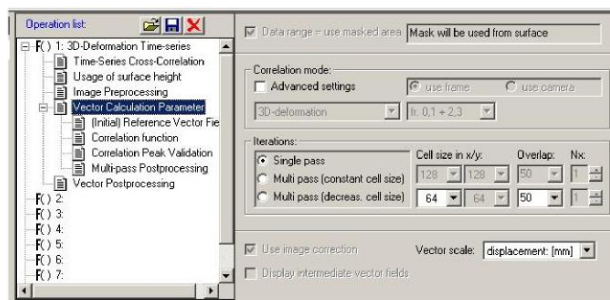


Figure A.2 - Vector Calculation Parameter.



En utilisant le **Vector Calculation Parameter** on peut choisir la plage des données, le mode de corrélation et les images qui sont utilisées pour la corrélation. Le calcul peut être fait en un seul pas ou itératif (multi passe). La taille et le chevauchement de fenêtre d'interrogation peuvent aussi être définis. En outre, la correction de l'image permet l'affichage des résultats intermédiaires lors d'un calcul itératif. Enfin, dans ce menu on peut préciser l'unité du déplacement (mm ou pixel).

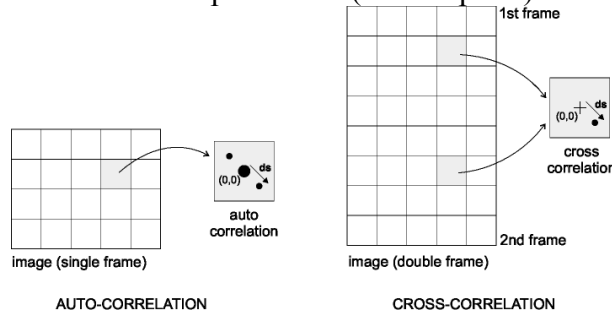


Figure A1.3 - Auto- et Cross- Correlation.

- **Auto- Correlation** : calcule un champ de déplacement sur une image simple. Dans ce mode, l'image originale se compose d'une grille simple. Il contient l'information de déplacement de particules comme double exposition. L'algorithme calcule l'**Auto- Correlation** de toutes les fenêtres d'interrogation dans l'image originale. Ceci est fait en calculant le « FFT » d'une fenêtre simple, ce qui mène au 2D-auto-correlation. L'**Auto- Correlation** est symétrique et mène à une ambiguïté de direction. C'est l'une des raisons pour laquelle la corrélation croisée est préférable.

- **Cross- Correlation** : calcule un champ de déplacement sur deux images. Dans ce mode, l'image originale se compose de deux grilles. La première grille (0) contient la 1ère exposition tandis que la deuxième grille contient la 2<sup>ème</sup> exposition. L'algorithme calcule la corrélation croisée de toutes les fenêtres d'interrogation entre l'armature 0 et l'armature 1.

#### ❖ (Initial) Reference Vector Field :

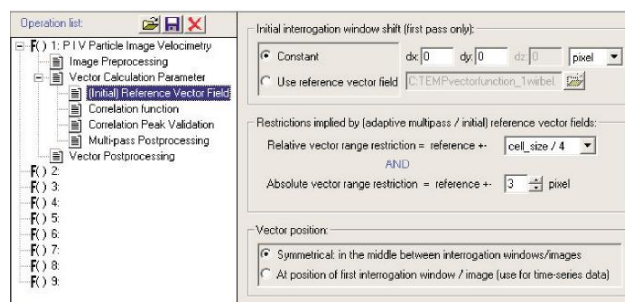


Figure A1.4 - (Initial) Reference Vector Field.

Dans l'option **Reference Vector Field**, on peut choisir la position de la fenêtre d'interrogation pendant le calcul de vecteur pour augmenter le rapport signal/bruit. En plus, on peut choisir les restrictions pour le multi passe en machine et la position du vecteur.

**Relative et Absolute Vector Range Restriction** déterminent les limitations pour le multi passe. Ces restrictions sont combinées par une opération mathématique. Quand une de ces restrictions n'est pas accomplie le vecteur calculé sera enlevé.

