

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



Département de Métallurgie.

Projet de Fin d'Etude
pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'Etat
en Métallurgie.

Thème

**Etude et caractérisation d'une soudure
hétérogène. Influence de la vitesse de
déformation.**

Réalisé par :
RACHRACHE Youcef

Promoteurs :
Pr M. BOUABDALLAH
Mr K. BETTAHAR

Promotion juin 2014
ENP, 10 Avenue HassenBadi – El Harrach, Alger
www.enp.edu.com

ملخص

يدرس هذا العمل التطور البنيوي والسلوك الميكانيكي للجزء الملتحم من الفولاذ غير قابل للأكسدة للحام الفولاذ المقاوم للصدأ غير متجانس duplex و super-martensitique مع حشوة معدنية superduplex. ويركز النهج الأول على تطور الهيكل لمراحل الموجودة على طول اللحام مع صورة مجهرية و الصلابة الدقيقة.

الجزء الثاني يعالج تأثير معدل الضغط والسلوك الميكانيكي لمواد التشكيل الثلاثة المشتركة. استخدام أجهزة لاقطات الضغط، مع جميع المعايير المحددة، يعطي لنا نظرة شاملة إلى سلوك غير متجانس للحام.

كلمات مفتاحية:

فولاذ غير قابل للأكسدة، لحام، المفصل الملتحم، جذب، الصلابة الميكروسكوبية، تشخيص السلوك الميكانيكي

Résumé :

Ce travail étudie une soudure hétérogène de deux aciers inoxydables, duplex et super-martensitique, avec un métal d'apport super-duplex, la première approche s'intéresse à l'évolution structurale des phases existantes le long du joint soudé, moyennant la micrographie et le profil de microdureté.

En suite, une seconde partie qui traite l'influence de la vitesse de déformation et le comportement mécanique des trois matériaux constituant le joint. L'utilisation de jauges de déformation, avec l'ensemble des paramètres déterminés, nous donne un aperçu globale sur le comportement hétérogène de la soudure.

Mots clés :

joints soudés, transformation de phase, loi de comportement, vitesse de déformation, jauge de déformation.

Abstract :

This work include the study of a duplex and super martensitic stainless steels heterogeneous weld, the first approach focuses on the structural evolution of existing phases along the welded joint, with the micrography and microhardness profile. Next, a second portion which processes the influence of the strain rate and the mechanical behavior of the three materials forming the joint. The use of strain gauges, with the parameters determined before, gives us a comprehensive insight into the heterogeneous behavior of the weld.

Keywords :

welded joints, phase transformation, mechanical behavior, strain rate, strain gauge.

Dédicaces

*A ma très chère mère, mon très cher père
A mes sœurs, à mes frères,
A toute ma famille
Et tous mes amis
Je dédie ce modeste travail*

Youcef

Remerciements

Avant toute chose, toute ma gratitude va au Bon Dieu pour m'avoir créé et donné la force nécessaire pour accomplir ce modeste travail.

Je tiens aussi à exprimer ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui m'ont toujours soutenu depuis mon premier jour à l'école et jusqu'à aujourd'hui.

Au terme de ce travail, je tiens à remercier mes deux encadreurs le Pr M. BOUAB-DALLAH et Mr. K.BATTAHER pour leur disponibilité, leurs conseils et l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail.

Je tiens à remercier également le Pr SALHI pour m'avoir honoré en acceptant de présider le jury, Mr DJEGHLAL et Mme KECHOUD d'avoir accepté de juger mon humble travail.

Je n'oublie pas de remercier les enseignants du département de Métallurgie pour nous avoir offert, moi ainsi que tous mes camarades de la promotion, une bonne formation au bout des trois années de spécialité.

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

Table des matières

0.1	INTRODUCTION GÉNÉRALE	1
I	ÉTUDES BIBLIOGRAPHIQUES	2
1	LES ACIERS INOXYDABLES	3
1.1	Introduction :	3
1.2	La structure des aciers inoxydables	3
1.2.1	Diagramme d'équilibre binaire fer chrome	3
1.2.2	Influences des éléments d'alliage	4
1.3	Les types d'aciers inoxydables	5
1.3.1	Les aciers inoxydables ferritiques	5
1.3.1.1	Les aciers inoxydables ferritiques à 11% de chrome	5
1.3.1.2	Les aciers inoxydables ferritiques à 17% de chrome	6
1.3.1.3	Les aciers inoxydables superferritiques	6
1.3.2	Les aciers inoxydables martensitiques	6
1.3.2.1	Groupe 1	6
1.3.2.2	Groupe 2	6
1.3.2.3	Groupe 3	6
1.3.2.4	Groupe 4	6
1.3.3	Les aciers inoxydables austénitiques	7
1.3.3.1	Les aciers inoxydables austénitiques au nickel	7
1.3.3.2	Les aciers inoxydables austénitiques au manganèse	7
1.3.4	Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (Duplex)	8
1.4	Conclusion	8
2	GÉNÉRALITÉS SUR LE SOUDAGE	9
2.1	Terminologie	10
2.1.1	Le choix du type de soudure	11
2.1.2	La zone affectée thermiquement ZAT	11
2.2	Soudage à l'arc	11
2.2.1	Arc de soudage	12
2.2.2	Gaz de protection	12
2.2.3	Domaine d'application de certains procédés de soudage	13
2.2.3.1	Soudage à l'arc avec électrodes enrobées	13
2.2.3.2	Le soudage TIG (Tungsten inert gas)	13
2.3	Principe du soudage TIG	14
2.3.1	Matériel	14
2.3.1.1	Le pistolet à souder	14
2.3.1.2	L'équipement de contrôle	15
2.3.1.3	L'électrode	15

2.3.1.4	Le métal d'apport	15
2.3.1.5	Le gaz de protection	15
2.3.1.6	L'alimentation	15
2.4	Conclusion	16
3	COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MATÉRIAUX	17
3.1	Rappels et définitions	18
3.1.1	Les contraintes	18
3.1.2	Les déformations	20
3.1.3	La courbe de traction	21
3.1.3.1	La courbe conventionnelle	21
3.1.3.2	La courbe rationnelle	23
3.1.3.3	Le passage de la force à la contrainte vraie	23
3.1.3.4	Le passage du déplacement à la déformation vraie	24
3.1.4	Influence de la vitesse de déformation sur la courbe de traction	25
3.2	Le comportement élastique	26
3.2.1	Loi de Hooke généralisée	26
3.2.2	Relation entre contrainte et déformation	26
3.2.2.1	Cas de déformation uniaxiale	26
3.3	Le comportement élastoplastique	27
3.3.1	Quelques lois d'écroutissage	27
3.3.1.1	Lois de Swift	27
3.3.1.2	Lois de Hollomon ou loi de puissance	28
3.4	Conclusion	29
II	PRATIQUE, RÉSULTATS ET INTERPRÉTATIONS	30
4	CARACTÉRISATION STRUCTURALE DU JOINT SOUDÉ	31
4.1	Présentation du joint soudé	31
4.1.1	Soudage des deux tubes	33
4.2	Caractérisation structurale du joint soudé	34
4.2.1	Macro-micrographie	34
4.2.1.1	Préparation de l'échantillon	34
4.2.2	caractérisation microstructurale	35
4.3	L'essai de dureté	38
4.3.1	Essai BRINELL	39
4.3.2	L'essai de microdureté Vickers	40
4.4	Conclusion	42
5	Caractérisation mécanique du joint soudé	43
5.1	L'essai de traction	43
5.1.1	Préparation des éprouvettes	44
5.1.2	La machine d'essais	44
5.2	Présentation des résultats des essais réalisés	45
5.2.1	Éprouvettes d'acier Duplex	45
5.2.2	Éprouvettes d'acier super-martensitique	46
5.2.3	Éprouvette amincies au niveau de la zone fondue	47
5.2.4	Éprouvettes avec soudure	49
5.3	Conclusion	52

6	Conclusion générale	53
A	L'attaque électrolytique	54
B	Présentation des courbes des essais de tractions	55
B.1	Éprouvettes d'acier Duplex	55
B.1.1	Vitesse de traction = 1mm/min	55
B.1.2	Vitesse de traction = 5mm/min	57
B.2	Éprouvettes d'acier super-martensitique	58
B.2.1	Vitesse de traction = 1mm/min	58
B.2.2	Vitesse de traction = 5mm/min	60
B.3	Éprouvette soudée	62
B.3.1	Vitesse de traction = 1mm/min	62
C	Notions de base sur les jauges de déformations	64
C.1	Généralités	64
C.2	Le pont de Wheatston	65
C.3	Aspect pratique	66
D	Fiche technique de la jauge de déformation	68

Liste des tableaux

2.1	les valeurs du facteur de rendement en fonction de la procédure utilisée [5]	10
4.1	Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable super-martensitique [18].	32
4.2	Caractéristiques mécaniques de traction simple de l'acier super-martensitique à la température $T = 20^{\circ}\text{C}$ [18].	32
4.3	Composition chimique en pourcentage massique de l'acier inoxydable duplex A790 GR [19].	32
4.4	Caractéristiques mécaniques de traction simple de l'acier inoxydable duplex A790 GR à la température $T = 20^{\circ}\text{C}$ [19].	32
4.5	Composition chimique en pourcentage massique du DP-3WT [20].	33
4.6	Caractéristiques mécaniques de traction simple du DP-3WT à la température $T = 20^{\circ}\text{C}$ [20].	33
4.7	Résultats des essais de dureté Brinell HB10	39
4.8	Valeurs expérimentales de microdureté Vickers HV0.2	40
5.1	Présentation des essais de traction monotones effectués sur des éprouvettes d'acier Duplex	45
5.2	paramètres d'érouissage pour les essais effectués sur l'acier Duplex	45
5.3	Présentation des essais de traction effectués sur des éprouvettes d'acier martensitique	46
5.4	paramètres d'érouissage pour les essais effectuer sur l'acier martensitique	47
5.5	Les paramètres tirés de la courbe de traction de l'éprouvette amincis à la zone fondue.	48
A.1	Attaque chimique classique	54

Table des figures

1.1	Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer chrome, d'après Bain et Aborn [1].	4
1.2	Coupes du diagramme ternaire fer chrome nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [1].	5
1.3	Classification des divers types d'acier inoxydable austénitique [4]	7
2.1	Procédés de soudage les plus répandus [5].	10
2.2	Principaux procédés de soudage à l'arc [10]	11
2.3	Schéma de principe du soudage TIG.	14
3.1	Schémas d'un solide soumis à des forces extérieures.	18
3.2	Vecteur contrainte, contrainte normale σ et cisaillement τ	19
3.3	Composantes de la contrainte sur les trois facettes 1, 2, 3 au point M (souvent représentées comme dans la figure b).	19
3.4	Variation de la longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction.	21
3.5	Courbe de traction conventionnelle.	22
3.6	Le diagramme de traction rationnelle.	24
3.7	Schéma d'une éprouvette sollicitée axialement	25
3.8	Schéma d'une éprouvette sollicitée axialement	26
3.9	La courbe $Ln(\sigma) = Ln(\epsilon_p)$ de la partie plastique	28
4.1	Schémas présentant la préparation des bords des pièces avant soudage.	33
4.2	macrographie du joint soudé.	34
4.3	métal de base duplex.	35
4.4	zone affectée thermiquement coté duplex.	36
4.5	zone fondue.	36
4.6	zone affectée thermiquement à gros grain coté super-martensitique.	37
4.7	zone affectée thermiquement à grain fins coté super-martensitique.	37
4.8	métal de base super-martensitique.	38
4.9	a) Essai de Brinell; b) Essai de Vickers	38
4.10	Résultats des essais de dureté Brinell HB10	39
4.11	l'évolution de la microdureté à travers le joint soudé.	41
5.1	Les dimensions de l'éprouvette selon la norme ASTM E8.	44
5.2	Machine de traction uniaxiale conventionnelle	44
5.3	les deux courbes de traction des deux éprouvettes en acier Duplex : 1mm/min et 5mm/min.	46
5.4	les deux courbes de traction des deux éprouvettes en acier super-martensitique : 1mm/min et 5mm/min.	47
5.5	Schémas de l'éprouvette avec amincissement.	48
5.6	Courbe de traction de l'éprouvette avec amincissement à la zone fondue.	48
5.7	Schémas de l'éprouvette avec amincissement.	49

5.8	Présentation de l'éprouvette contenant une soudure au milieu.	49
5.9	Schéma présentant les jauges collées sur l'éprouvette.	49
5.10	Présentation de chutes de tension récupérées en fonction du temps. . .	50
5.11	présentation des allongements en fonction du temps.	51
5.12	éprouvette rompue à la fin de l'essai	52
A.1	l'attaque électrolytique.	54
B.1	courbe rationnelle.	55
B.2	partie plastique uniforme de la courbe rationnelle.	56
B.3	la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique uniforme.	56
B.4	courbe rationnelle.	57
B.5	partie plastique uniforme de la courbe rationnelle.	57
B.6	la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique uniforme.	58
B.7	courbe rationnelle.	58
B.8	partie plastique de la courbe rationnelle.	59
B.9	la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique.	59
B.10	courbe rationnelle.	60
B.11	partie plastique de la courbe rationnelle.	61
B.12	la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique.	61
B.13	courbe rationnelle.	62
B.14	partie plastique de la courbe rationnelle.	63
B.15	la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique.	63
C.1	Illustration d'une jauge de déformation	65
C.2	présentation du pont de Wheatston	65
C.3	présentation du dispositif utilisé	67

0.1 INTRODUCTION GÉNÉRALE

La finalité de ce travail est de caractériser structurellement et mécaniquement un joint de soudure hétérogène d'un acier inoxydable austénoferritique (Duplex) et un autre super-martensitique avec un métal d'apport super-duplex.

Notre étude commence par des généralités sur les aciers inoxydables, le soudage et l'étude théorique du comportement mécanique des matériaux.

la totalité de ce travail se trouve expérimentale, nous avons effectué plusieurs manipulations dans l'objectif est de déterminer :

- la structure des différentes zones du joint soudé ;
- la caractérisation des trois parties principale du joint soudé, puis déterminer le comportement global de ce dernier ;
- la détermination du comportement de l'assemblage par un essai de traction monotone assisté par des jauges .

Première partie

ÉTUDES BIBLIOGRAPHIQUES

Chapitre 1

LES ACIERS INOXYDABLES

Sommaire

1.1	Introduction : . . .	3
1.2	La structure des aciers inoxydables	3
1.3	Les types d'aciers inoxydables	5
1.4	Conclusion	8

1.1 Introduction :

Les aciers inoxydables, dès leur création simultanément en Europe et en Amérique au début du XIXe siècle, jusqu'aujourd'hui, présentent l'alliage le plus utilisé de toutes les ères. De nombreux domaines industriels dépendent de ces matériaux (bâtiment, industries chimiques et agroalimentaires, transports, production d'énergie pour ne citer que les importants) et s'y sont développés d'une façon souvent spectaculaire. Leur production mondiale vaut des centaines de millions de tonnes chaque année.

1.2 La structure des aciers inoxydables

Dans tous les alliages du fer, sa structure cristalline se trouve sous deux formes : cubique centrée, cubique à faces centrées. Le fer présente un polymorphisme cristallin, c'est-à-dire qu'il peut avoir plusieurs structures cristallines selon l'intervalle de température :

- $T < 912C^\circ$: structure cubique centrée, appelée fer α ,
- $912C^\circ < T < 1394C^\circ$: structure cubique à faces centrées, appelée fer $gamma$,
- $T > 1394C^\circ$: structure cubique centrée, appelée fer δ .

On observe aussi deux transformations allotropiques. Le premier est la transformation réversible de fer α vers fer $gamma$ à partir de $T = 912C^\circ$ et la deuxième est la transformation réversible de fer $gamma$ vers fer δ à partir de $T = 1394C^\circ$.

1.2.1 Diagramme d'équilibre binaire fer chrome

Le chrome est un élément alphasé. Il favorise la formation d'une structure cristallographique cubique centrée (la ferrite). Le diagramme binaire fer chrome montre que la phase (α) est la plus grande phase. Dans l'intervalle de température entre 800 et 1400°C on trouve un petit domaine de la phase ($gamma$) nommée boucle $gamma$.

Pour un taux de chrome supérieur à 10.5%, après le refroidissement, la phase (*gamma*) devient la phase (α), cette transformation est réversible.

Pour un taux de chrome inclus dans l'intervalle [10.5, 11.5%] les deux phases (γ) et (α) coexistent sous la forme d'une structure mixte.

Pour les alliages où le taux de chrome est supérieur à 11.5 %, on remarque seulement la phase (α) (fer ferritique) même pour les températures élevées.

Notons que lorsque le refroidissement des alliages dont le taux de chrome est supérieur à 17.5% est lent il y a l'apparition de la phase intermétallique en dessous de 820 °C à peu près. Avec l'existence de cette phase, appelée aussi phase σ , un risque important de fragilisation de la structure de la pièce apparaît [1].

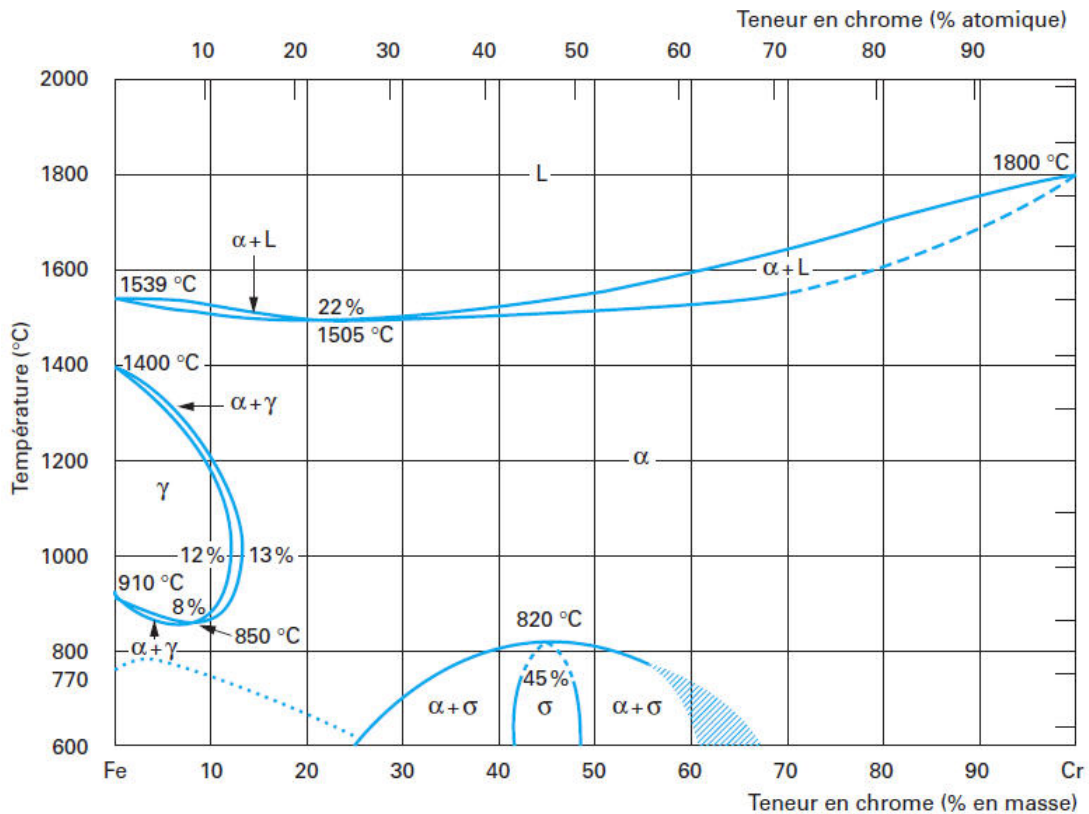


FIGURE 1.1 – Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer chrome, d'après Bain et Aborn [1].

1.2.2 Influences des éléments d'alliage

Influence du nickel

Le nickel est un élément gammagène, sa présence dans les alliages provoque l'extension de la phase austénitique (phase γ) et la boucle γ précédente devient de plus en plus grande surtout lorsque le taux de nickel augmente [3].

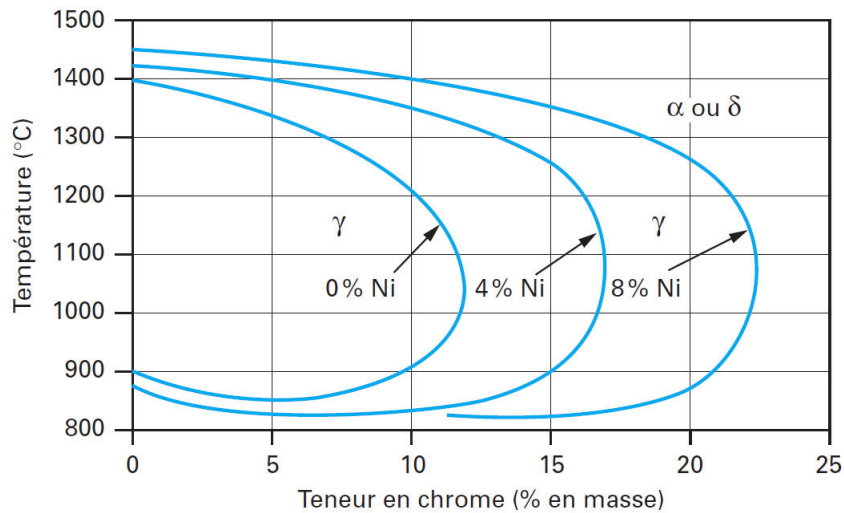


FIGURE 1.2 – Coupes du diagramme ternaire fer chrome nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle γ [1].

Influence du carbone

Le carbone est un élément à effet gammagène très élevé trente fois supérieur à celui du nickel. Il intervient aussi dans la formation de carbure de chrome Cr_23C_6 qui joue un rôle particulier dans la corrosion intergranulaire [1, 3].

1.3 Les types d'aciers inoxydables

1.3.1 Les aciers inoxydables ferritiques

Par définition, les aciers ferritiques incluent tout alliage de fer contenant plus de 10,5% de chrome et majoritairement ferritique à toute températures ou susceptible de redevenir 100% ferritique par traitement de recuit à moyenne température ($<800\text{ }^\circ\text{C}$)[2]. C'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$, ils sont caractérisés par une structure cristalline de type « cubique centré ». Cette structure ne se transforme pas comme les autres aciers inoxydables sauf dans les cas où les teneurs des éléments gammagènes d'addition sont élevées.

Ces types d'aciers ont une résistance exceptionnelle à la corrosion dans les milieux très agressifs comme l'eau de mer. On les utilise souvent dans les composants de systèmes d'échappement d'automobile, les soupapes qui fonctionnent à de hautes températures, les chambres de combustion ...etc.

Notons que chaque fois qu'on augmente la teneur en chrome, le risque de fragilisation à $T = 475^\circ\text{C}$ augmente, ce phénomène se caractérise par une augmentation de dureté mais avec une diminution de ténacité. Les nuances industrielles les plus utilisées peuvent, selon leur teneur en chrome et en éléments d'addition, être divisées en trois groupes [2] .

1.3.1.1 Les aciers inoxydables ferritiques à 11% de chrome

Il se composent essentiellement de fer, de moins de 0.08% de carbone, de 11 à 13% de chrome, et de titane. Ce type se caractérise par l'absence de trempe partielle, et par une excellente performance à la mise en œuvre comme : le formage, l'emboutissage, le

cintrage et soudage.

1.3.1.2 Les aciers inoxydables ferritiques à 17% de chrome

Ils sont comme le premier type mais leur taux de chrome varie entre 16 et 18 %, plus d'autres éléments comme le niobium, le molybdène et l'azote.

1.3.1.3 Les aciers inoxydables superferritiques

Ce sont des alliages qui contiennent plus de 20% de chrome et une teneur en molybdène non négligeable de l'ordre de 4%, leur teneur en carbone est inférieure à 0.02% ; l'ajout de titane lui donne une bonne ténacité après le refroidissement.

