

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

**UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI DE TIZI OUZOU**  
**FACULTE DU GENIE DE LA CONSTRUCTION**  
**DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE**



## **MEMOIRE**

DE FIN D'ETUDES

EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLOME DE MASTER ACADEMIQUE

EN GENIE MECANIQUE

**OPTION : COMPORTEMENT ET MISE EN FORME DES MATERIAUX**

THEME

*Etude mécanique et microstructurale de structure en acier  
inox 304L soudée par TIG*

Devant le jury composé de :

Etudié par : DJELIL Ammar

<b>FERHOUM</b>	<b>Rabah</b>	<b>Président</b>
<b>SEGHIR</b>	<b>Mustapha</b>	<b>Directeur de mémoire</b>
<b>OULD OUALI</b>	<b>Mohand</b>	<b>Co-encadreur</b>
<b>FILALI</b>	<b>Said</b>	<b>Examineur</b>
<b>SALHI</b>	<b>Ahmed</b>	<b>Examineur</b>

Promotion 2013/2014

## Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier Dieu le tout puissant, qui ma donné la force et la patience d'accomplir ce modeste travail.

En second lieu, je tiens à remercier mon promoteur monsieur SEGHIR Mustapha ainsi que mon Co-promoteur OULD OUALI Mohand, pour leurs disponibilités constantes, tout au long de mon travail.

Je remercie profondément monsieur, MOKHTARI AHCEN pour son aide à réaliser l'opération de soudage au centre national en soudage et contrôle (CSC) Chéraga.

Je remercie également toute l'équipe qui travail au niveau du HALL Technologie de OED Aissi pour tout aide qu'ils apportent aux étudiants.

Je tiens à exprimer mes remerciements aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à notre recherche en acceptant d'examiner ce travail et de l'enrichir par leurs propositions.

Comme je n'oublie pas d'exprimer ma reconnaissance à tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.

Mes vifs remerciements vont également à ma famille pour leur soutien, compréhension et patience tout au long de mon cursus.

Enfin, je tiens également à remercier toutes les personnes qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

# ***Dédicace***

*Je dédie ce travail*

*A mes très chers parents*

*A mes frères et ma sœur*

*A tous mes proches*

*A tous les enseignants*

*A tous mes amis*

# SOMMAIRE

<i>Introduction Générale</i> .....	1
------------------------------------	---

## **Chapitre I : Généralités sur les aciers TRIP**

I.1. <i>Historique</i> .....	3
I.2. <i>Les aciers inoxydables</i> .....	4
I.3. <i>Propriétés et application</i> .....	4
I.3.1 <i>Propriétés de mise en forme</i> .....	4
I.3.2. <i>Propriétés physiques</i> .....	4
I.3.3 <i>Propriétés mécaniques</i> .....	5
I.4. <i>Fabrication des aciers inoxydables</i> .....	5
I.5. <i>Classification des aciers inoxydables</i> .....	5
I.5.1. <i>Aciers inoxydables ferritiques</i> .....	6
I.5.2. <i>Aciers inoxydables martensitiques</i> .....	7
I.5.3. <i>Aciers inoxydables austénitiques</i> .....	7
I.5.4. <i>Aciers inoxydables austéno-ferritiques</i> .....	8
I.6. <i>Aciers inoxydables à durcissement par précipitation</i> .....	9
I.7. <i>Traitement thermiques des aciers inoxydables</i> .....	9
I.8. <i>Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables</i> .....	10
a- <i>Eléments alphagènes</i> .....	11
b- <i>Eléments gammagènes</i> .....	12
I.9. <i>Transformation martensitique</i> .....	13
I.10. <i>Eléments d'alliages et transformation des phases</i> .....	13

I.10.1. <i>Les phases de références</i> .....	13
I.10.2. <i>Influence de la composition chimique</i> .....	14
I.10.3. <i>Influence de la taille de grain de l'austénite</i> .....	15
I.11. <i>Structure cristallographiques des différentes phases</i> .....	16
I.12. <i>Traitements thermiques des aciers inoxydables austénitiques</i> .....	18
I.12.1. <i>Traitement hypertrempe</i> .....	18
I.12.2. <i>Traitement antiferrite</i> .....	19
I.12.3. <i>Traitement thermomécanique</i> .....	19
I.12.4. <i>Traitement de relaxation</i> .....	19
I.13. <i>Les aciers THR</i> .....	20
I.13.1. <i>Les aciers dual phase</i> .....	20
I.13.2. <i>Les aciers TRIP</i> .....	21
I.13.3. <i>Les aciers multiphase</i> .....	21

## **Chapitre. II : Généralités sur le soudage**

II.1. <i>Définition de soudage</i> .....	22
II.2. <i>Technique de soudage</i> .....	22
II.3. <i>Position de soudage</i> .....	22
II.4. <i>L'arc électrique en soudage</i> .....	23
II.5. <i>Les différentes zones du joint soudé</i> .....	24
II.5.1. <i>La zone fondue (ZF)</i> .....	24
II.5.2. <i>Zone de liaison (ZL)</i> .....	24
II.5.3. <i>Zone affectée thermiquement (ZAT)</i> .....	24
II.5.4. <i>Métal de base (MB)</i> .....	24

II.6. Classification des procédés.....	25
II.7. Soudage TIG (Tungstene Inert Gas).....	26
II.7.1. Avenages du procédé.....	27
II.8. Eléments sur les phénomènes physiques du soudage.....	27
II.8.1. Effet thermique.....	28
II.8.2. Effets mécaniques du régime thermique.....	30
II.9. Les déformations en soudage.....	31
II.10. Contraintes résiduelles.....	31
II.10.1. Contraintes résiduelles longitudinales.....	31
II.10.2. Contraintes résiduelles transversales.....	32
II.11. Effets métallurgiques.....	33
II.11.1. Introduction à la métallurgie du soudage.....	33
II.11.2. Modifications microstructurales en zone affectées par le soudage. Conséquences métallurgiques des cycles thermiques de soudage.....	34
II.11.2.1. Température maximale atteinte en zone affectée par la chaleur.....	34
II.11.2.2. Transformation en ZAC lors de chauffage.....	35
II.11.2.3. Transformation en ZAC lors de refroidissement.....	37
II.12. Défauts de soudure.....	38

### **Chapitre III : Méthodes expérimentales**

III.1. Introduction .....	43
III.2. Identification de métal utilisé ( AISI 304L).....	43
III.2.1. Composition chimique.....	43
III.2.2. Les caractéristiques mécaniques.....	43
III.3. Caractérisation mécanique.....	44

III.3.1. Géométrie des éprouvettes.....	44
III.4. Essai de traction .....	47
III.5. Conditions de déroulement des essais mécaniques.....	48
III.6. Analyse microstructural.....	49
III.6.1. Préparation des échantillons.....	49
III.6.1.1. Enrobage.....	49
III.6.1.2. 1 <sup>er</sup> polissage.....	49
III.6.1.3. 2 <sup>ème</sup> polissage (polissage de finition).....	49
III.6.1.4. Finissage.....	50
III.6.2. Procédure d'attaque.....	51
III.6.3. Observation microscopique.....	51
III.6.3.1. Microscope optique.....	51
III.6.3.2. Microscope électronique à balayage.....	52
III.7. Essais de microdureté Vickers (HV).....	53

## **Chapitre IV : Résultats et discussions**

IV.1. Introduction.....	54
IV.2. caractérisation mécanique.....	54
IV.2.1. comportement des éprouvettes vierges en traction.....	54
IV.2.2. comportement des éprouvettes soudées en traction.....	59
IV.3. Essais de microdureté Vickers ( $HV_{100}$ ).....	61
IV.4. Micrographie.....	61
IV.4.1. Etat initial de l'éprouvette vierge.....	61

IV.4.2. Analyse de la microstructure de l'éprouvette vierge après déformation.....	62
IV.4.3. Analyse de la microstructure de l'éprouvette soudée avant déformation.....	63
IV.4.4. Analyse de la microstructure de l'éprouvette soudée après déformation.....	65
IV.4.5. Caractérisation de l'acier étudié par Microscope Electronique à Balayage .....	67
Conclusion générale.....	69

## Liste des figures

### Chapitre. I

*Fig. I.1 : diagramme d'équilibre du fer pur.*

*Fig. I.2 : Evolution de  $M_s$  ( ° ) en fonction de la taille de grain.*

*Fig. I.3 : Structure de l'austénite et de la martensite dans les aciers.*

*Fig. I.4 : Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone.*

*Fig. I.5 : Microstructure d'un acier dual phase.*

*Fig. I.6 : Microstructure d'un acier TRIP.*

### Chapitre. II

*Fig. II. 1 : Schéma de la répartition énergétique de l'énergie de l'arc électrique.*

*Fig. II.2 : Macrographie d'une section transversale d'un joint soudé.*

*Fig. II.3 : Classification des procédés de soudage.*

*Fig. II.4 : Source thermique et densité d'énergie.*

*Fig. II.5 : Schéma illustrant le procédé de soudage TIG.*

*Fig. II.6 : Différentes forme de source de chaleur.*

*Fig. II.7 : Répartition des températures et contraintes lors d'un soudage bout à bout.*

*Fig. II.8 : Aspect de cycle thermique de la zone affectée par la chaleur (schématique) et définition des paramètres.*

*Fig. II.9 : Différents modes de déformation.*

*Fig. II.10 : Répartition des contraintes longitudinales après soudage et refroidissement.*

*Fig. II.11 : Répartition des contraintes résiduelle transversales résultant d'un autobridage.*

*Fig. II.12 : Répartition des contraintes résiduelles transversales induites.*

*Fig. II.13 : Evolution de la température en fonction de la distance à la ligne de fusion. Comparaison des températures calculée analytiquement et relevées expérimentalement (soudage à l'arc submergé).*

*Fig. II.14 : Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé d'un acier de construction à 0.15%.*

*Fig. II.15 : (a) Exemple de diagramme TRC en condition du soudage ( M1300) :  
(b) courbe (dureté-critère de refroidissement  $t$ ) correspondante.*

*Aciers  $c = 0,018\%$ ,  $Mn = 1,4\%$ ,  $Si = 0,4\%$ .*

*Fig. II.16 : Fissure longitudinal sur un cordon de soudure (Fissuration à chaud)*

*Fig. II.17 : Fissure à froid détectée en micrographie.*

*Fig. II.18 : Porosité débouchantes en surface de cordon de soudure.*

*Fig. II.19 : Macrographie d'alliage d'aluminium avec de souffleurs sphéroïdales.*

*Fig. II.20 : Morsures et caniveaux.*

*Fig. II.21 : Manque de pénétration et collage en bord du joint.*

*Fig. II.22 : Excès de pénétration.*

### **Chapitre. III**

*Fig. III.1 : Eprouvette de traction matériau de base.*

*Fig. III.2 : Eprouvette de traction bout à bout.*

*Fig. III.3 : Eprouvette de traction cisaillement.*

*Fig. III.4 : Eprouvette de traction en double L.*

*Fig. III.5 : Machine de traction de type IBERTESTE.*

*Fig. III.6 : Polisseuse à deux disques.*

*Fig. III.7 : Polisseuse mono plateau pour la finition.*

*Fig. III.8 : Séchoir d'échantillon.*

*Fig. III.9 : Microscope optique.*

## **Chapitre. IV**

*Fig. V.1 : courbe de traction à 0° direction de laminage.*

*Fig. V.2 : courbe de traction à 45° direction de laminage.*

*Fig. V.3 : courbe de traction à 90° direction de laminage.*

*Fig. V.4 : superposition des courbes de traction à différentes directions (0°, 90° et 45°) à vitesse égale 10mm/min.*

*Fig. V.5 : courbe de traction bout à bout.*

*Fig. V.6 : courbe de traction cisaillement.*

*Fig. V.7 : courbe de traction double L.*

*Fig. V.8 : Micrographie optique de l'acier Inox X2CrNi18-9 à l'état initiale.*

*Fig. V.9 : Micrographie optique de l'acier Inox X2CrNi18-9 après déformation.*

*Fig. V.10 : Micrographie optique du métal de base de l'éprouvette soudée avant déformation.*

*Fig. V.11 : Micrographie optique de la ZAT de l'éprouvette soudée avant déformation.*

*Fig. V.12 : Micrographie optique du métal d'apport de l'éprouvette soudée avant déformation.*

*Fig. V.13 : Micrographie optique du métal de base de l'éprouvette soudée après déformation.*

*Fig. V.14 : Micrographie optique de la ZAT de l'éprouvette soudée après déformation.*

*Fig. V.15 : Micrographie optique du métal d'apport de l'éprouvette soudée après déformation.*

*Fig. V.16 : Faciès de rupture du métal de base après déformation.*

*Fig. V.17 : Faciès de rupture du métal de d'apport après déformation.*

## Liste des tableaux

### Chapitre. I

*Tableau. I.1 : Classification des aciers inoxydables ferritiques.*

*Tableau. I.2 : Classification des aciers inoxydables martensitiques.*

*Tableau. I.3 : Désignation des aciers inoxydable austénitiques Fe-Cr-Ni(Mo) suivant la norme EN 10088 – 1 (la teneur en chrome étant comprise entre 16 et 26%).*

*Tableau. I.4 : Caractéristiques des traitements thermiques des aciers inoxydables.*

### Chapitre III

*Tableau. III.1 : Caractéristique chimique de l'acier AISI304L.*

*Tableau. III.2 : Caractéristique mécanique de l'acier AISI304L.*

*Tableau. III.3 : dimensions des éprouvettes de traction.*

### Chapitre I.V

*Tableau I.V.1 : caractéristiques mécaniques de matériau dans la direction de laminage.*

*Tableau I.V.2 : caractéristiques mécaniques de matériau 45° la direction de laminage.*

*Tableau I.V.3 : caractéristiques mécaniques de matériau 90° la direction de laminage.*

*Tableau I.V.4 : caractéristiques mécaniques de matériau (éprouvette soudée : bout à bout).*

*Tableau I.V.5 : caractéristiques mécaniques de matériau (éprouvette soudée : traction cisaillement).*

*Tableau I.V.6 : caractéristiques mécaniques de matériau (éprouvette soudée : en double L).*

*Tableau I.V.7 : Microdureté Vickers des éprouvettes soudées avant et après déformation.*

# Nomenclature

## Abbreviations

*TRIP: Transformation Induced Plasticity*

*THLE : très haute limite d'élasticité*

## Désignations

*Ti: Titane*

*N: Azote*

*Zr: Zirconium*

*V:*

*Fe: Fer*

*Cr : Chrome*

*Si : Silicium*

*Mo : Molybdène*

*Va : Vanadium*

*Ni : Nickel*

*NB : Nb*

*Ma : Manganèse*

*C : Carbone*

*S : Soufre*

*Cu : Cuivre*

## Symboles

$M_{d30}$  et  $I$ : indices de stabilité

$M_s$  et  $M_d$ : températures de transition

$\epsilon_p$ : déformation plastique

$a_\gamma$  (nm): paramètre de maille de l'austénite

$a_\alpha$  et  $c_\alpha$ : Paramètres de maille de la martensite

$T$ : gradient de la transformation

$\epsilon$ : Déformation macroscopique

$\beta$ : Coefficients dépendant de la composition chimique et de la température

$\alpha'$ : martensite

$\gamma$ : Austénite

# Introduction générale

---

Parmi les procédés d'assemblage, le soudage tient une place de premier choix pour ses multiples applications dans des secteurs industriels aussi nombreux que variés (aéronautique, nucléaire, cryogénie, naval, plates-formes). La compréhension de ce procédé requiert un investissement à la fois scientifique et technologique. Le développement de la technique est ancienne mais la technologie est en constante évolution et ouvre régulièrement de nouveaux champs d'application.

De nombreux développements récents sont orientés vers des procédés de soudage à l'état solide tels que le Friction Stir Welding. Pour autant, la plupart des soudures réalisées encore aujourd'hui sont obtenues par fusion et, en particulier, à l'aide d'un arc électrique. Parmi les procédés de soudage à l'arc, on distingue le soudage TIG (Tungsten Inert Gas), très employé en industrie afin de réaliser des cordons d'excellente qualité pour un coût d'investissement et d'utilisation réduit.

Sa grande flexibilité lui permet de s'adapter aussi bien dans une chaîne de production que sur des sites de chantier difficile d'accès. Sa polyvalence lui permet de souder, en une seule passe, tous les matériaux de 0,1 jusqu'à 3mm d'épaisseur avec une facilité d'utilisation et des précautions d'usage réduites.

Les aciers inoxydables austénitiques sont particulièrement adaptés au soudage, ce qui justifie leurs places prépondérantes dans les constructions chaudronnées en acier inoxydable. D'une manière générale, le soudage des aciers austénitiques ne nécessite ni préchauffage, ni précaution de refroidissement, ou de traitement thermique ultérieur. En effet ces aciers étant austénitiques à toute température, ils manifestent pratiquement pas de transformation métallurgique lors du soudage, et les propriétés mécaniques des joints sont comparables à celles du métal de base.

L'objectif de ce mémoire est d'apporter des éléments de compréhension sur l'étude mécanique et microstructurale de structure en acier inox 304L soudée par TIG.

Le premier chapitre présente les généralités sur les aciers inoxydables.

Le deuxième chapitre, c'est une étude sur le soudage en particulier le procédé TIG.

Le troisième chapitre est consacré à la démarche expérimentale. Elle présente les procédures et les moyens expérimentaux mises en place (techniques de caractérisation mécanique et

## Introduction générale

---

microstructural du matériau de base et les joints soudés, les essais de traction et de microdureté).

Enfin le dernier chapitre est consacré à la présentation, ainsi qu'à la discussion des résultats expérimentaux obtenus des différents types d'essais effectués pour la caractérisation du comportement mécanique et microstructurale de l'acier austénitique (AISI 304 L).

## I.1.Historique

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas-Louis Vauquelin (1763-1889) qui a découvert ce métal en 1797, fut le premier à isoler cet élément.

Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par Berthier, un autre français. Il montra dès 1821 que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement [1].

En 1904, Léon Guillet puis Albert Portevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13 % de chrome et les nuances ferritiques à 17 % de chrome. En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesen fit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables. Les études de L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales : martensitique, ferritique et austénitique [1].

Le passage au stade industriel est attribué à Harry Brearley pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à Sheffield en 1913. Un mérite analogue reviendrait aux allemands Benno Strauss et Eduard Maurer pour la production des aciers inoxydables austénitiques et aux américains Frederick Becket et Christian Dantsizen pour celle des aciers inoxydables ferritiques. La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand Philipp Monnartz[1].

Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par Pierre Chevenard. Enfin, c'est au début des années 1930 que J. Hochmann a découvert les nuances biphasées austéno-ferritiques appelées de nos jours **duplex**.

Si la période comprise entre 1904 et 1920 a été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel [1].

## I.2. Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer ou plus exactement à base d'acier (alliage : fer-carbone) qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome (selon la norme européenne EN 10088-1) et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel (ou son substitut le manganèse) et dans une moindre mesure le molybdène [1].

## I.3. Propriétés et applications

Les aciers inoxydables présentent une grande variété de structure et donc de propriétés physiques, mécaniques et surtout chimiques. La principale propriété de ces aciers est leur excellente résistance à la corrosion, ce qui leur donne une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité des milieux. A cette propriété fondamentale, s'ajoutent les caractéristiques mécaniques élevées à haute comme à basse températures (résistance mécanique, ductilité, ténacité...).

En raison de leur résistance à la corrosion et de leurs finis de surfaces de tout premier rang, les aciers inoxydables jouent un rôle prépondérant dans l'industrie aéronautique, chimique, pharmaceutique et agroalimentaire, les cuisines professionnelles, l'architecture et même la bijouterie [2].

