



Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la recherche scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE  
Département de Métallurgie

---

Projet de fin d'études, en vue de l'obtention du Diplôme  
d'Ingénieur en Métallurgie

*Thème*

Etude de La Soudure Hétérogène de  
l'acier Inoxydable 304L avec l'acier API  
5L Gr B

**Réalisé par :**

**ELKLHIR. Mustapha**

**Proposé et dirigé par :**

**Mr ABADLI. K**

Juin2008

## □ ملخص

يعني هذا العمل دراسة التطور البنائي و السلوك الميكانيكي للجزء الملتحم من الفولاذ غير قابل للأكسدة (استينيتيك) مع الفولاذ العادي بطريقة تلميم (TIG).

وتتكون هذه الدراسة من قسمين

قسم تجريبي الذي يهتم باختيار تركيب التطورات المرحلية للفصل الملتحم ,وذلك باستخدام الميكروسكوب وبعدها نتطرق قسم تجارب الصلابة والجذب المستمر يليهما قسم رقمي يحتوي على تشخيص السلوك الميكانيكي للفصل الملتحم و التمثيلات المنجزة عن طريق قانون الحساب (ABAQUS).

## □ كلمات مفتاحية

- ✓ غير قابل للأكسدة
- ✓ الفصل الملتحم
- ✓ جذب
- ✓ الصلابة
- ✓ تشخيص السلوك الميكانيكي
- ✓ اباكوس.

## Résumé :

Ce travail concerne l'étude de l'évolution structurale et le comportement mécanique d'un assemblage soudé de l'acier inoxydable 304 L avec un aciers au carbone API5L Gr B.

L'étude comporte deux parties principales :

Une partie expérimentale et une autre numérique .on s'intéresse dans la première à un examen structural de l'évolution des transformations de phases le long du joint soudé complétée par les essaie mécaniques et une 2 èmme partie numérique pour simuler l'essaie du traction et montrer le comportement elastoplastique du joint soudé.

**Mots clés :**

Joints soudés Transformation

de phases Simulation

éléments finis.

**Abstract :**

This Works talk about studying the evolution of the structure and mechanical behavior of ths dissimilar welded joints of austenitic stainless steel and carbon steel using the GTAW process.

This study is composed of to parts :

The first one, which interest in a structural examination the phase transformation evolution along the welded joint accomplish by mechanicals tests.

The second part talk about a numerical simulation done with the program “Abaqus” to show the elasto plastic behavior of the welded joint.

**Key words:**

Welded joints, plastic transformation, mechanical behavior, finite elements simulation

# **Remerciements**

***Par le biais de ces quelques lignes je te tiens à remercier en premier lieu mon cher encadreur Mr ABADLI.Kamel. Pour qui mon admiration et mon respect augmentent de jour en jour.***

***Le président Mr DJAGHLEL.M.A ainsi que tous les membres du jury.***

***Mon spécial remerciement à Mrs OURADI.Y et KADOUS .A, pour leur soutien lors du stage.***

***ALLOUACHE.K qui a su m'aider et me faire surpasser les difficultés.***

***A toute l'équipe de SONATRCH qui m'ont laissé un souvenir agréable lors de mon séjour.***

***l'équipe de GTP qui A toute l'équipe  
de GTP qui était à  
mes côtés.***

***Must@pha***

# Sommaire

## Introduction générale

### **CHAPITRE I : LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES**

I.1.1 Le diagramme Fer-Chrome .....	2
I.1.2 Le diagramme Fe-Cr-C .....	4
I.1.3 Diagramme Fe-Cr-Ni .....	8
1.2- Les éléments d'additions : .....	10
I.2.2 Le Nickel .....	11
1.2.3 Le Manganèse .....	12
1.2.4 Le Silicium .....	13
1.2.6 Les éléments carburigènes .....	14
1.2.7 Les éléments de durcissement par précipitations .....	14
1.2.8 Les éléments interstitiels : Le carbone et L'azote .....	14
1.2.9 Les éléments alphagènes et les éléments gammagènes .....	15
1.3- Propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques : .....	18
1.4 - Résistance à la corrosion .....	18
1.5 - 1.5 - Classification et utilisation des aciers austénitiques .....	20

### **CHAPITRE II : SOUDAGE DES ACIERS AUSTENITIQUES**

#### II. 1 -Soudage des aciers austénitiques

11.1.2 formation de la ferrite primaire lors de la solidification .....	23
II.2- Soudage hétérogène des aciers inoxydable .....	25
II.2.2- Détermination de la Constitution du métal de soudage .....	25
11.2.3 -La fusion de la zone de transition .....	27
11.2.4 - La croissance des grains .....	30
11.2.5 - La formation de ferrite .....	30
11.2.6 - La précipitation des phases .....	31
11.2.7 -La liquation des joints de grains .....	32
11.2.8 - Le chauffage entre les interpasses et après soudage .....	35
11.2.9 -Les températures intermédiaires de fragilisation .....	35
11.2.10 -Fissuration lors de la solidification de la soudure .....	36
II.2.11- Soudabilité des aciers austénitiques .....	39

### **CHAPITRE III : PROCEDURES EXPERIMENTALES**

III. 1.1- Composition chimique .....	40
111.2- Réalisation du soudage .....	41
111.2.1- Composition chimique du métal d'apport AWS : ER 309 .....	41
111.2.2 - Paramètres de soudage .....	41
111.2.3 - Description du procédé de soudage .....	45
III.2.4- Opération de soudage .....	46
111.3- Techniques de caractérisation des matériaux .....	46
III.3 .1- Caractérisation mécanique .....	46
III.3.2 - Caractérisation métallographique .....	46
111.3.2- Essais de résilience Charpy .....	48
111.3.3- Essai de dureté .....	49

### **CHAPITRE IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX**

IV. 1- Structure des aciers de base .....	51
IV. 1.2- l'acier API .....	52
V.2 - Structure de la soudure : .....	52
V.2.1 - Structure de la zone fondue : .....	53
V.2.2 - Structure de la ZAT 1 : .....	53
V.2.3 - Structure de la ZAT 2 : .....	54

IV.3 Caractérisation mécanique de la soudure : .....	55
--	----

## **CHAPITRE V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX**

V.1 Rappel ET définitions.....	58
V.1.2 les déformations.....	61
V.1.3 Les équations d'équilibre.....	62
V.1.4 La courbe de traction.....	63
V.1.4.1 La courbe conventionnelle.....	63
V.1.4.2 La courbe rationnelle.....	66
V.1.4.4 Le passage du déplacement à la déformation varie.....	67
V.2 Le comportement élastique.....	68
V.2.1 Loi de Hooke généralisée.....	68
V.2.1.1 Relations de symétrie.....	70
V.2.2 Matériaux isotropes.....	71
V.2.3 Relation entre contraintes et déformations.....	72
V.2.3.1 cas de déformation tridimensionnelle.....	72
V.2.3.2 Cas de déformation plane : .....	73
V.3 Le comportement élastoplastique : .....	74
V.3.1 Les critères de plasticité.....	75
V.3.1.1 Critère de Von Mises.....	76
V.3.1 Quelques lois d'érouissage : .....	77
V.3.1.1 Lois de Swift.....	77
V.3.2.2 Lois de Hollomon ou loi de puissance : .....	78
V.4 Conclusion.....	79

## **CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT**

### **MECANIQUE DE LA SOUDURE HETEROGENE**

VI.1 Présentation du logiciel ABAQUS.....	81
VI.2- Préparation d'un modèle physique par ABAQUS.....	83
VI.3- Application et résultats : .....	84
VI.2.1 Approche globale : .....	84
VI.2.1.1- Le modèle utilisé.....	84
VI.2.1.2- Maillage de l'éprouvette.....	85
VI.2.1.3- Les conditions aux limites et le chargement appliqué.....	85
VI.3 - Résultats de la simulation numérique de l'essai de traction.....	86
VI.4 Conclusion.....	90

## **Conclusion générale**

## Liste des figures :

Figure I.1 Diagramme Fr-Cr	3
Figure I.2 Diagramme Fr-Cr et Fragilisation a 475°C	4
Figure I.3 : Effet du carbone sur l'expansion de la zone de la phase austénitique	6
Figure I.4 : diagramme fer-chrome-carbon à 13 % Cr (a) et 17 % Cr (b)[1]	7
Figure I.4.d : alliage fer_chrome à 0 . 1 % C [1]	8
Figure I.5 : effet du % Cr sur la formation de la ferrite delta [1]	9
Figure I.6 : diagramme Fer_Nickel [1]	10
Figure I.7 : Effets du nickel [1]	12
Figure 1.8 influence du Nickel sur l'extension de la boucle gamma	23
Figure II.1 : la relation entre le type de solidification et le diagramme pseudo bina	24
: l'effet du mode de solidification sur la tortuosité des joints de grains	27
Figure II.3 : Ulustration du diagramme de Shaffler pour la prédiction de la constitution de la zone fondue 304/A508 avec les métaux d'apport 309L et 310	28
Figure II.3 : type de joint lors de la solidification [4]	29
	30
Figure II.3 : la zone de l'acier A508 revêtu par le 309L après un traitement thermique post soudage à 610°C	31
	32
Figure II.4 ; le profil de la dureté de la zone de fusion entre A508/309L	
Figure II.5 : formation de la ferrite le long des joints de grains austénitiques dans la ZAT de l'acier inoxydable 304 L	34
Figure II.6 : diagrammes des phases calculés par ThermoCalc : (a) Fe-18Cr-10NI-1.5Mn-0.5Si et C comme variable ,(b) Fe--10NI-1.5Mn-0.5Si-0.04C_0.04N et Cr comme variable[4]	36
	39
Figure II.7 : Précipitation des carbures M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> dans le 304 à 0.05% C	45

Figure II.8 : l'effet de la phase sigma a la température ambiante sur la résilience des alliages Fe-Cr.Ni	46
Figure II.7 : diagramme WRC 1992	48
Figure II.8 : la susceptibilité à la fissuration lors du soudage en fonction de la composition	51
Figure. III. 1: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode non fusible TIG.	52
Figure: Dimensions de l'éprouvette de traction selon ASME	53
Figure: a. schéma de l'éprouvette de résilience. b. zones de prélèvement d'éprouvettes.	54
Figure IV. 1- Structure de l'acier 304 L	55
Figure IV.2- Structure de l'acier API	56
Figure IV.3- Structure de la zone fondue	58
Figure IV.4- Structure de la soudure	59
Zone de liaison et les deux ZAT	60
Figure IV.5- Structure de la soudure	64
Zone de liaison et les deux ZAT	65
Figure IV.5 : Distribution de la dureté dans la soudure	68
Figure V-1 : Solide soumis à des forces extérieures	72
Figure V-2 : Vecteur contrainte, contrainte normale $\sigma$ et cisaillement $\tau$ .	74
Figure V-3 : Composantes de la contrainte sur les trois facettes 1, 2, 3 au point M (souvent représenté comme dans la figure b). Exemple : La facette 1	81
est soumise au vecteur contrainte $T_1(\sigma_{11}, \sigma_{21}, \sigma_{31})$ . Le premier indice repère la composante, le second définit la normale à la facette	
Figure V-4 : Variation de la longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction	82
Figure V-5 : Le diagramme de traction conventionnelle	83
Figure V-6 : le diagramme de traction rationnel	84
Figure III-7 : Présentation des différentes contraintes dans le cas tridimensionnel.	85
Figure V.8 : éprouvette sollicitée par une contrainte de traction axiale	86
Figure VI-1 : Les étapes essentielles de fonctionnement d'ABAQUS	89



## INTRODUCTION GENERALE

Dans le cadre du nouveau projet de recherche pris en charge par l'équipe « Structure des matériaux métalliques » du Laboratoire de Sciences et Génie des Matériaux, nous nous sommes intéressés à l'étude d'une soudure hétérogène de l'acier inoxydable austénitique type 304 L avec un acier de type API 5L grade B, utilisés sous forme de tube pour le transport de produits d'hydrocarbures.

Les soudures hétérogènes sont des assemblages par soudure de deux matériaux de composition chimique différente ou d'un même matériau avec un métal d'apport différent. Sur le plan technique, ces soudures posent des problèmes dans les domaines mécaniques mais surtout au niveau de la résistance à la corrosion.

Elles sont utilisées pour des considérations économiques pour limiter l'utilisation des aciers inoxydables matériaux très coûteux mais les matériaux de substitution sont moins nobles et les risques de corrosion de type galvanique et celle qui s'attaque aux aciers non alliés dans le sol, dans l'eau ou dans une atmosphère industrielle sont importants. Ces risques nous obligent à bien comprendre la nature de la soudure (composition, structure, propriétés mécaniques et électrochimiques) afin de prévoir l'endommagement et augmenter la durée de vie des installations.

L'objectif de notre étude est :

- de réaliser la soudure avec un choix judicieux du métal d'apport et des conditions de soudage
- de caractériser cette soudure sur le plan structural et mécanique.
- de réaliser une étude de simulation du comportement mécanique de la soudure

Ce mémoire comporte trois parties

- Partie I : Etude bibliographique constituée de deux chapitres.
- Partie II : Etude expérimentale constituée de deux chapitres.
- Partie III : Etude de simulation constituée de deux chapitres.

# Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

## CHAPITRE I LES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES

Les aciers inoxydables sont des aciers fortement alliés essentiellement au chrome (de plus de 12%), au nickel et à d'autres éléments d'addition. Le chrome confère à l'acier une excellente résistance à l'oxydation par la formation d'une couche de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  qui constitue une couche passive ou film de passivation. Celle-ci protège la structure interne de l'acier.

Le chrome, dans les aciers inoxydables peut par son affinité pour le carbone, précipiter à l'état de carbures, essentiellement dans les joints. Cette dernière, n'est pas souhaitée car elle réduit considérablement la résistance de l'acier à la corrosion et provoque sa fragilisation mécanique. Chose qui devrait être plutôt évitée.

Parmi les aciers inoxydables, les aciers austénitiques sont les plus répandus et les plus employés à l'échelle industrielle car ils offrent un bon rapport entre la résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques et en raison de leur soudabilité, meilleure que celle des aciers ferritiques. Les aciers inoxydables austénitiques sont essentiellement non magnétiques. Toutefois, ils peuvent présenter un aspect magnétique s'ils contiennent de la ferrite résiduelle.

### **I.1- Constitution des aciers austénitiques :**

Les aciers austénitiques sont les aciers inoxydables les plus répandus mais aussi les plus coûteux. Fondamentalement, ce sont des alliages Fer - Chrome - Nickel avec des additions variables d'autres éléments qui permettent d'obtenir des propriétés particulières vis à vis de la corrosion, l'oxydation ou la résistance mécanique à haute température (fluage). Ils présentent une structure austénitique à toutes températures (cubique à faces centrées) et ne peuvent donc pas durcir par trempe. Ils sont beaucoup moins sensibles au phénomène de grossissement de grain à haute température que les aciers ferritiques du fait de leur structure (cfc). Aussi ils ne présentent pas de rupture par clivage (rupture fragile), ce qui minimise considérablement les conséquences du grossissement des grains et fait d'eux des matériaux de choix pour les applications cryogéniques.

# Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

La constitution des aciers inoxydables est bien définie par les diagrammes d'équilibres qui sont utilisés pour décrire les transformations et les stabilités des phases dans des conditions thermodynamiques de température et de composition. Les systèmes qui sont utilisés sont :

- 1 - les systèmes binaires Fe-Cr et Fe-Ni
- 2 - les systèmes ternaires Fe-Cr- C, Fe-Cr-Ni,

## I.1.1 Le diagramme Fer-Chrome :

Le diagramme Fe-Cr présenté dans la figure I.1. montre qu'il y a une solubilité complète du chrome dans le fer à des températures élevées et que la solidification de tous les alliages Fe-Cr se passe sous forme de ferrite. Rappelons aussi que le Cr est un élément  $\alpha$ -gène, donc il favorise la formation de la ferrite, de structure cubique à faces centrées. Le diagramme Fe-Cr est caractérisé par deux facteurs distinctifs à savoir [1] :

1. la présence de la phase sigma à environ 50% de Cr
2. la restriction de la zone austénitique, généralement appelée la **boucle gamma**.

À de très faibles concentrations de Cr, une « boucle » d'austénite appelée « la boucle gamma » apparaît dans l'intervalle de température [910 à 1400]. Les alliages ayant un pourcentage inférieur à 13% en Cr seront totalement austénitiques dans cet intervalle. Par refroidissement rapide. Cette austénite peut se transformer en martensite

À l'extérieur de cet intervalle l'alliage peut être soit austénitique soit ferritique, donc il subit la transformation  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  par chauffage ou par refroidissement. En dehors de cette boucle et à des températures plus élevées, les alliages Fe-Cr sont complètement ferritiques.

À basse température, une nouvelle phase appelée « phase sigma » se présente dans le système Fe-Cr. C'est une composition intermétallique, stœchiométrique, de structure cristalline tétragonale. Elle est dure, fragile et qui peut se produire dans des alliages contenant sensiblement moins de 50% de Cr se formant suivant des cinétique lente.

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

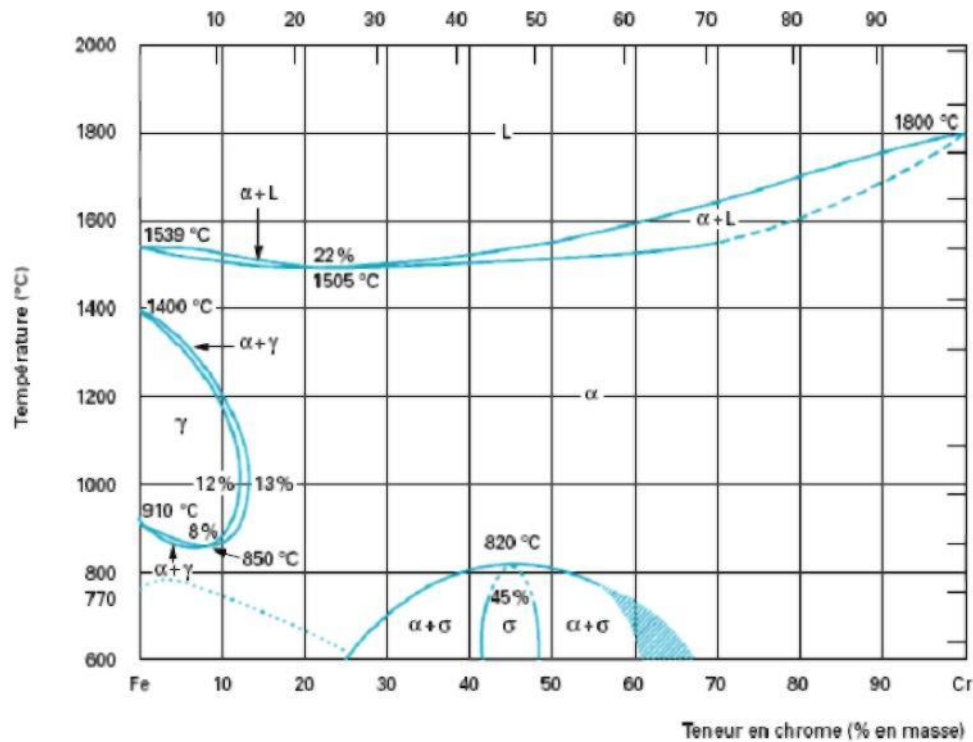


Figure I.1. Diagramme Fe-Cr [2]

Elle présente aussi un effet nuisible sur la résistance à la corrosion des aciers inoxydables. C'est pour quoi il faut bien faire attention lors de leurs utilisations dans l'intervalle de température 600-850°C qui favorise sa formation [1]. Vu l'aspect dur et fragile qui caractérise cette phase, sa présence dans les aciers inoxydables est pratiquement indésirable.

À des températures plus basses, exactement à 475 °C, un phénomène particulier se produit dans les alliages fer-chrome de composition voisine de 50 % en chrome. Ce phénomène est connu sous le nom de « la fragilisation à 475°C » [1] comme présenté dans la figure I.2. Il en résulte la formation d'une précipitation riche en Cr dans la matrice  $\alpha$ , cette précipitation est appelée ( $\alpha'$ ), elle se forme à la température ambiante, il a été montré qu'elle a un effet de fragilisation très élevé dans les alliages ayant une teneur supérieure à 14 % de Cr. La formation de  $\alpha'$  est aussi très lente dans les alliages Fe - Cr mais on peut améliorer sa vitesse de formation par l'ajout des éléments d'additions.

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

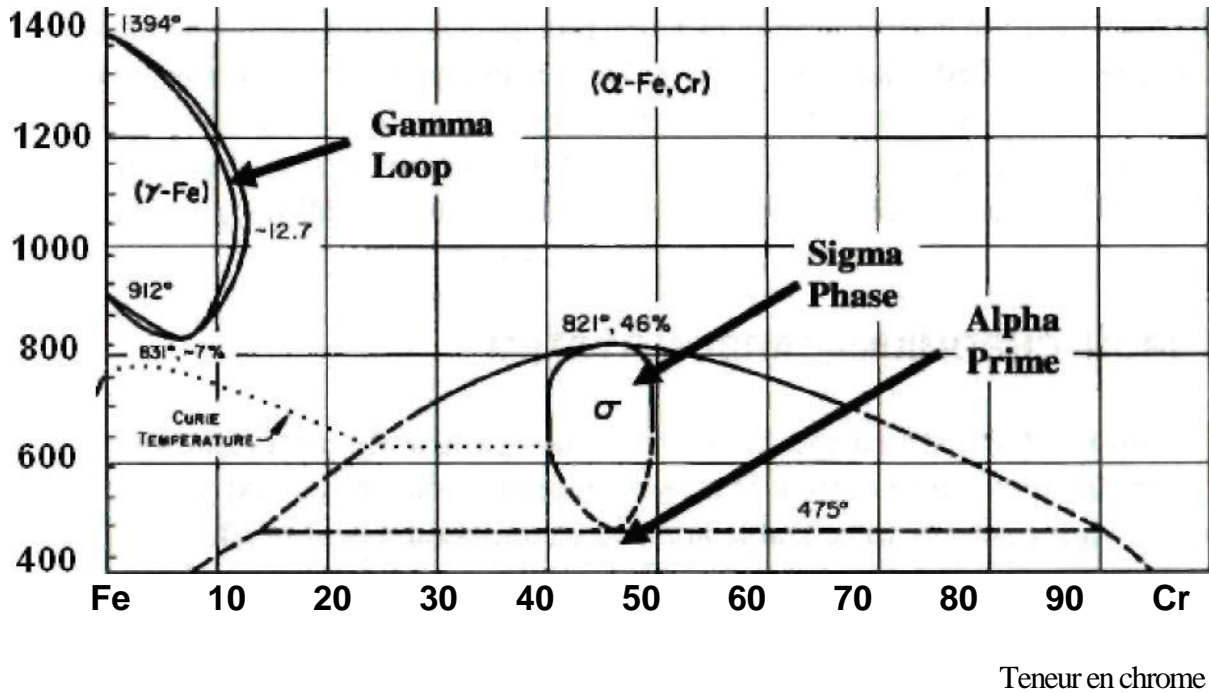


Figure I.2 diagramme fer-chrome et fragilisation à 475°C [3].

### I.1.2 Le diagramme Fe-Cr-C :

L'addition du carbone aux alliages Fe-Cr altère significativement et complique les équilibres des phases. Étant donné que le carbone est un élément austénitique, il élargit la boucle gamma, permettant à l'austénite de se former à des températures plus élevées et à des concentrations en Cr plus élevées. L'effet du carbone sur l'expansion de la phase austénitique est montré dans la figure I.3. Notons que même d'une petite quantité de carbone résulte une expansion très élevée de la boucle gamma. Cet aspect est très important dans le développement de l'acier inoxydable martensitique. Puisque pour former de la martensite à une température élevée, il faut d'abord avoir l'austénite à cette température. Pour les aciers ferritiques, il faut que cette boucle soit contrôlée de telle façon que la formation de l'austénite à hautes températures soit évitée.

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

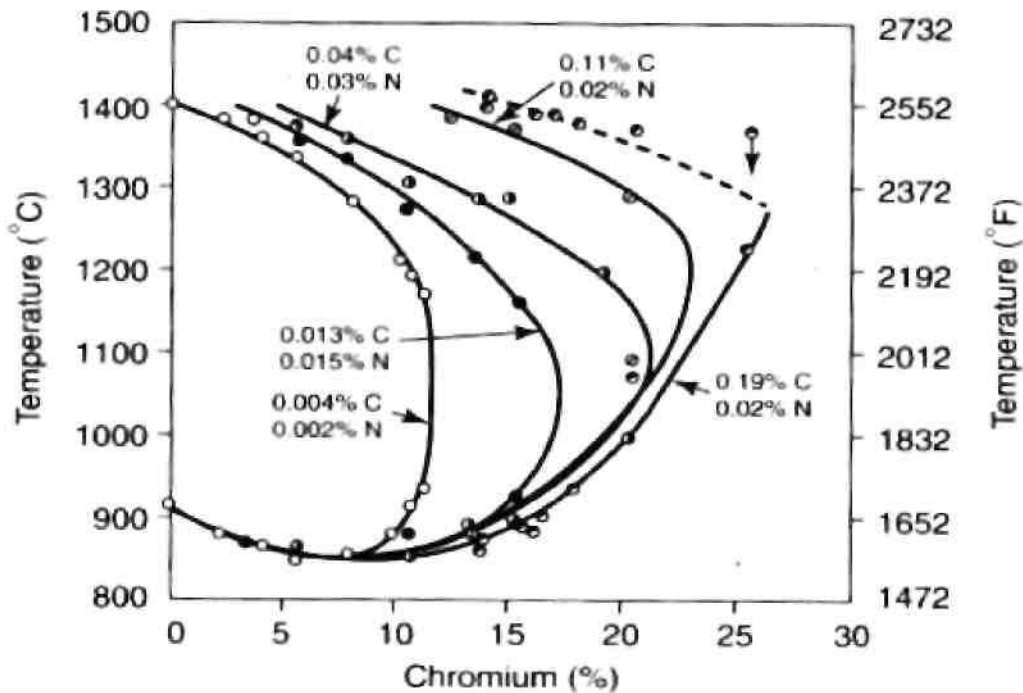


Figure I.3 : Effet du carbone sur l'expansion de la zone de la phase austénitique [4].

Pour pouvoir étudier l'effet de la température sur le système Fe-Cr-C, il est plus intéressant d'étudier les diagrammes pseudo-binaires en fixant la valeur d'un élément (exemple le chrome) pour voir les effets de l'autre élément sur la structure et la nature des phases qui se forment à différentes températures. On remarque bien qu'avec l'addition du carbone, il y a formation de nouvelles phases dans les alliages Fe - Cr. Ces phases sont les carbures de chrome  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  et  $(Cr, Fe)_7C_3$ . ( Figure I.4 ).

Pour les alliages à 13 % de chrome, pour un taux de carbone inférieur à 0.7 % l'acier a une structure biphasée ( $\alpha + (Cr, Fe)_{23}C_6$ ). Pour les aciers contenant plus de 0.7 % de carbone le carbure  $(Cr, Fe)_7C_3$  peut se former aux basses températures à côté du carbure  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ .

Pour les alliages contenant 17 % de chrome, le carbure  $(Cr, Fe)_7C_3$  est stable à des températures supérieures à 1000 °C et pour des taux en carbone dépassant 0.7 %. Les aciers qui contiennent un faible taux de carbone et 17 % de chrome ont une structure biphasée ( $\alpha + (Cr, Fe)_{23}C_6$ ). au dessous de 1000 °C ( Figure I.4 ).

