

**Évaluation de la tenue en fatigue des joints brasés en alliage
de titane Ti-6Al-4V**

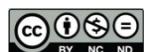
par

Zakaria LAQIBI

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DE
LA MAÎTRISE AVEC MEMOIRE EN GENIE MECANIQUE
M. Sc. A.

MONTRÉAL, LE 11 JANVIER 2017

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC



Zakaria LAQIBI, 2017



Cette licence [Creative Commons](#) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

PRÉSENTATION DU JURY

CE MEMOIRE OU THESE A ETE EVALUÉ

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Bocher, directeur de mémoire
Département génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Demers, codirecteur de mémoire
Département génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Ricardo Zednik, président du jury
Département génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Albouze Guillaume, membre du jury
Turbomeca Canada

IL A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 21 DÉCEMBRE 2016

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

Je remercie toutes les personnes qui m'ont aidé à réaliser ce travail, notamment mon directeur de projet Philippe Bocher et mon codirecteur Vincent Demers. Grace à leurs conseils précieux, leurs indications d'encadrement qu'ils m'ont fourni. Je remercie également, la compagnie Turboméca. Notamment, Mickael Amar et Guillaume Albouze pour l'aide apportée chacun pendant une période du projet. Je tiens également à remercier Jianqiang Chen et Serges Plamondon pour leur disponibilité pour lancer mes essais mécaniques.

Merci à toutes les personnes que j'ai côtoyées durant cette période. Enfin, j'adresse un profond remerciement à ma famille et mes amis qui m'ont épaulé durant des moments difficiles.

ÉVALUATION DE LA TENUE EN FATIGUE DES JOINTS BRASÉS EN Ti-6Al-4V

Zakaria LAQIBI

RÉSUMÉ

L'optimisation des coûts de fabrication, du poids et de la consommation énergétique des structures sont au centre des préoccupations des industriels en aérospatial. Dans ce contexte les industriels orientent leurs activités de recherche vers le développement des matériaux et des techniques de fabrication. Parmi les techniques de fabrication en développement figure le brasage en fournaise. C'est une technique de fabrication qui permet d'assembler les matériaux métalliques à l'aide d'un métal d'apport. Cette technique permet d'obtenir plusieurs assemblages en même temps. Les assemblages brasés sont habituellement libres de contraintes résiduelles qui peuvent avoir des effets néfastes en service. Par ailleurs, l'allégement des structures, tout en assurant une bonne performance en service, passe par le choix des matériaux, les alliages de titane constituent un bon choix car ils ont une excellente résistance spécifique.

Dans cette perspective l'industriel en aérospatial Turboméca cherche à développer des assemblages brasés en alliage de titane Ti-6Al-4V, qui seront soumis à des sollicitations dynamiques complexes en service. Or, la compagnie ne possède pas les données nécessaires pour prédire la vie en fatigue de ces assemblages. Une revue de la littérature a révélé un manque de données expérimentales concernant la fatigue des joints brasés en cas de chargement uniaxe et une absence de données en cas de chargements complexes. Ce projet de recherche a permis d'évaluer la tenue en fatigue des joints brasés en alliage de titane TA6V soumis à des chargements complexe à l'aide des simulations numériques en chargement statique et des essais expérimentaux de fatigue combinés avec des critères de fatigue multiaxiale. Au terme de ce travail, il a été démontré par l'application de cette méthodologie qu'un joint brasé en l'occurrence un joint en T obtenu par brasage de deux plaques de Ti-6Al-4V de 1,02 mm d'épaisseur, peut résister à une contrainte locale de 185 MPa.

Mots-clés : Brasage – Alliage de titane Ti-6Al-4V – Joints brasés – Fatigue multiaxiale – Modélisation numérique.

ASSESSMENT OF FATIGUE RESISTANCE OF BRAZED JOINTS OF Ti-6Al-4V

Zakaria LAQIBI

ABSTRACT

The optimization of manufacturing costs, weight and energy consumption of structures are at the center of concerns in the aerospace industry. In this context, industry orients their research towards the development of materials and manufacturing techniques. Among developing manufacturing techniques figure the brazing furnace. This is a manufacturing technique to assemble materials by means of a filler metal. This technique provides several assemblies simultaneously. The brazed assemblies are usually free of residual stresses that can have harmful effects on duty. Otherwise, a relief structure is necessary ensuring good performance in service. Based on the choice of materials, titanium alloys are a good choice because they have an excellent specific strength.

In this perspective aerospace manufacturer Turbomeca aims to develop brazed assemblies TA6V titanium alloy, which will be subject to complex dynamic loading. However, for the company does not have the necessary data to predict the fatigue life of the assemblies. A literature review revealed a lack of experimental data on fatigue of brazed joints in case of uniaxial loading and lack of data in case of complex loads. This research project aims to evaluate the fatigue of brazed joints TA6V subjected to complex loads, through numerical simulations on static loading, simple mechanical testing combined with multiaxial fatigue criteria. At the end of this work, it was demonstrated by the application of this methodology that brazed joint, in this case a T-joint obtained by brazing two Ti-6Al-4V sheets of 1.02 mm thick can withstand a local stress of 185 MPa.

Keywords : Brazing – Titanium alloy Ti-6Al-4V – Brazed joints – Multiaxial fatigue – Numerical modeling.

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	5
CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE	9
1.1 Procédé de brasage.....	9
1.1.1 Généralités sur le brasage	9
1.1.2 Méthodes de brasage.....	10
1.1.3 Propriétés physique du brasage.....	12
1.1.3.1 Écoulement et mouillabilité	12
1.1.3.2 Diffusion	13
1.1.3.3 Dissolution	15
1.1.3.4 Liquation	16
1.1.3.5 Contamination des joints brasés.....	16
1.1.3.6 Contraintes résiduelles	17
1.2 Titane et ses alliages	17
1.2.1 La microstructure du titane et de ses alliages	17
1.2.2 Métallurgie des systèmes alpha et bêta	19
1.2.3 Les propriétés du titane et de ses alliages	21
1.2.4 Les phases rencontrées dans les alliages de titane	22
1.2.5 Métal de base des joints brasés	25
1.2.5.1 Microstructures du TA6V	25
1.2.6 Brasage du titane et ses alliages.....	28
1.3 Paramètres de brasage.....	28
1.3.1 Chauffage et refroidissement	28
1.3.2 Temps de maintien à l'isotherme de brasage	29
1.3.3 Température de brasage	30
1.3.4 Choix du métal d'apport	32
1.3.5 Effets des paramètres du brasage sur la microstructure des joints brasés	33
1.3.6 Microstructure et propriétés mécaniques des joints brasés	36
1.3.6.1 Propriétés des joints brasés en traction	36
1.3.6.2 Propriétés des joints en fatigue	37
1.3.7 Problèmes de fabrication des joints brasés	38
1.3.7.1 Problème liée à la géométrie du joint brasé	39
1.3.7.2 Problèmes dans les filets	40
1.3.7.3 Formation des porosités	41
1.4 Fatigue mécanique des métaux	41
1.4.1 Généralités	41
1.4.2 Diagramme d'endurance	42
1.4.3 Chargement en fatigue	43
1.4.3.1 Chargement à amplitude constante	44
1.4.3.2 Chargement à amplitude variable	44
1.4.3.3 Proportionnalité de chargement	44

1.4.4	Modélisation de l'endommagement des joints brasés	45
1.4.4.1	Approche de propagation de fissures.....	45
1.4.4.2	L'approche d'amorçage de fissures	49
1.4.4.3	Modélisation d'amorçage de fissures en fatigue uniaxiale	50
1.4.4.4	Modélisation d'amorçage de fissures en fatigue multiaxiale....	51
CHAPITRE 2 PROBLÉMATIQUE DE RECHERCHE ET OBJECTIFS.....		63
2.1	Problématique de recherche	63
2.2	Objectif de recherche	63
2.3	Originalité du travail	64
CHAPITRE 3 MÉTHODOLOGIE		65
3.1	Fabrication des joints brasés	65
3.1.1	Préparation pour les essais métallographiques	66
3.1.2	Diminuer les problèmes de fabrication	66
3.2	Caractérisation mécanique des joints brasés.....	67
3.2.1	Conception des éprouvettes	68
3.2.1.1	Description du maillage	68
3.2.1.2	Conditions aux limites pour les cas de flexion 3-points et de traction	69
3.2.2	Essais de fatigue.....	70
3.2.2.1	Fatigue de traction.....	71
3.2.2.2	Fatigue en flexion 3-points	73
3.3	Application des critères de fatigue multiaxiale.....	75
3.3.1	Description de la méthode de dimensionnement	75
3.3.2	Configurations du calcul numérique	76
3.3.3	Estimation du comportement en fatigue par code-aster.....	76
3.3.4	Validation des grandeurs implémentés dans code Aster.....	77
CHAPITRE 4 RÉSULTATS ET ANALYSE.....		83
4.1	Résultats de la conception des éprouvettes de fatigue	83
4.1.1	Choix du mode de chargement	83
4.1.2	Choix des épaisseurs des plaques	84
4.2	Résultats des campagnes de brasage.....	85
4.2.1	Résultats des essais de brasage pour un fini de surface variable	85
4.2.1.1	Cycles et conditions de brasage utilisés.....	86
4.2.1.2	Microscopie optique.....	86
4.2.2	Résultats des essais pour un temps de maintien prolongé	88
4.2.2.1	Cycles et conditions de brasage utilisés.....	88
4.2.2.2	Microscopie optique.....	89
4.2.2.3	Comparaison des résultats observés à 80 min et 120 min	90
4.2.3	Résultats des essais pour un temps de maintien prolongé	91
4.2.3.1	Cycles et conditions de brasage utilisés.....	91
4.2.3.2	Microscopie optique.....	92
4.2.4	Résultats des essais pour une lente vitesse de chauffe.....	93
4.2.4.1	Conditions de brasage	93

4.2.4.2 Microscopie optique.....	93
4.2.5 Comparaison des résultats des campagnes de brasage	94
4.3 Résultats des essais de fatigue campagne de brasage 6	95
4.3.1 Fatigue de traction.....	96
4.3.2 Fatigue de flexion	98
4.4 Résultats des essais de fatigue campagne de brasage 7	99
4.5 Critère de fatigue multiaxiale.....	103
4.5.1 Formulation du critère de fatigue.....	103
4.5.2 Estimation de la charge d'un joint en T	107
CONCLUSION.....	111
RECOMMANDATIONS	113
ANNEXE I MÉTHODE GÉNÉRALE D'ÉVALUATION DE FATIGUE	115
ANNEXE II CERTIFICAT DU NIVEAU DE VIDE DE LA FOURNAISE DE BRASAGE	117
ANNEXE III RÉSULTATS DES SIMULATIONS NUMÉRIQUES.....	119
ANNEXE IV FICHIER DE COMMANDES CODE ASTER	121
ANNEXE V MESURE DES ZONES OBSERVÉES PAR MICROSCOPE	123
ANNEXE VI L'ÉTAT DE CONTRAINTE D'UN JOINT EN T SOUMIS A UN CHARGEMENT DE 150 N.....	125
BIBLIOGRAPHIE.....	127

LISTE DES TABLEAUX

	Page	
Tableau 1-1	Niveau des énergies libres de formation des oxydes selon Gibbs Erreur ! Signet non défini.	
Tableau 1-2	Composition chimique (wt-%) du Ti-6Al-4V.....	25
Tableau 1-3	Propriétés mécaniques du titane pur et d'un alliage $\alpha - \beta$, TA6V	27
Tableau 1-4	Résultats obtenues pour validation des critères type plan critique	59
Tableau 1-5	Résultats obtenues pour validation des critères type approche globale	60
Tableau 3-1	Les niveaux de charges appliqués pour les essais de traction obtenues par calcul éléments finis.....	72
Tableau 3-2	Les niveaux de charges appliqués pour les essais de flexion 3-points obtenues par calcul éléments finis.....	74
Tableau 3-3	Matrice d'essais, joints en Ti-6Al-4V.....	74
Tableau 3-4	Tableau comparatif de calcul des grandeurs.....	81
Tableau 4-1	La contrainte locale maximale.....	84
Tableau 4-2	Niveaux des déplacements.....	85
Tableau 4-3	Résultats de fatigue de traction.....	96
Tableau 4-4	Résultats de fatigue de flexion 3-points.....	98
Tableau 4-5	Les grandeurs du critère de Crossland obtenues par Code Aster.....	105
Tableau 4-6	Charges appliquées pour un joint en T en flexion. Erreur ! Signet non défini.	