- **Relative Vector Range Restriction = Reference  $\pm$  Cell-size/n** indique la déviation du vecteur calculé par rapport au vecteur de référence qui a été calculé dans le passage précédent. Par exemple, si la taille de la fenêtre d'interrogation est  $32 \times 32$  pixels, la taille de la fenêtre cell-size/10 est indiquée, la déviation du vecteur calculé relativement au vecteur de référence est limitée par les pixels  $\pm 3.2$ ,
- **Absolute Vector Range Restriction = Reference  $\pm n$  Pixel** fait la même restriction mais avec une gamme donnée directement dans le déplacement de pixel et qui dépend de la taille de fenêtre d'interrogation. Les deux options peuvent être employées simultanément pour ajuster la gamme de vecteur relativement à la taille courante de fenêtre d'interrogation pendant l'algorithme à multi passe. Par exemple, on fait une course de  $64 \times 64$  vers le bas à la taille de  $16 \times 16$  et si on sait que les vecteurs ne dévient pas plus de 4 pixels sur une distance 32 pixels, on placerait la gamme absolue au pixel  $\pm 4$ . D'autre part on le prévoit qu'en descendant à le plus petites tailles de fenêtre, la déviation entre les vecteurs deviendra plus petite, ainsi une gamme variable relativement à la taille de fenêtre. ex. : cell-size/16 limiterait les vecteurs aux pixels  $\pm 2$  dans la fenêtre  $32 \times 32$  et au pixel  $\pm 1$  dans la fenêtre  $16 \times 16$ . Pour trouver les meilleures valeurs, on devrait commencer les calculs sans restrictions, ensuite, essayez de limiter le plus possible.

#### ❖ Correlation Function :

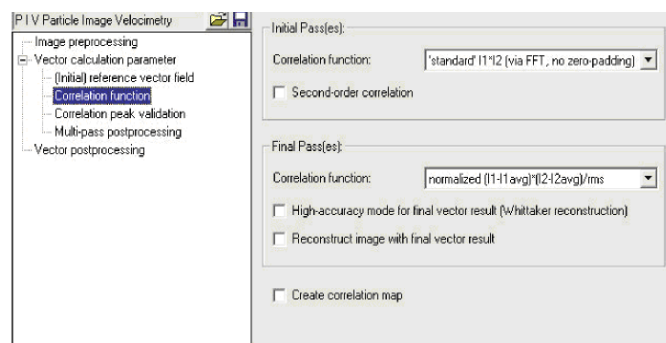


Figure A.5 - Correlation Function.

En utilisant l'option **Correlation Function**, on peut permettre la corrélation de second ordre, le mode élevé d'exactitude et la reconstruction d'image pour le résultat final. En outre on a la possibilité d'enregistrer la carte de corrélation.

#### ❖ Correlation Peak Validation :

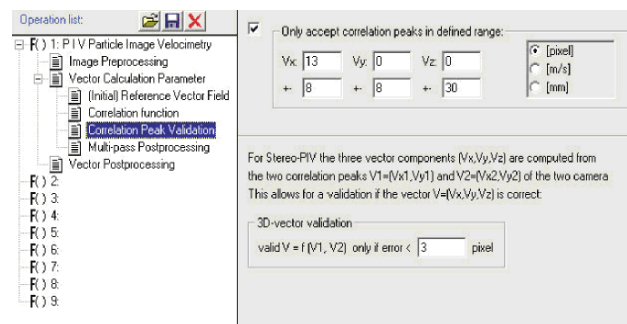


Figure A1.6 - Correlation Peak Validation.

En utilisant l'option **Correlation Peak Validation**, on peut choisir une gamme dans la taille de fenêtre d'interrogation où la crête de corrélation est acceptée.

#### ❖ Multi- Pass Postprocessing :

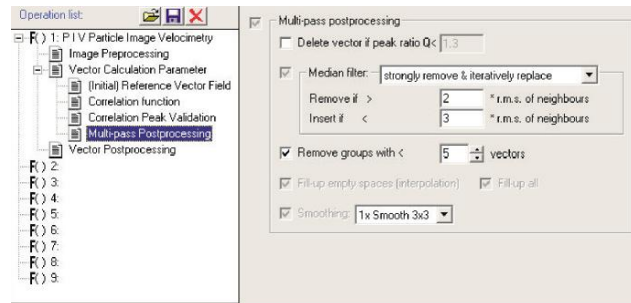


Figure A1.7- Multi- Pass Postprocessing.

Dans ce menu, on peut choisir les paramètres pour le post-traitement durant le multi passe. En utilisant le multi- passe, il est recommandé d'effectuer une validation sur chaque champ de vecteur calculé avant d'employer le champ correspondant de vecteur comme référence dans le prochain passage. Quand il y a des « faux vecteurs » ne sont pas supprimés, il est possible que la corrélation avec une taille réduite de fenêtre renvoie de mauvais résultats.