1.3.2 Les aciers inoxydables martensitiques

Ces types d'acier sont obtenus par un refroidissement rapide bien étudié, parce que la transformation de l'austénite sans diffusion dépend essentiellement de la vitesse de refroidissement. Ces alliages se composent de fer et de 11.9% à 18% de chrome. Ils peuvent contenir jusqu'à 6% de nickel et jusqu'à 1.5% de molybdène, leur concentration de carbone ne dépasse pas 1.2%. Ils sont caractérisés par une résistance très élevée à la rupture. On les emploie dans les outils chirurgicaux, paliers, coutellerie, pièces de moteur d'avions. Cette famille d'aciers se divise en quatre groupes.

1.3.2.1 Groupe 1

Ils sont composés de fer avec des teneurs de carbone qui ne dépassent pas 0.15%, et moins de 0.6 % de molybdène. Ils contiennent 11.5 % à 13.5 % de chrome, et du nickel moins de 1%.

1.3.2.2 Groupe 2

Ils ont la même composition mais leur taux de carbone est compris entre 0.15% et 0.5%, leur taux de chrome entre 12% et 14.5%, leur teneur du molybdène ne dépasse pas 0.8%. Ce type est caractérisé par une augmentation de la résistance à la corrosion grâce au chrome, et par une bonne dureté.

1.3.2.3 Groupe 3

Ils sont composés comme ceux du deuxième groupe, mais leur taux de carbone varie entre 0.6% et 1.2% et celui de chrome entre 14.5% et 18%. Ce type est caractérisé par une dureté élevée ; ils sont sensibles aux différents traitements thermiques.

1.3.2.4 Groupe 4

Le taux de molybdène est inférieur à 1.5%, le taux de carbone ne dépasse pas 0.22%. Ils contiennent entre 1.6% et 6% de nickel .Ce type a une bonne ductilité à cause du taux élevé de nickel.

1.3.3 Les aciers inoxydables austénitiques

La présente partie consiste en trois catégories :

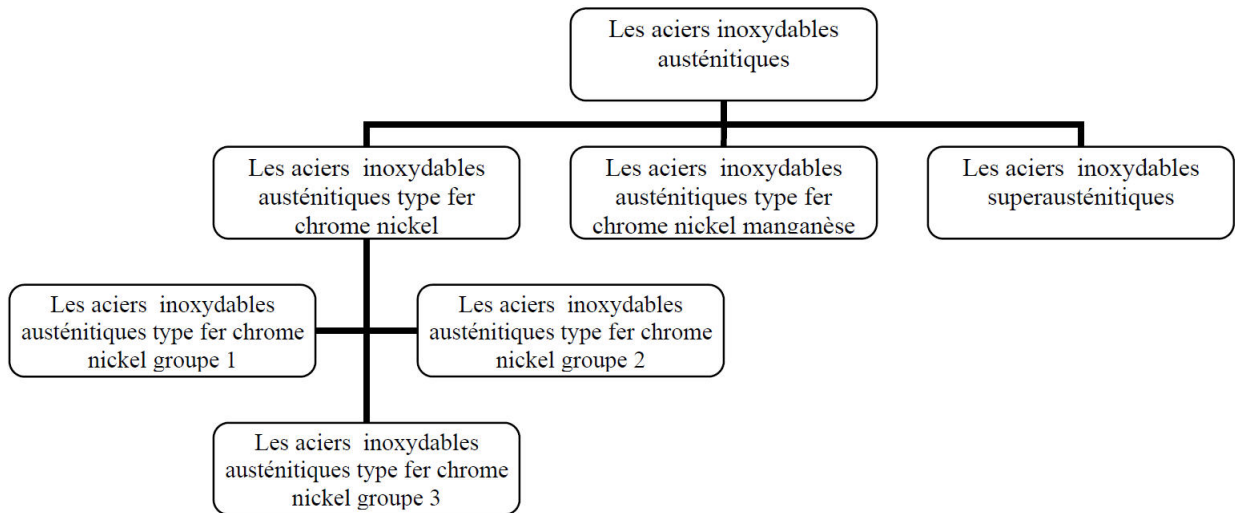


FIGURE 1.3 – Classification des divers types d’acier inoxydable austénitique [4]

1.3.3.1 Les aciers inoxydables austénitiques au nickel

La plus grande partie de ces aciers est destinée aux produits dit *plats*. Quatre propriétés principales sont exigées :

- 1- ne pas former de martensite à basse température *même sous contrainte* ;
- 2- avoir une bonne tenue mécanique ;
- 3- ne pas former de phase fragilisante dans les conditions d’utilisation ;
- 4- ne pas être sensible à la corrosion localisée.

Le choix de composition est orienté suivant la priorité donnée à l’un des objectifs. Ces alliages se composent de fer et de carbone (0.02% à 0.1%), 17% à 20% de chrome, 7% à 25% de nickel et 2% à 5% de molybdène selon la norme européenne *EN10088*. Leur optimisation consiste à équilibrer l’effet alphasagène du chrome par le nickel.

Les aciers austénitiques représentent 70 à 80% de la production d’aciers inoxydables. Contrairement à d’autres produits sidérurgiques, ils se développent car ils connaissent de nouvelles utilisations dans plusieurs domaines : automobiles, centrales nucléaires, alimentaire, ménager, et plates-formes pétrolières.

1.3.3.2 Les aciers inoxydables austénitiques au manganèse

Cette catégorie combine une bonne ténacité, une certaine ductilité avec une bonne résistance à l’abrasion. Ces propriétés la font choisir pour toute les applications comportant un sévère travail à froid (concassage, engins de chantiers, etc)..

Par ailleurs, toute une gamme d’aciers austénitiques au manganèse a été développée avec des objectifs très divers. Le manganèse remplace le nickel et stabilise l’austénite pour des teneurs de 15,18 et même 25%. De plus, ces aciers ont une grande stabilité vis-à-vis de la transformation martensitique. Ce sont des aciers économiques car ils comportent relativement moins de chrome, de 13 à 16% pour assurer une bonne résistance à la corrosion, et de 0.15 à 30% d’azote pour accroître la stabilité de l’austénite et aussi pour son effet durcissant [2].

Ils ont un coefficient de dilatation faible, similaire à celui des aciers au carbone. Cette

dernière propriété et leur moindre coût les fait choisir pour fabriquer des barres et des profilés de rail de chemins de fer.

1.3.4 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (Duplex)

Ces aciers apparaissent comme *le succès majeur en développement d'alliages* depuis les cinquante dernières années (dans la gamme des aciers inoxydables). Ils sont constitués de deux phases principales, la ferrite et l'austénite, ils portent d'ailleurs le nom d'aciers duplex. Leur microstructure peut être très compliquée car chacune des deux donne lieu isolément à toutes sortes de transformations. Le défi, dans leur élaboration, est l'optimisation des proportions de phase α et γ , la composition idéale, pour des meilleures performances mécaniques, est située autour de 50% environ de ferrite et 50% d'austénite.

Ils contiennent 22% à 27% de chrome, et 4% à 8% de nickel. Ces aciers peuvent également contenir du molybdène, du cuivre et de l'azote comme éléments d'addition, pour améliorer leur résistance à la corrosion.

Ils sont caractérisés par une limite d'élasticité très supérieure à celle des austénitiques, et une bonne résistance à la fatigue dans les milieux corrosifs.

Leur utilisation est conseillée pour la fabrication de cuvelage, de tubage, de vannes, etc. Destinés à des milieux agressifs, les industries utilisant les acides, la pétrochimie, l'exploitation des gisements de gaz naturel acide (CO_2 , SH_2). Leurs performances permettant d'alléger les structures les fait choisir encore pour la pétrochimie en milieu marin et même en architecture.

1.4 Conclusion

On remarque qu'il existe plusieurs types d'aciers et leurs classifications dépendent essentiellement de la composition chimique et de la structure phasique. On a vu que le nickel et le chrome agissent sur le changement de leur phase dans le diagramme d'équilibre (Fe-Cr-C).

On a constaté que les éléments gammagènes provoquent l'extension de la phase austénitique, et les éléments alphagènes provoquent l'extension de la phase ferritique.

Finalement, il est possible qu'il y aura une précipitation des phases intermétalliques et des carbures et des nitrures..., ces composés peuvent provoquer la fragilisation des aciers.

Chapitre 2

GÉNÉRALITÉS SUR LE SOUDAGE

Sommaire

2.1	Terminologie . . .	10
2.2	Soudage à l'arc .	11
2.3	Principe du sou-	
	dage TIG	14
2.4	Conclusion	16

Le soudage est un procédé d'assemblage permanent. Il a pour objet d'assurer la continuité de la matière à assembler. Dans le cas des métaux, cette continuité est réalisée à l'échelle de l'édifice atomique. En dehors du cas idéal où les forces inter-atomiques et la diffusion assurent lentement le soudage des pièces métalliques mises entièrement en contact suivant des surfaces parfaitement compatibles et exemptes de toute pollution, il est nécessaire de faire intervenir une énergie d'activation pour réaliser rapidement la continuité recherchée.

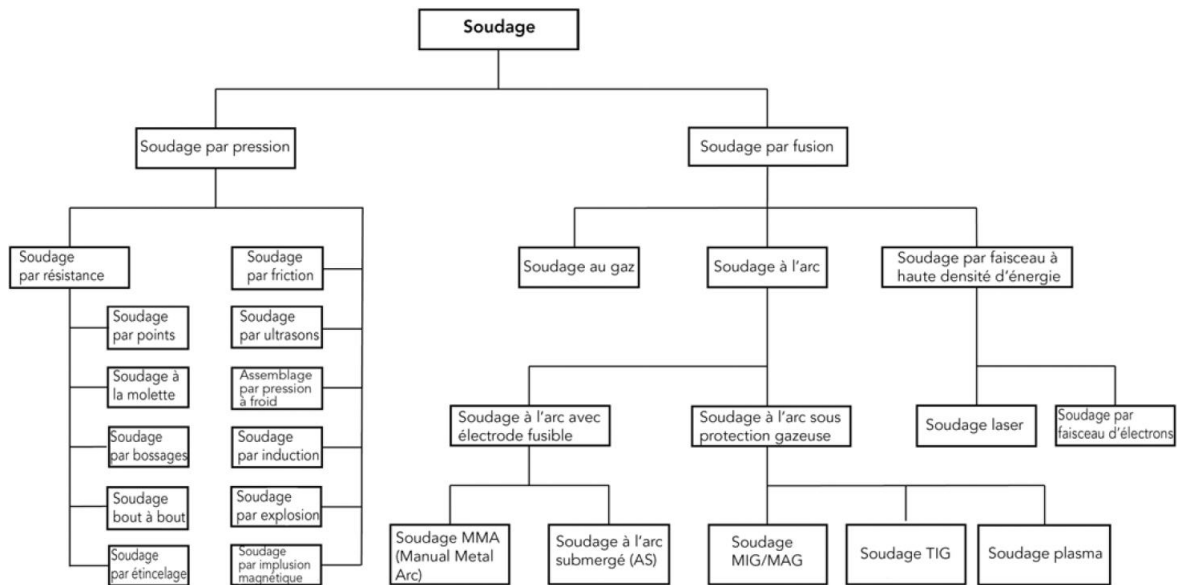


FIGURE 2.1 – Procédés de soudage les plus répandus [5].

2.1 Terminologie

Soudage par pression : soudage avec application d'une pression provoquant une déformation plus ou moins plastique des surfaces à souder, généralement sans métal d'apport. Aucune partie constitutive ne subit de fusion. Il est possible, au besoin, de chauffer les surfaces à souder pour permettre ou faciliter l'assemblage.

Soudage par fusion : soudage avec fusion assurant la formation du joint sans pression. L'utilisation d'un métal d'apport fondu n'est pas toujours nécessaire.

Ensemble soudé : ensemble formé par la soudure, la zone affectée thermiquement et le métal de base.

Taux de dépôt : quantité de métal déposé par unité de temps lors du soudage.

Apport de chaleur : il est déterminant pour la vitesse de refroidissement de la soudure. L'apport de chaleur est donné par la formule suivante :

$$Q = k \frac{U.I}{V \times 1000} \text{ en kJ/mm}$$

où Q est la quantité de chaleur apportée (kJ/mm),

U la tension (V), I l'intensité (A),

V la vitesse de soudage (mm/s)

et k le facteur de rendement thermique.

La procédure utilisée	Soudage MMA, MIG/MAG	Soudage à l'arc submergé	Soudage TIG
le facteur k	0.8	1	0.6

TABLE 2.1 – les valeurs du facteur de rendement en fonction de la procédure utilisée [5]

2.1.1 Le choix du type de soudure

On définit le type de soudure selon la procédure utilisée, les métaux utilisés, ainsi que l'épaisseur de la pièce [5].

Les problèmes se posant en amont et en aval de l'opération de soudage doivent être analysés rigoureusement, afin d'obtenir une soudure de meilleures performances et propriétés.

Pour cela, il existe des normes différentes dans le domaine du soudage, pour les aciers c'est la norme (NF EN 29-692) et pour l'aluminium c'est la norme (NF A 89-310) [6].

2.1.2 La zone affectée thermiquement ZAT

C'est la région voisine du cordon (ligne de fusion), elle peut être divisée en plusieurs zones dont la constitution et la microstructure dépendent de la position des isothermes au cours de la phase de chauffage et de la vitesse de refroidissement, en fonction de la position par rapport au cordon [7]. Ses propriétés mécaniques et métallurgiques ont été modifiées à cause de la quantité de chaleur subie pendant l'opération de soudage.

2.2 Soudage à l'arc

Parmi les multiples procédés de soudages existant, on se penche pour ce type vu que les pièces étudiées sont soudées par le procédé (TIG)

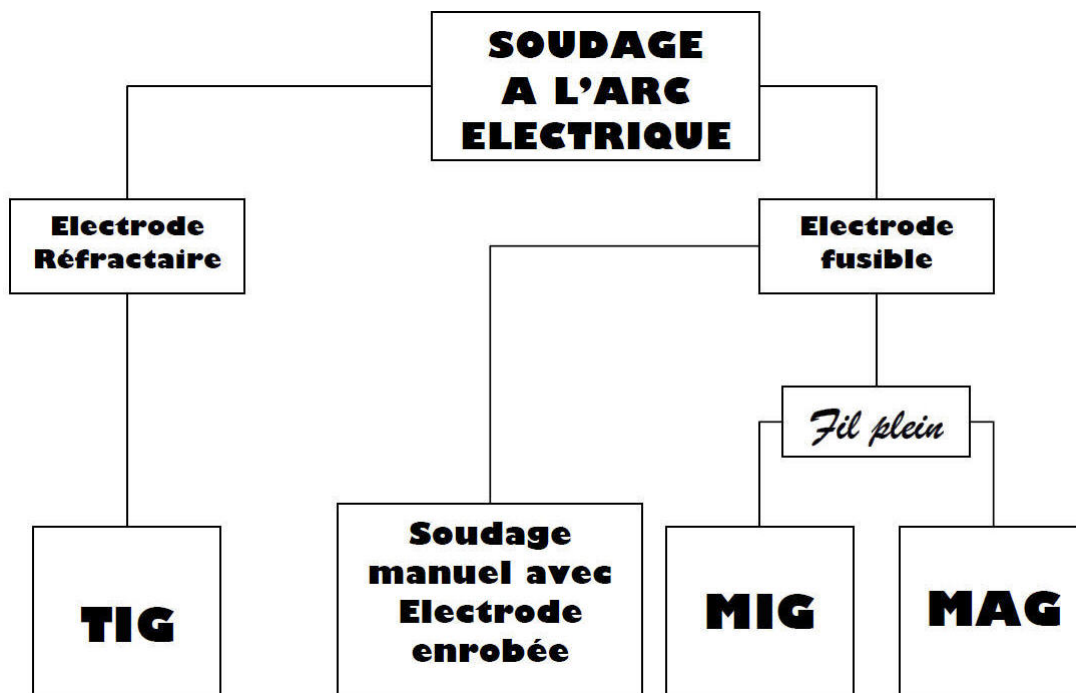


FIGURE 2.2 – Principaux procédés de soudage à l'arc [10]

2.2.1 Arc de soudage

Un arc de soudage est un arc électrique amorcé par court-circuit entre deux électrodes. Entre l'électrode et la pièce à souder, l'arc se chauffe et ionise le gaz qui se trouve autour de lui ; il forme un état qui on l'appelle état plasma [5]. Cet état permet le passage du courant électrique jusqu'à la pièce à souder. La quantité de chaleur dégagée sera le facteur essentiel de fusion de l'électrode et à une partie de surface de la pièce à souder. Cette quantité de chaleur dépend des paramètres de l'alimentation (tension et l'intensité) de l'arc électrique. La température nécessaire au maintien de l'ionisation, dépend aussi du gaz de protection utilisé.

Dans certains procédés de soudage avec électrode consommable l'arc joue deux rôles : il produit de la chaleur, et amène le matériau d'apport au bain de fusion [8].

2.2.2 Gaz de protection

Le but de l'utilisation de gaz de protection est de protéger la soudure contre l'oxydation, les inclusions de laitier provoquées par l'oxygène, et contre le risque de porosité formé par le piégeage de l'azote [5]. Le choix du gaz de protection dépend de la procédure utilisée, et de la nature du matériau soudé.

L'argon

C'est un gaz inerte, il convient particulièrement pour le soudage des aciers inoxydables ou de l'aluminium. L'ajout d'une faible quantité de dioxyde de carbone ou d'oxygène améliore la qualité de la soudure, particulièrement en soudage à l'arc court.

L'hélium

C'est un gaz inerte caractérisé par sa forte conductivité thermique. L'ajout de l'argon augmente la vitesse de soudage et compense les pertes de chaleur par diffusion à l'intérieur de la pièce à souder. En revanche il gêne l'amorçage de l'arc et son coût est très élevé.

Le dioxyde de carbone

Le dioxyde de carbone est le gaz le moins coûteux. Il s'adapte bien au soudage des aciers galvanisés. Il ne convient pas au soudage à l'arc de pulvérisation.

L'hydrogène

C'est un gaz caractérisé par la réduction du phénomène d'oxydation. Il augmente l'apport de chaleur et la vitesse de soudage. Cependant, le risque d'avoir des fissures est très probable. C'est pourquoi on limite son utilisation au soudage des aciers austénitiques.

2.2.3 Domaine d'application de certains procédés de soudage

2.2.3.1 Soudage à l'arc avec électrodes enrobées

Le soudage manuel à l'arc avec électrodes enrobées permet d'assembler ou de recharger des éléments ou des pièces métalliques au moyen de cordons de soudure. Il s'agit du type de soudage le plus répandu. Le soudage manuel à l'arc électrique et électrode enrobée concerne surtout les postes de tuyauteurs pour des tubulures de diamètre et d'épaisseur importante. Conférant une bonne résistance mécanique aux soudures.

Il convient aux aciers doux (enrobage de l'électrode type O), aux aciers faiblement alliés, aux aciers inoxydables et réfractaires, à la fonte grise, aux métaux non ferreux : nickel (après décapage à l'acide et neutralisation), cuivre et cuproaluminium [8].

La rapidité de sa mise en œuvre est aussi appréciable ; sous arc électrique la température idéale de soudage qui est atteinte rapidement reste stable tout au long du soudage. Sur le plan financier son intérêt réside aussi dans le coût minime et la simplicité du matériel mis en œuvre. Néanmoins la technique de l'arc électrique nécessite une bonne maîtrise.

2.2.3.2 Le soudage TIG (Tungsten inert gas)

Il s'apparente au soudage à l'arc, mais en lui apportant des améliorations conséquentes en matière de facilité de mise en œuvre et de qualité de soudure. Après le soudage à l'arc électrique et électrode enrobée, c'est le procédé le plus répandu.

Il convient à la plupart des métaux, aciers divers, aluminium, manganèse cuivre, nickel, métaux et alliages réfractaires ainsi qu'aux métaux précieux ou délicats (titane-tantale ou zirconium).

Ce procédé de soudage apporte une grande qualité de régularité au cordon de soudure. Il est aussi apprécié pour la rapidité de sa mise en œuvre, en effet la température de fusion au niveau de la zone à souder est obtenue quasi immédiatement, de plus elle reste bien localisée, ne s'étendant que sur une zone de quelques millimètres.

Le métal de base devient aussi métal d'apport. Du fait d'une bonne pénétration du métal d'apport et d'une continuité en profondeur dans la matière, la quantité de métal d'apport nécessaire est plus faible qu'avec le procédé au chalumeau. Les joints ainsi obtenus sont de grande qualité. Il n'y a pas les défauts d'inclusion du « laitier » comme avec l'électrode enrobée.

Les défauts observés peuvent être des excès de soufflure par manque de gaz, ou un aspect vermiculaire (bulles de gaz) par excès de gaz.

Ce procédé de soudage est appliqué pour les soudures de tôlerie fine, de tubes par les tuyauteurs.

En raison du poids et de l'encombrement des installations nécessaires il est appliqué en atelier. La mise en œuvre en endroits clos est possible.

Par contre sur chantier extérieur, il n'est pas toujours privilégié, car la protection gazeuse est sensible au vent, au taux d'humidité. Et en cas de perte de protection il y aura oxydation de la soudure.

2.3 Principe du soudage TIG

Le soudage TIG (tungsten inert gas) ou GTAW (gas tungsten arc welding) est un procédé de soudage à arc. Son arc électrique, stable et précis, est créé entre la pièce à souder (l'anode) et l'électrode en tungstène qui ne fond pas dans cette procédure.

Le bain de fusion et l'arc sont entourés par un gaz de protection inerte dans lequel l'écoulement de ce gaz est assuré par une buse à gaz fixée à l'extrémité du pistolet à souder. L'électrode est située au centre de cette buse.

L'utilisation de métal d'apport dans cette opération s'effectue sous deux formes, soit sous forme de baguette maniée manuellement par l'opérateur, soit sous forme de fil d'apport contrôlé automatiquement [5].

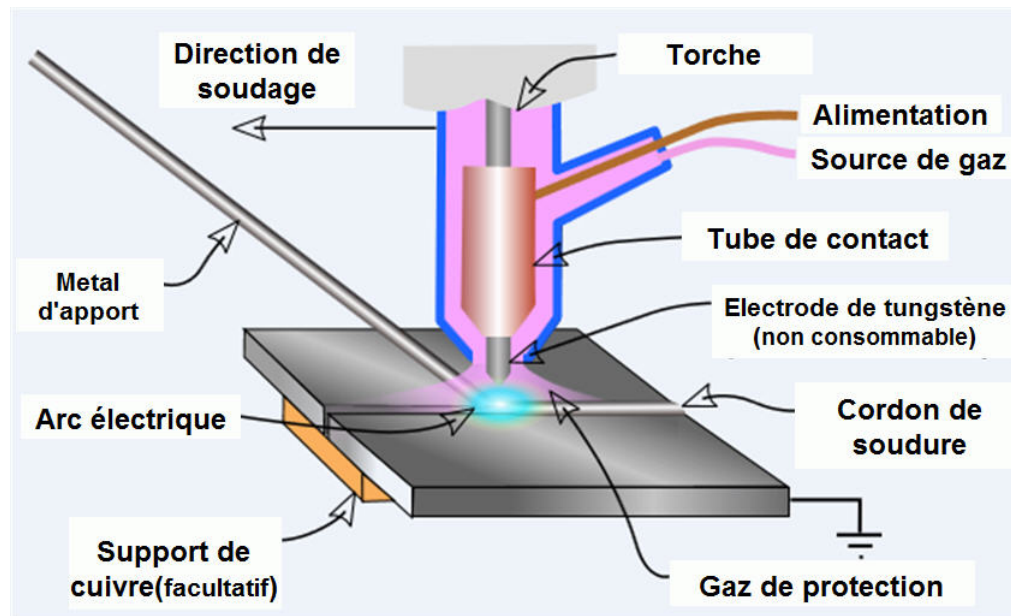


FIGURE 2.3 – Schéma de principe du soudage TIG.

2.3.1 Matériel

Le matériel nécessaire dans ce procédé est le suivant :

- un pistolet à souder,
- un générateur HF (haute fréquence),
- une alimentation électrique,
- un gaz de protection,
- un équipement de contrôle.

2.3.1.1 Le pistolet à souder

Le pistolet à souder doit être parfaitement isolé et facile à manier par l'utilisateur. Il existe deux types de pistolet à souder : le pistolet à refroidissement par air (l'intensité maximale de soudage est de 200A), et le pistolet à refroidissement par eau (l'intensité maximale de soudage est de 400A).

