

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI TIZI-OUZOU

FACULTE DE GENIE DE LA CONSTRUCTION

DEPARTEMENT GENIE MECANIQUE



EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLÔME DE MASTER ACADIMIQUE

EN GENIE MECANIQUE

Option : Comportement et mise en forme des matériaux

Thème

**Caractérisation de l'anisotropie plastique d'une tôle en
alliage de titane Ti-6Al-4V et étude de sa soudabilité**

Présenté Par

KAHLOUCHE Soraya

Devant le Jury composé de :

FERHOUM Rabah	Maître de Conférences A	UMMTO	Président
MEHDI Brahim	Attaché de Recherche CSC	Chéraga	Encadreur
OULD OUALI Mohand	Professeur	UMMTO	Encadreur
SEGHIR Mustapha	Maître-Assistant A	UMMTO	Examineur
HAMOUR Mohammed	Maître de Conférences B	UMMTO	Examineur

Année Universitaire 2013/ 2014

Dédicace

Je dédie ce travail à mes proches et à mes amis

Remerciements

La réalisation de ce mémoire a été possible grâce au concours de plusieurs personnes à qui je voudrais témoigner toute ma reconnaissance.

Je tiens tout d'abord à exprimer mes profonds remerciements à mon encadreur, Mr. MEHDI Brahim chercheur au CSC, qui m'a accompagné de près durant tout ce travail, et sans qui ce mémoire n'aurait jamais vu le jour. Je tiens à lui exprimer ma reconnaissance et toutes mes pensées de gratitude pour l'aide compétente qu'il m'a apportée, pour le temps qu'il a bien voulu me consacrer, la confiance qu'il a su m'accorder, sa patience, ses judicieux conseils, sa grande disponibilité (même débordés), son encouragement, et son œil critique qui m'a été très précieux pour structurer le travail et pour améliorer la qualité des différentes sections de mon mémoire.

Je remercie également chaleureusement mon deuxième encadreur Mr. OULD OUALI Mohand Professeur à l'UMMTO, qui s'est toujours montré à l'écoute et très disponible, ainsi pour son soutien et m'avoir encouragé avec constance dans les quelques moments de doute et d'incertitude.

Je remercie également toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce mémoire.

Mes vifs remerciements vont à Mr. FERHOUM Rabah pour l'honneur qu'il me fait de présider ce jury.

Merci à Mr. SEGHIR Mustapha et Mr. HAMOUR Mohammed d'avoir accepté d'examiner ce travail

Enfin, je voudrais exprimer ma reconnaissance envers toutes les personnes qui m'ont apporté leur support moral et intellectuel tout au long de la réalisation de ce mémoire.

Sommaire

Dédicace	I
Remerciements	II
Sommaire.....	III
Liste des figures.....	VII
Liste des tableaux.....	X
Introduction générale.....	1

Chapitre I : Etude Bibliographique

I.1. Généralité sur le titane et ses alliages.....	3
I.1.1. Les alliages de titanes	3
I.1.2. L'alliage Ti-6Al-4V (% en poids).....	4
I.1.2.1. Composition chimique.....	4
I.1.2.2. Cristallographie.....	4
I.1.2.3. Microstructure.....	6
I.2. Déformations plastique et Opérations de mise en forme.....	7
I.2.1. Déformation plastique.....	7
I.2.1.1. Systèmes de glissement dans Ti-6Al-4V (% en poids)	7
I.2.1.2. Maclage.....	9
I.2.2. Opération de mise en forme des tôles.....	10
I.2.2.1. Laminage à froid.....	10

I.2.2.2. Emboutissage.....	11
I.3. Soudage du Ti-6Al-4V (% en poids).....	11
I.3.1. Techniques de soudure	11
I.3.2. Soudage TIG.....	12
I.3.3. Soudabilité du titane et ses alliages	14
I.4. Anisotropie du comportement et critères de plasticité	15
I.4.1. Anisotropie du comportement.....	15
I.4.1.1. Essai de traction.....	15
I.4.1.2. Contraintes – Déformations.....	16
I.4.1.3. Coefficient d'écroutissage n.....	17
I.4.1.4. Coefficient d'anisotropie R.....	17
I.4.2. Critères de plasticité	18
I.4.2.1. Critère de plasticité isotrope de Von Mises (1913).....	18
I.4.2.2 Critère anisotropes quadratiques de Hill 1948.....	20

Chapitre II : Techniques Expérimentales et Simulation Numérique

II.1. Présentation du matériau étudié.....	22
II.2. Caractérisation par EDAX (Energy Dispersive X-ray Analysis).....	22
II.3. Soudage des tôles.....	23
II.3.1. Déroulement de l'opération de soudage.....	23
II .3.2. Les paramètres de soudage	24
a. Calcul des paramètres de soudage.....	24

II.3.3. Qualité des joints de soudure des alliages de titane.....	25
II.4. Caractérisation Métallurgique.....	25
II.4 .1. Conditions opératoires.....	25
II.4 .2. Découpage.....	26
II.4 .3. Polissage.....	26
II.4 .4 Caractérisation métallographique.....	26
a. Macrographie.....	26
b. Micrographie.....	27
II.4.5. Caractérisation par diffraction des rayons X (DRX).....	26
II .5. Essai de micro dureté (Vickers).....	28
II .6. Essai de traction.....	29

Chapitre III : Résultats et Discussions

III.1. Résultats expérimentaux.....	30
III.1.1. Caractérisation de l'alliage Ti-6Al-4V par analyse semi-quantitative EDAX (Energie Dispersive Analysis X-Ray).....	30
III.1.2. Caractérisation métallographique.....	31
III.1.3. Caractérisation par diffraction des rayons X (DRX).....	32
III.1.4. Caractérisation mécanique.....	34
III.1.4.1. Mesure de microdureté.....	34
III.1.4.2. Essais de traction.....	35
III.1.4.2.1. Essais de traction avant soudage (0°, 45°,90°).....	35

III.1.4.2.2. Simulation de l'essai de traction avant soudage (0°, 45°,90°).....	37
III.1.4.2.3. Comparaison des résultats expérimentaux et de la simulation numérique dans l'essai de traction avant soudage.....	38
III.1.4.2.4. Essais de traction dans les différentes zones du cordon de soudure.....	40
III.1.4.2.5. Caractérisation des facies de rupture du cordon de soudure de l'alliage Ti-6Al-4V par Microscope Electronique à Balayage.....	43
Conclusion générale.....	45
Perspectives.....	46
Références bibliographique.....	47

Listes des figures

Figure. I.1. Diagramme schématique pseudo-binaire du TA6V	5
Figure. I.2. Illustration schématique de la formation de la structure de Widmanstätten dans l'alliage TA6V	7
Figure. I.3. Glissement basal $\{0001\}$	8
Figure. I.4. Glissement prismatique $\{10\bar{1}0\}$	8
Figure. I.5 Glissement pyramidal de 1 ^{ère} espèce $\{01\bar{1}1\}$	8
Figure. I.6. Glissement pyramidal de 2 ^{ème} espèce $\{11\bar{2}2\}$	8
Figure. I.7. Maclage par sollicitation de traction.....	10
Figure. I.8. Maclage par sollicitation de traction.....	10
Figure. I.9. Maclage par sollicitation de compression.....	10
Figure. I.10. Schéma du procédé de mise en forme par laminage.....	10
Figure. I.11. Principaux modes de déformation par emboutissage. e_0 : épaisseurs du flan à l'état initial, e_f : épaisseur du flan. (a) expansion, (b) rétreint.....	11
Figure. I.12. Procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie.....	12
Figure. I.13. Représente technique de soudage TIG.....	13
Figure. I.14. Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion.....	14
Figure. I.15. Courbe de contrainte-déformation, R_e : limite élastique, R_{eH} limite supérieur et inférieure R_{eL} d'élasticité, R_m : charge à la rupteur, P: longueur du palier de traction, A_g : allongement répartie, A : allongement total.....	16
Figure. I.16. Représentation du critère de Von Mises dans l'espace des contraintes	

principales.....	20
Figure. II.1. Photographie de la tôle de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids) à l'état reçu.....	22
Figure. II.2. Microscope électronique a balayage.....	22
Figure. II.3. Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas).....	23
Figure. II.4. Polisseuse.....	26
Figure. II.5. Microscope optique.....	27
Figure. II.6. Diffractogramme à deux cercles.....	28
Figure. II.7. microduromètre vickers.....	28
Figure. II.8. Photographie de l'appareil de traction utilisée.....	29
Figure. III.1 Spectre EDAX de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids).....	30
Figure. III.2 Cartographie de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids) a l'état reçu.....	31
Figure. III.3. Photographie de la tôle soudée de l'alliage Ti-6Al-4V.....	31
Figure. III.4 a) Macrographie du cordon de soudure de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids), a1) Zone Fondue (ZF), a2) Zone Affecte Thermiquement (ZAT), a3) Métal de Base.....	32
Figure. III.5. Diffractogrammes obtenus par DRX des différentes zones de la tôle soude de l'alliage Ti-6Al-4V.....	33
Figure. III.6. Profile de microdureté des différentes zones du cordon de soudure de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids).....	35
Figure. III.7. Eprouvette de traction normalisé.....	35
Figure. III.8. Superposition des courbes de traction des directions (0°, 45°, 90°).....	36

Figure. III.9. Superposition des courbes de traction des directions (0° 45° 90°).....	37
Figure. III.10. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction du Laminage.....	38
Figure. III.11. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage.....	39
Figure. III.12. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction Transversale.....	39
Figure. III.13. Eprouvette de traction normalisé.....	40
Figure. III.14. Eprouvette après essai de traction des trois zones du cordon de soudure.....	40
Figure. III.15. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans le métal de base....	41
Figure. III.16. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la zone affectée Thermiquement.....	41
Figure. III.17. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la zone fondue....	42
Figure. III.18. Faciès de rupture pour l'échantillon du métal de base.....	43
Figure. III.19. Faciès de rupture pour l'échantillon de la zone affecte thermiquement.....	44
Figure. III.20. Faciès de rupture pour l'échantillon de la zone fondue.....	44

Liste des tableaux

Tableau. I.1. Composition chimique pour le Ti-6%Al-4%V.....	4
Tableau. I.2. Comparaison des paramètres de maille de la phase α du titane et du Ti-6Al-4V.....	5
Tableau. I.3. Les systèmes de glissement dans la structure hexagonale compacte.....	8
Tableau. I.4. Les modes de maclage dans les alliages de titane.....	9
Tableau. II.1. Les paramètres de soudage des tôles.....	24
Tableau. II.2. Défauts de contaminations observés dans la soudure du titane.....	25
Tableau. III.1. Concentrations des éléments présents dans l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids).....	30
Tableau. III.2. Paramètres de maille calculés dans les différentes zones de la tôle soudée de l'alliage Ti-6Al-4V.....	33
Tableau. III.3. Caractéristique mécanique de Ti-6Al-4V obtenues par l'essai de traction dans les trois directions ($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$).....	37
Tableau. III.4. Constantes de plasticité anisotrope de Hill.....	38
Tableau. III.5. Caractéristique mécanique de différentes zones du cordon de soudure.....	43

INTRODUCTION GENERALE

Introduction générale

Le secteur aéronautique et de nombreux autres secteurs industriels sont confrontés à l'augmentation de la sécurité des usagers et aussi la réduction des coûts de la maintenance et les délais de réparation. Les industriels sont soumis à des contraintes environnementales et législatives de plus en plus fortes. [1] les tôles minces sont parmi les produits les plus importants de l'industrie mondiale et surtout dans le secteur aéronautique. Ces tôles sont utilisées pour la production à haute cadence des pièces en grande série par formage, emboutissage, et principalement par soudage.

Cherchant à établir le lien entre l'opération de soudage, la microstructure, et le comportement mécanique d'un alliage est une préoccupation légitime lorsqu'on souhaite optimiser une ou plusieurs propriétés d'une structure soudée de cet alliage.

Le titane et ses alliages ont des propriétés mécaniques physiques et chimiques particulièrement remarquables ce qui rends cette famille de matériau attractive principalement dans l'industrie aéronautique. En effet leur grande résistance associée à une faible densité et leur excellente résistance à la corrosion ont font une famille de matériau de choix dans le domaine aéronautique où l'optimisation de masse est un objectif majeur. Les alliages de titane offrent d'opportunités très importantes d'allègement des structures en remplaçant les aciers et les alliages à base nickel. Le principal alliage utilisé est l'alliage Ti-6Al-4V appartenant aux alliages biphasés $\alpha+\beta$, cet alliage pour lequel la microstructure d'emploi est le plus souvent constituée de grains équiaxes α majoritaires et de grains β lamellaires, [2] cette microstructure change lorsque cet alliage subit des traitements thermomécaniques et principalement lors de l'opération de soudage.

Dans l'industrie sidérurgique et particulièrement dans le soudage TIG du titane, la maîtrise de la structure de solidification et la taille des grains créés sont très importantes, en effet les propriétés mécaniques de l'assemblage soudé est le comportement mécanique de chaque zone sont liés au changement microstructuraux après chaque opération de mise en forme. L'état structural de la ZAT (zone affectée thermiquement) dans ce processus joue un rôle primordial. En effet, la germination des grains à l'interface solide-liquide s'effectue épitaxialement et leur taille moyenne est régie par la croissance compétitive durant la solidification. [3] La qualité des joints de soudure est une notion essentielle dans l'assemblage de structures pour des applications aéronautiques.

Les travaux qui s'intéressent à l'analyse des assemblages soudés de l'alliage Ti-6Al-4V sont très nombreux dans la littérature, mais ils restent limités aux propriétés mécaniques macroscopiques. La détermination des lois des comportements locaux de chaque zone des soudures sont rare. Par le présent travail on essaye d'y apporter notre contribution.

Ce manuscrit contient trois chapitres, et s'articule comme suit :

Après une introduction générale nous entamons le premier chapitre qui est consacré à une étude bibliographique ou nous ferons le point sur des notions et des connaissances essentielles pour l'étude de la microstructure, la soudabilité et le comportement mécanique de l'alliage de titane TA6V.

Le deuxième chapitre présente les différentes techniques expérimentales utilisées dans notre travail.

Le troisième chapitre est consacré aux résultats expérimentaux d'essais mécaniques, les résultats numériques et leurs interprétations.

Enfin ce travail s'achève par une conclusion générale-perspectives et une liste des références bibliographiques.

I.1. Généralité sur le titane et ses alliages

Le titane est le quatrième élément métallique le plus abondant sur la croûte terrestre (0.6% de sa masse). C'est en raison de son très grande résistance à la corrosion, et de ses performances à haute température que le titane et surtout ses alliages connurent un essor marqué à la fin des années 40 et au début des années 50. [4] Et sont aujourd'hui fortement utilisés dans l'industrie aéronautique. [5]

Dans cette partie, après une brève présentation générale des alliages de titane on s'attardera sur l'alliage de titane Ti-6Al-4V [6] et nous ferons le point sur des connaissances nécessaires pour l'étude de cet alliage. [7]

I.1.1. Les alliages de titanes

Les alliages de titane peuvent être classés en trois grandes familles selon leurs proportions de phase α et β retenue à la température ambiante :

– les alliages α sont très intéressants pour une utilisation à haute température, mais peu sensibles aux traitements thermiques. Ils contiennent une forte addition d'éléments alphasènes.