### I.3.1 Propriétés de mise en forme

Les aciers inoxydables peuvent être fabriqués et transformés en utilisant un large éventail de technologies et sont entièrement « recyclables » à la fin de leur vie utile. Son usinage est beaucoup plus difficile que celui de certains matériaux, d'où un coût considérablement plus élevé [2].

### I.3.2 Propriétés physiques

Ces aciers possèdent :

- une masse volumique de l'ordre de  $7\,850 \text{ Kg} / \text{m}^3$  ;
- une capacité thermique de  $0.5 \text{ j} / \text{g} \cdot ^\circ\text{C}$  pour  $T = 0 \text{ }^\circ\text{C}$  à  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  ;
- une conductivité thermique de  $16.2 \text{ W} / \text{m} \cdot \text{K}$  à  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  ;

- une conductivité thermique de 21.4 W/ m. K à 500 °C.

### **I.3.3. Propriétés mécaniques**

Les aciers inoxydables représentent les propriétés mécaniques suivantes :

- La dureté, Rockwell B est : 79 HRB ;
- La résistance à la traction est : 558 Mpa ;
- L'allongement à la rupture est : 50% ;
- Le module de Young est :  $2. 10^5$  Mpa.

### **I.4. Fabrication des aciers inoxydables**

La fabrication des aciers inoxydables comporte quatre étapes principales qui sont :

- L'élaboration qui comprend elle-même une phase de fusion dans un four à arc suivie d'une opération d'affinage ;
- la coulée soit sous forme de lingots, soit de plus en plus par coulée continue ;
- la transformation à chaud le plus souvent par laminage et plus rarement par forgeage ;
- la transformation à froid par laminage pour les produits plats et par tréfilage pour les produits longs.

### **I.5. Classification des aciers inoxydables**

Les aciers inoxydables constituent une grande famille d'alliages métalliques. Suivant leur teneur en chrome et les traitements thermiques qu'ils ont subis, ils présentent une large gamme de propriétés.

Il existe quatre classes d'aciers inoxydables (de structures cristallographiques différentes), dont l'emploi dépend des propriétés recherchées, ils sont obtenus à partir des différentes zones de ces diagrammes :

- Les aciers ferritiques sont obtenus par refroidissement ;
- Les aciers austénitiques sont obtenus par trempe à partir d'une composition située dans la boucle , la phase austénitique résultante étant thermodynamiquement métastable ;

- Les aciers martensitiques sont obtenus de la même manière que les aciers austénitiques, à la différence que dans ce cas l'austénite obtenus est très instable à cause de la présence du carbone et se transforme en martensite ;

- Les aciers austéno-ferritiques sont obtenus à partir d'une composition située sur la limite de boucle .

### I.5.1. Aciers inoxydables ferritiques

En principe, les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ .

Les propriétés mécanique des ces aciers :

- Limite d'élasticité  $R_{p0.2} = 300$  MPa ;
- Résistance à la rupture par traction assez faible  $R_m = 500$  MPa.

Pour améliorer la résistance mécanique, l'addition de nickel dans l'alliage est privilégiée à l'addition de carbone quand les précipités de carbone sont à éviter. Le nickel, de structure CFC, favorise la formation d'une solution solide austénitique CFC ( ) aux dépens de la structure CC ( ). Le nickel est dit élément -gène. Ainsi, les alliages base nickel et les aciers austénitiques ont été développés. Les nuances industrielles les plus utilisées peuvent, selon leur teneur en chrome, être divisées en trois groupes (tableau 1).

Groupe	Teneur en chrome (% en masse)	Teneur en carbone (% en masse)	Autres éléments (dont stabilisants)
1	10,5 à 13	$\leq 0,080$	Stabilisant : Ti
2	16 à 18	$\leq 0,080$	Stabilisants : Ti, Nb, Zr, V Résistance à la corrosion : Mo
3	> 20	$\leq 0,020$	Stabilisants : Ti, Nb Résistance à la corrosion : Mo

Tableau 1 : classification des aciers inoxydables ferritiques [1].

### I.5.2. Aciers inoxydables martensitiques

L'obtention d'une structure entièrement martensitique, après trempe, confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevées. Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle essentiel. Pour les aciers inoxydables, suivant la norme EN 10020, la teneur maximale en carbone est limitée à 1,2 %. Leur teneur en chrome est comprise entre 11,5 et 18 %, ils peuvent contenir jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène. Ces aciers sont toujours utilisés à l'état trempé et revenu. Ils présentent de très bonnes caractéristiques mécaniques telles que :

- Limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  qui dépasse 1000 MPa ;
- Résistance à la rupture  $R_m$  supérieure à 1200 MPa ;
- Allongement à rupture dépasse rarement 10%.

Suivant leur composition chimique, ils sont divisés en quatre groupes (tableau 2).

Groupe	Composition chimique (% en masse)			
	Carbone	Chrome	Nickel	Molybdène
1	≤ 0,15	11,5 à 13,5	≤ 1,0	≤ 0,60
2	0,15 à 0,50	12,0 à 14,5	≤ 1,0	≤ 0,80
3	0,60 à 1,20	14,0 à 18,0	≤ 1,0	≤ 0,80
4	≤ 0,22	12,0 à 18,0	1,5 à 6,0	≤ 1,50

Tableau 2 : classification des aciers inoxydables martensitiques [1].

### I.5.3. Aciers inoxydables austénitiques

Malgré les progrès incontestables réalisés, en matière de ductilité et de ténacité, par les aciers inoxydables ferritiques, les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent encore 80 % du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés

Celsius. A ces propriétés intrinsèques, il faut ajouter une excellente soudabilité opératoire et métallurgique, ce qui facilite la mise en œuvre.

A température ambiante, ces aciers présentent un bon compromis entre résistance mécanique et allongement.

Les caractéristiques mécaniques de ses aciers sont :

- Limite d'élasticité est comprise entre 350 et 400 Mpa;
- Résistance à la rupture dépasse 800 MPa ;
- Allongement à rupture (A%) peut atteindre 50%.

Groupe	Teneur en chrome (% en masse)	Teneur en carbone (% en masse)	Autres éléments (dont stabilisants)
1	10,5 à 13	≤ 0,080	Stabilisant : Ti
2	16 à 18	≤ 0,080	Stabilisants : Ti, Nb, Zr, V Résistance à la corrosion : Mo
3	> 20	≤ 0,020	Stabilisants : Ti, Nb Résistance à la corrosion : Mo

Tableau 3 : désignation des aciers inoxydables austénitiques Fe-Cr-Ni(Mo) suivant la norme EN 10088-1 (la teneur en chrome étant comprise entre 16 et 26%) [1].

#### I.5.4. Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

Les propriétés des aciers austéno-ferritiques sont dues à la structure biphasée austénite ferrite. Ils sont obtenus par trempe depuis une structure mixte austénite-ferrite, ils combinent favorablement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques.

Les principales nuances contiennent 22 à 25% de chrome et 4 à 7% de nickel.

Ces aciers sont utilisés dans les conditions relativement agressives : industries chimiques, pétrolière et maritime [3].

## **I.6. Aciers inoxydables à durcissement par précipitation**

Il s'agit d'une famille d'aciers inoxydables dont les caractéristiques mécaniques sont obtenues à l'issue d'un traitement de durcissement secondaire suivant un traitement thermique de trempe ou d'hypertrempe [1].

Les aciers à durcissement par précipitation peuvent être classés suivant trois catégories :

1. Les aciers à transformation martensitique directe,
2. Les aciers à transformation martensitique indirecte appelés aussi semi-austénitiques,
3. Les aciers austénitiques à durcissement par durcissement secondaire.

## **I.7. Traitement thermique des aciers inoxydables**

Tout les types de traitement 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 et donc toute diminution de la teneur en chrome dans les zones avoisinantes.

Dans le tableau 4, nous présentant les principaux traitements types de traitements thermiques pour les aciers inoxydables.

TRETEMENT THERMIQUES	OBJECTIFS	Processus métallurgique mis en œuvre
HOMOGENEISATION	- déterminer l'ampleur des ségrégations. - obtenir une phase homogène.	Maintient à haute température (diffusion des éléments ségrégés, dissolution de précipité ou de phases intermétalliques).
DURCISSEMENT	Augmenter les caractéristiques mécaniques.	Austénitisation puis transformation martensitique. Durcissement secondaire par précipitation.
ADOUCCISSEMENT	-Augmenter la ductilité. -diminuer la fragilité.	-Elimination des dislocation par restauration ou recristallisation. -coalescence et globalisation des précipitées. -grossissement de grain -transformation de phase.
DETENTE	Eliminer une partie de contrainte résiduelle.	-Par abaissement de la limite d'élasticité avec la température. -par relaxation des contraintes.
TRAITEMENT SUPERFICIELS	Augmenter la dureté en surface	Apport d'interstitiels.
DESENSIBILISATION	Supprimer la sensibilité à la corrosion intergranulaire due aux carbures de chrome	Homogénéisations de la teneur en chrome autour des carbures (diffusion).

Tableau 4 : caractéristiques des traitements thermiques des aciers inoxydables [4].

### I.7.Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables

Les éléments d'addition ajoutés à l'acier ou alliage métallique à base de fer (Fe + C), jouent un rôle particulier sur les caractéristiques générales, ou un rôle commun lorsque plusieurs éléments d'additions sont présents dans la composition chimique finale. Les éléments d'alliages se repartissent en deux catégories : ceux qui favorisent le maintien du fer ( ) et ceux qui stabilise le fer ( ).

Les informations suivantes montrent brièvement le type d'influence que peuvent avoir quelques éléments d'alliage et leur rôle quant ils sont additionnés à un acier [5].

### a) **Eléments alphagènes :**

#### **Le chrome**

Elément de base de tous les aciers inoxydables qui offre la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud.

#### **Le silicium**

C'est un élément alphagène, il augmente la résistance à la corrosion et améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.

#### **Le molybdène**

C'est un élément alphagène, améliore la qualité du film passif, en particulier en milieux chlorurés et acides, à l'exception des solutions nitriques bouillantes. Le molybdène augmente la résistance au fluage des aciers au chrome. Il diminue la fragilité au revenu. Il améliore sensiblement la résistance à la corrosion intergranulaire et par piqûre [6].

#### **Le vanadium**

Elément formateur de fer ( ). Avec la présence de Nickel, il améliore la résistance mécanique [7].

#### **Le titane**

Elément formateur de ferrite ( ). Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former le carbure de titane, et avec l'azote pour former un nitrure de titane, dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion intergranulaire.

#### **Le niobium**

C'est un élément alphagène, il se combine également avec le carbone dans les aciers pour s'opposer à la corrosion intergranulaire.

**b) Eléments gammagènes :****Le nickel**

Grâce à son rôle gammagène, stabilise l'austénite aussi bien à température ambiante qu'aux températures très basses. Il favorise ainsi la mise en œuvre par déformation plastique, il améliore la résistance à la corrosion, il affine le grain et améliore la ductilité [7].

**Le manganèse**

Bien que classé comme élément gammagène, devient alphagène aux teneurs supérieures à 7 %, rend ainsi difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers CR- NI et lors des sollicitations mécaniques aux basses températures, renforçant résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).

**Le carbone**

Élément fortement gammagène, contribue à stabiliser l'austénite pour accroître les propriétés mécaniques de l'acier (dureté, charge à la rupture, fluage...) lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome  $Cr_{23}C_6$  intergranulaires qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire[7].

**L'azote**

Puissant élément gammagène, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire[8].

**Le soufre**

À des teneurs de l'ordre 0,2%, il améliore considérablement l'usinabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.) mais cela se fait au détriment de la résistance à la corrosion par piqûres [9].

**Le cuivre**

Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion et pour accroître l'aptitude à la frappe à froid [9].

## I.8. Transformation martensitique

La transformation martensitique peut se produire dans un grand nombre de système d'alliage comme, ente autre, les alliages à base de fer, les alliages à base de cuivre et les alliages à base de titane.

Pour l'acier, la martensite est une phase obtenue à partir de l'austénite par la transformation displacive. Elle se forme à des températures suffisamment basses pour que l'austénite ne soit plus la phase stable. Elle se produit par le déplacement, par un mécanisme de cisaillement, des atomes de fer des positions du réseau CFC vers des positions voisines, de cristallographie plus stable à basse température. Comme le déplacement des atomes sont petits, de l'ordre d'une distance inférieure à la distance interatomique, la transformation martensitique est une transformation displacive et sans diffusion (la composition chimique reste la même dans les deux phases). CHAPPITRE6 (GOBINE78, MICO97)

## I.8. Eléments d'alliages et transformation des phases

Les éléments d'alliages et la transformation martensitique sont des caractéristiques importantes qui influent sur les propriétés des aciers inoxydables.

### I.8.1. Les phases de références

Il est aussi utile de rappeler les variétés allotropiques du fer pur. A basses températures et jusqu'à 910°C, la structure cristalline du fer est de type cubique centrée, c'est le fer ( ) (ferrite). A partir de 910°C, il se transforme en fer ( ) dont la structure est cubique centrée (austénite). Une troisième forme cristalline apparait lorsque la pression extérieure est suffisamment élevée, c'est le fer de type ( ), de structure hexagonale compacte, figure (1).

Une nouvelle transformation intervient 1400°C jusqu'à 1538°C pour fournir le fer de type ( ) dont la structure est cubique centrée [10].

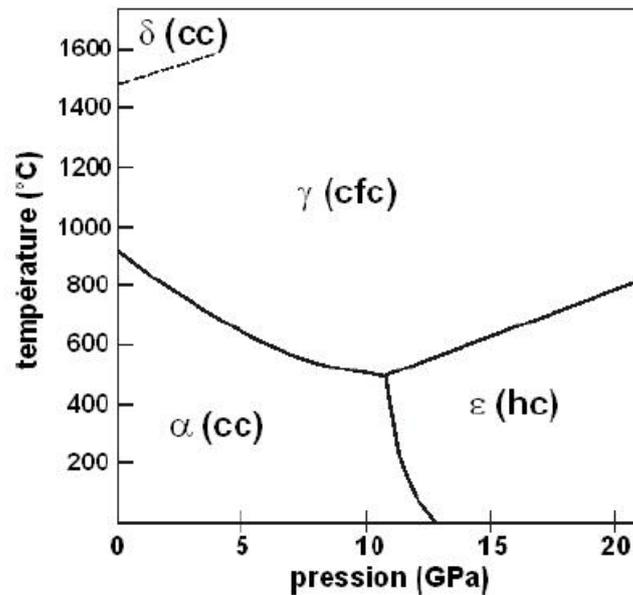


Fig. I.1: diagramme d'équilibre du fer pur [10].

### I.8.2 Influence de la composition chimique

La stabilité de l'austénite peut être d'abord caractérisée par la température  $M_s$ .  $M_s$  est la température de début de transformation au cours d'un refroidissement à contrainte nulle.

On abaisse  $M_s$  en enrichissant l'austénite en éléments stabilisateurs comme le manganèse et le carbone. Dans le cas des aciers partiellement austénitiques, l'ajout de silicium inhibe la formation de cémentite, ce qui permet à l'austénite de conserver un taux de carbone important. La formation de ferrite qui rejette le carbone vers l'austénite permet également l'enrichissement en carbone. En effet, le carbone est très peu soluble dans la ferrite [11].

L'ajout de la plupart des éléments d'alliage entraîne une chute de  $M_s$ , comme le montrent les formules empiriques reliant  $M_s$  à la composition chimique :

$$M_s (\text{°C}) = 512 - 453 (\%C) - 16.9 (\%Ni) - 9.5 (\%Mo) + 217 (\%C) - 71.5 (\%C)(\%Mn) + 15$$

$$(\%Cr) - 67.6 (\%C)(\%Cr) + 10 (\%Co) - 7.5 (\%Si) \quad (I.1)$$

$$M_s (\text{°C}) = 497 - 810 (\%C) - 1230 (\%N) - 13 (\%Mn) - 30 (\%Ni) - 12 (\%Cr) - 54 (\%Cu) - 46$$

$$(\%Mo) \quad (I.2)$$

$$M_s (\text{°C}) = 545.5 \cdot \exp(-1.362\%C) - 30.4\%Mn - 17.7\%Ni - 12.1\%Cr - 11\%Si \quad (\text{I.3})$$

Pickering propose la relation qui détermine  $M_{d30}$ , la température à laquelle 50% de martensite apparaît sous une déformation plastique de 30% :

$$M_s (\text{°C}) = 502 - 462 (\%C - \%Ni) - 9.2\%Si - 8.1 \%Mn - 20 (\%Ni) - 13.7 - 18 \quad (\text{I.4})$$

La stabilité de l'austénite par rapport à la transformation martensitique peut être caractérisée par un indice de stabilité qui est fonction des éléments d'addition [12]:

$$= Ni + 0.5Mn + 35C - 0.0833 (Cr + 1.5Mo - 20)^2 - 15 \quad (\text{I.5})$$

Dans les aciers inoxydables austénitiques les moins alliés, la transformation partielle de l'austénite en martensite peut intervenir à température ambiante si la température  $M_s$  est supérieure à celle-ci. Pour les aciers inoxydables austénitiques plus alliés, donc plus stables, la température  $M_s$  est nettement inférieure à la température ordinaire ; la transformation martensitique est alors obtenue lors d'un traitement à froid. Le taux de la transformation est fonction de la température atteinte [12].

### **I.8.3. Influence de la taille de grain de l'austénite**

La grosseur du grain de l'austénite intervient également sur la stabilité tout comme les éléments d'addition, qu'ils soient alphagènes (éléments déstabilisateurs) ou gammagènes : à analyse donnée et déformation donnée, un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains [12].

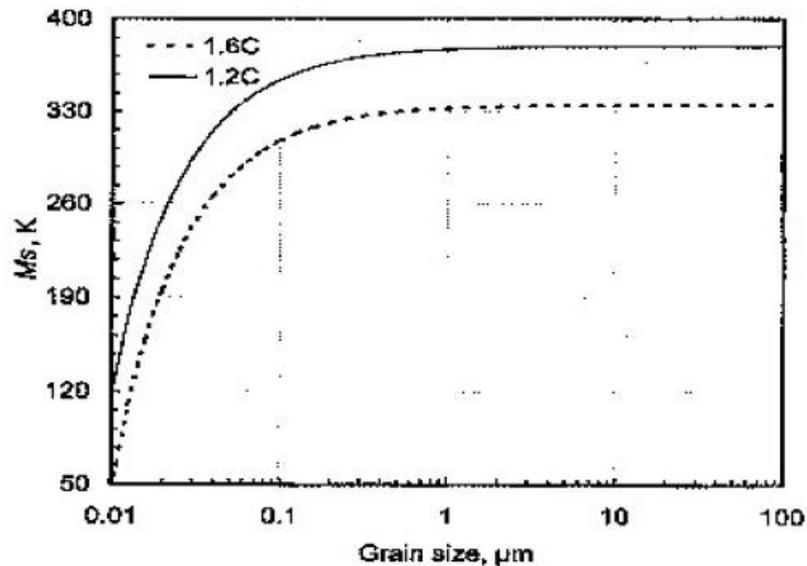


Fig. I.2 : Evolution de  $M_s$  en fonction de la taille de grain [13].