2.3.1.2 L'équipement de contrôle

L'équipement de contrôle dépend essentiellement du degré d'automatisation du processus de soudage. Ces équipements possèdent plusieurs systèmes d'asservissement qui assurent le contrôle automatique de la durée de postgaz et de pré-gaz de protection destiné à empêcher l'oxydation de l'électrode et du bain de fusion, le bon fonctionnement de générateur dans la descente ou la remonte du courant pour le remplissage optimal de cratères [6].

2.3.1.3 L'électrode

Dans cette procédure, l'électrode utilisée doit respecter certaines caractéristiques techniques :

- une faible résistance électrique,
- un point de fusion élevé,
- une forte émission électrique,
- une bonne conductivité thermique.

L'électrode en tungstène répond mieux à ces exigences. Cependant l'ajout de certains additifs améliore considérablement certaines caractéristiques. Les électrodes en tungstène pur sont utilisées pour le soudage de matériaux légers par un courant alternatif. L'ajout de 1% à 2% de l'oxyde de thorium dans l'alliage de l'électrode en tungstène améliore la stabilité de l'arc. En revanche, le meulage des électrodes qui contient de thorium présente un danger pour l'opérateur, parce que le thorium est radioactif. On peut utiliser à la place du thorium des oxydes non radioactifs tels que l'oxyde de zirconium, l'oxyde de cérium ou l'oxyde de lanthane.

2.3.1.4 Le métal d'apport

Pour soudage des pièces de faible épaisseur (moins de 4 mm), l'utilisation de métal d'apport n'est pas nécessaire parce que le joint est entièrement formé par le métal fondu de la pièce à souder. Pour le soudage des pièces épaisses l'utilisation d'un matériau d'apport sera importante pour former le joint de soudure. La qualité de la soudure peut être améliorée par le préchauffement de fil d'apport.

2.3.1.5 Le gaz de protection

Le gaz de protection utilisé pour souder les aciers non alliés, faiblement alliés, ou inoxydables est l'argon pur. Pour le soudage des aciers inoxydables duplex, on ajoute de l'hélium pour améliorer le transfert de chaleur. Dans certaines conditions, l'utilisation de l'hélium pur comme gaz de protection est préférable pour réaliser des soudures horizontales et en corniches.

2.3.1.6 L'alimentation

Le soudage TIG se fait sous deux types d'alimentation électrique, soit par un courant continu avec une électrode dont la polarité est négative, soit par un courant alternatif.

Courant continu

C'est le type de courant le plus utilisé, appelé également soudage en polarité directe (DCSP, direct courent straight polarité), L'électrode est reliée au pôle négatif du générateur. Le courent continu convient le soudage des aciers, des aciers inoxydables

et le cuivre [5, 6, 9]. Cette alimentation est contrôlée électroniquement au moyen d'un inverseur ou d'un montage redresseur à thyristor [5]. Dans certains cas très rares, la pièce devient cathode et l'électrode devient anode. C'est qu'on appelle le soudage en polarité inverse (DCRP, direct curent reverse polarity). Ce type d'alimentation est utilisé pour détruire la couche d'oxyde qui se forme à la surface du joint soudé. C'est le cas des alliages en aluminium [6].

Courant alternatif

Ce type de courant est utilisé pour le soudage des alliages en aluminium ou en magnésium. L'alternance de polarité de courant permet de faire le contrôle de pénétration et la désoxydation au moment du soudage [6].

2.4 Conclusion

Dans le but d'assurer une continuité et une similarité des propriétés mécaniques, en allant du métal de base, passant par la zone affectée thermiquement jusqu'à la zone fondue ; il est impératif de bien choisir les paramètres de soudage. Ces dernières sont étroitement liées à la nature des matériaux à souder.

Des précautions particulières doivent être prises en considération lors du soudage des matériaux hétérogènes, du faite des différences sur le plan structurale, coefficient de dilatation, conductivité thermique.

Chapitre 3

COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES MATÉRIAUX

Sommaire

3.1	Rappels et définitions . .	18
3.2	Le comportement élas- tique	26
3.3	Le comportement élas- toplastique	27
3.4	Conclusion	29

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 et de l'énergie ne suffisent pas à les résoudre. Même si on ajoute des lois physiques comme les équations d'équilibre des contraintes qui offrent six relations, nous avons neuf inconnus, et les équations de compatibilité des déformations qui fournissent trois relations pour six inconnus, Il est insuffisant de déterminer la déformation du milieu continu. 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 : Elle correspond à des variations des espaces interatomiques et à des mouvements réversibles de dislocations. Ces déformations sont essentiellement instantanément réversibles et la configuration initiale est retrouvée après décharge.

La plasticité : Elle correspond aux mouvements irréversibles des dislocations. Ces déplacements se font par glissement dans les plans cristallographiques. En pratique, ces déplacements ne modifient pas la structure cristalline et le volume reste inchangé, on parle, dans ce cas, d'incompressibilité plastique.

La viscosité : Elle correspond à la poursuite de la déformation alors que la charge est constante, il n'y a plus d'équilibre. Le temps et les vitesses de déformation jouent un rôle important dans les lois de comportement d'un matériau visqueux. Lors de ce phénomène favorisé par l'activation thermique, on parle d'écoulement de fluage.

La combinaison de ces classes donne des comportements complexes : viscoélastique, élastoplastique, élastoviscoplastique....etc.

3.1 Rappels et définitions

3.1.1 Les contraintes

Considérons un solide soumis à des forces extérieures

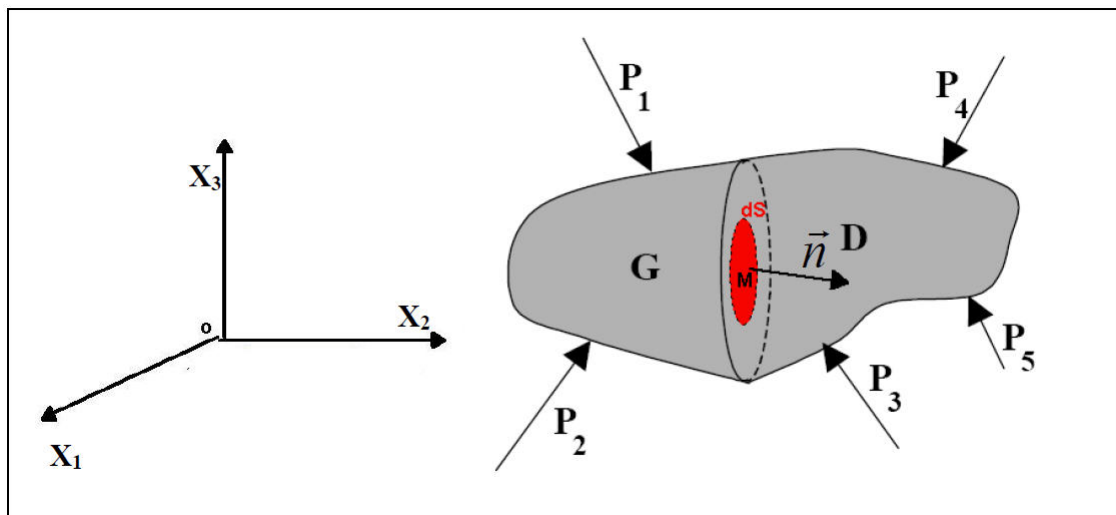


FIGURE 3.1 – Schémas d'un solide soumis à des forces extérieures.

On considère le point M qui se trouve à l'intérieur du solide (S), suivant un élément de surface plane, ou facette, dS . Appelons G et D les parties du solide situées de part et d'autre de dS . Intéressons-nous à la partie G. Pour caractériser la facette, on considère son vecteur unitaire normal extérieur, c'est à dire que dans notre cas \vec{n} est orienté de G vers D. La facette est donc définie par (M, \vec{n}) . Pour maintenir G en état sur la facette, on doit remplacer l'action précédente de D par une force $d\vec{F}$ [14].

On appelle vecteur contrainte \vec{T} :

$$\vec{T} = \frac{d\vec{F}}{dS} \quad (3.1)$$

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

facette

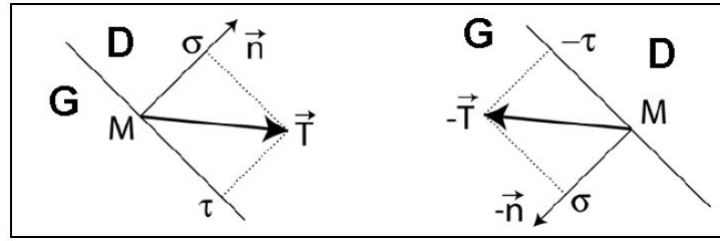


FIGURE 3.2 – Vecteur contrainte, contrainte normale σ et cisaillement τ .

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

$$\sigma = \vec{T} \cdot \vec{n} \quad (3.2)$$

La projection de \vec{T} sur le plan de la facette est la contrainte tangentielle, parfois notée τ , et appelée cisaillement. On remarque que la contrainte normale exercée sur D est $\sigma(M, -\vec{n})$:

$$\sigma(M, -\vec{n}) = -\vec{T} \cdot (-\vec{n}) = \vec{T} \cdot \vec{n} = \sigma(M, \vec{n}) \quad (3.3)$$

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

- $\sigma < 0$ la contrainte est une contrainte de *traction* ou *tension*
- $\sigma > 0$ la contrainte est une contrainte de *compression*

Par contre, le signe de τ 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 chacune d'elles, le vecteur contrainte peut être décomposé en trois composantes.

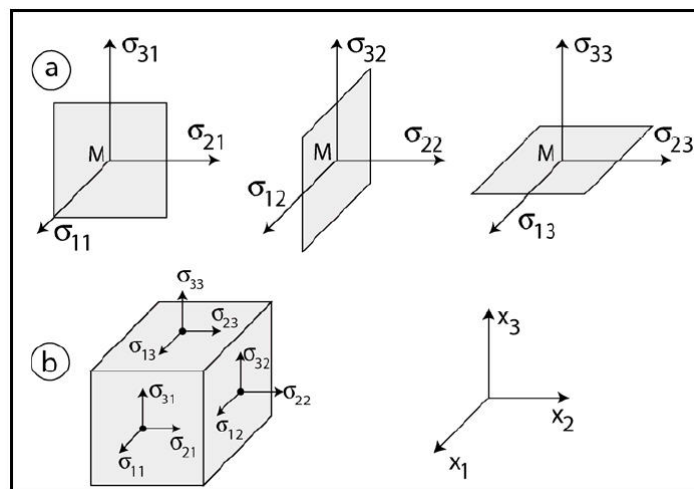


FIGURE 3.3 – Composantes de la contrainte sur les trois facettes 1, 2, 3 au point M (souvent représentées comme dans la figure b).

exemple : le vecteur contrainte $\vec{T}_1(\sigma_{11}\sigma_{12}\sigma_{13})$ est appliqué à la facette 1. σ_{ij} le premier indice présente la composante, le second désigne la normale à la facette.

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 σ_{ij} dont les vecteurs colonnes sont $\vec{T}_1, \vec{T}_2, \vec{T}_3$:

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (3.4)$$

La connaissance de cette matrice permet de déterminer le vecteur contrainte \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 traction ou de compression suivant leurs signes. Les composantes $\sigma_{12}, \sigma_{21}, \sigma_{31}, \sigma_{32}, \sigma_{13}, \sigma_{23}$ sont des contraintes de cisaillement. Le tenseur de contrainte est symétrique, on aura donc :

$$\sigma_{12} = \sigma_{21}; \sigma_{13} = \sigma_{31}, \sigma_{23} = \sigma_{32} \quad (3.5)$$

3.1.2 Les déformations

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

$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (3.6)$$

$$\pi_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (3.7)$$

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

$$\epsilon_{ij} = \begin{pmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} \\ \epsilon_{21} & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} & \epsilon_{32} & \epsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (3.8)$$

telles que

$$\begin{cases} \epsilon_{11} = \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) \\ \epsilon_{22} = \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) \\ \epsilon_{33} = \left(\frac{\partial u_3}{\partial x_3} \right) \end{cases} \quad (3.9)$$

avec

$$\begin{cases} \epsilon_{12} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) \\ \epsilon_{13} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_1} \right) \\ \epsilon_{23} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_3} + \frac{\partial u_3}{\partial x_2} \right) \end{cases} \quad (3.10)$$

$\epsilon_{11}, \epsilon_{22}, \epsilon_{33}$ sont les déformations de dilatation axiale ou principales. $\epsilon_{12}, \epsilon_{13}, \epsilon_{23}$ sont les déformations angulaires.

π_{ij} représente le tenseur de rotation ; ce tenseur est antisymétrique.

Ces expressions ne sont valables que pour les faibles déformations [15]. Dans le cas général le tenseur des déformations total \underline{H} s'écrit comme suit :

$$\underline{H} = \epsilon_{ij} + \frac{1}{2}(\epsilon_{ij} - \pi_{ij})(\epsilon_{ij} - \pi_{ij}) \quad (3.11)$$

et

$$\begin{cases} \epsilon_{ij} = \frac{1}{2} |\text{grad}(u) + \text{grad}(u)^T| \\ \pi_{ij} = \frac{1}{2} |\text{grad}(u) - \text{grad}(u)^T| \end{cases} \quad (3.12)$$

3.1.3 La courbe de traction

L'essai de traction permet d'obtenir 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 ou courbe force-allongement ". On peut tracer, après le test, deux sortes de courbe de traction :

- la courbe conventionnelle,
- la courbe rationnelle.

3.1.3.1 La courbe conventionnelle

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

σ_N : la contrainte normale,

ϵ_N : la déformation longitudinale, telle que : $\epsilon_N = \Delta L / L_0$

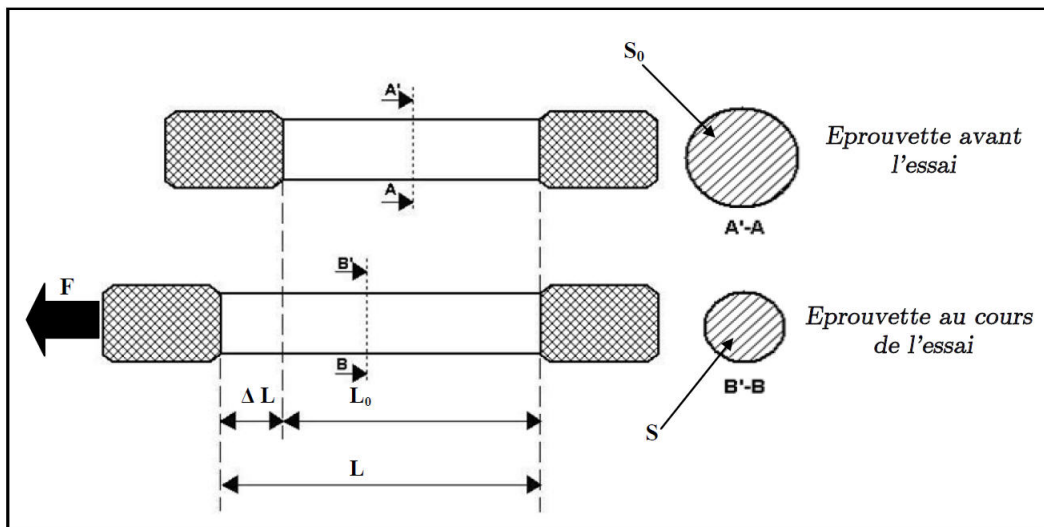


FIGURE 3.4 – Variation de la longueur de l'éprouvette pendant l'essai de traction.

L_0 : la longueur utile initiale de l'éprouvette,

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

ΔL : l'allongement,

F : la force de traction appliquée 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.

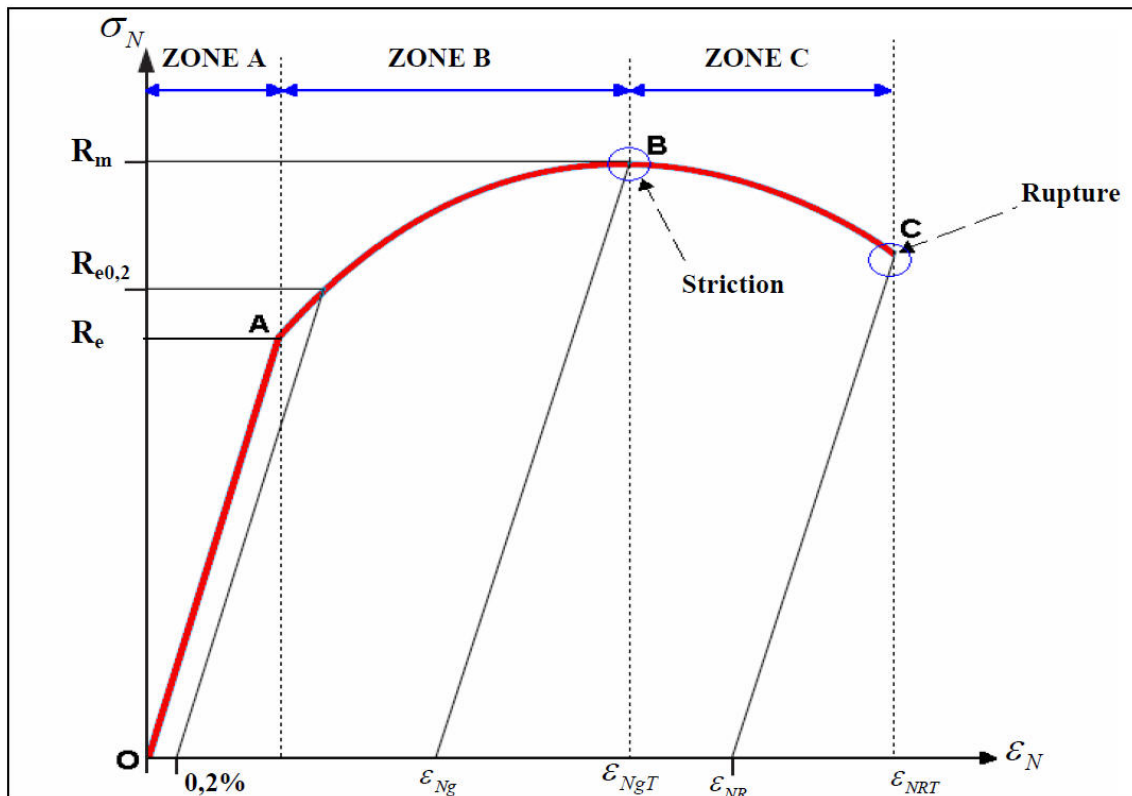


FIGURE 3.5 – Courbe de traction conventionnelle.

On constate que la courbe est constituée d'une ligne rectiligne suivie par une ligne parabolique, on remarque

- 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 qui se caractérise par la déformation irréversible ; quand on supprime la force de traction dans cette zone, il y'a un retour élastique suivant une parallèle à OA et il reste une déformation permanente,
- la courbe BC dans la zone C : c'est le domaine de la déformation plastique hétérogène. Dans cette zone la force nécessaire pour déformer le matériau diminue alors que l'allongement continue d'augmenter. Au point B, la striction commence à apparaître visiblement jusqu'au point C où il y'a rupture de l'éprouvette. Cette zone se caractérise par une instabilité appelée instabilité plastique.

Les grandeurs caractéristiques de mise en forme qu'on peut tirer du diagramme nominal sont :

- la limite d'élasticité R_e : c'est la contrainte qui sépare le domaine élastique du domaine plastique, la détermination exacte de cette valeur est impossible.
- la limite d'élasticité conventionnelle $R_{e0.2}$: 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 R_m : 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 seulement) de l'éprouvette après la rupture $A = L_0 \epsilon_{NR}$.
- l'allongement total A_t : Il correspond à l'allongement total (on ajoute l'allongement élastique à 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 (après rupture) sur la section initiale S_0 , $Z = \frac{S_0 - S_r}{S_0}$.

3.1.3.2 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 σ en fonction de la variation du logarithme de la déformation ϵ .

3.1.3.3 Le passage de la force à la contrainte vraie

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

$$\sigma_N = \frac{F}{S_0} \quad (3.13)$$

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

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (3.14)$$

La relation entre σ et σ_N :

$$\sigma = \frac{S_0}{S} \sigma_N \quad (3.15)$$

Si on considère que le changement de volume de la zone utile n'est pas significatif, on peut utiliser l'approximation suivante [16] :

$$V_0 = L_0 S_0 \approx LS = (L_0 + \Delta L) S \quad (3.16)$$

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

$$\sigma_N = \frac{F}{S_0} = \frac{F}{S_0} \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) \quad (3.17)$$

3.1.3.4 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 ϵ à une déformation $\epsilon + d\epsilon$ on l'obtient en divisant l'allongement dl par la longueur l .

$$d\epsilon = \frac{dl}{l} \quad (3.18)$$

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

$$\epsilon = \int_{L_0}^L \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (3.19)$$

ou encore :

$$\epsilon = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) \quad (3.20)$$

On résume les relations permettant de passer des grandeurs vraies aux grandeurs nominales, en prenant l'hypothèse d'une déformation sans variation de volume :

$$\begin{cases} \epsilon = \ln(1 + \epsilon_N) \\ \sigma = \sigma_N(1 + \epsilon_N) \end{cases} \quad (3.21)$$

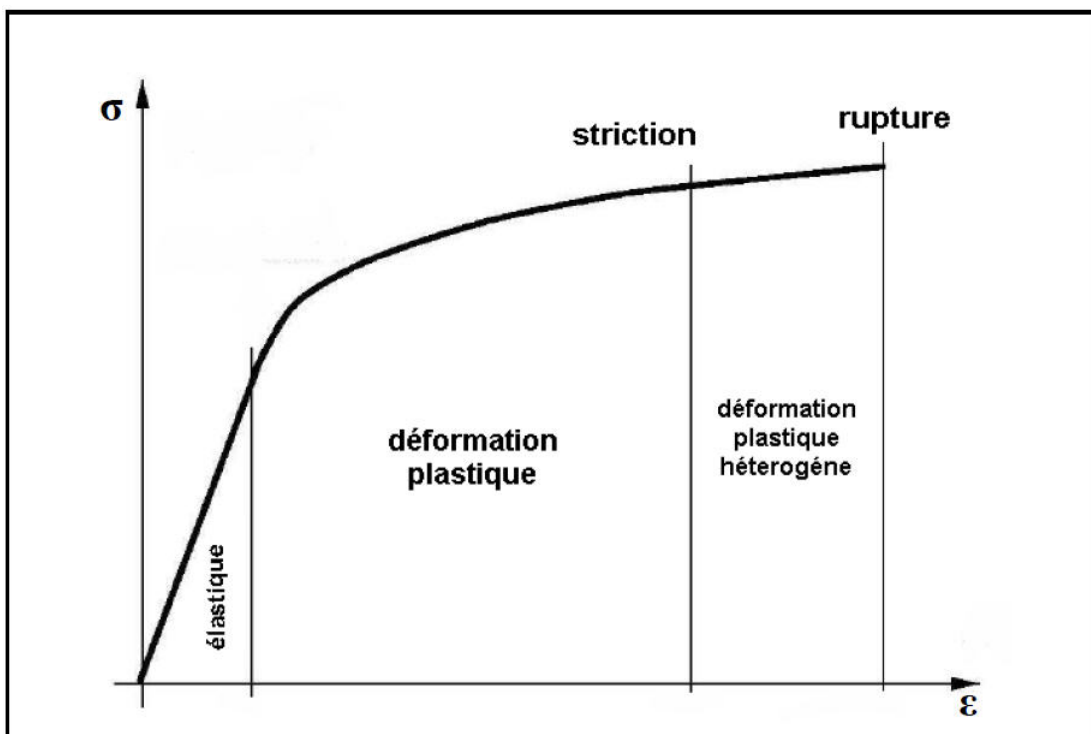


FIGURE 3.6 – Le diagramme de traction rationnelle.