LISTE DES FIGURES

	Page	
Figure 1-1	Représentation schématique d'un joint brasé.....	10
Figure 1-2	Fournaise de brasage	11
Figure 1-3	a) une goutte de métal d'apport en forme de boule étalée, b) une goutte du métal d'apport contractée.....	12
Figure 1-4	Un modèle pour décrire le processus de brasage par diffusion, (a) condition initiale, (b) dissolution du métal d'apport, (c) solidification isotherme, (d) homogénéisation et (e) développement des structures de Widmanstätten.....	13
Figure 1-5	Effet de la température de brasage et du temps de maintien sur la dissolution de l'épaisseur des joints en Inconel 718 brasés à un gap initial de 75 µm	15
Figure 1-6	a) Cristallographie du titane, b) diagramme pseudo-binaire applicable aux alliages de titane	18
Figure 1-7	Diagramme de phase partiel des systèmes alpha-stables	19
Figure 1-8	Diagramme de phase partiel des systèmes béta-stables	20
Figure 1-9	Schéma démonstratif de l'effet des éléments d'alliages sur la stabilité des phases et sur quelques propriétés.....	21
Figure 1-10	Morphologies des phases α rencontrées en TA6V	23
Figure 1-11	Micrographie optique	24
Figure 1-12	Exemple de morphologie que l'on peut rencontrer dans l'alliage TA6V, a) structure lamellaire, b) structure duplexe, c) structure équiaxe	27
Figure 1-13	Cycle de brasage typique	29
Figure 1-14	Microstructures des joints de TA6V brasés à 950°C avec le Ti-Zr-Ni-Cu	29
Figure 1-15	La résistance au cisaillement d'un joint brasé C103/TiCuNiZr/Ti-6Al-4V en variant les conditions de brasage	32

Figure 1-16	a) Les zones caractéristiques de la microstructure du C103/TiCuNiZr/Ti-6Al-4V joint brasé à 1000°C pendant 5 min, b) analyse EPMA des quatre régions.....	34
Figure 1-17	Zone B Structure lamellaire fine eutectoidale du coté TiCuNiZr/Ti-6Al-4V du joint brasé à 1000°C avec un maintien de 5 min.....	36
Figure 1-18	Relation entre la température de brasage et les propriétés en tension des joints brasés à plusieurs configurations de Ti-Zr-Cu-Ni	37
Figure 1-19	Propriétés des joints de TA6V brasés avec Ti-Zr-Cu-Ni	38
Figure 1-20	Défaut de perpendicularité dans un joint en T brasé à 900°C.....	39
Figure 1-21	Défaut de fabrications dans les filets d'un joint en T brasé à 900°C	40
Figure 1-22	Nomenclature utilisée pour décrire un chargement cyclique d'amplitude constante	42
Figure 1-23	Diagramme d'endurance	43
Figure 1-24	Exemple de cas chargement à amplitude variable : a) périodique, b) aléatoire	44
Figure 1-25	Un chargement non-proportionnel OB défini comme une séquence de deux chargements linéaires OA (torsion) et AB (compression)	45
Figure 1-26	Un joint brasé en T pré-fissuré à une profondeur a, chargé en moment de flexion M et une force normale N	47
Figure 1-27	Différents types de contraintes utilisées pour les analyses de fatigue d'un joint en T	51
Figure 1-28	Ensemble des critères multiaxiaux de fatigue et leur classification.....	52
Figure 1-29	Décomposition du vecteur de contraintes $\phi h(t)$ dans le repère (u, v, h) lié au plan physique de normale h.....	53
Figure 1-30	Définition des différents termes issus de la contrainte tangentielle $th(t)$	55
Figure 3-1	Schéma des deux configurations, a) joint caractérisable en flexion trois points, b) joint caractérisable en traction.	67
Figure 3-2	Représentation du raffinement du maillage aux filets, a) éprouvettes de flexion trois points, b) éprouvettes de traction.....	69

Figure 3-3	Représentation des conditions aux limites, a) flexion 3-points, b) traction.....	70
Figure 3-4	a) Dimensions (en mm) des éprouvettes utilisées pour les essais mécaniques (ASTM E08-4), b) échantillon testé en fatigue uniaxe.	71
Figure 3-5	Machine MTS Landmark utilisé pour effectuer les tests de fatigue de traction à l'école de technologie supérieure de Montréal	72
Figure 3-6	A) et B) les cotes des éprouvettes de fatigue avant polissage, C) cote après polissage.	73
Figure 3-7	Plan de variable du critère de Crossland.	77
Figure 4-1	Trajectoire d'évolution de la contrainte normale (Axe X) de la flexion 3 -points Vs 4-points.	83
Figure 4-2	Représentation du niveau de déplacement des éprouvettes.	85
Figure 4-3	Cycle de brasage de la 1ère fournée.....	86
Figure 4-4	Joint brasé avec de la pâte à un fini de surface de 80 grain.	87
Figure 4-5	Joint brasé avec de la pâte à un fini de surface de 1200 grain.	88
Figure 4-6	Cycle de brasage de 2ème fournée.....	89
Figure 4-7	Joint brasé à 900°C pendant 120 minutes à un fini de surface de 1200 grain et de la pâte pour métal d'apport.....	90
Figure 4-8	a) Joint brasé à 900°C pendant 80 minutes, b) Joint brasé à 900°C pendant 120 minutes.	91
Figure 4-9	Cycle de brasage de 3ème fournée.....	92
Figure 4-10	Joint brasé à 900°C pendant 140 minutes.	92
Figure 4-11	Cycle de brasage de 5ème fournée.....	93
Figure 4-12	Joint brasé à 900°C pendant 140 minutes.	94
Figure 4-13	Résultats des campagnes de brasage.	95
Figure 4-14	Éprouvette fissurée.....	98
Figure 4-15	Application du critère de Crossland aux joints brasés en Ti-6Al-4V.	106
Figure 4-16	Conditions aux limites d'un joint en T.....	108

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

J	Le flux d'atomes
D	La constante de proportionnalité de Fick, coefficient de diffusion
C	La concentration d'atomes
C_{BM}	la concentration des éléments dans le métal de base
M_s, M_f	Sont les températures de début et de fin de transformation martensitique variables dépendamment des alliages
S_a	L'amplitude de contrainte ou la contrainte alternée
S_m	La contrainte moyenne
S_{\max}	La contrainte maximale
S_{\min}	La contrainte minimale
ΔS	La variation totale de contrainte, soit $S_{\max} - S_{\min} = 2S_a$
R	Le rapport de chargement ou ratio de fatigue, donné par S_{\min}/S_{\max}
N	Nombre de cycle à la rupture
S_{alt}	La contrainte alternée du cycle $= \frac{1}{2} \sigma_{\max} - \sigma_{\min} $
ΔK_{tho}	Correspond à l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes pour $R = 0$
σ_{app}	La contrainte nominale du joint en T proche du joint
K_{Nrs}	La valeur maximale du facteur d'intensité de contraintes des contraintes résiduelles
$\phi_h(t)$	Un vecteur contrainte
$\sigma_{hh}(t)$	Une contrainte normale
$\tau_h(t)$	Une contrainte tangentielle
σ_{hha}	L'amplitude de la contrainte normale
$\sigma_{hha}(t)$	La partie alternée de la contrainte normale à l'instant t
σ_{hhmin}	Contrainte normale minimale
σ_{hhmax}	Contrainte normale maximale
σ_{hhm}	Contrainte normale moyenne
τ_{ha}	Amplitude de la contrainte tangentielle (rayon du plus petit cercle circonscrit au trajet de charge)
τ_{hm}	Contrainte tangentielle moyenne
$\tau_{ha}(t)$	La partie alternée de la contrainte tangentielle à l'instant t
E_F	La fonction de fatigue de Findley
E_{MT}	La fonction de fatigue de Matake
E_{DV}	La fonction de fatigue de Dang Van
E_{CR}	La fonction de fatigue de Crossland
$\sqrt{J_{2,a}}$	L'amplitude du second invariant du tenseur déviateur (amplitude de cission)
$\sigma_{H,\max}$	La contrainte hydrostatique maximale
τ_{-1}	La limite d'endurance en torsion
σ_{-1}	La limite d'endurance en tension
$\tau_{ha}(t)$	La partie alternée de la contrainte tangentielle
TA6V	Abréviation du Ti-6Al-4V

CZM	Modèle de zone cohésive
AV.J.-C	Avant Jesus-Christ
ASM	American Society of Metals
AISI	American Iron and Steel Institute
AWS	American Welding Society
EPMA	Electron Probe Micro-Analysis
EDX	Spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie
MEB	Microscope électronique à balayage
IB	Interface de brasage
ASTM	American Society for Testing of Materials
N-SIF	Notch-Stress Intensity Factor
MTS	Material Testing Systems

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

UNITÉ CALORIFIQUE

°C
° C /min

UNITÉ GÉOMÉTRIQUE

mm
 μ m

UNITÉ DE TEMPS

min
s

Contrainte, pression

MPa
mbar
Torr

Force

N newton
kN

INTRODUCTION

L'optimisation des coûts de fabrication, du poids et de la consommation énergétique des structures sont au centre des préoccupations des industriels en aérospatial. Dans ce contexte les techniques de fabrication, les matériaux utilisés et les outils de dimensionnement sont en perpétuel développement.

Le brasage en fournaise figure parmi les techniques de fabrication en développement, une technique qui a pris une importance croissante en tant que technologie d'assemblage utilisée dans plusieurs applications ces dernières années (Koster, Kenel et Leinenbach, 2013). Parmi les avantages du brasage en fournaise figurent des matériaux à point de fusion très différent, la fabrication de plusieurs assemblages en même temps permettant ainsi d'optimiser les coûts de fabrication tout en produisant des pièces exemptes de contraintes résiduelles contrairement au soudage. Malgré ces avantages, les phénomènes physiques et métallurgiques mises en jeu lors du brasage rendent cette technique complexe, ce qui nécessite d'effectuer plusieurs essais de brasage en faisant varier les paramètres de brasage, combinées à des tests métallographiques afin d'optimiser le procédé de brasage. Les essais métallographique permettent d'identifier l'état phases, les défauts de fabrication en présence, et ainsi d'identifier les paramètres optimaux de brasage.

L'allégement des structures, passe principalement par le choix des matériaux utilisés. L'alliage de titane Ti-6Al-4V est utilisé dans des applications en aérospatiale, pour son excellente résistance spécifique. Dans ce cadre industriel, la compagnie Turboméca spécialisée dans les moteurs d'hélicoptères cherche à remplacer des assemblages structuraux brasés en superalliage déjà mise en place par des assemblages en alliage de titane TA6V. Les assemblages brasés seront soumis à des sollicitations cycliques. Ceci nécessite d'acquérir de nouvelles données concernant la fatigue de ces assemblages.

Généralement, les joints brasés ont un comportement mécanique complexe à cause du comportement du matériau de base qui est différent de celui de l'interface de brasage. Dans

un joint brasé uni-axialement chargé, l'interface de brasage peut conduire à un état de contraintes triaxial qui influence fortement la performance du joint (Koster, Kenel et Leinenbach, 2013). En outre, les chargements dynamiques complexes en service, rendent nécessaire de dimensionner ces assemblages en cas de chargements multiaxiaux. Jusqu'à présent, les études faites pour prédire la vie en fatigue des joints brasés se basent uniquement sur l'approche de propagation de fissures qui suppose la préexistence d'une fissure à la surface des joints brasés ou que la fissure suit un chemin prédéfini en cas de dimensionnement par CZM (modèle de zone cohésive). Les approches font des hypothèses qui ne sont pas valable pour modéliser les joints brasés, en plus, elles sont limitées en dimensionnement, et celle basée sur le dimensionnement par CZM s'est avérée difficile à mettre en œuvre (Vandelllos, 2009). Dans la présente étude, une nouvelle approche de dimensionnement en fatigue sera mise en œuvre, basée sur les critères de fatigue multiaxiale. Ces critères consistent à calculer les contraintes équivalentes limites, au bout desquelles il y'a amorçage de fissures. Les étapes du projet vont comme suit : La première étape de l'étude consiste à fabriquer des joints brasés en faisant varier les paramètres de brasage. Des essais métallographiques permettront de déterminer les paramètres optimaux de brasage, identifier les problèmes de fabrication et identifier les échantillons brasés avec un minimum de défauts, qui seront testés en fatigue. La deuxième étape consiste à effectuer des essais de fatigue sous deux modes de chargements (fatigue de traction et fatigue de flexion trois points) pour obtenir les limites d'endurance des joints brasés. Ces paramètres seront les lois constitutives des joints brasés, qui serviront comme données d'entrée du modèle prédictif de l'amorçage de fissures de fatigue en cas de chargement complexe. La dernière étape de l'étude consiste à développer un modèle permettant de prédire l'amorçage de fissures de fatigue. Ce modèle sera développé à partir des critères de fatigue multiaxiaux implémentés dans le code de calcul par éléments finis de développement Aster.

Ce mémoire comporte quatre chapitres : le premier chapitre consiste en une revue de la littérature sur le brasage, sur les caractéristiques des alliages de titane et sur l'état de connaissance des joints brasés en Ti-6Al-4V et leurs propriétés mécaniques, le second chapitre donne la problématique et l'objectif du projet, le troisième chapitre donne la

méthodologie adoptée pour atteindre les objectifs, le quatrième chapitre présente les résultats du brasage et des essais de fatigue obtenues et une application sur des joints brasés en T. Et pour finir, des recommandations pour les futurs travaux.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Procédé de brasage

Le procédé d'assemblage par brasage de nos jours, remonte à l'époque des sumériens ayant découvert la fonte des métaux dans leurs fours 5000 AV.J.-C. Cette découverte a été exploitée pour des fins artistiques pour assembler l'argent et l'or, qui étaient largement utilisés par cette population 3400 AV.J.-C. Par ailleurs, la compréhension de la nature et du comportement des matériaux a considérablement contribué dans l'évolution de cette technique d'assemblage, qui est devenu une préoccupation des scientifiques et des industriels (G.Humpston, 1993b).

De nos jours, cette technique d'assemblage est utilisée dans de nombreux domaines, notamment, dans l'industrie aérospatiale, un domaine d'application très exigeant en termes de sécurité et de qualité de production des pièces brasées, ce qui incite à améliorer cette technique pour une gamme de matériaux qui présentent les meilleures propriétés mécaniques.

1.1.1 Généralités sur le brasage

Il convient de distinguer entre le «soudage» et le «brasage». Dans le cas d'assemblage par soudage une partie du métal de base fond, et l'utilisation d'un métal d'apport n'est pas nécessaire pour faire une jonction entre les matériaux. L'American Welding Society (AWS) définit le brasage comme un ensemble de processus qui créent une coalescence des matériaux chauffés à une température dite de brasage en présence d'un métal d'apport. La température de brasage doit être inférieure à celle du solidus des matériaux à assembler et supérieur à la température du liquidus du métal d'apport. À la température du brasage, le métal d'apport seul à l'état liquide remplit l'écartement entre les surfaces à assembler par les forces de capillarité et diffuse dans le métal de base pour former une liaison métallique solide entre les matériaux assemblés (G.Humpston, 1993a).

Il convient également de citer les types de brasage existant, le brasage tendre (ou en anglais *soldering*) et le brasage fort (ou *brazing*). Les types de brasage se différencient par la température de fusion du métal d'apport. Dans la définition de l'AWS, il est bien souligné que la température de fusion du métal d'apport dans le cas du brasage fort est en dessus de 450°C. La présente étude est une application du cas de brasage fort. Une représentation schématique d'un joint brasé est donnée dans la Figure 1-1.