### I.9. Structures cristallographiques des différentes phases

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer de structure CFC. Les atomes de carbone sont situés sur les sites interstitiels octaédriques du type  $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$  (centre de la maille) et  $(0, 0, \frac{1}{2})$  (milieu de chaque arête) représentés sur la figure

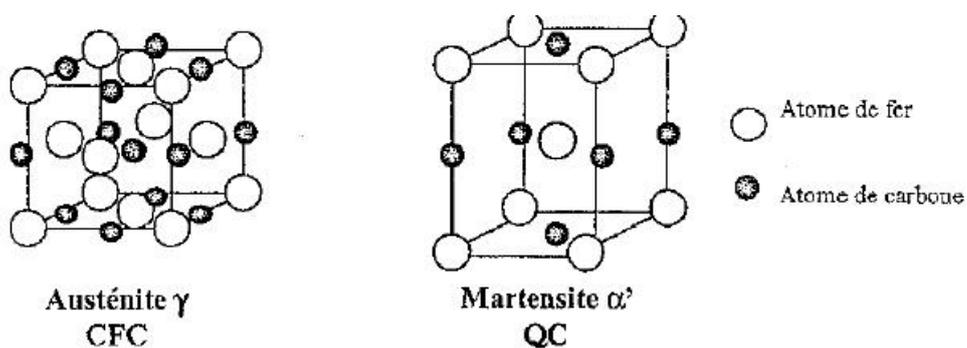


Fig. I.3 : Structures de l'austénite et de la martensite dans les aciers [12].

Plusieurs auteurs proposent des expressions reliant le paramètre de maille de l'austénite  $a_\gamma$  (nm) aux teneurs en éléments (carbone (C), manganèse (Mn), aluminium (Al), et chrome (Cr)) et à la température absolue T pour des alliages Fe-C :

•  $T > 773\text{K}$  :

$$a_\gamma(\text{nm}) = (0.36308 + 0.00075\%C) \cdot \{1 + (24.9 - 0.6\%C) \cdot 10^{-6} \cdot [T - 1000]\} \dots\dots (I.6)$$

•  $T < 773\text{K}$  :

$$a_\gamma(\text{nm}) = 0.35895 + 0.000095\%Mn + 0.356\%Al + 0.00330\%C \dots\dots (I.7)$$

$$a_\gamma(\text{nm}) = 0.3553 + 0.000095\%Mn + 0.356\%Al + 0.00006\%C + 0.000474\%C \dots\dots (I.8)$$

•  $T = 293\text{K}$  :

$$a_\gamma(\text{nm}) = 0.3555 + 0.00440\%C \dots\dots (I.9)$$

$$a_\gamma(\text{nm}) = 0.3573 + 0.00330\%C \dots\dots (I.10)$$

La martensite possède trois types de structures cristallines dans les aciers :

1. Une structure Tétragonal Centrée (TC) caractéristique de la martensite  $\alpha'$  observée dans les alliages binaires Fe-C et que l'on retrouve dans les aciers TRIP industriels. Elle possède une forte énergie de fautes d'empilement ;

2. une structure hexagonale (H) caractéristique de la martensite  $\alpha''$  ;

3. une structure Tétragonal à Face Centrée (TFC), observée dans les alliages Fe-Pd et Fe-

Pt.

Dans la martensite  $\alpha'$  (figure 3) les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques en positions  $(0, 0, \frac{1}{2})$  (milieu des arêtes parallèles à l'axe  $c$ ) et  $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0)$  (base de la maille). Ainsi, la martensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer  $\alpha'$ . Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée. Les dimensions des paramètres de maille de la martensite  $a_{\alpha'}$  et  $c_{\alpha'}$  dépendent de sa teneur en carbone [12].

$$a_{\alpha'}(\text{nm}) = a_0 - 0.115\%C \dots\dots\dots(I.11)$$

$$c_{\alpha'}(\text{nm}) = a_0 - 0.118\%C \dots\dots\dots(I.12)$$

Avec:

$a_0$  est le paramètre de maille cubique centrée du fer .

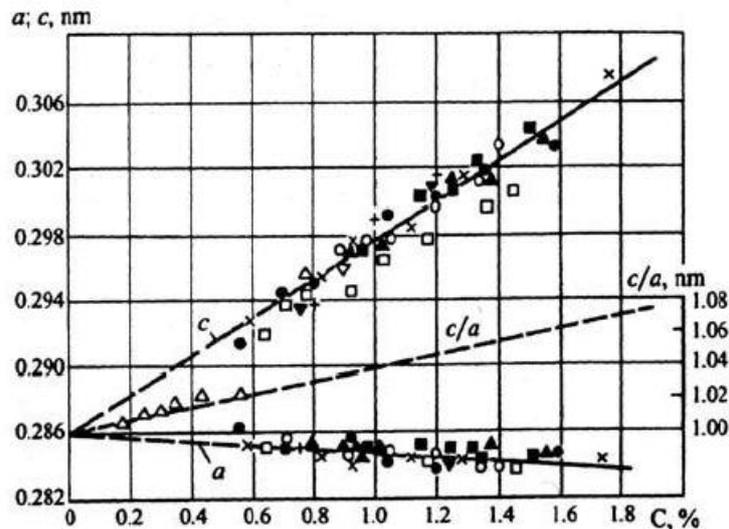


Fig. I.4: Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone [12].

## I.10. Traitement thermique des aciers inoxydables austénitiques

### I.10.1. Traitement d'hyperlente

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. [4]

Ce traitement a pour but d'obtenir à température ambiante une phase homogène, on cherche à mettre en solution dans la matrice austénitique des précipitations telles que, par exemple, la ferrite, la phase  $\sigma$ , les carbures de chrome, la martensite d'écrouissage, etc, qui auraient pu se produire pendant les opérations de formage à froid, à chaud et /ou de soudage [13]. 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).

Ce traitement permet aussi d'adoucir l'acier dans le cas où le traitement suit une opération de formage à froid, et, en plus, la cristallisation, si le formage à froid a entraîné un écrouissage supérieur à 15 ou 20% [13].

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 [4]

### **I.10.2.Traitement antiferrite**

Certaines nuances d'acier austénitiques sont sujettes à une solidification partielle en phase ferritique. Le traitement antiferritique a pour but de limiter la teneur en ferrite hors équilibre due aux surconcentrations locale en élément 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 laquelle 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 [4].

### **I.10.3.Traitement thermomécanique**

On peut augmenter les propriétés mécaniques à l'ambiante d'un acier inoxydable austénitique par laminage. Durant le laminage à chaud, on affine le grain par des cycles d'écrouissage-recristallisation, ce qui permet d'augmenter la limite d'élasticité.

### **I.10.4.Traitement de relaxation**

Les contraintes résiduelles sont définies comme étant des contraintes dans un système sans qu'il soit soumis à une contrainte extérieure, de déformations et souvent dues soit aux opérations de mise en forme ( forgeage à froid, usinage, etc... ), soit aux sollicitations thermiques lors de traitement de trempe ou de soudage, ces sollicitations thermiques sont plus importantes dans les aciers austénitiques d'autant que leur conductivité thermique est faible que leur coefficient de dilatation est élevé. La plupart des opérations de relaxation se font par traitement à chaud. La vitesse de refroidissement doit être assez lente pour éviter : surtout

pour les pièces de forte épaisseur, des gradients thermiques, ce qui introduit de nouvelles contraintes résiduelles.

### I.11. Les aciers THR

Les sidérurgistes proposent aujourd'hui aux constructeurs automobiles une large gamme d'aciers sous forme de produit plats. Ils sont divisés en trois principales familles métallurgiques :

- Les aciers pour emboutissage : calmé aluminium ou acier « Interstitial Free » (IF),
- Les aciers à haute résistance (HR) : aciers à haute limite d'élasticité (HLE), aciers rephosphorés, aciers isotrope ou à « bake hardening »,
- Les aciers multiphasés à Très Haute Résistance (THR), aciers dual phase (DP), « Transformed Induced Plasticity » (TRIP), Ferrite bainite ou multiphase

Les propriétés mécaniques résultent d'une combinaison de deux paramètres essentiels : la composition chimique et processus thermomécanique. Les différentes gammes de produit sont représentées en fonction des critères de résistance mécanique et d'emboutissabilité. La famille des aciers THR vise principalement à obtenir des tenues mécaniques importantes tout en gardant une bonne ductilité [14].

#### I.11.1. Les aciers Dual Phase

Il provient de la microstructure constituée d'une phase dure, la martensite, distribuée dans une matrice ferritique. Il ont une bonne aptitude répartition des déformations, et donc une bonne emboutissabilité ainsi que des limites d'élasticité importantes. Leur haute résistance mécanique se traduit par une bonne résistance à la fatigue ainsi qu'une bonne capacité d'absorption d'énergie [14].

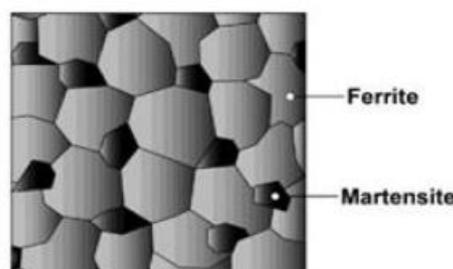


Fig. I.5 : microstructure d'un acier (a) DP [OL- G.B].

### I.11.2. Les aciers TRIP

Les aciers TRIP sont conçus pour obtenir une résistance mécanique la plus élevée possible tout en conservant une certaine formabilité. Ils sont composés d'une matrice ferritique dans laquelle se trouvent des îlots de phase bainitique dur et d'austénite résiduelle. L'effet TRIP (Transformed Induced Plasticity) est la transformation de l'austénite au martensite sous l'effet de déformation plastique. C'est ainsi que les aciers TRIP conservent une bonne formabilité [14].

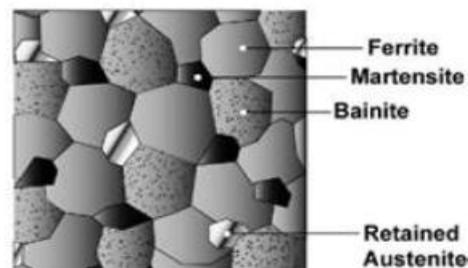


Fig. I.6 : microstructure d'un acier TRIP [OL- G.B].

### I.11.3. Les aciers Multiphase

Les aciers multiphase THR sont des aciers laminés à chaud. Leur structure est soit ferrito-bainitique très fine, soit bainitique durcie par précipitation ou martensitique. Ces aciers permettent la réalisation d'éléments de structure mis en forme à froid [14].

## II.1. Définition de soudage

Le soudage est une opération qui consiste à assurer la liaison permanente de deux ou plusieurs parties constitutives de nature identique ou différente, soit par chauffage, soit par pression, soit par l'action simultanée des deux, de la chaleur et de la pression. Le soudage peut être effectué avec ou sans métal d'apport [15].

## II.2. Technique de soudage

Dans la technique de soudage on trouve différentes méthodes qui s'appliquent suivants les épaisseurs des joints et leur préparation telle que bord à bord, bords relevés, sur chanfrein en V, sur chanfrein en X etc.

## II.3. Position de soudage

Les principales positions de soudage sont les suivantes :

- 1) à plat
- 2) au plafond
- 3) en corniche
- 4) verticale (montante, descendante)

Dans la position à plat, il est assez aisé d'obtenir une bonne pénétration, convexe et régulière, le bain étant soutenu naturellement par les bords des pièces à souder. En plafond au contraire, du fait de la pesanteur du bain de fusion, il sera difficile de réaliser une bonne pénétration ; cette dernière se présentera souvent sous forme concave ou simplement plate. En soudage à l'arc, l'intensité de soudage est plus faible pour la position plafond que pour la position à plat (environ 10 à 15% de moins).

En position descendante, l'intensité est 15 à 20% supérieure à celle nécessaire pour le soudage à plat.

En position montante, l'intensité est 15 à 20% inférieure à celle nécessaire pour le soudage à plat.

#### II.4. L'arc électrique en soudage

Un arc électrique est une décharge électrique qui se fait à travers un milieu gazeux. Il s'établit entre une électrode négative appelée cathode et une électrode positive appelée anode, les électrons circulant de la cathode vers l'anode. Cette conduction gazeuse établie entre les deux électrodes est accompagnée d'une température et d'une lumière intense.

Cette source thermique d'origine électrique est à l'origine des procédés de soudage dits "à l'arc". Pour le procédé TIG, le soudage de la plupart des métaux et alliages est réalisé en courant continu et polarité directe (DC-EN) ; c'est à dire que l'électrode en tungstène est négative (cathode) et que les électrons sont bombardés vers les pièces à souder (anode) [17].

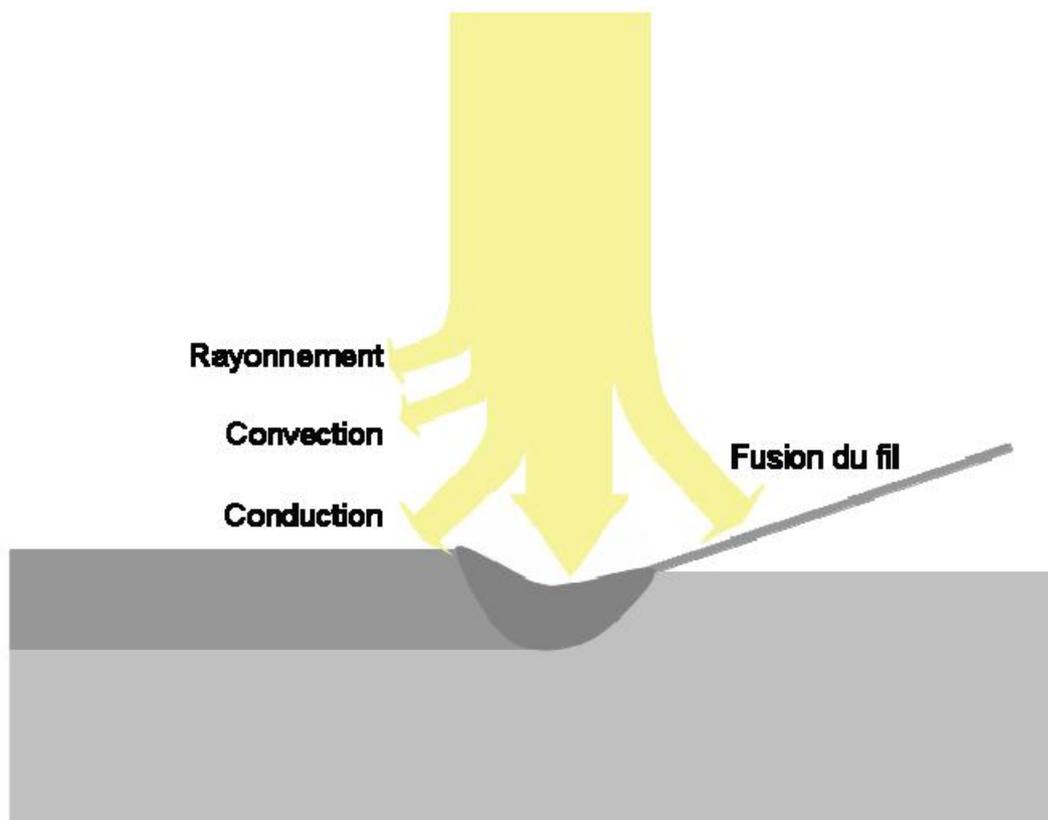


Figure II.1 : schéma de la répartition énergétique de l'énergie de l'arc électrique [Cornu 1986].

## II.5. Les différentes zones du joint soudé

Un procédé de soudage peut être assimilé à une opération locale d'élaboration métallurgique et de traitement thermique donnant une structure cristalline dépendant à la fois de la composition chimique élaborée et du traitement thermique engendré par le soudage. Une fois réalisée, la soudure par fusion se décompose en plusieurs zones (Figure II.1) :

### 1-Zone fondue (ZF)

Zone où l'état liquide est prépondérant où la structure métallurgique obtenue après solidification dépend du cycle de refroidissement. On distingue des gradients de concentration de la partie la plus fondue vers la moins fondue. Il est donc possible d'examiner les variations de dureté [Granjon 1995, Hamide 2008].

### 2-Zone de liaison (ZL)

Zone située entre la ZF et la ZAT, correspond à la surface sur laquelle la solidification du métal fondu a commencé.

### 3-Zone affectée thermiquement (ZAT)

Elle concerne le métal de base qui n'a pas fondu mais qui a subi des modifications de structure (gros grain) ou physicochimiques (nature et proportions des constituants).

Pour les aciers la ZAT est la zone du métal de base qui a été austénitisée au cours du cycle de soudage.

### 4-Métal de base (MB)

Le métal de base est la zone qui n'a pas été affectée par l'opération de soudage du point de vue des modifications physicochimiques. Par contre cette zone peut être le siège de contraintes et de déformations.

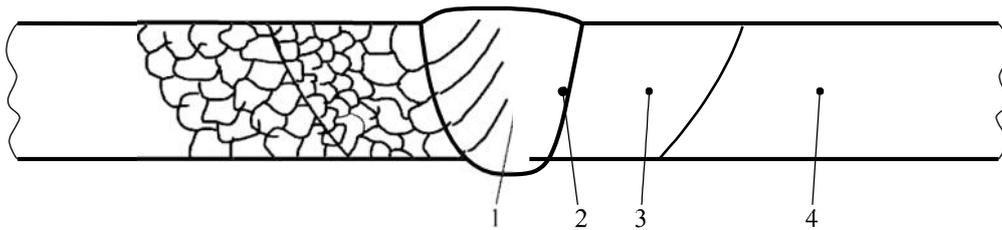


Figure II.2 : macrographie d'une section transversale d'un joint soudé [zalt].

## II.6. Classification des procédés

Il existe de nombreux procédés de soudage dont les principes et la mise en œuvre sont très différents. Pour les uns l'assemblage est obtenu par fusion locale des éléments à assembler, pour d'autres, la continuité métallique est obtenue sans fusion par effets purement mécaniques. Les sources d'énergies utilisées dans le domaine du soudage sont de types chimiques, électriques, optiques ou mécaniques [18].

On peut aisément classer ces procédés en fonction des énergies mises en œuvre comme présenté sur la figure II.3

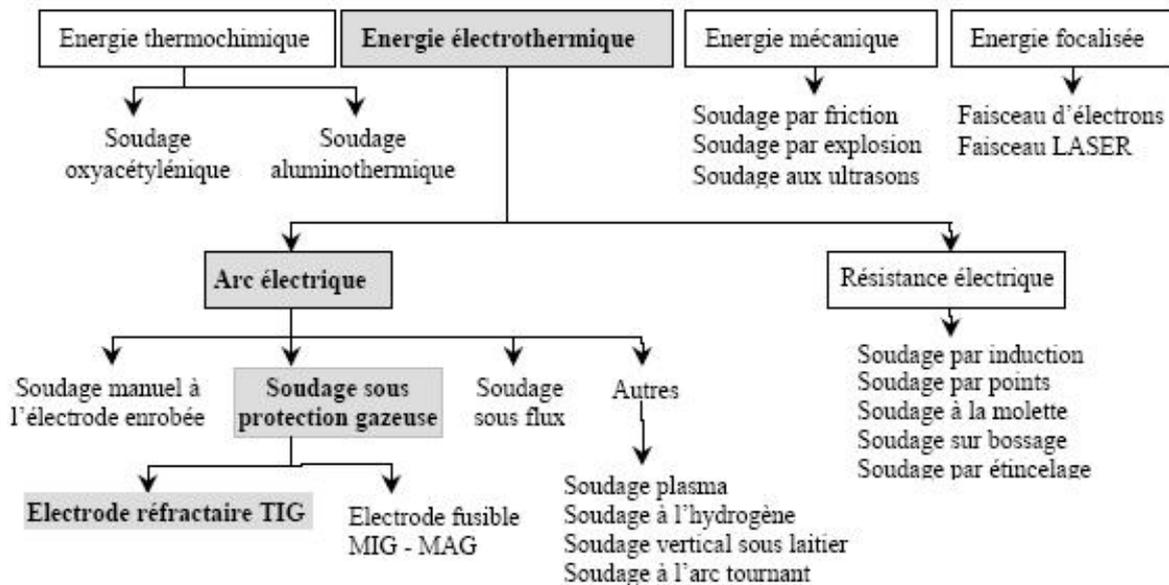


Figure II.3: Classification des procédés de soudage [Sou 2].