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

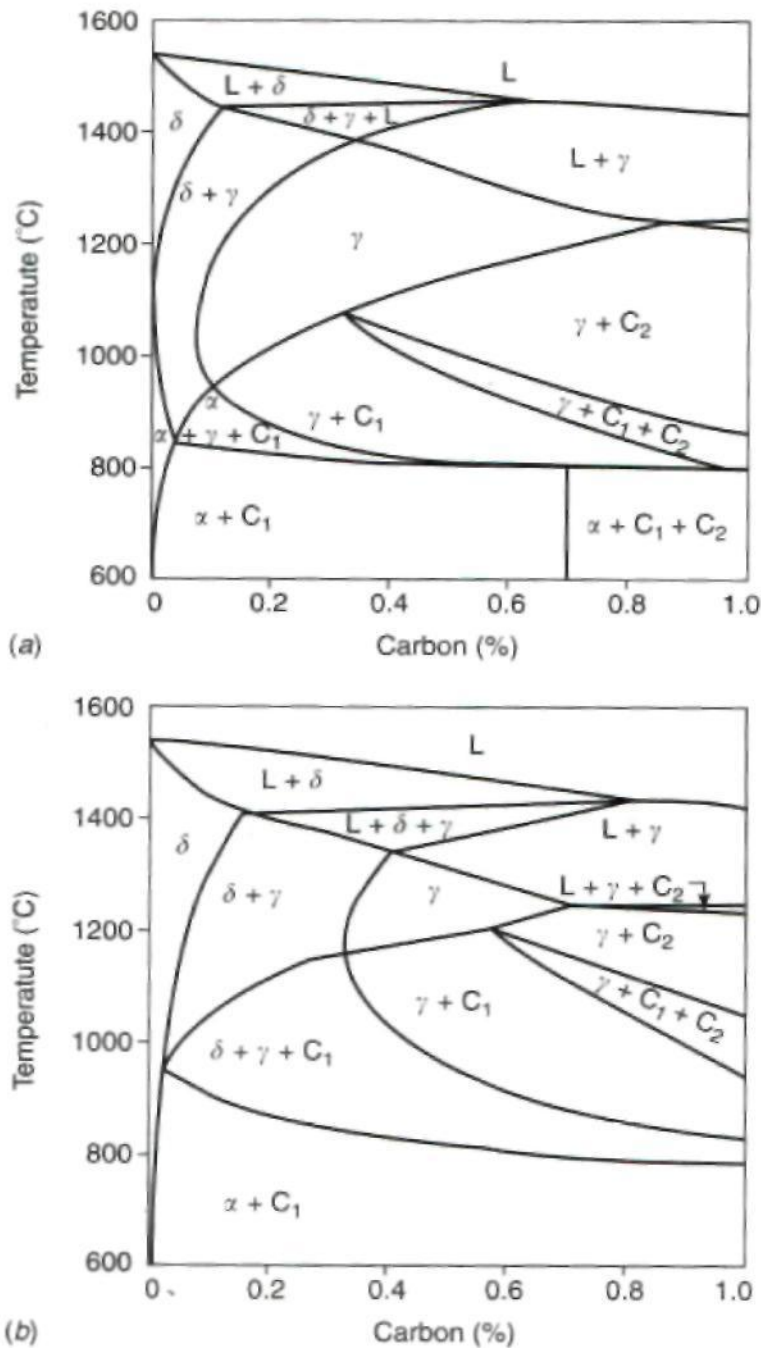


Figure I.4 : diagramme fer-chrome-carbon à 13 % Cr (a) et 17 % Cr (b)[1]

Les alliages fer-chrome qui ont un pourcentage de carbone inférieur à 0.1%, les alliages ternaires sont complètement ferritiques pour les hautes températures. Le refroidissement rapide conduit à une structure ferritique primaire  $\delta$ , le diagramme a 13% de

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

chrome est la base de tous les aciers inoxydables ferritiques à basse teneur en chrome tel que l'acier type 409. Dans le cas d'un refroidissement lent, l'acier d'abord ferritique, subit une précipitation de l'austénite à haute température. À plus basse température le carbure  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  précipite pour donner une structure triphasée ( $\alpha + \gamma + (Cr, Fe)_{23}C_6$ ). À une température, qui dépend du taux de chrome, l'austénite disparaît et l'acier retrouve une structure biphasée ( $\alpha + (Cr, Fe)_{23}C_6$ ) aux basses températures.

Si maintenant on prend un pourcentage plus élevé en Cr dans le système Fe-Cr-C, le champ de la ferrite s'élargit sur le compte de celui de l'austénite, comme représenté par le système à 17% de Cr (figure I.4.b). Ceci résulte du caractère alphagène du chrome, ce qui permet la formation d'une ferrite plus stable à des températures élevées. Ce diagramme est la base des aciers inoxydables ferritiques contenant un pourcentage médium de Cr, tel que l'acier du type 430, et pour les aciers à une teneur moyenne en Cr et élevée en C tel que l'acier du type 440.

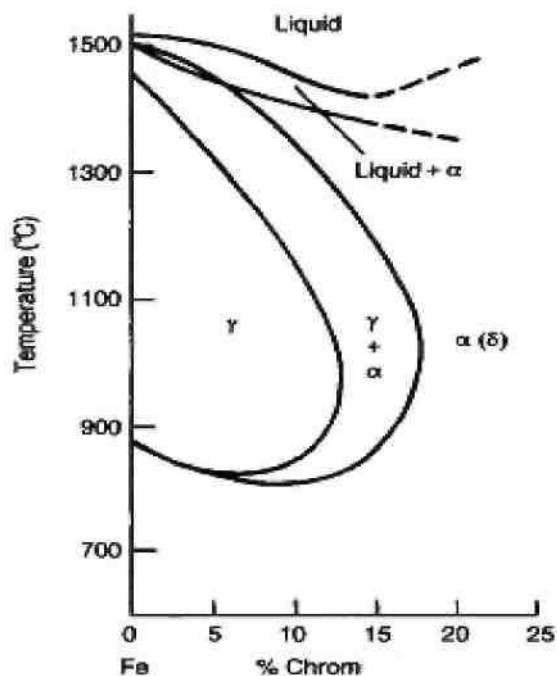
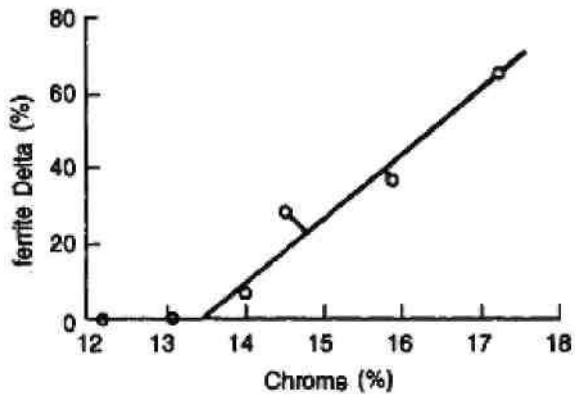


Figure I.4.d : alliage fer\_chrome à 0.1% C [1]

Pour les concentrations plus élevées que 13%, un changement important dans la structure se présente à la température de 1050°C [1]. La structure monophasée  $\alpha$  donne naissance à une évolution vers une structure biphasée ( $\gamma + \alpha$ ) appelée Duplex.



## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques



*Figure I.5 : effet du % Cr sur la formation de la ferrite delta [1]*

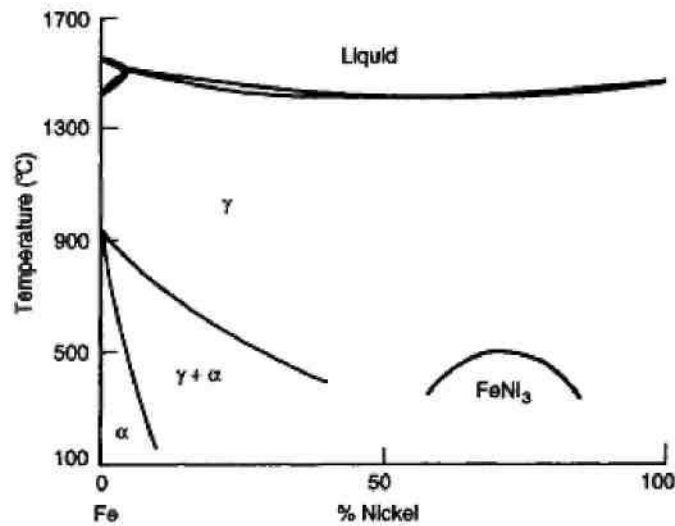
Dans la figure I.5 on constate que, pour une concentration en chrome supérieure à 13.5 %, le taux de ferrite croît de manière linéaire avec le pourcentage de chrome dans un acier contenant moins de 0.1 % de carbone. Pour un pourcentage en chrome inférieur à 13.5 %, l'acier a une structure martensitique. Une addition plus élevée en Cr n'aura aucun effet sur la microstructure mais le métal sera plus susceptible à la formation de la phase Sigma

### I.1.3 Diagramme Fe-Cr-Ni :

Comme indiqué sur la figure I.4.b, un acier contenant le Cr 17%Cr et 0,1% C aura une microstructure environ de 35% du ferrite delta 65% d'austénite à une température de 1050°C. Pendant que le chrome restreint le domaine austénitique, le Ni a l'effet opposé, la figure I.6 montre bien cet effet

Le diagramme d'équilibre Fe-Ni montre une expansion de la zone austénitique. Les différents effets apportés par l'ajout de Ni sont montrés par la figure I.7. On voit que la ferrite delta à la température 1050°C devient complètement austénitique avec l'ajout d'environ 5 % Ni [1].

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques



*Figure I.6 : diagramme Fer\_Nickel [1]*

En refroidissant à la température ambiante l'austénite à faible pourcentage de Ni se transforme en martensite, c'est la raison pour laquelle, la dureté augmente au début avec l'addition du Ni tel que la martensite remplace la ferrite delta. Cependant l'addition du Ni diminue les températures de transformation  $M_s$  et  $M_f$  .tel que pour une contenance plus élevée que 4% Ni,  $M_f$  descend en dessous de la température ambiante .une addition plus élevée en Ni décroît la dureté, la transformation de la martensite sera incomplète accompagnée par la formation de l'austénite résiduelle.

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

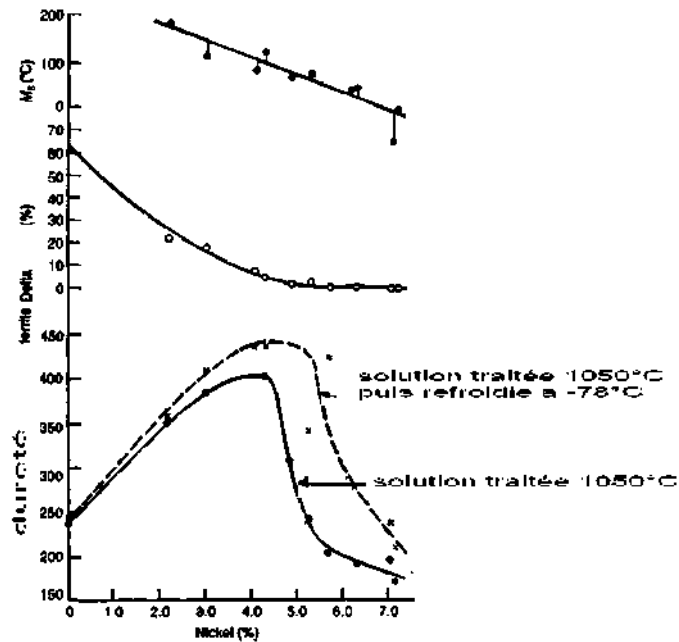


Figure I.7 : Effets du nickel [1]

### I.2- Les éléments d'additions :

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer avec un pourcentage entre 50 et 88% en poids de la composition. Les additions principales sont, le Cr et le C pour les aciers inoxydables austénitiques et ferritique, le Nickel pour les aciers inoxydables austénitiques et duplex. Essentiellement tous les aciers inoxydables contiennent du manganèse et du silicium comme secondes additions. D'autres éléments d'addition (molybdène, niobium, titane, aluminium, cuivre, tungstène, azote...) sont ajoutés pour améliorer la fabrication, développer des propriétés mécaniques, augmenter la résistance à la corrosion ou influencer la microstructure. Les impuretés sont toujours trouvées dans les aciers inoxydables, telles que le nitrogène, l'oxygène, le soufre et le phosphore. Tous ces ajouts et impuretés affectent la soudabilité et les propriétés.

#### I.2.1 Le Chrome :

Le chrome est ajouté en première addition, pour offrir à l'acier une protection contre la corrosion. Plus spécialement : l'oxydation atmosphérique, par la formation d'un oxyde stoechiométrique  $(Fe, Cr)_2O_3$  sur la surface du métal. Sa présence augmente la stabilité de cet oxyde puisque son affinité avec l'oxygène est plus élevée que celle du fer. On considère en

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

général un acier comme inoxydable si le pourcentage de Cr dépasse 11%. Celui ci est aussi un promoteur ferritique .comme on l'a déjà montré sur la figure I.1, les alliages fer-chrome avec plus de 12% Cr seront complètement ferritique.

Dans les alliages fer-chrome-carbone et fer-chrome-nickel, l'augmentation du % du Cr augmente la formation de la ferrite et ralentit la formation de la martensite, l'austénite, et le duplex .Dans les aciers ferritique, le chrome est le premier élément stabilisant la structure ferritique, ce dernier est aussi un grand formateur de carbures, ceux qui sont les plus connus sont  $M_{23}C_6$ , ils se trouvent pratiquement dans tous les aciers inoxydables, Il est possible de trouve un autre type de carbure  $Cr_7C_3$ , le chrome peut aussi se combiner avec l'azote pour former des nitrures, le plus commun est le  $Cr_2N$  trouvé généralement dans les aciers inoxydables ferritiques et duplex.

Le chrome est aussi un élément essentiel pour la formation des compositions intermétalliques qui tendent à fragiliser les aciers inoxydables, a savoir la phase sigma qui se forme dans les alliages Fe-Cr à des températures en dessous de 815°C [4]. D'un point de vue mécanique, le Cr augmente relativement la dureté, puisque c'est un atome de substitution dans les deux cas de structures (CC, et CFC). Pour avoir des propriétés mécaniques acceptables dans les fabrication soudés, les aciers inoxydables ferritiques ayant une forte teneur en chrome doivent être traités prudemment, ou les taux de carbone et nitrogène doivent être réduits au maximum.

### I.2.2 Le Nickel :

La première fonction du Nickel est de promouvoir la phase austénitique, de telle manière qu'on peut produire des alliages austénitiques ou austénito-ferritique. Par l'ajout de suffisamment de Ni, la zone austénitique peut croître au point de stabilisé l'austénite à une température en dessous de la température ambiante : Le nickel n'est pas un élément carburigène et ne forme pas de compositions intermétallique, mais il influe sur la cinétique de la précipitation .Dans les aciers ferritiques, le nickel augmente en générale la résistance à la corrosion.

Cependant, il est associé à une diminution de la résistance à la corrosion sous tension. « Stress corrosion cracking ». En outre, il améliore la résistance mécanique des aciers

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

martensitique et ferritique. Si le taux du Nickel est excessif, la fraction volumique de l'austénite peut atteindre des valeurs parfois supérieures à 0.5, provoquant l'enrichissement de la ferrite en Chrome et en Molybdène, favorisant ainsi la transformation de la ferrite en phases intermétalliques dans l'intervalle de température de 650 à 950°C de manière importante. De plus, les teneurs élevées en Nickel accélèrent la formation de la ferrite à' La figure I.8 [1] montre l'effet du Ni sur les alliages Fe-Cr-Ni

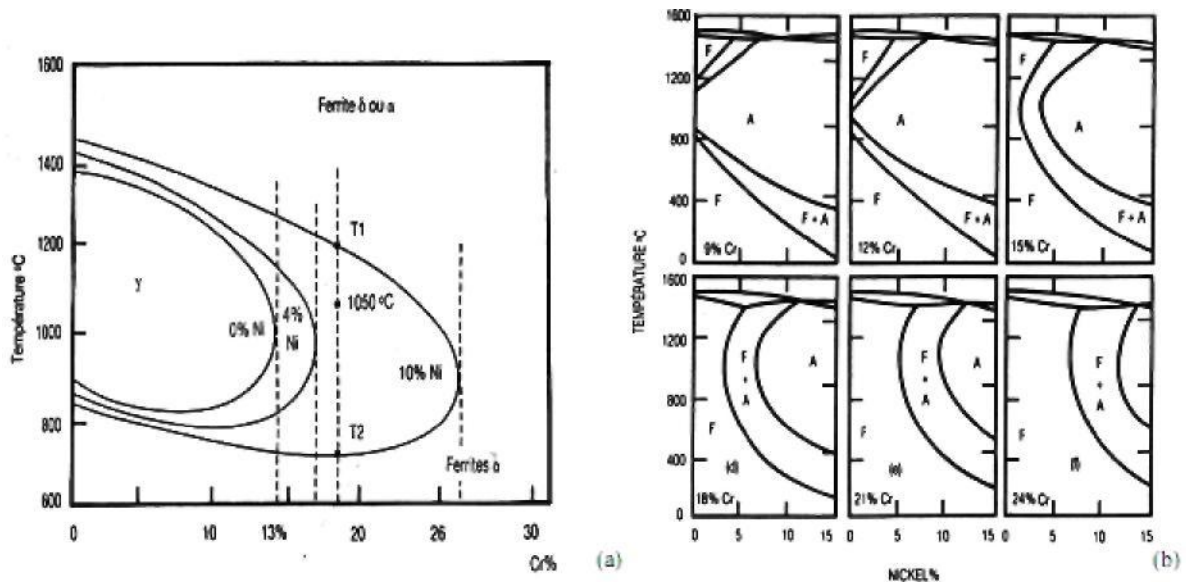


Figure I.8. (a) Influence du Nickel sur l'extension de la boucle  $\gamma$  des alliages ternaires Fe-Cr-Ni ; (b) Coupes verticales du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni pour des teneurs croissantes en Chrome .

### I.2.3 Le Manganèse :

Il est ajouté théoriquement à tous les aciers inoxydables, en générale il est présent à l'ordre de 1 à 2% en poids. Pour les aciers inoxydables ferritiques et martensitiques, il ne dépasse pas en générale 1% .il est considéré comme élément austénitique, mais le degré d'élargissement dépend de %Ni présent dans la solution solide. Il est aussi très important pour la stabilisation de l'austénite aux basses températures afin d'empêcher la transformation martensitique. Il est aussi parfois ajouté pour augmenter la solubilité de l'azote dans les phases austénitiques. Par exemple l'addition de 15% de Mn aux aciers Fe-20Cr augmente la solubilité de l'azote de 0.25 à environ 0.4%. L'effet du manganèse sur les propriétés mécaniques n'est pas vraiment visible, il rend le métal plus ductile [4].

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

### 1.2.4 Le Silicium :

Il est aussi présent pratiquement dans tous les aciers et il est ajouté en premier lieu pour la désoxydation pendant la fusion, il est présent dans tous les aciers inoxydables avec des teneurs entre 0.3 à 0.6% pds. On peut le remplacer par l'aluminium mais c'est vraiment rare pour les aciers inoxydables.

Son rôle pour la promotion d'aciers inoxydable austénitiques au ferritiques n'est pas vraiment clair .en dessous de 1% il semble n'avoir aucun effet sur l'équilibre des phases dans les aciers austénitiques. Mais en dessus .il favorise la formation de la phase ferritique.

Dans les aciers inoxydables ferritiques et martensitiques il favorise la promotion de la phase ferritique. Le Si forme beaucoup de siliciures de fer ( $\text{FeSi}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Si}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ ,  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$ ) et une phase intermétallique  $\text{Cr}_3\text{Si}$  [4], ils tendent tous à fragiliser la structure .Il est connu par sa ségrégation durant la solidification, ayant pour résultat la formation d'un constituants eutectiques à bas point de fusion, particulièrement si il se combine avec le Ni. C'est à raison pour laquelle il est toujours utilisé avec une teneur inférieure à 1%. Il est très utilisé pour augmenter la fluidité des aciers fondus. C'est pour cela qu'il est ajouté avec un taux légèrement plus élevé dans les métaux d'apports, surtout dans le soudage des aciers inoxydables austénitiques.

### 1.2.5 Molybdène :

L'effet du molybdène diffère d'un acier inoxydable à un autre. Pour les aciers inoxydables austénitiques, ferritiques et duplex ; le Mo est ajouté par des quantités jusqu'à 6% et même plus pour les aciers super austénitiques afin d'augmenter la résistance à la corrosion, particulièrement avec la corrosion par piqûres et par crevasses, en effet dans les aciers inoxydables austénitiques, il améliore la résistance à chaud. Par exemple, l'addition de 2% Mo à un acier ordinaire de 18Cr-8Ni augmente à peu près 40% dans la résistance à la traction à la température de 760°C.

Toutefois, l'addition de Mo peut avoir un effet négatif. Les aciers inoxydables martensitiques contiennent le Mo sous forme de carbures. L'addition de juste 0.5% Mo accroît considérablement la dureté de l'acier. Ce qui entraîne une meilleure résistance à la traction à la température ambiante, le molybdène est un élément ferritique, il favorise la formation et la conservation de la microstructure ferritique, cela pose problème pour les

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

aciers martensitiques ou la ferrite résiduelle peut réduire leur dureté et leur ductilité à la température ambiante.

### 1.2.6 Les éléments carburigènes :

Avec l'addition du Cr et du Mo, différentes autres additions peuvent augmenter la formation des carbures, on peut citer : Le niobium, titane, tungstène et le vanadium. Le Niobium et le titane sont ajoutés aux aciers inoxydables austénitiques pour stabiliser le carbone afin d'éviter la corrosion intergranulaire. Ces deux éléments forment des carbures de type  $(M_xC_y)$  qui résistent très bien à la dissolution pendant le soudage ou le traitement thermique, empêchant de ce fait la formation des carbures  $Cr_{23}C_6$  qui provoquent la corrosion intergranulaire.

Le tungstène et le vanadium sont ajoutés à certains aciers inoxydables afin d'offrir une meilleure dureté par la formation de carbures fins et dispersés. Ces éléments tendent à promouvoir la microstructure ferritique en s'attachant au carbone qui est un élément fortement austénitique.

### 1.2.7 Les éléments de durcissement par précipitations

L'aluminium, le titane, le cuivre, le molybdène sont parfois ajoutés aux aciers inoxydables pour activer une réaction de précipitation afin de durcir ces métaux. La précipitation de durcissement des aciers martensitiques contient ; Cu, Al et Mo et elle peut produire une charge à la rupture dépassant 1375 Mpa à la température ambiante [4]. Le durcissement par précipitation des aciers austénitiques inoxydables contiennent en général le titane et l'aluminium qui forment les précipitations  $Ni_3Ti$  et  $Ni_3Al$  (gamma prime  $\gamma'$ ). L'aluminium est un élément fortement ferritique, en revanche le cuivre est un élément faiblement austénitique. Les précipités de cuivre peuvent être employés pour durcir dans martensitique tel que **17\_4PH**

### 1.2.8 Les éléments interstitiels : Le carbone et L'azote

Le carbone est présent dans tous les aciers, mais contrairement aux aciers au C-Mn et les aciers faiblement alliés ; il est souvent préférable de garder le taux de carbone en dessous de 0.1%<sub>pds</sub>. A l'exception des aciers martensitiques, ou le carbone est nécessaire pour la formation de ces alliages. Dans la plupart des aciers, il se combine avec d'autres éléments

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

pour former des carbure, dans le cas des carbures  $Cr_{23}C_6$  ; une dégradation de la résistance à la corrosion peut s'engendrer et c'est pourquoi on préfère fabriquer des aciers inoxydables grade L ( low carbon). Il convient de noter que les carbures  $Cr_{23}C_6$  contiennent 4 fois plus d'atomes de Cr que de C ; et que l'atome de Cr est 4 fois plus lourde qu'un atome de C, donc d'un point de vu poids, la formation des carbures  $Cr_{23}C_6$  diminue plus de 16 fois du chrome que de carbone de la solution solide.

L'azote est en général présent dans les aciers comme impureté et parfois, il est ajouté intentionnellement dans les aciers inoxydables austénitiques et duplex. Comme le carbone ; l'azote améliore la dureté de la solution solide. Dans les aciers duplex, il est ajouté pour améliorer la résistance mécanique et sur tous, pour augmenter la résistance à la corrosion par piqûres et par crevasses. Certains aciers inoxydables duplex contiennent plus de 0.3% d'azote [5]. Comme on l'a déjà noté, la solubilité de l'azote dans les aciers inoxydables est relativement faible, particulièrement dans la phase ferritique. L'addition du manganèse aux aciers inoxydables austénitiques peut régler ce problème. Dans les grades ferritiques et duplex,  $Cr_2N$  se précipite dans la phase ferritique si la solubilité limite est dépassée, ceci peut être observe dans les Z.A.T de ces alliages si l'austénite s'échoue à se former pendant le refroidissement à partir des températures d'environ 1100°C.

Le carbone et l'azote sont les éléments les plus promoteurs de l'aciers austénitiques inoxydables. Ceci dit, il faut bien les contrôler si on désire une microstructure bien précise. Comme on l'a déjà noté, on peut les contrôler soit par limitation de la contenance de ces éléments dans les alliages , ou bien par l'addition d'autres éléments permettant la formation des carbures (Nb,Ti)ou des nitrures (Ti,Al) et neutralisants ainsi effectivement leurs effets sur la matrice. Pendant le soudage, si la protection du métal fondu n'est pas adéquate, l'azote atmosphérique peut affecter gravement la structure désirée. Pour les alliages austénitique et duplex ayant une forte contenance en azote. , l'azote perdu pendant le soudage peut poser problème, pour les aciers inoxydables duplex, l'azote est parfois ajouté au gaz de protection afin de maintenir le niveau d'azote constant dans le métal soudé.

**I.2.9 Les éléments alphagènes et les éléments gammagènes :** Les aciers inoxydables sont des alliage à base de fer contenant de 12 a plus de 50 % d'éléments d'additions .ces éléments affectent l'équilibre relative à la stabilité des phases



## **Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques**

austénitiques, ferritiques et martensitiques. Ils sont divisés en deux classes : ceux qui favorisent la stabilisation de la ferrite et ceux qui favorisent la stabilisation de l'austénite. L'acier inoxydable martensitique est un acier austénitique instable à haute température qui se transforme en martensite par refroidissement. En jouant ces éléments, on peut contrôler les microstructures de ces aciers, ce qui offre la possibilité de prévoir les propriétés mécaniques, la résistance à la corrosion et la soudabilité.

### **I.3- Propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques :**

Les aciers inoxydables austénitiques ont une ductilité élevée, et une résistance à la traction relativement élevée, à comparer à un acier au carbone standard, ils ont un allongement autour de 40 à 50 %. Leur résilience est très bonne, car ils ne présentent jamais un critère de rupture fragile. Les traitements thermiques et le cycle thermique provoqué par la soudure, influencent peu sur les propriétés mécaniques. Toutefois, la résistance à la traction et la dureté peut être améliorées par le travail à froid, qui réduira également la ductilité.