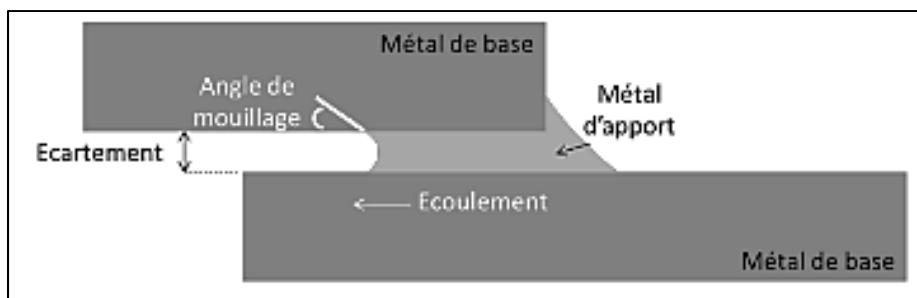


Figure 1-1 Représentation schématique d'un joint brasé
(AWS, 2007).

Le brasage des matériaux fait apparaître des phénomènes physiques qui nécessitent une analyse métallurgique des joints brasés afin de trouver les solutions adéquates en variant les paramètres de brasage. Ces phénomènes seront discutés à la lumière d'une revue de la littérature, soit le mouillage, la capillarité, la diffusion, la liquation ou encore les contraintes résiduelles.

1.1.2 Méthodes de brasage

Il existe une variété de moyens pour effectuer le brasage, on s'intéressera dans notre étude au cas de brasage au four sous vide qui constitue notre moyen de travail. Avant la mise en four les pièces à assembler doivent être poli afin d'éliminer les oxydes qui nuisent au bon mouillage du métal d'apport. La brasure sous forme de pate ou de feuillard est déposée entre ou près des pièces préassemblées par soudure par fusion ou autres moyens de fixation. L'ensemble des éléments est placé dans le four (voir Figure 1-2) qui monte à la température du brasage à une vitesse appelée vitesse de chauffe, un maintien se fait à cette température pendant un certain temps, suivi du refroidissement lent ou rapide du four, selon les

caractéristiques souhaitées. Cette méthode est utilisée particulièrement dans la production à grand nombre de pièces (Messler, 2004).

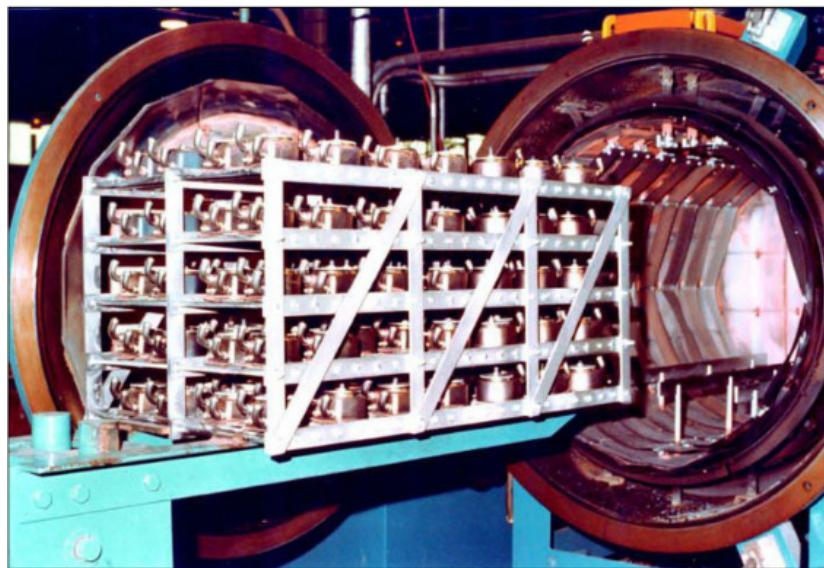


Figure 1-2 Fournaise de brasage
(Brazing et Soldering, 2007a).

Le four sous vide présente l'avantage de chauffer et refroidir lentement les pièces, ce qui permet de limiter les contraintes dues à une dilatation des pièces, qui en résulte fissuration dans le joint. En plus de cet avantage, tous les variables dans le cycle du brasage peuvent être contrôlés selon des programmes. L'atmosphère sous vide poussé dans le four permet d'assembler des matériaux qui sont très avides d'oxygène comme le titane et ses alliages. Une attention doit être prêtée aux variables du cycle de brasage (vitesse de chauffe et l'isotherme de brasage) afin d'éviter un grand décalage entre les températures programmées et les températures effectives à l'intérieur du four, des paliers d'homogénéisation sont introduits en dessous de la température de liquidus du métal d'apport pour permettre une homogénéisation de la température dans l'ensemble du four.

Le brasage par induction est aussi une autre solution pratique, utilisée sous atmosphère à gaz inerte ou sous vide. Il est très efficace pour assembler des pièces symétriques de petites tailles mais il n'est pas efficace pour une production industrielle.

1.1.3 Propriétés physique du brasage

1.1.3.1 Écoulement et mouillabilité

La mouillabilité peut être définie par l'exemple de dépôt d'une goutte de métal d'apport fondu (voir Figure 1-3), qui aura tendance à se contracter en forme de boule et qui s'étale avec une montée en température de surface, appelée température de mouillage.

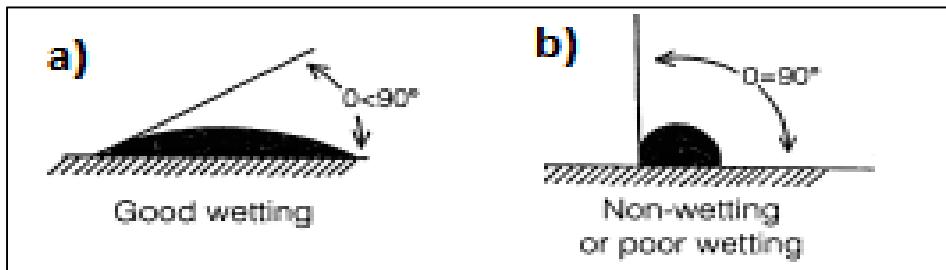


Figure 1-3 a) une goutte de métal d'apport en forme de boule étalée,
b) une goutte du métal d'apport contractée
(ASM, 2003).

Le phénomène de mouillage est régi par des forces d'adhérence du liquide sur le solide. En brasage pour qu'il y ait un remplissage complet du joint, le métal d'apport doit mouiller le métal de base sous l'action des forces capillaires. L'étalement du liquide entre les deux surfaces du joint, est proportionnelle à la tension superficielle entre liquide et surfaces du joint et inversement proportionnelle au jeu entre les deux surfaces. Cette loi montre que la température ne doit pas dépasser excessivement la température limite de mouillage car la tension superficielle diminue avec l'augmentation de la température.

D'autant plus, l'écartement entre les surfaces ne doit pas être trop petit pour obtenir un fort étalement du métal d'apport dans le joint. Pour une meilleure capillarité et une résistance mécanique élevée du joint, l'écartement doit être choisi dans un intervalle de 30 à 80 μm (0.0012 to 0.003 in.) (Schwartz, 2003). En cas du brasage des alliages de titane sous vide un gap $\leq 50 \mu\text{m}$ est recommandé (Shapiro et Flom, 2007).

1.1.3.2 Diffusion

L’assemblage par brasage constitue une des méthodes de liaison par diffusion solide. L’objectif de la liaison par diffusion solide est de joindre les surfaces de deux ou plusieurs pièces ce qui en résulte la formation d’une bande d’interdiffusion comme présenté sur la Figure 1-4.

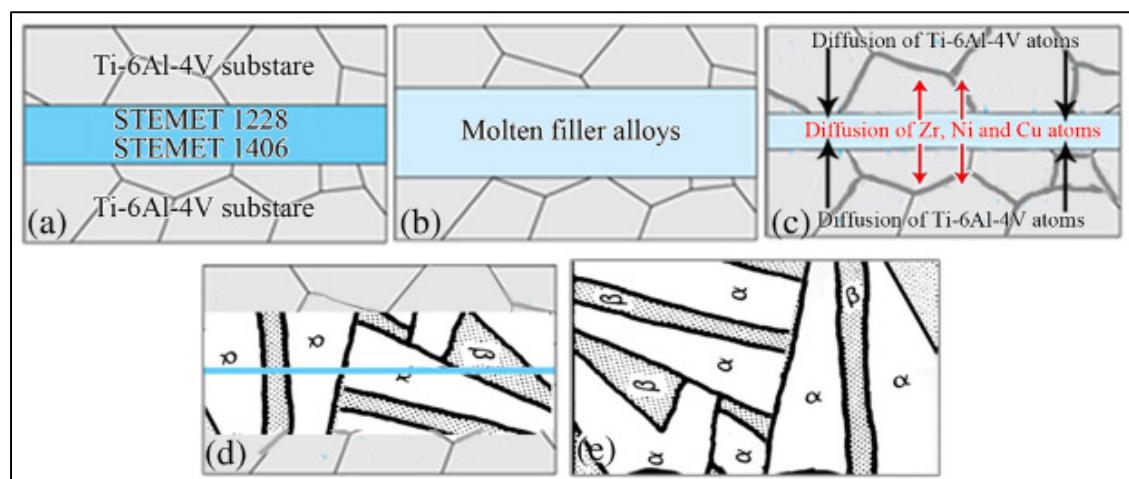


Figure 1-4 Un modèle pour décrire le processus de brasage par diffusion,
(a) condition initiale, (b) dissolution du métal d’apport, (c) solidification isotherme,
(d) homogénéisation et (e) développement des structures de Widmanstätten
(Ganjeh et al., 2012).

Les deux mécanismes les plus communs avec lesquels la diffusion des atomes se produit sont la diffusion interstitielle et substitutionnelle. La diffusion interstitielle se produit en présence des atomes du métal d’apport de petites tailles comparées aux atomes du métal de base. Quant à la diffusion par substitution, les atomes occupent les lacunes au voisinage immédiat(Furrer et Semiatin, 2009). La diffusion solide est un phénomène irréversible qui correspond à des sauts d’atomes dans les défauts du cristal, sous l’effet de l’agitation thermique. Ce phénomène est régi par deux lois formulées par Adolph Fick en 19ème siècle.

La première loi de Fick indique que le flux d’atomes J est proportionnel au gradient de concentration dans une direction x (voir équation (1.1)). La constante de proportionnalité, D est le coefficient de diffusion et C est la concentration d’atomes.

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (1.1)$$

La première loi de Fick est utile pour calculer le flux quand le gradient de concentration est connu. Mais, pour plus de détail sur la variation de la concentration d'un élément spécifique en fonction de sa position dans un matériau et en fonction du temps, $C(x, t)$ est obtenue par l'équation de diffusion :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (1.2)$$

Pour simplifier la solution analytique de l'équation (1.2). La deuxième loi de Fick prend comme hypothèse D constante (Furrer et Semiatin, 2009) :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (1.3)$$

La littérature est en accord sur l'hypothèse que la dissolution et la solidification isotherme se produisent simultanément. Par conséquent, la solution analytique de la deuxième loi de Fick pour la diffusion d'une couche d'épaisseur initiale W_0 et une concentration initiale C_{FM} s'écrit :

$$C(x, t) = C_{FM} + \frac{1}{2} (C_{FM} - C_{BM}) \left(\operatorname{erf} \left[\frac{x + \frac{W_0}{2}}{(4Dt)^{1/2}} \right] - \operatorname{erf} \left[\frac{x - \frac{W_0}{2}}{(4Dt)^{1/2}} \right] \right) \quad (1.4)$$

Où C_{BM} est la concentration des éléments dans le métal de base et $Dt^{1/2}$ indique l'ordre de diffusion dans un substrat semi-infini (Pouranvari, Ekrami et Kokabi, 2014). La solution (1.4) de l'équation de la loi de Fick permet de prédire l'évolution de la concentration des éléments à partir du calcul de leurs diffusivités.

1.1.3.3 Dissolution

La dissolution du métal de base dans le métal d'apport fondu à haute température de brasage est inévitable. L'aspect bénéfique de la dissolution du métal de base c'est qu'elle permet d'améliorer le processus d'alliage du joint brasé et ainsi améliorer ses propriétés mécaniques. Par ailleurs, d'autres aspects désavantageux apparaissent, comme l'augmentation de la viscosité du métal d'apport ce dernier devient moins fluide qui en résulte des défauts de remplissage et des vides dans le joint brasés (Zhang et Shi, 2004). L'étude menée par M.Arafín et al. (2007) a montré que la dissolution est considérablement sensible à la température de brasage et au temps de maintien. La Figure 1-5 montre que la dissolution évolue rapidement en augmentant le temps de brasage. Néanmoins, elle atteint une limite de saturation très tôt, pour les différentes températures de brasage. On peut également constaté que le seuil de saturation de l'épaisseur dissoute du métal de base augmente avec la température de brasage.

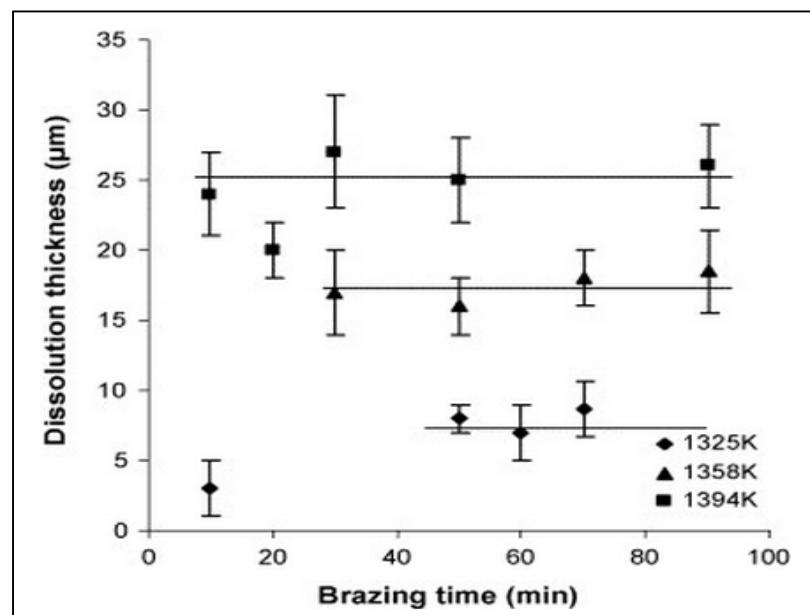


Figure 1-5 Effet de la température de brasage et du temps de maintien sur la dissolution de l'épaisseur des joints en Inconel 718 brasés à un gap initial de 75 μm (Arafín et al., 2007).