La conséquence directe de cette classification est la comparaison des énergies des différentes sources. Notons qu'il est préférable d'utiliser la notion d'énergie spécifique (énergie par unité de surface) pour comparer les différents procédés entre eux.

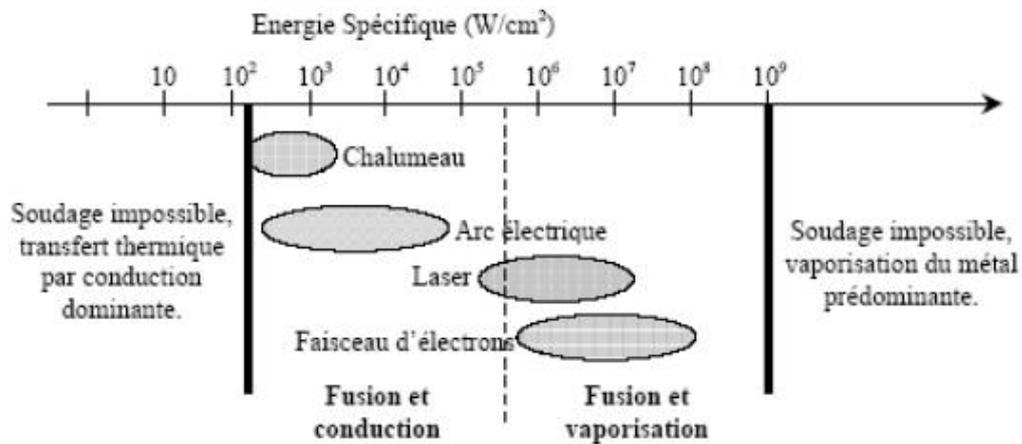


Figure II.4 : source thermique et densité d'énergies [18].

## II.7. Soudage TIG (Tungsten Inert Gas)

Ce paragraphe a pour but de présenter le procédé de soudage à l'arc TIG. Les premiers brevets pour le soudage TIG ont été déposés en 1924 aux États-Unis par Devers et Hobart. Ce n'est que pendant la deuxième guerre mondiale qu'il a été industrialisé (USA) et à partir de 1948 en France [19]. Ce type de soudage possède les éléments et les caractéristiques suivantes :

- une électrode réfractaire en tungstène,
- une protection gazeuse (de gaz inerte argon et/ou hélium),
- un apport (ou non) de matière sous forme de fil nu,
- il peut être utilisé en mode manuel, automatique,
- il peut être utilisé dans toutes les positions,
- le courant de soudage peut être de tout type (alternatif, continu, pulsé).

Le principe est illustré figure II.1. On entretient un arc électrique entre une cathode et une anode (pièce à souder).

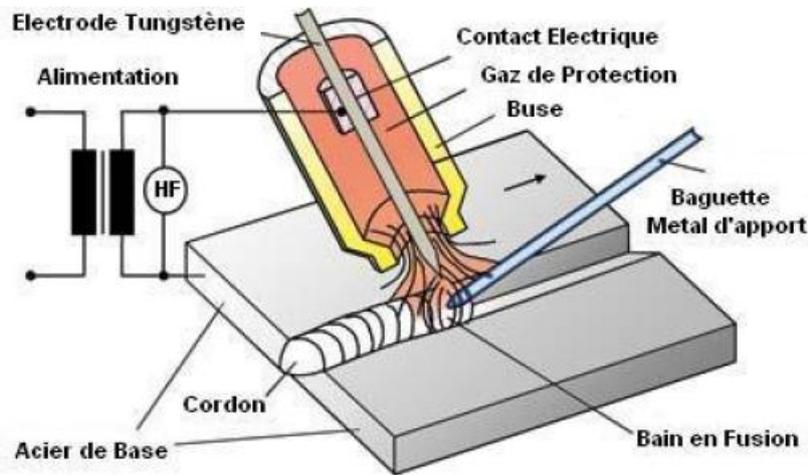


Figure II.5 : schéma illustrant le procédé de soudage TIG [19].

### II.7.1. Avantages du procédé

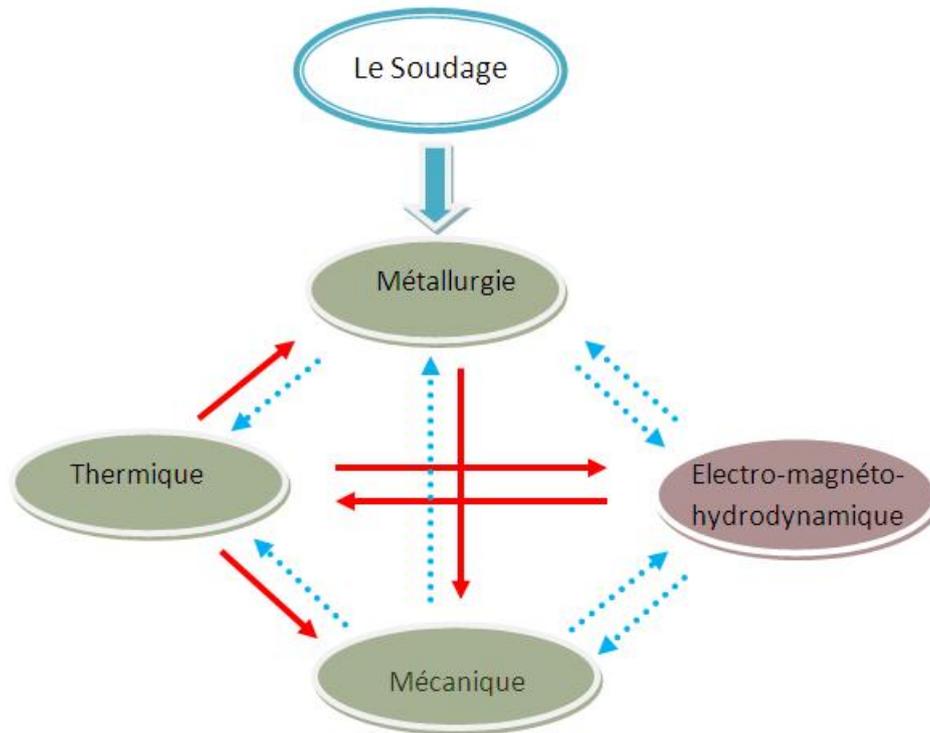
La grande qualité des soudures obtenues par le soudage TIG a fait de celui-ci un procédé idéal pour le soudage de presque tous les métaux ; il ne requiert que peu et même parfois aucun nettoyage après soudage.

Le soudage TIG s'exécute facilement dans toutes les positions sans aucune projection de métal ; les soudures se font sans emploi de laitier éliminant ainsi les inclusions de celui-ci et le bain de fusion est étroit et la vitesse de soudage relativement élevée.

En raison du gaz inerte, on peut dire que les émanations de vapeur et de fumée toxique sont éliminées dans la plupart des cas. Le dépôt de soudure est dense et le procédé permet d'exécuter les soudures sans porosité même sur des métaux difficilement soudables, tels les alliages de titane, l'aluminium et le zirconium. Enfin, le procédé est aussi idéal pour effectuer des réparations ou fabriquer de petites séries de pièces [Daigle 2003a et 2003b].

### II.8. Éléments sur les phénomènes physiques du soudage

Le soudage est considéré comme une technique spéciale et multidisciplinaire. Le résultat de l'opération de soudage dépend étroitement d'un couplage entre les phénomènes thermiques, métallurgiques, mécaniques et électro-magnéto-hydrodynamiques [20].



### II.8.1 Effet thermique

Dans le soudage des pièces métalliques, la liaison atomique réalisée au niveau du joint nécessite l'intervention d'une source d'énergie extérieure qui crée une élévation locale de température dans les pièces. Ces sources sont généralement le siège de phénomènes complexes. Le résultat est la production de la chaleur et son transfert au droit de la soudure.

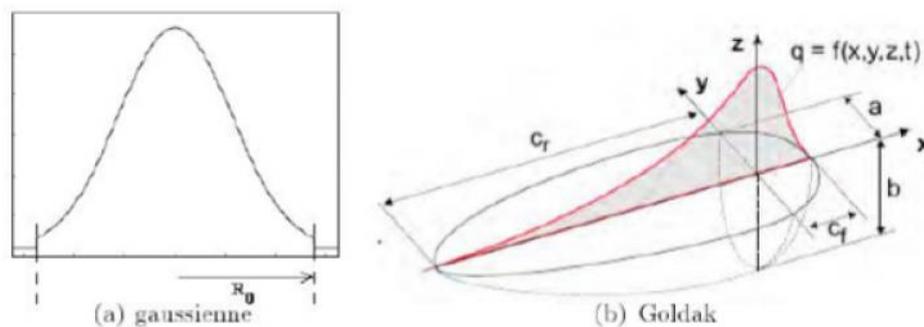


Figure II.6: différentes forme de source de chaleur [20].

Les surfaces isothermes de révolution autour de l'axe de déplacement de la source de chaleur sont très serrées en avant de la source et plus espacées dans la région où la source a déjà passé.

(Figure II.7). Lorsqu'on se rapproche de la source considérée comme ponctuelle, la température de façon très importante.

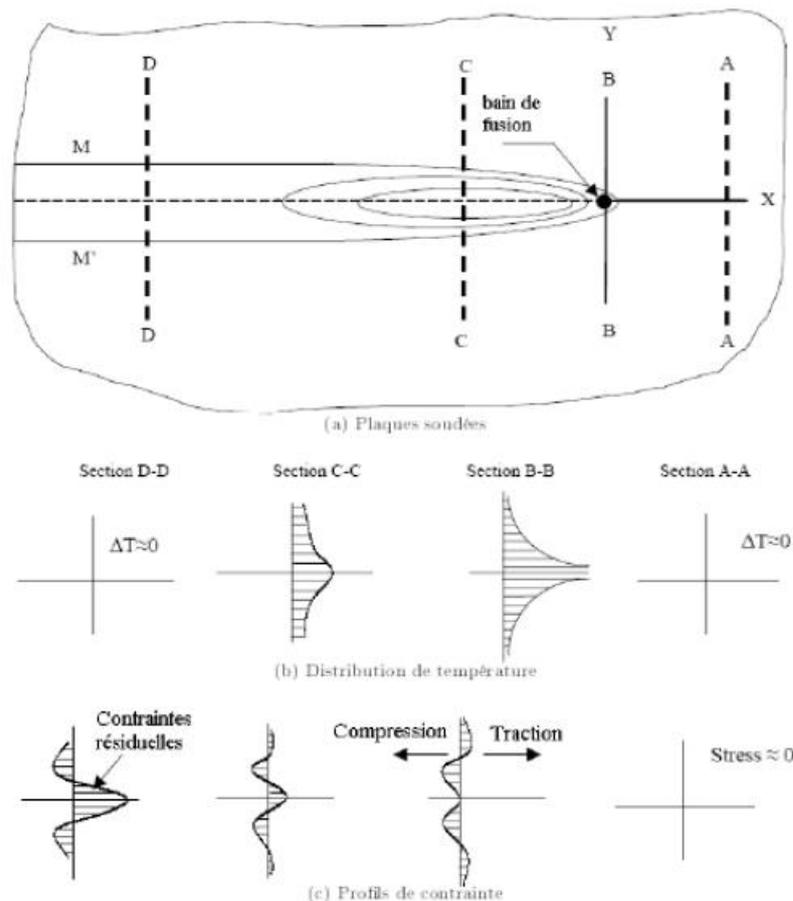


Figure II.7 : répartition des températures et contraintes lors d'un soudage bout à bout [20].

Le cycle thermique  $(t)$  subi par tout point de la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) quel que soit le type de procédé de soudage (source fixe ou mobile), comporte typiquement (voir figure II.8) :

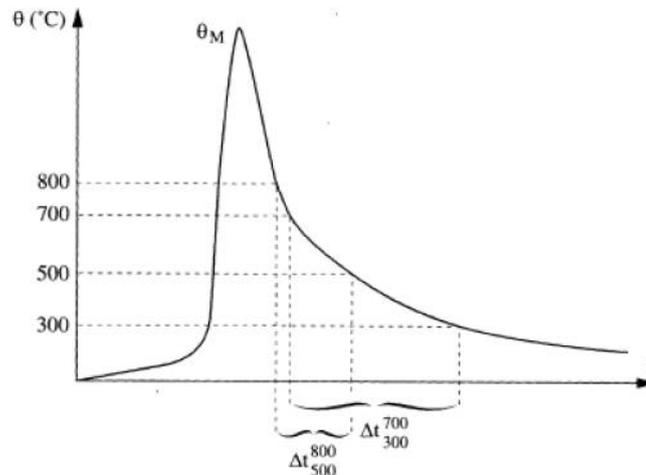


Figure II.8 : aspect de cycle thermique de la zone affectée par la chaleur (schématique) et définition des paramètres  $t_{\frac{700}{300}}$ ,  $\Delta t_{\frac{800}{500}}$ , [20].

- une phase d'échauffement très rapide
- un passage par une température maximale  $\theta_M$ .
- une phase de refroidissement plus ou moins rapide...

Les principaux paramètres caractérisant le régime thermique de soudage peuvent s'exprimer, pour un assemblage et un procédé de soudage donnés, en fonction de la durée de refroidissement entre 800 °C et 500 °C :  $t_{\frac{800}{500}}$ .

L'ensemble des phénomènes physiques, métallurgiques ou mécaniques qui se produisent lors de l'exécution d'un joint soudé ou d'un rechargement aussi bien dans la zone fondue que dans l'ensemble de la structure soudée dépendent de la grandeur de l'apport calorifique « Heat

Input »,  $H = P/V$  rapport entre la puissance nette de la source de chaleur et la vitesse  $V$  de soudage.

### II.8.2. Effets mécaniques du régime thermique

La localisation de l'opération de soudage entraîne une répartition thermique non uniforme dans les pièces à assembler. Cette répartition thermique non uniforme entraîne l'apparition de contraintes internes (résiduelles) dans les pièces assemblées et des déformations de celles-ci. Ces contraintes résiduelles et ces déformations peuvent entraîner de sérieux inconvénients lors de la mise en service.

## II.9. Les déformations en soudage

Les déformations résultent des déformations des zones du métal de base échauffé par l'opération de soudage. Ces déformations résultant d'une répartition thermique non uniforme seront également variables dans les pièces assemblées comme le montre la figure II.9.

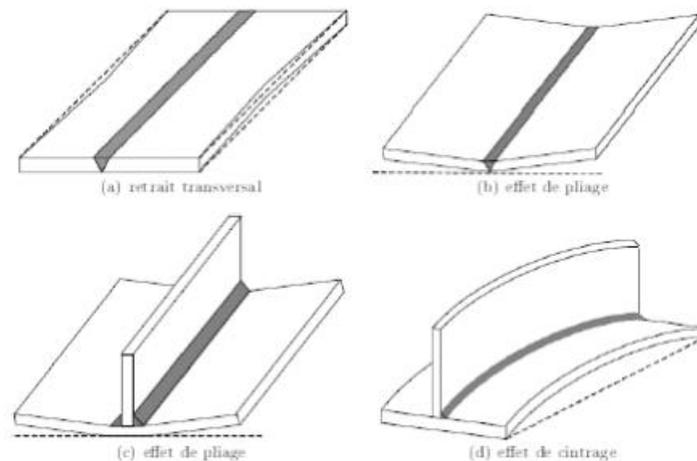


Figure II.9: différents modes de déformations [20].

## II.10. Les contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles résultent de l'empêchement des déformations ou bridage des zones du métal de base échauffé par l'opération de soudage. Suivant l'origine du bridage on distingue les contraintes résiduelles directes et indirectes. Les parties chaudes sont bridées par les parties restées froides des pièces à assembler.

### II.10.1. Contraintes résiduelles longitudinales

Pendant le refroidissement, la contraction du métal de toute la bande centrale est systématiquement bridée par les zones adjacentes restées plus froides (figII.10). Une certaine largeur de métal de section  $s$  située de part et d'autre de l'axe du joint est plastifiée en traction à la valeur de la limite d'élasticité  $R_e$  du métal. Les zones adjacentes assurant l'équilibre sont sous contraintes de compression. Celles-ci sont d'autant plus faibles que le rapport  $s/(S-s)$  est faible ( $S$  étant la section totale).

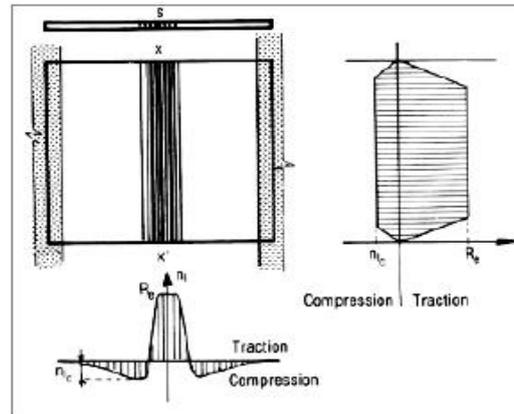


Figure II.10 : répartition des contraintes longitudinales après soudage et refroidissement [20].

Les contraintes et les déformations longitudinales augmentent avec la limite d'élasticité du métal d'apport.

### II.10.2. Contraintes résiduelles transversales

Même dans le cas de simples éléments de tôles soudées bout à bout, il intervient ce qu'on appelle communément l'autobridage, c'est-à-dire le bridage de la soudure par les éléments qu'elle assemble. Du fait que le soudage est exécuté de proche en proche, l'autobridage n'est pas constant. Il est très faible au début de l'exécution d'une soudure et devient plus sévère à la fin.

En conséquence, les déformations et les contraintes transversales ne sont pas réparties régulièrement (figure II.11) et deviennent plus complexes en s'ajoutant aux contraintes induites (figure II.12).

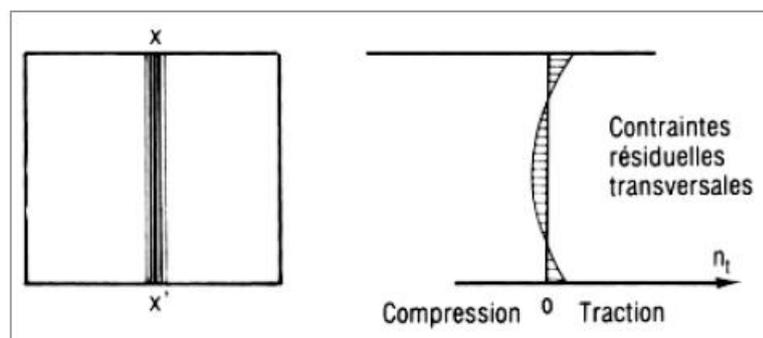


Figure II.11 : répartition des contraintes résiduelles transversales résultant d'un autobridage [20].

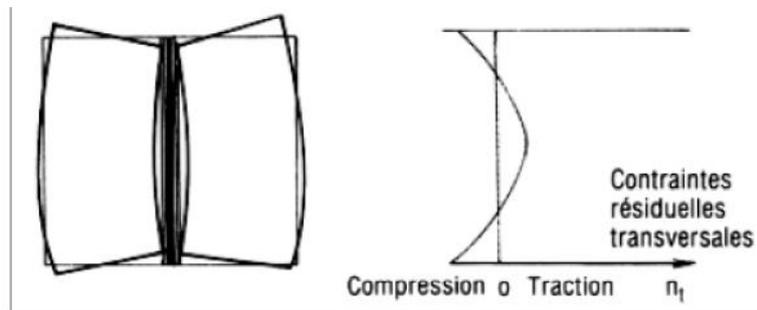


Figure II.12 : répartition des contraintes résiduelles transversales induites [20].