Un recuit complet de la solution (chauffage autour de 1045°C suivi d'un refroidissement rapide) reconstituera le matériau à son état original, en enlevant la ségrégation de la phase sigma de l'alliage et reconstituant la ductilité après un travail à froid. Malheureusement le refroidissement rapide réintroduira les contraintes résiduelles, qui pourraient être plus élevée que la limite élastique. Une déformation peut également se produire si l'objet n'est pas correctement soutenu pendant le procédé de recuit. Les températures du service peuvent atteindre 760°C et même plus, mais la ductilité et la résistance à l'oxydation diminuent à des telles températures.

Le traitement thermique après soudage est rarement exigé puisque sa résistance à la rupture est élevée; de temps en temps un traitement de détente est effectué pour réduire le risque de corrosion sous tension. Les aciers austénitiques ont une structure atomique C.F.C qui fournit plus de plans pour l'écoulement des dislocations, combinée avec une teneur basse des éléments interstitiels (éléments qui bloquent la chaîne de dislocation), donne à ce matériau sa bonne ductilité. Ceci explique également pourquoi ce matériau n'a aucune limite élastique clairement définie. Les aciers austénitiques ont une excellente dureté à basses températures (en dessous de -273°C), ce qui les rendent très pratiques à des températures cryogéniques [1].

### **1.4 – Résistance à la corrosion :**

La résistance à la corrosion des aciers inoxydables est due au phénomène de passivation qui se caractérise par la présence d'un film très mince (de l'ordre de 10 à 20 µm) à la surface de l'alliage métallique qui rend sa vitesse de corrosion négligeable. Le film passif fortement adhérent au substrat métallique empêche ou rend insignifiant le contact entre l'alliage et les agents agressifs du milieu extérieur. Cependant, ils sont susceptibles aux autres types de corrosion. Deux formes de corrosion locale peuvent atteindre les aciers inoxydables à savoir la corrosion par piqûres, et la corrosion par crevasses ; mécaniquement ils sont similaires et ils résultent d'une attaque fortement localisée.

La corrosion par piqûres résulte d'une dégradation locale du film passif et aussi de la disposition métallurgique de l'acier, tels que les joints de grain, ou les constituants

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

intermétalliques. Une fois le film passif atteint, l'attaque corrosive sur le métal de base engendre des petites piqûres sur la surface, avec le temps, la solution chimique dans ces piqûres change et devient plus agressive (acide). Ceci résulte d'une rapide attaque sub-surfacique puis la jonction des piqûres adjacentes, qui mène finalement à la détérioration.

La corrosion par crevasses a le même mécanisme que celle par piqûres, mais elle ne nécessite pas de facteurs métallurgiques pour se déclencher. Plutôt, une crevasse dans la surface suffit pour engendrer un changement dans la solution chimique, elle est très répandue dans les structures boulonnées. Ces deux types de corrosion localisée se produisent aisément dans des solutions contenant des ions de chlore (eau de mer, par exemple). Le soudage peut aussi engendrer une accélération des attaques par piqûres ou créer une crevasse (manque de pénétration, intrusions des scories ...), ce qui accélère la corrosion localisée.

Le mécanisme de corrosion le plus critique lors du soudage des aciers inoxydables est la corrosion intergranulaire et leurs phénomènes associés connus comme « corrosion sous tension intergranulaire ». Cette forme d'attaque est plus commune dans la zone affectée thermiquement ZAT des aciers austénitiques et résulte des conditions métallurgiques appelées « sensibilisation ». La sensibilisation se produit lors de la précipitation des carbures de Cr dans les joints de grains, ce qui engendre une diminution en Cr dans les régions adjacentes, ce qui rend la corrosion favorable dans ces zones si le pourcentage en Cr baisse en dessous de 12 %. Un phénomène semblable se passe pour les aciers inoxydables ferritiques dans la ZAT.

La corrosion sous tension trans-granulaire est aussi un sérieux problème spécialement dans les aciers austénitiques les plus communs tel que le 304L et 316L. Comme son nom l'indique, elle n'a rien à voir avec les joints de grains, elle progresse le long des plans des atomes de chaque grain, parfois elle change de direction d'un grain à un autre. La présence du chlore avec des résidus ou d'autres contraintes favorise cette forme de corrosion.

### 1.5 – Classification et utilisation des aciers austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques sont utilisés dans plusieurs applications, allant des structures architecturales, aux équipements de cuisine, aux matériels médicaux. Ils sont largement utilisés non seulement pour leur bonne résistance à la corrosion, mais parce qu'ils sont aisément formables, fabricables et durables. Certains grades fortement alliés sont utilisés pour les travaux à des températures très élevées, tel que les bacs de traitement thermique.

## Chapitre I : Aciers inoxydables austénitiques

Ces alliages contiennent normalement en plus du Cr, un pourcentage élevé en silicium (ou aluminium) et du carbone, pour maintenir la résistance à l'oxydation ou à la carburation ainsi que la ductilité. La figure I.5.1 montre les différents types d'aciers inoxydables austénitiques. L'ordre de compositions des aciers inoxydables austénitiques est présenté de la manière suivante [4] :

- ! 16 a 25% du chrome
- ! 8 a 20% du nickel
- ! 1 a 2% manganèse
- ! 0.5 a 3 % silicium
- ! 0.02 a 0.08% carbone (<0.04 sont désignés par la lettre L)
- ! 0 a 2% de molybdène
- ! 0 a 0.15% nitrogène
- ! 0 a 0.2% de titane et du niobium.

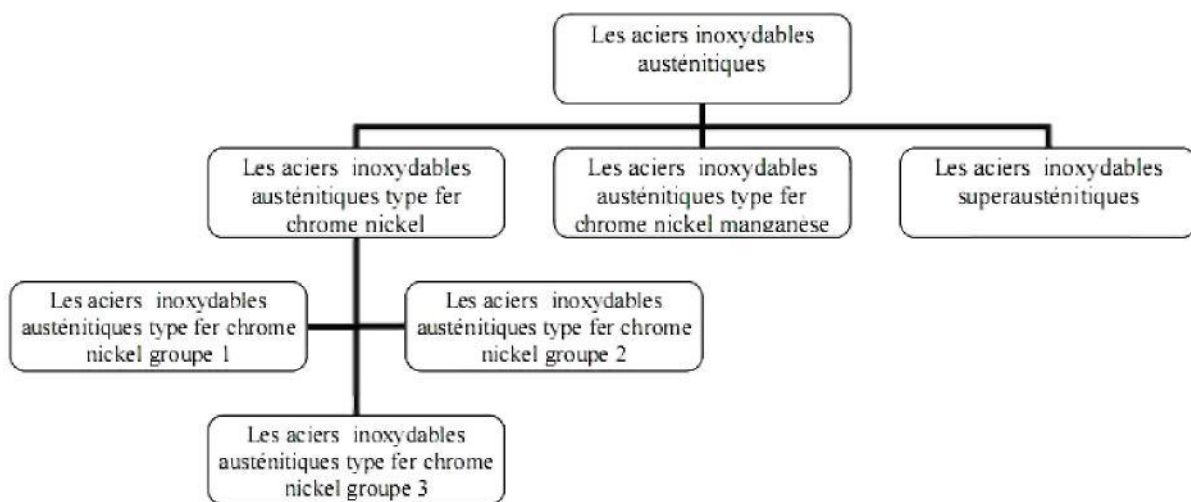


Figure I.5.1 Classification des divers types d'acier inoxydable austénitique

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

### CHAPITRE II SOUDAGE DES ACIERS AUSTENITIQUES

#### **Introduction :**

Le soudage hétérogène ou dissimilaire est, par définition, l'assemblage par fusion d'un métal au moyen d'un métal d'apport de nature différente ou de deux matériaux métalliques de nature différente. Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, les soudures hétérogènes sont réalisées avec les aciers ferritiques, les aciers duplex et les martensitiques. Ils sont aussi soudés avec des aciers au carbone et faiblement alliés, les alliages de cuivre, d'aluminium e les alliages base nickel

Le recours au soudage hétérogène est généralement justifié par des considérations techniques et économiques.

#### **-Les considérations techniques :**

- 1-- lorsqu'il y a une transition de milieu physique plus ou moins corrosif
- 2 – lorsqu'il y a une transition de milieu qui exige des propriétés mécaniques que l'acier inoxydable ne possède pas

#### **- les considérations économiques :**

Pour comprendre la soudure hétérogènes des aciers austénitiques, il est indispensable d'étudier leur soudabilité en condition homogène.

La soudure homogène de l'acier inoxydable austénitique possède, après solidification, la configuration suivante :

- **la zone fondue** : c'est la zone qui a subit une fusion du métal d'apport et du métal de base. Lors de la solidification, la vitesse de refroidissement élevée (trempe) conduit à une structure dendritique :
- **la zone de liaison** : Cette zone est la frontière entre la zone fondue et la zone restée à l'état solide au cours de l'opération du soudage. Elle délimite deux zones de structures différentes. Elle constitue la zone d'amorçage de la solidification de la zone fondue.
- **La zone affectée thermiquement** : Cette zone fait partie du métal de base mais se distingue par une structure qui a subit des changement de phases (précipitations de phases, grossissement de grains recristallisation des grains). Ces changements sont dus au

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

chauffage à l'état solide à des températures élevées et à des refroidissements lents ou rapides selon les conditions de soudage. - **Le métal de base** : c'est la partie du métal qui n'a pas été affecté par l'effet thermique du soudage. La température maximale atteinte dans cette zone (500 °C) est insuffisante pour provoquer des changements de phases.

### II.1 – Soudage des aciers austénitiques : II.1.1 –

#### Type de solidification des aciers austénitiques

La microstructure à température ambiante de la zone fondue des aciers inoxydables austénitiques dépend essentiellement du comportement de solidification et de la transformation à l'état solide. Les aciers inoxydables austénitiques peuvent se solidifier à l'état de ferrite primaire ou austénite primaire selon la composition spécifique du liquide. Des petits changements dans la composition chimique d'un alliage donné peuvent favoriser un passage de la ferrite primaire à l'austénite primaire. Après solidification, des transformations additionnelles peuvent se produire à l'état solide lors du refroidissement à la température ambiante. Ces transformations sont plus importantes dans les alliages subissant une solidification primaire ferritique, parce qu'après une partie majeure de cette ferrite se transformera en austénite

Il existe quatre types de solidification et quatre transformations à l'état solide possibles pour l'acier inoxydable austénitique soudés. Ces réactions sont énumérées dans le tableau II.1 et ils sont liés au diagramme de phase de Fe-Cr-Ni montré sur la figure II.1.

**Tableau II.1 : type de solidification, les réactions et les microstructures résultantes** [4]

Type de solidification	Réaction	Microstructure
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	<ul style="list-style-type: none"> <li>Totalement austénitique, une structure de solidification bien définie</li> </ul>
AF	$L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+$ $(AF)_{eut} \rightarrow A+F$	<ul style="list-style-type: none"> <li>La ferrite sur les joints dendritiques</li> </ul>
FA	$L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+$ $(F+A)_{per\ eut} \rightarrow F+A$	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ferrite dendritique résultant de la transformation <math>F \rightarrow A</math></li> </ul>
F	$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$	<ul style="list-style-type: none"> <li>Structure Widmenstatten : ferrite aciculaire</li> </ul>

d'austénite primaire, pour lequel l'austénite est la première phase à se former. La solidification des

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

types FA et du F ont la ferrite delta comme phase première. Après solidification, une modification microstructurale additionnelle se passe à l'état solide pour les types FA et F, dues à l'instabilité de la ferrite aux basses températures.

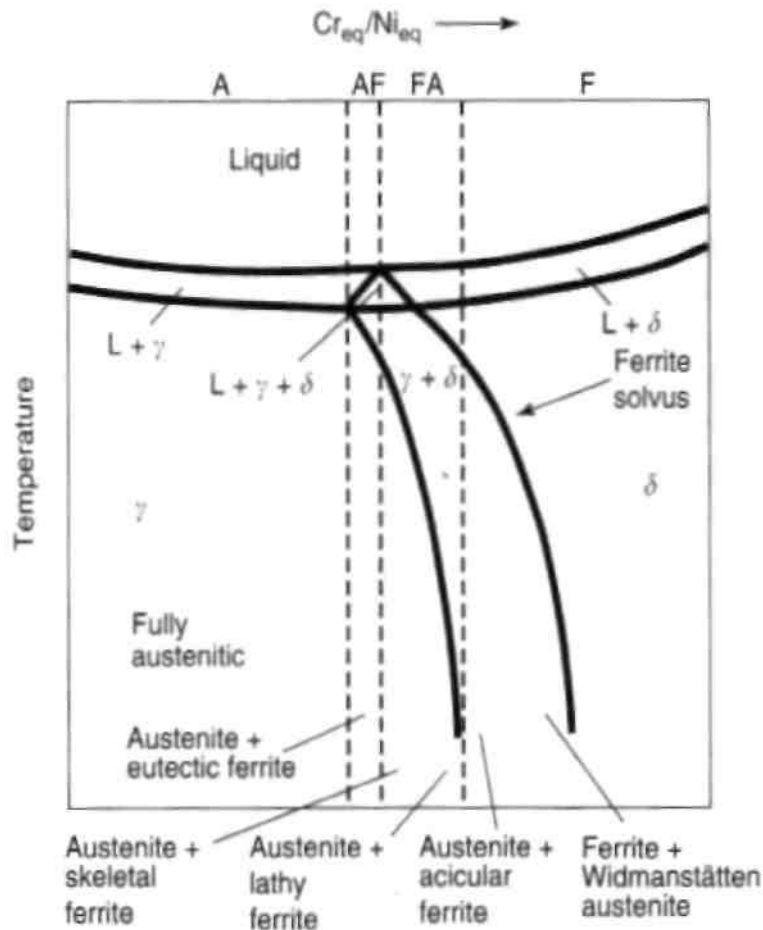


Figure II.1 : la relation entre le type de solidification et le diagramme pseudo binaire

[4]

### . II.1.2 formation de la ferrite primaire lors de la solidification :

Historiquement, un certain nombre de facteurs a été employés pour expliquer l'effet bénéfique de la ferrite ou de la solidification ferritique sur la résistance à la fissuration lors de la solidification des aciers inoxydables austénitiques. Ceux-ci sont récapitulés dans le tableau II.2. Beaucoup de ces derniers se sont avérés plus tard qu'ils ont peu ou pas d'effet sur la susceptibilité à la fissuration, comme indiqué dans le tableau dans la colonne droite. La ferrite a certainement une solubilité plus élevée pour des impuretés telles que le soufre et le phosphore, qui limite la

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

distribution de ces éléments aux régions interdendritique pendant la solidification de la ferrite primaire. Les facteurs les plus importants, cependant, sont [4]:

En mode de FA, une frontière ferrito-austénitique est présente à la fin de la solidification, il est difficile pour que les films liquides humidifient et présentent un chemin de fissuration non planaire. Ainsi, une fois que la fissure est lancée, il devient très difficile pour elle qu'elle se propage le long de cette frontière tortueuse. Les joint austénitique-austénitique (type A) et ferritique-ferritique (frontières de type F) sont beaucoup plus droites puisqu' aucun produit secondaire de solidification n'est présent. Ceci facilite la propagation de fissures. En mode AF, peu de ferrite résiduelle est présente le long des joints de type A-A ayant pour résultat la promotion de la solidification entièrement austénitique (solidification de type A).

L'effet des joints est montré schématiquement sur le schéma II.2. Les fissures lors de la solidification de soudure se produisent préférentiellement le long des joints de grain. Sous la solidification du type A, ces frontières sont très droites, elle ne contiennent pas de ferrite résiduelle et elles offrent une résistance faible à la propagation de fissures. En revanche, un sous joint de grain se solidifie en mode FA contient un mélange de la ferrite et de l'austénite qui complique la propagation de fissure, puisque la fissure doit suivre une interface très tortueuses austénito-ferritique.

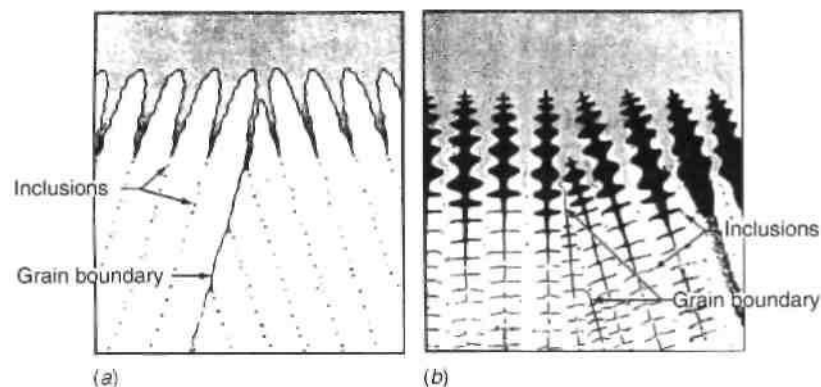


Figure II.2 : l'effet du mode de solidification sur la tortuosité des joints de grains [4]



## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

Le TABLEAU II.2 propose des effets bénéfiques de ferrite pour empêcher la fissuration

Facteurs :	Effet
<ul style="list-style-type: none"><li>• grande solubilité des éléments d'impuretés</li></ul>	* un peu
<ul style="list-style-type: none"><li>• meilleure ductilité a hautes températures que les austénitiques</li></ul>	*négligeable
<ul style="list-style-type: none"><li>• température de solidification plus faible</li></ul>	* négligeable
<ul style="list-style-type: none"><li>• mouillage faible dans les joints de type F et F-A</li></ul>	*un peu
<ul style="list-style-type: none"><li>• une propagation de fissures plus difficile le long des joints tortueux a la fin de</li></ul>	*un peu

### II.2- Soudage hétérogène des aciers inoxydable :

#### 11.2.1- Soudage acier inoxydable – acier au carbone :

Le soudage hétérogène des aciers inoxydables aux aciers au carbone ou aux aciers faiblement alliés présente un certain nombre de défis métallurgiques et de technologiques. Le contrôle de la microstructure du métal de la soudure, en particulier dans la première passe, on peut prévoir un changement radical de structure, on prévoit d'obtenir des mélanges d'austénite, de ferrite et de martensite. En outre, une région de composition transitoire existera entre la zone fondue et le métal de base [6]. Cette région étroite peut avoir des microstructures et des propriétés différentes des régions limitrophes. C'est pour quoi un traitement thermique est requis après le soudage [7].

Les différences dans les propriétés physiques et mécaniques entre le métal d'apport et les métaux de base existeront certainement. Par exemple, les différences dans le coefficient de la dilatation thermique peuvent avoir comme conséquence les contraintes locales élevées. La résistance à la corrosion peut également changer localement dans zone fondue et les zones affectées thermiquement, dus aux différences de la composition et de la microstructure.

#### 11.2.2- Détermination de la Constitution du métal de soudage :

Les soucis de la constitution du métal d'apport dans un soudage hétérogène se concentrent en premier lieu dans la première passe, principalement parce que les effets de dilution sont plus

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

importants pour cette passe. Dans la plus part des soudages hétérogènes l'objectif est d'avoir une austénite stable avec un peu de ferrite dans la première passe afin d'éviter les risques de fissurations.

Afin prévoir le métal d'apport adéquat et la microstructure de la ZAT durant un soudage hétérogène des aciers inoxydables, on peut utiliser soit le diagramme de Schaeffler [8], soit le diagramme WRC-1992. Le diagramme de Schaeffler permet d'étudier les aciers inoxydables ainsi que les aciers aux carbones dans un même espace. Cependant, il produit des prévisions incorrectes si le métal d'apport est de haute teneur en manganèse. Dans ce cas, on peut employer le diagramme WRC-1992 mais seulement pour prédire la microstructure si la composition du métal d'apport est soit dans les régions : austénitique, austénitique + ferritique, austénitique + martensitique, ou des régions austénitique + ferritique + martensitique.

Le diagramme de Schaeffler est utile pour fournir une approximation de la microstructure pour les soudures hétérogène, puisque les aciers inoxydables, les aciers aux carbones, et les aciers faiblement alliés peuvent être tracés sur ce diagramme, et des prévisions de microstructure peuvent être faites pour tous ces aciers. sur figure III.1, on représente l'exemple d'un acier faiblement allié tel que ASTM A508 soudé à un acier inoxydable austénitique AISI 304L, avec un métal d'apport du type 309L ou du type 310.

Le barycentre entre les deux points représentant les deux métaux de base et il représente la participation égale de chaque part, ce point est appelé métal de base figuratif. La composition finale de la première passe se trouvera alors sur la ligne pointillée reliant ce point à la composition du métal d'apport. Si la contribution du métal de base dans première est de 30%, qui est standard pour le soudage avec les électrodes enrobées, la composition de la zone fondue se trouvera alors sur la ligne entre le point équivalent et le métal d'apport à une distance de 30% du métal d'apport. Cette composition se coïncide approximativement avec la ligne iso-ferritique à 5% de ferrite. Notons que pour le métal d'apport 309L, une dilution normale du métal d'apport par le métal de base aura comme conséquence, une microstructure biphasée d'austénite + ferrite qui est habituellement fortement résistante à la fissuration à chaud.

Dans le cas du métal d'apport du type 310, on n'aura en aucun cas une microstructure ferritique. Avec le métal d'apport 310, la zone fondue sera pratiquement entièrement austénitique, à moins que la dilution par les métaux de base soit extrêmement haute, dans ce cas, la martensite apparaîtra et non pas la ferrite.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

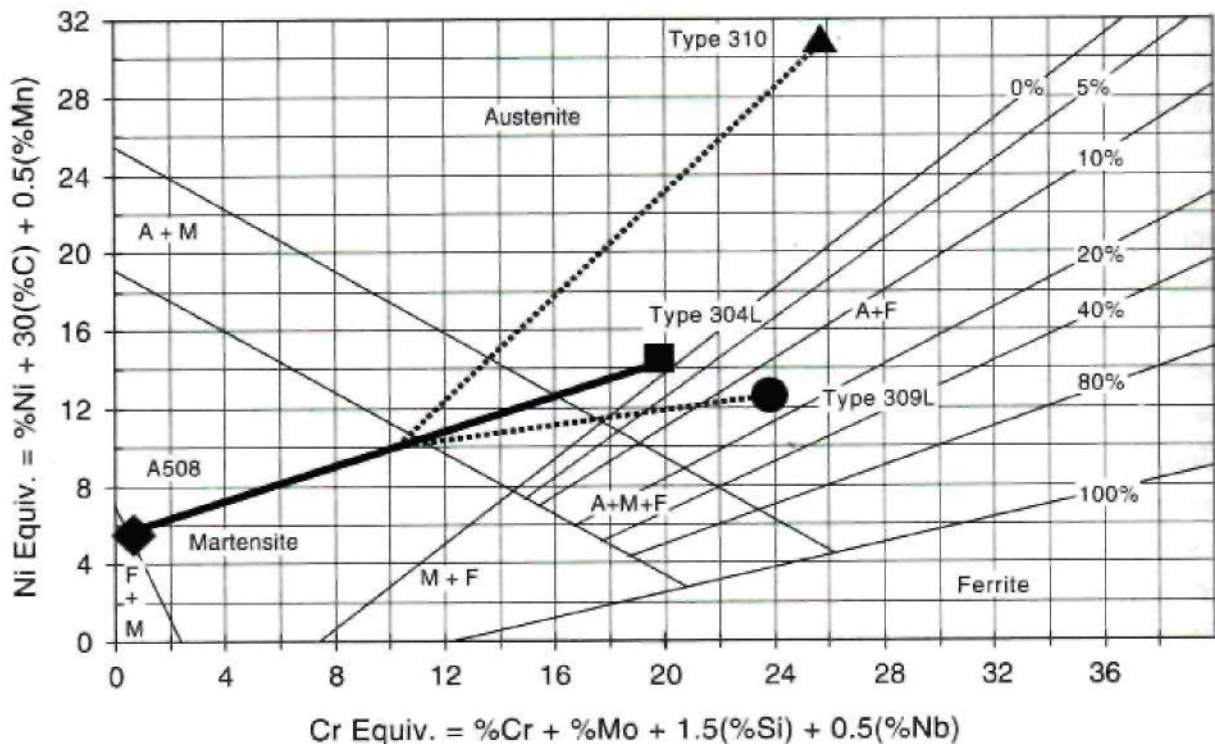


Figure III.1: l'utilisation du diagramme de schaeffler pour la prédiction de la constitution de la zone fondue du soudage hétérogène entre le 304L et A508 avec les métaux d'apports 309L et 310.

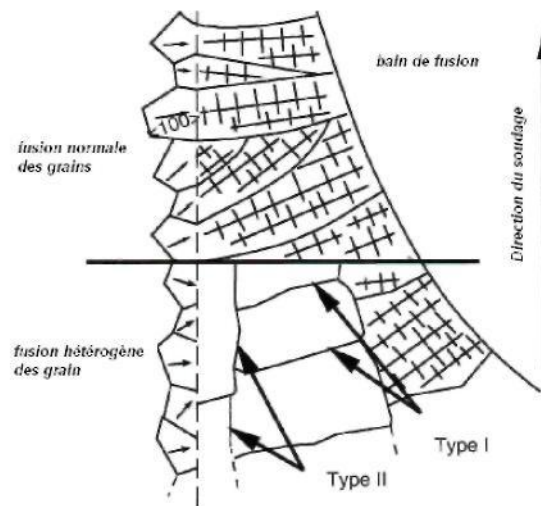
Dans le cas de du métal d'apport 310, alors, il y aura une certaine sensibilité à la fissuration à chaud. Le segment droit entre la composition du métal d'apport et le métal de base équivalent peut également être employée pour prévoir les microstructures de la zone affectée thermiquement. Par exemple, le segment droit entre le métal de base et le métal d'apport du type 309L traverse les régions ; martensitique, austénito-martensitique et la régions austénito-ferritique. Toutes ces microstructures peuvent être prévues dans les ZAT des métaux de bases.

### II.2.3 -La fusion de la zone de transition :

La prévision de la microstructure de la zone de transition peut être difficile, puisqu'elle peut changer nettement entre deux sections très voisines. Dans cette région la microstructure peut différer de manière significative des zones : à savoir la zone fondue et la ZAT, elle est sujet aux gradients de concentration et aux effets de la diffusion. Par exemple, si le métal base a une teneur plus élevée en carbone que la zone fondue (qui est habituellement le cas), le carbone migrera de la ZAT à la zone de fusion pendant la soudure [7]. Ceci peut conduire à une région martensitique à la frontière de la zone fondue qui montre une dureté plus élevée [6]. Si le cordon de soudure est plus riche chrome que le métal de base, la diffusion du carbone de la ZAT vers la zone fondue sera très grande.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

L'évolution microstructurale le long de la frontière de la zone de fusion dans les soudures hétérogènes peut être très complexe. Dans les cas où le métal de base étant ferritique aux températures proche de la température de fusion (le cas de la plupart des aciers au carbone et les aciers faiblement alliés) et le cordon de soudure étant de structure austénitique ; la croissance équiaxiale austénitique peut être absente. Ceci conduit à la formation du dit « joints de Type II », qui se forme parallèlement au joint de fusion]. Un schéma de joint de fusion de soudure est montré sur la figure II.4.



**Figure II.4 : type de joint lors de la solidification [4]**

Notons que les joints présents dans la soudure hétérogène sont distincts ; on trouve des joints du type I perpendiculaire au joint de fusion (suivant la direction originale de solidification) et des joints de type II parallèles au joint de fusion. Les joints du type II n'existent pas dans les conditions normales de solidification.