– les alliages biphasés $\alpha + \beta$ sont composés à la fois d'éléments alphasènes et bêtagènes.

Leurs microstructures est fortement dépendantes de la composition et du mode de refroidissement. Ils offrent un bon compromis entre les propriétés mécaniques et une meilleure sensibilité aux traitements thermiques que les alliages composés principalement de phase α . Cependant, ils deviennent instables au-delà d'une température de 450°C.

– les alliages β dont la majorité est composés de phase β métastable, obtenue par un refroidissement rapide sans précipitation de phase. Ils possèdent des caractéristiques mécaniques plus élevées. [6]

La catégorie $\alpha + \beta$ étant très vaste, trois sous-classes sont distinguées : les quasi α (possédant très peu de phase β stable et proches des alliages α), les $\alpha + \beta$ proprement dis, les quasi β (ou β métastables, possédant peu de phase α et proches des alliages β).

La température exacte de transformation $\alpha \leftrightarrow \beta$ des alliages de titane est fortement influencée par les éléments d'insertion et de substitution qui composent l'alliage. [8]

I.1.2. l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids)

L'alliage Ti-6Al-4V, couramment appelé TA6V ou Ti-64, est le plus connu et le plus utilisé des alliages de titane. [6] Le bon compromis entre résistance mécanique et ténacité, en plus de sa faible densité ($4,42 \text{ g/cm}^3$) et son excellente résistance à la corrosion en font l'un des plus utilisés dans divers domaines d'application (industrie chimique, aérospatiale, biomédical ...). Il s'agit de pièces forgées, usinées ou matricées.

I.1.2.1. Composition chimique

Les alliages Ti-6Al-4V, ont une composition pondérale de 6% d'aluminium, 4% de vanadium et le reste de titane. [1] Cependant une certaine dispersion de composition est admise par la norme et d'autres éléments peuvent également être présents en tant qu'impuretés (Tableau. I.1). Les principaux éléments d'impuretés sont soit des interstitiels comme l'oxygène, l'azote, l'hydrogène et le carbone, soit des éléments de substitution comme le fer et le silicium. [11]

Elément	Al	V	Fe	O ₂	N ₂	C	H	Impureté (chacun)	Somme des Impuretés
%min	5,50	3,50	-	-	-	-	-	-	-
%max	6,75	4,50	0,30	0,20	0,03	0,08	150ppm	0,10	0,40

Tableau. I.1. Composition chimique pour le Ti-6%Al-4%V [2]

I.1.2.2. Cristallographie

Les paramètres de maille de la phase α de l'alliage Ti-6Al-4V sont légèrement inférieurs à ceux du titane pur (Tableau. I.2). Le rapport c/a est inférieur à la valeur idéale 1,633 de la structure hexagonale. Le paramètre de maille de la phase β dans l'alliage Ti-6Al-4V varie fortement selon sa concentration en vanadium et se situe entre 0,321 et 0,325 nm. [9]

	a (nm)	c (nm)	c/a
Titane-α	0,295	0,468	1,587
Ti-6Al-4V	0,292	0,467	1,597

Tableau. I.2. Comparaison des paramètres de maille de la phase α du titane et du Ti-6Al-4V [10]

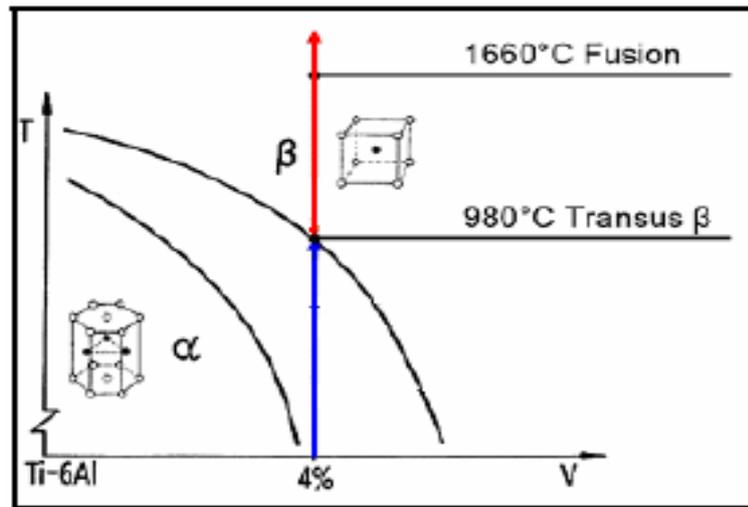


Figure. I.1. Diagramme schématique pseudo-binaire du TA6V [11,12]

A température ambiante, le TA6V est biphasé α (HCP) + β (CC) avec un très faible pourcentage de la phase β . Au cours du chauffage lent, il y a dissolution de la phase α et la fraction de phase β augmente pour être égale à 1 aux températures supérieures à la température de transus T_{β} . Cette valeur de l'ordre de 980-1000°C, est fonction de la composition de l'alliage et est très sensible aux teneurs en éléments résiduels, notamment l'oxygène. [11]

Au-delà de la température T_{β} , seule la phase β est présente. Elle est de structure cubique centrée de paramètre $a = 3,192 \text{ \AA}$ (ce paramètre est inférieur à celui du titane pur du fait de la contraction induite par le vanadium dont le paramètre de maille est plus petit que celui du titane). La température de fusion du TA6V se situe vers 1660°C et sa température d'ébullition est autour de 3285°C. [11]

I.1.2.3. Microstructure

En raison des traitements thermomécaniques, une grande variété de microstructures peut être obtenue. Ceci dit, trois grandes familles de microstructures sont observées dans l'alliage TA6V : [12]

- structure lamellaire
- structure équiaxes
- structure bimodale ou mixte constituée des deux précédentes à la fois.

Les structures lamellaires peuvent aisément être contrôlées par le traitement à chaud. Un refroidissement lent dans la région biphasée ($\alpha + \beta$) permet la nucléation de la phase α à partir des joints de grain de la phase β et sa croissance sous forme de lamelles (voir Figure I.2.). Cette structure lamellaire résultante est de taille moyenne et on parle alors souvent de structure de (Widmanstätten) structure β recuit. Une tempe à l'eau à partir de la région de phase β suivie par un recuit dans le domaine biphasé donne une structure lamellaire très fine en plus de la formation de la phase β aux joints des lamelles martensitiques suite à la transformation martensitique. La structure ainsi obtenue est en générale appelée β trempée. [13]

Les microstructures equiaxe sont obtenues par tacitement mécanique du matériau dans la région biphasée. Un recuit approprié aux environs de 700°C produit la structure dite (moyennement recuite) qui peut varier dans une large mesure selon la procédure exacte de déformation. [9] Un traitement à chaud (4 heures à 925°C suivi par un refroidissement lent) a été développé et semble donner une microstructure equiaxe plus facilement reproductible. [12,16] Cette structure dite structure de recuit de recristallisation est de taille moyenne avec un grain α de l'ordre de 15 à 20 μm .

La microstructure mixte consiste en des grains primaires dans une matrice lamellaire. Ce type de microstructure est bien approchée a des microstructures dites (solutions traitées et vieillies ou sur-vieillies) obtenues par un traitement de recuit d'une heure à 950°C suivi par une tempe à l'eau et un vieillissement aux environs de 600 °C. Les grains de phase α primaire ont alors une taille allant de 15 à 20 μm . [12,16]

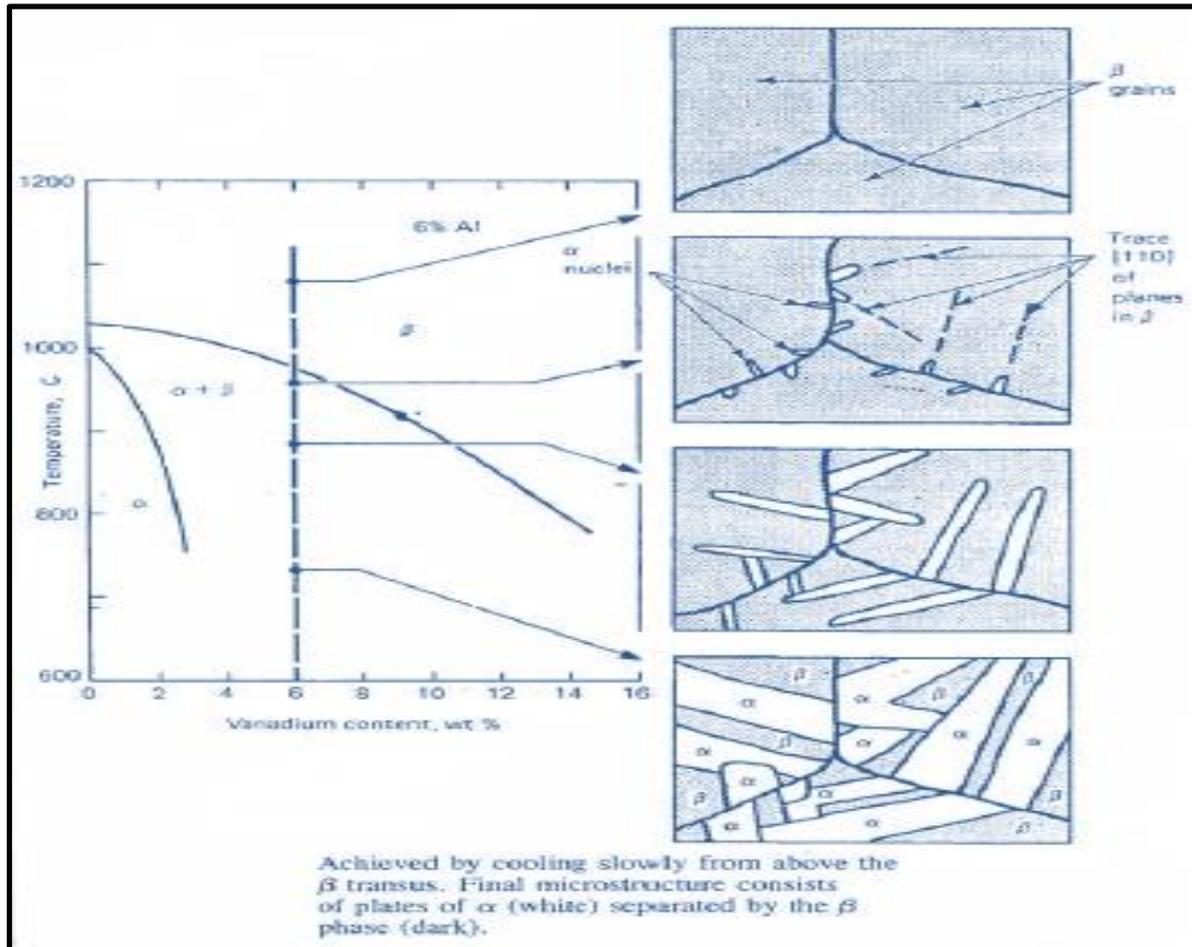


Figure. I.2. Illustration schématique de la formation de la structure de Widmanstätten dans l'alliage TA6V [15]

I.2. Déformations plastique et Opérations de mise en forme

I.2.1. Déformation plastique

I.2.1.1. Systèmes de glissement dans Ti-6Al-4V (% en poids)

Le nombre de système de glissement dans la maille hexagonale compacte est au nombre de douze. Cependant, on peut réduire ce nombre à quatre systèmes de glissement indépendants résumés dans la table I.3. et illustrés sur les figures I.3. à I.6. [16]

Numéro	Plan	Direction de glissement	Vecteur de glissement	Illustration de Burger
1	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	\vec{a}	figure I.3
2	{10 $\bar{1}$ 0}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	\vec{a}	figure I.4
3	{10 $\bar{1}$ 1}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	\vec{a}	figure I.5
4	{11 $\bar{2}$ 2}	$\langle 11\bar{2}2 \rangle$	$\vec{c} + \vec{a}$	figure I.6

Tableau. I.3. Les systèmes de glissement dans la structure hexagonale compacte [16].

Les trois premiers systèmes de glissement ont pour direction de glissement le vecteur $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Ceux-ci sont contenus dans le plan basal. Le plan pyramidal numéro 4 permet aux cristaux de se déformer dans les trois directions de l'espace. La compacité de la maille hexagonale compacte permet de déterminer les systèmes de glissement principaux. Il est admis, hors exception, qu'un rapport c/a inférieur au rapport idéal de 1,633 favorise le glissement prismatique. Dans le cas inverse, le plan de glissement primaire est le plan basal. Dans le cas du titane et des alliages α , la compacité permet de définir le plan de glissement principal, à savoir le plan prismatique. Les glissements secondaires sont les glissements sur le plan basal et sur les plans pyramidaux. [16]

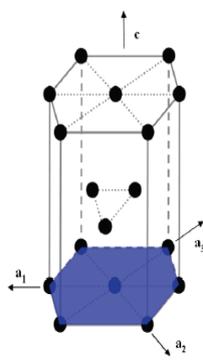


Figure I.3
Glissement basal
{0001}

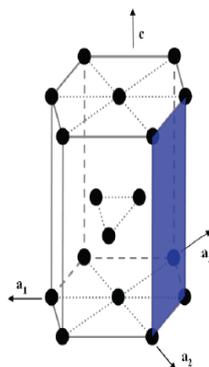


Figure I.4
Glissement prismatique
{10 $\bar{1}$ 0}

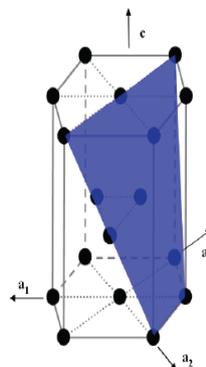


Figure I.5
Glissement pyramidal de 1^{ère} espèce {01 $\bar{1}$ 1}

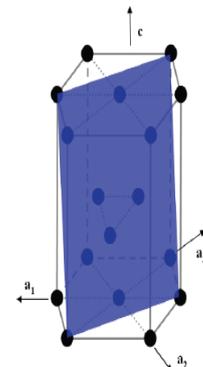


Figure I.6
Glissement pyramidal de 2^{ème} espèce {11 $\bar{2}$ 2}

Les systèmes de glissement permettent de comprendre la déformation plastique de la microstructure. Un second phénomène microstructural est très important dans la déformation. Il s'agit du maillage.

I.2.1.2. Maclage

Le maclage est la séparation d'un cristal en deux entités distinctes avec des orientations différentes. La conséquence est l'apparition de deux cristaux, nés d'un même grain, avec des propriétés différentes. [17] On peut distinguer trois phénomènes permettant la naissance de macles :

- la croissance cristalline
- les transformations de phases, durant lesquelles les orientations et les symétries du cristal changent. Les macles naissent donc d'une opération mettant en jeu des phénomènes thermiques.
- les sollicitations mécaniques, qui permettent la naissance des macles.