## II.11. Effet métallurgique

### II.11.1. Introduction à la métallurgie du soudage

La source d'énergie nécessaire au soudage fait subir aux pièces assemblées un traitement thermique spécifique qui modifie localement les propriétés du métal des pièces assemblées, ou métal de base. De plus, de nombreux procédés nécessitent généralement d'apporter une certaine quantité de métal, ou métal d'apport, de sorte que le soudage s'apparente à une sorte d'opération de fonderie présentant un mode de solidification particulier mais également une sorte d'élaboration métallurgique puisque la continuité du joint est assurée au refroidissement par la solidification du métal d'apport et de la partie du métal de base qui auraient été préalablement fondu. L'étude de ces divers phénomènes : traitement thermique du métal de base dû au soudage, fusion du métal d'apport et d'une partie du métal de base et leur mélange ainsi que les phénomènes de solidification au refroidissement compose la métallurgie du soudage.

La métallurgie du soudage à un caractère différent de la métallurgie classique, qu'elle soit d'élaboration ou de traitement thermomécanique, par les faits suivants :

- du point de vue thermique, le soudage se caractérise par des temps d'échauffement et de refroidissement beaucoup plus court. Si en métallurgie classique l'unité de temps est l'heure, elle est la seconde dans le cas du soudage : les phénomènes se caractérisent donc par un état hors d'équilibre résultant des grandes vitesses de variation de température tant à réchauffement qu'au refroidissement;

- du point de vue de l'élaboration métallurgique (fusion du métal de base et du métal d'apport) le soudage se distingue de la métallurgie classique par le fait que le phénomène se passe de proche en proche et est lié aux conditions de soudage (taux de dilution, protection du bain de fusion, courant de soudage, tension d'arc, vitesse de soudage,...);

- du point de vue de l'opération de fonderie, par le fait que la solidification se fait de proche en proche et intéresse une partie du «moule» que sont les pièces à assembler.

Cette brève introduction montre que les phénomènes métallurgiques dans le cas du soudage sont à la fois complexes et spécifiques et que si la connaissance de la métallurgie que nous avons qualifiée de classique est indispensable pour l'aborder, celle-ci est insuffisante pour avoir une connaissance suffisante de la métallurgie du soudage [20].

## **II.11.2. Modifications microstructurales en zone affectée par la chaleur.**

### **Conséquences métallurgiques des cycles thermiques de soudage**

#### **II.11.2.1. Température maximale atteinte en zone affectée par la chaleur**

D'après les expressions analytiques du cycle thermique de soudage  $\theta(t)$  (FigII.13) décrivant l'évolution de la température en fonction du temps dans les cas respectifs du soudage de produits épais ou minces, la température maximale est atteinte à un temps  $t_M$  tel que :

$$\left(\frac{\partial \theta}{\partial t}\right)_{t_M} = 0$$

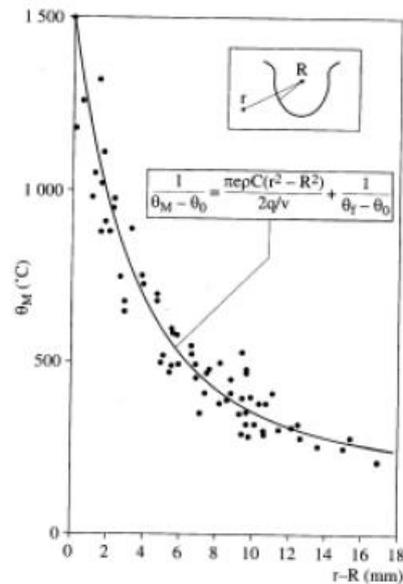


Figure II.13 : Evolution de la température maximale en fonction de la distance à la ligne de fusion. Comparaison des températures calculées analytiquement et relevées expérimentalement (soudage à l'arc submergé) [21].

### II.11.2.2. Transformation en ZAC lors de chauffage

Au sens strict, le caractère rapide des cycles thermiques de soudage ne permet pas d'utiliser les diagrammes d'équilibre pour prévoir la nature exacte des différentes phases au voisinage de la ligne de fusion. Cependant, à l'exemple d'Easterling [22], il est commode de raisonner à partir de ce type de diagramme pour interpréter qualitativement les modifications microstructurales (voir figure.14).

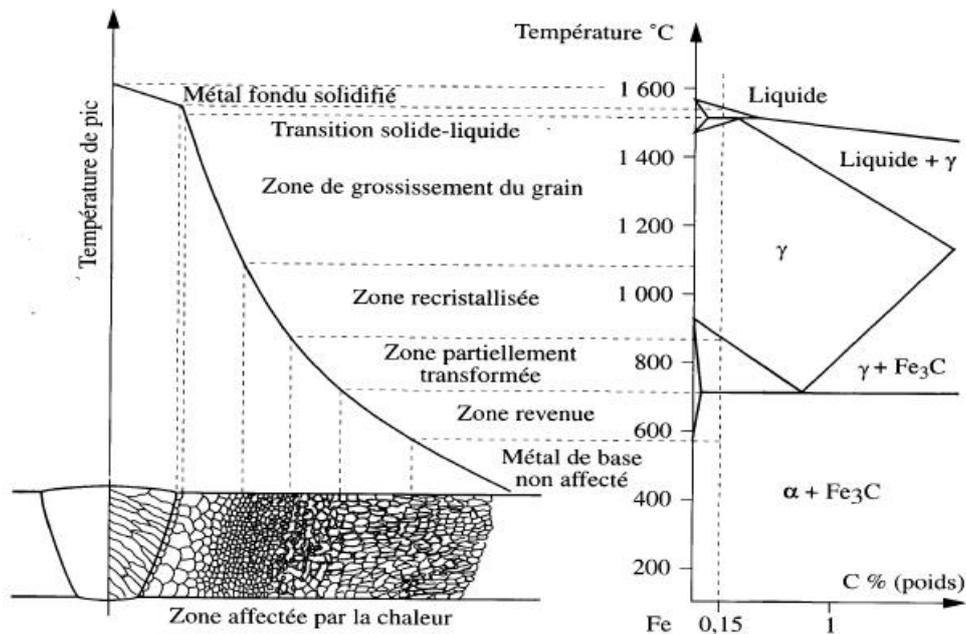


Figure II.14 : Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé d'un acier de construction à 0.15% C [22].

En se rapprochant de la zone fondue, on trouvera successivement les zones suivantes.

- Le métal de base n'ayant pas subi de transformation de phase au chauffage.
- Une zone subcritique, où l'on ne constate pas encore de changement de phase. Certains phénomènes tels que revenu, globularisation, recristallisation, vieillissement, etc., peuvent éventuellement intervenir.
- Une zone de transformation partielle (ou intercritique).
- A partir de la température A3 et jusqu'à 1 495 °C environ, la transformation en austénite est totale. La nouvelle structure ainsi formée remplace et « efface » toute trace de la structure antérieure. C'est au sein de cette zone qu'intervient un grossissement du grain, la plus susceptible de causer certains problèmes métallurgiques
- Une zone portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide ( ) et une phase liquide.

Enfin le métal fondu a souvent une composition différente de celle du métal de base. Les premiers germes du métal fondu se solidifient par épitaxie (relations de cohérence cristallographique) sur les grains de la Zone Affectée par la Chaleur ZAC.

### II.11.2.3. Transformation en ZAC lors de refroidissement

Selon la vitesse de refroidissement, différents types de microstructures sont susceptibles de se former.

Il existe dans le métal de base une zone qui dépasse la température de transformation ferrite – austénite  $T_c$ . Cette zone appelée Zone Affectée Thermiquement ZAT est comprise entre la ligne de fusion dans le métal de base et la température  $T_c$ .

En soudage, la vitesse de refroidissement de la ZAT est élevée et dépend des conditions de soudage. Par conséquent, une approche intuitive des phénomènes métallurgiques dans la zone thermiquement affectée [23] ne permettent pas d'appréhender correctement les phénomènes métallurgiques qui apparaissent dans la zone thermiquement affectée. Ceci peut se faire au moyen de diagramme au refroidissement continu élaboré en condition de soudage (diagramme CCT-S) (Figure II.15)

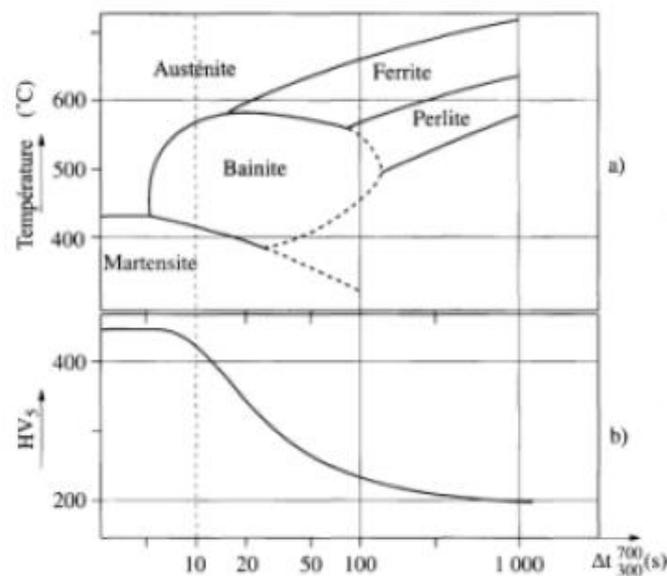


Figure II.15 : (a) Exemple de diagramme TRC en conditions de soudage ( $M=1300^\circ$ ) :  
(b) Courbe (dureté-critère de refroidissement  $t$ ) correspondante.

Acier C= 0.18% Mn= 1.4%, Si=0.4% [23].

Compte tenu de la vitesse élevée de refroidissement, la zone thermiquement affectée subira une trempe plus ou moins sévère en fonction de la trempabilité du métal de base et de la vitesse de refroidissement.

Les caractéristiques mécaniques de la zone thermiquement affectée par le soudage sont liées à la sévérité de la trempe qu'elle a subie. Cette trempe se manifeste par :

- une résistance mécanique plus élevée ;
- une possibilité de déformation plus limitée (perte de ductilité).

## II.12. Défauts de soudure

Il existe plusieurs types de défauts de soudure ainsi que différentes méthodes pour les inspecter.

### Fissurations

Les fissurations constituent l'un des défauts de soudure les plus fréquents. Elles sont causées par la présence de tensions internes trop importantes à l'intérieur du métal soudé. L'utilisation d'un métal d'apport incompatible avec le métal de base, un cordon trop petit ou des tensions internes créées par le retrait peuvent être à l'origine des fissures. Le bon choix du métal d'apport, un préchauffage approprié, une bonne préparation des joints et la formation d'un cordon respectant les dimensions exigées peuvent donc prévenir les fissures.

Les fissures dans un métal sont divisées en deux catégories selon l'endroit où elles apparaissent :

- Les fissures peuvent être localisées dans le métal fondu ; elles dépendent alors de la nature du métal d'apport et des conditions d'exécution de la soudure.
- Les fissures peuvent aussi se retrouver dans le métal de base, dans la zone de liaison ; ces dernières sont généralement reliées à une plus faible soudabilité du métal.

On peut aussi distinguer deux types de fissurations selon le moment où elles surviennent à la suite d'une soudure : la fissuration à chaud et la fissuration à froid. [*csmofmi*]

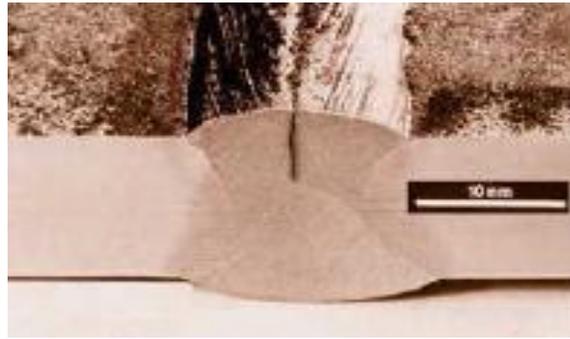


Figure II.16 : fissure longitudinal sur un cordon de soudure (Fissuration à chaud) (zalt)

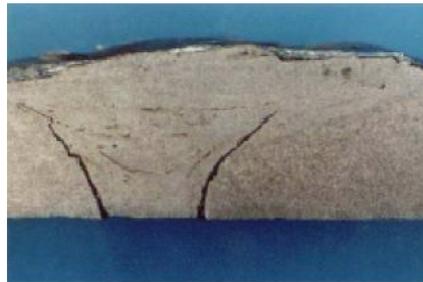


Figure II.17 : fissure à froid détectée en macrographie. (zalt)

## Porosités

Il s'agit de défauts sphériques creux qui peuvent être ou non débouchant, figure II.18. Elles sont causées par les courants d'air, le manque de gaz, l'obstruction de la buse, un mauvais angle de soudage, de l'eau ou des impuretés dans le joint à souder...etc.



Figure II.18 : Porosités débouchantes en surface de cordon de soudure (zalt)

## Soufflures

Ce terme désigne un groupe de porosités non débouchantes. Allongées, on parle de soufflures vermiculaires. Si elles sont débouchantes, on parle alors de piqûres, figure.



Figure II.19 : Macrographie d'alliage d'aluminium avec présence de soufflures sphéroïdales non débouchantes (zalt)

## Inclusions

Elles désignent un composé étranger à la soudure et peuvent contenir du Tungstène (Cas du Soudage TIG) ou du laitier (Soudage à l'électrode enrobée ou baguette) ou encore des oxydes.

## Retassures

Suite à un retrait du métal lors de son refroidissement, l'espace vide formé apparaît visuellement à la surface du cordon, ainsi qu'à l'intérieur du cordon.

### Criques de solidification

Même défaut que les retassures sauf que le défaut est non apparent. La crique de solidification est un défaut de fonderie.

## Morsures et caniveaux

Une morsure est un défaut caractérisé par le creusage ou une insuffisance du métal de base sur une partie du cordon. Un caniveau traverse une grande part du métal de base en raison d'une trop grande chaleur du métal d'apport par rapport à l'épaisseur ou à la densité du métal de base (figure II.20). Un courant trop fort ou une vitesse d'avance trop élevée favorise l'apparition de caniveaux. Un mauvais angle de soudage de même qu'une longueur d'arc incorrecte peuvent aussi être à l'origine de ce type de défaut.

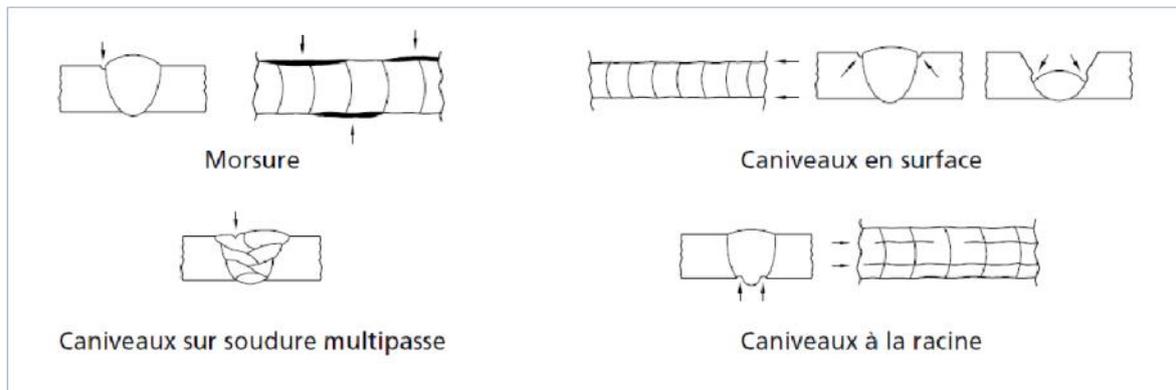


Figure II.20 : Morsures et caniveaux [csmofmi]

### Collage ou manque de pénétration

Le métal de base est non fondu, ce qui diminue la section efficace de la soudure, figure . On distingue le collage noir où l'interface entre le métal de base et la soudure est vide (par contrôle radiographique, apparaît une tache sombre sur les clichés) et le collage blanc, où l'interface est comblée par des oxydes fondus (variété indécélable par contrôle radio).



Figure II.21 : manque de pénétration et collage en bord du joint. (zalt)

### Excès de pénétration

Métal débordant du côté envers du cordon.



Figure II.22: Excès de pénétration. **(zalt)**

### III.1.Introduction :

L'objet de ce chapitre est de présenter les différents essais expérimentaux effectués dans le but de faire une caractérisation mécanique et microstructurale de l'acier à effet TRIP 304L.

En commençant par la présentation des instruments utilisés durant les essais mécaniques, suivie d'une description des éprouvettes selon les deux normes ISO et DIN leur forme géométrique ainsi que le déroulement des essais mécanique suivants :

- Essai de traction éprouvette vierge;
- Essai de traction éprouvette soudée bout à bout ;
- Essai de traction éprouvette soudée cisaillement ;
- Essai de traction de l'éprouvette soudée en double « L ».

A la fin de cette partie, on définit des méthodes utilisées pour caractériser la micrographie de métal de base et de la zone affectée thermiquement ZAT, avant et après rupture.

### III.2.Identification de métal utilisé (AISI 304L)

Le matériau utilisé est un acier austénitique de type 304L (selon la norme AISI et X2CrNi18-9 selon AFNOR) est commercialisé sous forme des tôles minces d'épaisseur 3mm. Le (L) signifie que l'acier à une faible teneur en carbone.

#### III.2.1 : Composition chimique

Le tableau (III.1) affiche la composition chimique de l'acier selon la fiche technique.

Désignation	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	N	S
Elément%	0.03	8 -20	8-12	0.45	1.31	0.025	0.056	0.005

*Le tableau (III.1) : caractéristique chimique de l'acier AISI304L.*

#### III.2.2 : Les caractéristiques mécaniques

Le tableau III. 2 représente les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable AISI304L selon la norme DIN.

Etat	R0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	[HV]
Recuit	190	500-600	45	150-180
Ecrouissage maximal	965	1275	4	390

Tableau III.2 : Caractéristiques mécaniques de l'acier AISI304L.

### III.3. Caractérisation mécanique

#### III.3.1. Géométries des éprouvettes

Pour caractériser un matériau en général et étudier un comportement d'une structure soudée en particulier, mon choix est porté sur la réalisation de quelques essais sur des éprouvettes vierge et soudées avec le procédé de soudage TIG, figure III.1.

##### Éprouvettes vierge

Ces éprouvettes vierges sont découpées selon la norme DIN dans la tôle par rapport a trois directions de laminage à savoir, à 0°, 45° et 90°. Ces opérations sont réalisées sur la fraiseuse universelle au HALL de technologie université de Tizi-Ouzou.

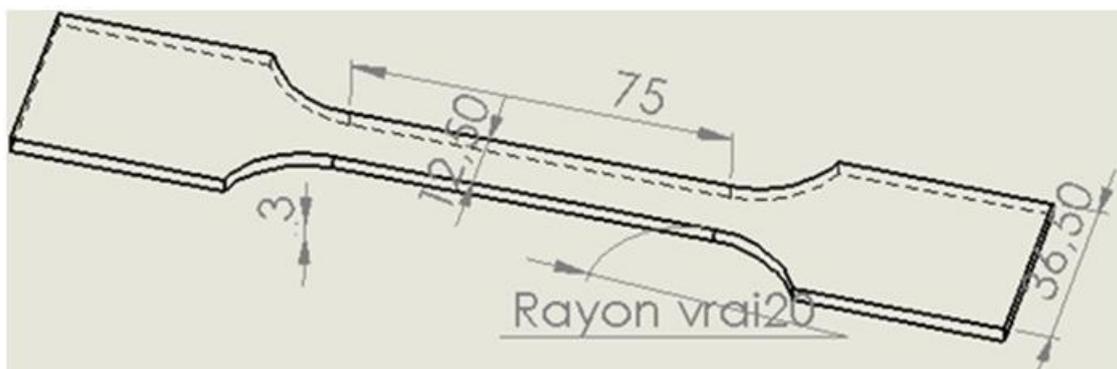


Fig. III.1 : éprouvette de traction matériau de base.