**Median Filter**, **Fill- Up Empty Spaces (interpolation)**, **Fill- Up All** et **Smoothing** sont des options employées par défaut. En écrivant les valeurs correspondantes on peut choisir le niveau du filtre. Pour des détails voir le paragraphe de **Vector Postprocessing**. **Peak Ratio Q** et **Remove Groups** peuvent être appliqués pour filtrer les champs intermédiaires de vecteur calculés. Pour des détails voyez également le paragraphe de **Vector Postprocessing**.

#### ❖ Time- Series Cross- Correlation :

La corrélation croisée de série de temps est seulement disponible quand l'opération correspondante a été choisie. Il est utile quand on veut enregistrer une série d'images avec une période de temps équidistant.

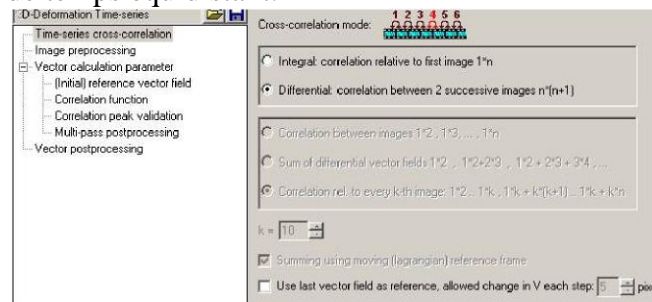


Figure A1.8 - Time- Series Cross- Correlation.

**Integral : Correlation Relative to First Image 1\*n** et option **Sum of Differential Vector Fields 1\*2,1\*2+2\*3,1\*2+2\*3+3\*4,... + Summing Using Moving (Lagrangian) Reference Frame**, ce mode est particulièrement bien adapté pour les grandes déformation.

Les deux paramètres les plus importants pour le calcul de la déformation 2D sont **Time- Series Cross- Correlation** et **Vector Calculation Parameter**.

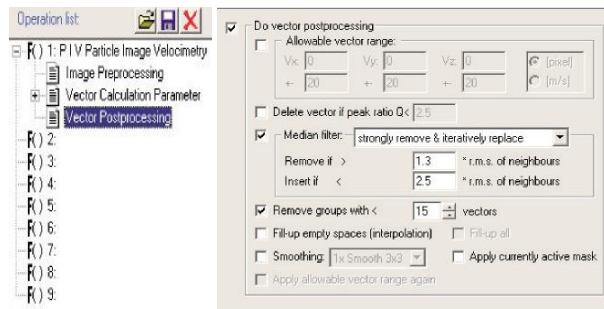
❖ **Vector Postprocessing :**

Figure A1.9- Vector Postprocessing.

Aussitôt qu'un champ de déplacement a été calculé, des algorithmes de validation de vecteur peuvent être appliqués pour éliminer les faux vecteurs. Le paramètre pour cette validation peut être choisi dans le menu **Vector Postprocessing**.

❖ **X/Y Plot :**

Le X/Y Plot dialogue peut être atteint en utilisant le bouton de X/Y Plot dans le menu Project Manager. Le dialogue peut être utilisé pour parcourir une parcelle de terrain de un X/Y Plot de vecteur.

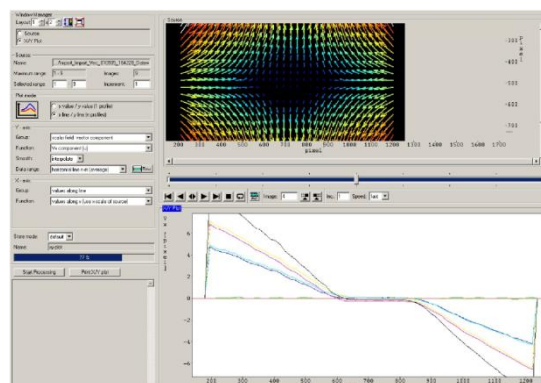


Figure A1.10- X/Y Plot.

❖ **Window Manager :**

Le menu **Window Manager** peut être employé pour la configuration d'affichage d'image de la bonne partie du dialogue. Un choix approprié d'images (vertical × horizontal) peut être choisi en utilisant la boîte de texte de disposition dans 1×1 jusqu'à 2×2 de la fenêtre 1. Les types suivants peuvent être montrés :

- **Source** : l'ensemble de données choisi de vecteur qui est employé pour créer le x/y plot
- **X/Y Plot** : résultat de X/Y Plot.

❖ **Plot mode :**

Avant de choisir les données pour le x et y axe des ordonnées, l'utilisateur doit choisir un **Plot Mode**.