On ne se préoccupera que des macles obtenues consécutivement par des actions mécaniques. Trois modes principaux de maclage sont observés dans les alliages de titane. Les données cristallographiques des macles sont explicitées dans la table I.4. et illustrées sur les figures I.7 à I.9. Le signe de la contrainte appliquée sur le grain avant le maclage détermine la forme de la macle. Le plan de glissement principal étant le plan prismatique, le maclage va favoriser celui-ci en réarrangeant l'orientation des structures hexagonales compactes, favorisant la colinéarité entre l'axe \vec{c} et la direction de la sollicitation. [18]

numéro	Sollicitation mécanique	Plan de maclage	Direction de maclage	2 ^{ème} plan non déformé	Illustration
1	Traction	$\{10\bar{1}2\}$	$\langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$	$\{\bar{1}012\}$	figure I.7
2	Traction	$\{11\bar{2}2\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{6} \rangle$	$\{0002\}$	figure I.8
3	Compression	$\{11\bar{2}2\}$	$\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	$\{11\bar{2}4\}$	figure I.9

Tableau. I.4. Les modes de maclage dans les alliages de titane [13-18]

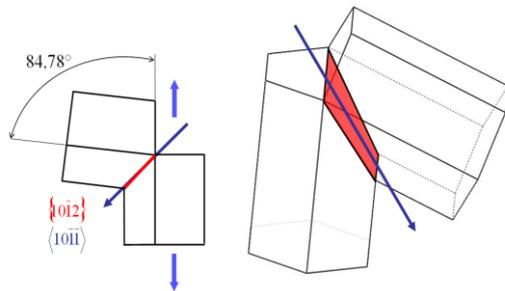


Figure I.7. Maillage par sollicitation de traction.

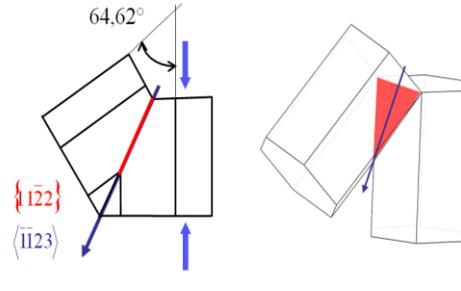


Figure I.8. Maillage par sollicitation de compression.

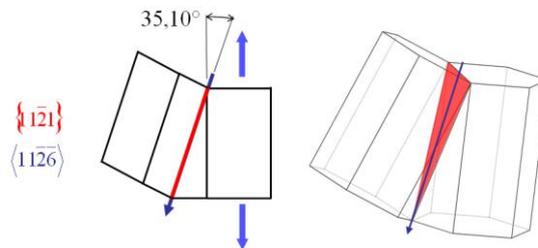


Figure I.9. Maillage par sollicitation de traction.

I.2.2. Opération de mise en forme des tôles

L'attribution d'une forme à un matériau par une déformation plastique s'effectue par différents procédés, tels que : laminage, pliage, emboutissage ...etc. permettant chacun d'obtenir des formes géométriques contrôlées et reproductibles, ainsi aux exigences académiques et industrielles

I.2.2.1. Laminage à froid

Le laminage est le procédé de mise en forme le plus utilisé qui consiste à faire passer un échantillon entre deux rouleaux cylindriques symétriques tournant autour de leurs axes en sens inverse (Figure. I.10.) et dont l'écartement peut être réglé afin d'obtenir l'épaisseur d'échantillon souhaitée (e_f). [19]

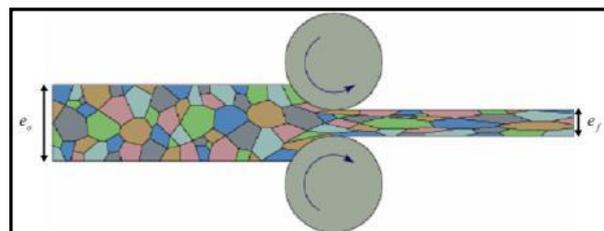


Figure. I.10. Schéma du procédé de mise en forme par laminage [19]

Le taux de laminage obtenu est défini par :

$$\tau = \frac{e_o - e_f}{e_o} \times 100 \quad (\text{I.1})$$

Où e_o et e_f sont respectivement les épaisseurs initiales et finales de l'échantillon.

I.2.2.2. Emboutissage

L'emboutissage est un procédé de formage qui consiste à obtenir par déformation plastique de tôles minces, des pièces de formes plus ou moins complexes [20]. L'obtention de la forme se fait par l'entraînement de la tôle sous l'action du poinçon dans la matrice. Le mouvement de la tôle est contrôlé par un serre-flan empêchant l'apparition de plis ou de déchirures sur la pièce en lui imposant une pression de retenue. [21]

La figure I.11 présente les deux principaux modes de déformation rencontrés en emboutissage. L'exemple (a) correspond à un emboutissage par expansion par le poinçon, la tôle est bloquée dans le serre flan. L'exemple (b) correspond à un emboutissage profond avec retreint du métal glissant sous le serre flan et sans expansion sur la tête du poinçon.

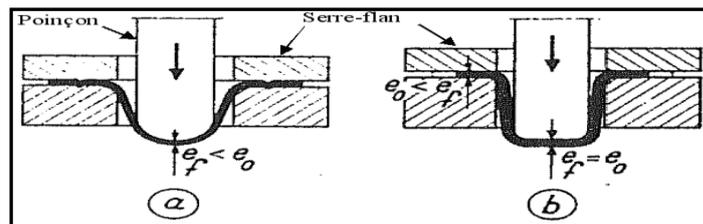


Figure. I.11. Principaux modes de déformation par emboutissage. e_o : épaisseurs du flan à l'état initial, e_f : épaisseur du flan à l'état final. (a) expansion, (b) rétreint [19]

I.3. Soudage du Ti-6Al-4V (% en poids)

I.3.1. Techniques de soudure

La grande variété des procédés de soudage existants peut être classée en fonction de la nature des énergies mise en œuvre (figure. I.12)

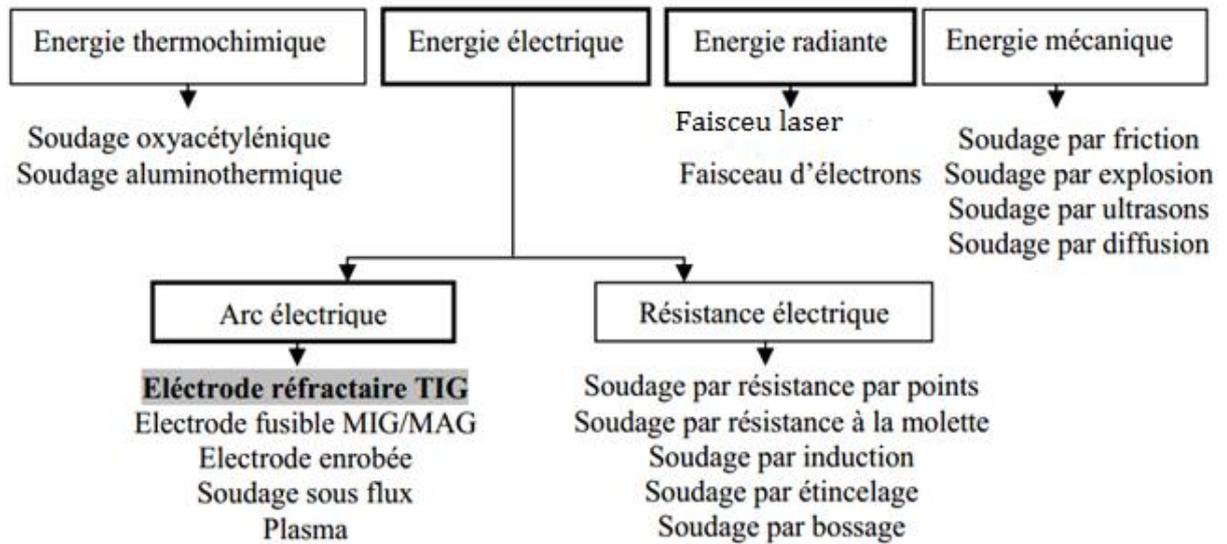


Figure. I.12. Procédés de soudage selon les différentes sources d'énergie [25]

Les procédés de soudage par fusion les plus répandus pour l'assemblage des alliages de titane sont le soudage à l'arc avec électrode de tungstène (procédé TIG), le soudage MIG, le soudage plasma, le soudage par faisceau d'électrons et le soudage par faisceau laser. La plupart des alliages de titane sont facilement soudables par fusion et tous peuvent être assemblés à l'état solide. Contrairement aux alliages ferreux, la fissuration au soudage est très rare et les principales réticences des ingénieurs vis-à-vis du soudage des alliages de titane proviennent essentiellement des nécessités de protections gazeuses lors du soudage ou du manque de connaissance vis-à-vis de ces matériaux. [25]

I.3.2. Soudage TIG

Le procédé TIG a été développé dans les années 1940 par une société, qui a ensuite intégré ESAB. A l'origine ce procédé fut utilisé pour souder des alliages résistants à la corrosion et des métaux, à l'époque difficile à souder plusieurs métaux, tels que l'aluminium et les alliages de magnésium. Le TIG s'est énormément développé et permet de réaliser la désoxydation et le soudage de toutes les nuances de métaux que l'on trouve sur le marché.

Terminologie du TIG ou GTAW L'électrode non fusible est en tungstène.
TIG = Tungstène Inerte Gaz

WIG comme le Tungstène est appelé en allemand Wolfram dit aussi Wolfram Inert Gaz
GTAW = Gaz Tungstène Arc Welding = appellation aux Etats-Unis d'Amérique. [18]

Dans ce procédé de soudage, l'arc électrique est produit entre une électrode de tungstène réfractaire et la pièce à souder. Le bain de fusion est protégé au sein d'une atmosphère inerte (généralement de l'argon) La soudure peut être effectuée par fusion du métal de base ou par addition de métal d'apport de même nature que la pièce à souder. La baguette de métal d'apport est fondue par l'arc électrique qui est obtenu suite à un amorçage au " touché " ou en utilisant la " haute fréquence ".

Types de courant :

- DC (Continu) utilisé pour la majorité des aciers et inox
- AC (Alternatif) utilisé pour le soudage d'aluminium et autres alliages revêtus d'oxydes réfractaires.

Les fonctions permettant d'améliorer la qualité du soudage en intervenant sur le courant sont : Le courant Pulsé, le courant Pulsé Haute Vitesse, la rampe d'amorçage et la rampe d'évanouissement. [20]

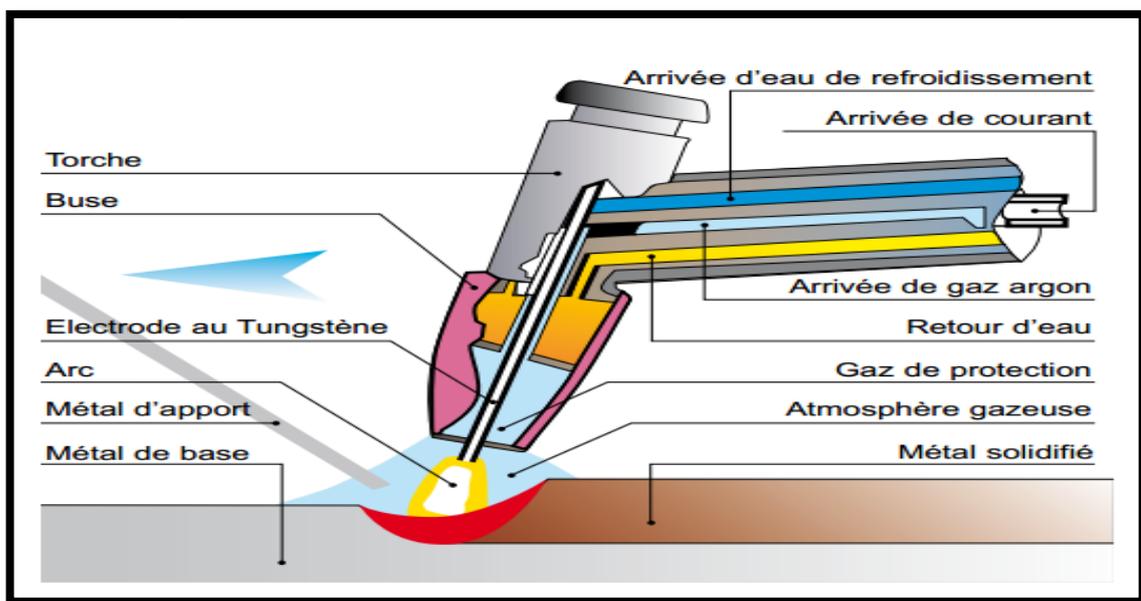


Figure I.13. Représente technique de soudage TIG [24]

➤ Caractéristiques de la soudure

Le soudage est le procédé qui permet de reconstituer la continuité métallique entre les surfaces des éléments à assembler. Pour activer les surfaces, la fusion est une méthode très efficace qui permet également le nettoyage des surfaces afin d'assurer l'installation de la liaison métallique. On obtient ainsi, après solidification, un joint homogène de même composition que le métal de base, ou un joint hétérogène dans le cas de métaux différents.

Quel que soit le procédé de soudage par fusion, la structure d'une soudure typique d'un alliage est composée de 5 zones principales (figure. I.14). [4]

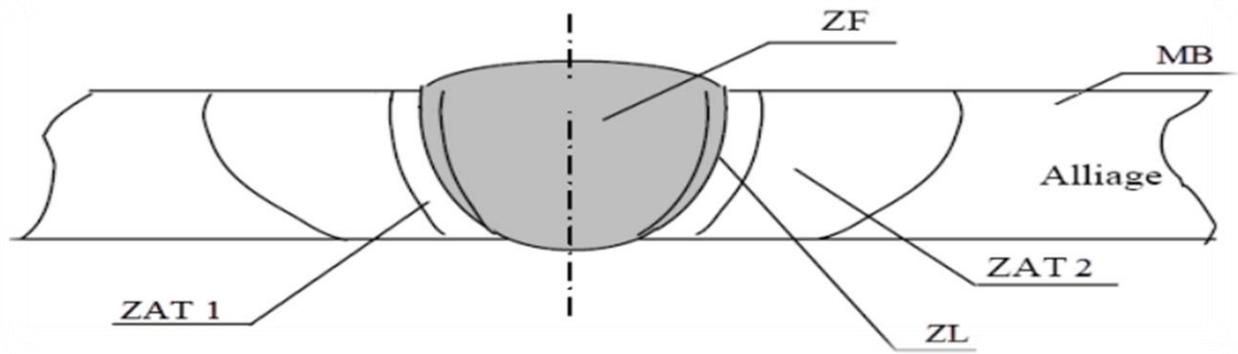


Figure I.14. Variété de microstructures dans un cordon de soudure par fusion [5]

➤ Zones caractéristiques lors du soudage de l'alliage Ti-6Al-4V

- La Zone Fondue (Z.F)
- La Zone Affectée Thermiquement (Z.A.T)
- Une 1ère zone affectée thermiquement (Z.A.T)
- Une 2ème zone affectée thermiquement (Z.A.T)
- Le Métal de Base (M.B)

Dans tout ce qui suit on note : la zone fondue par (Z.F), la zone affectée thermiquement par (Z.A.T) et le métal de base par (M.B).