1.1.3.4 Liquation

La liquation est définie, dans le cadre des applications de brasage, comme le résultat du brasage avec un métal d'apport possédant un large intervalle de fusion porté à une lente vitesse de chauffe. Lorsque la température se situe entre le solidus et le liquidus, la brasure biphasé se sépare en une portion phase liquide qui s'écoule par capillarité dans le joint en laissant une partie en phase solide vide des éléments abaissant sa température de fusion, par conséquent, nécessite une température de fusion plus élevée que celle envisagée pour le brasage, ce qui en résulte un joint fragile de mauvaise qualité (Roberts, 2013). Pour éviter la liquation l'alliage de brasage choisi doit être de composition eutectique ou un alliage à intervalle de solidus liquidus très étroit (Roberts, 2013) ou encore par une vitesse de chauffage rapide lorsque la température atteint le solidus de la brasure (AWS, 2007).

1.1.3.5 Contamination des joints brasés

Le titane et ses alliages exposées à l'air à haute température ($>500^{\circ}\text{C}$) absorbent l'oxygène qui conduit à la formation des alpha-cases (Winstone, 2001). La présence des alpha-cases n'est pas tolérée dans les composants exposés à de hautes sollicitations en service. Sous microscope les alpha-cases peuvent être distinguées par leur aspect blanc brillant. Les facteurs qui contribuent à la formation des alpha-cases sont la présence d'oxygène, temps de maintien à haute température et la pression. Il existe plusieurs moyens pour enlever les alpha-cases des surfaces, comme le décapage, l'usinage, le meulage ou autres moyens mécaniques (Fabian, 1993). Les oxydes de titane et d'aluminium retrouvés dans les joints brasés, sont parmi les plus difficiles à réduire par leurs niveaux d'énergie de formation très bas.

Une présence de 20% du chrome dans des métaux d'apport commerciaux, améliore la résistance des joints brasés à l'oxydation et la corrosion (Campbell, 2006). Mais, malheureusement les températures de liquides de ces métaux d'apport dépassent la température de β –transus du TA6V, ce qui les rend moins intéressants pour cette application.

1.1.3.6 Contraintes résiduelles

Le brasage de deux matériaux de base qui possèdent des coefficients de dilatation thermique très différents, provoque l'apparition des contraintes résiduelles dues à la contraction des matériaux durant le refroidissement. Ces contraintes résiduelles causent des déformations localisées et des fissures dans les joints. Un contrôle de la vitesse de refroidissement permet d'éviter les contraintes résiduelles dans les joints brasés (Brazing, Soldering et Knovel, 2007).

1.2 Titane et ses alliages

Le titane est un métal de transition, découvert en 1790 par William Gregor. Il est le quatrième métal le plus abondant sur la croûte terrestre. Le titane et ses alliages possèdent des compositions chimiques et des morphologies de microstructures dont découlent des propriétés physiques, chimiques et mécaniques exceptionnelles : une résistance spécifique élevée, une excellente résistance à l'érosion et à la corrosion, une biocompatibilité et des performances mécaniques excellentes, parmi elles la ductilité, la résistance et la ténacité (COMBRES, 2010). Ces propriétés en font des métaux de choix pour nombreuses applications industrielles, aérospatiales et médicales. Ces premières applications ont été orientées principalement dans l'industrie aérospatiale, mais les dernières années ont connu une large utilisation du titane et de ses alliages en industrie automobile, sport et en industrie médicale. Quelques exemples d'applications, on trouve que 30% de la cellule d'un avion de chasse avancé F-22 est faite de Ti, ainsi qu'une large utilisation de l'alliage Ti10-2-3 dans la fabrication des trains d'atterrissement du Boeing 777. La biocompatibilité des alliages de titane, justifie leur utilisation dans des implants chirurgicaux, des prothèses de hanche et genou, vis osseuses, composants pour la fabrication de valves cardiaques et d'autres applications médicales (Froes, 2015).

1.2.1 La microstructure du titane et de ses alliages

Le titane possède deux formes allotropiques (voir Figure 1-6 a)). Au-dessous de 880°C, le titane pur a une structure hexagonale compacte stable appelé phase α et au-dessus de cette température les atomes de titane sont arrangés en structure cubique centrée appelée phase β ;

la phase β est stable de 880°C jusqu'à sa température de fusion de 1660°C. Elle peut également être présente à de basses températures en présence d'éléments β -gènes comme le présente le diagramme pseudo-binaire de la Figure 1-6 .b), l'ajout des éléments β -gènes élargit le domaine de stabilité de la phase β . De même pour la phase α en présence des éléments α -gènes stabilisateurs de cette phase à des températures dépassant la température de transformation allotropique 880°C.

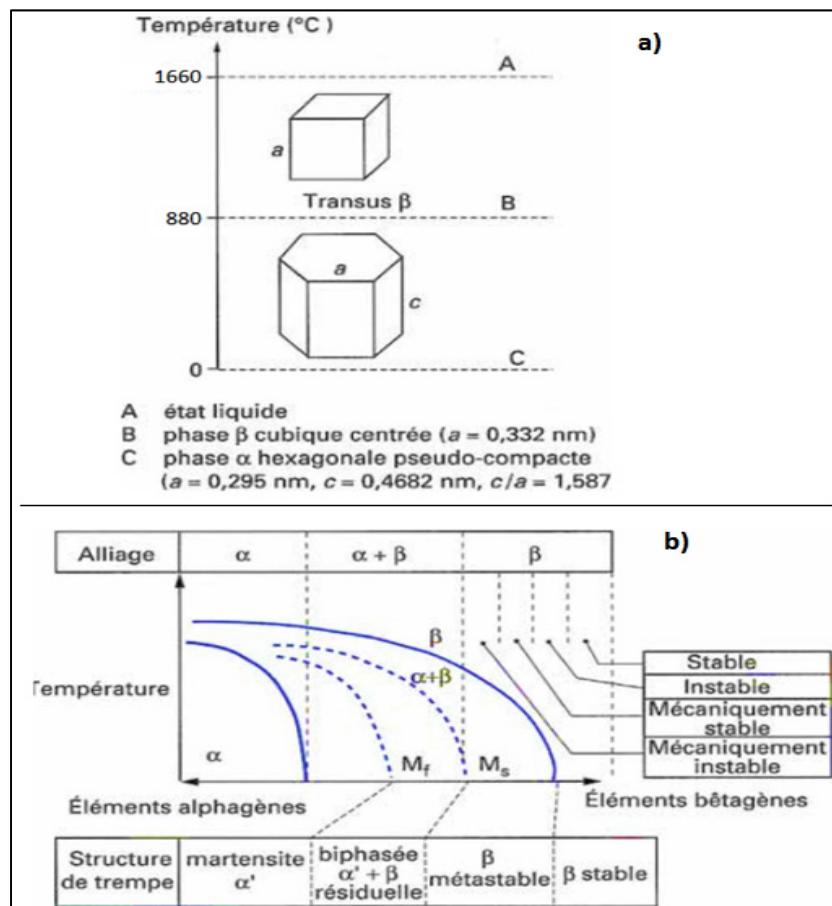


Figure 1-6 a) Cristallographie du titane,
b) diagramme pseudo-binaire applicable aux alliages de titane
(Combres et Champin, 1984).

M_s , M_f : Sont les températures de début et de fin de transformation martensitique variables dépendamment des alliages.

Un ajout d'une quantité suffisante des éléments β -gènes transforme le titane pur de structure α , sous traitement thermique, en partie en phase β et comme résultat final du procédé une structure d'alliage $\alpha - \beta$.

1.2.2 Métallurgie des systèmes alpha et béta

À l'exception du zirconium et l'étain, les éléments qui se dissolvent préférentiellement dans une des phases alpha ou béta tendent à stabiliser cette phase. L'addition des stabilisateurs de la phase alpha, appelé aussi alpha-gènes, au titane augmente la cinétique de formation et la température de stabilité de cette phase. La Figure 1-7 est un diagramme binaire typique des systèmes alpha-stables qui illustre l'influence des éléments sur la stabilité de la phase alpha du titane. On distingue deux types d'éléments stabilisateurs de la phase alpha :

- Les éléments de substitution sont l'aluminium, le gallium et le germanium.
- Les éléments occupant des sites interstitiels comme l'oxygène, l'azote et le carbone.

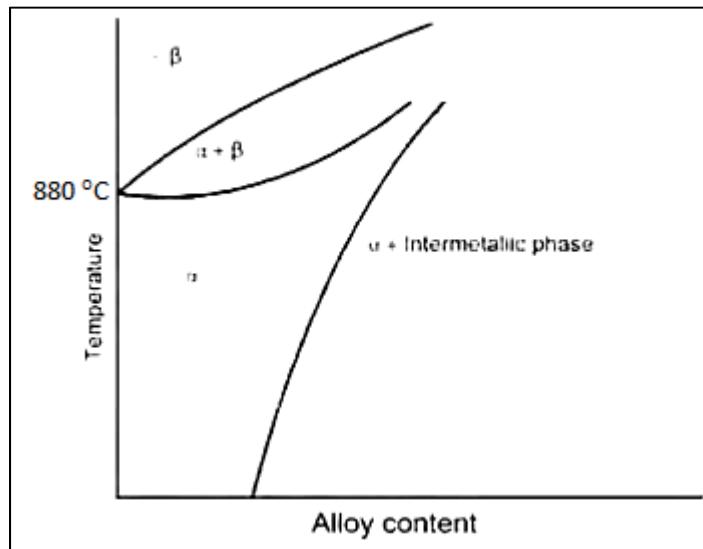


Figure 1-7 Diagramme de phase partiel des systèmes alpha-stables (Froes, 2015).

Quant aux éléments stabilisateurs de la phase β , on distingue aussi deux types :

- Ceux qui sont complètement miscibles avec la phase β . Ils sont nommés les béta-isomorphes comme le vanadium, le molybdène (Mo), le tantale (Ta) et le niobium (Nb).
- Les éléments béta-eutectoides sont au nombre de deux : les formateurs actives d'eutectoides comme le silicium (Si) et le cuivre (Cu) qui transforme la phase béta en phase ou en composé intermétallique. Et les formateurs lents d'eutectoides comme le chrome (Cr), le cobalt (Co), le nickel (Ni), manganèse (Mn) et le fer (Fe). Les éléments béta-eutectoides, sous certaines conditions, décompose la phase β à une phase α et une phase intermétallique. Les systèmes béta-eutectoide sont présentés sur le diagramme de phase partiel de la Figure 1-8.

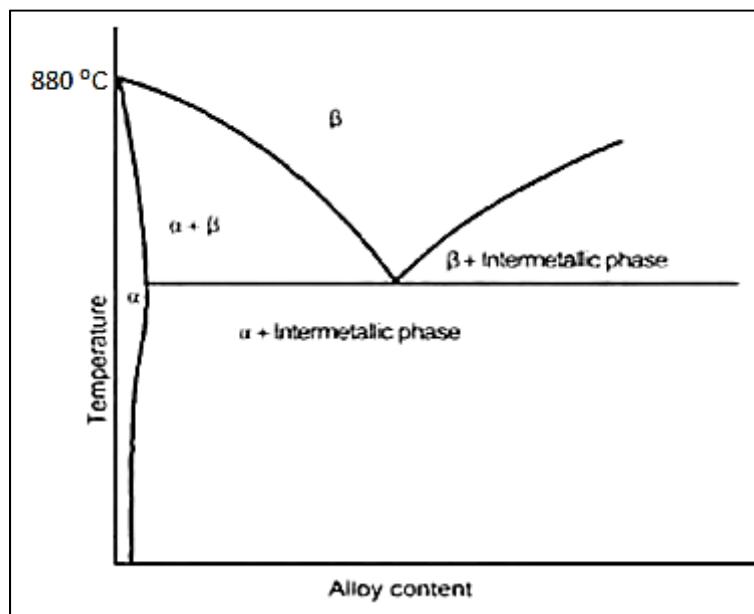


Figure 1-8 Diagramme de phase partiel
des systèmes béta-stables
(Froes, 2015).

1.2.3 Les propriétés du titane et de ses alliages

Les éléments d'alliages sont généralement alliés en proportions variables pour créer des propriétés matériau spécifiques à conditions de service déterminées. La Figure 1-9 présente l'effet de la quantité des stabilisateurs de phases sur les propriétés (résistance au flUAGE, la réponse au traitement thermique, la soudabilité, etc...) des alliages systèmes alpha et béta.