Les éprouvettes soudées

Pour l'étude de comportement des structures soudées, notre choix est porté sur des éprouvettes spécifiques avec trois types de forme géométriques qui sont réalisées au centre en soudage et control de Chérga (Alger) voir figures.



*Fig. III.2 : éprouvette soudée bout à bout pour traction.*



*Fig. III.3 : éprouvette soudée pour cisaillement.*



*Fig. III.4 : éprouvette soudée en double L pour traction.*

### **III.4. Essai de traction**

Les essais de traction permettent d'expliquer une partie des comportements mécaniques des matériaux. On distingue souvent deux groupes : ceux qui sont dits fragiles et ceux qui sont dits ductiles. On appelle fragile un matériau qui atteint la rupture avant même d'entrer dans le domaine plastique. On appelle ductile un matériau qui présente un domaine élastique et un domaine plastique.

L'essai consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction, et cela généralement jusqu'à la rupture en vue de définir une ou plusieurs caractéristiques mécaniques. On impose en générale une déformation croissante à une éprouvette sur laquelle on a tracé deux repères initialement distants  $L_0$ , et on mesure simultanément l'effort  $F$  et l'allongement  $L=L - L_0$ . Un essai de traction est une expérience qui permet de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau quelconque. Certains objets fabriqués par l'homme doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, le poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction donne un chiffre qui permet de comparer la résistance des différents matériaux. Cet essai ou expérience consiste à placer une petite barre de forme normalisée (éprouvette) du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur

l'éprouvette jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force, que l'on convertit en suite en déformation et contrainte dans une courbe dite *courbe de traction*. L'éprouvette au repos présente une longueur initiale  $L_0$  et une largeur initiale  $l_0$ . Lorsque les efforts sont appliqués axialement, une déformation est constatée suivant la longueur  $L$ , tandis que sa largeur,  $l$ , diminue (**Figure. III.5**)



*Fig. III.5 : Machine de traction de type IBERTESTE.*

### **III .5. Condition de déroulement des essais mécaniques**

Les essais sont réalisés au sein de laboratoire de génie civil dans les conditions suivantes :

- Vitesse = 10mm/mn ;
- Température = 20°C ;
- Vitesse de chargement = 100N.S-1.

Les dimensions des éprouvettes sont explicitées dans le tableau ci-dessous :

Eprouvette	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Epaisseur (rmm)
Traction (état vierge)	75	12.5	3
Traction-bout à bout	200	30	3
Traction-cisaillement	100	30	3
Traction-double L	100	30	3

*Tableau III.3 : dimensions des éprouvettes de traction.*

### III.3.Analyse microstructural

#### III.3.1.Préparation des échantillons

Les échantillons pour l'étude microstructurale ont été découpés sur la tôle sous forme de rectangle. Les échantillons une fois découpés, puis enrobés. Un polissage mécanique est alors réalisé,

##### III.3.1.1.Enrobage

L'enrobage est un procédé industriel consiste à appliquer une couche de liquide de poudre sur la surface d'un point de base de forme quelconque afin se lui conféré des propriétés. L'enrobage qu'on a effectué c'est l'enrobage à chaud .Est réalisé sur une machine de type STRUERS/LABO PRESS-1.

##### III.3.1.2 1<sup>er</sup> polissage

Il a pour but de créer la surface plane d'examen pour les échantillons. Il a été fait sur papier émeri de granulométrie P180, P600, et P800 sur une polisseuse à deux disques ; avec un arrosage abondant pour éviter tout risque d'échauffement et de contamination.

##### III.3.1.3 2<sup>ème</sup> polissage (polissage de finition)

Le polissage consiste à rendre la surface à analyser plane, brillante et dénués de toute rayure.

Pour cela, on frotte l'échantillon sur des papiers abrasifs de plus en plus fins (P1000, P1200, P2000 et P4000). Les raies provoquées par un papier doivent être éliminées par le suivant.

Pour réaliser cette condition, il faut rayer l'échantillon avec un papier dans un sens et dans le sens perpendiculaire.

### III.3.1.4 Finissage

Son objectif est d'obtenir une surface comparable à celle d'un miroir permettant ainsi de réfléchir la lumière. Les échantillons sont frottés sur des disques de feutre ou de drap imbibé d'une suspension d'abrasifs qui est le plus souvent de l'alumine ( $Al_2O_3$ )

**Polisseuse à deux disques** : de type «MECAPOL CONTROLAB» alimentée sous une tension de 220v et munie d'un dispositif d'arrosage.



*Fig. III.6 : Polisseuse à deux disques.*

**Polisseuse mono plateau** : Elle comporte un filtre placé sur un disque tournant à une vitesse de 300tr/min, avec la pâte diamantée.



*Fig. III.7 : Polisseuse mono plateau pour la finition.*

### III.3.2. Procédure d'attaque

Après polissage, les échantillons sont attaqués chimiquement pour révéler la morphologie des différentes phases présentes ainsi que les joints de grains austénitiques. Cette attaque est une attaque électrolytique. Les paramètres de l'attaque sont les suivants : 10 Volts et 40 secondes de temps d'attaque. Généralement à la température ambiante, puis on lave l'échantillon sous un jet d'eau et on sèche à l'aide d'un séchoir.



*Fig. III.8 : Séchoir d'échantillon.*

### III.3.3. Observation microscopique

Après le polissage, la surface à analyser est soumise à une attaque chimique permettant de révéler la forme, la distribution et la quantité des phases qui constituent le matériau. Nous avons effectués ces dernières à l'aide d'un microscope optique équipé d'une camera relié à un ordinateur

#### III.3.3.1. Microscope optique

Le microscope optique utilisé est de type HUND équipé d'une camera vidéo de type EyesCora permettant l'acquisition des micrographies sur ordinateur. Sur ce dernier, un logiciel d'acquisition et de traitement de résultats PicedCora est installé. Ce microscope a quatre objectifs de grossissement 40, 100, 200 et 400 fois. Il est constitué d'une lampe qui

fourni de la lumière transmise horizontalement sur un prisme qui la réfléchit verticalement. Le faisceau lumineux est localisé sur l'échantillon. La lumière réfléchi par la surface à analyser est transmise à travers la même lentille, on arrondissant l'image de 4, 10, 40 et 100 vers un miroir semi transparent qui la renvoie sur la lentille de grossissement 10, ou elle sera observée par l'œil de l'utilisateur. Une acquisition de photos y est ainsi possible sur ordinateur au moyen de la camera vidéo.



*Fig. III.9 : Microscope optique.*

#### **III.4. Microscope électronique à balayage**

La Microscopie Electronique à Balayage est basée sur le principe d'interaction électrons-matière, capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon avec des agrandissements exploitables jusqu'à 300.000 environ.

Le fonctionnement en mode électrons secondaires permet d'observer la morphologie en surface, tandis que l'imagerie en mode électrons rétrodiffusés permet d'obtenir un contraste chimique, les atomes plus légers (Z faibles) apparaissent plus sombres sur l'image alors que la présence d'atomes lourds engendre une couleur plus claire.

Le microscope électronique à balayage utilisé est de type JEOL JSM-6060 équipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie (EDS-X). Le filament du microscope est en tungstène et

la tension appliquée est généralement de 20kv. Le système d'analyse permet l'acquisition d'analyses ponctuelle et de cartographies élémentaires X.

Les observations des échantillons ont été faites très souvent on mode rétrodiffusé, ce qui permet de mieux visualiser les faciès de ruptures.

### III.5. Essais de microdureté Vickers (HV)

Faits sous très faible charge, les essais de microdureté permettent des mesures très localisées (sur environ 100  $\mu\text{m}^2$ ). Nous avons effectué nos mesures à l'aide d'un microduromètre de type ZWICK / Roell  $Z_{HV}$

L'essai consiste à pénétrer en appliquant une force (**F**) sur un pénétrateur ayant une forme de pyramide normalisée en diamant de base carrée au sommet de 136°. L'empreinte a donc la forme d'un carré ; on mesure la diagonale d de ce carré à l'aide d'un appareil optique. C'est d qui sera utilisé pour le calcul de la dureté. La force et la durée de l'appui sont également normalisées.

$$HV = \frac{2F \sin(136^\circ/2)}{gd^2} .$$

HV : dureté de Vickers.

F : force appliquée [N].

D : diagonales de l'empreinte [mm].

G : accélération terrestre [ $\text{ms}^{-2}$ ] (9.80665).

## V.1. Introduction

Ce chapitre sera consacré à la présentation, ainsi qu'à la discussion des résultats expérimentaux obtenus des différents type d'essais effectué pour la caractérisation du comportement mécanique et microstructurale de l'acier à effet TRIP 304L ... application soudage.

Pour cela nous avons effectué une analyse microstructurale et des essais de dureté et de traction sur différent type d'échantillon.

## V.2. Caractérisation mécanique

L'ensemble des résultats sont directement obtenus par une chaine d'acquisition et enregistrés sur un micro-ordinateur.

A partir de l'enregistrement on établit un diagramme rationnel de la forme :  $\sigma = f(\epsilon)$ , soit la contrainte en fonction de la déformation, on utilisant les formules ( V.1, V.2).

$$\sigma_{\text{conv}} = \frac{F}{S_0} \quad \text{et} \quad \epsilon_{\text{conv}} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{V.1})$$

$$\sigma_{\text{rat}} = \sigma_{\text{conv}} (1 + \epsilon_{\text{conv}}) \quad \text{et} \quad \epsilon_{\text{rat}} = \ln (1 + \epsilon_{\text{conv}}) \quad (\text{V.2})$$

Avec :

$L_0$  : longueur utile initial de l'éprouvette (mm).

$S_0$  : section initial de l'éprouvette ( mm<sup>2</sup>).

$L$  : longueur utile de l'éprouvette (mm).

$S$  : force appliquée à l'extrémité de l'éprouvette (mm<sup>2</sup>).

On déduit par la suit l'allongement relatif  $e(\%)$  :

$$e(\%) = \frac{L - L_0}{L_0} * 100$$

### V.2.1. Comportement des éprouvettes vierges en traction

Les paramètres sont directement relevés de la courbe de traction, d'autre sont déduits de ces premiers.

**F<sub>m</sub>** : charge maximal (KN).

**R<sub>m</sub>**: contrainte maximal à la rupture en traction (MPa).

**Allgt** : allongement à la charge maximal.

**Re<sub>L</sub>** : contrainte à limite élastique conventionnelle à 0.2% (MPa).

**E** : module de Young (MPa).

$$E = \frac{F}{S} * \frac{1}{\frac{\Delta L}{L_0}} = \frac{Fe}{S_0} * \frac{1}{\frac{\Delta L}{L_0}} \quad (V.3)$$

La figure ( V.1) représente le comportement mécanique pour l'éprouvette dans la direction de laminage, à température T= 20° et pour une vitesse de V= 10mm/mn.

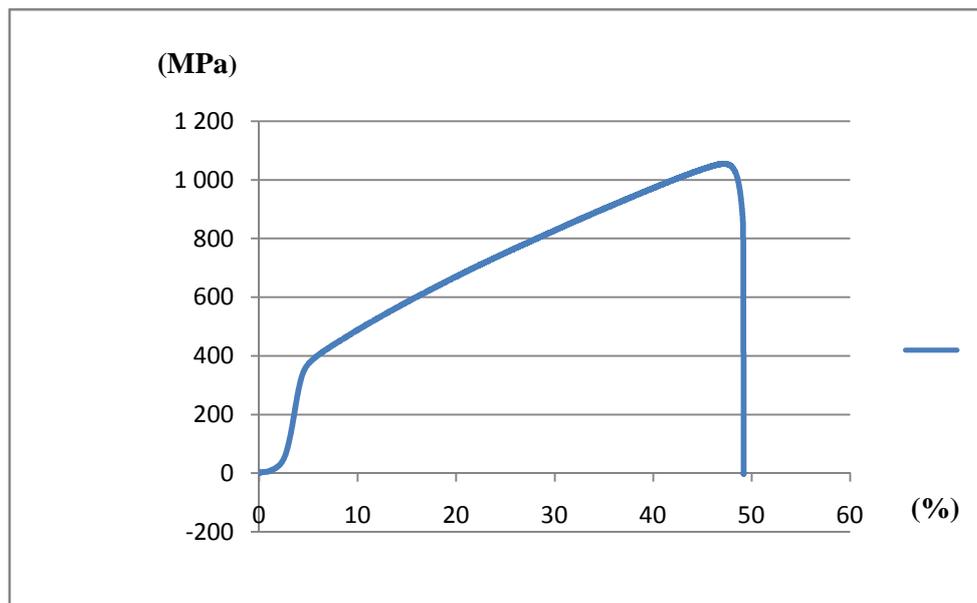


Fig. V.1 : courbe de traction dans la direction de laminage.

Température (°C)	Caractéristique			
	Re <sub>L</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	E(MPa)	A(%)
20	325	1075	185400	47

Tableau V.1 : caractéristiques mécaniques de matériau dans la direction de laminage.

La figure ( V.2) représente le comportement mécanique pour l'éprouvette à 45° direction de laminage, à température  $T= 20^{\circ}$  et pour une vitesse de  $V= 10\text{mm/mn}$ .

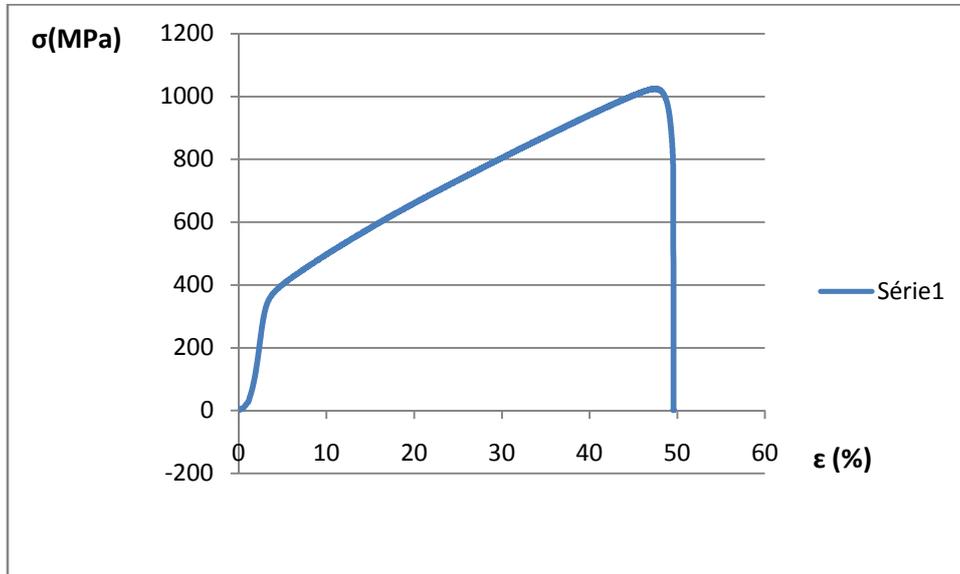


Fig. V.2 : courbe de traction à 45° direction de laminage.

Température (°C)	Caractéristique			
	Re <sub>L</sub> (MPa)	Rm(MPa)	E(MPa)	A(%)
20	328	1020	195500	47.5

Tableau V.2 : caractéristiques mécaniques de matériau à 45° direction de laminage.

La figure ( V.3) représente le comportement mécanique pour l'éprouvette à 90° direction de laminage, à température  $T= 20^{\circ}$  et pour une vitesse de  $V= 10\text{mm/mn}$ .

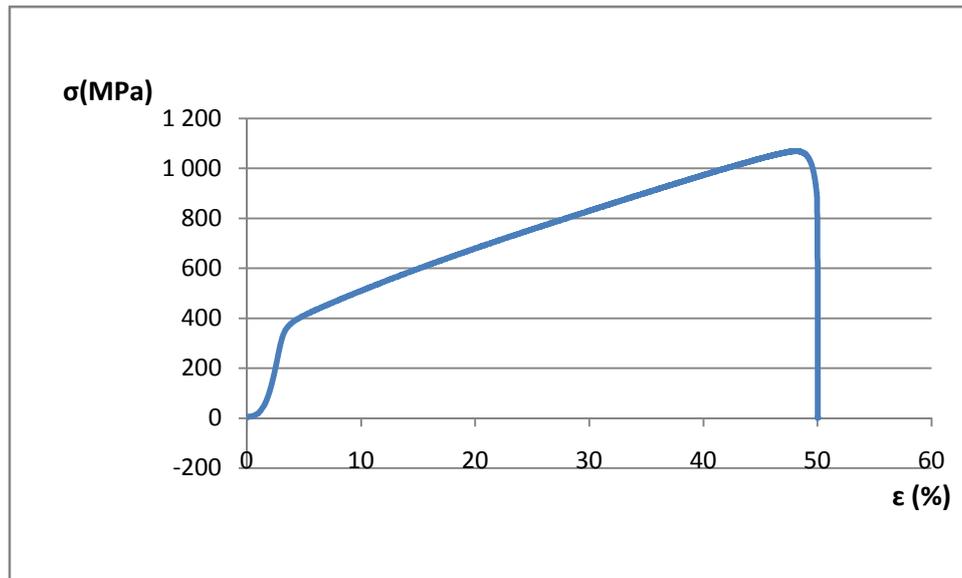


Fig. V.3 : courbe de traction à 90° direction de laminage.

Température (°C)	Caractéristique			
	Re <sub>L</sub> (MPa)	Rm(MPa)	E(MPa)	A(%)
20	331	1085	203300	48

Tableau V.3 : caractéristiques mécaniques de matériau 90° direction de laminage.

L'allure des courbes peut être décomposée en deux phases :

-Une droite qui correspond à la partie élastique, où la déformation est réversible, c'est-à-dire que l'éprouvette reprend sa longueur initiale une fois que la contrainte soit supprimée. Cette partie est caractérisée par une contrainte limite, qui est la limite d'élasticité.

-une courbe qui correspond à la partie plastique au dessus de limite élastique, où la déformation est irréversible, c'est-à-dire que la l'éprouvette ne reprend pas sa longueur initiale une fois que la contrainte soit supprimée. Cette partie de déformation engendre l'écrouissage de métal ou durcissement par déformation.

La figure IV.4 représente la superposition des différentes courbes de traction (suivant les directions  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  de laminage).

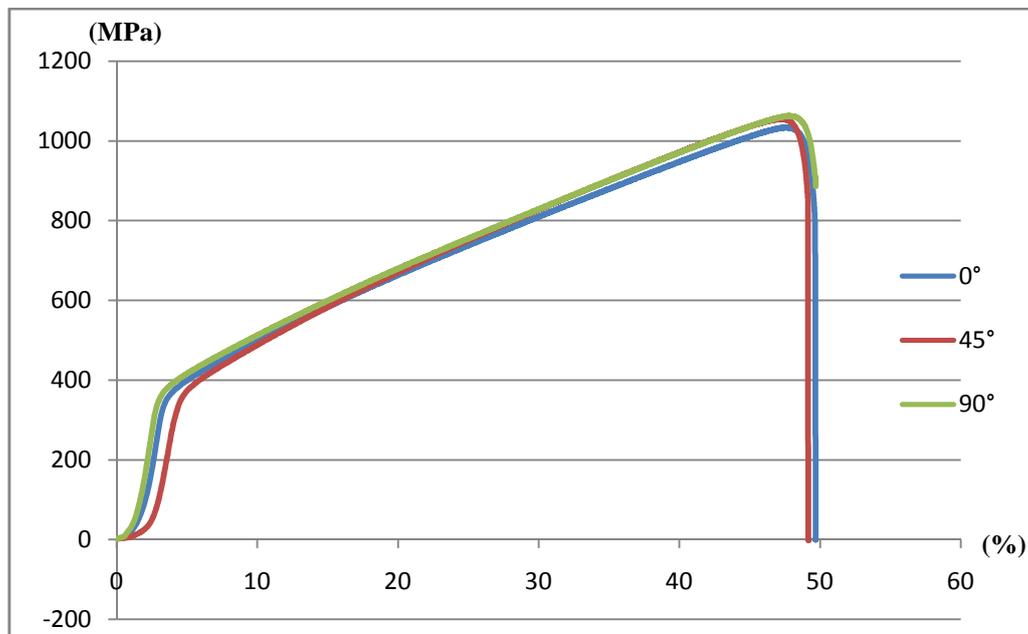


Fig. IV.4 : Superposition des courbes de traction à différentes directions ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ ) à vitesse = 10mm/min.