I.3.3. Soudabilité du titane et ses alliages

Les alliages de titane sont facilement soudables en utilisant divers procédés. [Timet, 1996] Le métal fondu est fluide et mouillant. Les soudures saines (exemptes de pollutions ou défauts) sont ductiles et ont les mêmes propriétés anticorrosives que le métal de base. Cependant, une bonne protection contre la contamination par les gaz de l'atmosphère (oxygène, azote, hydrogène) est indispensable. Le bain fondu, mais aussi les zones affectées thermiquement doivent être protégées tant que la température n'est pas descendue au-dessous de 430°C. Dans le cas du soudage du titane commercialement pur, il n'y a pas de ségrégation

des solutés et les risques de fissuration à chaud et à froid sont quasiment nuls. En ce qui concerne la soudabilité métallurgique, le TA6V est soudable avec précautions, du fait de la possibilité de transformations métallurgiques au soudage. [19]

Le soudage des alliages $\alpha + \beta$ est plus délicat, car cette opération introduit localement un traitement thermique, promoteur des réactions complexes de mise en solution. Le comportement observé est donc assez variable, suivant le mode de soudage et la nature de l'alliage, seuls les traitements de détente sont effectués après soudage. [9]

I.4. Anisotropie du comportement et critères de plasticité

I.4.1. Anisotropie du comportement

Les propriétés tensorielles, telles les propriétés mécaniques, dépendent de la direction de sollicitation du matériau. Dans le cas particulier de la mise en forme des tôles, plusieurs causes peuvent être à l'origine de cette anisotropie de comportement : [25]

- L'hétérogénéité de distribution des contraintes résiduelles de redressage des tôles
- Les alignements de ségrégations, de précipités ou d'inclusions, donnant lieu à une anisotropie structurale.
- L'existence d'une texture cristallographique, c'est-à-dire la présence d'orientations préférentielles, dans la distribution des orientations des grains du matériau.
- L'existence d'une anisotropie morphologique.

I.4.1.1. Essai de traction

Dans son principe, l'essai de traction uniaxial consiste à exercer, sur une éprouvette de longueur initiale l_0 et de section initiale S_0 , une déformation croissante jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Au cours de l'essai, on suit l'évolution de la charge F en fonction de l'allongement Δl de l'éprouvette. On définit alors des variables conventionnelles (ou nominales) qui sont définies à partir de l'état initial, Ces variables sont : [26]

-la contrainte conventionnelle $\sigma = F/S_0$ (I.2)

-la déformation conventionnelle $\varepsilon = \Delta l/l_0$ (I.3)

La figure I.15 montre la courbe conventionnelle de l'essai de traction.

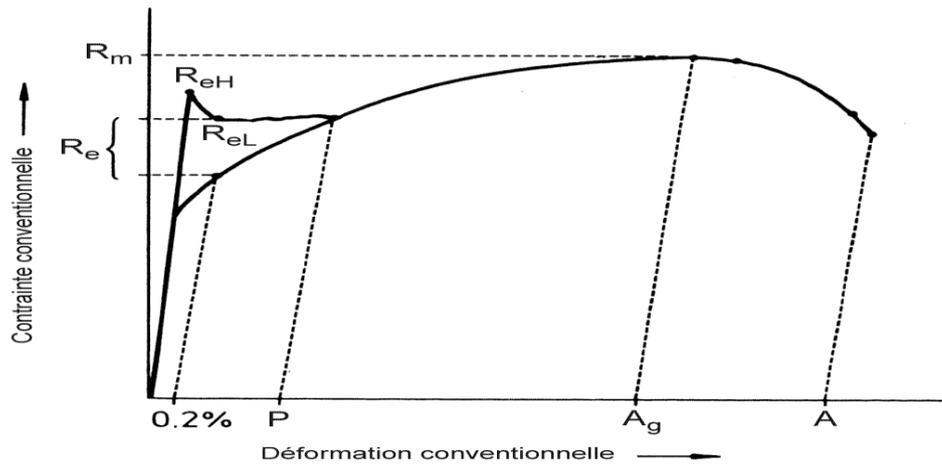


Figure I.15. Courbe de contrainte-déformation, R_e : limite élastique, R_{eH} limite supérieur d'élasticité, R_{eL} limite inférieure d'élasticité, R_m : charge à la rupture, P : longueur du palier de traction, A_g : allongement répartie, A : allongement total [25]

On définit le module d'élasticité longitudinal ou module de Yong E (N/mm^2), pont de la partie linéaire élastique :

$$E = \frac{F/S_0}{\Delta l/l_0} \quad (I.4)$$

I.4.1.2. Contraintes – Déformations

Le comportement plastique du monocristal étant anisotrope, la présence d'une texture cristallographique influe directement sur l'anisotropie de comportement mécanique du matériau polycristallin. Ainsi, quand une tôle est soumise à un système de contraintes, les déformations des différents grains sont fonction de leurs formes, de leurs orientations et des défauts qu'ils contiennent. [27]

La déformation plastique du polycristal fait intervenir un certain nombre de paramètres structuraux, tels la limite élastique R_e , le coefficient d'écrouissage n et le coefficient d'anisotropie R . L'anisotropie plastique de la tôle polycristalline est mise en évidence par l'évolution de ces paramètres par rapport à un système de référence, généralement lié à la tôle (DL, DT, DN). [24]

I.4.1.3. Coefficient d'écrouissage n

Le coefficient d'écrouissage n peut être mesuré à partir du calcul des contraintes et des allongements rationnels, de plusieurs points de la courbe de traction, dans le domaine des déformations plastiques homogènes. La relation qui relie la contrainte σ et la déformation ε , est donnée par : [24-6]

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (\text{I.5})$$

k est une constante.

I.4.1.4. Coefficient d'anisotropie R

Macroscopiquement, l'anisotropie d'un matériau est caractérisée par le coefficient d'anisotropie R. [27] La mesure de ce coefficient se fait à partir des déformations transversales, déterminées à partir des variations de largeur et d'épaisseur de la section de

L'éprouvette de traction. On a:

$$R = \varepsilon_{22}/\varepsilon_{33} \quad (\text{I.6})$$

Le coefficient d'anisotropie R est lié à l'emboutissage en retreint. C'est un paramètre qui peut caractériser l'aptitude à une déformation homogène, au cours d'une mise en forme complexe. [6] Il représente la résistance à l'amincissement dans différentes directions du plan de la tôle. Sa variation, dans le plan de la tôle, est représentée conventionnellement par la relation suivante:

$$\Delta R = \frac{(R(0^\circ) + R(90^\circ) - 2R(45^\circ))}{4} \quad (\text{I.7})$$

L'apparition de cornes d'emboutissage ou, dans une situation plus grave, la rupture des tôles, peut être reliée aux variations de R et ΔR dans le plan de la tôle mince. [28] Les variations de R et ΔR traduisent donc l'aptitude du matériau à la déformation par emboutissage. Les conditions d'emboutissage sont optimales pour une valeur de R élevée, avec une variation ΔR faible, voire proche de zéro, c'est-à-dire une valeur de R toujours élevée, quelle que soit la direction de sollicitation, dans le plan de la tôle.

La relation (I.6) indique que:

- Si $\Delta R > 0$, des cornes d'emboutissage apparaissent pour $a = 0^\circ$ et 90° .

- Si $\Delta R < 0$, elles apparaissent à 45° .
- Si ΔR proche de 0, le comportement plastique correspond à un état d'isotropie plane; c'est le cas idéal pour un emboutissage circulaire.

I.4.2. Critères de plasticité

Les critères tridimensionnels de modélisation de la limite d'écoulement plastique pour les métaux sont de deux ordres : les critères isotropes et les critères anisotropes. Parmi tous ceux qui ont été proposés et fréquemment utilisés dans la mise en forme en déformation plastique sont le critère isotrope de Von Mises et le critère anisotrope de Hill48.

I.4.2.1. Critère de plasticité isotrope de Von Mises (1913)

Le critère de plasticité définit le domaine dans l'espace des contraintes à 3 ou 6 dimensions à l'intérieur duquel toute variation de contrainte n'engendre que des variations de déformation élastique. Pour des métaux isotropes, qui ont les mêmes propriétés mécaniques dans toutes les directions, le régime plastique est obtenu pour des états de contraintes indépendantes de l'orientation du repère dans lequel sont appliquées les contraintes par rapport à un repère matériel quelconque.

L'expérience montre que l'écoulement plastique des métaux s'effectue sans variation notable de volume. Ce fait justifie l'utilisation de l'hypothèse d'incompressibilité plastique. D'un point de vue microscopique, la déformation plastique des matériaux cristallins est occasionnée par le déplacement des dislocations en réponse aux contraintes de cisaillement absentes lors d'un état de contraintes hydrostatique.

Le critère de plasticité isotrope de Von Mises est établi en considérant que l'écoulement plastique des matériaux insensibles à la pression hydrostatique se produit lorsqu'une valeur critique de l'énergie élastique de distorsion ou de la contrainte de cisaillement agissant sur les plans octaédriques est atteinte. Cette interprétation physique conduit à la définition d'un seuil de limite élastique lié à la limite élastique en cisaillement k qui à son tour est liée à la limite élastique en traction-compression uniaxial σ_0 par la relation $\sigma_0 = \sqrt{3}k$.

Donc On considère généralement pour les matériaux métalliques qu'ils sont plastiquement incompressibles et que la déformation est iso-volume, ce qui revient à négliger l'influence de la contrainte hydrostatique dans le comportement. C'est pourquoi dans les expressions, le déviateur des contraintes \mathbf{S} est utilisé plutôt que le tenseur des contraintes de Cauchy σ . Le déviateur \mathbf{S} est défini par :

$$\mathbf{S} = \sigma - \frac{1}{3}J_1 \mathbf{1} \quad (\text{I.8})$$

Où J_1 est le premier invariant homogène du tenseur des contraintes :

$$J_1 = \text{Tr}(\sigma) = 3\sigma_H \quad (\text{I.9})$$

σ_H est la contrainte hydrostatique. Le deuxième invariant du tenseur des contraintes qui joue un grand rôle dans les modèles mécaniques s'écrit :

$$J_2 = \left(\frac{3}{2} \text{Tr}(\mathbf{S}^2) \right)^{\frac{1}{2}} = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{S} : \mathbf{S}} = \sigma_{eq} \quad (\text{I.10})$$

J_2 s'identifie à la contrainte équivalente σ_{eq} au sens de Von Mises. Cette contrainte peut être calculée de la façon suivante :

- dans l'espace des contraintes à 6 dimensions :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2}(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)} \quad (\text{I.11})$$

- dans l'espace des contraintes principales (figure I.16) :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (\text{I.12})$$

Le critère d'écoulement plastique isotrope de Von Mises est alors défini à l'aide de la fonction de charge $f(\sigma)$ suivante :

$$f(\sigma) = \sigma_{eq} - \sigma_e \quad (\text{I.13})$$

On a noté σ_e la limite élastique initiale du matériau. Ainsi :

- Tant que $\sigma_{eq} \leq \sigma_e$, $f(\sigma) < 0$ le matériau reste dans le domaine élastique.
- Dès que $\sigma_{eq} > \sigma_e$, $f(\sigma) > 0$ le matériau entre en écoulement plastique.

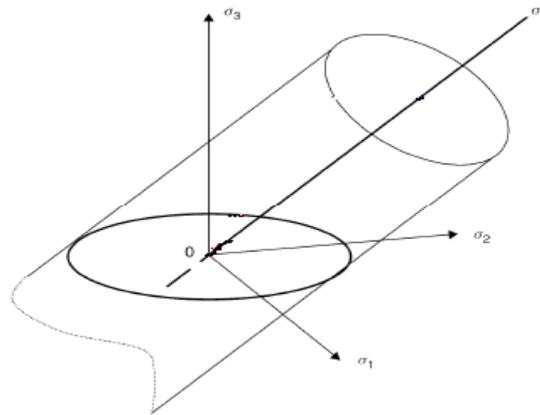


Figure I.16. Représentation du critère de Von Mises dans l'espace des contraintes principales

I.4.2.2 Critère anisotropes quadratiques de Hill 1948

Dans le cas de comportement anisotrope, le critère d'écoulement plastique le plus souvent utilisé que l'on associe aux matériaux métalliques est le critère de Hill. [Hil90] Il permet de prendre en compte une variation de comportement du matériau dans les directions transverse à la direction de laminage. Pour modéliser cette variation, Hill introduit une matrice d'anisotropie Π qui permet le calcul de la contrainte équivalente comme suit :

$$\sigma_{eq}^H = \sqrt{\frac{3}{2} \mathbf{S} : \Pi : \mathbf{S}} \tag{I.14}$$

Dans les axes d'orthotropie, l'expression retenue pour la matrice Π s'écrit avec les notations de Voigts :

$$\Pi' = \begin{pmatrix} G + H & -H & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & F + H & -F & 0 & 0 & 0 \\ -G & -F & F + G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2N & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2L \end{pmatrix} \tag{I.15}$$

Où l'orthotropie est une anisotropie particulière qui se caractérise par trois plans de symétries dont les intersections définissent les trois axes orthotrope (x, y, z).

Le comportement des tôles laminées s'inscrit le plus souvent dans le cadre d'une orthotropie pour laquelle le repère (x, y, z) s'identifie par :

- x ou 1: la direction de laminage,
- y ou 2 : la direction perpendiculaire à la direction de laminage,

z ou 3: la direction normale au plan de la tôle.

$$\sigma_{eq}^H = \sqrt{H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2 + 2M(\sigma_{23})^2 + 2L(\sigma_{13})^2} \quad (\text{I.16})$$

Remarquons que l'on retrouve la contrainte de Von Mises lorsque $F = G = H = 1/2$ et $L = M = N = 2/3$. La fonction de charge est ainsi :

$$f(\sigma) = \sigma_{eq}^H - \sigma_e \quad (\text{I.17})$$

Les coefficients du critère de Hill peuvent être déterminés à l'aide des coefficients expérimentaux de Lankford, qui sont définis par équation I.6.

II.1. Présentation du matériau étudié

Les tôles d'alliage Ti-6Al-4V (% en poids) que nous avons utilisé dans ce travail ont été fournies par une Société Algérienne .Ces tôles, d'épaisseur 2 mm, laminées, sont utilisées dans l'industrie aéronautique sont dans la figure. II.1.



Figure. II.1. Photographie de la tôle de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids) à l'état reçu.

II.2. Caractérisation par EDAX (Energy Dispersive X-ray Analysis)

La composition chimique de notre alliage est déterminée par l'analyse EDAX sur Un Microscope Electronique à Balayage (MEB). Cette technique sert d'identifier les éléments et leur concentration par dispersion des énergies des rayons X émis par les atomes des différentes espèces présentes. Cette analyse a été réalisée au sein du Centre de Recherche de Développement des Technologies avancés (CDTA).



Figure. II.2. Microscope électronique a balayage

II.3. Soudage des tôles

Le soudage des tôles consiste à fusionner une baguette de même alliage des tôles (métal d'apport), ou faire des lignes de fusion lorsqu'il s'agit des tôles de très faible épaisseur.