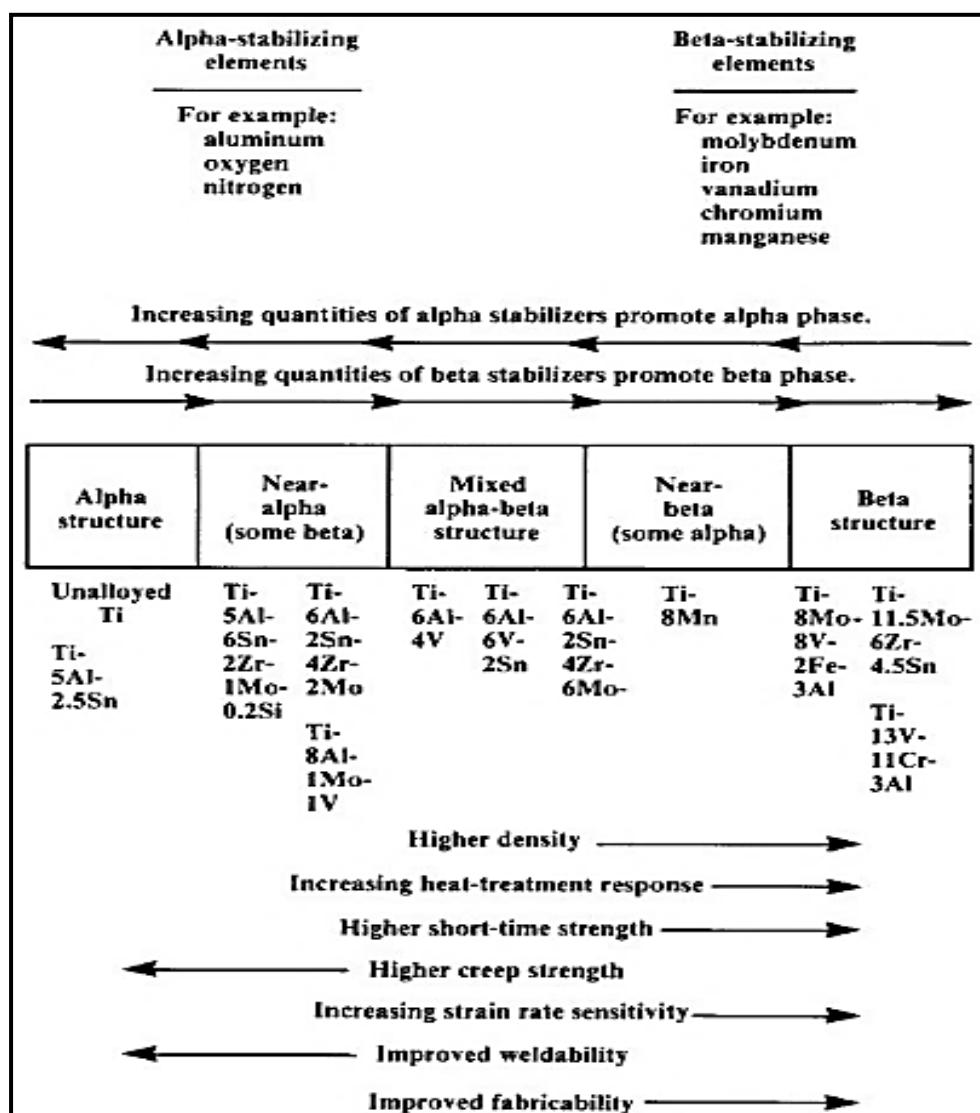


Figure 1-9 Schéma démonstratif de l'effet des éléments d'alliages sur la stabilité des phases et sur quelques propriétés (Donachie, 2000).

- Le titane pur et les alliages α et quasi- α présentent une meilleure résistance à la corrosion et au fluage, mais leurs propriétés mécaniques sont moyennes qui ne peuvent être amélioré par traitement thermique car ils sont des alliages à phase unique. Cependant, ils permettent une bonne soudabilité.
- Les alliages $\alpha - \beta$ offrent un excellent compromis entre la résistance mécanique et la ductilité. L'aspect biphasé de leur microstructure, leur permet une réponse rapide au traitement thermique. Cette réponse est révélée par la vitesse de variation des propriétés mécaniques en fonction du temps de traitement. Ces alliages sont plus résistant que les alliages α et β , mais leur usage est limité à une température de 450°C. Au-delà, ils deviennent instables métallurgiquement (ROBERT, 2007).
- Les alliages β sont monophasés à température ambiante, et quasi- β (ou β métastable) gardent une structure β -métastable par refroidissement rapide. Ils possèdent une bonne formabilité à froid et sont soudables à l'état trempé. Leurs caractéristique mécaniques peuvent être améliorées à l'état trempé revenu (ROBERT, 2007).

1.2.4 Les phases rencontrées dans les alliages de titane

Phase α :

Il s'agit d'une phase retrouvée à basse température de structure cristallographique pseudo-compacte hexagonale, qui peut exister sous deux formes, tel qu'illustrées sur la Figure 1-10 :

- La phase α primaire (α_I) ou équiaxe possède une microstructure dont les propriétés mécaniques sont sensibles à la taille des grains. En effet, une augmentation de la taille des grains diminue la résistance, diminue la ductilité, diminue la ténacité et la tenue en fatigue, mais la résistance au fluage augmente.
- La phase α aciculaire (α_{II}) ou lamellaire qui se forme lors du refroidissement par germination et croissance le long des plans cristallographiques préférentiels de la matrice β . Une augmentation de la taille des lamelles α a également un effet néfaste sur les propriétés mécaniques (la résistance, la ductilité et la tenue en fatigue), mais

elle augmente la tortuosité du chemin de propagation de fissures, lié aux morphologies lamellaires, ce qui diminue la vitesse de propagation des fissures et ainsi augmente la ténacité (Combres et Champin, 1991).

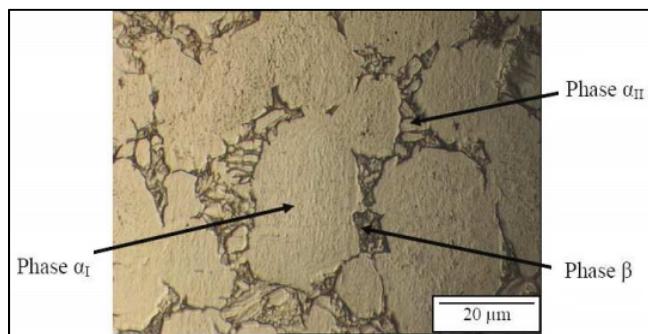


Figure 1-10 Morphologies des phases α rencontrées en TA6V
(ROBERT, 2007).

Phase β :

La phase β métastable (β_m) : phase β retenue à l'ambiante, mais avec sa composition chimique haute température, est susceptible de se transformer par traitement thermique (en phase α à haute température et ω à basse température) (ROBERT, 2007).

La phase β stable (β_s) : phase β retenue à l'ambiante stabilisée et impossible à transformer par traitement thermique en raison d'une concentration en éléments β -gènes, soit 15% de vanadium (ROBERT, 2007).

La phase β stable (β_r) : phase β résiduelle qui résulte d'un refroidissement hors équilibre.

La phase β stable (β_t) : un grain biphasé composé de phase α et β_s , qui est le résultat de la transformation de la phase β haute température lors de refroidissements lents (ROBERT, 2007).

Phases martensitiques :

La phase α prime (α') : la structure α prime (voir Figure 1-11) est une structure hexagonale compacte, mais ayant la même composition chimique que le β d'origine; formée par un mécanisme purement displacif (transformation martensitique), c'est une phase hors d'équilibre obtenue par trempe rapide de la phase β .

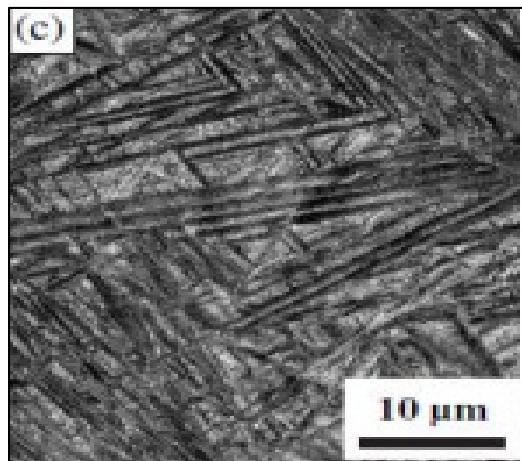


Figure 1-11 Micrographie optique de la phase martensitique α' (Surand, 2013).

La phase α seconde (α'') : phase orthorhombique, formée sous contrainte dans β_m ou dans une phase β contenant 10% de vanadium (Ortolo, 2012a), peut être obtenue de deux manières différentes : soit lors de la trempe depuis le domaine β pour les alliages ayant une teneur en éléments béta-gènes légèrement inférieure à celle nécessaire pour stabiliser la phase β , soit sous l'action d'une contrainte externe dans les alliages β -métastable mécaniquement instables. Il s'agit d'une transformation de type martensitique.

Phase intermétalliques :

Phase (γ) : composé intermétallique de type TiAl. La grande quantité d'aluminium contenu dans cette phase augmente la résistance à haute température et la résistance au fluage, mais réduit la ductilité. L'addition des éléments comme le chrome, vanadium et manganèse, améliore la résistance et la ductilité (Semiatin, 2005).

Phase α deux (α_2) : composé intermétallique de type Ti_3Al . Les alliages contenant cette phase sont connus par une résistance à la propagation de fissures (Semiatin, 2005).

Les intermétalliques Ti_3Al , $TiAl$ sont stables à haute température, mais fragile à température ambiante.

Phase fragilisantes :

Phase (ω) : est une phase métastable, qui se forme dans les alliages de titane et de zirconium avec des éléments de transition. Elle peut se former durant une trempe ou durant un vieillissement pour des températures entre 100°C et 500°C d'un matériau trempé contenant la phase β métastable. Des observations expérimentales ont montrées que l'aluminium retarde la précipitation de cette phase fragilisante (Hickman, 1969).

1.2.5 Métal de base des joints brasés

1.2.5.1 Microstructures du TA6V

Le métal de base utilisé dans cette application est le TA6V (ou Ti-6Al-4V). Il s'agit d'un alliage de type $\alpha - \beta$ contenant 6% en poids d'Aluminium stabilisant la phase α et 4% en Vanadium stabilisant β . Le Tableau 1-1 donne la composition chimique du TA6V.

Tableau 1-1 Composition chimique (wt-%) du Ti-6Al-4V
(Lugscheider et Broich, 1995).

Elément	Ti	Al	V	Fe	O2	N	C	H
%wt min	bal	5,5	3,5	0,05	-	-	-	-
%wt max	bal	6,7	4,5	0,25	0,20	0,05	0,08	150ppm

Les phases présentes dans le TA6V, sont généralement : α_I , α_{II} , β_s et β_t avec une présence minoritaire de la phase β au sein de la microstructure ($\approx 10\%$).

Le Ti-6Al-4V offre une excellente résistance à la corrosion et un rapport entre la résistance mécanique et ténacité très intéressant. Il est habituellement fabriqué de manière à obtenir une structure équiaxe composée de grains fins afin de produire un maximum de ductilité. Les

différentes microstructures du TA6V, sont obtenues par traitement thermique selon le domaine à partir duquel l'alliage est refroidi et selon la vitesse de refroidissement employé. On distingue trois types de microstructures :

- Structure lamellaire (voir Figure 1-12 a)), dite de Widmanstatten, de microstructure composée de phases α lamellaires dans une matrice β d'ex grains β . Les proportions entre ces phases et leurs tailles dépendent des vitesses de refroidissement et des durées de maintien en température.
- Structure bimodale ou duplexe (voir la Figure 1-12 b)), obtenue par revenu après trempe depuis le domaine $\alpha + \beta$. Elle est formée de grains de phase α dans une matrice de phase β .
- Structure équiaxe (voir Figure 1-12 c)), par traitement thermomécanique (déformation à chaud ou simple traitement thermique sur structures très déformées), on peut «briser» les lamelles et les faire recristalliser en nodules sphériques (Roberts, 2013).

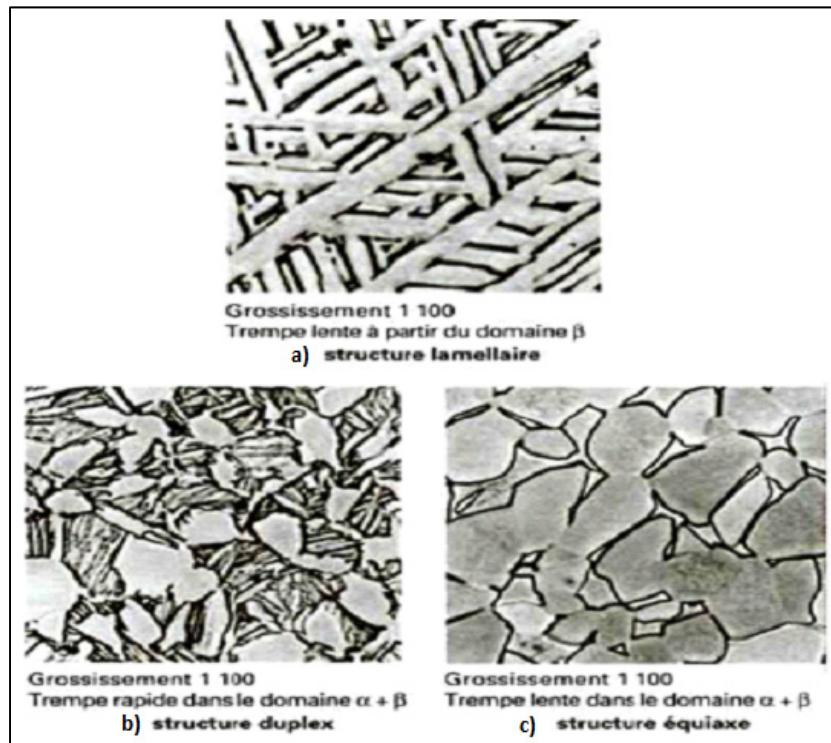


Figure 1-12 Exemple de morphologie que l'on peut rencontrer dans l'alliage TA6V, a) structure lamellaire, b) structure duplexe, c) structure équiaxe
(Combres et Champin, 1984).

Le Tableau 1-2 permet de faire une comparaison entre les propriétés mécaniques du titane pur et de l'alliage de titane TA6V choisi comme métal de base pour les joints brasés.

Tableau 1-2 Propriétés mécaniques du titane pur et d'un alliage $\alpha - \beta$, TA6V
(Onzawa, Suzumura et Ko, 1990).