3.1.4 Influence de la vitesse de déformation sur la courbe de traction

Il est bien connu que pour un matériau de composition donnée, la courbe de traction dépend fortement de sa microstructure (écroui, recuit à doux, etc.) et de la température à laquelle l'essai est exécuté. De même la vitesse de traction, qui est à spécifier au début de l'essai, effectue une influence non négligeable sur la courbe de traction. L'influence de la vitesse de traction sur la courbe de traction (fig. 3) s'explique par le fait que la déformation plastique ne suit pas instantanément la variation de déformation ϵ_{totale} imposée (comportement visqueux). Lors d'un incrément rapide et discontinu de l'allongement, l'éprouvette se déforme d'abord élastiquement. Au cours du temps, une partie de cette déformation élastique est transformée en déformation plastique produisant ainsi le phénomène de relaxation de la contrainte. Pour un essai de traction à vitesse de déformation constante, ces deux phénomènes opèrent en même temps et la courbe obtenue dépend de la cinétique et de l'amplitude de la déformation plastique. La courbe $\sigma(\epsilon)$ passe, au-delà de la limite d'écoulement plastique, par un niveau d'autant plus haut que la vitesse de déformation est élevée. La démonstration de cet effet nécessite cependant des vitesses de traction variant d'un à plusieurs ordres de grandeurs.

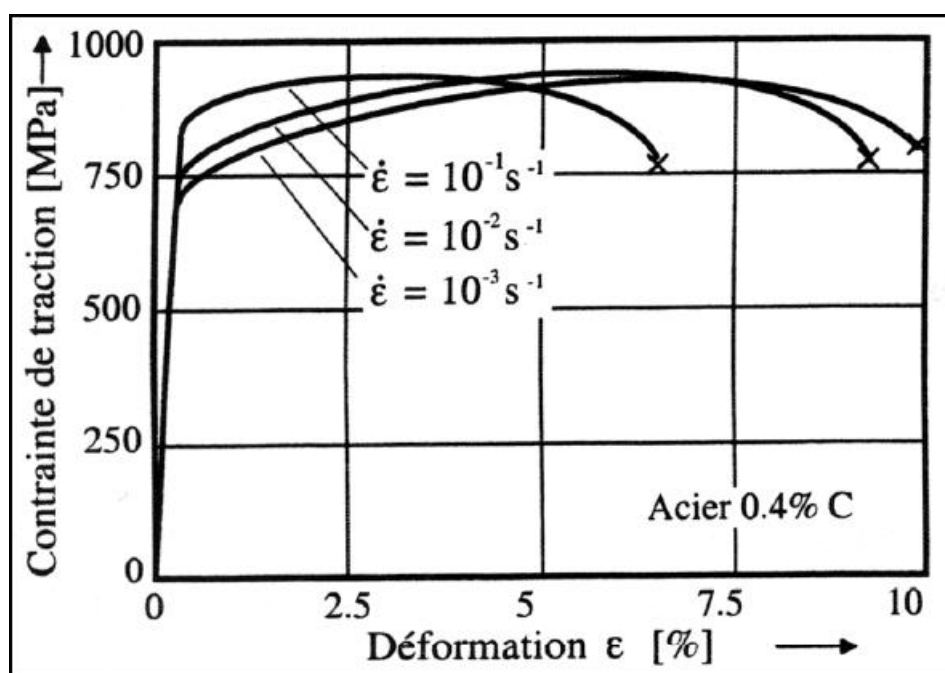


FIGURE 3.7 – Schéma d'une éprouvette sollicitée axialement

La vitesse de déformation recommandée pour un essai standard est de l'ordre de 0.4% par seconde dans le domaine plastique. Aux alentours de la limite élastique, le taux d'augmentation de la contrainte ne devrait pas dépasser une dizaine de MPa par seconde.

3.2 Le comportement élastique

3.2.1 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 formulée sous la forme suivante.

$$\begin{cases} \sigma = C\epsilon \\ \epsilon = S\sigma \end{cases} \quad \text{ou} \quad \begin{cases} \sigma_{ij} = C_{ijkl}\epsilon_{kl} \\ \epsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl} \end{cases} \quad (3.22)$$

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

3.2.2 Relation entre contrainte et déformation

3.2.2.1 Cas de déformation uniaxiale

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

$$\begin{cases} \epsilon_X = \frac{\sigma_X}{E} \\ \epsilon_Y = -\nu\epsilon_X = -\nu\frac{\sigma_X}{E} \\ \epsilon_Z = -\nu\epsilon_X = -\nu\frac{\sigma_X}{E} \end{cases} \quad (3.23)$$

$$\sigma_Y = \sigma_Z = \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{xz} = 0.$$

On peut tirer le module d'élasticité E et le coefficient de Poisson ν :

$$E = \frac{\sigma_X}{\epsilon_X} \quad (3.24)$$

$$\nu = -\frac{\epsilon_Y}{\epsilon_X} = -\frac{\epsilon_Z}{\epsilon_X} \quad (3.25)$$

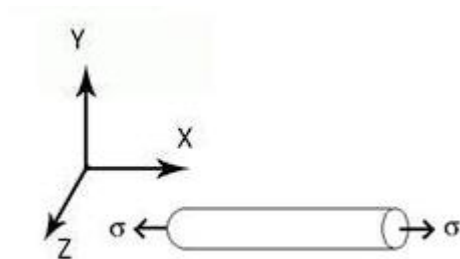


FIGURE 3.8 – Schéma d'une éprouvette sollicitée axialement

E et ν seront identifiés par un essai de traction simple ou de compression.

3.3 Le comportement élastoplastique

Le comportement élastoplastique est décrit par l'apparition de déformation irréversibles et indépendantes 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 :

$$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p \quad (3.26)$$

ϵ^e : la déformation élastique,

ϵ^p : la déformation plastique.

On peut définir une relation de comportement découplée pour ϵ^e et ϵ^p . Dans le cas de l'écoulement plastique continu (sans charge), on a :

$$\begin{aligned} \epsilon^e &= A(\sigma) & \forall \sigma \\ \begin{cases} \epsilon^p = 0 \\ \epsilon^p = g(\sigma) \end{cases} & \begin{cases} si |\sigma| < \sigma_y \\ si |\sigma| \geq \sigma_y \end{cases} \end{aligned} \quad (3.27)$$

tel que g est une fonction d'écrouissage.

3.3.1 Quelques lois d'écrouissage

On donne quelques lois d'écrouissage dans le cas unidimensionnel qui lie la contrainte d'écoulement à la déformation plastique équivalente. On les identifie à partir de tests expérimentaux uniaxiaux de compression ou de traction.

3.3.1.1 Lois de Swift

La loi de Swift est donnée par la relation suivante [12, 15, 16] :

$$Y(\epsilon_p) = Y_0 \left(1 + \frac{\epsilon_p}{\epsilon_0}\right)^n \quad (3.28)$$

on peut l'écrire sous la forme suivante :

$$\begin{cases} Y(\epsilon_p) = C(\epsilon_0 + \epsilon_p)^n \\ C = Y_0 \epsilon_0^{-n} \end{cases} \quad (3.29)$$

où

ϵ_p : la déformation plastique équivalente.

n : exposant d'écrouissage .

Les paramètres de la loi d'écrouissage à identifier sont les suivants : ϵ_0, Y_0, n .

3.3.1.2 Lois de Hollomon ou loi de puissance

Elle est donnée par la relation suivante [12, 16] :

$$Y(\epsilon_p) = K\epsilon^n \quad (3.30)$$

telle que

K : coefficient d'écroissage caractérisant l'intensité des contraintes mises en jeu.
n : exposant d'écroissage . 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 [17].

A partir de l'enregistrement dans la zone de plasticité (la zone B, entre A et B), nous allons établir le diagramme rationnel de la forme : $\sigma = f(\epsilon)$, soit la contrainte en fonction de la déformation.

Ce diagramme nous permettra ensuite d'établir la loi de comportement plastique du matériau.

La portion parabolique de la partie plastique des allongements répartis peut s'écrire sous la forme :

$$\sigma = K(\epsilon_p)^n$$

avec ϵ_p déformation plastique : $\epsilon_p = \epsilon - \epsilon_e = \epsilon \frac{\sigma}{E}$

Détermination des coefficients d'écroissage et de résistance (K et n)

Le paramètre n représente le coefficient d'écroissage, il rend compte de la capacité du matériau à se déformer plastiquement.

Le paramètre K représente le coefficient de résistance du matériau (exprimé en Mpa)

$$\sigma = K(\epsilon_p)^n \Rightarrow \ln(\sigma) = \ln(K) + n \ln(\epsilon_p)$$

Si l'on trace la courbe $\ln(\sigma) = f(\ln(\epsilon_p))$, la droite obtenue nous donnera les paramètres n et K.

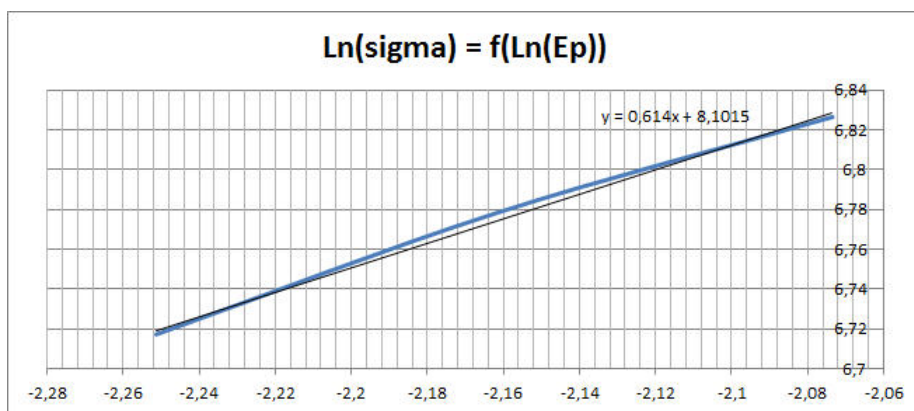


FIGURE 3.9 – La courbe $\ln(\sigma) = \ln(\epsilon_p)$ de la partie plastique

Remarque :

Le coefficient d'écroutissement peut être directement lu sur la courbe $\sigma = f(\epsilon)$; n correspond alors à la déformation pour la charge maximale F_m .

3.4 Conclusion

Ce chapitre constitue une synthèse bibliographique centrée sur le comportement mécanique des matériaux, d'une façon générale. Nous avons vu les notions de base et les rappels concernant les contraintes, les déformations, les essais de traction, le comportement élastique ou plastique des matériaux et l'influence de la vitesse de déformation.

Nous avons vu aussi quelques lois d'écroutissement, au cours de cette étude, la loi d'écroutissement adoptée, est la loi dite de Hollomon.

Deuxième partie

**PRATIQUE, RÉSULTATS ET
INTERPRÉTATIONS**

Chapitre 4

CARACTÉRISATION STRUCTURALE DU JOINT SOUDÉ

Sommaire

4.1	Présentation du joint soudé	31
4.2	Caractérisation structurale du joint soudé . .	34
4.3	L'essai de dureté	38
4.4	Conclusion	42

Les propriétés mécaniques des matériaux sont dépendantes de leur microstructure. Lorsqu'on étudie un alliage, il est important de connaître sa microstructure qui est désignée par le taux d'éléments, de leur concentrations et de la vitesse de refroidissement. Cette microstructure se caractérise par le type de phases avec leur proportions et leur arrangements cristallins. Ces propriétés structurales seront détectées par un examen métallographique à l'aide d'un microscope optique.

Dans ce cadre, nous utilisons la macrographie pour délimiter géométriquement les différentes zones du joint de soudure, révélées par l'attaque chimique. Après l'identification des zones homogènes on utilisera la micrographie pour préciser la microstructure dans chaque zone.

4.1 Présentation du joint soudé

Le joint soudé, traité dans cette étude, est un joint de raccordement de deux tubes en acier inoxydable, l'un est acier inoxydable duplex 2205 et l'autre est un acier inoxydable super-martensitique. la composition chimique de ces deux matériaux représentée dans le tableau(4.1).

TABLE 4.1 – Composition chimique en pourcentage massique de l’acier inoxydable super-martensitique [18].

Les éléments	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Taux en %	1	0.02	0.005	7	13	2.5	0.01
Les éléments	Nb	Si	B	Al	Ti	Cu	C
Taux en %	0.05	0.45	0.0005	0.055	0.15	0.25	0.015

Ses caractéristiques mécaniques sont données par le tableau (4.2).

TABLE 4.2 – Caractéristiques mécaniques de traction simple de l’acier super-martensitique à la température $T = 20^\circ\text{C}$ [18].

Limite d’élasticité à 0.02 % d’allongement $Re_{0.2\%}$	Résistance à la traction Rm	Allongement à la rupture A%
De 550 à 750 MPa	De 775 à 925 MPa	22%

Le deuxième échantillon est un acier austéno-ferritique de la nuance A790 GR selon la norme ASTM. Sa composition chimique est donnée dans le tableau (4.3).

TABLE 4.3 – Composition chimique en pourcentage massique de l’acier inoxydable duplex A790 GR [19].

Les éléments	C	Mn	P	S	Ni	Cr
Taux en %	0.021	0.48	0.022	0.0007	6.9	25.46
Les éléments	Mo	N	Cu	W	Si	
Taux en %	3.65	0.27	0.61	0.64	0.49	

Ses caractéristiques mécaniques à la température ambiante sont données par le tableau (4.4).

TABLE 4.4 – Caractéristiques mécaniques de traction simple de l’acier inoxydable duplex A790 GR à la température $T = 20^\circ\text{C}$ [19].

Limite d’élasticité à 0.02 % d’allongement $Re_{0.2\%}$	Résistance à la traction Rm	Allongement à la rupture A%
De 652 à 654 MPa	De 839 à 840 MPa	De 31.9 à 34.4

Le métal d'apport est un austénoferritique (super-Duplex) dans la nuance DP-3WT pour le soudage TIG ou GTAW. Sa composition chimique est donnée par le tableau (4.5).

TABLE 4.5 – Composition chimique en pourcentage massique du DP-3WT [20].

Les éléments	W	Cu	C	Ni	Cr	Mo	Si	N
Taux en %	2	0.5	0.02	6.7	25.1	3.5	0.4	0.3

Ses caractéristiques mécaniques au conditions normales sont illustrées dans le tableau(4.6) :

TABLE 4.6 – Caractéristiques mécaniques de traction simple du DP-3WT à la température $T = 20^{\circ}\text{C}$ [20].

Limite d'élasticité à 0.02 % d'allongement $Re_{0.2\%}$	Résistance à la traction Rm	Allongement à la rupture A%
550 MPa	800 MPa	15

4.1.1 Soudage des deux tubes

L'assemblage des deux tubes a été réalisé par GTP. Le procédé de soudage utilisé est le TIG (tungsten inert gas). La jonction est faite en 5 passes par un métal d'apport dont la nuance est DP-3WT.

La préparation des bords des deux pièces à joindre est nécessaire par un chanfrein en V avant l'exécution de l'opération de soudage. Les dimensions du chanfrein dépendent de la géométrie et de la nature métallurgique de la zone à souder et de la procédure de soudage utilisé.

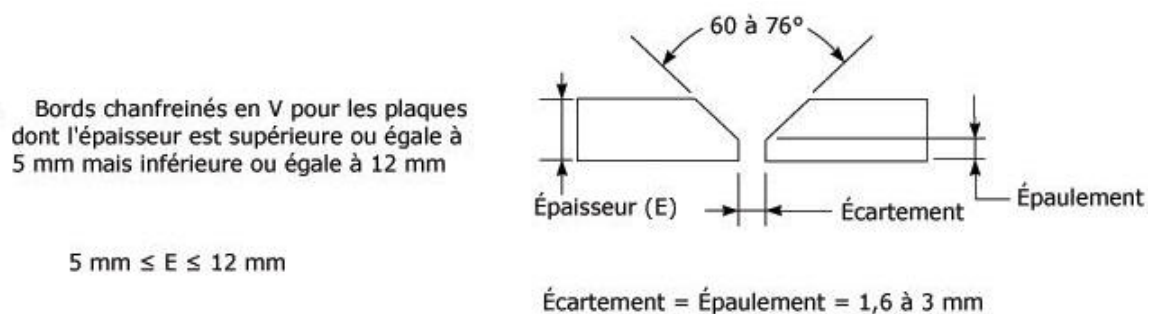


FIGURE 4.1 – Schémas présentant la préparation des bords des pièces avant soudage.

4.2 Caractérisation structurale du joint soudé

4.2.1 Macro-micrographie

Le but de la macrographie est de délimiter les différentes zones qui constituent le joint de soudure, à savoir les deux matériaux de base, les deux zones affectées thermiquement et la zone fondue.

4.2.1.1 Préparation de l'échantillon

Nous avons utilisé le même échantillon pour les deux examens macrographique et micrographique.

Les opérations effectuées selon l'ordre chronologique sont :

- 1- Prélèvement
- 2- polissage grossier (de la granulométrie 80 à la granulométrie 1200)
- 3- polissage de finition (pâte d'alumine 0.05 μ)
- 4- nettoyage par ultrason
- 5- attaque chimique
- 6- rinçage à l'éthanol

Concernant la macrographie, nous avons utilisé une attaque chimique électrolytique à l'acide oxalique, de même pour la micrographie du côté duplex. Pour la révélation de la structure du côté super-martensitique, nous avons utilisé la solution vilella, la description de ces deux méthodes est donnée dans l'annexe A.

La figure (4.2) montre clairement l'hétérogénéité de la soudure, nous constatons cinq zones principales qui sont :

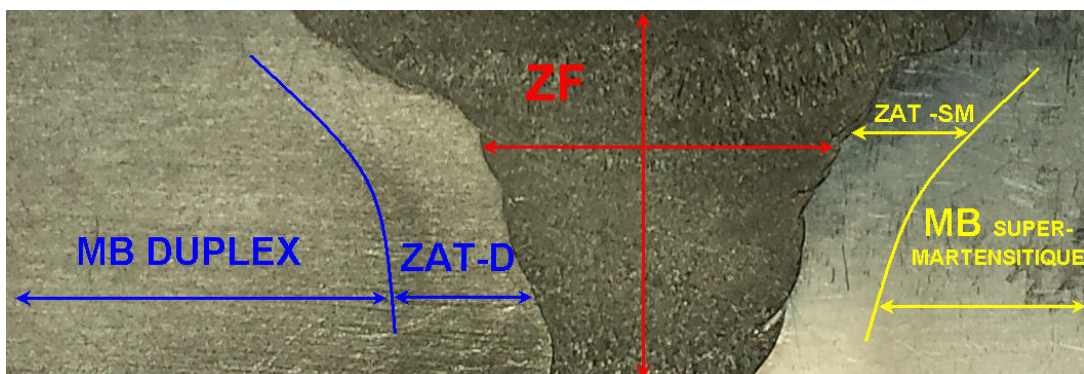


FIGURE 4.2 – macrographie du joint soudé.

- **MB super-martensitique** : métal de base super-martensitique.
- **MB Duplex** : métal de base austéno-ferritique .
- **ZAT -M** : la zone affectée thermiquement du côté super-martensitique .

- ZAT -D : la zone affectée thermiquement de du côté duplex .
- ZF : la zone fondue.

4.2.2 caractérisation microstructurale

Les images de la micrographie sont obtenues à l'aide d'un microscope optique type Nikon ECLIPSE LV100ND assisté par une camera numérique reliée à un micro-ordinateur. Les essais sont effectués au niveau du Centre de Soudage et de Contrôle (CSC).

La microstructure du premier métal de base duplex est illustrée sur la figure (4.3).

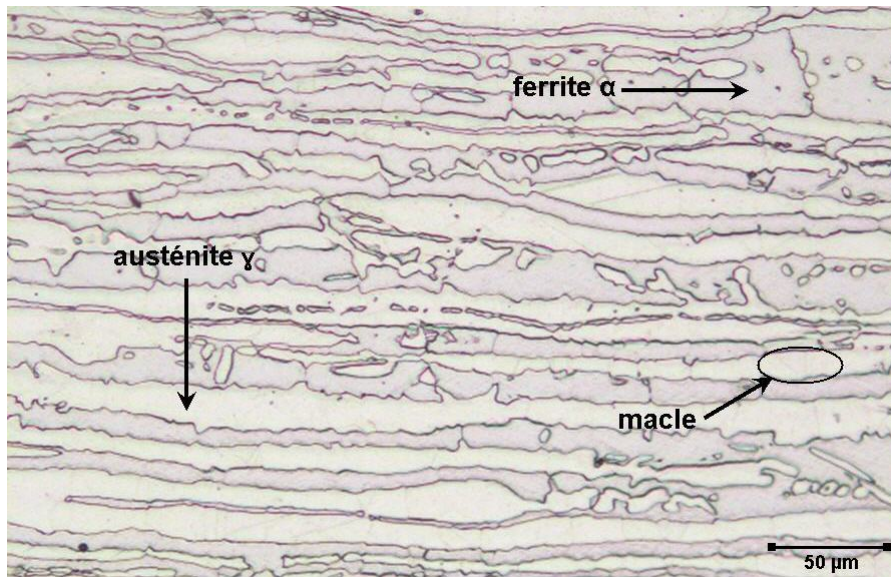


FIGURE 4.3 – métal de base duplex.

Le métal de base en acier austéno-ferritique possède une structure en bande constituée de deux phases, la ferrite et l'austénite. Cette structure est typique des aciers inoxydables duplex ; les grains ont une forme allongée, l'austénite se caractérise par le phénomène de maillage et la forme polygonale des grains.

En balayant la face de l'échantillon vers la région de la soudure, nous révélons la texture de la zone affectée thermiquement coté duplex, la structure est présentée par la figure (Figure4.4).

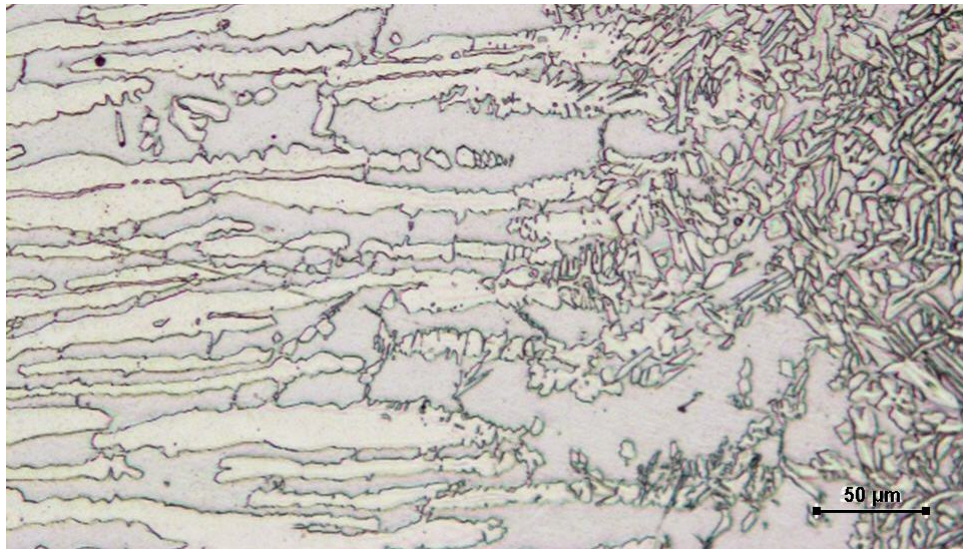


FIGURE 4.4 – zone affectée thermiquement coté duplex.

Cette zone proche de la zone fondue présente un grossissement considérable des grains par rapport au métal de base, avec un élargissement de la taille de ferrite. Une recristallisation partielle et un réarrangement des grains ont été remarqués aussi dans des endroits de la zone surchauffée. C'est une formation de nouveaux grains aux niveaux des joints initiaux.

On remarque dans la zone fondue que la structure est dendritique (structure brute de solidification).

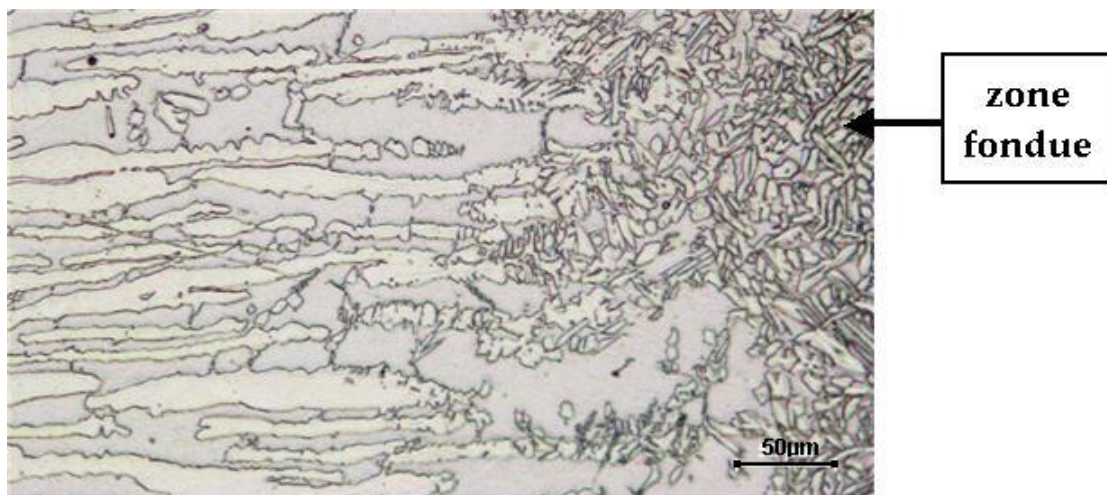


FIGURE 4.5 – zone fondue.