- (a) Générateur - (b) torche - (c) gaz de protection (argon) - (d) plaque de serrage des tôles à souder - (e) régulateurs de paramètres de soudure - (f) source de tension 380 V - (g) gaz de protection à l'envers (argon) - (h) câbles de liaison.

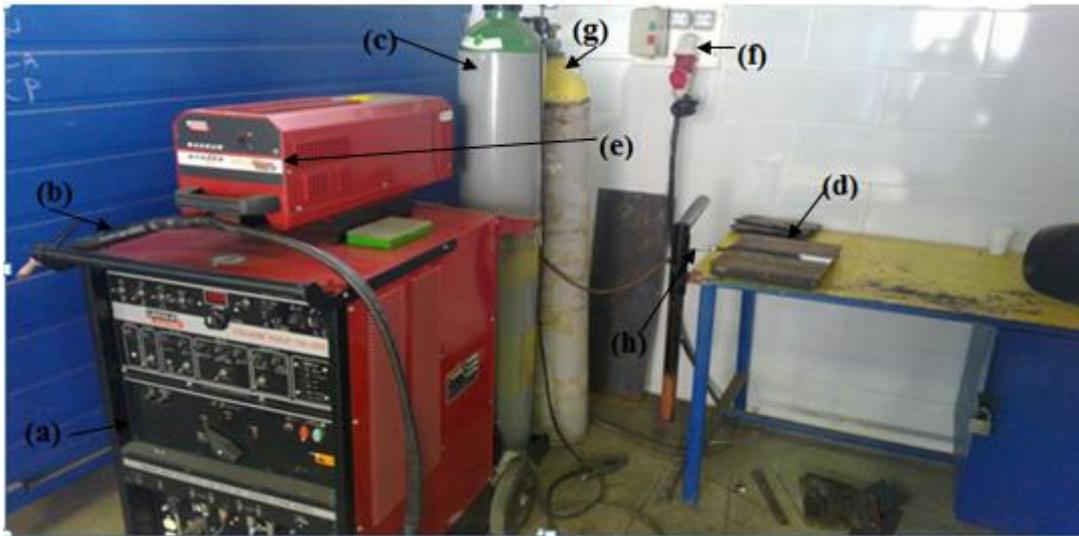


Figure. II.3. Le soudage TIG (Tungsten Inert Gas)

II.3.1. Déroulement de l'opération de soudage

La réalisation d'un soudage réussi, sain et conforme aux normes du point de vue caractéristique métallurgique et mécanique dépend de la certitude des opérations qui le précèdent qui sont les suivantes:

1. Les tôles à souder sont découpées avec une cisaille « Guillotine » (dû à la faible épaisseur de nos tôles) et pour éviter les échauffements qui peuvent introduire des changements structuraux des tôles si elles avaient été sciées.
2. brossage : afin de nettoyer les bords à souder enlevant de l'humidité ainsi que les huiles et graisses par l'actant, provenant de l'opération d'usinage.
3. Fixation et pointage des tôles à souder : la fixation des bords des tôles à souder a été faite par la réalisation de points de soudure, ensuite les deux tôles à souder sont fixées par des étaux sur une table métallique.
4. Réalisation de la protection à l'envers : il est évident que s'il y a risque d'oxydation du bain de fusion par l'air côté de soudage, il y a aussi risque d'oxydation à l'envers du cordon.

Pour cela, on a mis les tôles sur une pièce qui possède une rainure en V, à l'aide d'un papier en aluminium on a couvert les extrémités de la rainure et on a laissé juste une fente d'un petit diamètre pour permettre l'accès du gaz de protection.

5. Enregistrement du temps du soudage : on a saisi le temps écoulé pour la réalisation de chaque passe à l'aide d'un chronomètre. Le temps d'inter passes a également été saisi.

III .3.2. Les paramètres de soudage

Dimension (mm)	Intensité (A)	Tension (V)	Temps de soudage(s)	Gaz de protection		Caractérisation
200x100x1	30	9.2	115	Argon	Direct 12(l/min)	Métallographie, Traction, Dureté .
					Enver 10(l/min)	

Tableau. II.1. Les paramètres de soudage des tôles

a. Calcul des paramètres de soudage

Deux autres paramètres sont importants à l'amélioration de la qualité de soudure calculés sont par ces lois:

La vitesse de soudage V_s est donnée par

$$V_s = \frac{l_s}{t_s} \quad l_s: \text{longueur soudée} \quad t_s: \text{le temps de soudage}$$

L'énergie réellement transmise par l'arc électrique E_t (j/mm) est donnée par :

$$E_t = \eta \frac{UxI}{V}$$

- U : tension de l'arc (V)
- I : intensité du courant (A)

- v : vitesse d'avance de la torche (mm/s)
- η : le coefficient d'efficacité du transfert de chaleur. Elle est de 0,7 pour le procédé TIG.

II.3.3. Qualité des joints de soudure des alliages de titane

La qualité des joints de soudure est une notion essentielle dans l'assemblage de structures pour des applications aéronautiques. Les alliages de titane comme tous les autres métaux sont susceptibles de présenter certains défauts de soudage.

Les défauts de contamination et de porosité sont les plus courants et sont essentiellement dus à des protections inadaptées (Tableau. II.2.)

Couleur de la soudure	Origine et traitement
Jaune paille clair	Oxydation de surface
Jaune paille foncé	Eliminer par un brossage avec une brosse métallique neuve à fil inox
Bleu clair	
Bleu foncé	Contamination du métal.
Gris bleu	La soudure doit être entièrement éliminée et refaite après correction
Gris	des protections gazeuses
Blanc (dépôt poudreux)	

Tableau II.2. Défauts de contaminations observés dans la soudure du titane

II.4. Caractérisation Métallurgique

II.4 .1. Conditions opératoires

La préparation des échantillons doit être après soudage effectuée de sorte à éviter tout échauffement ou écrouissage du matériau, ces derniers peuvent entraîner une modification structurale (le prélèvement des échantillons est fait par une machine à découpage par électroérosion). Pour cela on respecte les étapes suivantes :

II.4 .2. Découpage

Les échantillons sont découpés à l'aide d'une micro-tronçonneuse "discotom-6 struers" à disque diamanté sous lubrification continue d'eau afin de ne pas provoquer l'échauffement du métal.

II.4 .3. Polissage

Chaque échantillon élaboré a été enrobé à chaud dans une résine époxy. Puis, il subit dans un premier temps sur une face, un polissage à l'aide d'une polisseuse mécanique (labo pol-25) sous lubrification d'eau en changeant les papiers abrasives tour à tour selon la granulométrie décroissante (80...2400). Les échantillons sont ensuite finis sur un feutre (polissage miroir) imbibé d'une suspension d'alumine de granulométrie 200 μm et une pate diamantée (0.6, 0.25 μm), puis soigneusement nettoyés après cela.



Figure. II.4. Polisseuse

Après polissage, les échantillons sont attaqués chimiquement pour révéler la morphologie des différentes phases présentes. Différentes attaques ont été essayées, les résultats les plus satisfaisants ont été obtenus en utilisant la composition suivante : « 95% H₂O, 3% HNO₃ et 2% HF ». Le temps d'attaque étant d'environ 10 secondes.

II.4 .4 Caractérisation métallographique

a. Macrographie

La macrographie nous permet de révéler avec un bon contraste les différentes zones de chaque soudure

b. Micrographie

La connaissance des propriétés du matériau passe par la détermination des phases qui le compose, leurs formes, leurs distributions et leurs qualités.

L'observation métallographique est réalisée au niveau du CSC sur un microscope optique « ZEISS » avec un logiciel de traitement d'image « ATLAS »



Figure. II.5. Microscope optique

II.4.5. Caractérisation par diffraction des rayons X (DRX)

A partir du diagramme de diffraction (Diffractogramme), il est possible de déterminer la nature, les paramètres de maille ou encore la quantité de chacune des phases présentes au sein d'un alliage multiphase par exemple. Le principe de cette technique repose sur la mesure des distances inter réticulaires relatives aux différentes familles de plans cristallins (en accord avec la relation de Bragg).

Nous avons utilisé un diffractomètre de type XperPro panalytical MPD, Le rayonnement X monochromatique est produit par une anticathode en cuivre. Le filtre est constitué de nickel et ne laisse passer que la raie $K\alpha_1$ ($\lambda=1,5406 \text{ \AA}$). Cette analyse a été réalisée à l'université Abderrahmane Mira de Béjaia.

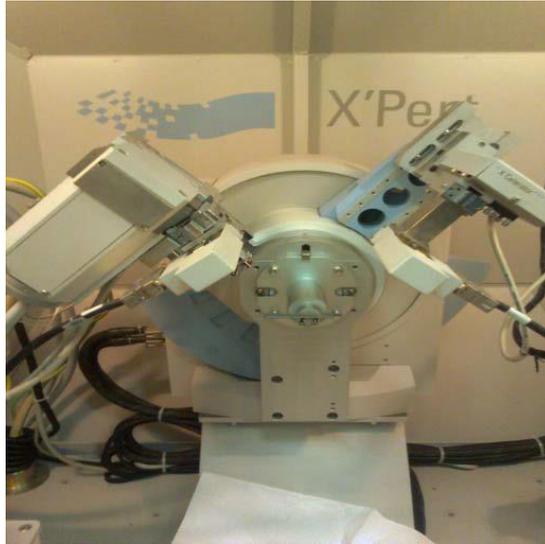


Figure. II.6. Diffractogramme à deux cercles de type XperPro analytical MPD

II .5. Essai de micro dureté (Vickers)

Une analyse par microdureté a été effectuée afin de savoir si la microdureté de la microstructure dans les différentes zones joue un rôle du point de vue mécanique. Cette étude est réalisée sur deux échantillons de soudure polis possédant les paramètres de soudage utilisés pour l'assemblage des pièces en TA6V d'épaisseur 1 mm. Un balayage du métal de base jusqu'à la zone fondue avec un pas de 0,5 mm, et la charge utilisée est de 300g.

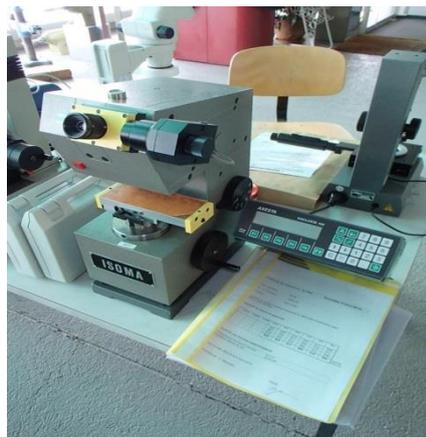


Figure. II.7. microduromètre vickers

II .6. Essai de traction

Les machines d'essais utilisées pour les essais de traction monotone doivent permettre l'application d'une charge uniaxiale dans l'axe long de l'éprouvette, et l'enregistrement en continu de la charge appliquée et de l'allongement de l'éprouvette.

Pour notre essais nous avons utilisé une machine de traction électromécanique de type **Zwick Roell** de charge maximale 100 KN, comporte un travers fixe et un travers mobile guidée en translation par rapport au bâti grâce à deux vis à billes, ces deux vis à billes sont souvent précontraintes pour permettre d'effectuer des essais de traction-compression et de fatigue.

Pour assure une sollicitation de traction pure, le dispositif de chargement (machine mors d'amarrages) doit assurer un alignement rigoureux de l'axe de l'éprouvette avec l'axe de traction de la machine.

Le montage de l'éprouvette est assuré par serrage mécanique. Le serrage mécanique est initial ou réalisée en début de chargement par des mors auto-serrant par friction.

L'allongement est mesuré par un extensomètre à lames et jauge de déformation (capteur de déplacement) monté direct sur la partie utile de l'éprouvette, l'avantage de cet extensomètre d'autoriser un allongement « infini » de l'éprouvette.

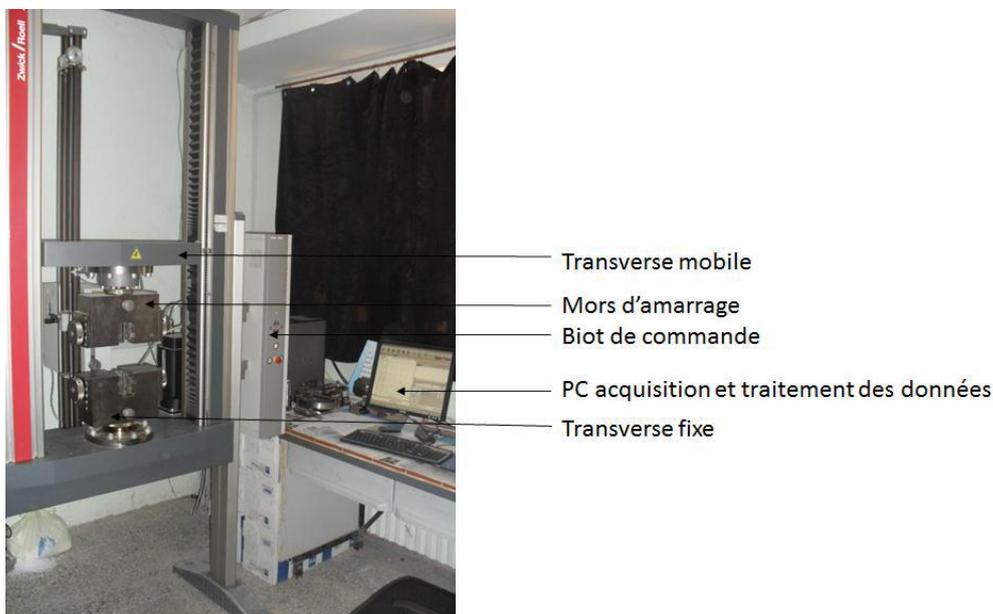


Figure. II.8. Photographie de l'appareil de traction utilisée

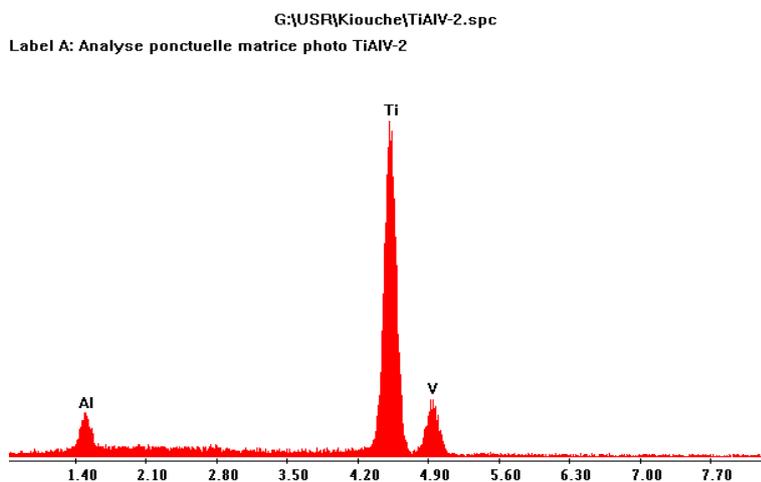
III.1. Résultats expérimentaux

III.1.1. Caractérisation de l'alliage Ti-6Al-4V par analyse semi-quantitative EDAX (Energie Dispersive Analysis X-Ray)

La technique de caractérisation quantitative utilisée pour l'analyse physico-chimique semi-quantitative est le Microscope Electronique à Balayage, équipé d'un détecteur permettant de déterminer la composition chimique par EDAX.