Après la superposition des courbes de traction à différentes direction, on constate que les caractéristiques intrinsèques de notre acier est différentes selon le sens de découpage de la tôle.

### V.2.2. Comportement des éprouvettes soudées en traction

La figure ( V.5) représente le comportement mécanique pour l'éprouvette de traction bout à bout.

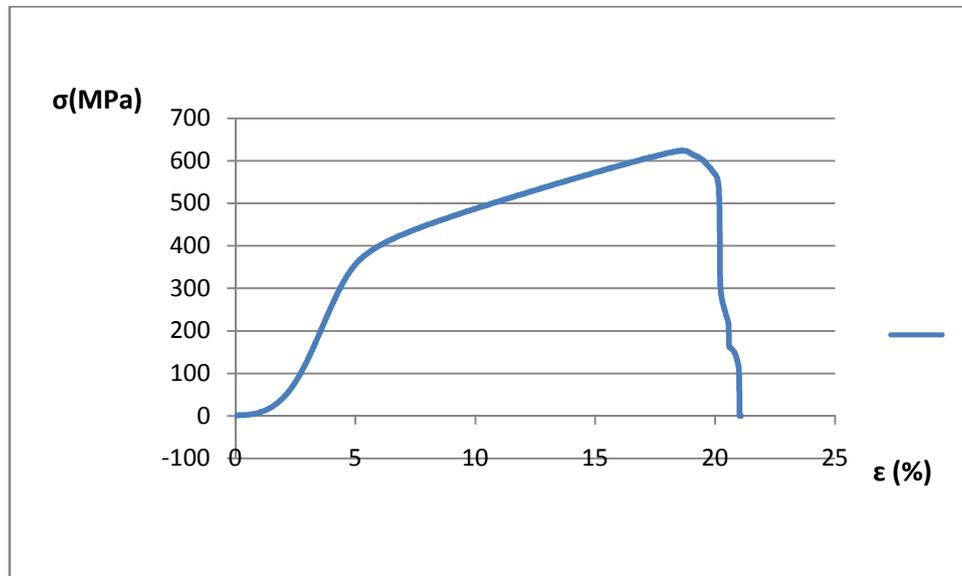


Fig. V.5 : courbe de traction bout à bout.

Température (°C)	Caractéristique			
	Re <sub>L</sub> (MPa)	Rm(MPa)	E(MPa)	A(%)
20	341	630	120000	19

Tableau V.4 : caractéristiques mécaniques de matériau.

La figure ( V.6) représente le comportement mécanique pour l'éprouvette traction cisaillement

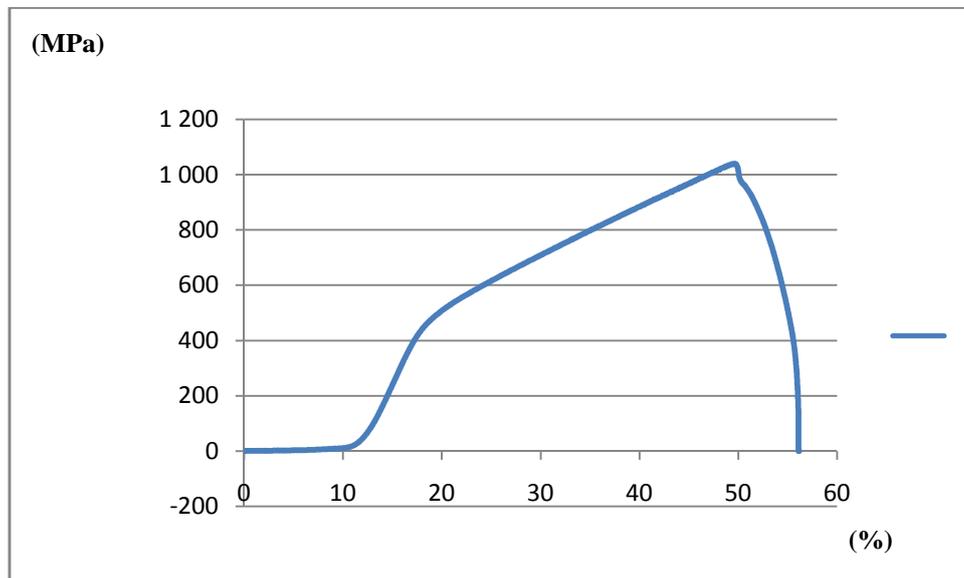


Fig. V.6 : courbe de traction cisaillement.

Température (°C)	Caractéristique			
	Re <sub>L</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	E(MPa)	A(%)
20	370	1042	66000	45

Tableau V.5 : caractéristiques mécaniques de matériau.

La figure ( V.7) représente le comportement mécanique pour l'éprouvette de traction pelage.

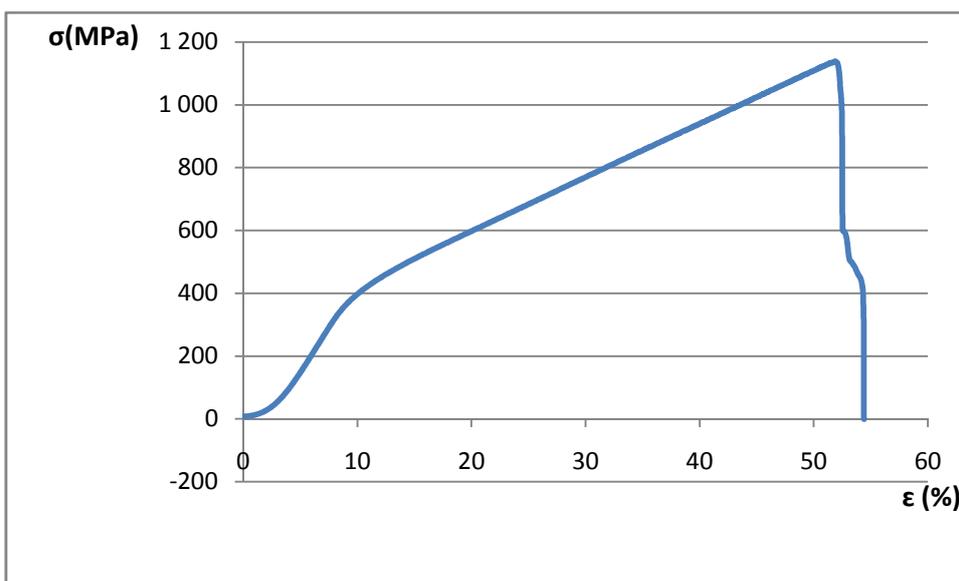


Fig. V.7 : courbe de traction en double L.

Température (°C)	Caractéristique			
	Re <sub>L</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	E(MPa)	A(%)
20	340	1175	57000	52

Tableau V.6 : caractéristiques mécaniques de matériau.

On distingue sur les courbes deux parties, une première qui est linéaire correspond à la partie élastique et la deuxième correspond à la partie plastique, avec des caractéristiques mécaniques différentes.

### IV.3. Essais de microdureté Vickers ( $HV_{100}$ )

Nous avons réalisés des essais de la microdureté Vickers ( $HV_{100}$ ) sur des éprouvettes soudées avant et après déformation (On a réalisé 7 essais pour chaque affiliation). Des valeurs moyennes sont données dans le tableau 7.

Microdureté ( $\frac{HV_{100}}$ ) avant déformation		Microdureté ( $\frac{HV_{100}}$ ) après déformation	
Métal de base	254.14	Métal de base	290.43
Zone affectée thermiquement	308.57	Zone affectée thermiquement	320.57
Métal d'apport	340.71	Métal d'apport	372.42

Tableau. V.7: Microdureté Vickers des éprouvettes soudées avant et après déformation.

On constate une augmentation de la dureté après déformation pour les trois zones, comme le montre le tableau ci-dessus. Cela est dû à la déformation plastique (effet TRIP) pour les aciers austénitiques.

## V.4. Micrographie

### V.4.1. Etat initial de l'éprouvette vierge

A l'état initial, le matériau est un polycristal monophasé constitué de grains entièrement austénitiques pour la nuance Inox X12CrNi18-9 obtenue après polissage et attaque chimique (attaque électrolytique) est présentée sur la figure IV.8.

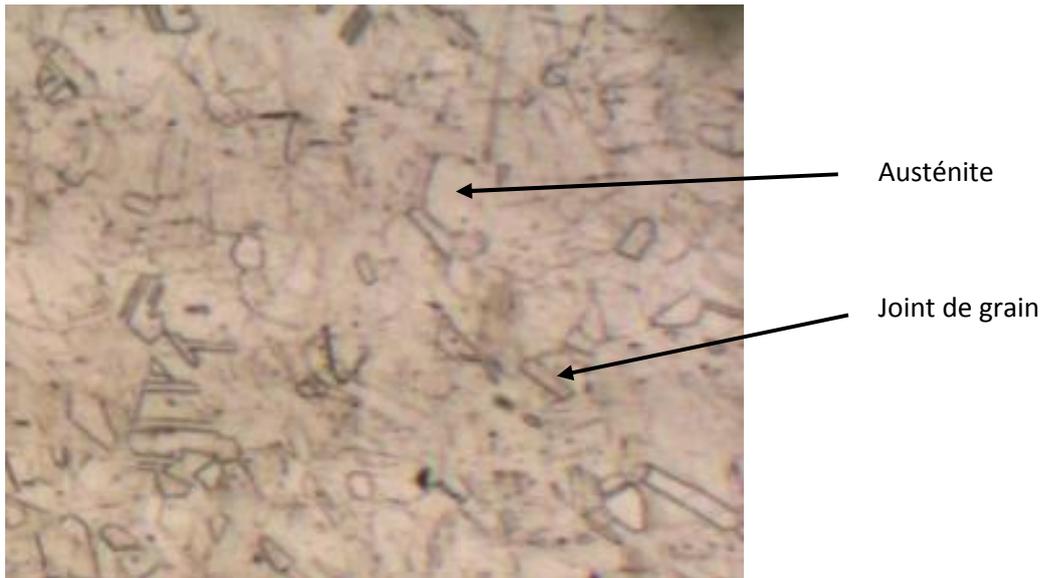


Fig. V.8 : Micrographie optique de l'acier Inox X2CrNi18-9 à l'état initiale.

#### IV.4.2. Analyse de la microstructure vierge après déformation



Fig. V.9 : Micrographie optique de l'acier Inox X2CrNi18-9 après déformation.

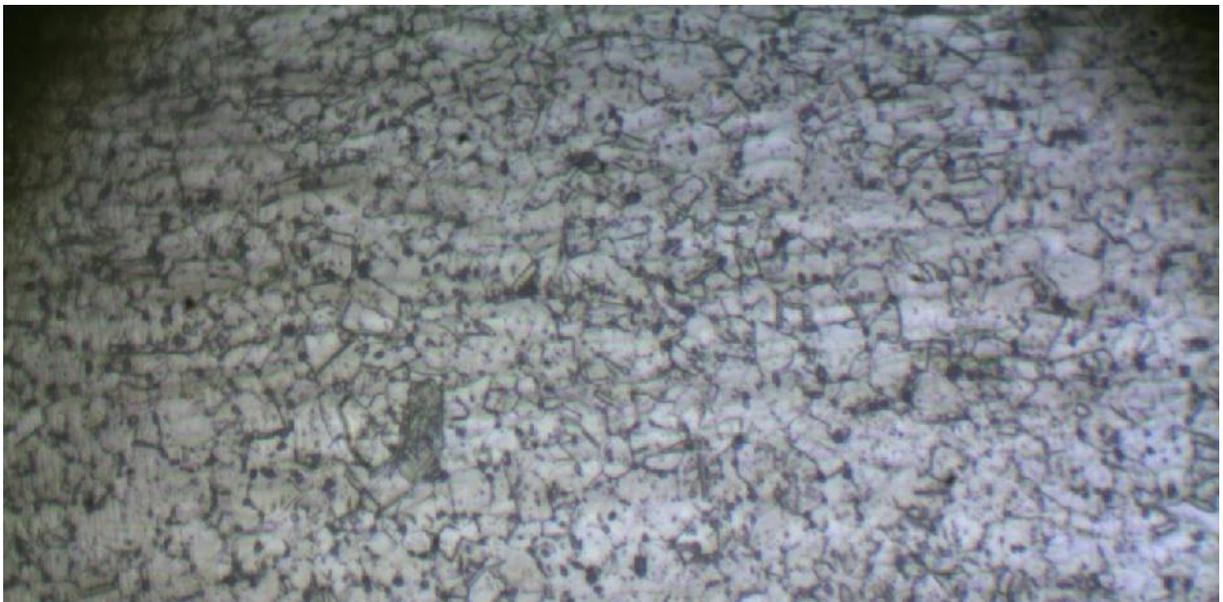
Dans cette micrographie, on constate la morphologie de la martensite ( ) voir Fig. (IV.9), est différente de celle de la martensite lenticulaire, elle adopte la forme de bandes parallèles. Et sa formation est en relation directe avec la formation de défauts d'empilement au sein du réseau cubique à faces centrées de l'austénite.

L'essai s'effectue sous l'air, alors, on a observés un phénomène d'oxydation (des taches noir sur la micrographie) même si c'est un acier inoxydable, par l'augmentation de la température dans le matériau au cours de l'essai due à l'énergie interne des liaisons interatomiques.

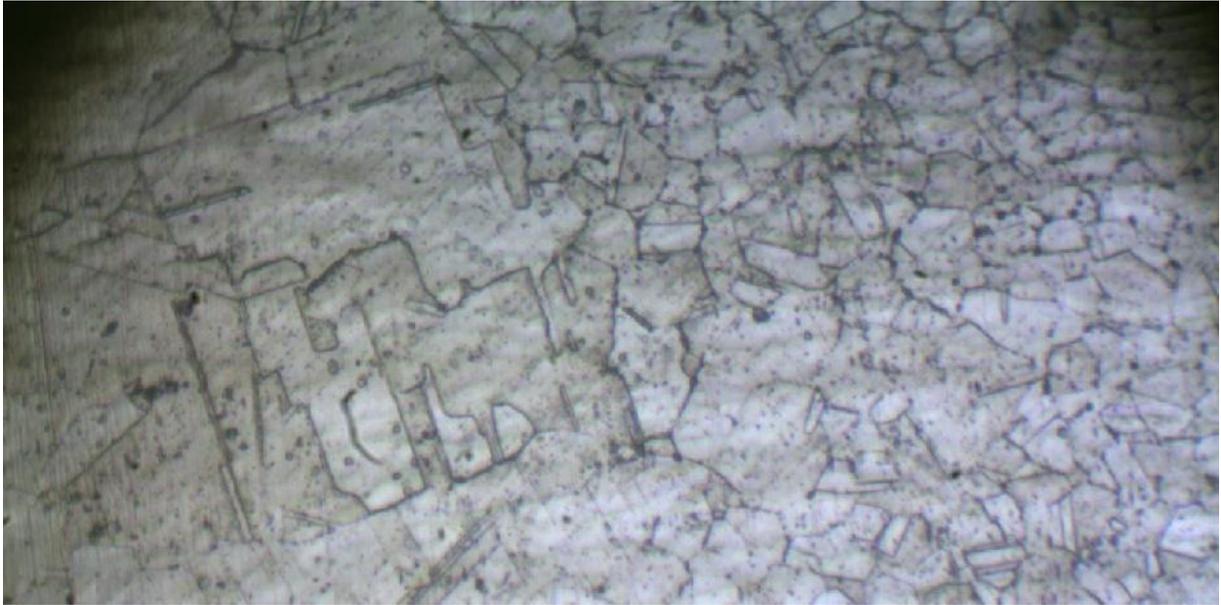
Après analyse des résultats, on constate que le comportement mécanique des aciers austénitiques instables en général et de l'acier austénitique 304L en particulier dépend essentiellement de la transformation martensitique induite par la déformation plastique de l'austénite.

#### **IV.4. 3. Analyse de la microstructure de l'éprouvette soudée avant déformation**

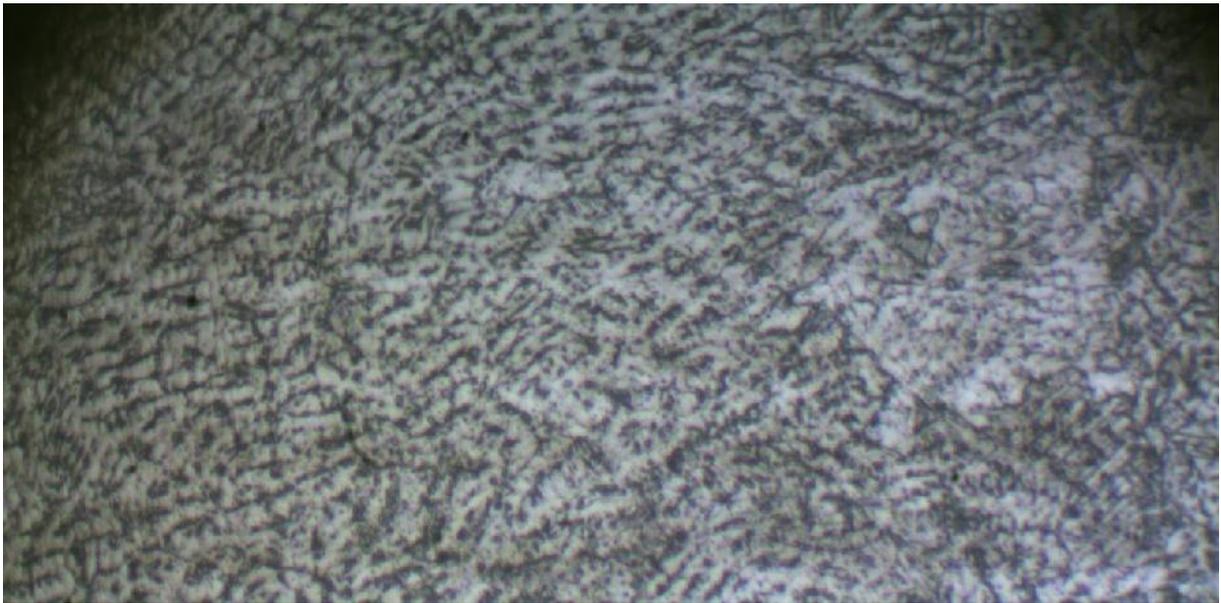
Le métal de base présente une texture uniforme fig. (IV.10). Pour la ZAT, On observe une texture hétérogène avec de gros grains colonnaires orientés perpendiculairement au sens du cordon fig. (IV11). Cette microstructure de la zone affectée thermiquement révèle aussi une structure avec des gros grains austénitique fig. (IV.11).