Materials	CPTi	Ti-6Al-4V
Tensile strength (MPa)	360	1060
Reduction of area (%)	67	41
Elongation (%)	42	18

1.2.6 Brasage du titane et ses alliages

Le brasage du titane et ses alliages peut être effectué, dans une fournaise ou par induction, sous vide ou sous atmosphère à gaz inerte. Il existe une variété d'alliage utilisée comme métal d'apport pour braser les alliages de titane : des alliages d'aluminium, des alliages à base d'argent, des alliages de Ti-Cu ou Ti-Cu-Ni/Zr, des alliages Cu-Ni ou Cu-Ni-Ti ou encore les alliages du Ti-Zr. L'inconvénient des alliages à base d'argent et d'aluminium, c'est qu'ils forment des intermétalliques fragiles et leur température d'utilisation ne dépasse pas 316°C (Campbell, 2012a).

1.3 Paramètres de brasage

1.3.1 Chauffage et refroidissement

Les fours comme moyen de brasage présentent une solution pour calibrer les rampes de température avec des vitesses déterminées, ainsi que les paliers isothermes, ce qui permet de diminuer les problèmes tels que la liquation, la ségrégation des éléments d'alliages qui entraînent la formation des précipités intermétalliques ou encore les distorsions dues aux gradients de température élevés. La Figure 1-13 présente un cycle thermique de brasage adapté de (Yeh et Chuang, 1997). Une rampe de température poursuit d'un palier juste avant la température du solidus du métal d'apport pour homogénéiser la température dans l'ensemble du joint et une dernière rampe de température à faible vitesse pour éviter un dépassement de la température de brasage souhaitée pour finir avec un refroidissement après un maintien à la température de brasage. Le refroidissement peut se faire en introduisant un gaz inerte ou par maintien au four jusqu'à la température ambiante (AWS, 2007). Le refroidissement rapide depuis la température de brasage, permet la formation de fines lamelles de la phase α lamellaires (Ganjeh et al., 2012).

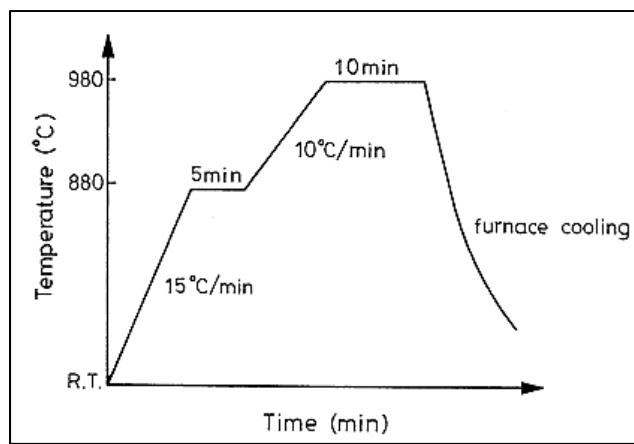


Figure 1-13 Cycle de brasage typique
(Yeh et Chuang, 1997).

Il est important de varier les vitesses de chauffe et de refroidissement afin de déterminer la combinaison qui permet d'obtenir un assemblage sans distorsion. Les vitesses de chauffe et de refroidissement peuvent être différentes de vitesses standards fréquemment utilisées (Brazing et Soldering, 2007b).

1.3.2 Temps de maintien à l'isotherme de brasage

L'évolution de la microstructure est fortement influencée par le temps de maintien à l'isotherme de brasage. La Figure 1-14 révèle la transition microstructurale après le brasage du TA6V à une température de 950°C pour des durées de 10, 20 et 30 minutes.

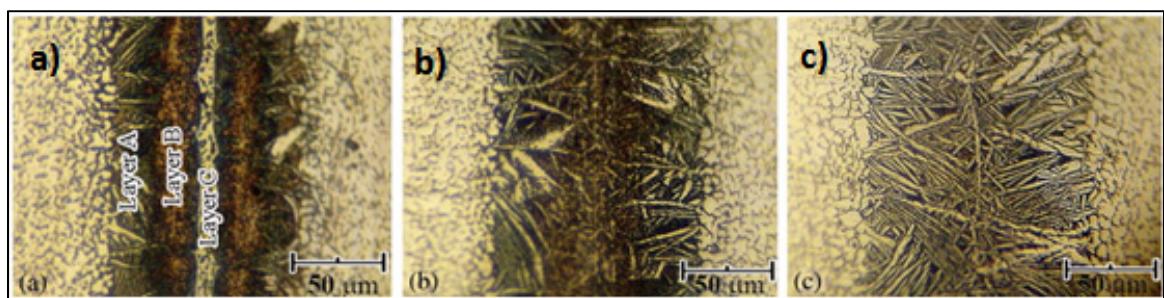


Figure 1-14 Microstructures des joints de TA6V brasés à 950°C avec le Ti-Zr-Ni-Cu pendant (a) 10, (b) 20, (c) 30 minutes
(Ganjeh et al., 2012).

L'échantillon maintenu pendant 10 minutes contient trois couches (voir Figure 1-14.a)). La couche A correspond à une phase α lamellaire (lamelles blanches) et une phase β intergranulaire (noire); lors du refroidissement, les grains α coalescent depuis les joints de grains β . La couche B est une zone d'interdiffusion ; pendant le brasage la diffusion des atomes de Zr, Cu et Ni du métal d'apport dans le métal de base pour transformer ce dernier en phase β . La couche C correspond à une structure presque identique à la composition originale du métal d'apport.

Le maintien prolongé jusqu'à 30 minutes, permet de supprimer les couches centrales du joint et faire apparaître une structure de Widmanstätten $\alpha + \beta$, avec des lamelles α qui raccordent les deux surfaces du joint (voir Figure 1.15.c).

Dans le cas d'une différence entre la température enregistrée sur le thermocouple mis sur l'échantillon et celle commandée, l'isotherme de brasage peut être calibré en la transformant en une pente afin de maîtriser le dépassement de la température de brasage recommandée.

1.3.3 Température de brasage

La température de brasage doit être supérieure de 14 à 111 °C à la température de liquidus du métal d'apport (SAE, 2002). Il est recommandé de choisir la plus basse température, en dessus de la température de fusion du métal d'apport, qui permet le brasage, afin de :

- Minimiser les effets thermiques sur le métal de base (perte de planéité après refroidissement, grossissement de grains, etc...).
- Minimiser les interactions entre le métal d'apport et de base.
- Utiliser les brides de maintien, un gabarit qui pourra résister pour plusieurs essais.
- Économiser l'énergie électrique.

Une température de brasage élevée peut être nécessaire afin de :

- Combiner le brasage et le traitement thermique de relaxation de contraintes du métal de base.
- Augmenter la température de fusion du métal d'apport pour un éventuel usage ou traitement ultérieur à haute température.
- Supprimer les contaminants et oxydes en surface (AWS, 1991).

In-Ting Hong et al. (2006) ont étudié l'effet des paramètres de brasage (temps de maintien et température) sur l'évolution de la microstructure d'un joint de Ti-6Al-4V et C103 avec le métal d'apport Ti-20Cu-20Ni-20Zr. Pour une température de brasage de 950°C et une durée de maintien de 15 min des composés intermétalliques $(\text{Ti}, \text{Zr})\text{Cu}_2$, $(\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Ni}$ et $(\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Cu}$ ont été observé sur une couche au centre du joint, un brasage prolongé jusqu'à 20 min a permis la suppression de cette couche contenant des composés fragiles et seule une zone eutectoïde a été observée. Une augmentation de la température de brasage à 1000°C pour une durée de maintien de 10 min, a permis également de donner un joint avec une zone eutectoïde libre de la couche centrale de composition identique au métal d'apport, mais l'observation microstructurale a révélé qu'un long maintien à 1000°C provoque le grossissement de grains du métal de base et la structure de Widmanstätten devient longue et moins fine, ce qui diminue la résistance mécanique des joints brasés (Hong et Koo, 2006). La Figure 1-15 montre la variation de la résistance du joint au cisaillement en fonction du temps de maintien pour des températures de brasage de 950°C et 1000°C. Un brasage prolongé en dessus de la température de β –transus du TA6V, qui est 980°C, produit des joints brasés avec des structures de Widmanstätten grossières et plus longues. Ceci explique les résultats présentés sur la Figure 1-15, en prolongeant le temps de brasage à 1000°C, les joints brasés deviennent de moins en moins résistants au cisaillement, contrairement au brasage à 950°C le maintien prolongé améliore la résistance du joint (Hong et Koo, 2006).

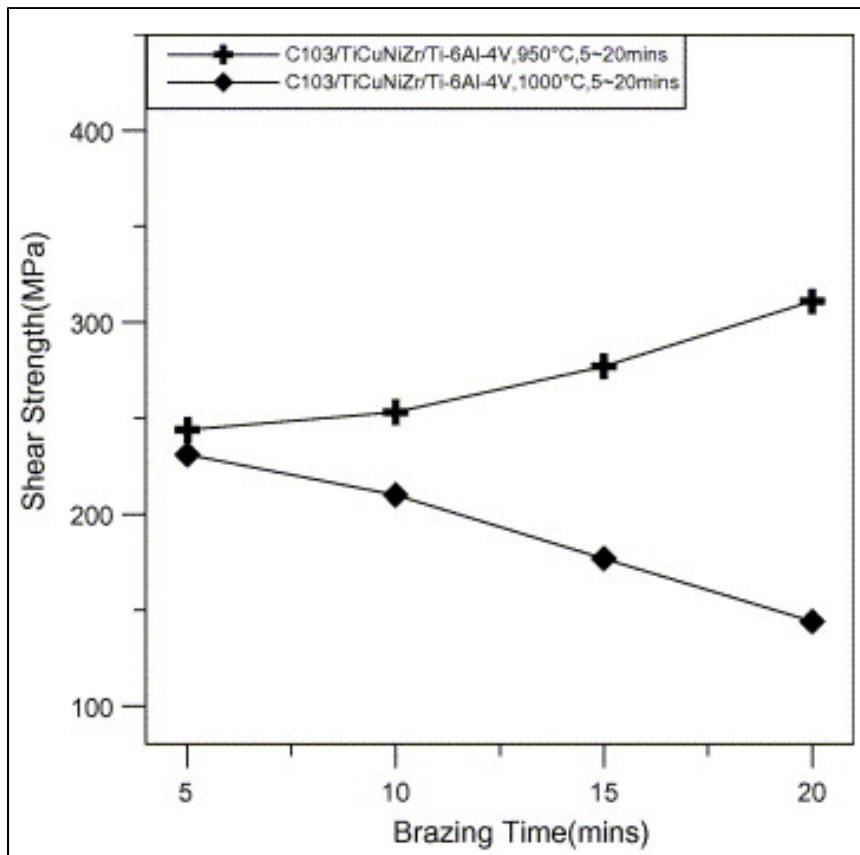


Figure 1-15 La résistance au cisaillement d'un joint brasé C103/TiCuNiZr/Ti-6Al-4V en variant les conditions de brasage (Hong et Koo, 2006).

1.3.4 Choix du métal d'apport

Le choix d'un métal d'apport, se fait par rapport à sa compatibilité métallurgique avec le métal de base. Pour une bonne application de brasage, le métal d'apport doit posséder les caractéristiques suivantes :

- La capacité de mouiller le métal de base à braser.
- Un intervalle de solidus/liquidus adéquat et une fluidité qui lui permet une distribution uniforme par attraction capillaire à l'intérieur du joint.
- Une composition stable et homogène afin de minimiser la dissociation des éléments de l'alliage qui provoque la liquation lors du brasage.

- La capacité de former des joints possédant des propriétés mécaniques et physique recherchées en service.
- Permettre ou d'éviter certaines interactions métal de base/brasure, dépendamment des propriétés recherchées. Les composés intermétalliques durs ou l'érosion excessive est indésirable (AWS, 1991).

D'autres paramètres à prendre en considération dans le choix du métal d'apport sont :

La configuration du joint, la température en service de l'assemblage brasé, les températures caractéristiques du métal d'apport pour la réduction des coûts de fabrication (Komolafe, 2014) et en fonction de la température de transus du métal de base en l'occurrence 980°C - 1000°C pour le TA6V.

Dans le cadre de notre application le métal d'apport, soit le Ti-20Zr-20Cu-20Ni, est choisi pour sa compatibilité métallurgique avec les alliages à base de titane, permet d'obtenir des joints brasés de haute résistance, soit 50% à 70% comparée à la résistance du métal de base à température ambiante et de 40% à 50% la résistance du métal de base à 500°C (Shapiro et Rabinkin, 2003). Ses températures de solidus et de liquidus sont respectivement 848°C et 856°C, dû à la présence de l'élément Zr. Son utilisation est justifiée également par sa température de liquidus en dessous de la température de β –transus du Ti-6Al-4V, ce qui permet d'éviter des changements microstructuraux non désirées, principalement un grossissement des grains (Hong et Koo, 2006).

La composition Ti-20Zr-20Cu-20Ni proche de l'eutectique, permettra d'éviter des problèmes de liquation.

1.3.5 Effets des paramètres du brasage sur la microstructure des joints brasés

Une identification de la microstructure des joints brasés est nécessaire, étant donné son effet sur le comportement en service des pièces mécaniques, plusieurs moyens sont disponibles pour effectuer cette tâche.