L'analyse EDAX montre la présence du Titane, l'Aluminium et le Vanadium dans notre alliage (figure III.1). Nous notons que les concentrations déterminées par l'analyse EDAX sont proches des valeurs nominales des normes industrielles (tableau. III .1.).

Sur le spectre EDAX sont portées, en abscisse, les énergies dispersées par les différents atomes se trouvant sur la surface. En ordonnée, le nombre de coups reçus par le détecteur dans un certain intervalle de temps.



	% Poids	En	%En Atomes
Ti	90.88		86.42
Al	6.83		11.53
V	2.29		2.04

Figure. III.1. Spectre EDAX de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids) **Tableau. III.1.** Concentrations des éléments présents dans l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids).

La figure III.2. représente une cartographie X de notre alliage à l'état reçu. Nous remarquons une surface homogène et la présence des deux phases qui constituent notre matériau, notant aussi l'absence de toute forme de précipites intermétalliques et toutes formes d'ilots.

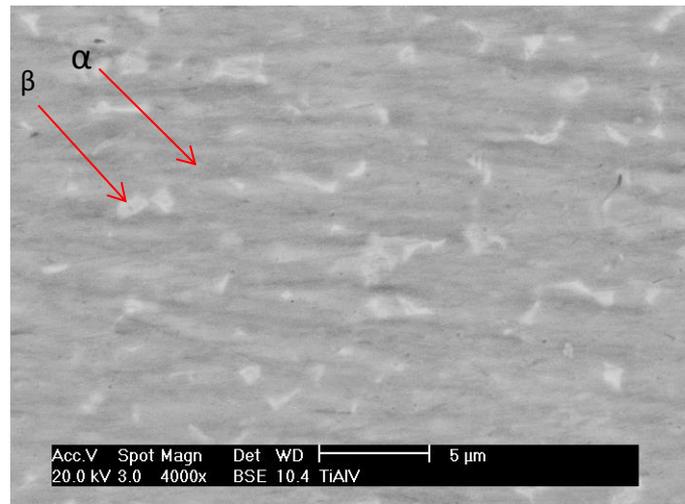


Figure. III.2. Cartographie de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids) à l'état reçu

III.1.2. Caractérisation métallographique



Figure. III.3. Photographie de la tôle soudée de l'alliage Ti-6Al-4V

Après préparation métallographique et attaque chimique, nous avons réalisé une macrographie de notre cordon de soudure (figure. III.4. a). Nous remarquons l'existence de trois zones :

- 1- Une zone fondue à gros grains (figure. III.4. a₁) qui est constituée essentiellement de la phase martensitique α' résultante de la transformation allotropique après la solidification de notre matériau.

- 2- Une zone affectée thermiquement (figure. III.4. a₂) avec un grossissement de grains moins important par rapport à la zone fondue, elle est constituée d'un mélange de α , β et une petite proportion de la phase α' , le résultat a été trouvé par Xiao-Long Gao et al.
- 3- Le métal de base (figure. III.4. a₃) constitue essentiellement de la phase hexagonale α majoritaire, et de grains de la phase cubique centre β minoritaire.

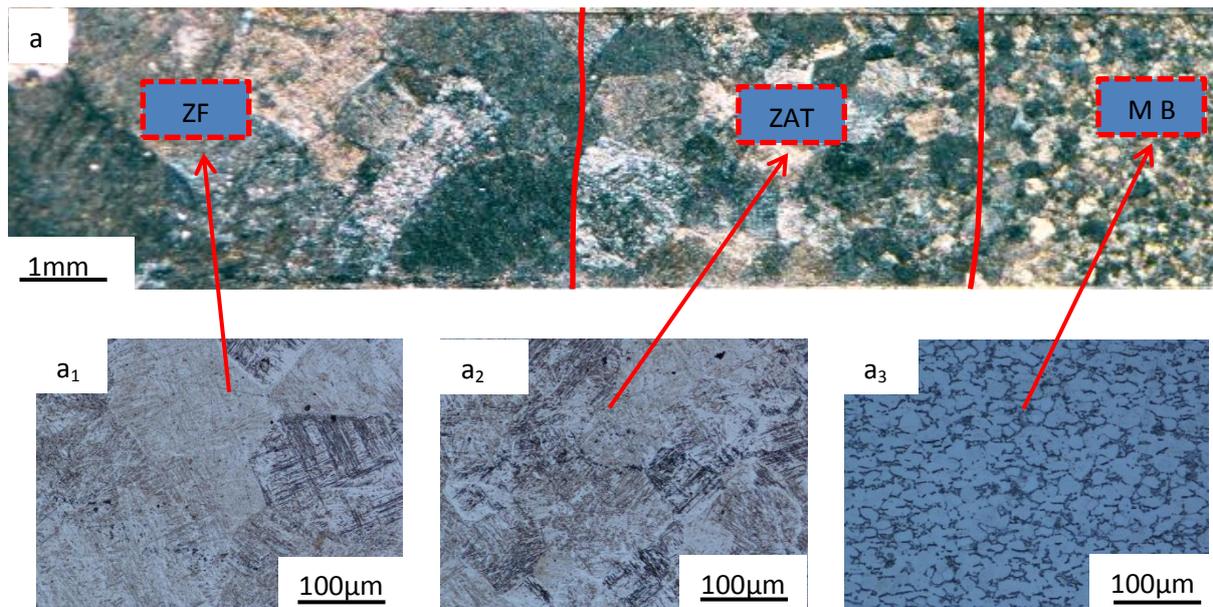


Figure. III.4.a) Macrographie du cordon de soudure de l'alliage Ti-6Al-4V (% en poids), a₁) Zone Fondue (ZF), a₂) Zone Affectée Thermiquement (ZAT), a₃) Métal de Base (MB).

III.1.3. Caractérisation par diffraction des rayons X (DRX)

La figure III.5. regroupe les diffractogrammes obtenus par DRX dans les trois zones caractérisées (MB, ZAT, ZF), nous remarquons la présence des raies caractéristiques du titane pur (Matrice), elles sont associées aux deux phases qui constituent notre matériau : $(1010)\alpha$, $(0002)\alpha$, $(100)\beta$, $(1011)\alpha$, $(1012)\alpha$, $(200)\beta$, (1120) , (1013) , (1122) . Après indexation nous avons calculé les paramètres de maille associés à la phase hexagonale et à la phase cubique en utilisant la loi de Bragg, les résultats obtenus sont regroupés dans le tableau III.2.

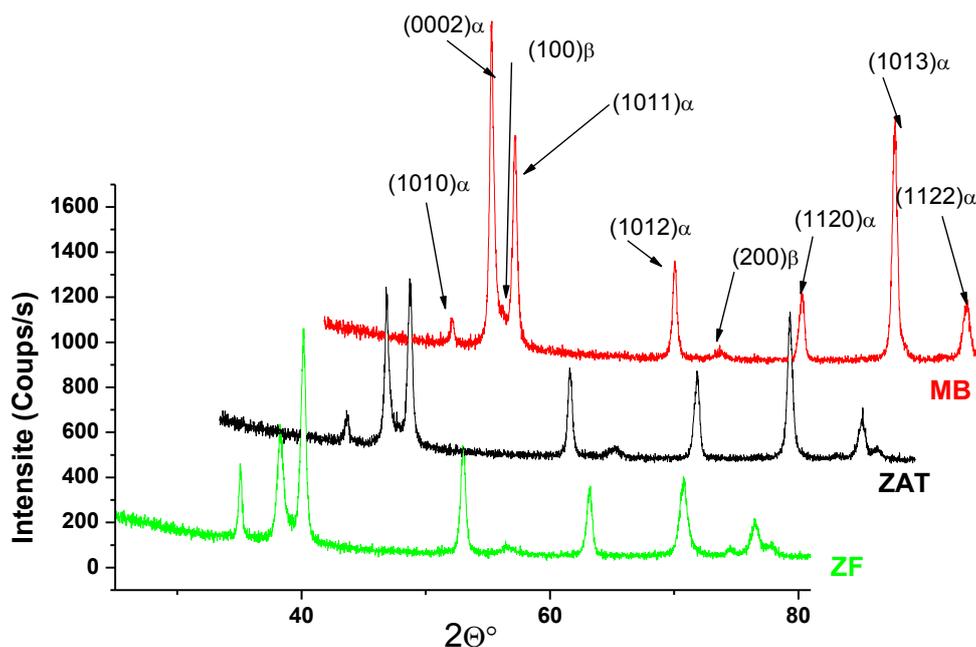


Figure. III.5. Diffractogrammes obtenus par DRX des différentes zones de la tôle soudée de l’alliage Ti-6Al-4V

Cordon de soudure de l’alliage Ti-6Al-4V	α -hc	β -cc
MB	a = 2.923 Å c = 4.677 Å	a = 3.229 Å
ZAT	a = 2.930 Å c = 4.688 Å	a = 3.233 Å
ZF	a = 2.944 Å c = 4.704 Å	a = 3.247 Å

Tableau. III.2. Paramètres de maille calculés dans les différentes zones de la tôle soudée de l’alliage Ti-6Al-4V

L’analyse du tableau III.2. montre le changement de paramètres de maille en allant du métal de base à la zone fondue, nous avons observé une évolution importante (une augmentation de 0,02 Å). Cette évolution est expliquée par la distorsion de la matrice Ti par

l'effet des éléments d'addition, les changements microstructuraux et la forte présence des contraintes résiduelles d'origine thermique qui causent d'importantes déformations et par conséquent les déplacements des pics de diffractions de leurs positions initiales.

III.1.4. Caractérisation mécanique

III.1.4.1. Mesure de microdureté

La figure III.6. montre le profil de microdureté en s'éloignant du centre de la zone fondue, ce profil présente des valeurs presque symétriques par rapport à cette zone. Nous notons une valeur moyenne de 336,6 H_V dans le métal de base, puis une augmentation jusqu'à 340 H_V dans la zone affectée thermiquement et elle atteint une valeur moyenne maximale de 358,8 H_V dans la zone fondue. Cette variation de microdureté est liée aux changements microstructuraux qui a subis notre matériau après l'opération de soudage que nous avons expliqué dans la partie caractérisation métallographique, à titre d'exemple nous avons observé une microstructure de type martensitique dans la zone fondue, ce qui explique la valeur élevée (358,8 H_V) que nous avons trouvé. Par conséquent ces changements de microstructures et de dureté dans les différentes zones que nous avons caractérisés vont influencer sur le comportement mécanique de notre soudure qui sera l'objectif du reste et la suite de ce travail.

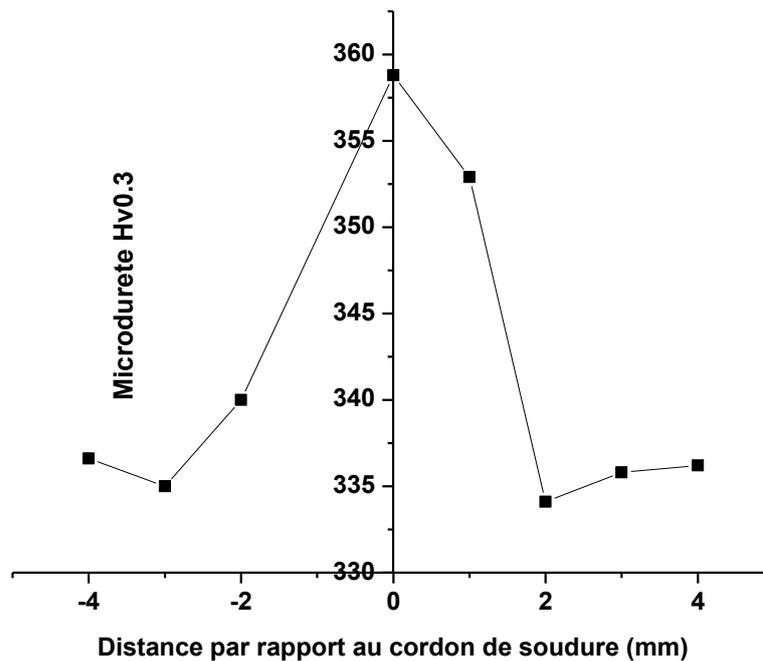


Figure. III.6. Profile de microdureté des différentes zones du cordon de soudure de l’alliage Ti-6Al-4V (% en poids)

III.1.4.2. Essais de traction

III.1.4.2.1. Essais de traction avant soudage (0°, 45°, 90°)

➤ La norme utilisée

Nous avons utilisé des éprouvettes normalisées de type ISO 6892-1

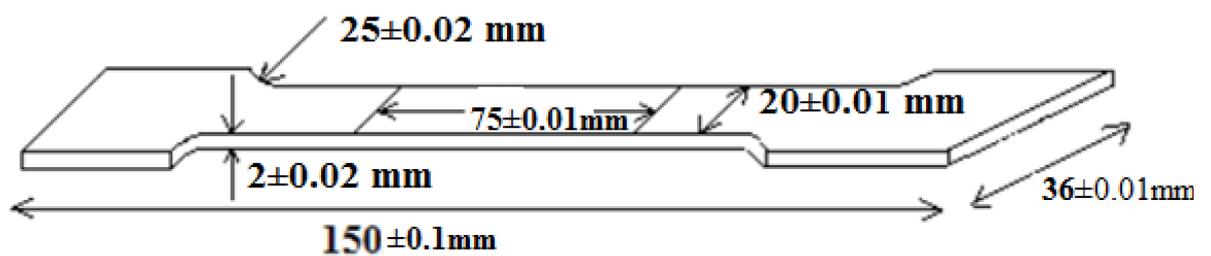


Figure. III.7. Eprouvette de traction normalisé

Si on compare les propriétés mécaniques telles que le module de Young, une légère différence a été constatée. Le comportement élastique est donc considéré isotrope. [30] Il est indépendant de la direction de prélèvement des éprouvettes, contrairement à la limite élastique R_e et à la résistance à la traction R_m . La courbe de l'éprouvette DL présente un allongement à la rupture plus faible que celui de la direction 45° et DT avec un écart-type de 2.5%. Le palier plastique $90^\circ, 45^\circ, 0^\circ$ par ordre décroissant, donc travaillé selon DT serait plus intéressant dans notre cas. Ces résultats confèrent au matériau un caractère anisotrope dans le sens où le seuil de plasticité dépend de la direction de prélèvement des éprouvettes, cette direction également appelée direction d'anisotropie.