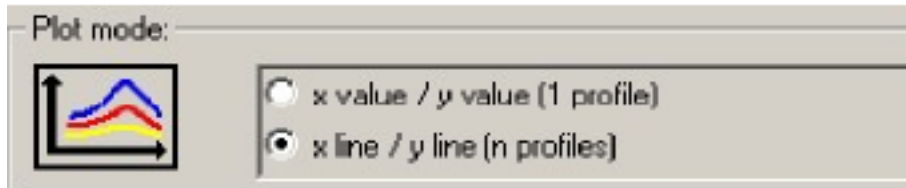


Figure A<sub>1.11</sub> - Plot Mode.

Cette fenêtre permet d'accéder aux choix suivants :

- **X value / Y value (1 profile)** : ce mode qui obtient de chaque point de repères du champ 1 de vecteur de source (la valeur choisie de x et de y) peut créer un profil avec des points de repères de n (nombre de champs de vecteur).

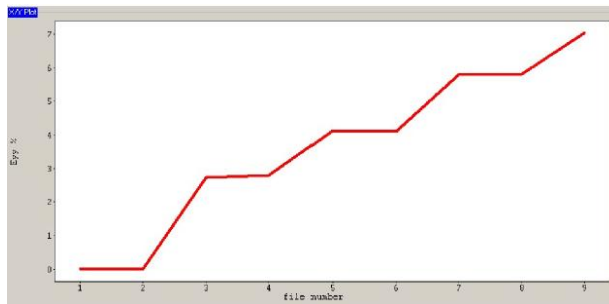


Figure A<sub>1.12</sub> - Exemple : déformation Eyy pour 9 champs de vecteur.

- **X line/ Y line (n profiles)** : ce mode qui obtient de chaque profil du champ 1 de vecteur de source (la ligne des données choisie de x au-dessus de la ligne des données de y) peut créer une parcelle de terrain avec des profils de n (nombre de champs de vecteur).

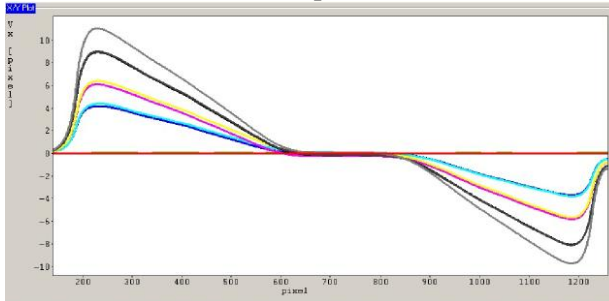


Figure A<sub>1.13</sub> - Exemple : Vx suivant une ligne indiquée pour 9 vecteurs.

❖ **Calcul de la déformation :**

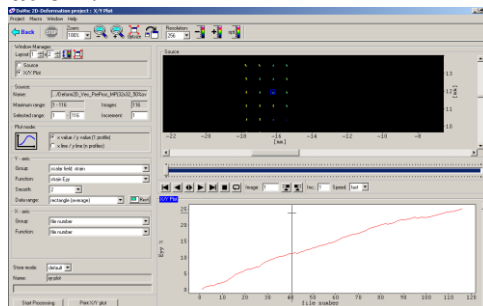


Figure A<sub>1.14</sub> - Menu de calcul du champ de déformation.

### ❖ Représentation de la déformation :

La fenêtre ci-dessous permet la visualisation graphique du champ de déformation. La cartographie de l'éprouvette est représentée sous forme de couleur fonction de la valeur de la déformation.

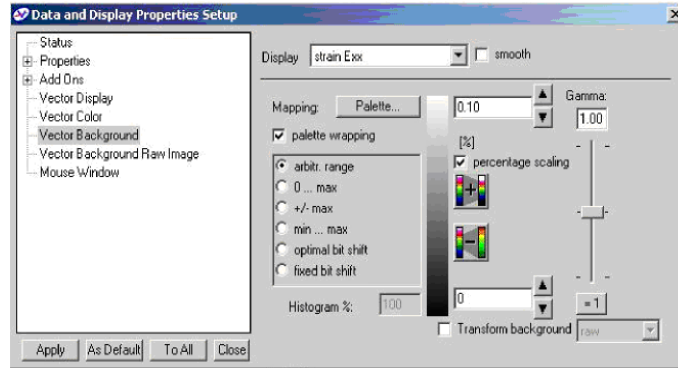


Figure A<sub>1.15</sub> - Réglage de l'affichage de la déformation.