Au niveau de la jonction coté super-martensitique, nous avons remarquer l'existence de deux zones affectées thermiquement, l'une à gros grains et l'autre à grains fins, la première est illustrée sur la figure (Figure4.6)

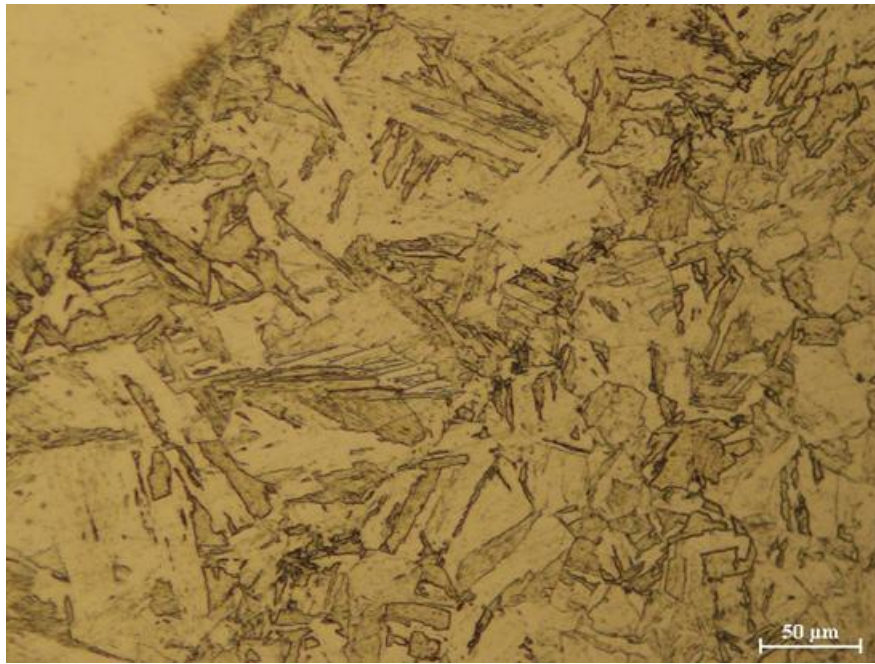


FIGURE 4.6 – zone affectée thermiquement à gros grain coté super-martensitique.

La figure 4.7 montre la deuxième zone affectée thermiquement à grains fins du coté super-martensitique.

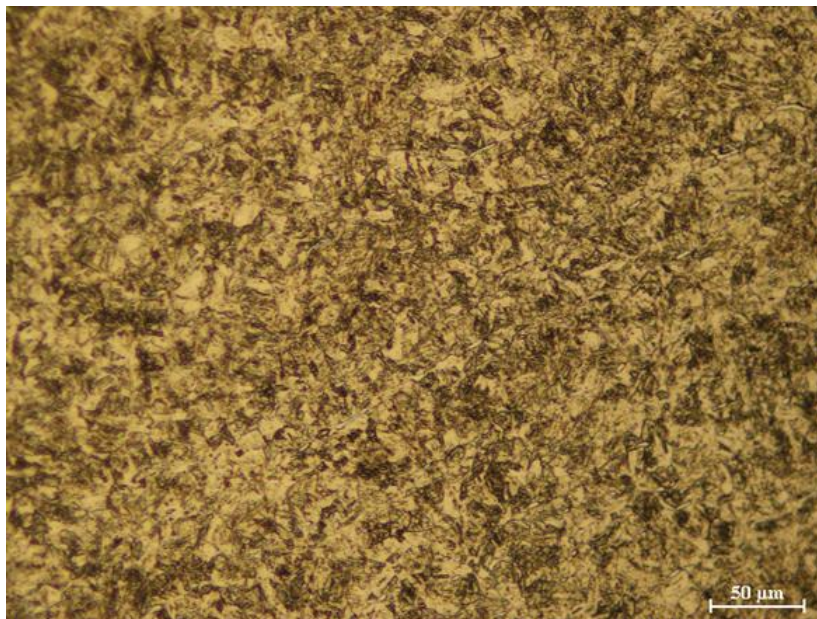


FIGURE 4.7 – zone affectée thermiquement à grain fins coté super-martensitique.

Le structure du métal de base super-martensitique est présentée par la figure 4.8.

Sur cette figure, on constate la présence d'une structure martensitique fine en lattes et en aiguilles répartis sur multiples orientations.



FIGURE 4.8 – métal de base super-martensitique.

4.3 L'essai de dureté

Il existe plusieurs types de test de dureté. Les plus utilisés sont :

- l'essai de dureté Rockwell.
- l'essai de dureté Brinell.
- l'essai de Vickers.
- l'essai de microdureté Vickers.

Nous utiliserons ici l'essai de Brinell et l'essai de microdureté de Vickers, pour localiser les zones fragiles et prévoir la résistance dans chaque zone.

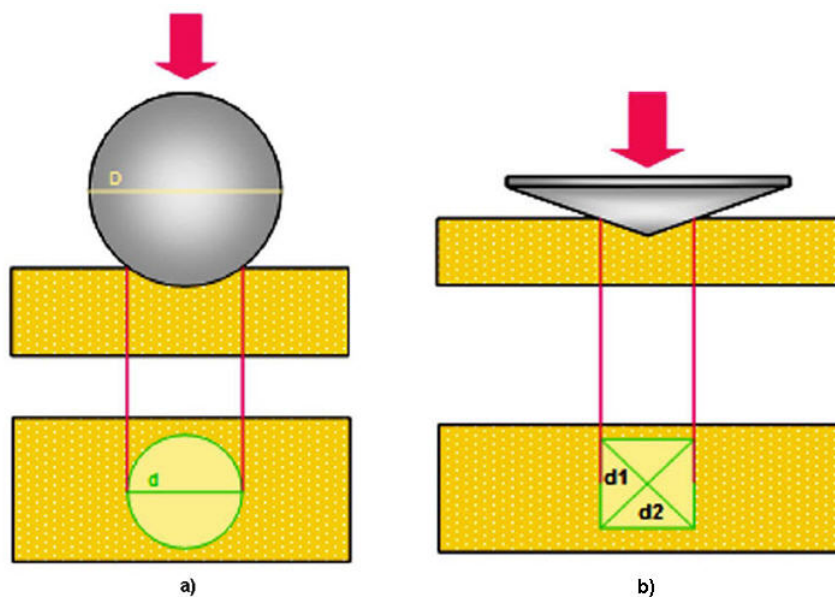


FIGURE 4.9 – a) Essai de Brinell ; b) Essai de Vickers .

4.3.1 Essai BRINELL

Le test de dureté BRINELL, mis au point par le métallurgiste suédois Johan August BRINELL, est désigné pour les alliages métalliques peu durs. L'essai consiste à imprimer dans la pièce une bille en acier ou en carbure de tungstène de diamètre D sous une charge F et à mesurer le diamètre d de l'empreinte.

$$\text{Dureté Brinell } HB = F/\pi^2 D.[D - V(D^2 - d^2)] \text{ (surface d'une calotte sphérique)}$$

F = charge d'essai (fonction du matériau) de 500 à 3000 daN

D = diamètre de la bille (5 ou 10 mm)

d = diamètre de l'empreinte en mm

Une charge de 10 KgF est appliquée progressivement pendant 15 secondes et maintenue à sa valeur finale pendant 15 secondes. les essais sont faits à CSC. Les valeurs obtenues sont citées dans le tableau (4.7) et représentées sur la figure (4.10)

TABLE 4.7 – Résultats des essais de dureté Brinell HB10 .

	Côté duplex		ZF	Côté martensitique	
	MB	ZAT		ZAT	MB
la mesure 1	227	245	257	268	254
la mesure 2	226	254	260	269	252
la mesure 3	237	242	266	273	247
la moyenne	230	247	261	270	251

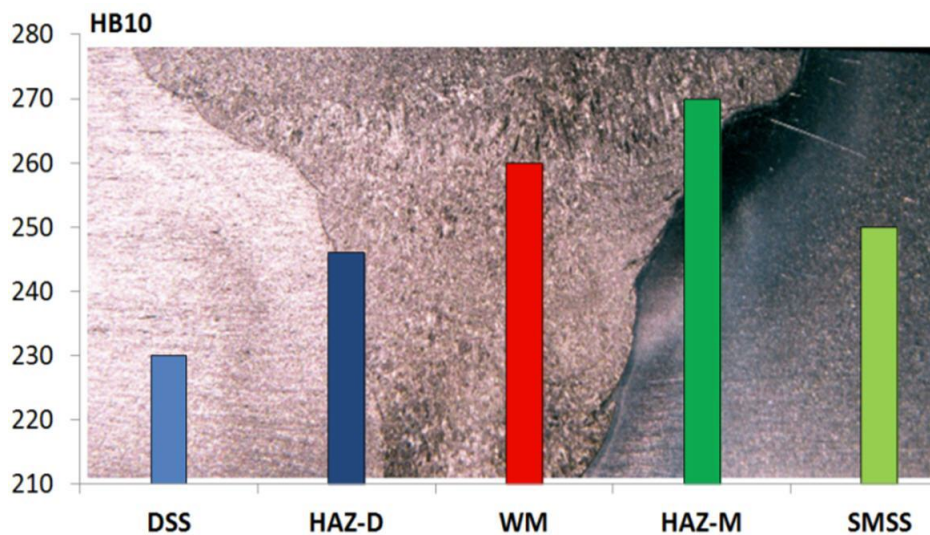


FIGURE 4.10 – Résultats des essais de dureté Brinell HB10 .

4.3.2 L'essai de microdureté Vickers

Les empreintes dans cet essai sont réalisées par une pyramide droite à base carrée à l'aide d'une charge F. Le choix de F dépend des dimensions du pénétrateur utilisé et de l'épaisseur de l'éprouvette. La dureté de Vickers " Hv " est définie par :

$$Hv = \frac{2F \cdot \sin \alpha}{d^2} \quad \text{en kg/mm}^2 \quad (4.1)$$

F : la charge appliquée

S : la diagonale de l'empreinte

Comme $\alpha = 136^\circ$ est fixe, on peut écrire

$$Hv = 1.8544 \frac{F}{d^2} \quad (4.2)$$

L'essai de la microdureté permet de suivre avec précision l'évolution de la dureté en fonction de la distance dans le joint soudé. Les empreintes laissées par le pénétrateur sont très petites, c'est pourquoi on utilise le microscope pour mesurer leurs dimensions. Nous réalisons un profil de dureté au niveau de la surface du joint soudure. La distance respectée entre deux empreintes est de 0.35 mm avec une charge égale à 0.2 Kgf. Les résultats expérimentaux sont donnés par le tableau suivant.

TABLE 4.8 – Valeurs expérimentales de microdureté Vickers HV0.2 .

Les zone localisées	MB Duplex										
Mesure P1	250	256.5	255.9	245.5	254.2	261.5	246.4	251.2	267.8		
MB Duplex	ZAT Duplex									ZF	
259.6	280.8	286.7	270.7	271	275.8	274.2	269.9	270	270	284.8	285.6
ZF											ZAT2
293,8	295,5	292,2	291	290,6	296,9	281,3	293,1	293,3	290,8	272,7	276.9
ZAT2											
299.2	315.5	320	322.5	326.1	332.3	328.7	311.8	320.5	315.7	315	300
ZAT2		MB super-mart									
277		263.2	273	265	270	275					

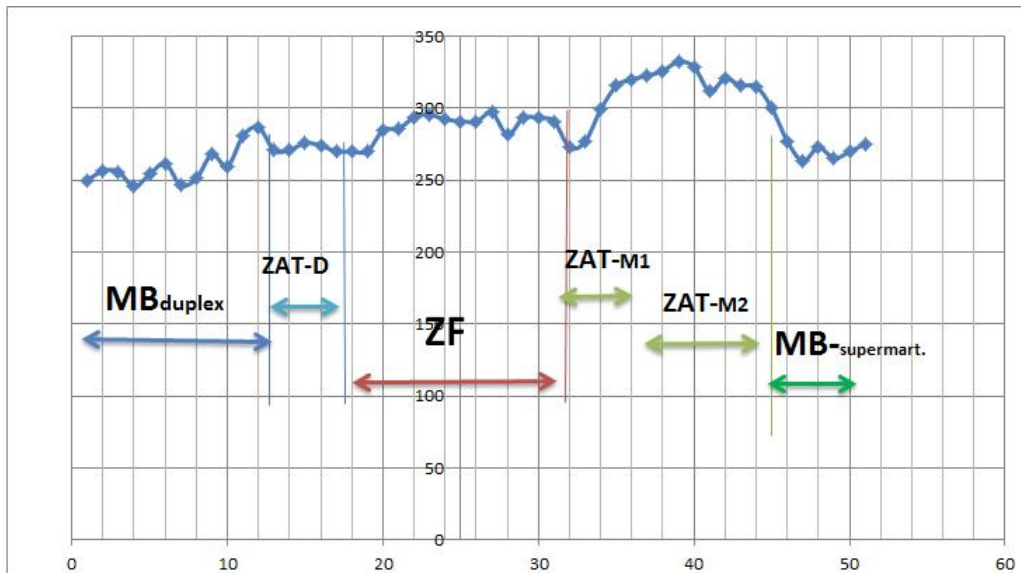


FIGURE 4.11 – l'évolution de la microdureté à travers le joint soudé.

Nous avons effectué ce test comme complément de l'essai de dureté Brinell HB10 effectué avant. Comme notre soudure est hétérogène nous avons jugé utile d'effectuer un profil de microdureté Vickers avec une faible charge(0.2Kg).

Le profil est présenté par la figure(4.11). D'une manière générale nous remarquons une évolution graduelle avec des fluctuations le long de la soudure. Pour les deux matériaux de base, elle est de l'ordre 250 HV dans le Duplex, et de 270 HV dans l'acier inoxydable super-martensitique. Les valeurs de microdureté augmente lorsqu'on s'approche du métal fondu.

Dans la ZAT-D, du coté duplex, nous remarquons une augmentaion légère de la dureté due à l'expansion du domaine ferritique en dépend du domaine austénitique. Nous observons, aussi, une augmentation considérable de la dureté au niveau de la ZAT-SM coté supermartensitique, cette augmentation peut être liée à l'affinement de grains au niveau de la sousZAT2. Nous mentionnons également une légère chute de la dureté correspondante à la sous ZAT1 (zone de grossissement).

Le profil moyen de la microdureté au niveau de la zone fondue est situé entre ceux des deux zones affectées thermiquement.

L'un des objectifs attendus par cet essai, en plus de la détermination des gradients des propriétés mécaniques est l'estimation des étendus des différentes zones de la soudure principalement les zones affectées thermiquement.

4.4 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons fait une caractérisation structurale macroscopique et microscopique du joint soudé.

Cette caractérisation a permis de mettre en évidence les différentes parties du cordon. Nous avons constaté que le joint soudé est constitué de cinq zones principales (MB1, MB2, ZAT-D, ZAT-SM, ZF). La structure de la zone affectée thermiquement du côté duplex se caractérise par un grossissement du grains, cependant la structure de la zone affectée thermiquement du côté super-martensitique se caractérise par deux phénomènes une finesse et un grossissement de la taille des grains. Nous avons remarqué aussi que le métal fondu à une structure dendritique.

Les résultats ont montré une bonne concordance entre le test de dureté et les évolutions structurales des différentes parties de soudure.

Chapitre 5

Caractérisation mécanique du joint soudé

Sommaire

5.1	L'essai de traction	43
5.2	Présentation des résultats des essais réalisés . .	45
5.3	Conclusion	52

Dans ce chapitre, nous allons faire une caractérisation mécanique détaillée sur le joint soudé. Pour ce faire, d'abord, nous avons effectué des essais de traction monotone sur les deux métaux de base, séparément, avec des vitesses de traction différentes, ensuite, nous présentons deux essais de traction monotone sur le joint soudé, l'un d'eux est assisté par des jauges de déformations. Ces essais nous permettent de caractériser le comportement précis du joint soudé sous sollicitation uniaxiale de chargement. Par la suite, nous identifions les coefficients de la loi de Hollomon pour décrire le comportement élastoplastique global du joint soudé.

5.1 L'essai de traction

L'essai de traction est l'un des essais mécanique destructifs les plus fréquents. Il sert à déterminer avec précision plusieurs propriétés mécaniques des matériaux importantes en conception.

L'objectif de cette partie est d'effectuer des essais de traction monotone pour trouver la courbe de contrainte-déformation conventionnelle. A partir de cette courbe, on détecte le type de comportement mécanique et on identifie les paramètres qui caractérisent ce comportement.

5.1.1 Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes utilisées sont dimensionnées selon la norme ASTM E8. Ces dimensions sont illustrées dans la figure (V-1).

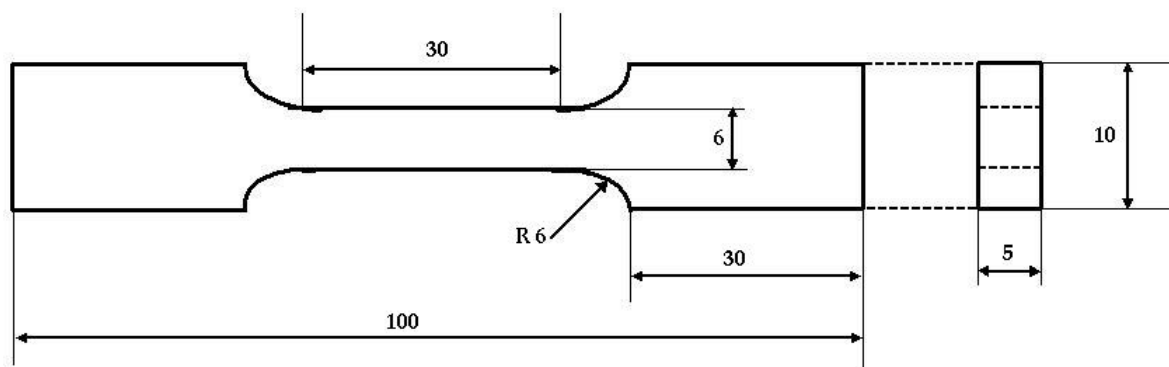


FIGURE 5.1 – Les dimensions de l'éprouvette selon la norme ASTM E8.

5.1.2 La machine d'essais

Pour réaliser les essais de traction, nous avons utilisé une machine hydraulique (ZWICK ROELL Z050) à commande numérique. Le pilotage et l'acquisition des données sont effectués à l'aide de la console de la machine, l'ensemble étant piloté par le logiciel TESTEXPERT V1.11. La cellule d'effort a une capacité de $\pm 50\text{KN}$.



FIGURE 5.2 – Machine de traction uniaxiale conventionnelle .

L'ensemble des modules nécessaire au dialogue avec la machine a été développé à l'aide du logiciel TESTEXPERT V1.11. L'évolution des contraintes et des déformations

est affichée sur le moniteur au cours de l'essai, et l'ensemble des points mesurés par la console de la machine à l'aide d'une capture sont enregistrés dans un fichier pendant l'essai.

La détermination du module d'élasticité de l'ensemble dans la phase élastique a été calculée automatiquement par le logiciel TESTEXPERT V1.11 de la machine. Dans ce test on ignore la quantification des incertitudes expérimentales dues à toute la chaîne d'acquisition, car la détermination du comportement de l'éprouvette dépend de ses dimensions ainsi que du temps d'identification.

5.2 Présentation des résultats des essais réalisés

Pour chaque métal de base, nous avons effectué deux essais de traction, la première manipulation avec une vitesse de 1 mm/min, la vitesse de la deuxième vaut 5 mm/min. Les données récupérées à savoir les courbes conventionnelles, rationnelles et les courbes $Ln(\sigma) = Ln(\epsilon_p)$ sont toutes détaillées dans l'annexe B.

5.2.1 Éprouvettes d'acier Duplex

Le tableau(5.1) contient les paramètres directement relevés sur la courbe de traction de l'acier inoxydable austénitoférritique.

	La charge maximale en kN	Contrainte maximale σ en MPa	module de Young en GPa	Déformation à la rupture $\epsilon\%$
essai n° 1	941	819.06	7.5	22.2
essai n° 2	1096	861.49	7	36.9

TABLE 5.1 – Présentation des essais de traction monotones effectués sur des éprouvettes d'acier Duplex

À partir de la courbe rationnelle, nous traçons la courbe $Ln(\sigma) = Ln(\epsilon_p)$ seulement pour la partie plastique de cette dernière. La courbe obtenue est une droite et les paramètres extraits de cette courbe figurent dans le tableau (5.2)

	essai n° 1	essai n° 2
K	3294.5	3568.9
n	0.61	0.40

TABLE 5.2 – paramètres d'écrouissage pour les essais effectués sur l'acier Duplex

n : représente la pente de la droite.

$Ln(K)$: est le point d'intersection de la droite avec l'axe des ordonnées.

Les courbes conventionnelles des deux essais sont illustrées dans la figure (5.3)

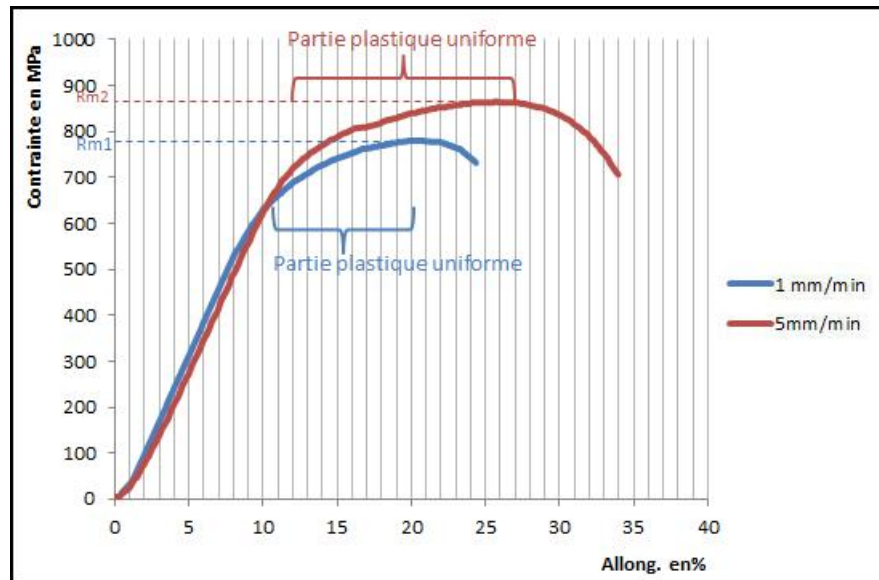


FIGURE 5.3 – les deux courbes de traction des deux éprouvettes en acier Duplex : 1mm/min et 5mm/min.

On constate que la charge maximale R_{m2} correspondante à la vitesse de traction 5mm/min est plus grande que R_{m1} correspondante à la vitesse de traction 1mm/min, cela est explicable par le faite que le matériaux sollicité présente une résistance plus importante en augmentant la vitesse de traction. C'est le phénomène de consolidation.

5.2.2 Éprouvettes d'acier super-martensitique

Nous avons procédé de la même façns, le tableau (5.3) montre les paramètre tirés des courbes de traction conventionnelle.