Dans certaines combinaisons hétérogènes, la martensite peut être présente le long du joint de fusion due aux gradients de concentration chimique les aciers au carbone et les aciers inoxydables. La photomicrographie sur la figure III.5 montre la région de joint de fusion de l'acier A508 qui a été plaqué avec un revêtement par 309L. Les frontières du type II sont clairement évidentes juste à côté du joint de fusion. Celles-ci se forment dans les solutions solides pendant le refroidissement dans le cas où la zone fondue et la ZAT sont tous les deux austénitiques, permettant la croissance de grains austénitiques à travers le joint de fusion. Ces frontières peuvent

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

être des sites pour la précipitation de carbures, en particulier si la diffusion de carbone du métal de base est importante.

Cette migration peut avoir comme conséquence des changements microstructuraux locaux de la ZAT et de la région de transition. Une zone épuisée en carbone dans le ZAT se résulte au voisinage direct du joint de fusion.

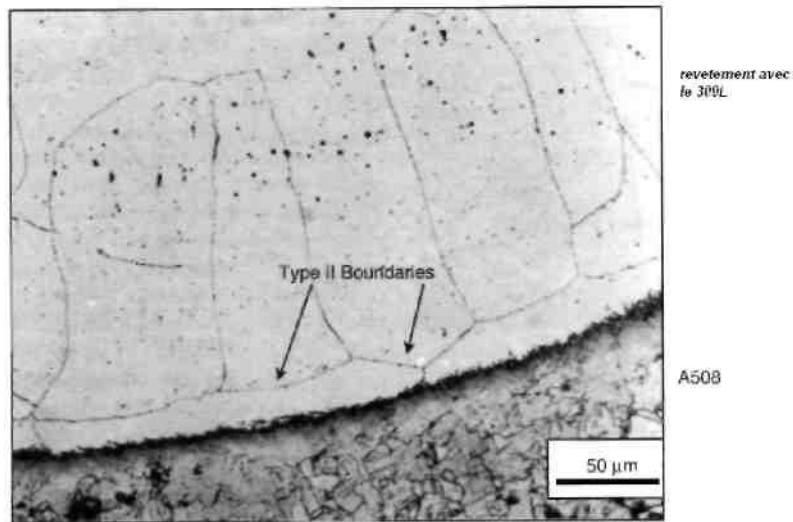


Figure II.5 : la zone de l'acier A508 revêtu par le 309L après un traitement thermique post soudage à 610°C

Vu la différence de concentration entre les deux métaux, une zone martensitique peut exister le long de joint de fusion. Ceci est prévu par le diagramme de Schaeffler (figure II.3), la présence de la martensite conduit alors à l'augmentation de la dureté, comme représenté sur la figures II.5 et II.6.

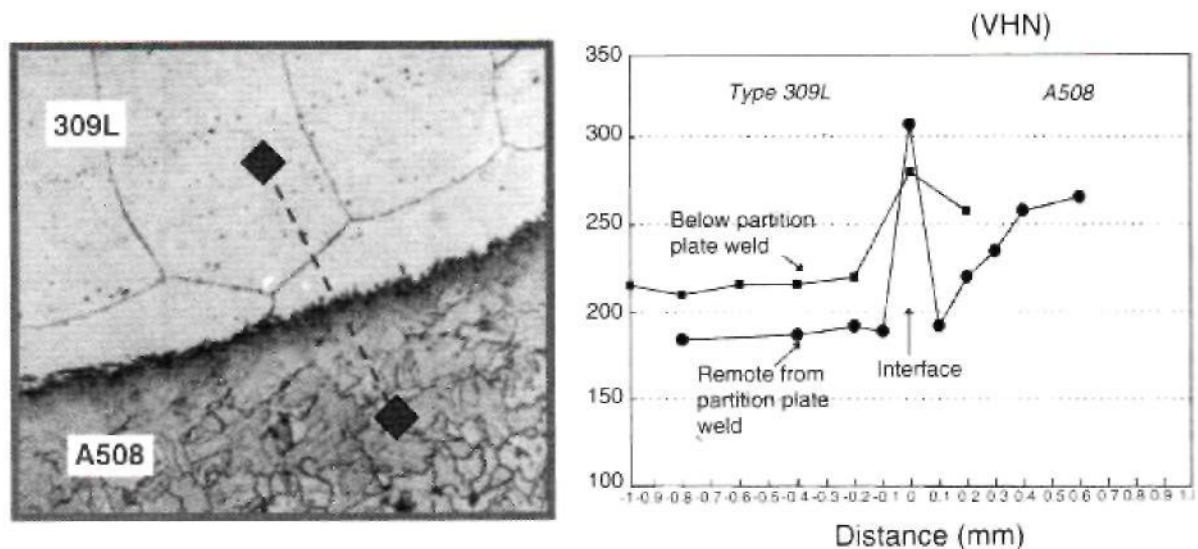


Figure III.4 le profil de dureté à travers la zone de fusion entre le A508/309L après un traitement thermique de post soudage.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

### 11.2.4 - La croissance des grains :

La plupart des aciers inoxydables sont soudés en état recuit ou laminé à chaud, ainsi la croissance de grain est habituellement restreinte à moins que la chaleur de soudage soit extrêmement haute. On peut parfois observer un certain grossissement de grains, mais dans la plupart des cas, il n'est pas problématique. Pour les métaux de bases qui ont subis un durcissement par un travail à froid, la recristallisation et la croissance du grain peut avoir comme conséquence le ramollissement de la ZAT. Dans ce cas, la ZAT se distingue facilement et la taille des grains est clairement plus grande que celle du métal de base.

### 11.2.5 - La formation de ferrite :

Comme montrée dans la figure II.1, les alliages dont les compositions sont à la droite de la gamme de solidification totalement austénitique formera de la ferrite par chauffage aux températures juste au-dessous de la température de solidus. Plus le rapport de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  de l'alliage est grand, plus la formation de ferrite sera plus probable. Si la ferrite se forme, elle sera le long des joints de grains, comme représenté sur la figure II.7

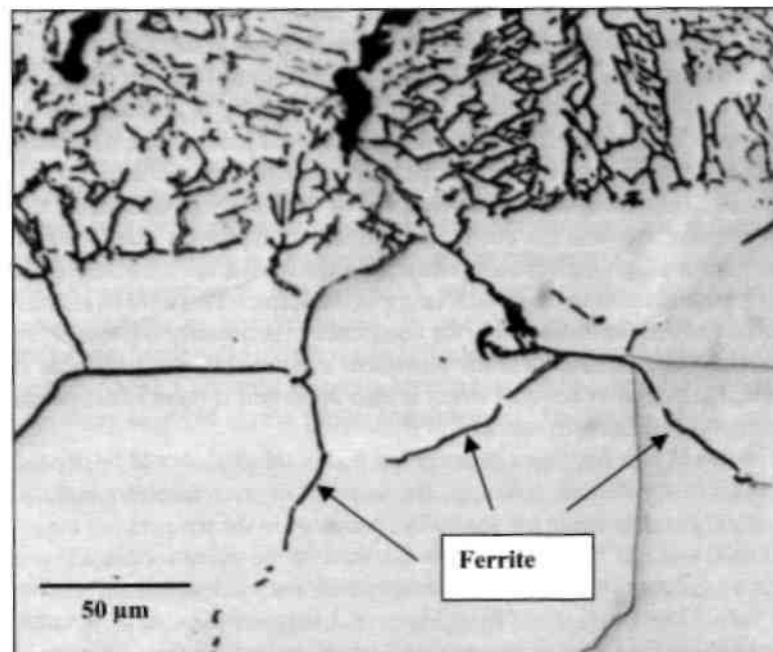


Figure 6.17 Ferrite along the austenite grain boundaries in the HAZ of Type 304L stainless steel

**Figure II.7 : formation de la ferrite le long des joints de grains austénitiques dans la ZAT de l'acier inoxydable 304 L**

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

La formation de la ferrite le long des joints de grain de la ZAT limitera la croissance de grain et réduira au minimum également la susceptibilité de la liquation de ZAT. Le degré de formation de la ferrite est habituellement faible, puisque la transformation d'austénite en ferrite est relativement lente et le cycle thermique de la ZAT est normalement assez rapide. Il est également possible qu'une partie de la ferrite qui se forme aux hautes températures se transforme à nouveau en austénite par refroidissement.

### II.2.6 - La précipitation des phases :

Puisque la ZAT est surchauffé jusqu' aux températures proches de la température de solidus, les précipités qui sont présents dans le métal de base peuvent se dissoudre. Ceci peut mener à une sursaturation de la matrice austénitique lors du refroidissement, ce qui conduit à la formation de divers précipités. Les carbures et les nitrures sont les précipités le plus susceptibles à se former dans le ZAT des aciers inoxydables austénitiques. Ils se forment habituellement le long des joints de grain ou aux interfaces ferrite-austénite (si la ferrite est présente). Si en se réfère aux diagrammes de phase sur les figures II.8 (a et b), on peut maître en évidence les rangs de températures pour les quelles les nitrures  $\text{Cr}_2\text{N}$ , les carbures  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  sont stables.

Il est probable que ces précipités soient présents dans la ZAT de la plupart des alliages austénitiques. Leur taille, distribution, et morphologie dépendent de la composition en alliage et du cycle thermique de la ZAT. La précipitation des carbures riches en chrome peut mener à la dégradation de la résistance à la corrosion

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

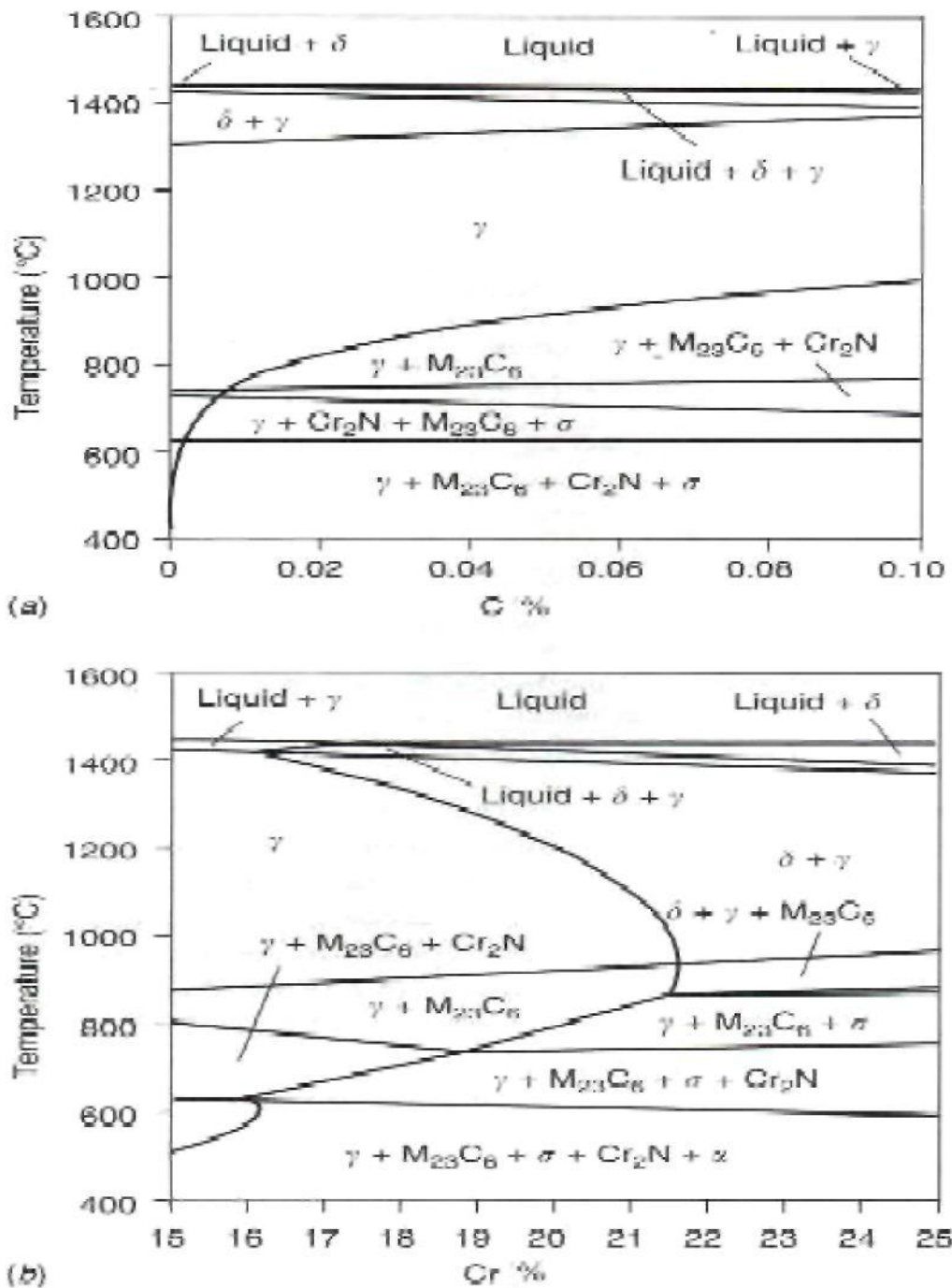


Figure II.8 : diagrammes des phases calculés par ThermoCalc : (a) Fe-18Cr-10Ni-1.5Mn-0.5Si et C comme variable , (b) Fe-10Ni-1.5Mn-0.5Si-0.04C-0.04N et Cr comme variable [4]

### II.2.7 -La liquation des joints de grains :

Une fusion locale peut se produire le long des joints de grains austénitiques. Ceci résulte habituellement de la ségrégation des éléments d'impureté qui réduisent la température de fusion



## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

des joints de grain. Les alliages qui contiennent le titane et le niobium et qui forment des carbures de MC riches en ces éléments qui peuvent subir une liquation libre, ce phénomène peut engendrer un risque de fissuration dans la ZAT. La ségrégation des impuretés- particulièrement le soufre et le phosphore dans les joints de grains peut aussi promouvoir la liquation.

**II.2.8 - Le chauffage entre les interpasses et après soudage** : En général, le préchauffage et le chauffage d'inter passes n'est pas exigé pour les aciers inoxydables austénitiques pendant le soudage. Le préchauffage fort et le chauffage d'inter passes ralentiront la vitesse de Refroidissement, mais ceci aura peu d'effet sur la transformation ferrite austénite, puisque cette transformation se produit aux températures très élevées, où le préchauffage ou le chauffage d'inter passes ont très peu d'effet sur le la vitesse de refroidissement. Dans les cas où la précipitation de carbure mène à la sensibilisation, la température d'inter passes doit être contrôlée au-dessous d'une certaine température puisque le refroidissement lent à travers la gamme de précipitation de carbure peut engendrer des préjudices.

Le traitement thermique post soudage est souvent exigé dans des constructions soudées de section épaisse pour dissiper les contraintes résiduelles. Puisque le coefficient de la dilatation Thermique (et de la contraction) est beaucoup plus grand pour les aciers inoxydables austénitiques que pour les aciers inoxydables ferritiques, les contraintes sont beaucoup plus grandes. Le traitement de détente après soudage peut être nécessaire pour réduire les distorsions dans la pièce, en particulier si des opérations d'usinage de post soudage sont exigées ou si la construction soudée doit maintenir la stabilité dimensionnelle en service. La réduction des efforts résiduels est également importante s'il y a une susceptibilité à la corrosion sous tension.

Le traitement post soudage doit suivre l'objectif visé du traitement thermique (détente ou modification de microstructure). Les traitements thermiques de détente sont généralement menés à des température au alentour de 550 à 650°C [4]. C'est au-dessous du nez de la courbe de la précipitation de carbure (figure II.4) et également au-dessous de la température dans laquelle des composants fragilisant se forment. Notons de la figure II.4 que la sensibilisation est possible si le traitement thermique de détente prend plusieurs heures, comme peut être le cas dans les constructions soudées de grandes sections, dans cette situation, l'utilisation de des métaux à faible teneur en carbone autant pour les métaux de base que des métaux d'apport ou les métaux stabilisées est recommandée.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

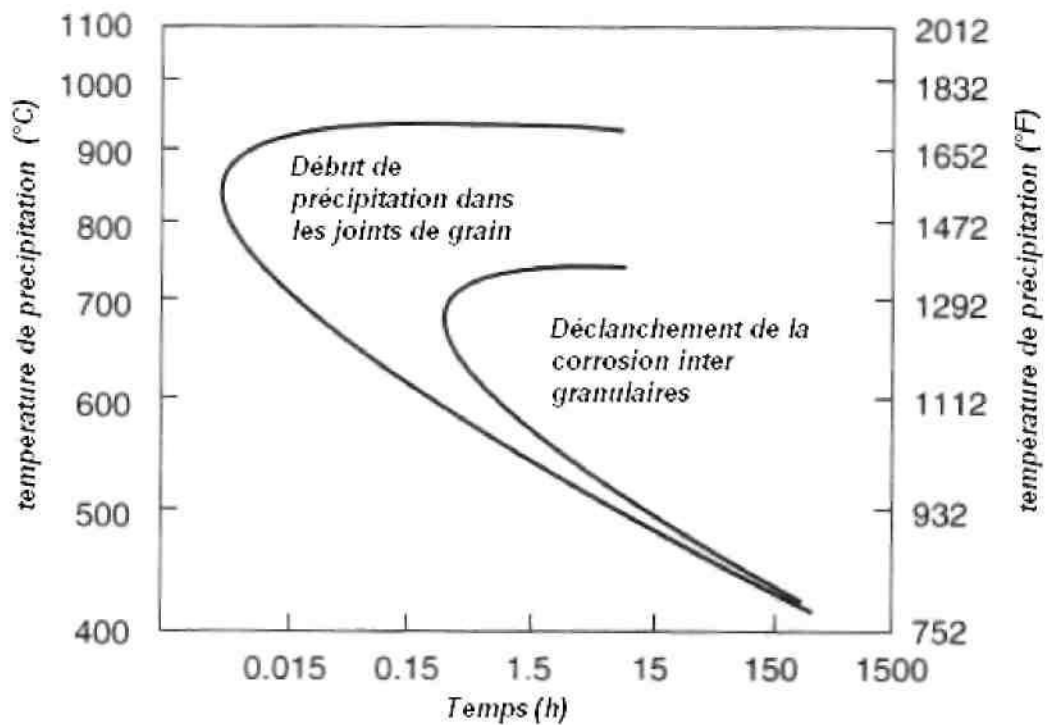


Figure II.9 : Précipitation des carbures  $M_{23}C_6$  dans le 304 à 0.05% C

Un traitement post soudage plus élevé peut être souhaitable dans certains cas pour une meilleure efficacité de détente des contraintes résiduelles ou pour modifier la microstructure de la zone soudée. Une précaution spéciale devrait être prise dans la gamme de température de 650 à 900° C (1200 au 1650 ° F), puisque les carbures  $M_{23}C_6$  et la phase sigma se forment rapidement dans cette zone.

Un traitement thermique à une température de l'ordre de 950 à 1100° C (1740 au ° 2010 F) détendra complètement les contraintes résiduelles et aura également comme conséquence la modification de la microstructure de la zone soudée sans former des carbures ou la phase de sigma. Un chauffage à une température au dessus de 950 ° C suivie par un refroidissement rapide éliminera tous les carbures dans la microstructure originale. Un chauffage aux températures proches de 1100 ° C dissoudra une partie ou tout la" ferrite, tous dépend du : temps de chauffage, la composition des métaux à souder, et le contenu de ferrite de la zone fondu. Si ce traitement thermique extrême est employé, un refroidissement rapide à la température ambiante par trempe à l'eau est généralement exigé puisque la précipitation de carbure peut se produire pendant le refroidissement lent.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

### II.2.9 -Les températures intermédiaires de fragilisation :

Les métaux de bases ainsi que la zone fondu des aciers inoxydables austénitiques sont susceptibles à la fragilisation par formation de la phase de sigma. Cette phase riche en Cr, est dure et fragile, et si elle se présente en grande fraction volumique, elle peut réduire la dureté et la ductilité (Figure II.5) [9]. Dans une microstructure entièrement austénitique, la précipitation de la phase sigma est relativement lente et elle nécessite normalement des périodes prolongées (des centaines aux milliers d'heures) à température élevée. Elle peut se former en service ou pendant le traitement thermique de post soudage. Sa gamme de formation est 600 à 900° C, et elle se forme le plus rapidement dans les soudures d'aciers austénitiques - ferritiques à une température d'environ 750 ° C. En outre le Cr, les additions de Mo, Nb, Si, W, V, Ti et Zr favorisent la formation de phase de sigma, tandis que C et N ralentissent sa croissance. La présence de la ferrite dans la microstructure, accélère significativement la formation de phase de sigma.

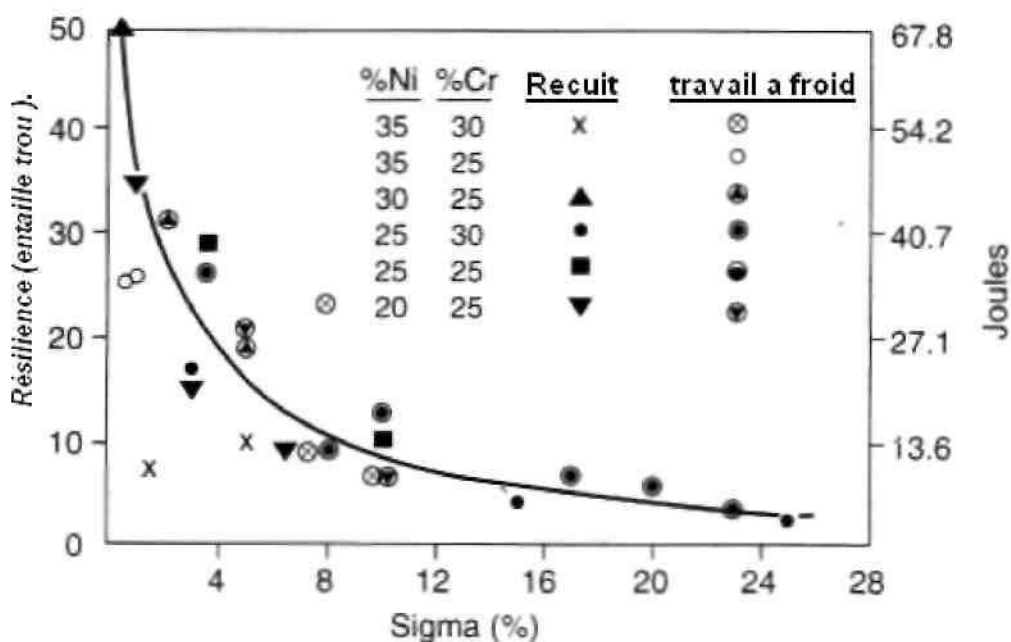


Figure: II.5 L'effet de la phase sigma à la température ambiante sur la résilience des alliages Fe-Cr-Ni

Puisque les aciers inoxydables ferritiques est plus riche en Cr que les austénitiques, la présence du ferrite accélère considérablement la formation de phase de sigma, en conséquence, les métaux soudés contenant de la ferrite résiduelle sont les plus susceptibles à la fragilisation. L'utilisation des métaux d'apport entièrement austénitiques ou à bas % de ferrite en soudage est la plus efficace. Les études menées ont prouvé que le vieillissement des métaux soudés du type 308 dans la gamme de température de 650 à 750° C résulte d'une dissolution de la phase ferritique,

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

menant au commencement à la formation de carbures riches en Cr  $M_{23}C_6$ , et finalement à la germination de phase de sigma. Une fois que la germination se produit, la croissance de phase de sigma dérive rapidement. Dans l'acier type 308 soudé contenant la ferrite, la phase de sigma peut se former en moins de 100 heures dans la gamme de température 650° à 750°C.

Les études faites par Alexander et Al ont traité le phénomène de fragilisation à la température de 475° C des métaux de soudés de type 308 contenant de la ferrite (FN 11).

Puisque la ferrite dans les aciers inoxydables austénitiques soudés est essentiellement une ferrite inoxydable (25 à de 30% Cr, 4 à 5 % pds de Ni) incorporé dans une matrice austénitique il n'est pas étonnant qu'on observe une fragilisation par formation de la ferrite alpha prime. Ils ont constaté que le vieillissant dans la gamme 475 à 550 ° C nécessite jusqu'à 5000 heures pour réduire de manière significative la dureté.

A la température de 475°C, le diminution de la dureté a été associé à la formation de la phases alpha prime et de la phase gamma. Cependant, la température de 550°C a été associé à la formation des carbures et des phases sigma. Pour tous ces cas, la fragilisation se fait par l'enrichissement de la ferrite en chrome.

### II.2.10 -Fissuration lors de la solidification de la soudure :

Les fissurations lors de la solidification de la soudure peuvent être un grand problème pour les aciers inoxydables austénitiques. La susceptibilité à la fissuration est principalement une fonction de compositions chimiques des alliages. Les métaux soudés qui se solidifient en mode de A sont complètement austénitiques (ne contiennent pas de ferrite) tendent à être les plus susceptibles. Ceux qui se solidifient en mode FA tendent à être très résistants aux défauts de solidification. Les niveaux élevés d'impureté, en particulier le soufre et le phosphore, tendent à augmenter la susceptibilité des alliages qui solidifient en mode de A ou AF. Sur la figure II.6, on illustre deux cas de dégradation de la soudure se solidifiant en mode A et AF.

Les conditions et la forme de soudure influencent également la susceptibilité de la dégradation de soudure, en particulier quand la solidification se produit en tant qu'austénite primaire (A ou les AF). Les états de soudure qui imposent les niveaux élevés de la contrainte au métal de solidification de soudure tendent à augmenter la susceptibilité fendante. Les chaleurs élevées et les grandes vitesses de soudage dans les formes concaves qui favorisent les bains de fusion très liquide sont les plus problématiques. La forme concave et les cratères aux arrêts de soudure favorisent également les défauts de solidification.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

Les défauts de solidification de soudure sont une fonction directe de composition, comme montré par la représentation schématique de la susceptibilité à la fissuration par rapport  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  sur la figure II.6. Notons que les compositions qui ont comme mode solidification l'austénite primaire (A et AF) sont les plus susceptibles AU CRACKAGE

Alors que le mode FA offre la plus grande résistance à la fissuration lors de la solidification, le mode F est plus susceptible que le FA mais meilleur que A et AF. Ainsi, les compositions peuvent être employés très efficacement pour prévoir **les fissures lors** de la solidification de soudure, la solidification en tant que ferrite primaire en mode de FA assure une résistance supérieure par rapport à celle des alliages qui se solidifient comme austénite. La raison principale de cette résistance supérieure est la présence d'une mixture biphasée d'austénite et de ferrite le long de sous joints de grains à la fin de la solidification et la présence des frontières curvilignes et tortueuses (non droite et lisse) le long ou les fissures doivent propager.

Le contenu en ferrite du métal soudé à la température ambiante peut être employé pour approcher le comportement de solidification. Si le NF est 0, l'alliage est présumé comme solidifier en mode de A. Entre FN 0 et 3, la solidification s'est probablement produite en AF. Au-dessus de 3 NF, et inférieure à 20 NF, la solidification est le plus probable en mode FA. La dernière gamme s'est avérée extrêmement résistante à la fissuration lors de la solidification de soudure [10].