*Fig. V.10 : Micrographie optique du métal de base de l'éprouvette soudé avant déformation.*



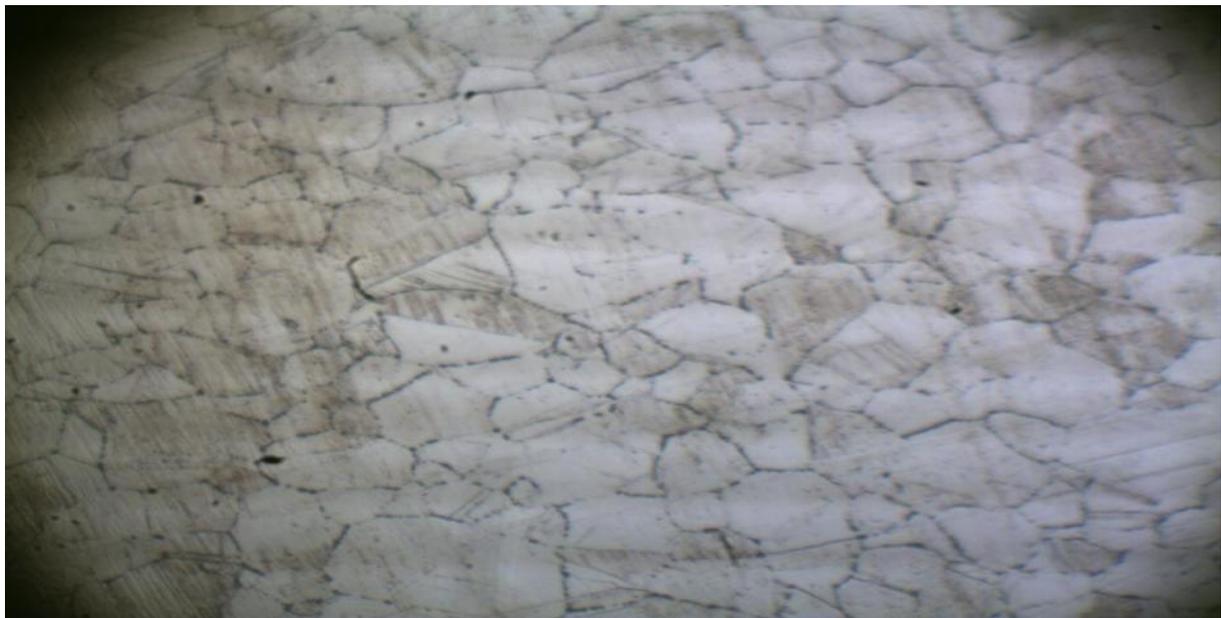
*Fig. V.11 : Micrographie optique de la ZAT de l'éprouvette soudée avant déformation.*



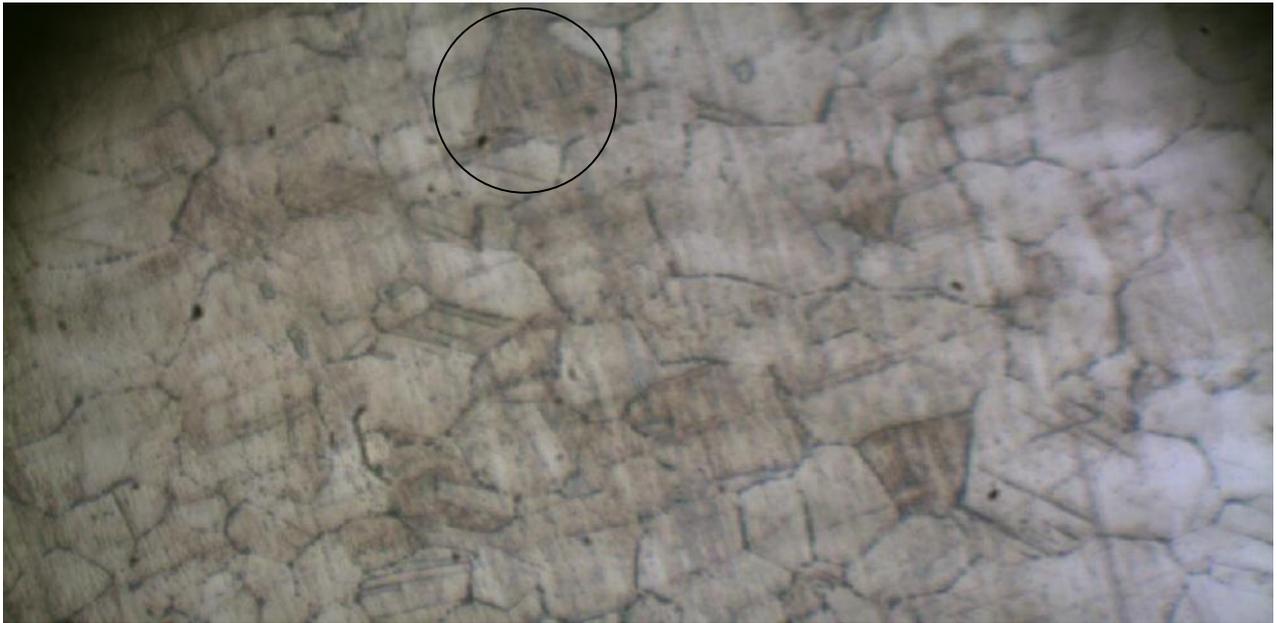
*Fig. V.12 : Micrographie optique du métal d'apport de l'éprouvette soudée avant déformation.*

#### IV.4. 4. Analyse de la microstructure de l'éprouvette soudée après déformation

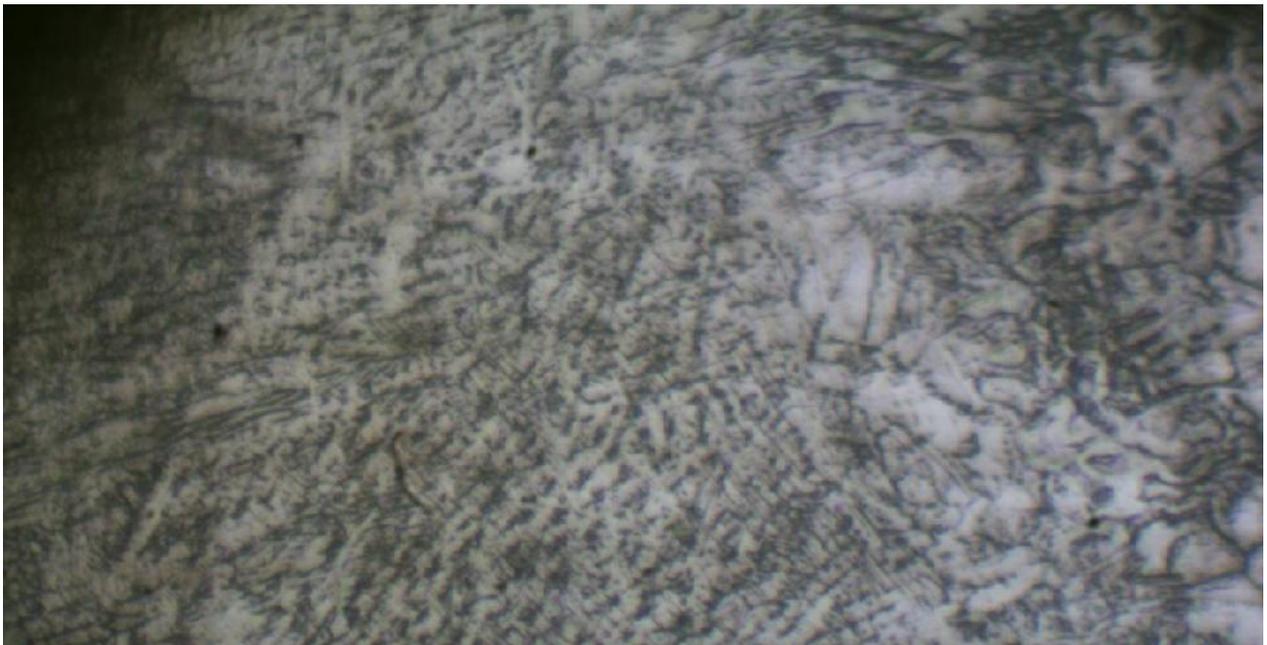
Contrairement aux cas avant déformation, le métal de base présente une texture non uniforme comme le montre fig. ( V-13). Cela est dû à l'apparition excessive de la martensite entourée dans la structure (figure15), issue de l'austénite soumise à la plastification sous chargement (effet TRIP). Pour la ZAT, on constate une plus grande quantité de martensite et d'austénite résiduelle que dans la matière de base. Pour la structure de métal d'apport, on voit une certaine hétérogénéité.



*Fig. V.13 : Micrographie optique de métal de base de l'éprouvette soudée après déformation.*



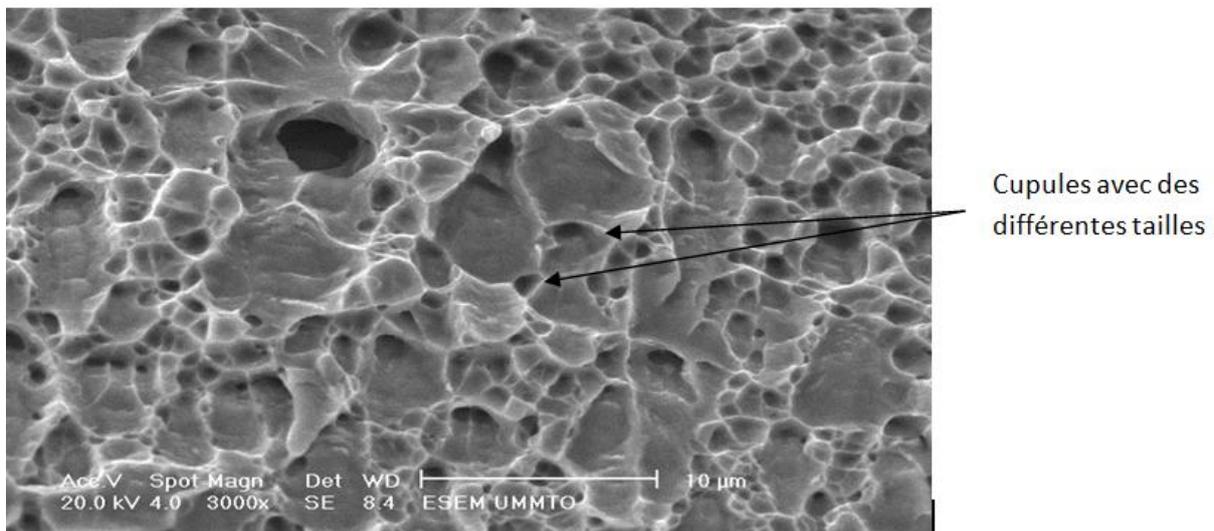
*Fig. V.14 : Micrographie optique de la ZAT de l'éprouvette soudé après déformation.*



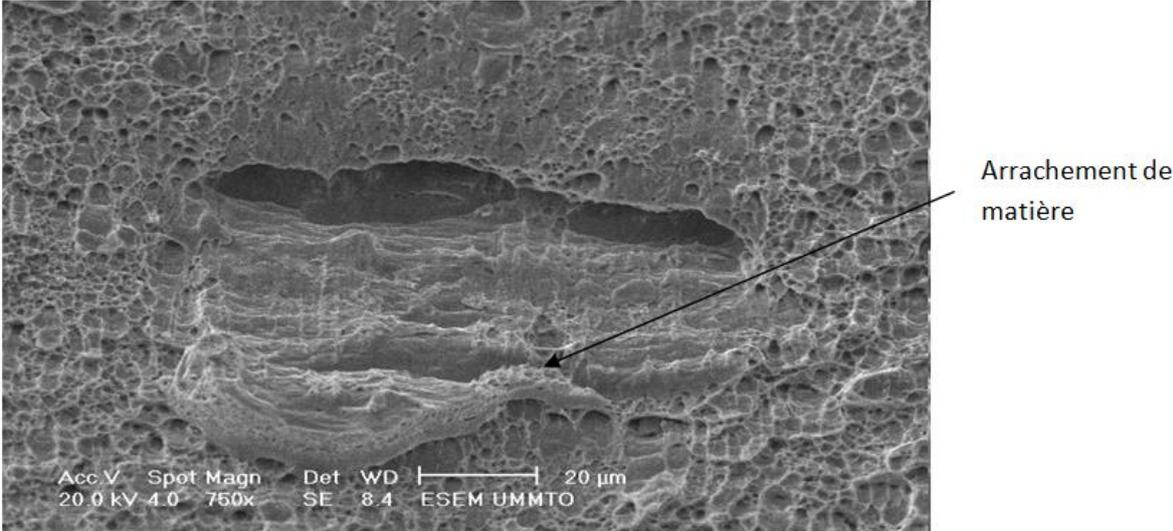
*Fig. V.15 : Micrographie optique du métal d'apport de l'éprouvette soudé après déformation.*

### IV.5. Caractérisation de l'acier étudié par Microscope Electronique à Balayage

Une observation macrographique des faciès de rupture de métal de base et de l'éprouvette soudée déformée est présentée dans les figures sous dessous. Le mode de rupture ductile est clairement indiqué par la figure IV.16 (a et b). La figure IV.16 (a) montre un faciès constitué des cupules de tailles différentes orienté suivant la direction de traction et la figure IV.16 (b) illustre le phénomène d'arrachement de matière. La figure IV.17 montre clairement le caractère intergranulaire de la rupture fragile. Des fissures secondaires sont aussi observées à l'intérieur de quelques grains. Ceci montre que la rupture a lieu non seulement aux joints de grains mais aussi à l'intérieure des grains.



(a)



(b)

Fig. V.16 (a et b) : Faciès de rupture du métal de base après déformation.

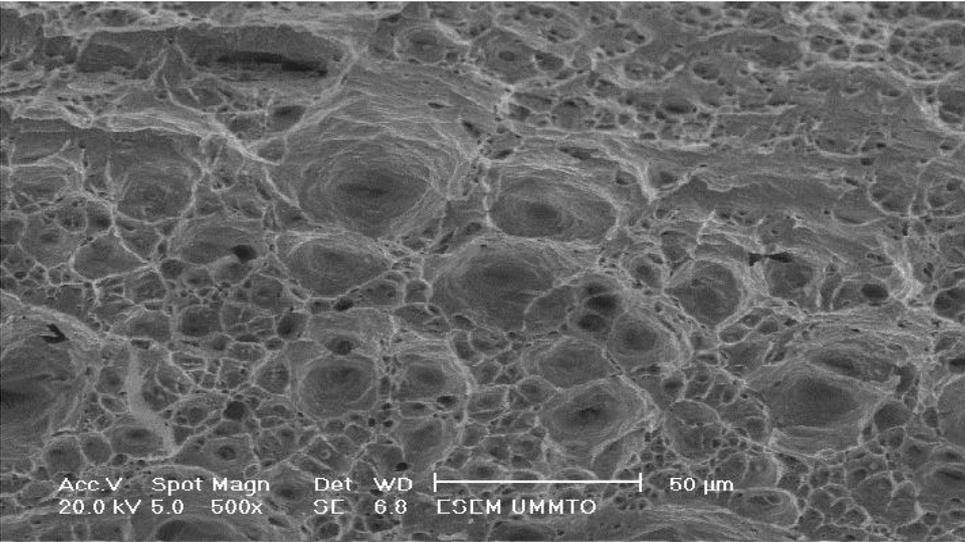


Fig. V.17 : Faciès de rupture du métal d'apport après déformation.

# Conclusion générale

---

## Conclusion générale

Ce travail est consacré à l'étude mécanique et microstructurale de structure en acier inox 304L soudées par TIG.

Nous avons effectué les essais de traction selon les trois directions de laminage pour les éprouvettes vierges et la direction de laminage pour les éprouvettes soudées.

Eprouvettes vierges :

- On constate que le matériau est anisotrope (différentes caractéristiques intrinsèques).
- La micrographie à l'état initial révèle que le métal de base est un polycristal monophasé constitué des grains austénitiques, après déformation la structure est devenu martensitique avec de l'austénite résiduelle dû à l'effet TRIP.

Eprouvettes soudées :

- La micrographie à l'état initial révèle une structure austénitique avec de la ferrite résiduelle, et un grossissement de grain au niveau de la ZAT. Après déformation on constate un changement d'état pour les trois différentes zones, avec augmentation de la martensite selon les ces zones.
- La microdureté de l'alliage étudié évolue d'une façon monotone en fonction du taux de déformation.
- L'analyse par Microscope Electronique à Balayage (MEB), nous a permis de déduire le type des faciès de ruptures. Ductile pour le métal de base et fragile pour l'éprouvette soudée et déformée.

Comme perspective

L'étude de comportement des structures soudées joue un rôle important dans le calcul du tenu mécanique des pièces dans l'assemblage. Justement notre travail réside dans ce contexte mais y'a aussi l'étude de la matière d'apport et la séparer de celle de base pour voir de prêt son influence sur le comportement général que je souhaite formuler comme perspective dans l'avenir.

## Références bibliographiques

[1] : Pierre-Jean CUNAT, « Aciers inoxydables : Critères de choix et structure », *Technique de l'ingénieur* ; M4540.

[2]: K.H.LO, C.H.shek, J.K.L.Lai : *Recent development instainless steels, Materials science and engeneering R65* (2009).

[3] : Dudognon Julien : *Etudedes modifications structureles induites par implantation ionidique dans les aciers austénitiques, thèse de doctorat de l'université d'Orleans, decembre 2006.*

[4] : Hervé Sassoulas : *traitements thermiques des aciers inoxydables, Technique de l'Ingenieur, M1160.*

[5] : VARIOT et GERBEAUX. *Les aciers inoxydables mise en œuvre et soudage publication de la soudure autogène, paris 82.*

[6]: M :K.AHN, know & H.M.Lee : *quantative comparison of the influences of tungsten and molybdenum on the passivity of Fe-29Cr ferritic stainless steels, Elsevier* (1998).

[7] : Jean VARIOT : *chaudronnerie en acier inoxydable, Technique de l'Ingénieur A869.*

[8]: LI Hua-bing, JIANG Zhou-hua, ZHANG Zu-mi, Xu Bao-Yu, Liu Fu-Bin: *Mechanical properties of nickel free high nitrogen austenitic stainless steels, materials symposium* (2007).

[9]: WUDI & LI Zhuang: *A new ph- free machinable austenitic stainless steel, jornal of iron and steel research, International* (2010).

[10] : Maher shaira : *caractérisation non destructive de la transformation martensitique de l'acier 304L induite par déformation cyclique, thèse , Lyon 2006.*

[11] : Mihai RADU, *relation entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile, ENSMP Paris 2005.*

[12] : Jérôme SERRI, *Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme, LPMM Metz 2006.*

[13] : Régis KUBLER, comportement thermomécanique des aciers a effet TRIP : approches micromécaniques et phénoménologiques « applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.

[14] : Frédérique ROSSILLON : *Influence de soudage sur le comportement d'un acier THR dual phase soudé par point*, Nov. 2007.

[15] : S. Besaada : *Fonderie et soudage (livre)*.

[16] : Guillaume RUCKERT : *Etude de la contribution des flux activants en soudage A-TIG : Application de la silice au soudage de différents métaux et alliages*.

[17] : PERRY Nicolas : *Etude et développement des flux solides en vue d'application en soudage A-TIG appliqué au titane et ses alliages ainsi qu'aux aciers inoxydables*.

[18] : Damien BOREL : *Etude numérique et expérimentale des transferts thermique dans un plasma d'arc*.

[19] : Adnen KECHAOU : *Etude du soufflage magnétique de l'arc électrique de soudage*.

[20] : Serdyuk G.B : *Experimental investigation of the stability limits of carbon welding arc in a transverse magnetic field*, IZ vestiga Kievskogo Politechnikogo Instituta, 1995, vol 16.

[21] : Maecker H: *Plasma tromungen in lichtbogen in folge eigenmagnetishcketKompression* Zeitschrift fur physik, 1955, vol 141, pp198.

[22] : Mechev V.S: *Magnétic fields set up by current flow through electrodes*, Svar-Proiz 1969.