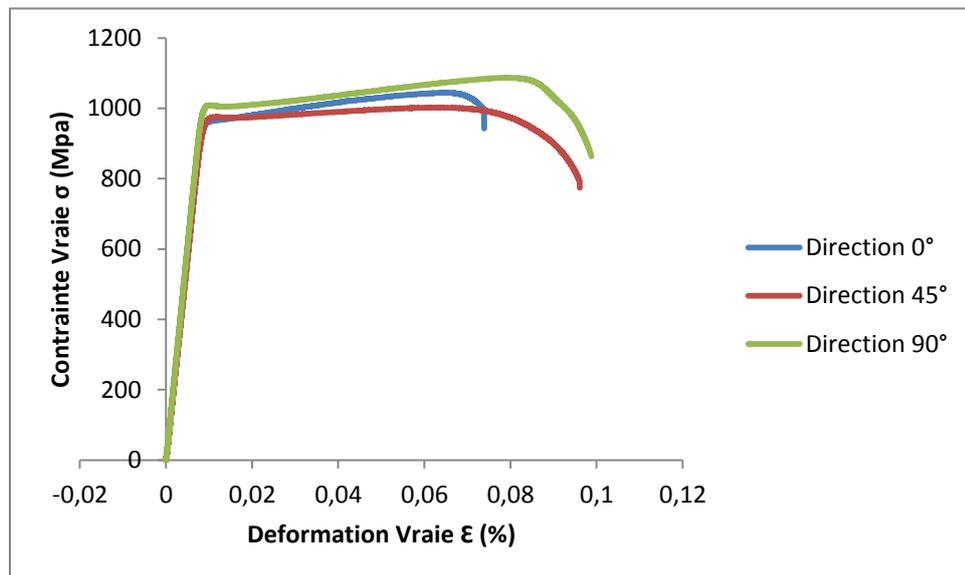


Figure. III.8. Superposition des courbes de traction des directions (0° , 45° , 90°)

Les caractéristiques mécaniques, obtenues par l'essai de traction dans trois directions (0° , $45^\circ, 90^\circ$) de la tôle que nous avons utilisé pour la réalisation de l'assemblage soudé, sont données dans le tableau III.3.

	E(Gpa)	Re (Mpa)	Rm (Mpa)	A %
0°	119	955	1046	7.8
45°	118	963	1005	10.3
90°	120	1001	1088	10.5

Tableau. III.3. Caractéristiques mécaniques de Ti-6Al-4V obtenues par l’essai de traction dans les trois directions (0°, 45°,90°)

III.1.4.2.2. Simulation de l’essai de traction avant soudage (0°, 45°,90°)

La figure III.9. regroupe les résultats de la simulation obtenus pour les trois directions, nous remarquons bien que le comportement anisotrope dans le domaine plastique est identifié selon le modèle que nous avons choisie. [31] Afin de validé nos résultats nous avons représenté pour chaque direction, la courbe de traction expérimentale et simulée (figures III.10. , III.11.et III.12.), notons que la partie élastique des courbes est bien superposée pour les trois figures. Le model de Hill décrit bien le comportement anisotrope dans la partie plastique.

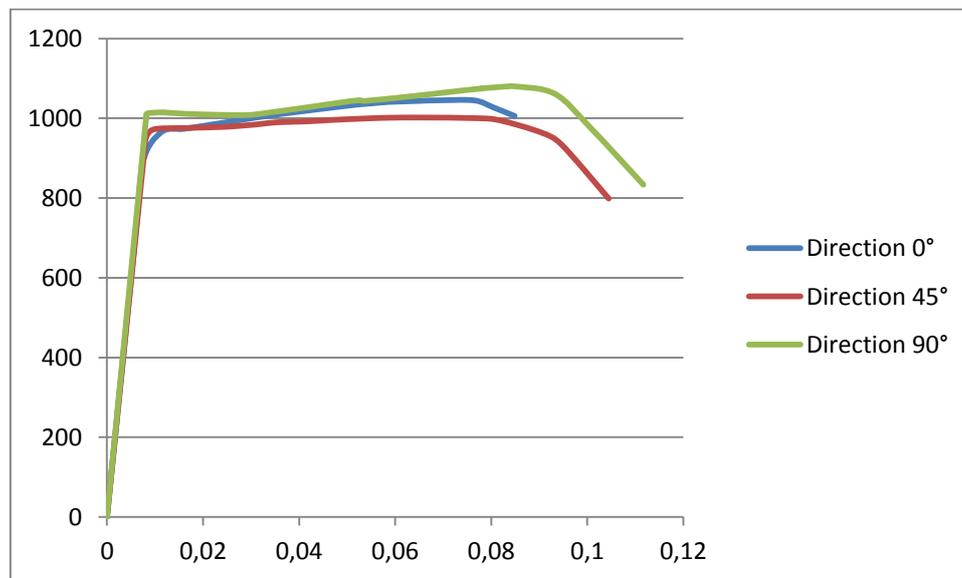


Figure. III.9. Superposition des courbes de traction des directions (0° 45° 90°)

F	0,159
G	0,241
H	0,758
L	1,484
M	1,484
N	1,484

Tableau. III.4. Constantes de plasticité anisotrope de Hill

III.1.4.2.3. Comparaison des résultats expérimentaux et de la simulation numérique dans l’essai de traction avant soudage

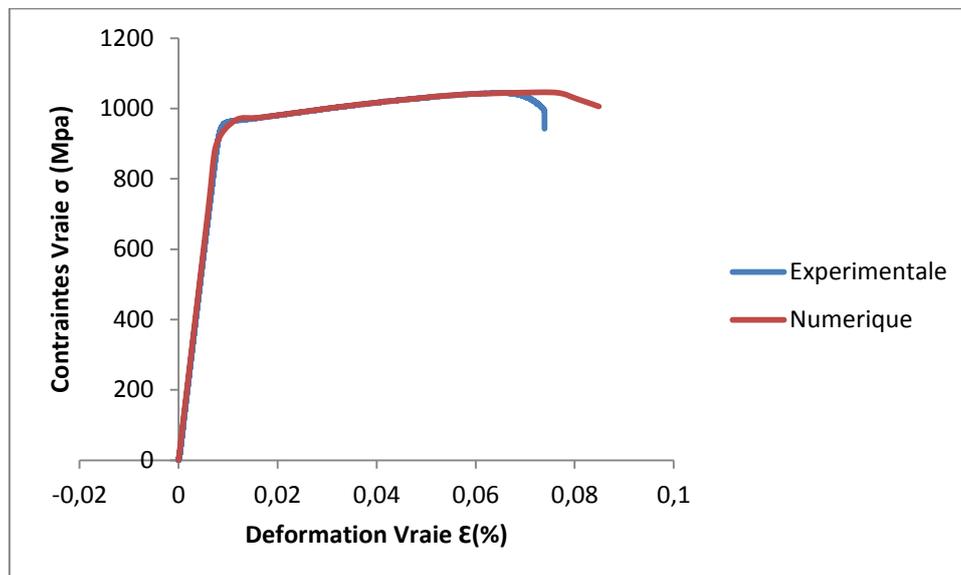


Figure. III.10. Courbe contrainte déformation d’un essai de traction dans la direction du laminage

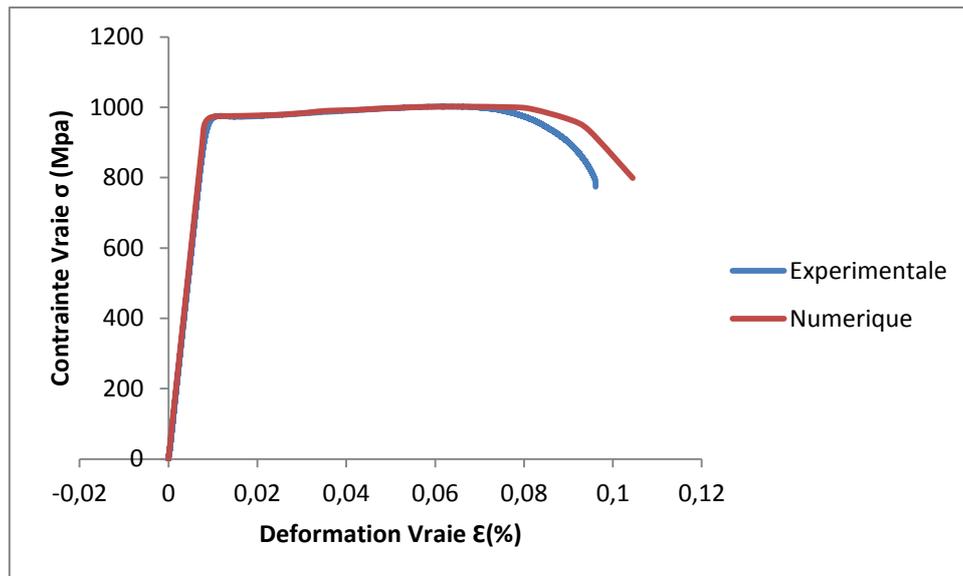


Figure. III.11. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction à 45° par rapport à la direction du laminage

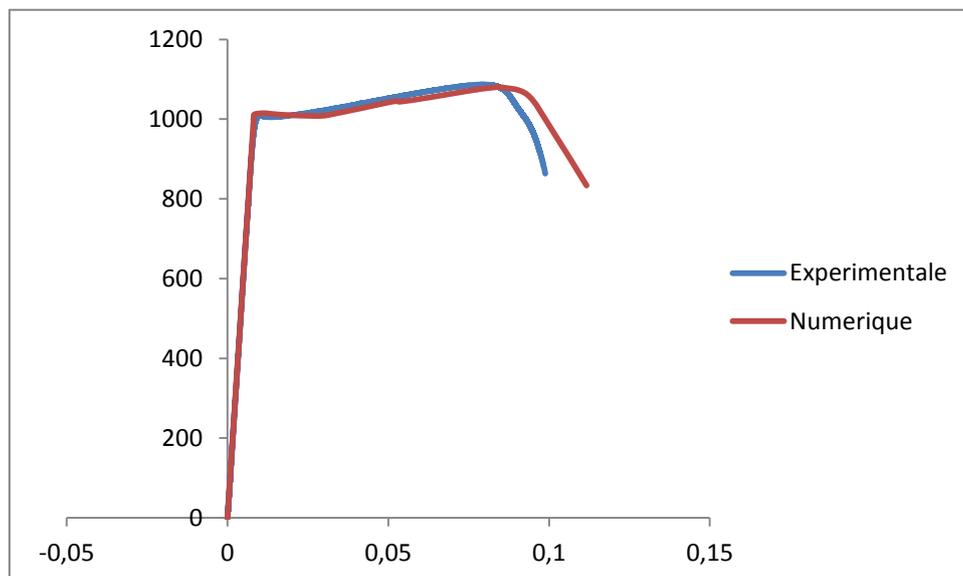


Figure. III.12. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la direction transversale

III.1.4.2.4. Essais de traction dans les différentes zones du cordon de soudure

➤ Norme utilisée

Nous avons utilisé la norme ASM: E 8-04 (Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials) (2004)

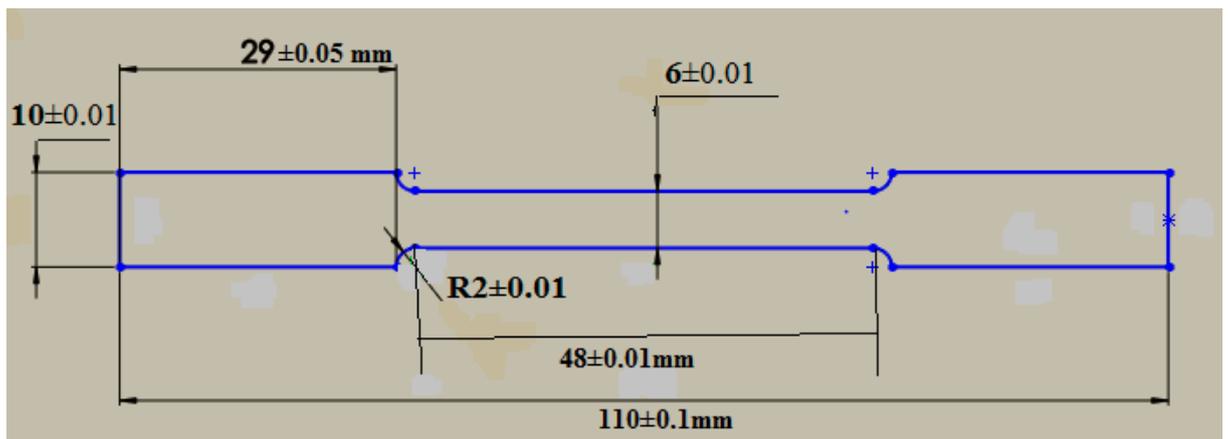


Figure. III.13. Epreuve de traction normalisée



Figure. III.14. Epreuve après essai de traction des trois zones du cordon de soudure

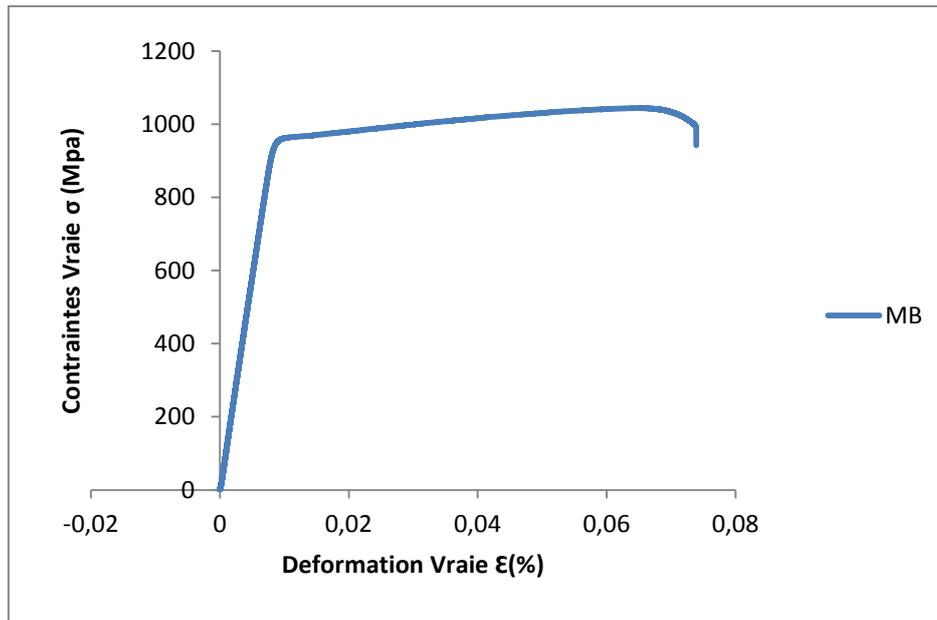


Figure. III.15. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans le métal de base