	La charge maximale en kN	Contrainte maximale σ en MPa	module de Young en GPa	Déformation à la rupture $\epsilon\%$
essai n° 1	845	745	7.3	24.6
essai n° 2	895	780	5.25	22.4

TABLE 5.3 – Présentation des essais de traction effectués sur des éprouvettes d'acier martensitique

Les paramètres d'écroutissage n et K de l'acier super-martensitique sont identifiés et mis dans tableau (5.6)

	essai n° 1	essai n° 2
K	3041.2	11731
n	0.45	0.90

TABLE 5.4 – paramètres d'écroutissage pour les essais effectués sur l'acier martensitique

Le tracé des deux courbes conventionnelles se voit sur la figure (5.4)

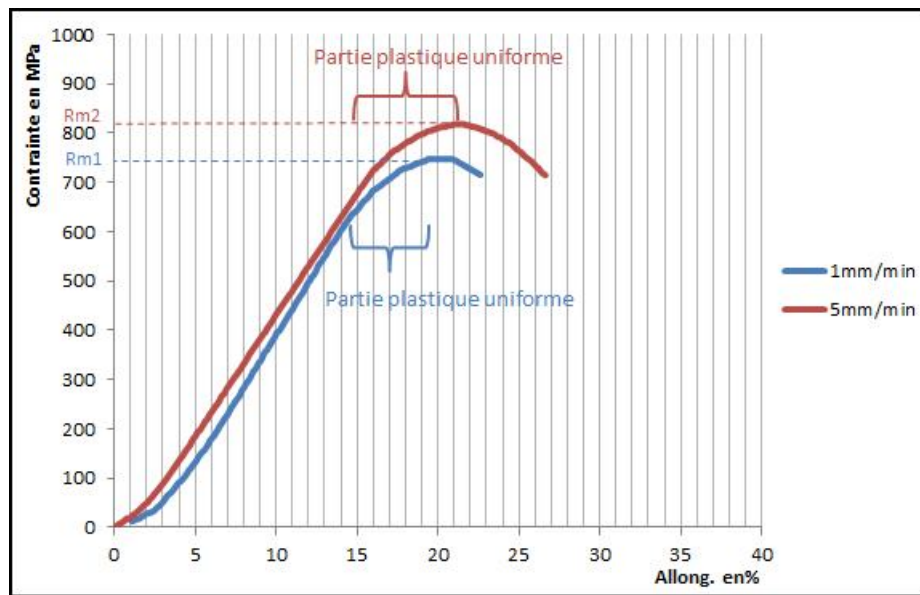


FIGURE 5.4 – les deux courbes de traction des deux éprouvettes en acier super-martensitique : 1mm/min et 5mm/min.

5.2.3 Eprouvette amincies au niveau de la zone fondue

Nous avons utilisé dans cette manipulation une éprouvette non standard amincies au niveau de la zone fondue. Cet amincissement a pour but la localisation des contraintes au niveau de la zone fondue, afin d'assurer une rupture à cet endroit et obtenir en conséquence la limite à la rupture correspondante au métal fondu.

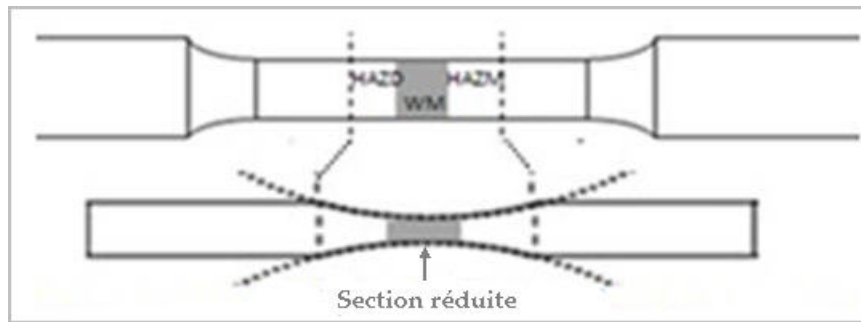


FIGURE 5.5 – Schémas de l'éprouvette avec amincissement.

Les résultats obtenus par cet essai sont présentés par la figure (5.6) et le tableau (5.5)

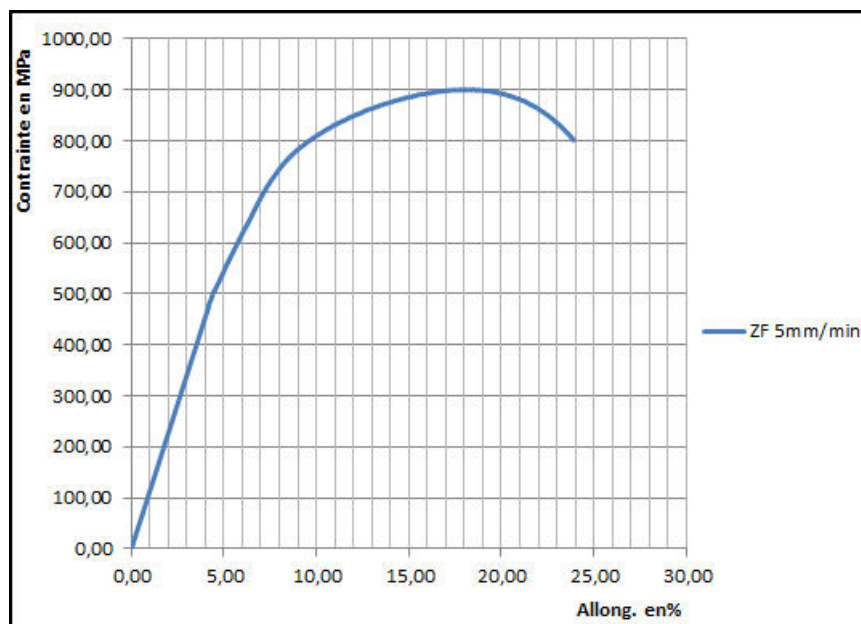


FIGURE 5.6 – Courbe de traction de l'éprouvette avec amincissement à la zone fondue.

TABLE 5.5 – Les paramètres tirés de la courbe de traction de l'éprouvette amincis à la zone fondue.

La charge maximale en kN	Contrainte maximale σ en MPa	module de Young en GPa	de en	Déformation à la rupture $\epsilon\%$	K	n
3550	923	92.8		23.9	1940	0.33

On voit l'éprouvette rompue au niveau de la zone fondue dans la figure (5.7)

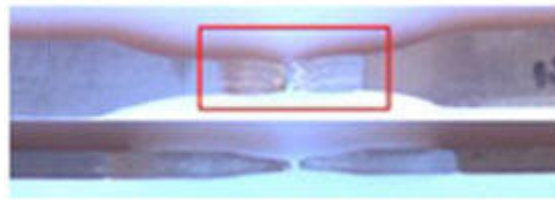


FIGURE 5.7 – Schémas de l'éprouvette avec amincissement.

5.2.4 Éprouvettes avec soudure

À ce stade de manipulation, nous avons traité une éprouvette contenant une soudure au milieu (figure 5.8) ;

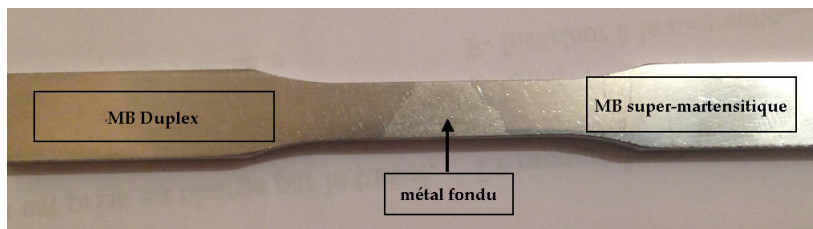


FIGURE 5.8 – Présentation de l'éprouvette contenant une soudure au milieu.

Sur cette éprouvette nous avons collé trois jauges de déformation (Les paramètres et les caractéristiques des jauges sont illustrées sur la fiche technique dans l'annexe D), deux sur les matériaux de base duplex et supermartensitique et la troisième au niveau de la zone fondue, comme le montre la figure (5.9). Nous avons choisis une vitesse de 1mm/min.

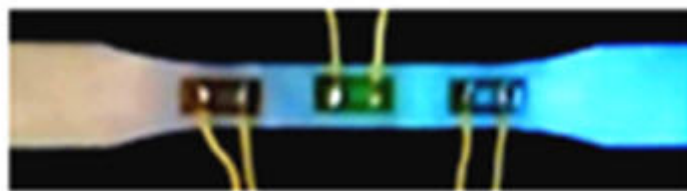


FIGURE 5.9 – Schéma présentant les jauges collées sur l'éprouvette.

Pour les zones affectées thermiquement, la méthode des jauges de déformation ne s'avère pas très précise en raison du retrécissement de ces dernières.

L'acquisition des signaux de jauges a été faite par le biais de trois oscilloscopes séparés en terme de tension, et par la suite les valeurs obtenues sont convertis en terme d'allongement, les détails de cette méthode sont mentionnés au niveau de l'annexe D.

Les résultats du dépouillement des enregistrements sont représentés par la figure (5.10).

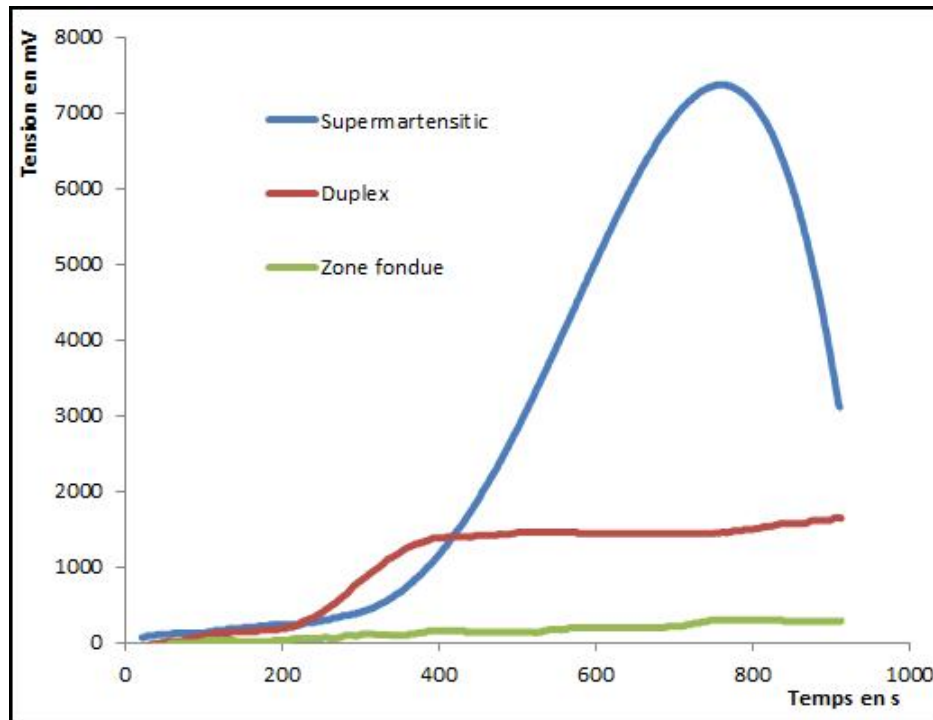


FIGURE 5.10 – Présentation de chutes de tension récupérées en fonction du temps.

cette figure présente l'évolution de la variation de tension aux bornes des trois jauges en fonction du temps. La figure (5.8) présente le résultat de la conversion des tensions en allongement en fonction de temps.

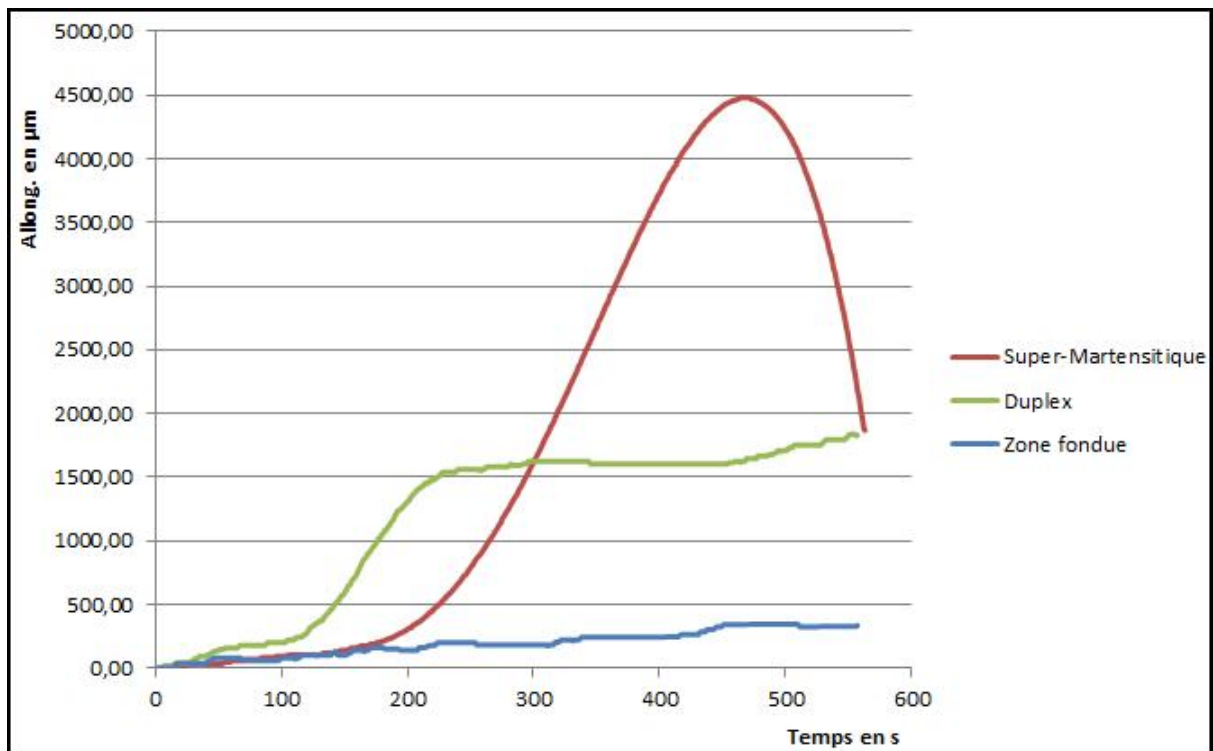


FIGURE 5.11 – présentation des allongements en fonction du temps.

Sur cette figure, on remarque bien l'hétérogénéité du comportement mécanique de notre soudure. Les différentes zones se comportent différemment, cet état de fait est attribué à la différence qui existe entre les propriétés intrinsèques propres à chaque zone.

On constate tout d'abord que la zone fondue reste pratiquement rigide tout au long de l'essai avec un allongement maximale de 0.4mm. Par rapport à la longueur du matériau correspondant à la longueur de la jauge qui est de 2mm, cet allongement correspond à un taux d'allongement de 0.2%. ce qui suppose que la zone fondue ne s'est pas déformé plastiquement.

Concernant les deux matériaux de base, on constate d'après la figure (5.10) qu'au début de l'essai la déformation est majoritairement localisé au niveau du matériau de base duplex, jusqu'à l'allongement 1.5mm correspond au temps $t=200$ seconde. Après cet instant, nous constatons une stabilisation de l'allongement du coté duplex et une accélération du coté super-martensitique là où c'est produite la rupture finale. Nous interprétons cela comme suit :

En revenant au essais de dureté et de traction effectués avant, La zone fondue a présentée une dureté plus élevé aux deux matériaux de base, ainsi , que la limite élastique et la limite à la rupture, le métal fondu présente Un "overmatching" par rapport au matériau de base. Les rapports dits "mismatching", définis par le rapport de la limite d'élasticité de la zone fondue sur celle du métal de base, sont : $M_{ZF/D}$ $M_{ZF/SM}$.

le basculement de l'écoulement plastique du matériaux de base duplex vers le matériau de base supermartensitique est du au faite que la limite élastique du matériau de base duplex est inférieur à celle du matériaux de base supermartensitique par contre, la plage de la plasticité du matériau duplex est plus importante de celle du super martensitique. Et en comparant les limites à la rupture de ces deux matériaux de base, nous constatons que la structure martensitique arrive à saturation (seuil du domaine plastique uniforme) avant le matériau duplex, cela favorise la striction au niveau du matériau de base supermartensitique, jusqu'à rupture.

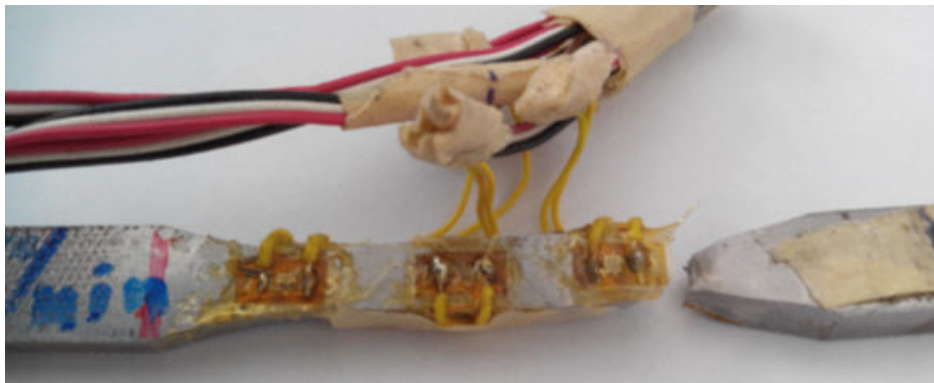


FIGURE 5.12 – éprouvette rompue à la fin de l'essai

5.3 Conclusion

En faisant ces essais nous avons pu déterminer les propriétés de traction monotone de deux matériaux de base.

Les essais effectués avec jauges de déformation nous ont donné un aperçu sur le comportement hétérogène de la soudure.

Sous sollicitation de traction d'une soudure hétérogène le comportement globale de l'éprouvette est étroitement lié au propriétés de chaque partie constituante de la soudure.

Chapitre 6

Conclusion générale

Le but de ce travail était l'étude d'une soudure hétérogène dont les matériaux de base sont un acier inoxydable duplex et un acier super-martensitique moyennant différentes méthodes de caractérisations métallographiques et mécaniques.

Les deux matériaux de base possèdent des caractéristiques différentes, l'acier inoxydable duplex présente une structure en bandes orientée de ferrite et austénite, cependant l'acier inoxydable super-martensitique à une structure en lattes et en aiguilles orientées dans multiples directions.

La micrographie, notre première expérience, a permis de mettre en évidence les différentes parties du joint soudé, à savoir les matériaux de base, les deux zones affectées thermiquement et le métal fondu. La structure de la zone affectée thermiquement du côté duplex se caractérise par un grossissement des grains, cependant la structure de la zone affectée thermiquement du côté super-martensitique se caractérise par deux phénomènes une finesse et un grossissement des grains. Le métal fondu a une structure dendritique.

Les résultats de la microdureté confirment celles de la micrographie le long du joint de soudure.

En second rang de nos expériences, nous avons vu l'influence de la vitesse de traction sur la réponse des deux métaux de base à travers des essais de traction monotone et mettre en évidence le phénomène de consolidation.

La caractérisation du métal fondu, par un essai de traction sur une éprouvette amincies au niveau de la zone fondue, nous a permis, avec l'essai effectué moyennant des jauges de déformation, d'avoir aperçu sur le comportement hétérogène de la soudure.

Nous pouvons dire, en synthèse, que les propriétés de chaque partie constituante de la soudure désignent le comportement globale de cette dernière sollicitée en traction monotone.

Annexe A

L'attaque électrolytique

L'attaque électrolytique a pour but de révéler les phases existantes dans les aciers. Elle consiste à submerger un échantillon après finition de polissage dans, une cuve remplie d'une solution chimique. Ensuite, on relie la surface de l'échantillon à l'anode du générateur. Le démarrage du processus de l'attaque électrolytique consiste à mettre la cathode du générateur dans la solution pour créer une différence de potentiel électrique, qui permet l'oxydation des éléments de certaines zones de la surface. Le contrôle du degré de l'oxydation, qui dépend de la tension électrique utilisée se fait par un potentiostat électronique.

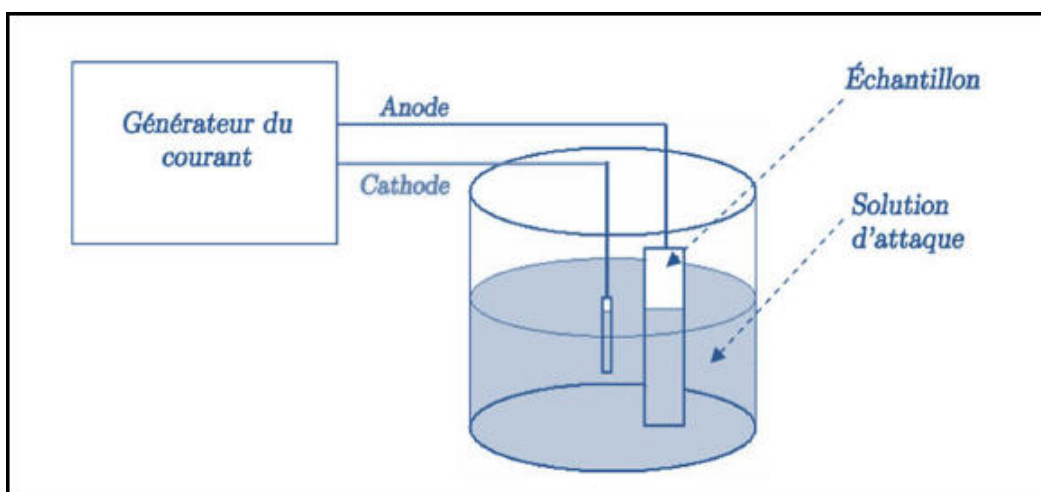


FIGURE A.1 – l'attaque électrolytique.

Dans notre étude on a utilisé deux types de solutions d'attaque :

1. la solution de l'acide oxalique . Cette attaque permet de colorer les phases, la ferrite en jaune, l'austénite en blanc ;
2. la solution villela.

TABLE A.1 – Attaque chimique classique

solution	composition	temps d'attaque
	92,5 ml d'éthanol	
solution villela	2,5 g d'acide picrique 5 ml d'acide hydrochlorique	de 30 à 40s

Annexe B

Présentation des courbes des essais de tractions

B.1 Éprouvettes d'acier Duplex

B.1.1 Vitesse de traction = 1mm/min

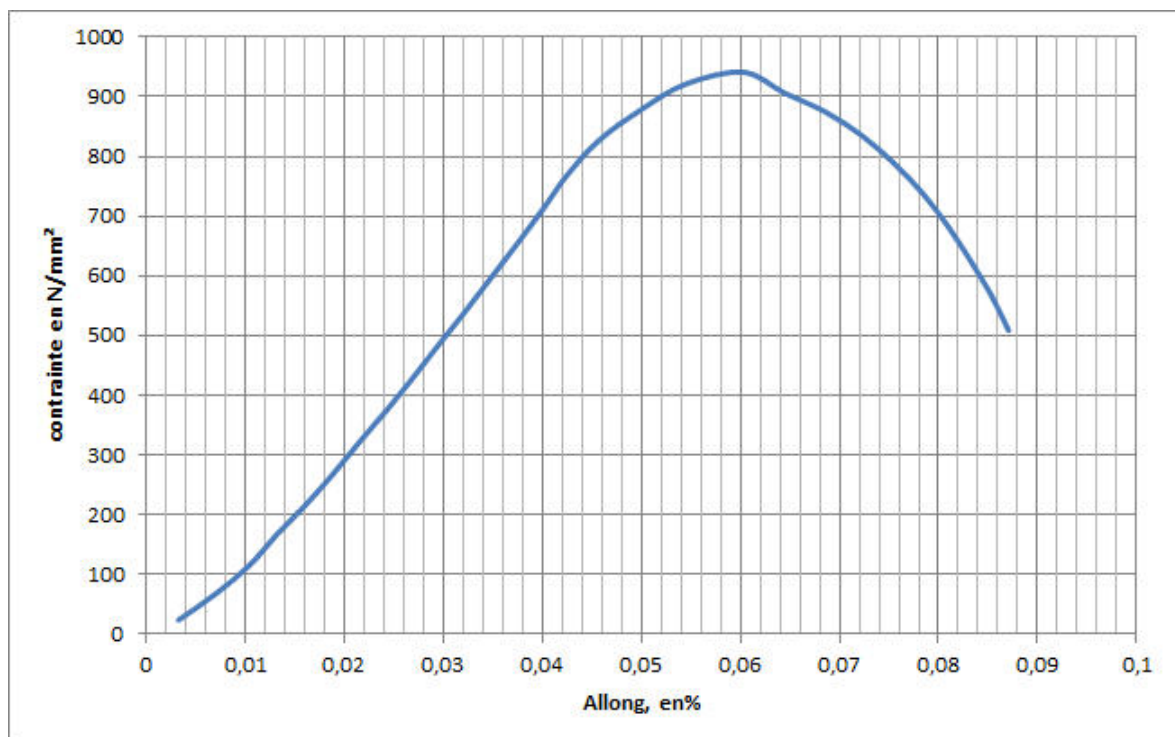


FIGURE B.1 – courbe rationnelle.