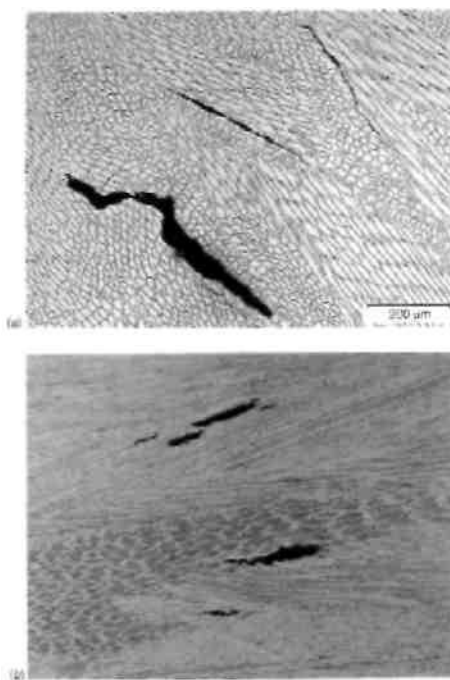


Figure II.11 Fissuration a chaud dans la soudure

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

Cependant, dans le diagramme WRC-1992 (Figure II.12) que la frontière qui sépare la solidification AF de FA n'est parallèle à aucune ligne iso-ferritique. Des alliages en compositions faibles telles que le métal d'apport AWS A5.4 16-8-2 (16% Cr, 8% Ni, 2% Mo) sont prévues par le diagramme pour être solidifier en tant que ferrite primaire même à moins de 2 NF.

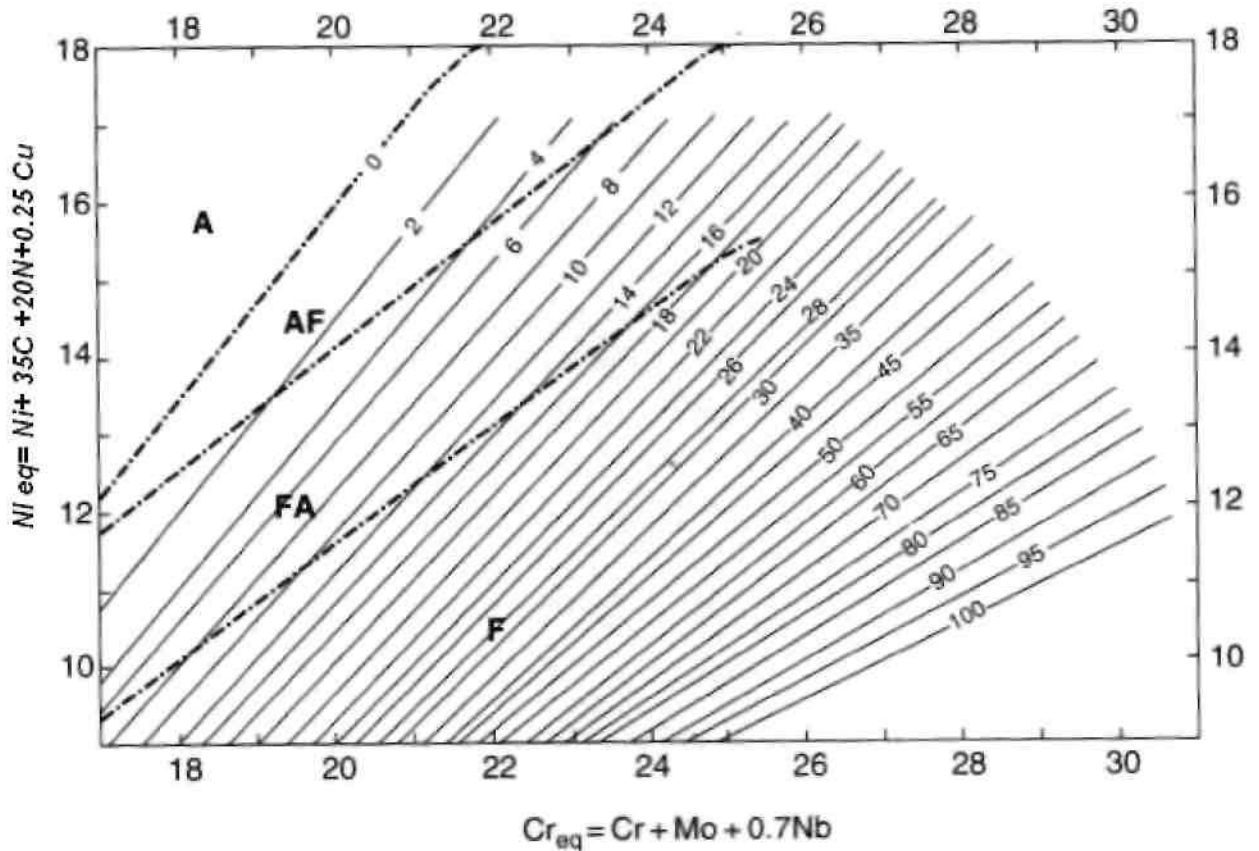


Figure II.12 : diagramme WRC 1992

Ces alliages sont connus pour avoir une résistance élevée à la fissuration lors de la solidification. Réciproquement, les alliages riches tels que 317LM et 209 peuvent solidifier en tant qu'austénite primaire à 5 FN ou plus et ils sont sensibles à la fissuration lors de la solidification à 3 ou 4 FN, ou même plus haut.

## Chapitre II : Soudage des aciers austénitiques

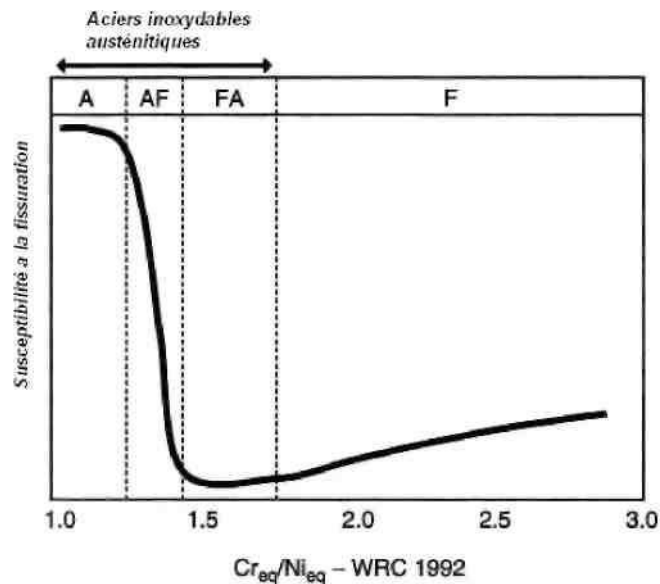


Figure II.8 : la susceptibilité à la fissuration lors du soudage en fonction de la composition.

### II.2.11- Soudabilité des aciers austénitiques :

Bien que les alliages austénitiques soient généralement considérés comme bien soudables ils sont sujets à un certain nombre de problèmes de soudabilité si certaines précautions appropriées ne sont pas prises. Les défauts de solidification de la zone fondue peuvent se produire en fonction de la composition du métal de base, le métal d'apport et le taux d'impuretés, en particulier S et P. la dégradation de l'état solide, y compris la chute de la ductilité, le réchauffage (détente), et la contamination par Cu, sont des problèmes rencontrés dans ces alliages.

En dépit de la bonne résistance à la corrosion générale des aciers inoxydables austénitiques, ils peuvent être sujet à des formes de corrosion localisées aux joints de grain dans le ZAT ou aux contraintes se concentre dans et autour le codon de soudure. Puisque la plus parts des cordons de soudure contiennent la ferrite, la fragilisation a des températures intermédiaires due à la formation de phase sigma et des carbures peut également se produire. Comme avec les alliages ferritiques, la réaction de précipitation de phase de sigma est relativement lente et la fragilisation par sigma est habituellement un problème de service plutôt que de fabrication. Cependant, comme discuté précédemment, elle peut se produire pendant le traitement thermique post soudage des grandes structures ou sections épaisses, si le refroidissement est très lent.

## CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

### CHAPITRE III

#### PROCEDURE EXPERIMENTALE

Nous avons réalisé une soudure hétérogène entre l'acier inoxydable austénitique 304 L et l'acier au carbone API grade. Nous avons effectué une caractérisation structurale et mécanique. Dans ce qui suit, nous présentons les différentes opérations concernant le soudage, les méthodes de caractérisation mécanique et métallurgique des nuances étudiées et les traitements thermiques.

#### III.1- Identification des métaux de base :

Les produits de base étudiés sont des tubes sans soudures de 3'' (76.2 mm) de diamètre et de 5.49 mm d'épaisseur.

Les matériaux sont d'une part et d'autre l'acier au carbone API 5L Gr B et l'acier inoxydable austénitique ASME 312 TP 304L (ANSI 304L) ou (AFNOR Z2 CN 18 10)

#### III.1.1- Composition chimique :

Tableau. 1 : Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique A312 TP 304L.

Elément	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S	N
(Wt %)	0.024	0.87	1.56	9.68	19.24	0.035	0.032	0.14

Tableau. 2 : Composition chimique de l'acier ordinaire API 5L Gr B.

Elément	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	Cu
(Wt%)	0.27	0.36	1.15	0.21	0.14	0.11	0.038	0.056	0.16

#### III.1.2 - Propriétés mécaniques des métaux de base :

Les principales caractéristiques d'un acier inoxydable A312 TP 304L se résument comme suit dans le tableau 3.



## CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

**Tableau. 3 : Propriétés mécaniques des métaux de bases.**

Désignation	Limite élastique MPa	Résistance à la rupture MPa	Allongement à la rupture %
304L	282	524	42
API 5L Gr B	256	438	28

### III.2- Réalisation du soudage :

Le procédé de soudage utilisé pour la réalisation de la soudure des deux tubes est le TIG (GTAW), avec un métal d'apport de type (ER 309) selon AWS.

Le soudage est effectué en 3 passes, toutes par le procédé GTAW. Nous avons choisie le procédé GTAW pour toutes passes en raison de l'épaisseur relativement faible des deux métaux de base et la haute qualité que ce procédé offre. La procédure de soudage est présentée ci-après.

#### III.2.1- Composition chimique du métal d'apport AWS : ER 309:

**Tableau. 3 : Composition chimique du métal d'apport ER309.**

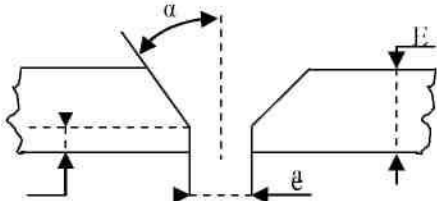
Elément	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	Cu	N
(Wt %)	0.06	0.4	1.9	12.5	3.29	23.5	0.02	0.002	0.10	0.10

#### III.2.2 - Paramètres de soudage :

La WPS (Welding Procedure Qualification) établie avec les ingénieurs de l'entreprise Nationale des Grands Travaux Pétroliers résume les paramètres et les conditions théoriques avec les quelles se déroule le soudage. Pour les fixer on a utiliser le code américain ASME section IX 2000 (American Society Of Mechanical Engineers )

**CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE**

**Tableau III.4 : spécification de la procédure de soudage**

GTP	<b>Welding Procedure Spécification</b>	Page 2/2																																							
<b>Title:</b> DISSIMILAR WELDING OF A312 TP 304 TO API 5L Gr B																																									
<b>Welding processes</b>  GTAW		<b>Joint preparation:</b>																																							
<b>Base Metal</b>		 <p>E: Thickness Joint design <b>v</b> angle: <math>\alpha = 37.5^\circ \pm 2.5</math> Root Face: <math>a = 1.6 \pm 0.8</math> Root Gap <math>e = 2.6 \pm 1.6</math> Backing material: N/A Forme: Dimensions</p>																																							
<table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th rowspan="2">Type</th> <th rowspan="2">grade</th> <th colspan="2"><math>\Phi</math> (")</th> <th colspan="2">Thickness (mm)</th> </tr> <tr> <th>Mini</th> <th>Maxi</th> <th>Mini</th> <th>Maxi</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>A312</td> <td>304L</td> <td>2</td> <td></td> <td>3.91</td> <td>16.37</td> </tr> <tr> <td>API 5L</td> <td>B</td> <td>2</td> <td>42</td> <td>3.91</td> <td>35</td> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>			Type	grade	$\Phi$ (")		Thickness (mm)		Mini	Maxi	Mini	Maxi	A312	304L	2		3.91	16.37	API 5L	B	2	42	3.91	35																	
Type	grade	$\Phi$ (")			Thickness (mm)																																				
		Mini	Maxi	Mini	Maxi																																				
A312	304L	2		3.91	16.37																																				
API 5L	B	2	42	3.91	35																																				
<b>Other: Equivalent steels</b> Piping fittings		<b>Preparation:</b> by cutting, bevelling and grinding remove all excess oxide rust paint and grease 25mm each side of preparation																																							
<b>Other: Fillet Weld Qualification</b> All thicknesses, all fillet size and diameters		<b>Gas:</b> Shielding gas (es) percent comp.: Ar 99.99Percentage Flow Rate (l/min): 10.0-20.0 Backing gas composition: Ar 99.99Percentage Flow Rate (l/min): 8.0-12.0																																							
<b>Filler metals :( AWS-ASTM/Class)</b>		<b>Other:</b> Backing gas to be maintained for min 2 layers																																							
<table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th>Layers</th> <th>Root</th> <th>Fill</th> <th>Cap</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Class</td> <td>ER309</td> <td>ER309</td> <td>ER309</td> </tr> <tr> <td>Diameter (mm)</td> <td>2.0-2.4</td> <td>2.0-2.4</td> <td>2.0-2.4</td> </tr> </tbody> </table>		Layers	Root	Fill	Cap	Class	ER309	ER309	ER309	Diameter (mm)	2.0-2.4	2.0-2.4	2.0-2.4	<b>Adjustment:</b>  Method of adjustment: By external clamp or tack weld  Duration of adjustment: Until the end of the root pass.																											
Layers	Root	Fill	Cap																																						
Class	ER309	ER309	ER309																																						
Diameter (mm)	2.0-2.4	2.0-2.4	2.0-2.4																																						
<b>Flux: AWS Class</b> N/A																																									
<b>Other:</b>																																									

**CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE**

GTP	<b>Welding Procedure Specification</b>	Page 2/2
-----	--	----------

<p><b><u>Welding position:</u></b></p> <table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse; margin-bottom: 10px;"> <tr> <td>Passes</td> <td>Root</td> <td>Fill</td> <td>Cap</td> </tr> <tr> <td>ASME Position</td> <td>All</td> <td>All</td> <td>All</td> </tr> <tr> <td>Rotation or fix</td> <td>Fix</td> <td>Fix</td> <td>Fix</td> </tr> <tr> <td>Welding process</td> <td>Up Hill</td> <td>up Hill</td> <td>up Hill</td> </tr> </table> <p>Rotation direction:</p> <p><b>Other:</b></p>	Passes	Root	Fill	Cap	ASME Position	All	All	All	Rotation or fix	Fix	Fix	Fix	Welding process	Up Hill	up Hill	up Hill	<p><b><u>Preheat:</u></b></p> <table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse; margin-bottom: 10px;"> <tr> <th rowspan="2">Base Metal</th> <th colspan="2">Wall thickness</th> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">/</td> <td></td> </tr> <tr><td> </td><td> </td><td> </td></tr> <tr><td> </td><td> </td><td> </td></tr> <tr><td> </td><td> </td><td> </td></tr> <tr><td> </td><td> </td><td> </td></tr> <tr><td> </td><td> </td><td> </td></tr> </table> <p>Method:</p> <p>Control other:</p>	Base Metal	Wall thickness		/																								
Passes	Root	Fill	Cap																																										
ASME Position	All	All	All																																										
Rotation or fix	Fix	Fix	Fix																																										
Welding process	Up Hill	up Hill	up Hill																																										
Base Metal	Wall thickness																																												
	/																																												
<p><b><u>Electrical characteristics &amp; Technique</u></b></p> <table border="1" style="width:100%; border-collapse: collapse; margin-bottom: 10px;"> <tr> <td>Passes</td> <td>Root</td> <td>Fill</td> <td>Cap</td> </tr> <tr> <td>Welding Processes</td> <td>GTAW</td> <td>GTAW</td> <td>GTAW</td> </tr> <tr> <td>Welding Position</td> <td>All</td> <td>All</td> <td>All</td> </tr> <tr> <td>Current and polarity</td> <td>DC (-)</td> <td>DC (-)</td> <td>DC (-)</td> </tr> <tr> <td>Filer metal</td> <td>ER309</td> <td>ER309</td> <td>ER309</td> </tr> <tr> <td>Φ Electrode (mm)</td> <td>Tungsten 2</td> <td>tungsten 2</td> <td>tungsten 2</td> </tr> <tr> <td>Φ Rod (mm)</td> <td>2.0-2.4</td> <td>3.25</td> <td>3.25</td> </tr> <tr> <td>Amperage range (A)</td> <td>100-135</td> <td>120-140</td> <td>120-140</td> </tr> <tr> <td>Volt range (V)</td> <td>11-25</td> <td>11-25</td> <td>11-25</td> </tr> <tr> <td>Gas</td> <td>Ar 99.9%</td> <td>Ar 99.9%</td> <td>Ar 99.9%</td> </tr> <tr> <td>Flow Rate (L./min)</td> <td>10-20</td> <td>10-20</td> <td>10-20</td> </tr> </table> <p>The number of passes in filling and cap depends on the thickness to be welded.</p> <p><b>Other</b></p>		Passes	Root	Fill	Cap	Welding Processes	GTAW	GTAW	GTAW	Welding Position	All	All	All	Current and polarity	DC (-)	DC (-)	DC (-)	Filer metal	ER309	ER309	ER309	Φ Electrode (mm)	Tungsten 2	tungsten 2	tungsten 2	Φ Rod (mm)	2.0-2.4	3.25	3.25	Amperage range (A)	100-135	120-140	120-140	Volt range (V)	11-25	11-25	11-25	Gas	Ar 99.9%	Ar 99.9%	Ar 99.9%	Flow Rate (L./min)	10-20	10-20	10-20
Passes	Root	Fill	Cap																																										
Welding Processes	GTAW	GTAW	GTAW																																										
Welding Position	All	All	All																																										
Current and polarity	DC (-)	DC (-)	DC (-)																																										
Filer metal	ER309	ER309	ER309																																										
Φ Electrode (mm)	Tungsten 2	tungsten 2	tungsten 2																																										
Φ Rod (mm)	2.0-2.4	3.25	3.25																																										
Amperage range (A)	100-135	120-140	120-140																																										
Volt range (V)	11-25	11-25	11-25																																										
Gas	Ar 99.9%	Ar 99.9%	Ar 99.9%																																										
Flow Rate (L./min)	10-20	10-20	10-20																																										
<p><b><u>Interpasses temperature</u></b></p> <p>Between the root and the second passes Temperature:</p> <p>Between other passes: Temperature:</p> <p><b>Other</b></p>	<p><b><u>Postweld heat treatment</u></b></p> <p>Heating rate: Holding temperature/time: Duration: Cooling rate: Cooling temperature Controlled until: Material:</p> <p><b>Other</b></p>																																												

## CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

### III.2.3 - Description du procédé de soudage :

Le procédé TIG est généralement utilisé pour le soudage de tube et tôle de faible épaisseur (environ 7 mm max.) et le soudage à la racine (1<sup>ère</sup> passe) pour les matériaux de forte épaisseur, les autres passes sont réalisés avec des procédés assurant un taux de dépôt plus élevé comme le soudage à l'arc manuel, le soudage à l'arc sous protection gazeuse (MIG-MAG), le soudage à l'arc sous protection sous flux solide (SAW).

Le procédé TIG permet un meilleur contrôle de paramètres, le soudeur maîtrise la forme du bain de fusion ; il peut aussi agir sur le type de courant, la polarité, la fréquence, l'amplitude et la forme de l'impulsion, ce qui commande :

- le rapport profondeur sur la largeur du cordon
- facilité d'assurer une pénétration sur les chanfreins
- la réduction de la largeur de la zone affectée
- l'agitation du bain de fusion

Le procédé TIG assure une bonne qualité de la soudure avec des propriétés mécaniques les plus proches possible de celles du métal de base.

Durant le soudage TIG, peu de laitier peut se former ce qui réduit la naissance des crevasses qui sont les sites d'encrage de la corrosion. Toutefois, il est impossible d'éliminer les étapes où le soudeur s'arrête pour se repositionner et reprend le soudage, à ces niveaux de soudure il y a eu une extension du cycle thermique et ces endroits deviennent les plus fragiles et les plus exposés à la corrosion

## CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

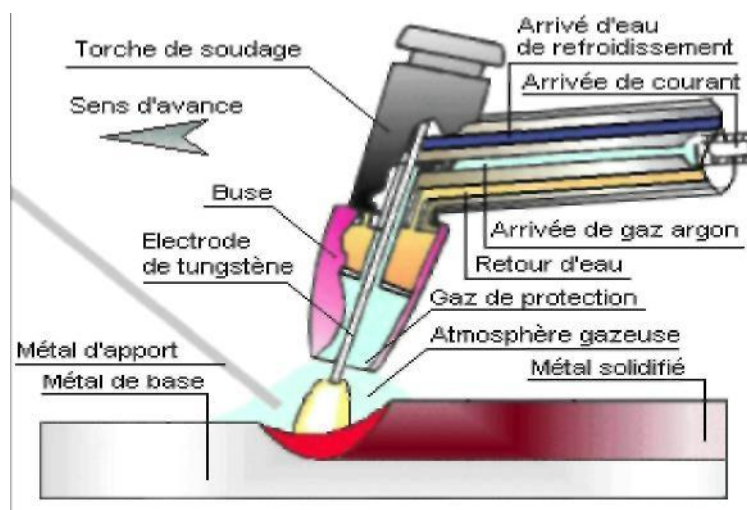
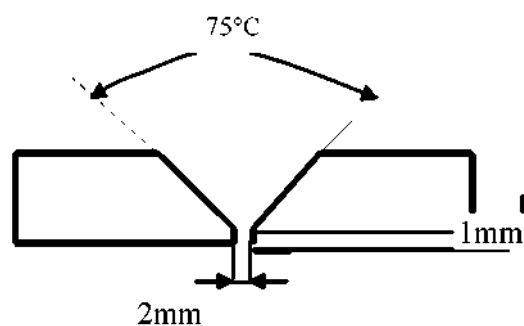


Figure. III.1: Principe du soudage à l'arc électrique avec électrode non fusible TIG.

### III.2.4- Opération de soudage

#### 1- Préparation des joints

- *Chanfreinage des bords à souder* : La forme et les dimensions du chanfrein dépendent principalement de l'épaisseur de la pièce à souder, dans notre cas, il s'agit des tubes de 5.49 mm d'épaisseur. Pour souder de telles éprouvettes nous avons choisi un chanfrein en V dont les dimensions sont montrées sur la figure ci dessous.



## CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

### 2- Exécution du soudage

- Nettoyage des bords pour éliminer les graisses et les huiles qui pourraient être déposées suite aux différentes opérations d'usinage.
- Fixation des bords à souder par la réalisation de points de soudure sur un support métallique fixe
- Soudage selon les paramètres de la spécification

### III.3- Techniques de caractérisation des matériaux

#### III.3 . 1 - Caractérisation mécanique

Les essais mécaniques réalisés pour caractériser les soudures sont l'essai de traction, l'essai de résilience et l'essai de dureté.

1- Essais de traction Ces essais ont été réalisés au sein du GTP, avec une machine INSTRON d'essais hydraulique de 600 kN de capacité est commandé par ordinateur. Les essais sont faits avec une vitesse de déformation constante. L'usinage et le coupage des pièces ont été effectués à l'entreprise SNVI de Rouïba Les principales caractéristiques mesurées à partir de cet essais sont : la limite d'élasticité, la résistance à la traction et l'allongement.

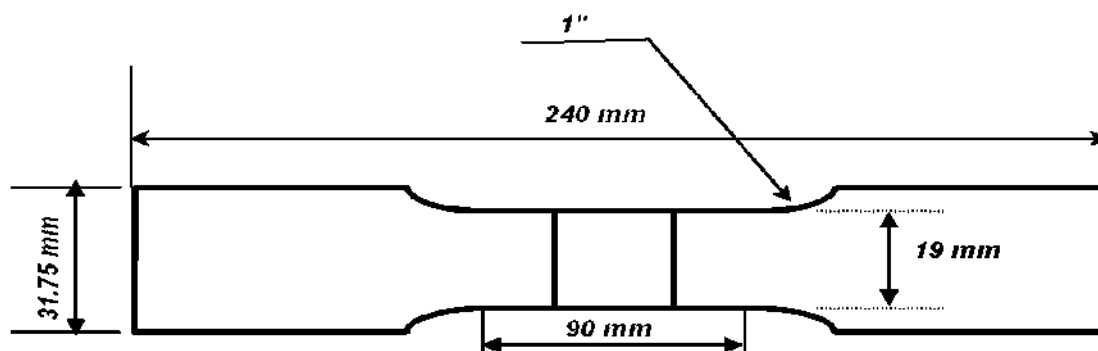
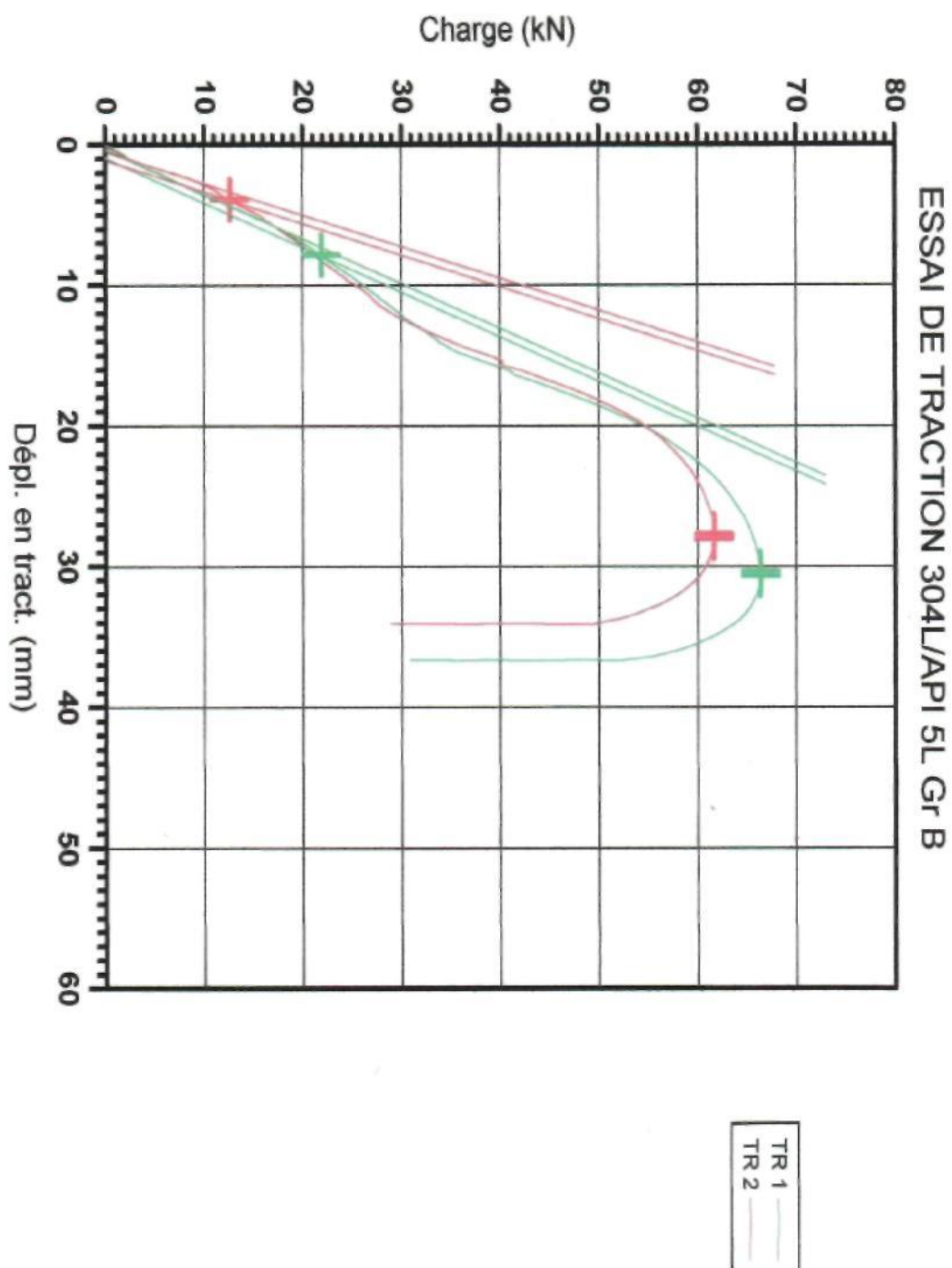


Figure: Dimensions de l'éprouvette de traction selon ASME.

### CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

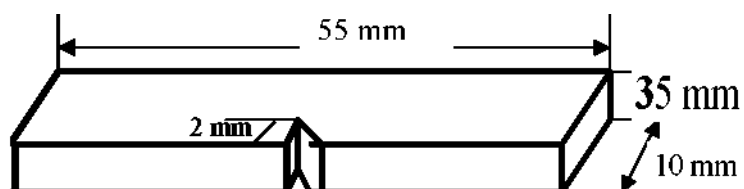
	Larg (mm)	epai (mm)	Section (mm <sup>2</sup> )	Fe (N)	Re (MPa)	Fm (N)	Rm (MPa)
1	21.21	5.05	107.11	21923.987	204.69	66364.17	619.59
2	21.67	4.86	105.32	12669.861	120.30	61678.62	585.65
C.V.	1.52	2.71	1.19	37.831	36.72	5.18	3.98



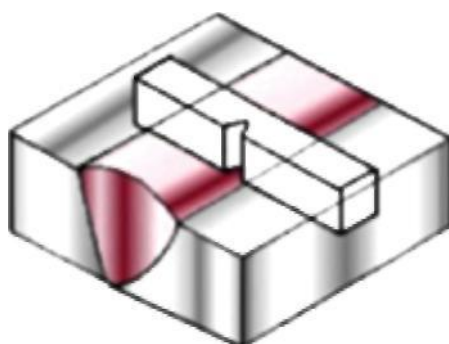
### CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

#### 2- Essais de résilience Charpy

Ces essais ont été réalisés au laboratoire d'essais de GTP Réghaia, avec un marteau pendule classique. On a réalisé des éprouvettes normalisées, selon ASME section IX, avec des entailles, avec 55x10x5 mm de dimensions. L'usinage des entailles se fait aux niveaux de la zone fondue, comme le montre cette figure. Les entailles usinées dans les éprouvettes sont des entailles en V de 45° d'ouverture et de 2mm de profondeur.



(a)



(b)

Figure: a. schéma de l'éprouvette de résilience. b. zones de prélèvement d'éprouvettes.



## CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

### 3- Essai de dureté

Les mesures de dureté sont faites sur un duromètre au laboratoire de contrôle de GTP. Les mesures de duretés sont prise sur les trois passe de soudage suivant le profile montré par la figure. L'exécution des mesures sur chaque profil commence du centre du cordon (centre de la zone fondue) en allant vers la ZAT puis le métal de base. Les profils ont été réalisés avec un pas de 0.5mm.

Comme il s'agit de la dureté Vickers, le pénétrateur est en forme de pyramide droite à base carrée, la valeur de la dureté consiste à mesurer les 2 diagonales de l'emprunte reliés à la charge appliquée par cette relation :

$$HV = F/D^2$$

Toutefois, le duromètre dont nous disposons affiche directement la valeur de la dureté après la lecture des deux diagonales

### III.3.2 - Caractérisation métallographique

#### 1 - Microscope optique

La microscopie optique nous permet, après une préparation adéquate, l'observation de la structure métallurgique du matériau. La surface de l'échantillon examiné au microscope doit subir, au préalable, plusieurs opérations de préparation. Le prélèvement doit se faire de manière à éviter toute déformation pouvant provoquer un écrouissage du matériau. Les différents échantillons polis aux différents papiers abrasifs du 180 au 1000. La dernière étape du polissage, la finition s'est faite sur du papier feutre avec et en utilisant l'alumine comme lubrifiant. Ces échantillons sont par la suite soigneusement nettoyés en rinçant les échantillons après chaque opération de polissage. Deux solutions d'attaques chimiques métallographiques ont été utilisées dans le but de révéler les phases existantes dans les aciers inoxydables austénitiques et l'acier au carbone.

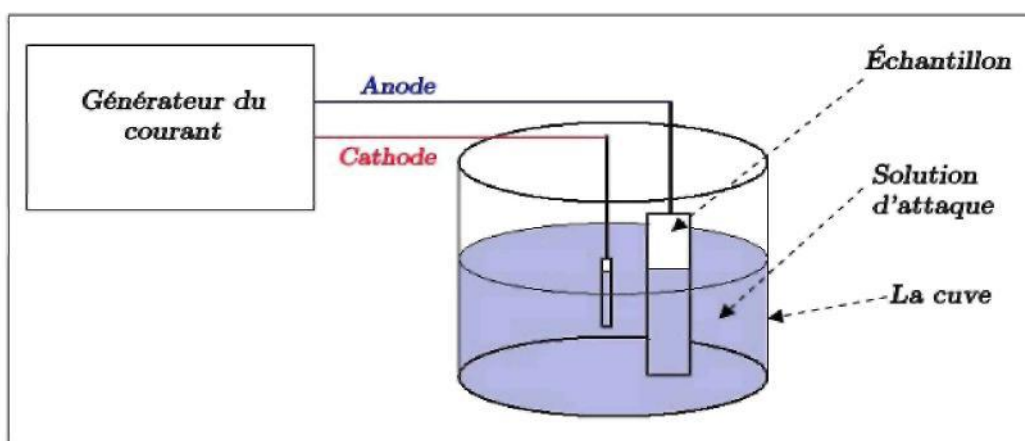
### CHAPITRE III : PROCEDURE EXPERIMENTALE

- Une solution de **Nital 4%**
- Une solution électrolytique, **acide oxalique à 10%**, nécessitant la présence d'un potentiel électrique permettant la dissolution et la coloration inégale des composées et des phases présentes dans l'alliage.

Le tableau (2.4) présente les réactifs utilisés pour réaliser les deux solutions d'attaque.

Tableau. 3.4 : Réactifs d'attaques chimiques.

Type de solution		Compositions et paramètres
chimique	Nital 4 %	4 % HNO <sub>3</sub> 96 % Ethanol 5s
Electrolytique	Acide oxalique	Concentration à 10 % 5 V, 30mn



# Chapitre IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX

## CHAPITRE IV

### RESULTATS EXPERIMENTAUX

Après avoir réalisé la soudure nous avons procédé aux contrôles non destructifs pour vérifier sa qualité. Les résultats par radiographie montrent qu'elle est exempte de défauts.

#### IV.1- Structure des aciers de base :

##### IV.1.1- l'acier inoxydable austénitique :

L'attaque électrochimique avec la solution d'acide oxalique a permis de mettre en évidence la structure de l'acier (figure IV.1 ).



Figure IV.1- Structure de l'acier 304 L

La structure présente des grains austénitiques de différentes tailles. Nous notons la présence de macles thermiques et le grossissement exagéré de grains qui traduit une coalescence par surchauffe.

# Chapitre IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX

## IV.1.2- l'acier API

La structure de l'acier API est de type ferrito-perlitique. La proportion de la ferrite est importante à cause du taux faible du carbone. L'attaque permet de bien distinguer les grains de ferrite (Figure IV.2)

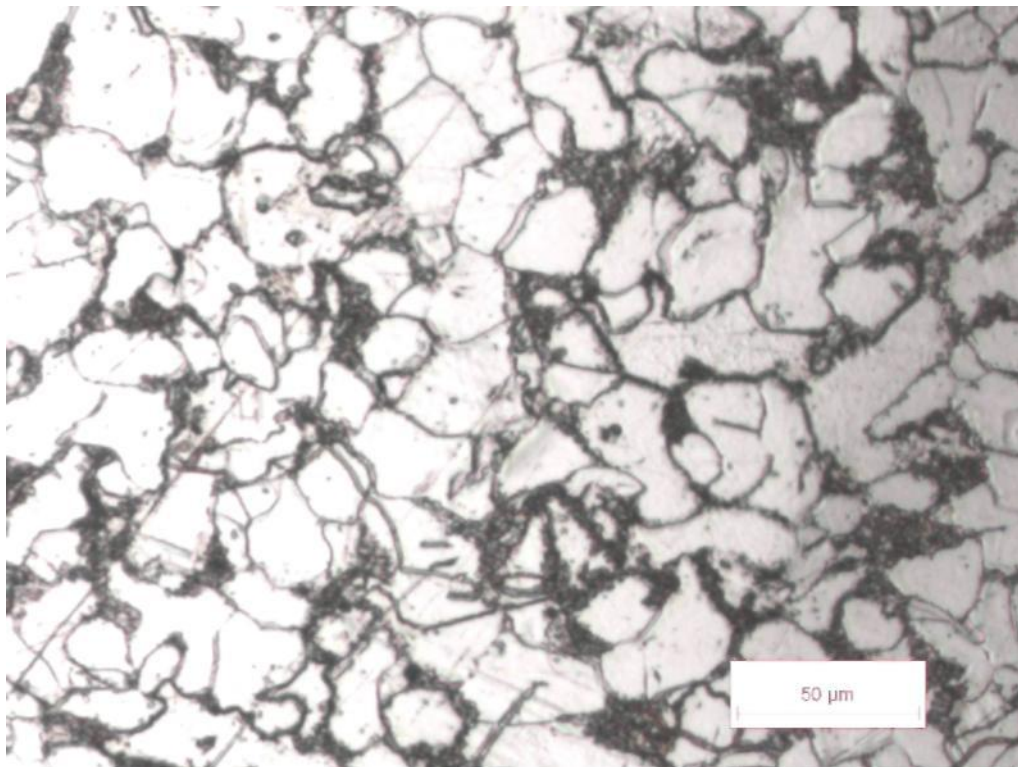


Figure IV.2- Structure de l'acier API

## V.2 - Structure de la soudure :

Pour mettre en évidence la structure de la soudure nous avons réalisé deux attaques pour mettre en évidence les zones affectées des deux cotés de la zone fondue.

- une attaque au nital pour la ZAT de l'acier API
- une attaque a l'acide oxalique pour la ZAT de l'acier 304L

## Chapitre IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX

### V.2.1 – Structure de la zone fondue :

La zone fondue réalisée avec un métal d'apport en acier inoxydable austénitique de type 309 présente une structure austéno-ferritique dendritique. L'austénite en clair et la ferrite en sombre. C'est une structure brute de solidification.

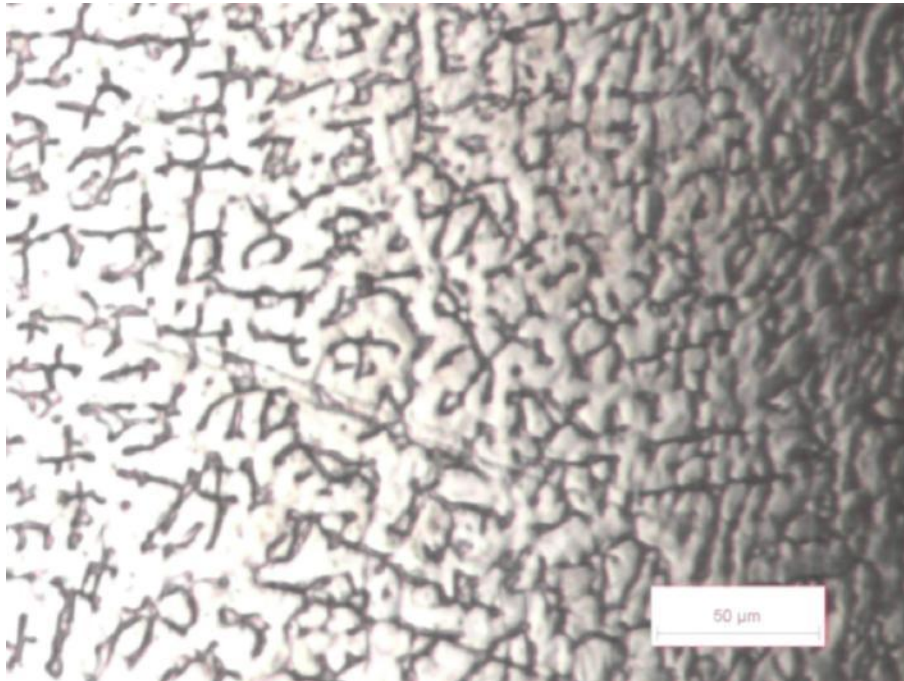


Figure IV.3- Structure de la zone fondue

### V.2.2 – Structure de la ZAT 1 :

Dans la ZAT 1 coté acier 304L, la structure est celle de l'acier 304L, la structure est constituée de grains d'austénite. De forme polyédrique. On constate un grossissement exagéré du grain dans la région proche de la zone de liaison (Figure IV.4)

## Chapitre IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX

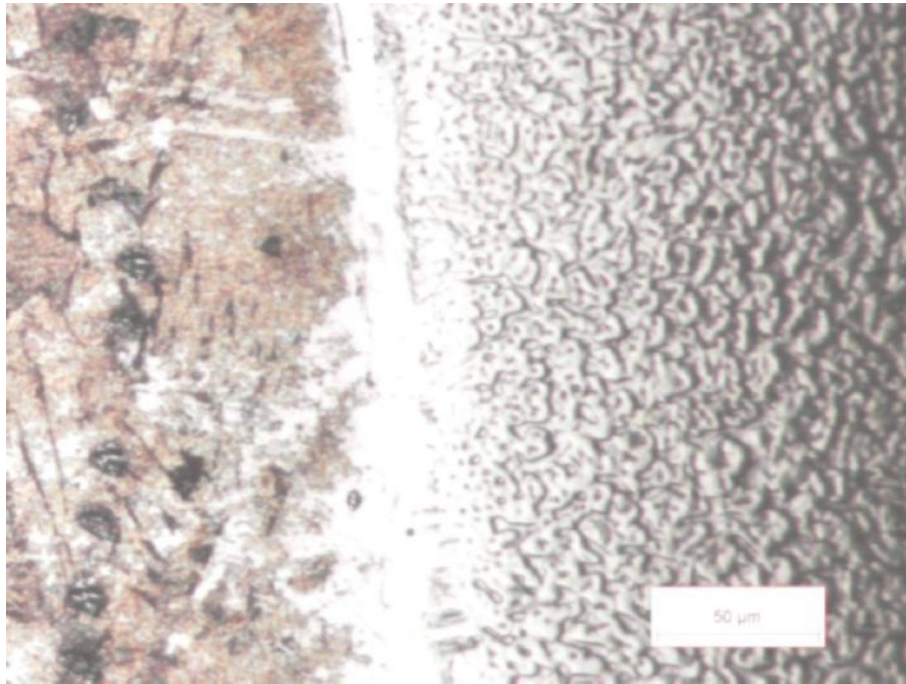


Figure IV.4- Structure de la soudure  
Zone de liaison et les deux ZAT

### V.2.3 – Structure de la ZAT 2 :

Dans la ZAT de l'acier API une forte précipitation d'un mélange aciculaire de martensite. La ZAT a subit un chauffage a une température élevée dans le domaine austénitique et une trempe. La structure de la ZAT2 a subit une modification. Elle ressemble à une structure martensitique. (Figure IV.5)

## Chapitre IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX

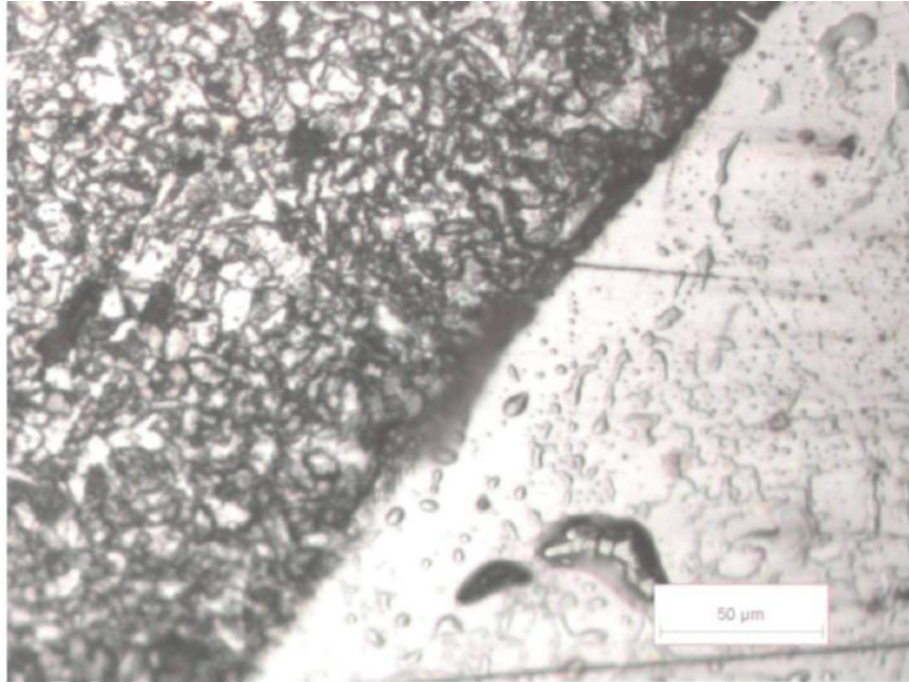


Figure IV.5- Structure de la soudure  
Zone de liaison et les deux ZAT

### V.3 Caractérisation mécanique de la soudure :

Les caractéristiques mécaniques de la soudure sont présentées dans le tableau IV.1

Tableau IV.1 : Caractéristiques mécaniques de la soudure étudiée

Caractéristique	Rm MPa	Re0.02 MPa	A %	K <sub>CU</sub> J	Dureté HV
Valeur	605.47	204.66	32	84.63	286

### V.4 - Répartition de la dureté dans la soudure :

Les mesures prises dans différentes positions dans les 5 zones sont présentées dans le tableau IV.2 et les figures IV.6:

Les résultats montrent que la première passe présente la plus grande dureté la troisième passe la plus faible. Le centre de la zone fondue présente le maximum de la dureté

## Chapitre IV : RESULTATS EXPERIMENTAUX

Tableau IV.2 : Répartition de la dureté dans la soudure

MB 1	ZAT 1	ZF			ZAT 2	MB 2
132	152	155	165	156	135	140
135	155	167	190	165	149	145
136	164	197	243	198	158	158

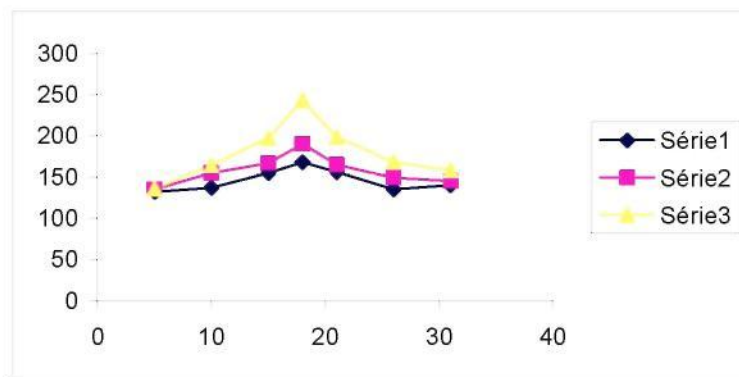


Figure IV.5 : Distribution de la dureté dans la soudure



# Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

## CHAPITRE V

### COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

L'étude du comportement mécanique des matériaux a pour but de connaître leur réponse à une sollicitation donnée. Les variables mises en jeu dans ce domaine sont :

- le tenseur des contraintes,
- le tenseur des déformations.

La détermination des champs de contraintes ou de déplacement dans une structure est difficile parce que les équations générales de conservation de la masse, de la quantité de mouvement, de l'énergie ne suffisent pas à les résoudre. C'est le problème dit de fermeture de la mécanique des milieux continus. Les équations manquantes sont appelées lois de comportement [11, 12,13].

Il n'y a pas de loi de comportement unique et intrinsèque; on trouve une panoplie de lois qui pourront être alternativement pertinentes pour le matériau étudié selon les conditions de sollicitation et les échelles de temps et d'espaces considérées [12]. On peut distinguer trois grandes classes de comportement.

- *L'élasticité* : le matériau regagne ses propriétés mécaniques après dissipation de la charge.

*La plasticité* se manifeste par l'apparition des déformations irréversibles permanentes même après dissipation des charges.

- *La viscosité* se caractérise par une sensibilité de la réponse à une sollicitation donnée à la vitesse de cette sollicitation. La combinaison de ces comportements simples peut nous aider pour résoudre des systèmes plus compliqués, à savoir : viscoélastique, élastoplastique, élastoviscoplastique....etc.

# Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

## V.1 Rappel ET définitions

### V.1.1 Les contraintes

#### Définitions

Considérons un solide soumis à des forces extérieures

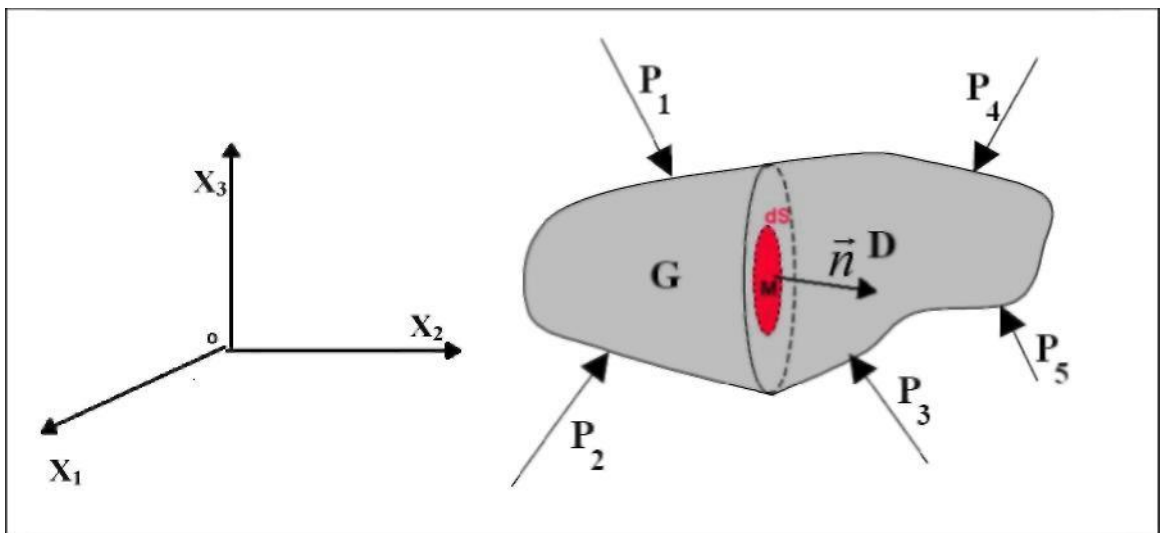


Figure V-1 : Solide soumis à des forces extérieures.

Soit  $M$  un point du solide ( $S$ ),  $dS$  la surface élémentaire contenant  $M$ . Appelons  $G$  et  $D$  les parties du solide situées de part et d'autre de  $dS$ . Soit  $n$  le vecteur normale extérieure de la facette de la partie  $G$ .

$M$  étant en équilibre, il faut remplacer l'action de la partie  $D$  sur  $G$ . soit  $dF$  l'action élémentaire de  $D$  sur  $M$ .

On appelle vecteur de contraintes  $T$  :

$$\vec{T} = \frac{d\vec{F}}{dS}$$

III.1

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

Cette grandeur a les dimensions d'une pression. On peut projeter  $\vec{T}$  sur net sur la facette

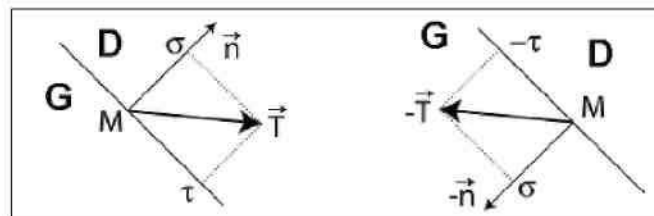


Figure V-2 : Vecteur contrainte, contrainte normale  $\sigma$  et cisaillement  $\tau$ .

On peut tirer la relation qui relie la contrainte normale par le vecteur de contrainte :

$$\sigma = \vec{T} \cdot \vec{n} \quad (\text{III.2})$$

La projection de  $T$  sur le plan de la facette est la contrainte tangentielle, parfois notée  $x$ , et appelée cisaillement.

On remarque que la contrainte normale exercée sur D est  $\sigma(M, -n)$  :

$$\sigma(M, -\vec{n}) = -\vec{T} \cdot (-\vec{n}) = \vec{T} \cdot \vec{n} = \sigma(M, \vec{n}) \quad (\text{III.3})$$

La contrainte normale créée par l'action de G sur D est donc la même que celle créé par l'action de D sur G.

- $G > 0$  on parle de contrainte de traction ou tension,
- $G < 0$  on parle de contrainte de compression.

Par contre, le signe de  $\tau$  n'a pas de signification intrinsèque.

Le vecteur contrainte ne définit pas l'état de contrainte au point M puisqu' il dépend de la facette choisie.

Choisissons, au point M, les trois facettes ayant pour normales extérieures  $X_1, X_2, X_3$ . Pour

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

chacune d'elles, le vecteur contrainte peut être décomposé en trois composantes.

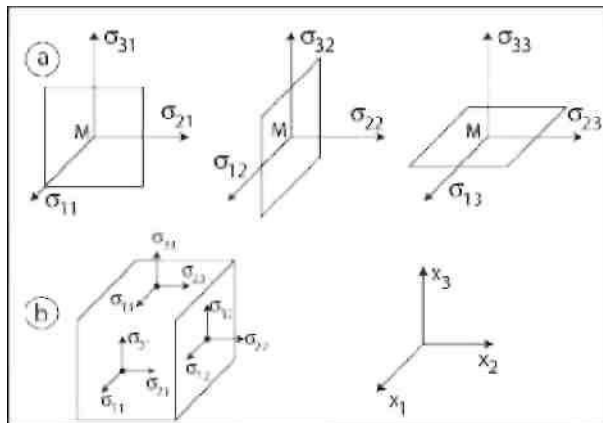


Figure V-3 : Composantes de la contrainte sur les trois facettes 1, 2, 3 au point M (souvent représenté comme dans la figure b). Exemple : La facette 1 est soumise au vecteur contrainte  $T_1(\sigma_{11}, \sigma_{21}, \sigma_{31})$ . Le premier indice repère la composante, le second définit la normale à la facette.

# Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

## Le tenseur de contrainte

On définit le tenseur de contrainte par le tableau des neuf composantes, que l'on peut représenter par une matrice carrée  $\sigma_{ij}$  dont les vecteurs colonnes sont  $\vec{T}_1, \vec{T}_2, \vec{T}_3$ :

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{III.4})$$

La connaissance de cette matrice permet de déterminer le vecteur contraint  $\vec{T}$  pour toute facette passant par M.

Les composantes  $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$  sont perpendiculaires aux facettes considérées. Ces composantes sont appelées contraintes de tension ou de compression suivant leur signes.