L'étude de la microstructure du brasage du Ti-6Al-4V et C103 par le Ti-20Zr-20Ni-20Cu, menée par In-Ting Hong et al. (2006), a révélé l'existence de plusieurs zones sensibles à la variation des conditions de brasage. La Figure 1-16 présente les zones en question et les résultats d'analyse par EPMA :

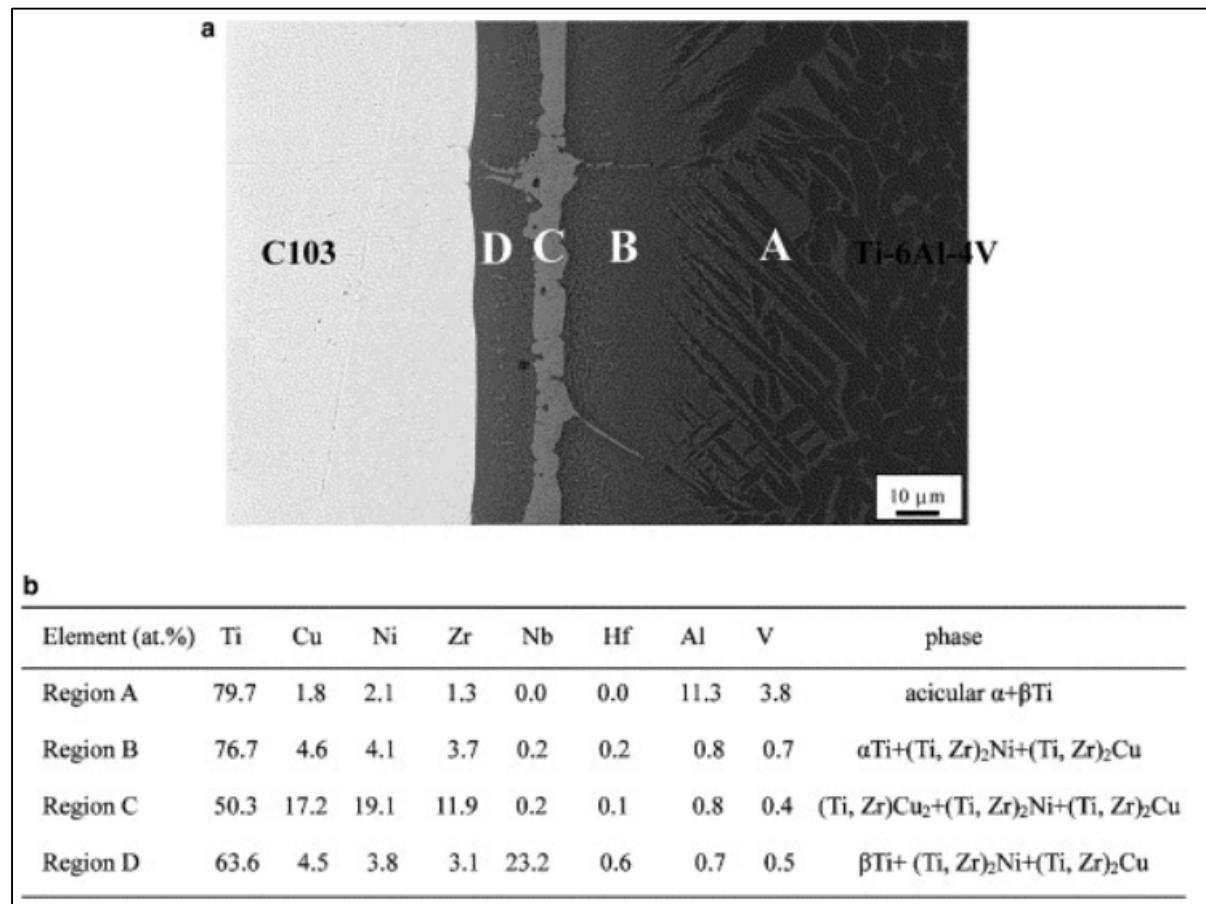


Figure 1-16 a) Les zones caractéristiques de la microstructure du C103/TiCuNiZr/Ti-6Al-4V joint brasé à 1000°C pendant 5 min,
b) analyse EPMA des quatre régions
(Hong et Koo, 2006).

Dans la description, on s'intéresse aux zones (A), (B), (C) qui entrent dans le cadre de notre application de brasage.

Une structure Widmanstätten aciculaire dans la zone (A), est le résultat de la diffusion des éléments Cu et Ni du métal d'apport dans la microstructure du métal de base, soit l'équiaxe α

dans une matrice β . Portée à la température de brasage avec la présence de Cu et Ni qui sont des β -Ti stabilisateurs, cette microstructure se transforme entièrement en β . Lors du refroidissement, une phase α aciculaire coalescent depuis les joints de grains β et se développent suivant une direction $[1\ 1\ 0]_{\beta}$, laissant une quantité de phase β non-transformée (Hong et Koo, 2006).

Une microstructure eutectoïde est observée dans la zone (B), composée de Ti avec des traces de Ni, Cu et Zr du coté Ti-6Al-4V du joint brasé. Les résultats de mesures EDX indiquent que cette région est composée de α -Ti, Ti_2Ni et Ti_2Cu . Par ailleurs, la solubilité de Zr dans Ti_2Ni et Ti_2Cu (Botstein et Rabinkin, 1994) permet de conclure avec certitude l'existence de composés intermétalliques $(Ti, Zr)_2Ni$ et $(Ti, Zr)_2Cu$. En effet, ces phases sont le résultat d'une dissolution des éléments du métal de base qui entrent en réaction avec les éléments Cu, Ni et Zr du métal d'apport. Une image prise au MEB (voir Figure 1.17) montre des lamelles eutectoidales très fines dans cette zone, les lamelles sombres et d'autres claires qui correspondent respectivement à α -Ti et $(Ti, Zr)_2Ni$ ou $(Ti, Zr)_2Cu$.

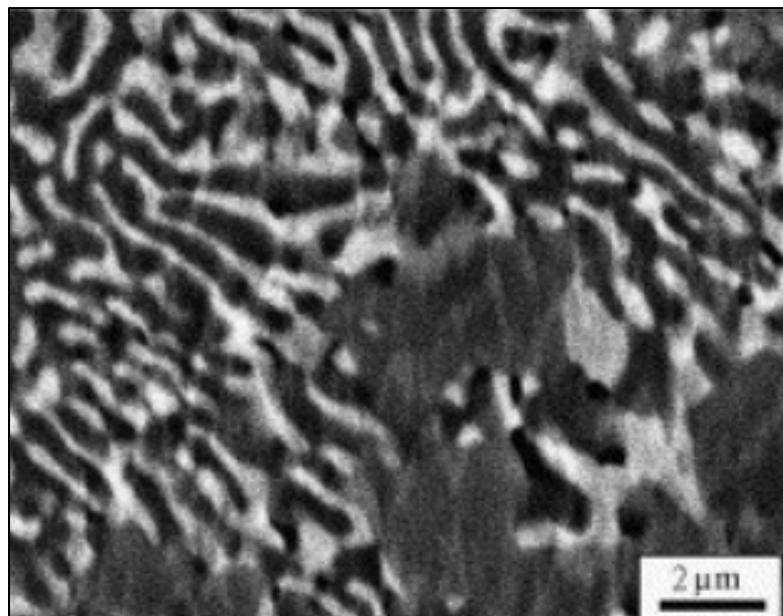


Figure 1-17 Zone B Structure lamellaire fine eutectoidale du coté TiCuNiZr/Ti-6Al-4V du joint brasé à 1000°C avec un maintien de 5 min (Hong et Koo, 2006).

Pour améliorer la résistance mécanique des joints en TA6V brasés, Ghanjeh et.al (2012) ont étudié l'évolution de la microstructure des joints brasés en variant le temps de brasage.

Les mêmes microstructures ont été observées par Ortollo (2012) lors de son analyse d'un joint en Ti-6Al-4V brasé avec un feuillard de Ti-20Zr-20Cu-20Ni à 900°C. Les images prises au MEB en électrons rétrodiffusés, ont permis de détecter des intermétalliques $(\text{Ti}, \text{Zr})\text{Cu}_2$, $(\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Ni}$, $(\text{Ti}, \text{Zr})_2$ (Ortolo, 2012b).

1.3.6 Microstructure et propriétés mécaniques des joints brasés

Le comportement mécanique des joints brasés est intimement lié à la microstructure au cœur et aux filets de l'interface de brasage.

1.3.6.1 Propriétés des joints brasés en traction

La Figure 1-18 montre la relation entre la température de brasage et les propriétés mécaniques en tension des joints de Ti-6Al-4V brasés avec du métal d'apport Ti-Zr-Cu-Ni à

différentes compositions chimiques indiquées dans le tableau de la figure. Les joints brasés à 950°C avec les métaux d'apport 1510 et 1515 présentent des propriétés en tension comparables à celle du métal de base, soit une résistance maximale à la traction de 1060 MPa. Par ailleurs, la rupture s'introduit dans le métal de base des joints brasés à la température de brasage de 1000°C qui dépasse β -transus. Les résultats des essais démontrent que les propriétés en tension sont considérablement affectées par le temps et la température de brasage.

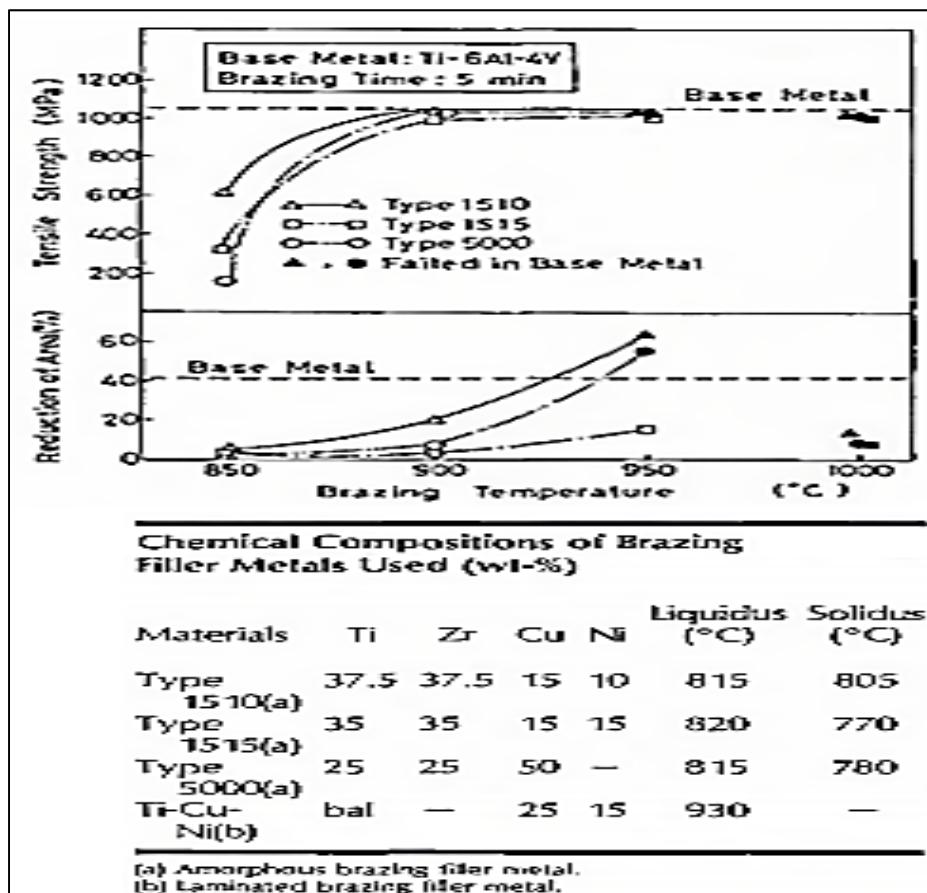


Figure 1-18 Relation entre la température de brasage et les propriétés en tension des joints brasés à plusieurs configurations de Ti-Zr-Cu-Ni (Onzawa, Suzumura et Ko, 1990).

1.3.6.2 Propriétés des joints en fatigue

Des essais de fatigue ont été menés par Onzawa et al. (1990), sur des échantillons bout à bout sous mode tension-tension à rapport de charge 0.1 et un cycle de contrainte de 50 Hz. Les

limites d'endurances obtenues sont comparées à la limite d'endurance du métal de base en TA6V chauffé à 900°C pendant 10 min.

Les résultats sont présentés sur la courbe S-N de la Figure 1-19. La rupture s'introduit à l'interface du brasage pour tous les cas des joints brasés en dessus de la température de β -transus avec une vie en fatigue qui dépasse 10^7 à un niveau de charge maximal de 590 MPa, contrairement au cas de brasage en dessous de 1000°C la rupture se fait dans le métal de base avec une vie en fatigue de 1.8×10^6 cycles à un niveau de chargement maximal de 490 MPa. Par ailleurs, les joints brasés présentent une courte vie en fatigue en comparaison avec le métal de base.

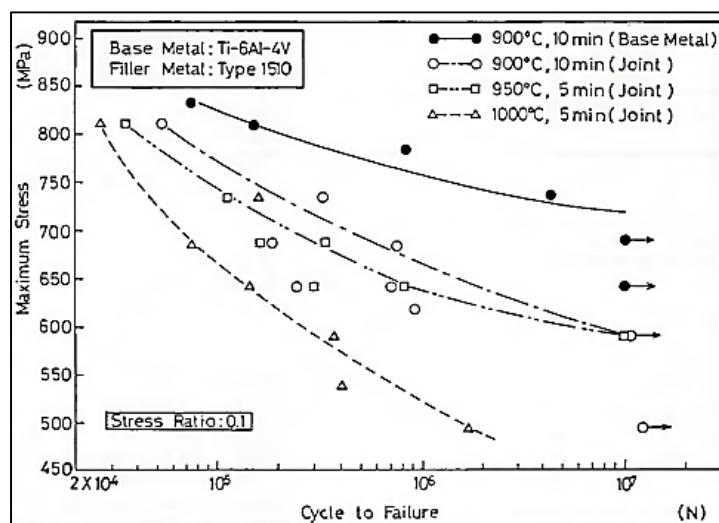


Figure 1-19 Propriétés des joints de TA6V brasés avec Ti-Zr-Cu-Ni
(Onzawa, Suzumura et Ko, 1990).

1.3.7 Problèmes de fabrication des joints brasés

L'observation des joints brasés a révélé quelques problèmes liés à la fabrication. Parmi les problèmes retrouvés, la discontinuité de la microstructure lamellaire liée à la géométrie des joints (Chabrol, 2014). D'autres problèmes sont localisés principalement au niveau des rayons de raccordements comme les fissures et les porosités. Dans cette section les différents problèmes seront brièvement discutés.

1.3.7.1 Problème lié à la géométrie du joint brasé

Parmi les problèmes rencontrés en fabrication des joints et plus particulièrement les joints en T, le défaut de perpendicularité qui empêche la formation de la microstructure lamellaire sur l'intégralité de la jonction entre les deux plaques brasées comme le montre la Figure 1-20 (Chabrol, 2014).