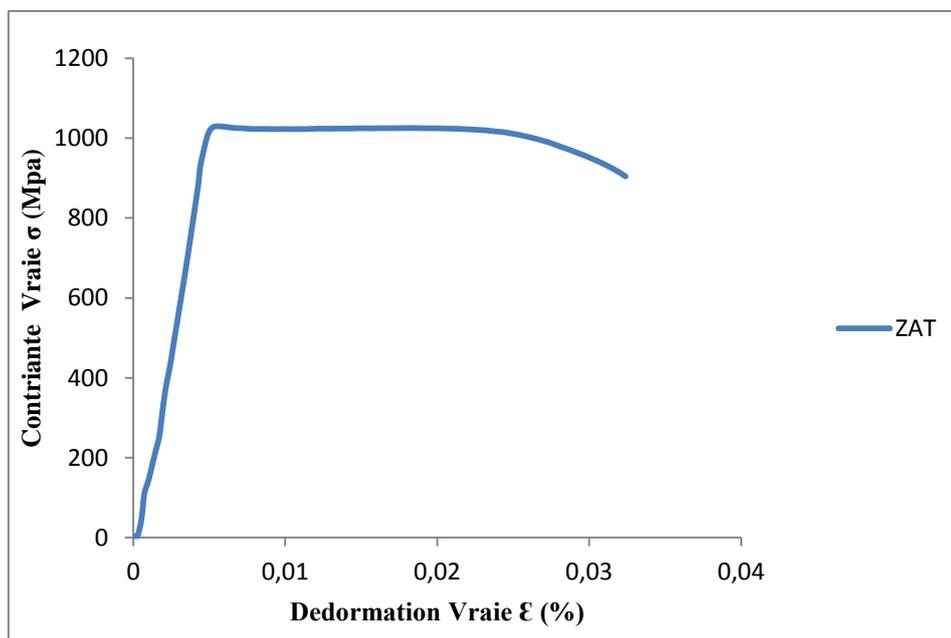


Figure. III.16. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la zone affectée thermiquement

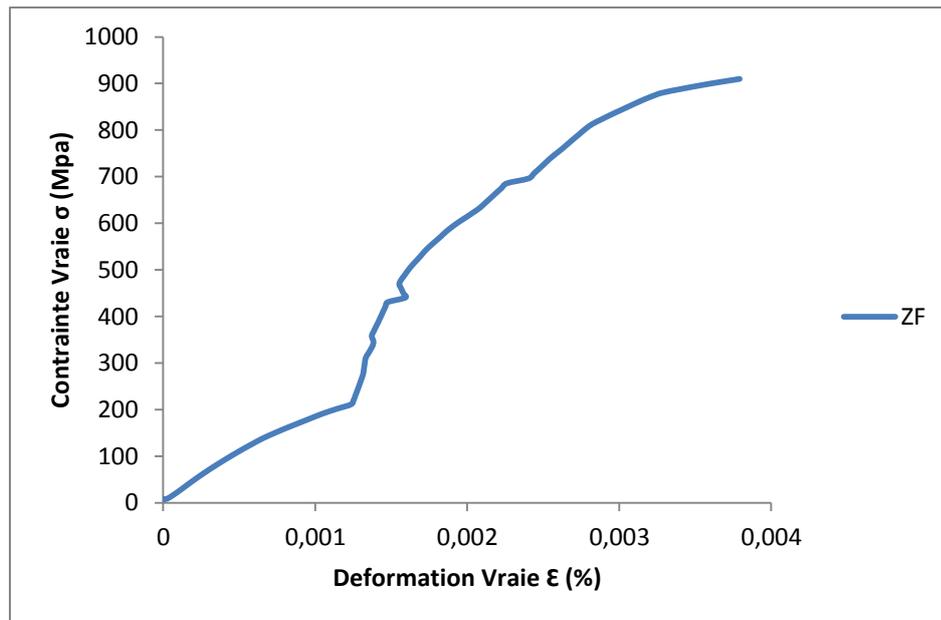


Figure. III.17. Courbe contrainte déformation d'un essai de traction dans la zone fondue

Nous constatons un faible changement entre le métal de base (direction 0°) et la ZAT en ce qui concerne les caractéristiques mécaniques, ce changement est expliqué par l'effet thermique du soudage dans la ZAT qui cause une faible évolution dans sa microstructure et un grossissement des grains.

La figure III.17. Représente la courbe de traction dans la zone fondue de l'alliage Ti-6Al-4V, nous remarquons que la partie élastique est très petite les caractéristiques mécanique sont fortement différents par rapport au MB et la ZAT cela est expliqué par le changement microstructural qui a subit cette zone (transformation martensitique $\beta \rightarrow \alpha$).

Dans le domaine plastique nous remarquons un petit palier lié à la plasticité puis une autre partie liée à un durcissement structural qui a subit cette zone, cela est due à la transformation de phase et la présence de la phase α' -hcp martensitique très dure qui empêche l'écoulement de la matière et fragilise le matériau, ainsi les phénomènes de maclage peut être observés.

Les caractéristiques mécaniques, obtenues par l'essai de traction dans les différentes zones d'un cordon de soudure, sont données dans le tableau III.5.

	E (Gpa)	Re (Mpa)	R _m (Mpa)	A %
BM	119	955	1046	7.8
ZAT	125,284796702904	1022	1023,99	9,35
ZF	495,825510800841	211	909,23	1,07

Tableau. III.5. Caractéristiques mécaniques des différentes zones du cordon de soudure

III.1.4.2.5. Caractérisation des faciès de rupture du cordon de soudure de l'alliage Ti-6Al-4V par Microscope Electronique à Balayage

Une observation macrographique des faciès de rupture des échantillons MB, ZAT et ZF respectivement est présentée dans les figures ci-dessous.

Le mode de rupture ductile est clairement indiqué par la figure III.18. et la figure III.19, caractérisées par un état de surface relativement lisse. Par contre, la figure III.20. illustre le phénomène d'arrachement de matière caractérisant une rupture fragile.

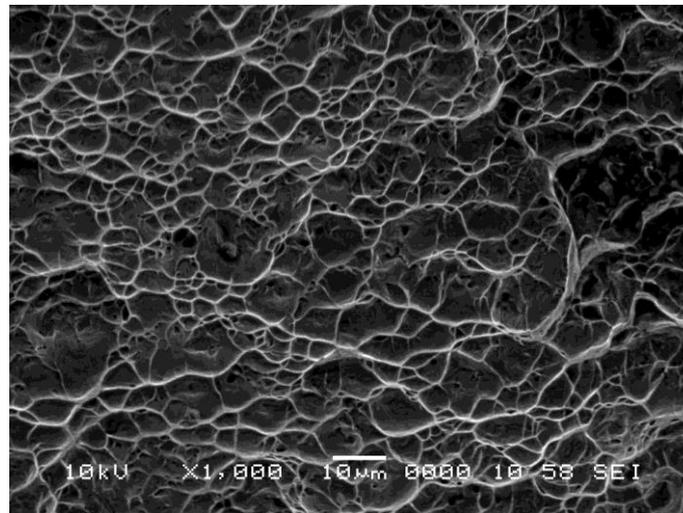


Figure. III.18. Faciès de rupture pour l'échantillon du métal de base

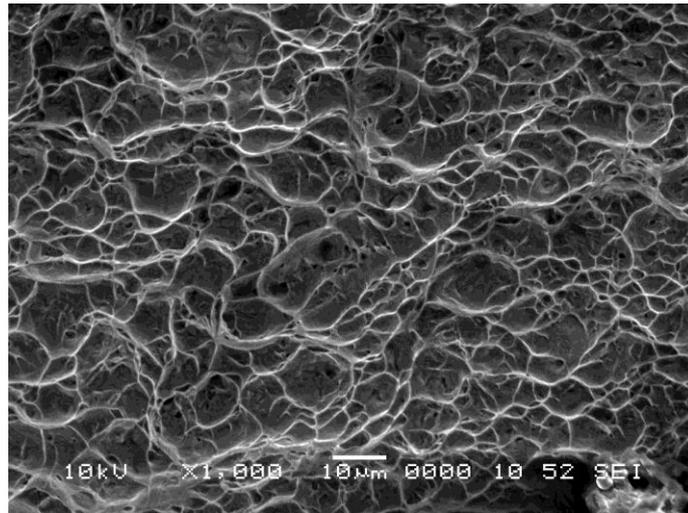


Figure. III.19. Faciès de rupture pour l'échantillon de la zone affecte thermiquement

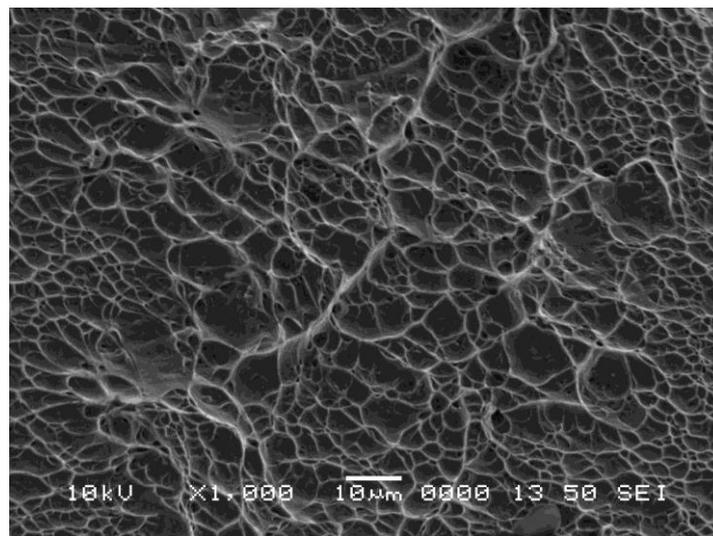


Figure. III.20. Faciès de rupture pour l'échantillon de la zone fondue

CONCLUSION GENERALE

Conclusion générale

Ce travail est une contribution à l'étude du comportement mécanique de l'alliage de titane Ti-6Al-4V et étude de sa soudabilité.

La composition chimique de ce matériau est déterminée par l'analyse EDAX (Energie Dispersive Analysis X-Ray) qui montre la présence du Titane, l'Aluminium et Vanadium dans notre alliage, cette composition est proche des valeurs nominales fournit par nos collaborateurs industriels.

Nous avons pu souder l'alliage TA6V par TIG et nous avons obtenu un bon cordon de soudure avec un bon blindage.

Nous avons caractérisé notre soudure par microscope optique. Les résultats obtenues ont montré une microstructure mixte ($\alpha+\beta$, α') de la ZAT, et une microstructure de type martensitique (α') dans la ZF, avec un grossissement de grains considérable en allons du MB vers ZF.

La DRX (diffraction des rayons X), nous a permis d'identifier les phases présentes dans notre matériau, ainsi dans les différentes zones. Nous avons calculé les paramètres de maille de chaque phase et nous avons constaté une évolution importante dans la ZF, pour une valeur de 2.92 Å dans le MB et jusque à 2.944 Å dans la ZF de la phase α . Pour la phase β , d'une valeur de 3.223Å jusqu'à 3.247 Å. Cette évolution nous l'avions attribué au changement microstructuraux et à la présence des contraintes résiduelles.

La microdureté évolue et augmente en allons du MB vers la ZF, elle atteint une valeur maximale 358.8 H_v dans la ZF.

L'essai de traction dans les trois directions dans notre tôle a l'état reçu montre et confirme le comportement anisotrope de notre matériau, l'application du model de Hill est en bon accord avec les résultats expérimentaux.

Le comportement mécanique de la ZAT diffèrent du comportement mécanique du MB cette différence est liée au grossissement de grains et l'évolution microstructurale de la ZAT.

Le comportement de la ZF est fortement diffèrent de la ZAT et le MB et cela a été expliqué par la présence de la phase martensitique qui a causé un fort durcissement et fragilise le matériau et contribue au changement des caractéristiques mécanique

Perspectives

- Elaboration d'un modèle qui décrit le comportement de chaque zone du cordon de soudure.
- Application d'un modèle micromécanique d'homogénéisation et de transition d'échelle.
- Analyse de l'anisotropie cristalline.

Références Bibliographique

- [1] F. Hamon, Thèse Doctorat, Ecole doctorale Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique, France, (2006).
- [2] B. Ahcene, Thèse Doctorat, l'université Mentouri de Constantine, (2008).
- [3] Shaogang Wang et Xinqiang Wu, Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy joints with electron beam welding, *Materials and Design* 36 p663–670 (2012).
- [4] H. JOUSSET, Thèse Doctorat, Ecole des Mines de Paris, France, (2008).
- [5] B. Revil-Baudard¹, E. Massoni¹, Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid, France, (2010).
- [6] B.Revil-Baudard, Thèse Doctorat, l'Ecole nationale supérieure des mines de Paris,France,(2010).
- [7] Hadji Idir, Mémoire de Magister d'Université Mhamed Bougera de Boumerdes(2012).
- [8] C. Bonnet, Thèse Doctorat, l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, France, 2010.
- [9] M. Simon-perret, J. Crepin, T.F. Morgeneyer, Etude du comportement mécanique d'un liner de titane, *MATERIAUX 2010 – 18-22 octobre – Nantes, France*(2010).
- [10] N. Gey, Thèse Doctorat, l'Université de Metz, (1997).
- [11] P. Castany, Thèse Doctorat, l'Université Toulouse, (2007).
- [12] Y. Robert, Thèse Doctorat, l'Ecole des Mines de Paris, (2007).
- [13] Castro R. et Séraphin L., Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, vol 63, p1025, (1966).
- [14] E. Nouicer Thèse Doctorat, l'université Mentouri de Constantine, (2009).
- [15] R. A. Wood et R. J. Favor (Eds), *Titanium Alloy Handbook*, MCIC-HB-02, Battelle, Columbus, (1972).
- [16] M.A.Serghat, Thèse Doctorat, l'Université de Metz, (1994).
- [17] N. E. Paton, J. C. Williams, J.C. Chesnut et W. Tompson, *AGARD-CP-185*, 4-1, (1975).
- [18] *Titanium, A Technical Guide*, M. J. Donachie, Jr (Edt), ASM International Metals Park, OH 44073, (1988).
- [19] R .Benoit, Thèse Doctorat, l'Ecole des Mines de Paris, (2010).

- [20] H. Kocks, C. Tomé, H. Wenk. Texture and anisotropy. Cambridge University Press, (1998).
- [21] M. Battaini, E. Pereloma, C. Davies. Orientation effect on mechanical properties of commercially pure titanium at room temperature. Metall. Mater. Trans. A, vol. 38A :276–285 (2007).
- [23] F. Abouhilou, Thèse Doctorat, USTHB, Alger, (2011).
- [24] : Cyrille FERDINAND, thèse de doctorat de l'Institut National Polytechnique de Toulouse (2005).
- [25] H. Kahoul, Mémoire de magister en génie mécanique, l'université Mentouri de Constantine, (2010).
- [26] N. Decutot, Thèse Doctorat en mécanique et matériau, l'Université Toulouse, (2009).
- [27] R. Martin, Formage à la presse, technique de l'ingénieur, B 7510-4, (1995).
- [28] J. W. Hutchinson and N. Eale, Mechanics of sheet metal forming, New-York, p127 (1978).
- [29]: Xiao-Long Gao et al, A comparative study of pulsed Nd: YAG laser welding and TIG welding of thin Ti6Al4V titanium alloy plate, Materials Science & Engineering A 559 p14–21 (2013).
- [30] R. Von Mises, Göttinger Nachrichten, Math -Phys. Klasse, 582. (1913).
- [31] D. Raabe, F. Roters, F. Barlat, L.-Q. Chen, Continuum Scale Simulation