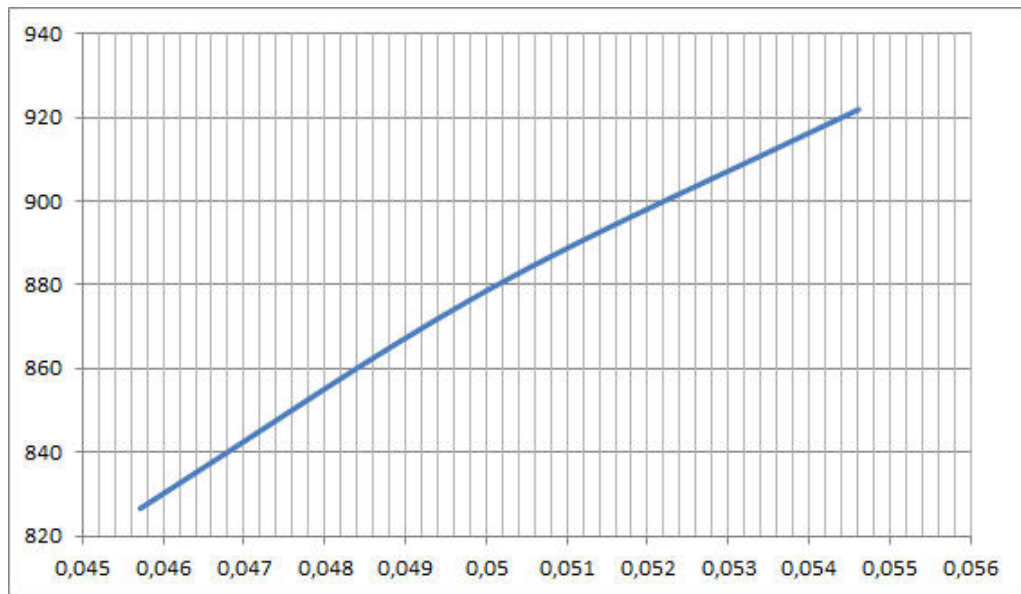


FIGURE B.2 – partie plastique uniforme de la courbe rationnelle.

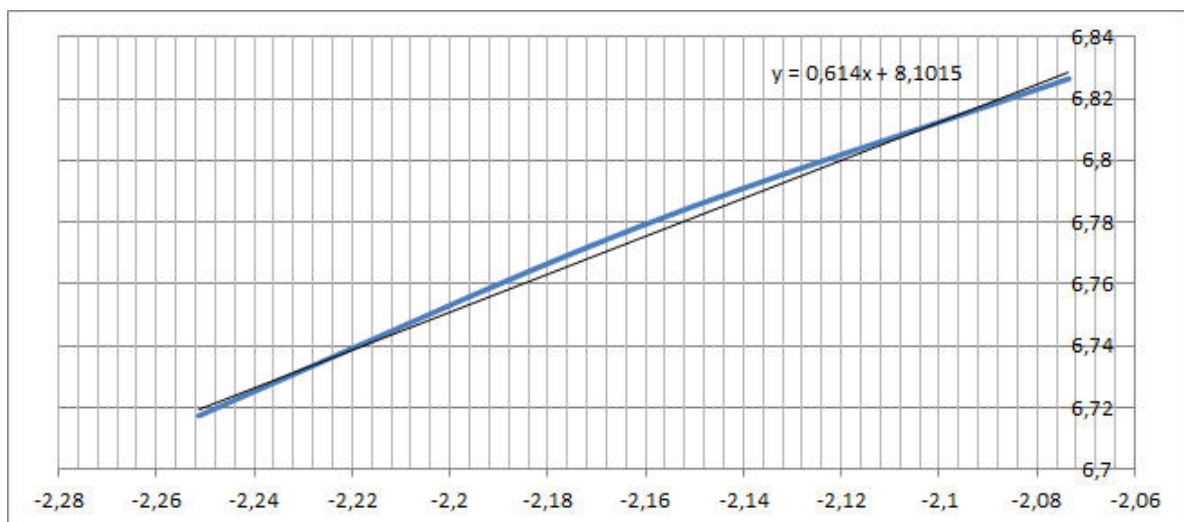


FIGURE B.3 – la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique uniforme.

B.1.2 Vitesse de traction = 5mm/min

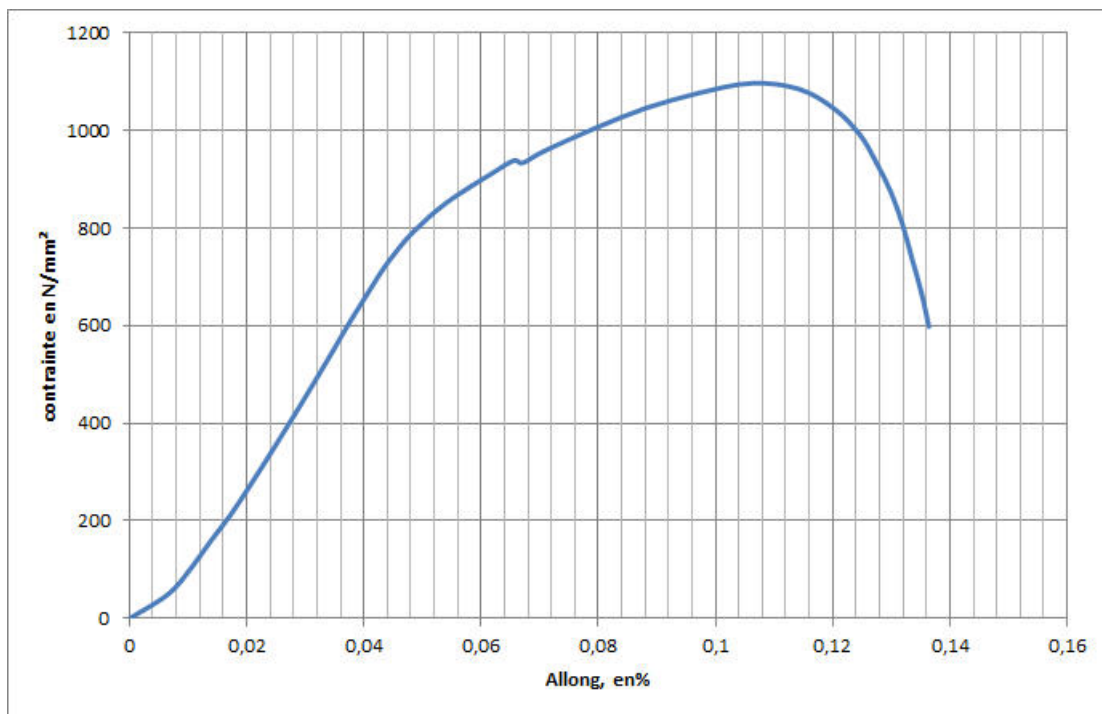


FIGURE B.4 – courbe rationnelle.

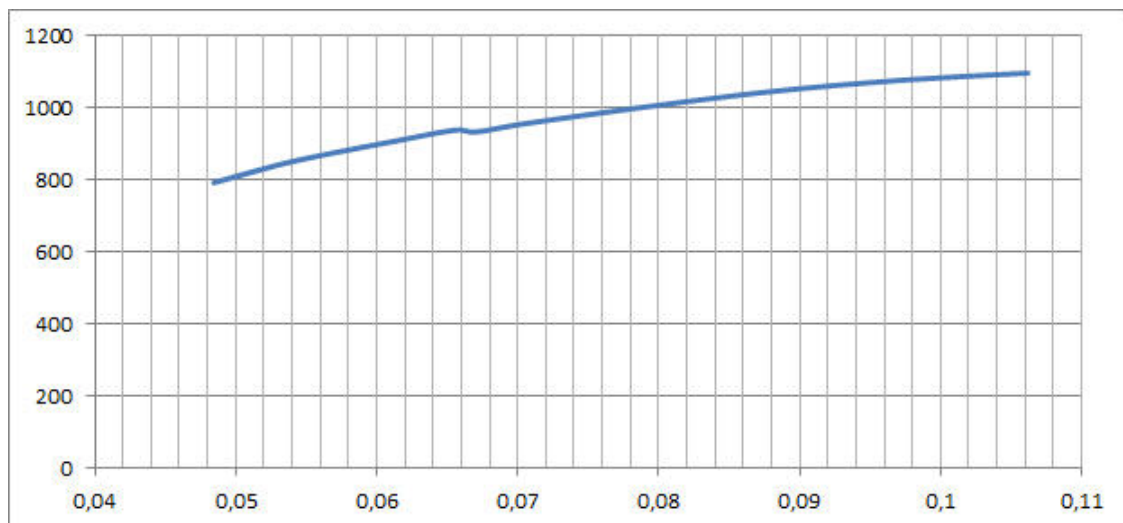


FIGURE B.5 – partie plastique uniforme de la courbe rationnelle.

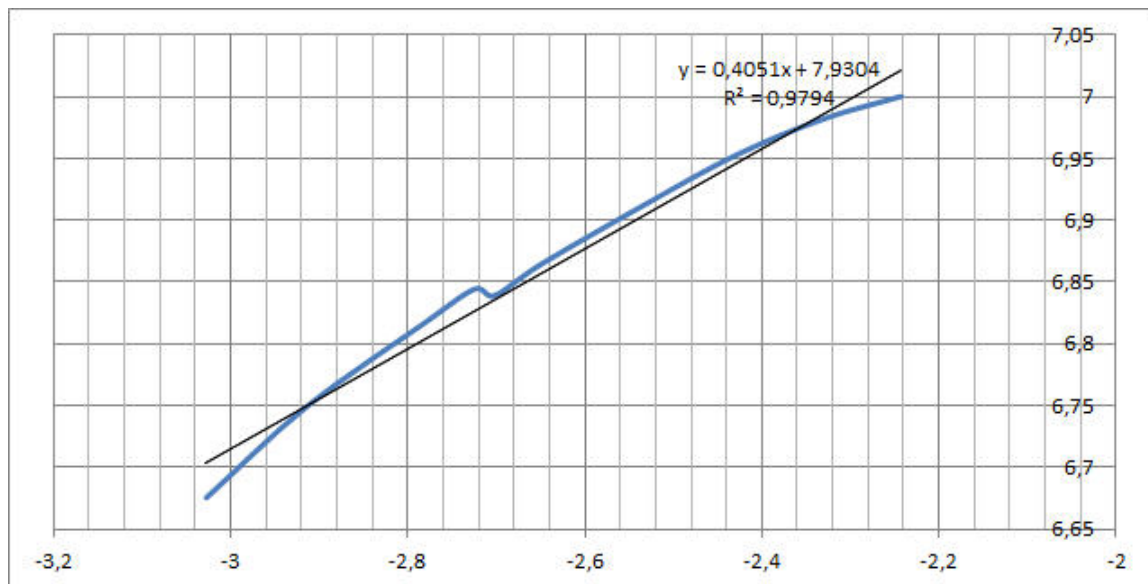


FIGURE B.6 – la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique uniforme.

B.2 Éprouvettes d'acier super-martensitique

B.2.1 Vitesse de traction = 1mm/min

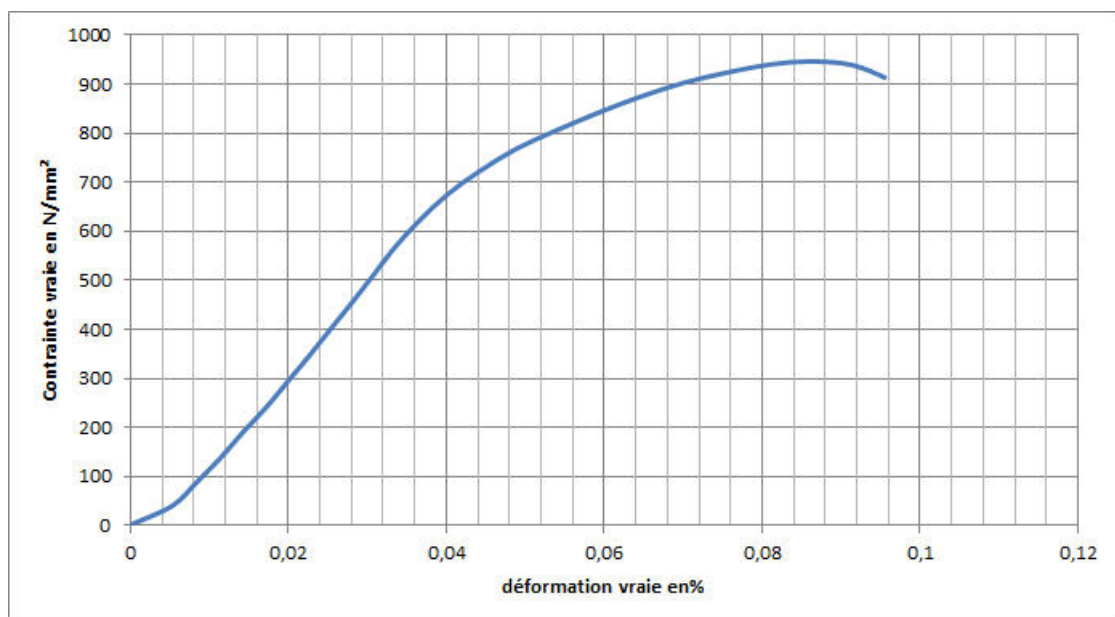


FIGURE B.7 – courbe rationnelle.

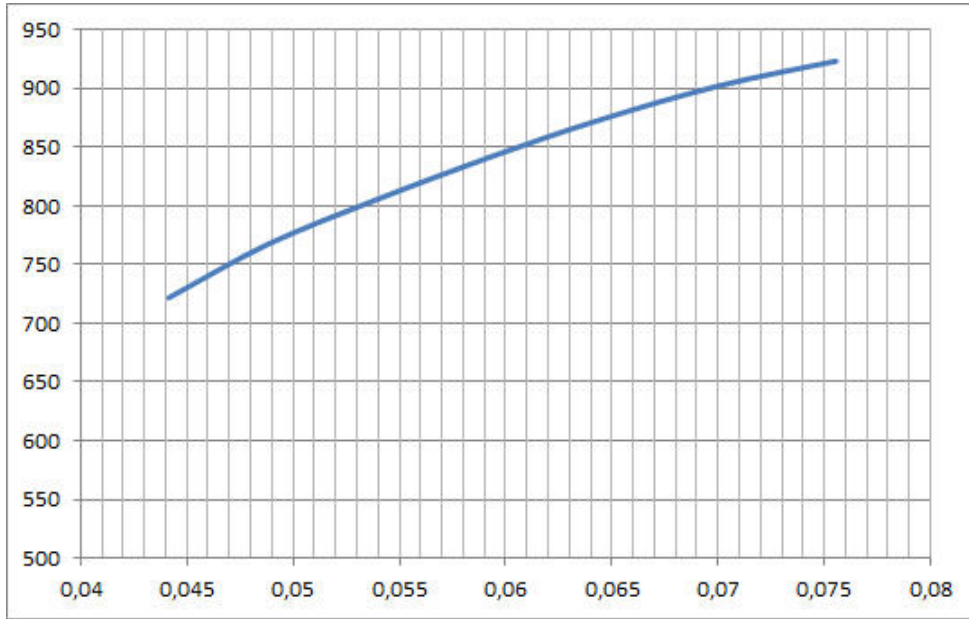


FIGURE B.8 – partie plastique de la courbe rationnelle.

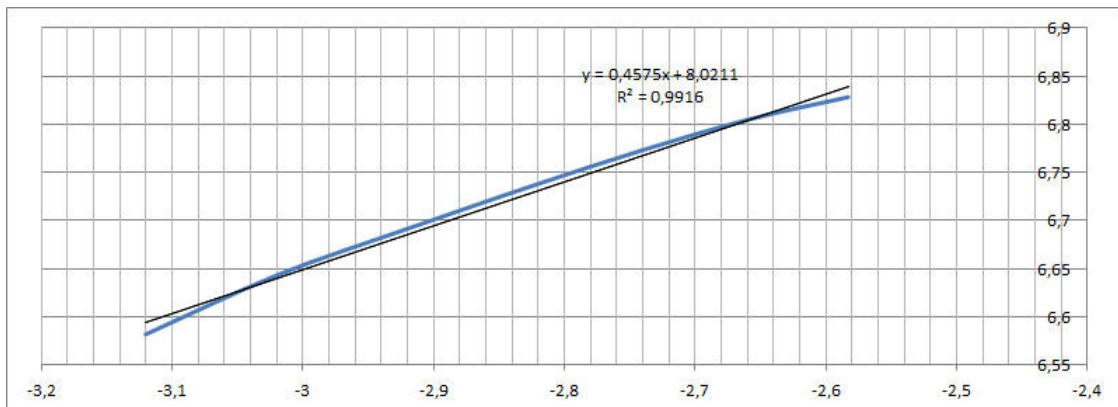


FIGURE B.9 – la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique.

B.2.2 Vitesse de traction = 5mm/min

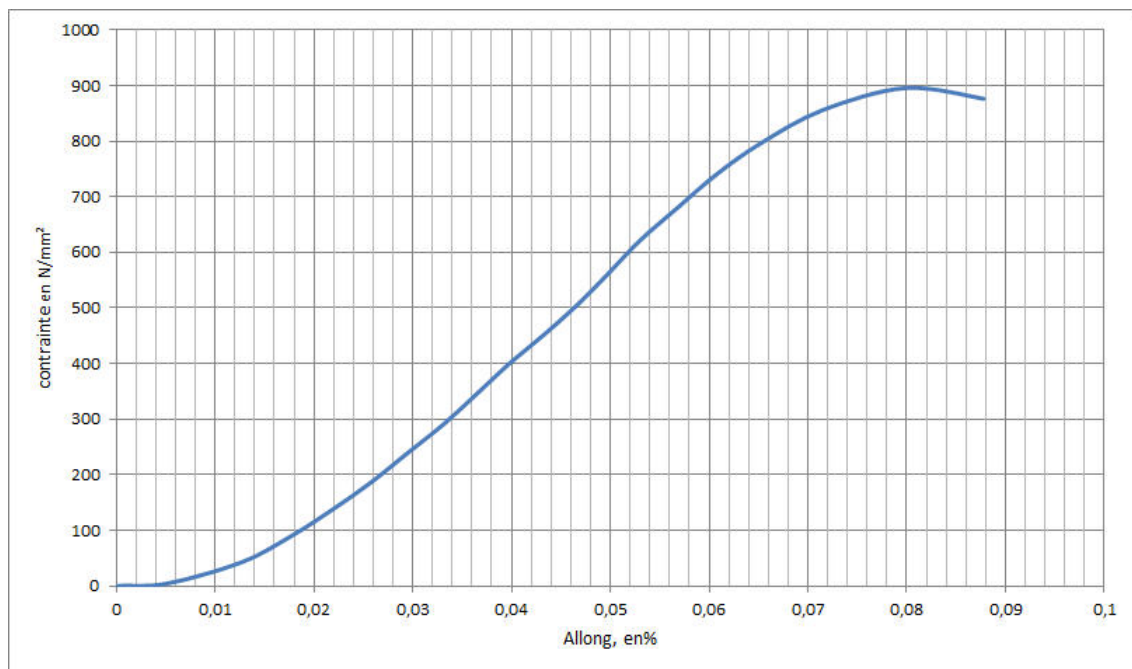


FIGURE B.10 – courbe rationnelle.

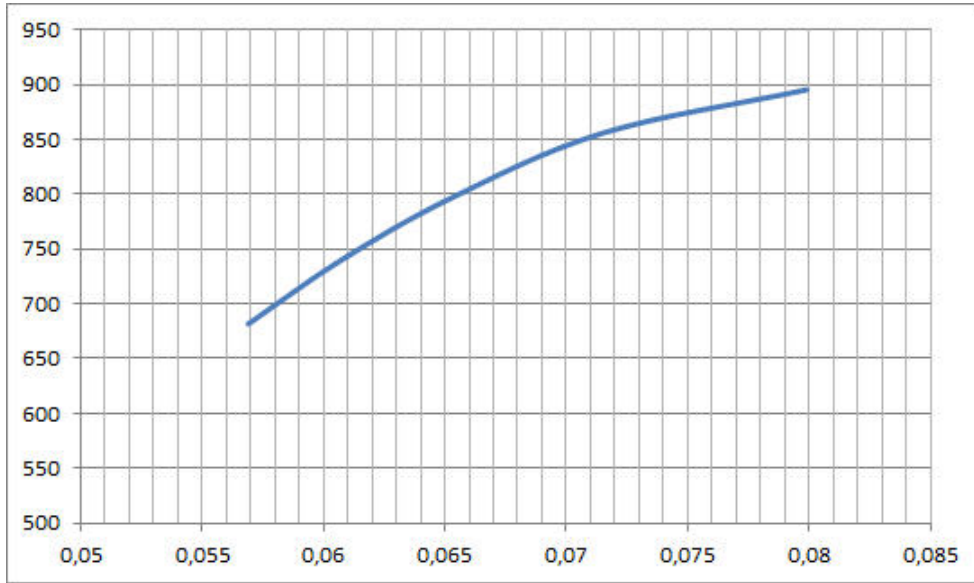


FIGURE B.11 – partie plastique de la courbe rationnelle.

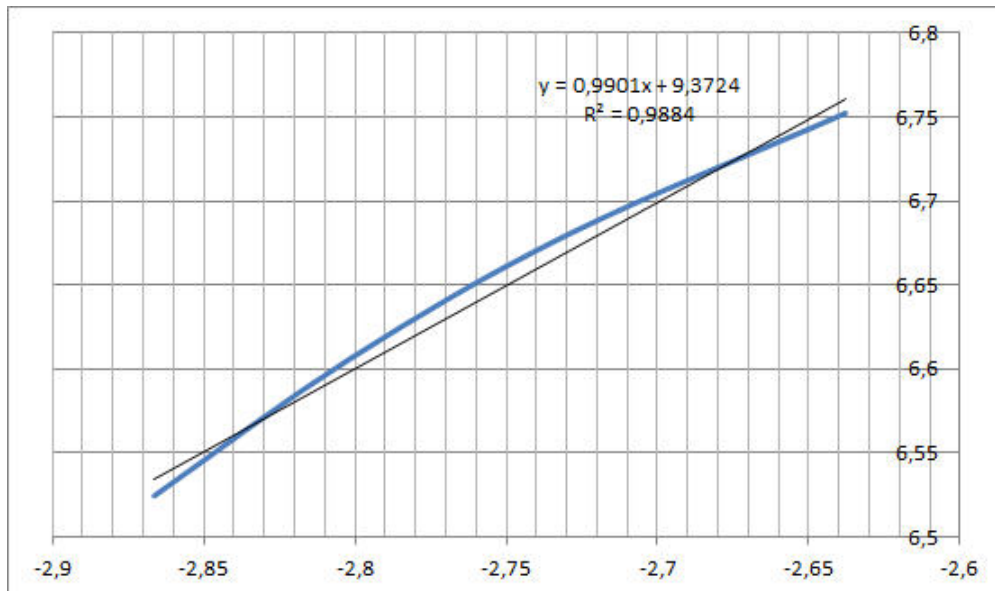


FIGURE B.12 – la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique.