Les composantes  $\sigma_{13}, \sigma_{31}, \sigma_{21}, \sigma_{12}, \sigma_{31}, \sigma_{13}$  sont des contraintes de cisaillement.

Le tenseur de contrainte est symétrique, on aura donc :

$$\sigma_{13} = \sigma_{31}, \sigma_{21} = \sigma_{12}, \sigma_{31} = \sigma_{13}. \quad (\text{III.5})$$

## V.1.2 les déformations

La présence de contraintes produit une déformation. Cette déformation est décrite en termes de déplacements relatifs. Soient  $u_i$  les déplacements ; les déformations sont dérivées de ces déplacements par les relations :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (\text{III.6})$$

$$\pi_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (\text{III.7})$$

Les composantes de la déformation  $\varepsilon_{ij}$  forment un tenseur symétrique de rang deux. Elles prennent six valeurs distinctes :

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

$$\underline{\varepsilon}_y = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{III.8})$$

Telles que

$$\begin{cases} \varepsilon_{12} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) \\ \varepsilon_{13} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \right) \\ \varepsilon_{23} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_2}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_2} \right) \end{cases} \quad (\text{III.9})$$

$\varepsilon_{11}$  ;  $\varepsilon_{22}$  ;  $\varepsilon_{33}$  sont les déformations de dilatation axiale.  $\varepsilon_{12}$ ;  $\varepsilon_{13}$ ;  $\varepsilon_{23}$  sont les déformations angulaires.

$\Pi_{ij}$  représente le tenseur de rotation; ce tenseur est antisymétrique.

Ces expressions ne sont valables que pour les faibles déformations [16]. Dans le cas général le tenseur des déformations total  $\underline{H}$  s'écrit comme suit :

$$\underline{H} = \underline{\varepsilon}_y + \frac{1}{2} (\underline{\varepsilon}_y - \underline{\pi}_y)(\underline{\varepsilon}_y + \underline{\pi}_y) \quad (\text{III.10})$$

### V.1.3 Les équations d'équilibre

Les équations d'équilibre s'écrivent sous la forme suivante :

$$\text{div} \underline{\sigma} + \underline{\vec{f}} = \rho \underline{\vec{\gamma}} \quad (\text{III.11})$$

telle que :

$\rho$  : la masse volumique du matériaux,

$\underline{\vec{f}}$  : les forces volumiques.

Cette équation se simplifie dans le cas statique à :

$$\text{div} \underline{\sigma} + \underline{\vec{f}} = 0 \quad (\text{III.12})$$

On écrit la relation (III. 13) sous la forme suivante :

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{11}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{12}}{\partial x_2} + \frac{\partial \sigma_{13}}{\partial x_3} + f_1 = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{21}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{22}}{\partial x_2} + \frac{\partial \sigma_{23}}{\partial x_3} + f_2 = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{31}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{32}}{\partial x_2} + \frac{\partial \sigma_{33}}{\partial x_3} + f_3 = 0 \end{cases} \quad \text{(III.13)}$$

#### V.1.4 La courbe de traction

L'essai de traction permet d'avoir des résultats expérimentaux de l'allongement des matériaux étudiés en fonction de la charge appliquée. Les résultats de ce test sont représentés par une courbe qu'on appelle « courbe de traction ». On peut tracer après le test deux sortes de courbe de traction :

la courbe conventionnelle et la courbe rationnelle.

##### V.1.4.1 La courbe conventionnelle

Cette courbe dépend des résultats bruts de l'essai ; elle est tracée en fonction des valeurs nominales  $(\sigma_N, \epsilon_N)$  telles que :

$\sigma_N$  : la contrainte normale,

$$\epsilon_N = \frac{\Delta L}{L_0}$$

$\epsilon_N$  : la déformation longitudinale, tel que ;

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

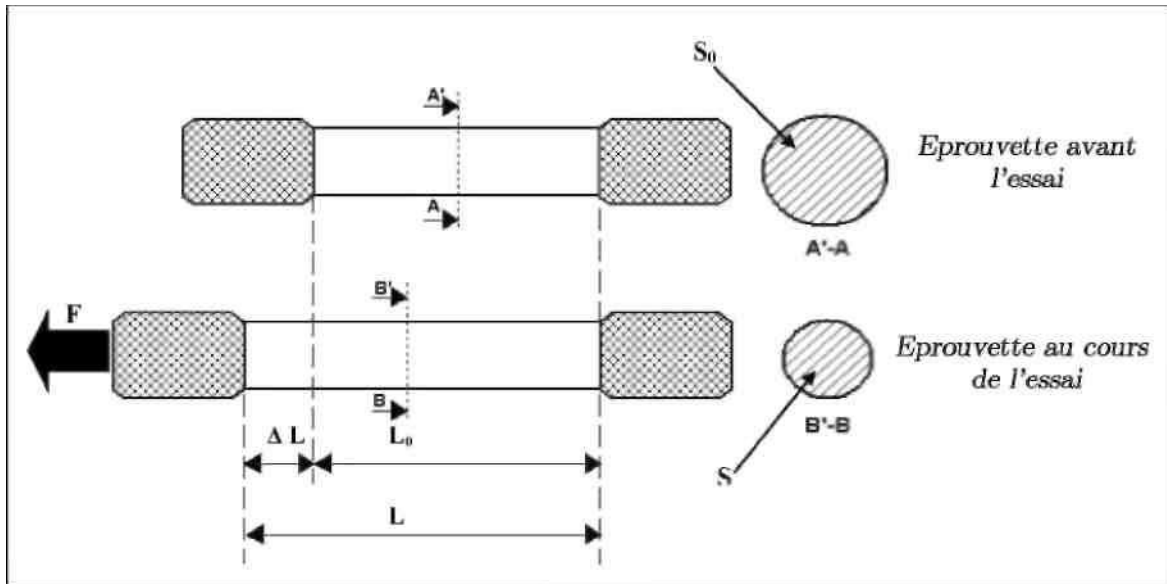


Figure V-4 : Variation de la longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction.

$L_0$  : la longueur utile initiale de l'éprouvette,

$L$  : longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction,

$\Delta L$  : l'allongement,

$F$  : la force de traction appliqué sur l'éprouvette,

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

$S$  : la section de l'éprouvette dans la zone utile pendant l'essai.

La courbe conventionnelle offre la facilité de mesurer quelque grandeur de base caractérisant le matériau étudié, elle met en évidence aussi l'apparition de la striction.

On remarque que la courbe est constituée d'une ligne rectiligne suivie par une ligne parabolique :

- **la droite OA dans la zone A** : elle correspond à la déformation élastique réversible.
- **la courbe AB dans la zone B** : c'est le domaine de déformation plastique. Si on annule la charge, il y aura un retour élastique parallèle à OA, mais la déformation plastique reste.
- **la courbe BC dans la zone C** : c'est le domaine de la déformation plastique hétérogène.



## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

Dans cette zone même si la charge diminue la déformation continue jusqu'à rupture. Cette zone se caractérise par une instabilité appelée instabilité plastique

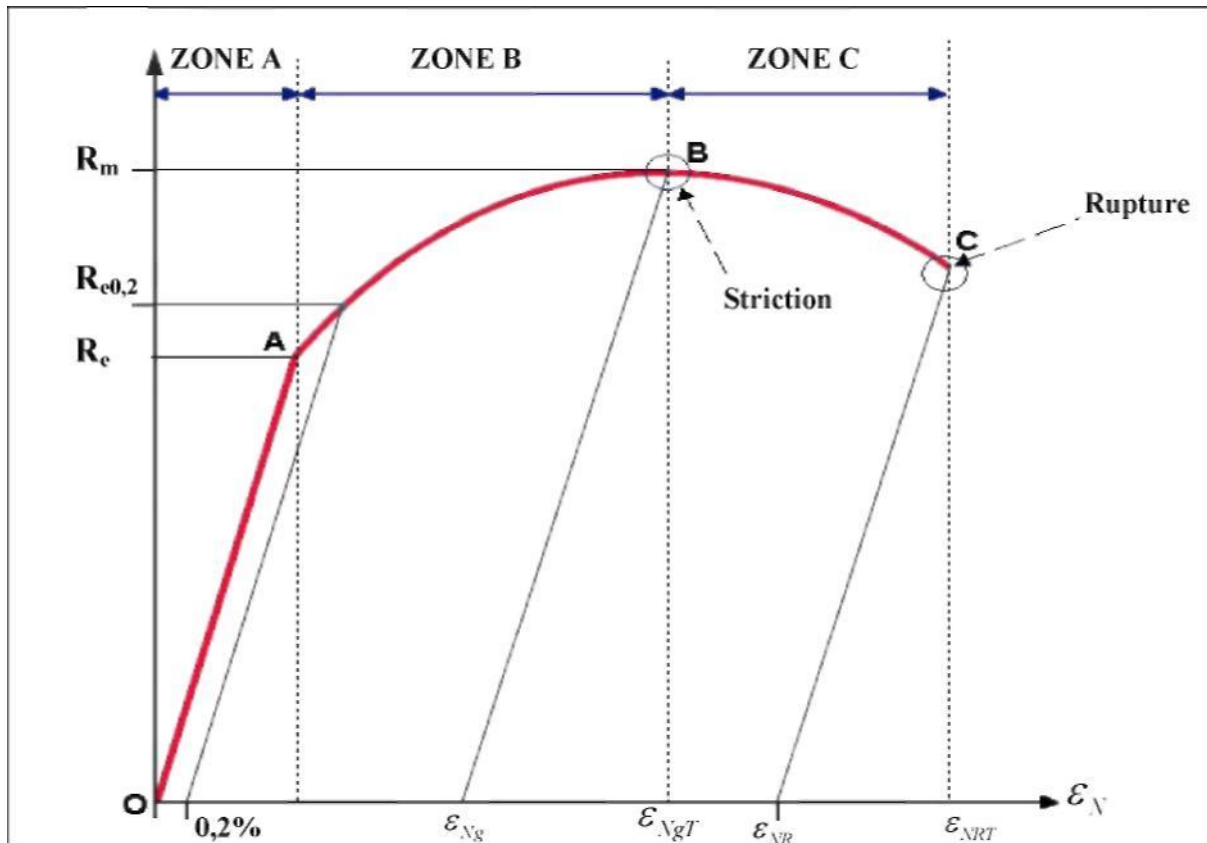


Figure V-5 : Le diagramme de traction conventionnelle

### Les grandeurs caractéristiques de la résistance

*La limite d'élasticité Re* : c'est la contrainte qui sépare le domaine élastique du domaine plastique.

*la limite d'élasticité conventionnelle Re<sub>02</sub>* : c'est la contrainte qui correspond à un allongement plastique de 0,2%, cette limite assure la séparation du domaine élastique du domaine plastique.

*la résistance à la traction* : elle correspond à la contrainte conventionnelle maximale supportée par l'éprouvette au cours de l'essai avant l'apparition du phénomène de striction.

*L'allongement après rupture A* : il correspond à l'allongement rémanent (déformation plastique

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

seulement) de l'éprouvette après la rupture  $A = L_0 \epsilon_{NR} \dots$

*L'allongement total  $A_t$*  : Il correspond à l'allongement total (on ajoute l'allongement élastique  $a$  A%) de l'éprouvette après la rupture,  $A_T = L_0 \epsilon_{NRT}$ .

*L'allongement rémanent* : sous force maximale ou allongement reparti  $A_g$  : il s'agit de l'allongement plastique au moment de l'apparition de la striction,  $A_g = L_0 \epsilon_{Ng}$ .

*L'allongement total* : sous force maximale  $A_{gT}$  : c'est l'allongement total (élastique plus plastique) au moment de l'apparition de la striction,  $A_{gT} = L_0 \epsilon_{NgT}$ .

*le coefficient de la striction  $Z$*  : c'est le rapport de la différence de surface initiale perpendiculaire au champ de contrainte, ou l'axe révolutionnaire de l'éprouvette et la surface finale  $S_r$  (après rupture) sur la section initiale  $S_0$ ,

$$Z = \frac{S_0 - S_r}{S_0}$$

### V. 1.4.2 La courbe rationnelle

Dans la réalité, la section  $S$  et la longueur utile de l'éprouvette varient à chaque instant. Donc il est intéressant de quantifier cette variation en fonction de la force appliquée. De plus la déformation nominale n'a pas de sens physique car elle dépend de la géométrie de l'éprouvette. Il est avantageux de tracer la courbe de traction vraie, ou rationnelle, qui utilise les sections et les déformations réelles à chaque instant.

Cette courbe est déduite de la courbe conventionnelle en traçant la variation de la contrainte  $G$  en fonction de la déformation du logarithme de la déformation  $s$ .

### V.1.4.3 Le passage de la force à la contrainte vraie :

La contrainte nominale  $\sigma_N$  est obtenue en divisant la force de traction  $F$  par la surface  $S_0$  de la section initiale de l'éprouvette.

$$\sigma_N = \frac{F}{S_0} \quad \text{(III.14)}$$

La contrainte vraie est obtenue en divisant la force de traction par la surface variable pendant l'essai.

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad \text{(III.15)}$$

La relation entre  $\sigma_N$  et  $\sigma$  est :

$$\sigma = \frac{S_0}{S} \sigma_N \quad \text{(III.16)}$$

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

Si on considère que le changement de volume de la zone utile reste constant, on peut utiliser l'approximation suivante :

$$V_0 = L_0 S_0 \approx LS = (L_0 + \Delta L)S \quad (\text{III.17})$$

où  $L$  et  $L_0$  représentent respectivement la longueur courante et initiale de la zone utile de l'éprouvette ; donc on arrive à cette relation :

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \left( 1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) \quad (\text{III.18})$$

### V.1.4.4 Le passage du déplacement à la déformation vraie

Si on calcule l'incrément de la déformation sur l'intervalle  $l, l+dl$ , c'est-à-dire, le passage d'une déformation  $\varepsilon$  à une déformation  $\varepsilon + d\varepsilon$  on l'obtient en divisant

L'allongement  $dl$  par la longueur  $l$ .

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (\text{III.19})$$

Si on somme depuis le début de l'essai de traction, on obtient :

Ou encore :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dl}{l} = \ln \left( \frac{L}{L_0} \right) \quad (\text{III.20})$$

Ou encore :

$$\varepsilon = \ln \left( 1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) \quad (\text{III.21})$$

On considère qu'il n'y a pas de variation de volume

$$\begin{cases} \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_N) \\ \sigma = \sigma_N (1 + \varepsilon_N) \end{cases} \quad (\text{III.22})$$

# Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

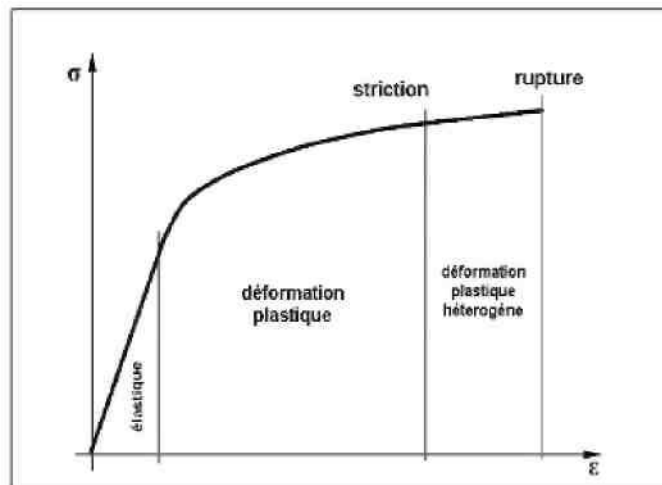


Figure V-6 : le diagramme de traction rationnel

## V.2 Le comportement élastique

### V.2.1 Loi de Hooke généralisée

La loi de Hooke a été généralisée par Cauchy (1789-1857), qui a proposé d'exprimer chaque composante du tenseur des contraintes comme une fonction linéaire des composantes du tenseur des déformations. La loi de Hooke est donc aujourd'hui souvent écrite sous la forme suivante.

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} \underline{\underline{\varepsilon}} \\ \underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{S}} \underline{\underline{\sigma}} \end{cases} \quad \begin{cases} \sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \\ \varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \end{cases} \quad \text{(III.23)}$$

Telle que  $(i = \overline{1,3}), (j = \overline{1,3}), (k = \overline{1,3}), (l = \overline{1,3})$  (III.24)

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

On définit C comme le tenseur du quatrième ordre appelé *tenseur des rigidités* ou *tenseur d'élasticité* (les composantes covariantes de ce tenseur sont  $C_{ijkl}$ ). Le tenseur de rigidité fait intervenir l'ensemble des caractéristiques élastiques du matériau. 69

Les déformations sont reliées linéairement aux contraintes par la relation inverse (III.23) où S est le tenseur de complaisance élastiques des matériaux (ses composantes covariantes sont  $S_{ijkl}$ ). Le tenseur d'élasticité possède 81 composantes élastiques (chaque indice varie de 1 à 3). Les tenseurs des contraintes et de déformation de Cauchy sont symétriques [12, 13, 14].

Ils n'ont donc chacun que 6 composantes indépendantes, et leur liaison peut alors être réalisée à l'aide de 36 termes seulement. On peut donc utiliser la forme matricielle (III.26) pour relier les composantes des contraintes et des déformations, dans un repère orthonormé [12]

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{1111} & C_{1122} & C_{1133} & C_{1123} & C_{1131} & C_{1112} \\ C_{2211} & C_{2222} & C_{2233} & C_{2223} & C_{2231} & C_{2212} \\ C_{3311} & C_{3322} & C_{3333} & C_{3323} & C_{3331} & C_{3312} \\ C_{2311} & C_{2322} & C_{2333} & C_{2323} & C_{2331} & C_{2312} \\ C_{3111} & C_{3122} & C_{3133} & C_{3123} & C_{3131} & C_{3112} \\ C_{1211} & C_{1222} & C_{1233} & C_{1223} & C_{1231} & C_{1212} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad \text{(III.25)}$$

Avec la condition  $C_{ijkl} = C_{jikl}$  et  $C_{ijkl} = C_{jilk}$ , les composantes de la matrice présentées dans la relation (III.26) sont souvent notées  $C_{IJ}$ , avec I et J variant de 1 à 6 [12, 13]. Si on ajoute les conditions énergétiques de la thermoélectricité suivante [12]:  
telle que

$$\Delta = \rho_0 \frac{\partial \psi}{\partial \Pi} \quad \text{(III.26)}$$

et

$$\begin{cases} \frac{\partial \Pi_y}{\partial \Delta_{kl}} = \frac{\partial \Pi_{kl}}{\partial \Delta_y} \\ \frac{\partial \Delta_y}{\partial \Pi_{kl}} = \frac{\partial \Delta_{kl}}{\partial \Pi_y} \end{cases} \quad \text{(III.27)}$$

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

$\Pi$  : tenseur de contraintes de piola-kirchhoff,

$\rho_0$ : la masse volumique.

On trouve d'après [12] :  $C_{ijkl} = C_{klij}$ . On réduit la matrice précédente à 21 composantes indépendantes. La même chose pour le tenseur de complaisances.

### V.2.1.1 Relations de symétrie

En pratique, les matériaux possèdent des symétries supplémentaires qui permettent de réduire encore le nombre de composantes indépendantes du tenseur des rigidités ou des complaisances. Les principaux cas rencontrés sont :

- *L'orthotropie* : symétrie par rapport à trois plans orthogonaux, on peut réduire le nombre de composantes ici à 9 (c'est le cas par exemple du bois et des cristaux et du système orthorhombique).
- *La symétrie quadratique* : l'équivalence de deux axes de symétrie, par exemple l'axe 1 et 2, on a ( $C_{11} = C_{22}$  et  $C_{13} = C_{23}$  et  $C_{44} = C_{55}$ ) la réduction des composantes indépendantes arrive à 6, ce qu'on appelle système tétragone.
- *La symétrie cubique* : orthotropie avec des propriétés identiques dans les trois directions orthogonales aux plans de symétrie ( $C_{11} = C_{33}$  et  $C_{13} = C_{12}$  et  $C_{44} = C_{66}$ ), on obtiens la matrice (III.29) qui contient seulement trois composantes, c'est le cas de la structure de nombreux métaux [12,15].
- *L'isotropie* : mêmes propriétés dans toutes les directions, donc il ne reste que 2 composantes. Cette hypothèse est largement utilisée en mécanique des milieux continus, pour les matériaux courants.

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{III.28})$$

V.2.2 Matériaux isotropes

Dans le cas des matériaux isotropes, le nombre de coefficients est réduit en moitié par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \lambda = \frac{1}{2}(C_{11} + C_{22}) \\ \mu = C_{44} = \frac{1}{2}(C_{11} - C_{22}) \end{cases} \quad \text{(III.29)}$$

$\mu$  et  $\lambda$  sont des coefficients de Lamé, la loi de Hooke s'écrit [17] :

$$\sigma_{ij} = 2\mu\varepsilon_{ij} + \lambda\delta\delta_{ij} \quad \text{(III.30)}$$

où  $S$  est la dilatation relative du solide définie par la relation (III.32), et  $\delta_{ij}$  le symbole de Kronecker :

$$\begin{aligned} \delta &= \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33} \\ \text{Tel que } \begin{cases} \delta_{ij} = 1 \text{ pour } i = j \\ \delta_{ij} = 0 \text{ pour } i \neq j \end{cases} \end{aligned} \quad \text{(III.31)}$$

Le module d'élasticité  $E$  (en GPa) et le coefficient de Poisson  $\nu$  (sans unité) sont donnés par :

$$E = \mu \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + \mu} \quad \text{(III.32)}$$

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \quad \text{(III.33)}$$

Le module de cisaillement  $G$  et le module de compression hydrostatique  $K$ , sont donnés par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} G &= \frac{E}{2(1+\nu)} = \mu \\ K &= \frac{E}{3(1-2\nu)} = \frac{3\lambda + 2\mu}{3} \end{aligned} \quad \text{(III.33)}$$

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

### V.2.3 Relation entre contraintes et déformations :

#### V.2.3.1 cas de déformation tridimensionnelle

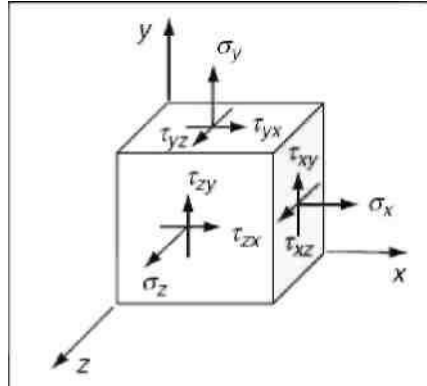


Figure III-7 : Présentation des différentes contraintes dans le cas tridimensionnel.

On donne la relation entre les déformations et contraintes par la matrice suivante :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & -\frac{\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu}{E} & -\frac{\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{pmatrix} \quad (\text{III.34})$$

Où par convention on pose :  $\varepsilon_x = \varepsilon_{11}$  ;  $\varepsilon_y = \varepsilon_{22}$  et  $\sigma_x = \sigma_{11}$  ;  $\sigma_y = \sigma_{22}$  ;  $\sigma_z = \sigma_{33}$

Les autres contraintes dans la matrice sont des contraintes de cisaillement .tel que :

$\tau_{xy} = \sigma_{12}$  ;  $\tau_{yz} = \sigma_{23}$  ;  $\tau_{zx} = \sigma_{31}$



## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

### V.2.3.2 Cas de déformation plane :

Dans ce cas les composants des contraintes selon l'un des axes sont nuls, par exemple sur l'axe OZ, les relations entre déformation - contrainte deviennent :

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & 0 \\ \lambda & \lambda+2\mu & 0 \\ 0 & 0 & 2\mu \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_{xy} \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \\ \varepsilon_z = \varepsilon_{xz} = \varepsilon_{yz} = 0 \\ \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \end{cases} \quad \text{(III.35)}$$

On s'intéresse un peu plus à ce type de déformation. Dans ce type on utilise une seule contrainte suivant un axe, la relation (III.38) devient :

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E} \\ \varepsilon_y = -\nu\varepsilon_x = -\nu\frac{\sigma_x}{E} \\ \varepsilon_z = -\nu\varepsilon_x = -\nu\frac{\sigma_x}{E} \end{cases} \quad \text{(III.36)}$$

Et  $\sigma_x = \sigma_y = \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx}$ .

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

A partir de la relation (III .40) on peut tirer le module d'élasticité  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$

$$E = \frac{\sigma_X}{\varepsilon_X} \quad (III.37)$$
$$\nu = -\frac{\varepsilon_Y}{\varepsilon_X} = -\frac{\varepsilon_Z}{\varepsilon_X}$$

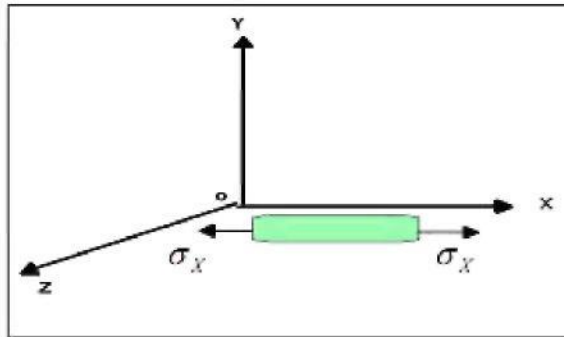


Figure V.8 : éprouvette sollicitée par une contrainte de traction axiale

$E$  et  $\nu$  seront identifiés par un essai de traction simple ou de compression.

### V.3 Le comportement élastoplastique :

Le comportement élastoplastique est décrit par l'apparition de déformation irréversible et indépendante du temps c'est-à-dire qu'on néglige le phénomène de viscosité. La plasticité macroscopique est basée sur le principe de la décomposition de la déformation totale en deux composantes :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (III .38)$$

$\varepsilon^e$  : la déformation élastique,

$\varepsilon^p$  : la déformation plastique.

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

### V.3.1 Les critères de plasticité

La limite d'élasticité est la contrainte au-dessus de laquelle apparaissent les premières déformations plastiques irréversibles. C'est ce qu'on appelle le critère de plasticité. Pour les métaux isotropes les deux critères isotropes les plus utilisés sont ceux de Von Mises et de Tresca.

L'expression de ces deux critères dépend à priori de toutes les composantes du tenseur des contraintes ainsi que de la variable d'écrouissage. Dans le cas d'écrouissage isotrope la variable d'écrouissage se réduit à une variable scalaire, c'est le  $\sigma_s$  [15]. Donc la fonction  $f$  de charge qui dépend du tenseur de contrainte, et de l'état de contrainte s'annule [15].

$$f(\sigma_{ij}, \sigma_s) = 0 \quad \text{(III.9)}$$

En raison de l'isotropie et de l'invariance par rapport aux repères, seuls les trois invariants du tenseur des contraintes peuvent entrer en compte. De plus, en raison de l'incompressibilité plastique par rapport aux contraintes hydrostatiques, seules les invariants du déviateur des contraintes  $\mathbf{G}$  peuvent intervenir, Nous obtenons l'expression générale des critères isotropes [18].

$$f(S_2, S_3, \sigma_s) = 0 \quad \text{et} \quad \begin{cases} S_2 = \frac{1}{2} Tr(\sigma^2) \\ S_3 = \frac{1}{3} Tr(\sigma^3) \end{cases} \quad \text{(III.39)}$$

$\sigma^2$  : Tenseur déviateur des contraintes.