Dans certains cas, on peut avoir besoin de faire quelques corrections concernant la représentation graphique du champ de déformation. Ceci est possible avec l'option **Vector Background Raw Image**.

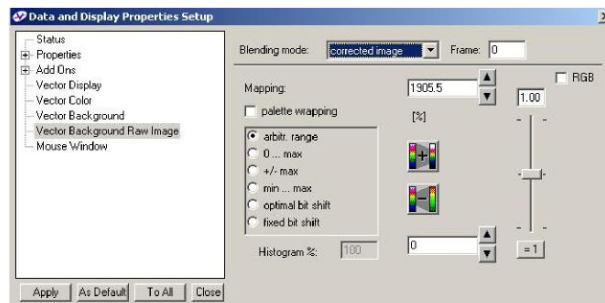


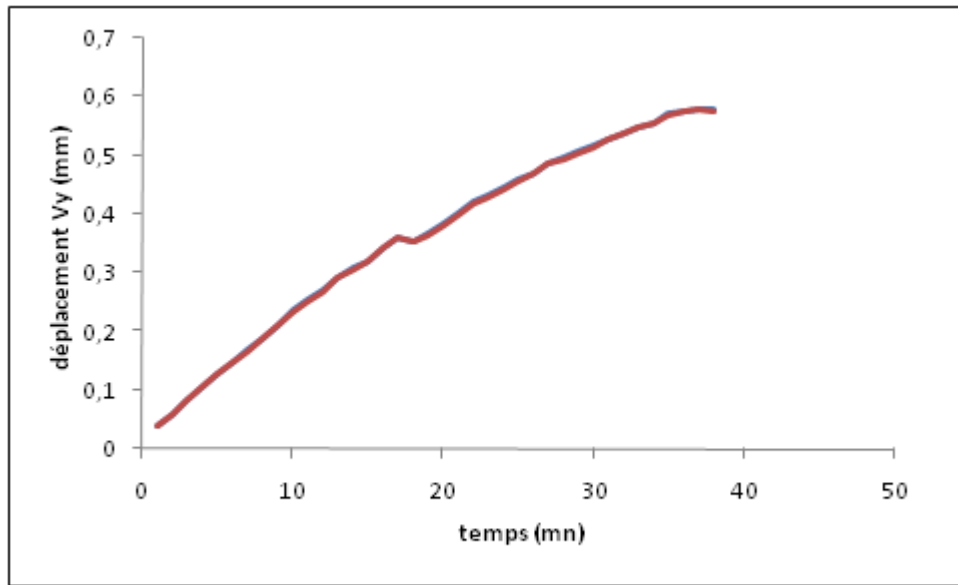
Figure A<sub>1.16</sub> - Correction de l'image de la déformation.

## ANNEXE 2

### EXEMPLE DE DONNEES « DaVis » : DEPLACEMENT D'UN POINT

| <b>X(A)</b> | <b>Y(A)</b> | <b>U(A)</b> | <b>V(A)</b> |
|-------------|-------------|-------------|-------------|
| 20,5000     | 23,4858     | 0,00512399  | 0.1436885   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,00783541  | 0.2157847   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,00956825  | 0.2844725   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0132589   | 0.3458036   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0156894   | 0.4176519   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0182965   | 0.4853962   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0205515   | 0.5530973   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0223942   | 0.6197853   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0235667   | 0.685005    |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0251271   | 0.7485716   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0291915   | 0.8161072   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0264715   | 0.8758017   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0315965   | 0.946316    |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0326606   | 1.0097019   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0349286   | 1.0692149   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0369268   | 1.1246038   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0390987   | 1.1927858   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0412164   | 1.2510236   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,043993    | 1.3094387   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0455345   | 1.3702398   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0484332   | 1.4261368   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0496434   | 1.4820122   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,050071    | 1.538202    |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0529278   | 1.5955151   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0507434   | 1.6504359   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,052484    | 1.7058713   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0533186   | 1.7594976   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0499921   | 1.81322     |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0527165   | 1.865641    |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0553283   | 1.9144172   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0510041   | 1.9650705   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0527011   | 2.0097714   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0550008   | 2.0521543   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0564961   | 2.0877859   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0562612   | 2.1162772   |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0593669   | 2.12496914  |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0560041   | 2.13281504  |
| 20,5000     | 23,4858     | 0,0545557   | 2.11572574  |

**Tableau 1** - des valeurs de déplacement d'un point A (20,5, 23,4858)



**Figure-** Evolution du déplacement du point A en fonction de temps.