B.3 Éprouvette soudée

B.3.1 Vitesse de traction = 1mm/min

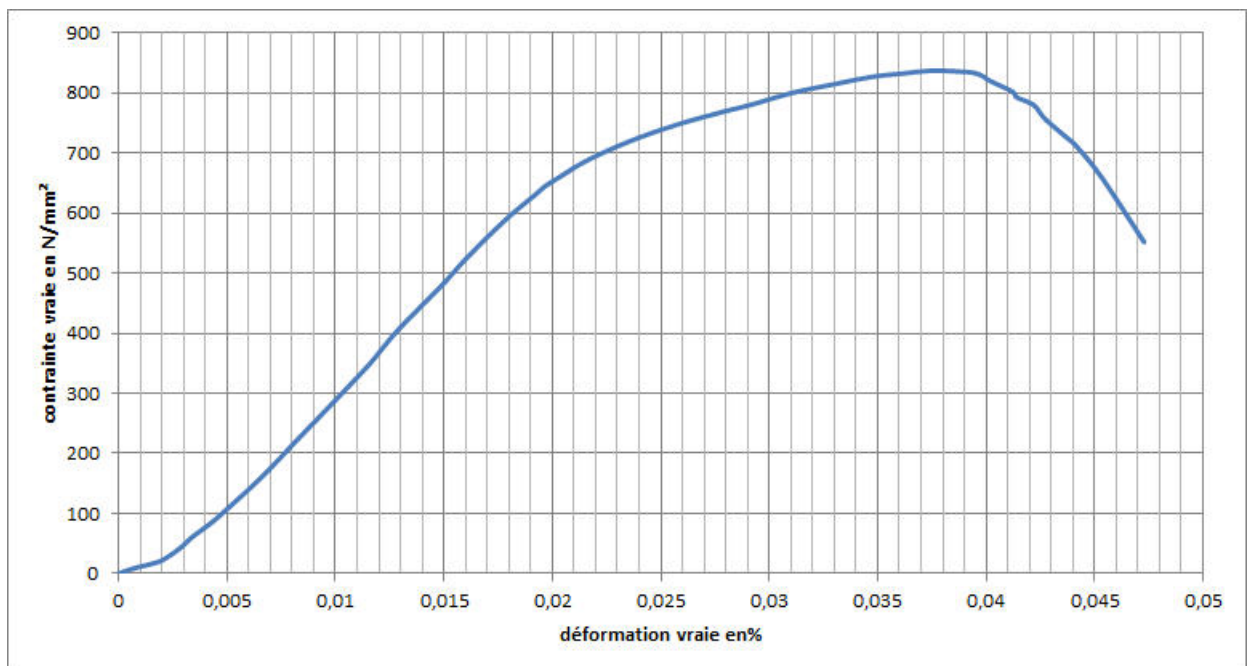


FIGURE B.13 – courbe rationnelle.

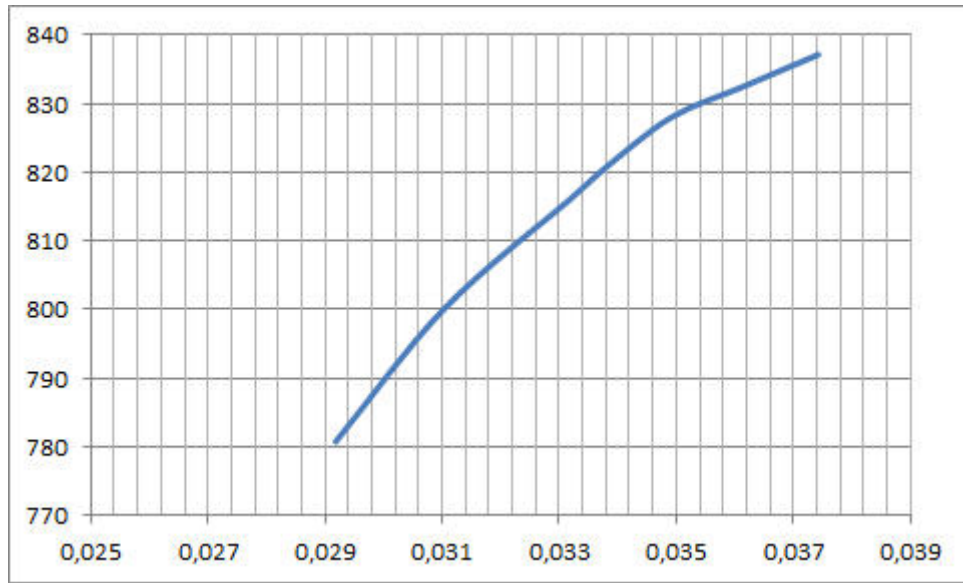


FIGURE B.14 – partie plastique de la courbe rationnelle.

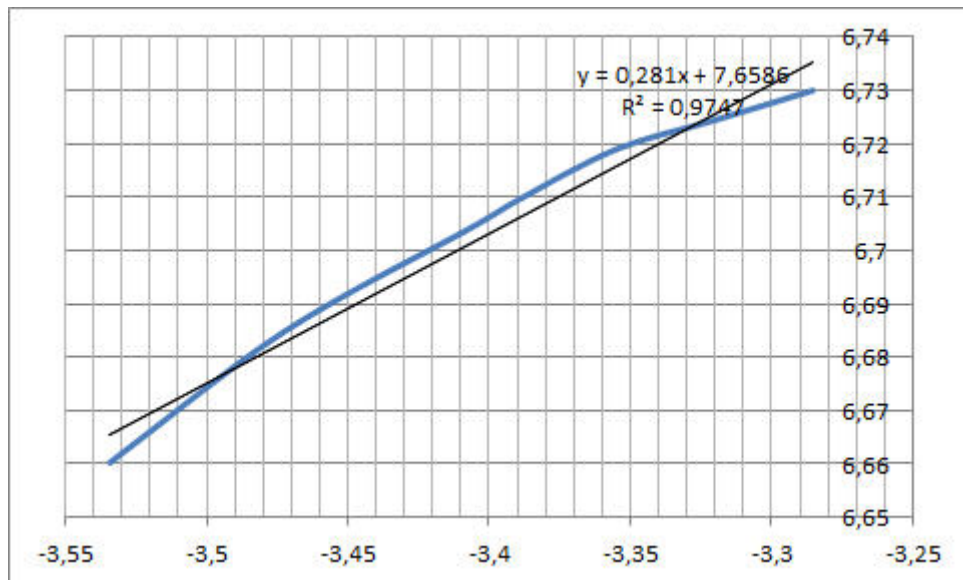


FIGURE B.15 – la courbe $\log(\sigma) = f(\log(\epsilon_p))$ de la partie plastique.

Annexe C

Notions de base sur les jauges de déformations

C.1 Généralités

La résistance électrique d'un cylindre métallique est proportionnelle à sa longueur l et inversement proportionnelle à sa section s .

$$R = \rho \frac{l}{S} \quad (\text{C.1})$$

ρ étant la résistivité du fil.

Le volume $v = Sl$ étant constant lors d'une déformation mécanique, on a $S = V/l$ et donc :

$$R = \frac{\rho}{V} l^2 \quad (\text{C.2})$$

En différentiant la dernière equation (2) on obtient :

$$\partial R = 2 \frac{\rho}{V} \partial l$$

On remarque que la variation absolue de la résistance ΔR est proportionnelle à l'allongement absolu Δl

$$\Delta R = \Delta l$$

Les jauges de déformations résistives (passives) exploitent ce principe. La forme de la jauge étant plus complexe qu'un simple cylindre, la relation entre la variation relative de résistance et l'allongement relatif se donne par :

$$\frac{\Delta R}{R} = F \frac{\Delta l}{l} \quad (\text{C.3})$$

Le rapport de proportionnalité F , est appelé *facteur de jauge* ou *sensibilité de la jauge*

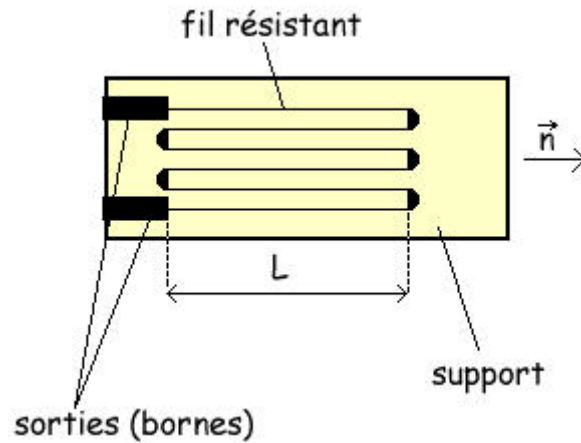


FIGURE C.1 – Illustration d'une jauge de déformation

C.2 Le pont de Wheatston

Le pont de Wheatstone est composé de quatre résistances montées en carré. L'alimentation du pont se fait en une diagonale ; la mesure se fait sur l'autre.

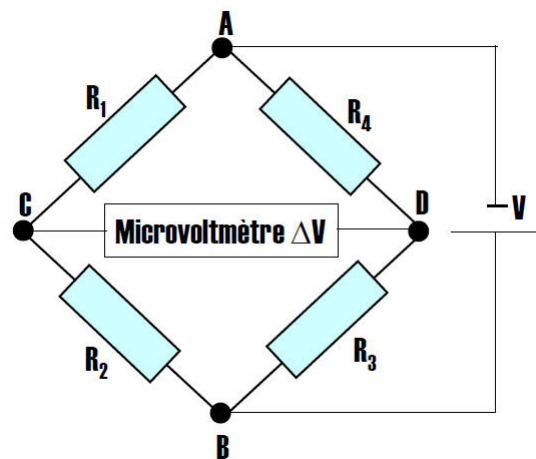


FIGURE C.2 – présentation du pont de Wheatston

Le pont, initialement équilibré, permet la mesure indirecte du changement de la résistance de la branche utilisée comme capteur résistif de température ou dans notre cas de déformation.

Plein de formule lol

$$\Delta V = \left(\frac{R_1}{R_1 + R_2} - \frac{R_3}{R_3 + R_4} \right) \frac{(R_1 + R_2) // (R_3 + R_4)}{(R_1 + R_2) // (R_3 + R_4) + R_s} E_s \quad (C.4)$$

A l'équilibre :

$$\Delta V = 0 \Rightarrow \frac{R_1}{R_1 + R_2} = \frac{R_3}{R_3 + R_4} \Rightarrow R_1 R_4 = R_2 R_3$$

Si R_1 représente la jauge, et si on choisie $R_3 = R_4$

On trouve : $R_2 = R_1$

Soit $R_1 = R_{10} + \Delta R_1$ $R_2 = R_{10}$

La relation (4) devient :

$$\Delta v = \left(\frac{R_1}{R_1 + R_{10}} - \frac{1}{2} \right) B E_s$$

$$\text{où : } B = \frac{(R_1 + R_{10}) // (2R_3)}{(R_1 + R_{10}) // (2R_3) + R_s}$$

$$\Delta v = \frac{2R_1 - R_1 - R_{10}}{2(R_1 + R_{10})} B E_s$$

$$\Delta v = \frac{R_1 - R_{10}}{2(R_1 + R_{10})} B E_s$$

$$\Rightarrow \Delta V \simeq A \times \Delta R_1 \quad (\text{C.5})$$

$$\text{Avec : } A = \frac{B E_s}{2(R_1 + R_{10})} = \frac{E_s}{4R_{10} + 2 \frac{R_{10} R_s}{R_3} + 2R_s}$$

Le facteur de multiplicité A , permet le calcul du changement de la résistance à partir de la lecture de ΔV .

Les relations (3) et (5) donnent :

$$\frac{\Delta R_1}{R_{10}} = F \frac{\Delta l}{l} \Rightarrow \frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{F} \frac{1}{R_{10}} \Delta R_1$$

$$\Delta V = A \Delta R_1 \Rightarrow \frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{F} \frac{1}{R_{10}} \frac{1}{A} \Delta V$$

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{F R_{10} A} \Delta V \quad (\text{C.6})$$

Cette relation lie l'allongement relatif $\epsilon = \frac{\Delta l}{l}$ et la lecture du déséquilibre ΔV

C.3 Aspect pratique

Le déséquilibre ΔV étant de l'ordre du micro-volt, il est impératif de l'amplifier avant de le mesurer. Le gain de l'amplificateur est calculé en fonction de la tension maximale tolérée à l'entrée de l'appareil de mesure (voltmètre, oscilloscope...) et de la tension maximale estimée à la sortie du pont.

- 1 entrées d'alimentation ;
- 2 fiches de mesure branchées avec l'amplificateur ;
- 3 résistance de 150 Ω ;
- 4 résistance variable de 100 Ω ;
- 5 plaque de montage.

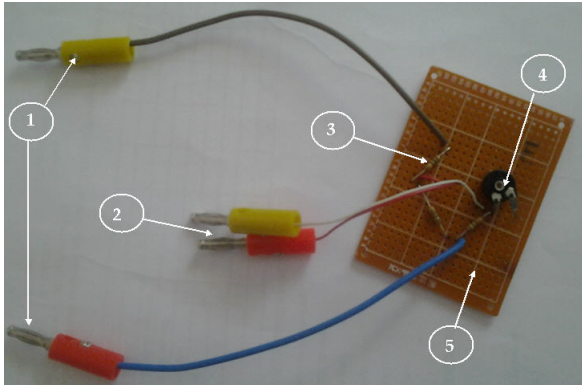


Figure D.3 : présentation du pont de Wheatston.

$$G = \frac{V_{inmax}}{\Delta V_{max}}$$

Or :

$$\Delta V = FR_{10}A\epsilon$$

$$\Rightarrow G = \frac{V_{inmax}}{FR_{10}A\epsilon_{max}}$$

Comme alternative, on a branché la sortie de l'amplificateur directement à un oscilloscope numérique à faible bruit, recorder les variations des chutes de tension, et numériser les vidéos via un software de traitement d'images.

Les dispositif finale utilisé est montré sur la figure suivante.

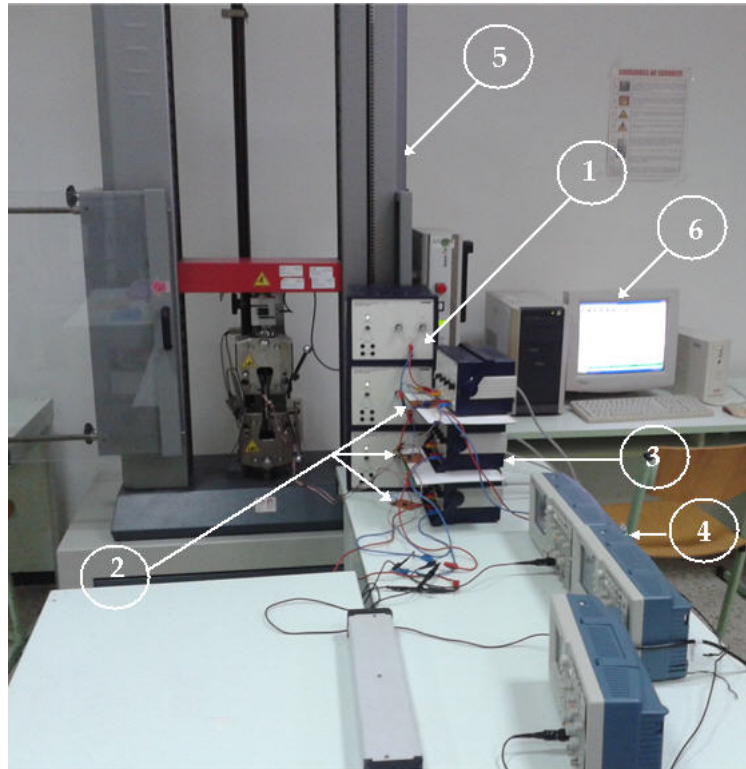



FIGURE C.3 – présentation du dispositif utilisé

- 1 trois générateurs de tension (12V), chacun pour alimenter un pont ;
- 2 trois ponts de Wheatston (figure D.5) ;
- 3 trois amplificateurs opérationnels (ordre d'amplification va jusqu'à 10^5) ;
- 4 Oscilloscope numérique type ;
- 5 machine de traction conventionnelle ;
- 6 pilotage numérique de la machine.

Annexe D

Fiche technique de la jauge de déformation



ENGINEERING DATA SHEET


17563-02

L.S.

C.B.P.

Final QA	Check	Item

THE INFORMATION APPEARING ON THIS SHEET HAS BEEN COMPILED SPECIFICALLY FOR THE GAGES CONTAINED IN THIS PACKAGE. THIS FORM IS PRODUCED WITH ADVANCED EQUIPMENT & PROCEDURES WHICH PERMIT COMPREHENSIVE QUALITY ASSURANCE VERIFICATION OF ALL DATA SUPPLIED HEREIN. SHOULD ANY QUESTIONS ARISE RELATIVE TO THESE GAGES, PLEASE MENTION GAGE TYPE, ITEM NUMBER, AND LOT NUMBER.



Micro-Measurements Division

MEASUREMENTS GROUP, INC.
RALEIGH, NORTH CAROLINA

PRECISION STRAIN GAGES

EA-06-062DM-120

GAGE TYPE

120.0 ± 0.15%

RESISTANCE IN OHMS

1,995 ± 0.5%

GAGE FACTOR AT 75° F

+1.1%

R-A39AD407

LOT NUMBER

5 GAGES

QUANTITY

952315

OPTION

CODE

GENERAL INFORMATION: SERIES EA STRAIN GAGES

GENERAL DESCRIPTION: EA Series Gages are a general purpose family of constantan strain gages widely used in experimental stress analysis. These gages are of open-faced construction with a 1 mil (0.025mm) tough, flexible polyimide film backing.

TEMPERATURE RANGE: -100° F (-75° C) to +350° F (+175° C) for continuous use in static measurements, -320° F (-195° C) to +400° F (+205° C) for special or short term exposure.

SELF-TEMPERATURE COMPENSATION: See data curve below.

STRAIN LIMITS: Approximately 5% for gage lengths 1/8" (3.2mm) and larger; and approximately 3% for gage lengths under 1/8" (3.2mm).

FATIGUE LIFE: 10⁶ cycles at ±1200 μm/m (μm/m); 10⁶ cycles at ±1500 μm/m (μm/m); 10⁶ cycles at ±1800 μm/m (μm/m); 10⁶ cycles at 2800 μm/m (μm/m) unidirectional, tension or compression only. Longer gage lengths and lower resistances result in greater endurance and less scatter in fatigue life.

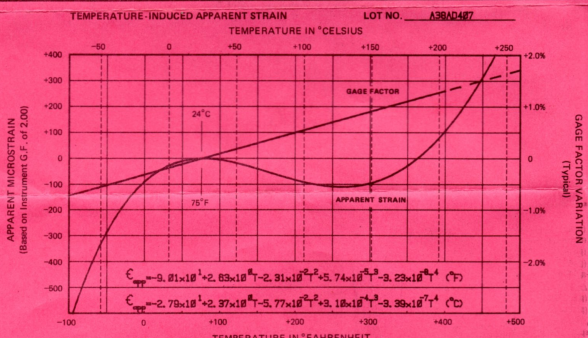
CEMENTS: Compatible with M-M Certified M-Bond 200 but it will normally not provide the greatest fatigue life. Micro-Measurements' M-Bond AE-10/15, M-Bond GA-2, M-Bond 600, and M-Bond 810 are excellent. M-Bond 610 is the best choice over the entire operating range. Refer to M-M Bulletin A-142 for information on bonding agents, and Bulletins B-127, B-130, and B-137 for installation procedures.

SOLDER: If operating temperature will not exceed +300° F (+150° C), M-Line solder type 361 (63-37) tin-lead solder may be used for lead attachment. M-Line solder type 450 (85-5) tin-antimony is satisfactory to +400° F (+205° C). When solder turrets (Option S) are supplied on these gages, they are formed with +570° F (+300° C) lead tin silver solder alloy. Refer to M-M Bulletin A-132 for further information on solder, and Bulletin TT-127 and TT-128 for lead attachment techniques.

PROTECTIVE COATINGS: These EA open-faced gages should always be protected with a suitable coating that is applied as soon as possible after gage installation. Refer to M-M Bulletin A-134 for information on Strain Gage Protective Coatings.

BACKING: The backing of EA Series Gages has been specially treated for optimum bond formation with all appropriate strain gage adhesives. No further cleaning is necessary if contamination of the prepared surface is avoided during handling.

TEMPERATURE-INDUCED APPARENT STRAIN LOT NO. A39AD407



TESTED ON: 1018 STEEL TEMPERATURE IN °FAHRENHEIT CODE: 031919 O.A. J.C.S.

TEST PROCEDURES USED BY MICRO-MEASUREMENTS FOR STRAIN GAGE PERFORMANCE EVALUATION

OPTICAL DEFECT ANALYSIS	M-M Procedure and Standards
GAGE FACTOR AT 75° F	ASTM E251-67 (Constant Stress Cantilever Method) *
G.F. VARIATION WITH TEMPERATURE	ASTM E251-67 (Step Deflection Method)
APPARENT STRAIN VERSUS TEMPERATURE	ASTM E251-67 (Slow Heating Rate, Continuously Recorded)
TRANSVERSE SENSITIVITY	ASTM E251-67
INITIAL RESISTANCE	M-M Procedure, Direct NBS Traceability on Resistance Standards
FATIGUE LIFE	NAS 942 (Mod/Hed)
STRAIN LIMITS	NAS 942 (Modified)
GAGE THICKNESS	M-M Procedure
CREEP AND DRIFT	M-M Procedure (Similar to NAS 942 Method)

* Gage factor data are obtained in a uniaxial stress field with Poisson's ratio of approximately 0.285.

Bibliographie

- [1] CUNAT PIERRE JEAN, *Aciers inoxydables, critère de choix et structure*, Technique de l'ingénieur, M4540.
- [2] MADELEINNE DURAND-CHARRE, *La microstructure des aciers et des fontes Genèse et interprétation*, Edp sciences, 2012.
- [3] H.SASSOULAS, *Traitement Thermique des aciers inoxydables*, Technique de l'ingénieur, M1155.
- [4] BOUTAKHEDMIT LARBI, *Caractérisation structurale et mécanique d'un assemblage soudé de deux aciers inoxydables austénoferritique et martensitique avec métal d'apport duplex*, Projet de fin d'études, ENP, 2007.
- [5] KLAS WEMAN, *Aide mémoire, Procédés de soudage*, Edition DUNOD, (2012).
- [6] CAZES ROLAND, *Soudage à l'arc*, Technique de l'ingénieur, B7730.
- [7] J. BARRALIS , G. MAEDER , *précis de métallurgie*, Edition NATHAN ,1995.
- [8] FABIENNE TONDINI, *PRINCIPAUX PROCÉDÉS DE SOUDAGE Description, démarche d'évaluation et de prévention des risques*, AST67, Alsace Santé au Travail, 2008.
- [9] R. VAVISELLAZ , *Soudage éléments de conception et de réalisation*, Edition DUNOD, 1982.
- [10] MARTIN H. SADD, *Elasticity Theory, Application, and Numerics*, Edition Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
- [11] DOMINIQUE FRANÇOIS, ANDRÉ PINEAU, ANDRÉ ZAOUÏ, *Comportement mécanique des matériaux, Élasticité et Plasticité*, Edition HERMES ,1992.
- [12] FORTUNIER ROLAND, *Comportement Mécanique des Matériaux*, Ecole Nationale Supérieure des Mines, France.
- [13] SAMUEL FOREST, MICHEL AMESTOY, SBINE CANTOURNET, GILLES DAMAMME, SERGE KRUCH, *MECANIQUE DES MILIEUX CONTINUS*, École des mine de paris, France, 2006.

- [14] JEAN PHILIPPE CHÂTEAU, JEAN PIERRE MICHEL, TOMAS KRUML, *Contraintes, petites déformation, élasticité*, École des mines de NANCY, France, 2006.
- [15] MOHAMED LAMINE FARES, *Principes physiques du comportement mécanique des matériaux*, Publication de l'université Badji Mokhetar-Annaba.
- [16] BELHABIB SOFIEN, *Identification du comportement mécanique à l'aide du couplage entre la mesure de champs cinématiques et la simulation numérique par éléments finis*, Thèse de doctorat de l'Université de Paris, 2007.
- [17] MOHAMED LAMINE FARES, *Principes physiques du comportement mécanique des matériaux*, Publication de l'université badji mokhetar-annaba.
- [18] FICHE TECHNIQUE, *de l'acier inoxydable super-martensitique*.
- [19] FICHE TECHNIQUE, *de l'acier inoxydable duplex*.
- [20] FICHE TECHNIQUE, *de l'acier inoxydable super-duplex*.