Si on utilise les invariants homogènes associés

$$\begin{cases} J_2 = (3S_2)^{\frac{1}{2}} = \left( \frac{3}{2} \sigma_{ij}^i \sigma_{ij}^i \right)^{\frac{1}{2}} \\ J_3 = \left( \frac{27}{2} S_3 \right)^{\frac{1}{3}} = \left( \frac{9}{2} \sigma_{ij}^i \sigma_{jk}^i \sigma_{ki}^i \right)^{\frac{1}{3}} \end{cases} \quad \text{(III.40)}$$

## V.3.1.1 Critère de Von Mises

Le critère de Von Mises a été établi en considérant que le seuil de plasticité est lié à l'énergie élastique de cisaillement,  $W_e$ , qui est une fonction du produit tensoriel contracté sur deux indices du déviateur du tenseur des contraintes [15].

$$W_e = \int_0^{\varepsilon^e} \sigma : d\varepsilon^e \quad \text{(III.41)}$$

$$W_e = \frac{1}{4\mu} \sigma' : \sigma' \quad \text{(III.42)}$$

Lorsque la limite d'élasticité  $\sigma_s$  est atteinte au cours d'un essai de traction pur, l'état de contrainte est simple  $\sigma = \sigma_s$ :

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_s & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{(III.43)}$$

L'expression de Von Mises est donnée dans ce cas par la relation suivante : [18].

$$W_e = \frac{1}{6\mu} \sigma_s^2 \quad \text{(III.44)}$$

$$f = \sigma_{eq} - \sigma_s = J_2 - \sigma_s = 0 \quad \text{(III.45)}$$

Ainsi, l'état de contrainte tel que  $\sigma_{eq} = \sigma_s$  est équivalent au sens de Von Mises à l'état unidimensionnel défini par  $\sigma_s$ . L'expression développée du critère de Von Mises dans l'espace des contraintes à 6 dimensions est :

$$\sigma_s^2 = \frac{1}{2} \left[ (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2) \right] \quad \text{(III.46)}$$

**V.3.1.2 Critère de Tresca**

Le critère de Tresca relie le seuil de plasticité  $\sigma_s$  à la contrainte de Tresca, qui est la contrainte tangentielle maximale. En égalant sa valeur pour l'état unidimensionnel équivalent correspondant au seuil  $\sigma_s$ , on obtient l'expression du critère [15] :

$$f = \text{Sup}(|\sigma_i - \sigma_j|) - \sigma_s = 0$$

Ou encore :

$$\frac{1}{2} \text{Sup}_{i \neq j} (|\sigma_i - \sigma_j|) = \frac{\sigma_s}{2}$$

**(III.47)**

**V.3.1 Quelques lois d'érouissage :**

On donne quelques lois d'érouissage dans le cas unidimensionnel qui lient la contrainte d'écoulement à la déformation plastique équivalente. On les identifie à partir de tests expérimentaux uni axiaux de compression où de traction.

**V.3.1.1 Lois de Swift**

La loi de Swift est donnée par la relation suivante [13, 16, 16] :

$$Y(\varepsilon^p) = Y_0 \left( 1 + \frac{\bar{\varepsilon}^p}{\varepsilon_0} \right)^n$$

**(III.48)**

On peut l'écrire sous la forme suivante :

$$\begin{cases} Y(\varepsilon^p) = C (\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p)^n \\ C = Y_0 \varepsilon_0^{-n} \end{cases}$$

**(III.49)**

Où  $\bar{\varepsilon}^p$  est la déformation plastique équivalente.

n : exposant d'érouissage.

Les paramètres de la loi d'érouissage à identifier sont les suivants :  $\varepsilon_0, Y_0, n$ .

## Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX

### V.3.2.2 Lois de Hollomon ou loi de puissance :

Elle est donnée par la relation suivante [12,16]:  $Y(\varepsilon^p) = K\varepsilon^n$  **(III.50)**

Telle que :

K : coefficient d'érouissage caractérisant l'intensité des contraintes mise en jeu.

n : exposant d'érouissage.

Cette loi est utilisée pour la faible vitesse de déformation. Elle convient pour les aciers doux et mi dur, elle donne des approximations grossières pour les alliages à haute résistance [16]

## **Chapitre V : COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX**

### **V.4 CONCLUSION**

Ce chapitre constitue une synthèse bibliographique centrée sur le comportement mécanique des matériaux, d'une façon générale. On a vu la complexité pour modéliser le comportement élastique ou plastique des matériaux, c'est pour quoi on a supposé que le matériau est isotrope.

En termes de critère de plasticité, nous avons présenté le critère de Von Mises. Ce critère est très proche de celui de Tresca. Les deux critères sont bien adaptés au comportement des aciers. Nous avons vu aussi les différentes lois d'écrouissage isotrope, au cours de cette étude, la loi d'écrouissage adoptée, est la loi de Swift.

# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

## CHAPITRE VI

### SIMULATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT

#### MECANIQUE DE LA SOUDURE HETEROGENE

Nous nous sommes intéressés au comportement mécanique de la soudure hétérogène. Nous avons réalisé une approche par une simulation numérique de l'essai de traction à l'aide du logiciel ABAQUS qui permet de visualiser les champs de contrainte et leur répartition dans le joint de soudure. Nous avons utilisé d'autres modèles existants dans la bibliothèque du logiciel pour modéliser l'essai, puis nous avons comparé ces résultats avec le modèle identifié précédemment.

### VI.1 Présentation du logiciel ABAQUS

ABAQUS est un logiciel de simulation numérique basé sur la méthode des éléments finis. Il est utilisé pour les problèmes :

- de structure : calcul du champ de déformation et de contrainte,
- de transfert thermique,
- de diffusion de masse,
- de mécanique des sols,
- d'acoustique,
- de piézoélectricité.

Ce logiciel permet de coupler plusieurs modèles de comportements mécaniques pour donner un comportement proche de la réalité. Il est capable de simuler le comportement de la plupart des matériaux comme les métaux, le béton, les composites, les polymères,...etc.

Dans notre problème nous prenons un modèle élastoplastique comme comportement mécanique. On considère que les matériaux utilisés sont isotropes, et on néglige le côté thermique et la viscosité des matériaux.



# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

Le fonctionnement de ce logiciel est basé sur trois étapes principales [26] :

- prétraitement,
- simulation,
- post traitement.



Figure VI-1 : Les étapes essentielles de fonctionnement d'ABAQUS.

## 1- Le prétraitement

Dans cette étape on définit le modèle du problème physique de la pièce ou de la structure à étudier ; le modèle est créé graphiquement en utilisant ABAQUS/CAE [26].

## 2- La simulation

Cette étape consiste à résoudre les équations du modèle en utilisant soit la méthode standard soit la méthode explicite. C'est l'étape la plus longue car le temps de résolution dépend du degré de complexité du problème, de la puissance de l'ordinateur et de la précision exigée. Les résultats de la résolution sont stockés dans un fichier job.old pour être prêts à l'étape suivante [26].

## 3- Post traitement

C'est la phase de calcul des efforts, des déformations, et des contraintes dans les éléments. Elle contient également toute la partie de post traitement graphique (illustration, analyse, coupes, visualisation des champs de déformation et répartition du champ de contrainte dans la structure étudiée, ...etc.).

# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

## VI.2- Préparation d'un modèle physique par ABAQUS

Pour qu'on décrive un modèle physique par ABAQUS, on doit définir les informations suivantes : la discrétisation de la géométrie, les propriétés physiques du matériau, les conditions limites, le type de résolution ou d'analyse, la sortie des inconnus souhaitée [26]

### 1- Création géométrique

Avant le maillage il est nécessaire de réaliser un modèle géométrique par un logiciel de CAO pour définir les dimensions de la pièce, et ses différentes zones structurales. Cette première étape de préparation du modèle est incluse dans ABAQUS/CAE. Elle est nommée « parte ».

### 2- Propriétés physiques du matériau

Quand le modèle géométrique de la pièce est créé on lui donne un modèle mathématique qui décrit le comportement mécanique ou thermique des matériaux utilisés. ABAQUS/CAE dispose de plusieurs modèles mathématiques dans sa bibliothèque. Ce logiciel donne la possibilité d'insérer d'autres modèles. Pour chacun d'eux pris dans cette étape on doit définir ses coefficients qui varient selon le matériau utilisé. Cette étape est appelée « property ».

### 3- Maillage du modèle

La phase la plus délicate d'un processus de calcul par élément finis est le maillage de la pièce. Un bon maillage est nécessaire pour faire un bon calcul. Cela consiste en le choix des éléments de discrétisation et leur dimension. On distingue trois familles d'éléments :

- les éléments unidimensionnels,
- les éléments bidimensionnels,
- les éléments tridimensionnels.

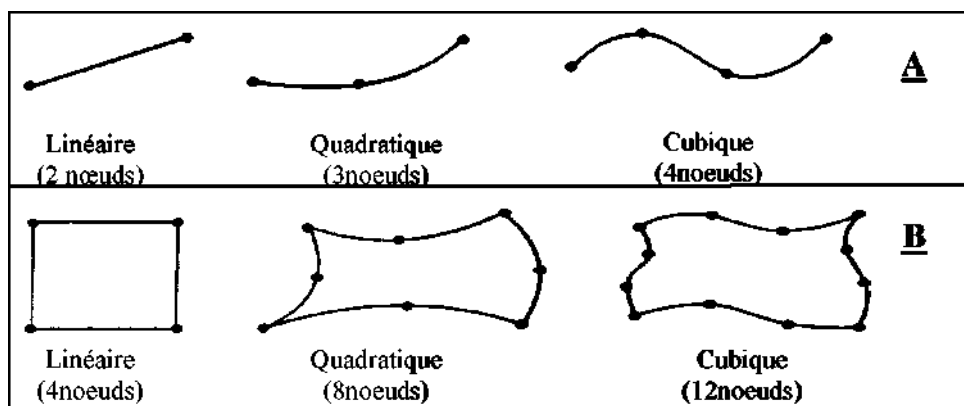


Figure VI-2 : Les types d'éléments unidimensionnels et Bidimensionnels. A : Élément à une dimension. B : Éléments Quadrangulaires (type bidimensionnels).

# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

Chaque élément se caractérise par le nombre des nœuds et leur degré de liberté.

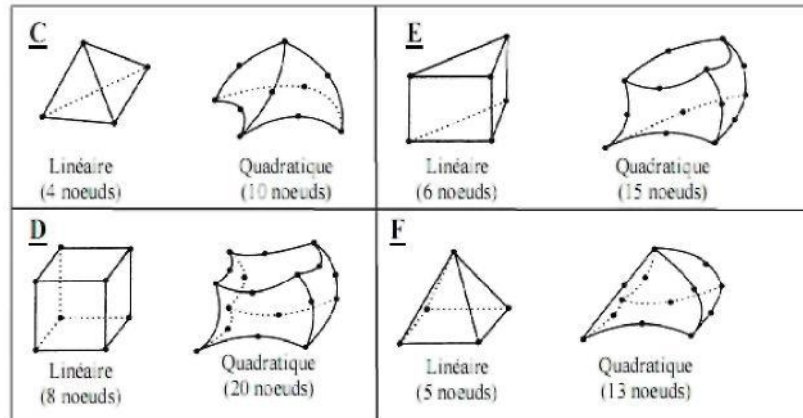


Figure VI-3 : Les types d'éléments tridimensionnels. C : Eléments tétraédriques D : Eléments hexaédriques. E : Eléments prismatique. F : Eléments pyramida

## 4- Les conditions aux limites

On résout les équations élémentaires de la structure pour trouver les déformations ou les déplacements par l'utilisation des conditions aux limites et les chargements appliqués sur la pièce. Ces chargements peuvent être la pression, les moments, les forces ponctuelles...etc.

## VI.3- Application et résultats :

### VI.2.1 Approche globale :

Dans cette approche nous considérons que le joint soudé est homogène. Les lois de comportement mécanique du joint soudé donnent des valeurs globales soit pour la déformation totale de la structure (métaux de base plus le métal fondu et la zones affectées thermiquement), soit pour la résistance à la traction  $R_m$  de la structure.

#### VI.2.1.1- Le modèle utilisé

Dans cette partie on divise le comportement mécanique du joint soudé en deux phases. La première phase consiste à utiliser la loi de Hooke dans le domaine élastique. Par contre dans la deuxième phase où les déformations irréversibles commencent à apparaître, on utilise la loi d'écroutissage isotrope «loi de Swift ».

Pour la première phase, on considère que le matériau du joint soudé est homogène et isotrope. Le module d'élasticité globale de la structure Global et le coefficient de Poisson  $\nu$  sont identifiés dans le



# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

chapitre IV. On prend le module de Young homogénéisé  $E_{global} = 5 \text{ GPa}$  et  $\nu = 0.3$ .

## VI.2.1.2- Maillage de l'éprouvette

Nous commençons par la discrétisation du modèle géométrique en petits éléments volumiques. En prenant les éléments tétraédriques à 10 noeuds avec des fonctions d'interpolation quadratiques. L'ordre de grandeur des tailles raisonnables d'un élément de volume représentatif pour les métaux et les alliages en général est donné entre  $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}$  et  $0.1 \times 0.1 \times 0.1 \text{ mm}$  pour donner un sens physique aux contraintes et aux déformations [15].

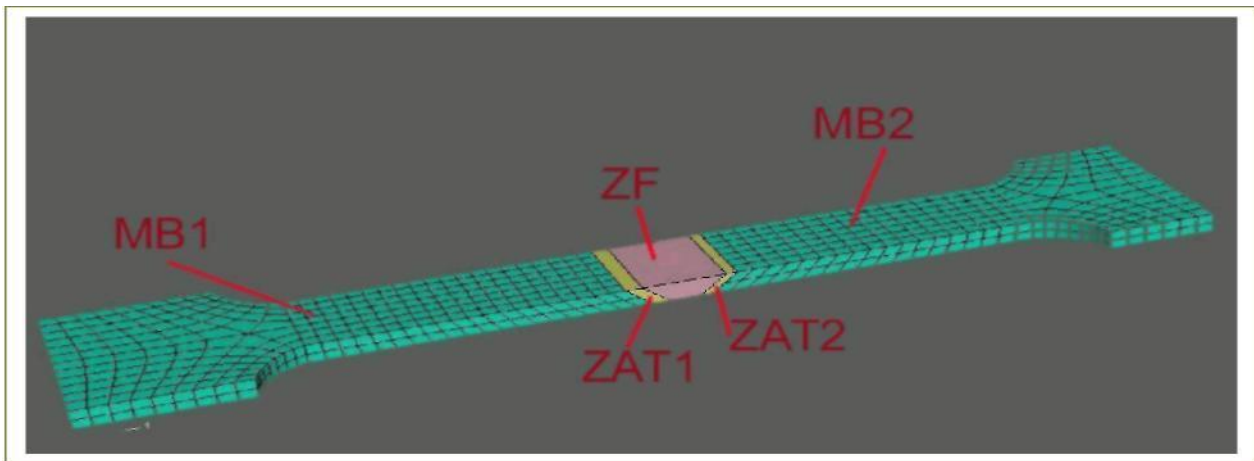


Figure VI-5 : le maillage du modèle géométrique.

## VI.2.1.3- Les conditions aux limites et le chargement appliqué

On applique les conditions aux limites suivantes :

1/ Encastrement de la surface S de l'éprouvette ; cette condition consiste à annuler les déplacements dans les trois directions et à annuler la rotation dans les trois sens, c'est-à-dire que les nœuds situés dans cette surface sont fixes.

## CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

2/ Application de la vitesse de déplacement sur la surface  $S'$  : cette condition consiste à donner une vitesse de déplacement constante sur les nœuds situés dans cette surface. Parce que dans l'essai de traction expérimentale on fait varier la déformation en fonction du temps, en donnant à la machine de traction une vitesse de déplacement à l'un de ses mors, puis nous enregistrons les contraintes. Nous prenons comme vitesse de déplacement  $V=15$  mm/min pendant 1 min. Sa direction vectorielle est perpendiculaire à la surface  $S'$ .

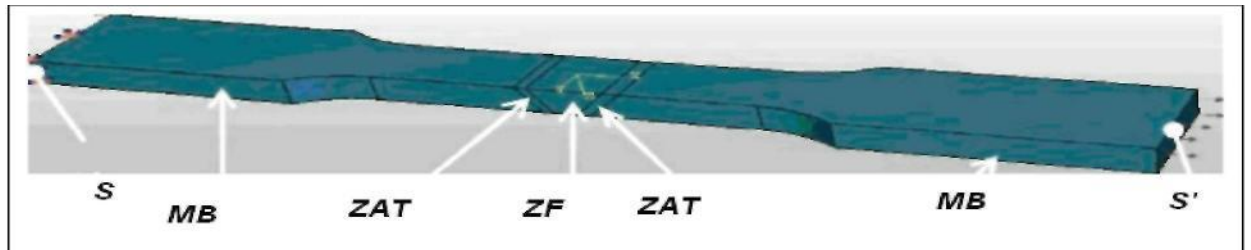


Figure VI.6 : Illustration des surfaces  $S$ ,  $S'$  de l'éprouvette et de ses différentes zones structurale.

# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

## VI.3 - Résultats de la simulation numérique de l'essai de traction

### 1- L'éprouvette à structure homogène

On considère que l'éprouvette a une structure homogène, ce qui signifie que les zones du joint soudé, ont le même matériau. On applique les conditions limites précédentes sur l'éprouvette. Nous constatons que le champ de contrainte axial  $\sigma_{xx}$  est homogène dans la zone utile de l'éprouvette, cela indique que le choix des dimensions de l'éprouvette est bon. Si on pose un critère de rupture, la striction va apparaître dans n'importe quel endroit de la zone utile, par conséquent la prévision de l'endroit de la rupture est impossible.

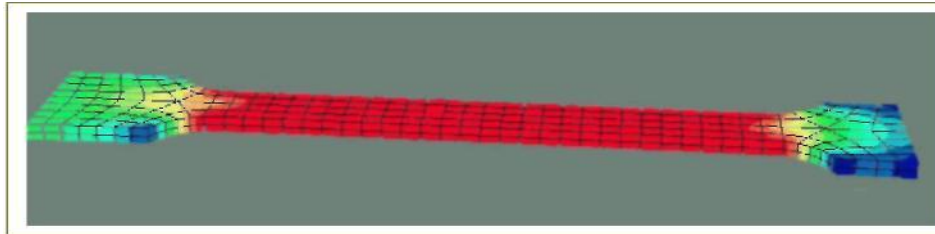


Figure VI.7 Distribution de champs de contraintes dans l'éprouvette avec  $V=15$  mm/min.

### 2- Approche locale

Dans cette approche nous considérons que le joint soudé est inhomogène. C'est à dire que chaque zone du joint soudé est caractérisée par son comportement. Nous suivons les mêmes étapes de modélisation qui sont employées dans l'approche globale, On utilise aussi les mêmes conditions aux limites qui sont utilisés précédemment, on ajout seulement ces conditions.

- la surface  $S_1$  qui sépare le MB1 et la ZAT1, dans cette surface les deux zones ont les mêmes déplacements axiaux.
- La surface  $S_2$  qui sépare la ZAT1 et la ZF a, dans cette surface les deux zones ont les mêmes déplacements axiaux.
- La surface  $S_3$  qui sépare la ZF et la Ze MB2, dans cette surface les deux zone ont les mêmes déplacements axiaux.

## CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

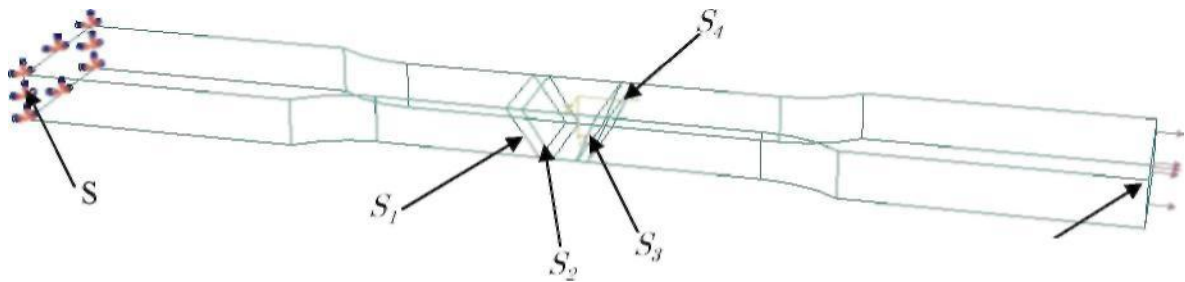


Figure VI-8 : Illustration des surfaces  $S, S', S_1, S_2, S_3, S_4$  de l'éprouvette.

### 3- Le comportement du joint soudé dans le domaine élastique

On suppose que le matériau dans les différentes parties du joint soudé est isotrope. Le module d'élasticité et le coefficient de Poisson qui caractérisent chaque partie du joint sont donnée par le tableau suivant :

Tableau VI-10 : les propriétés mécaniques en élasticité dans différentes Parties du joint soudé.

	<i>MB1</i>	<i>ZAT1</i>	<i>ZF</i>	<i>ZAT2</i>	<i>MB2</i>
Module d'élasticité	200GMPa	210GMPa	211GMPa	190GMPa	185GMPa
coefficient de Poisson	0.3	0.3	0.3	0.3	0.3

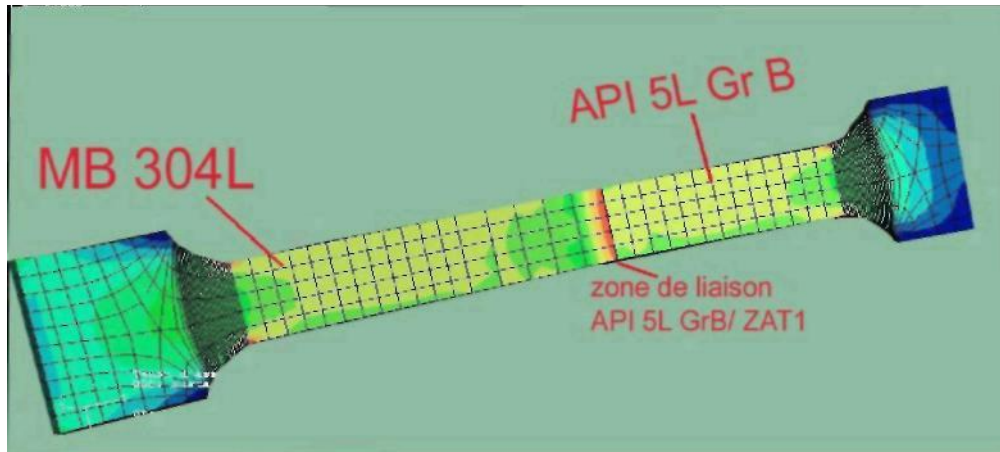
### 4 - Les résultats de la simulation numérique de l'essai de traction

Nous avons constaté une concentration des déformations plastiques au niveau du MB2, si la force de traction continue de maintenir l'ensemble, la concentration des contraintes continues d'augmenter la région de MB2, cela provoque une augmentation de la déformation plastique dans cette zone. Donc la rupture est possible, ce résultat est proche de la pratique.



## CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

Figure VI.9 : distribution des champs de contrainte dans l'éprouvette avec  $V=15$  mm/min.



# CHAPITRE VI : SIMULATION NUMERIQUE

## VI.4 Conclusion

La modélisation de l'essai de traction par le logiciel ABAQUS a permis de visualiser la distribution des champs de contrainte et des déformations dans l'éprouvette. Le modèle identifié dans le chapitre V, donne une distribution homogène des champs de contrainte dans la zone utile. Il respecte le comportement mécanique réel du joint soudé, mais il ne prévoit pas la zone de l'apparition de la striction. Par contre l'approche locale montre qu'il y a :

- inhomogénéité de la répartition des champs des contraintes et des déformations dans la zone utile,
- des contraintes résiduelles à la jonction des zones du joint soudé, à cause de la discontinuité de l'homogénéité structurale du joint soudé.
- des concentrations des contraintes et des déformations dans la zone API ; cela prévoit qu'il aura un commencement de striction dans cette zone.

# Conclusion générale

L'objectif de cette étude consistait à caractériser une soudure hétérogène dont les matériaux de base sont un acier inoxydable austénitique et un acier au carbone en utilisant différentes méthodes de caractérisations métallographiques et mécaniques.

Les deux matériaux de base possèdent des caractéristiques différentes, l'acier inoxydable austénitique présente une structure granulaire séparée par des joints de grains ferritiques tandis que l'acier au carbone à une structure ferrito perlitique.

La première étape de la partie expérimentale de notre travail consistait à observer la microstructure des différentes zones (métal de base, zones affectées thermiquement et la zone fondue) tandis que la deuxième concerne les essais mécaniques tels que la dureté et la traction monotone.

La partie expérimentale de notre travail nous a permis en premier lieu de comprendre certains phénomènes qui se passent lors du soudage hétérogène de l'acier austénitique 304 L et l'acier API 5L, tels que la diffusion des éléments d'alliage d'une zone vers une autre, grâce à la caractérisation métallographique et mécanique, ainsi que l'apparition des zones fragiles dans le joint soudé.

Dans la partie numérique nous avons essayé de décrire le comportement mécanique de l'assemblage, supposé isotrope et homogène, sous des efforts de traction axiale. Enfin une approche locale nous a permis de visualiser une hétérogénéité mécanique et de prévoir la localisation du lieu de la rupture.

En perspectives nous suggérons que ce travail sera poursuivi par des études expérimentales approfondies au niveau local permettant de caractériser chaque zone de l'assemblage soudé

# *Références bibliographiques*

- [1] D.T LLEWELLYN & RC MUDD, *STeels Metallurgy & applications*, third Edition
- [2] CUNAT Jean Pierre. *Aciers inoxydables, mise en œuvre*. Technique de l'ingénieur, M4540.
- [3] Kubaskewski, 1982. *Iron : Binary phase Diagramme*, Springer-verlag, New York.
- [4] Jhon C. Lippold & Damian J. Ktecki. *Welding Metallurgy & Weldability of stainless steels* wiley Interscience.
- [5] Irvine, J.J, et al/1961. *Jornal and of the Iron and steel Institute*, London, 1999 :153-169.
- [6] Pan, C., Wang, R., and, J. 1990. Direct TEM observation of microstructures of the austenitic/carbon steels welded joint, *Journal of Material science*, 25 :3281-3285
- [7] Lundri, C.D. 1982, Dissimilar metal welds : transition joints literature review, *welding Journal*, 61(2) :58s-63s
- [8] Schaffler, A.L. 1949, Constitution diagram for stainless steels weld metal, *Metal Progress*,
- [9] TALBOT, A.M., and furman, D.E. 1953. *Transactions of the American Society for Metals*, 45 :429-440.
- [10] Kotechi, D.J. 2003. *stainless Q and A*, *Welding Journal*, 82 (2) :80-81.
- [11] Dominique Francois, ANDRE Pineau, ANDRE Zaoui. *Comportement mécanique des matériaux, Elasticité et Plasticité*. Edition Hermes, 1992.
- [12] FORTUNIER Roland, *Comportement Mécanique des Matériaux*, Ecole Nationale Supérieure des Mines, France.
- [13] Samuel Forest, Michel Amestoy, Sabine Cantournet, Gilles Damamme, Serge Kruch. *MECANIQUE DES MILIEUX CONTINUS*. Ecole des mines de paris, 2006.
- [14] Jean Philippe Château, Jean Pierre Michel, Tomas Kruml. *Contraintes, petites déformation, élasticité*. Ecole des mines de NANCY, 2006, France..
- [15] LEMAITRE Jean, CHABOCHE Jean Louis, *mécanique des matériaux solides*. 1988.
- [16] Mohamed Lamine FARES. *Principes physiques du comportement mécanique des matériaux*. Publication de l'université BADJI MOKHETAR- Annaba.