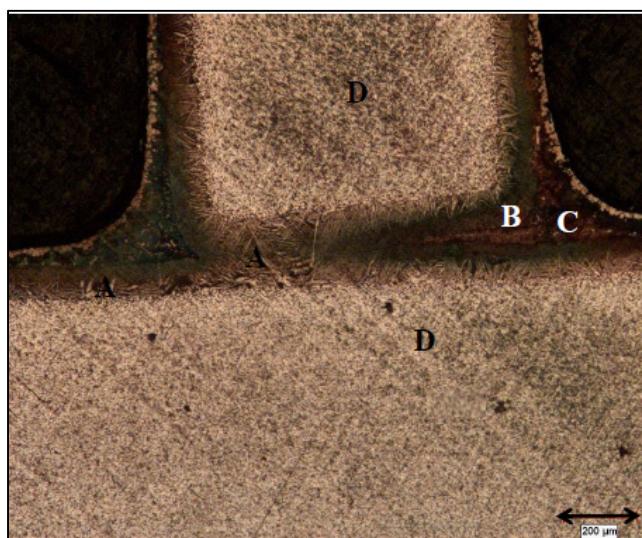


Figure 1-20 Défaut de perpendicularité dans un joint en T brasé à 900°C
(Chabrol, 2014).

Les solutions proposées dans la littérature pour un maintien en parfaite perpendicularité, sont les taquages et les gabarits de maintien.

Le gabarit de maintien doit être fabriqué d'un matériau non-réactif avec le titane, l'acier carbone et le graphite revêtu d'alumine Al_3O_2 (le revêtement est utilisé pour éviter une carburation des pièces) présentent une bonne solution, contrairement au nickel, en contact avec le titane forme des eutectiques à basse température de fusion, qui provoquera une fusion du gabarit avec les pièces à braser (Campbell, 2012b). Il doit permettre une dilatation et une contraction afin de ne pas provoquer des distorsions de l'assemblage. Des ressorts peuvent être ajoutés pour maintenir les composants; les matériaux de ressorts les plus recommandées sont l'acier et l'inconel et la zone de contact doit être réduite à une ligne de contact pour

minimiser le transfert de chaleur entre les composants et le gabarit. Par ailleurs, d'autres matériaux qui forment des eutectiques peuvent être utilisés à condition qu'ils soient séparés du titane par un placage par pulvérisation ou à la brosse. Les types de placages utilisés sont l'oxyde d'aluminium stable ou l'oxyde de zirconium (Fabian, 1993).

La fabrication d'un gabarit de maintien est prévue dans le cadre de ce projet, comme solution au problème de discontinuité de la microstructure lamellaire le long du joint brasé en T.

1.3.7.2 Problèmes dans les filets

Les rayons de raccordements ou filets sont des zones qui contiennent du métal d'apport en excès dans toutes les configurations des joints brasés. Ils présentent à la fois des sites de concentration de contrainte et des endroits de concentration des alpha-cases. Un gradient de température élevé provoque des distorsions dans ces zones, ce qui nécessite un contrôle des vitesses de refroidissement. La Figure 1-21 montre les différents défauts rencontrés dans les filets.

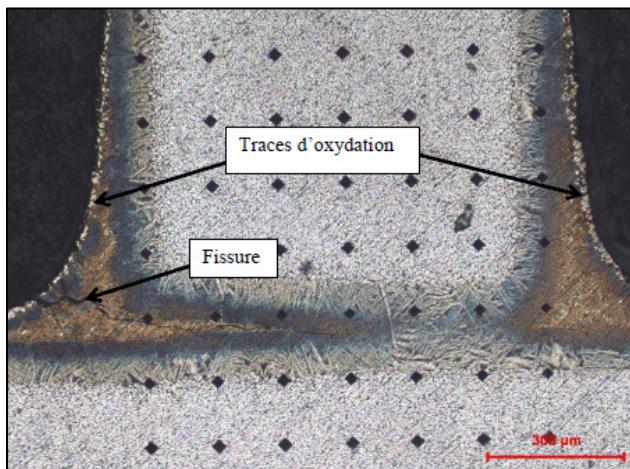


Figure 1-21 Défaut de fabrications dans les filets
d'un joint en T brasé à 900°C
(Chabrol, 2014).

Les rayons de raccordements varient d'un joint brasé à un autre et sont contrôlés par la quantité de pâtes déposées. L'idéale est de produire des joints avec des filets vides des phases intermétalliques, de fissures et qui permettent de disperser les contraintes loin de l'interface

de brasage entre les deux plaques et qui contiennent un minimum d'alpha-cases et de porosités.

1.3.7.3 Formation des porosités

Plusieurs formes de pores peuvent être rencontrées dans les joints brasés. Les porosités ne dérivent pas uniquement des bulles d'air de l'humidité ou de gaz existant dans le four, ils peuvent être un résultat de contraction de la matière (Humpston et Jacobson, 2004). Dans la plupart des matériaux la transformation de l'état liquide à l'état solide est accompagnée d'une réduction de volume. Les porosités dues à la contraction, ont tendance à se former dépendamment de la fraction de volume solide/liquide et de l'intervalle de solidification de l'alliage (Kaufman et Rooy, 2004). Les cavités formées par contraction lors de la solidification ne sont pas toujours une source d'une faible résistance mécanique car elles sont fines et distribuées. Elles peuvent être différencierées des autres types de porosités par leur localisation sur les frontières entre les phases présentes de la brasure et par leurs formes irrégulières (Humpston et Jacobson, 2004).

1.4 Fatigue mécanique des métaux

La fatigue des joints brasés est au centre des préoccupations du présent projet. Il convient ainsi de définir ce mode d'endommagement.

1.4.1 Généralités

Le terme fatigue est apparu dans le vocabulaire technique avec la révolution industrielle du XIXème siècle. Lorsque les pièces mécaniques en fonction, étaient soumises à des sollicitations répétées, se virent rompus en service. Le terme fatigue constitua un peu plus tard la terminologie universelle pour désigner le processus d'endommagement et de rupture des matériaux sous charges cycliques (G.henaff, 2005).

La fatigue est définie comme une modification des propriétés des matériaux consécutives à l'application des chargements mécaniques répétés à valeurs de contraintes inférieures à celle

nécessaire à sa rupture statique, une répétition qui provoque l'amorçage de fissures voire une rupture au bout d'un nombre de fluctuations (ASTM, 2013).

L'endommagement par fatigue causé par un chargement cyclique peut être caractérisé par une contrainte alternée, une contrainte moyenne, un rapport de charges et la forme du chargement cyclique (sinusoïdale, carré, etc...), comme le montre la Figure 1-22.

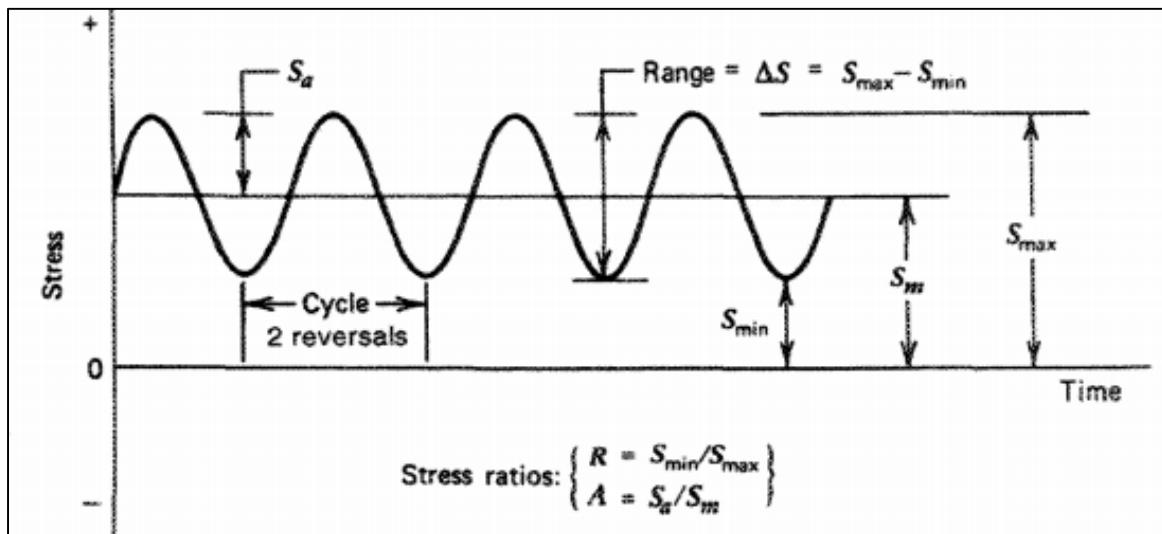


Figure 1-22 Nomenclature utilisée pour décrire un chargement cyclique d'amplitude constante (STEPHENS R.I., 2001).

S_a L'amplitude de contrainte ou la contrainte alternée.

S_m La contrainte moyenne.

S_{\max} La contrainte maximale.

S_{\min} La contrainte minimale.

ΔS La variation totale de contrainte, soit $S_{\max} - S_{\min} = 2S_a$.

R Le rapport de chargement ou ratio de fatigue, donné par S_{\min}/S_{\max} .

1.4.2 Diagramme d'endurance

Pour prédire la rupture de pièces en service, des essais sont menés en laboratoire sur différents types d'éprouvettes soumises à des cycles de contrainte ou de déformation jusqu'à la rupture. Des éprouvettes entaillées peuvent éventuellement être utilisées pour évaluer la

sensibilité à une concentration de contrainte. La contrainte conduisant à la rupture et le nombre de cycles qui lui correspond sont rapportés sur un diagramme, dit diagramme de Wöhler appelé aussi courbe S-N (voir Figure 1-23).

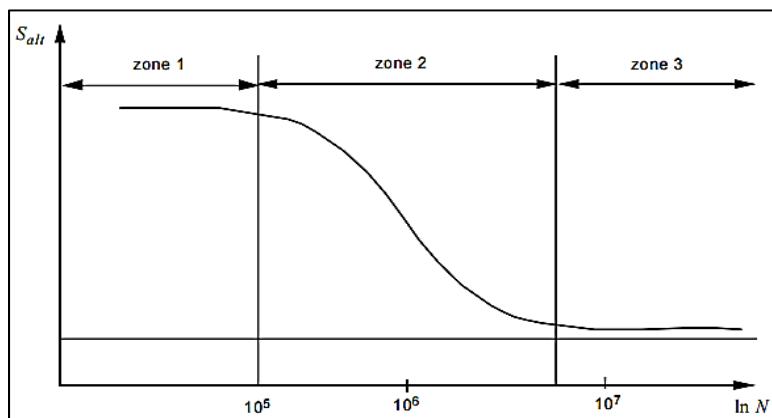


Figure 1-23 Diagramme d'endurance
(TRAN, 2012).

N : Nombre de cycle à la rupture.

S_{alt} : la contrainte alternée du cycle = $\frac{1}{2} |\sigma_{max} - \sigma_{min}|$.

Ce diagramme présente trois zones caractéristiques :

- Une zone de fatigue oligocyclique (zone 1), sous forte contrainte, la rupture survient à faible nombres de cycles.
- Une zone d'endurance limitée (zone 2), où le nombre de cycles à rupture croit lorsqu'on abaisse l'amplitude de contrainte.
- Zone d'endurance illimitée (zone 3), où la rupture ne se produit pas à plus de 10^8 cycles.

1.4.3 Chargement en fatigue

En fatigue les chargements qui causent d'éventuels dommages sont de type cyclique et peuvent être d'amplitude constante ou variable, peuvent être proportionnelle ou non.

1.4.3.1 Chargement à amplitude constante

Un chargement cyclique à amplitude constante est un chargement dont les valeurs de contraintes maximales, minimales et moyennes ne varient pas, comme il est présenté sur la Figure 1-22.

1.4.3.2 Chargement à amplitude variable

Un chargement à amplitude variable peut être périodique, comme c'est le cas du cycle décollage/vol/atterrissage sur un train d'atterrissement d'avion. La séquence de cycles d'amplitude variable se répète en fonction du temps tel qu'illustré sur la Figure 1-24 a). Les séquences de chargement peuvent également être également aléatoires pour les éléments tels que les ressorts, les triangles de suspension et le châssis d'un véhicule évoluant sur le relief du sol.

La Figure 1-24 b) représente une séquence de chargements aléatoire typique.

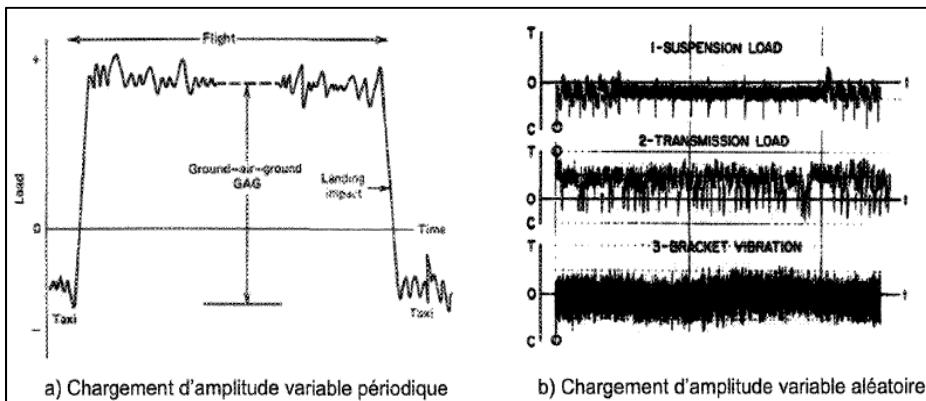


Figure 1-24 Exemple de cas chargement à amplitude variable
a) périodique, b) aléatoire
(Maltais, 2008).

1.4.3.3 Proportionnalité de chargement

Un chargement dont les directions des axes des contraintes principales ne varient pas, est appelé chargement proportionnel. À l'inverse d'un chargement non proportionnel sur la Figure 1-25.

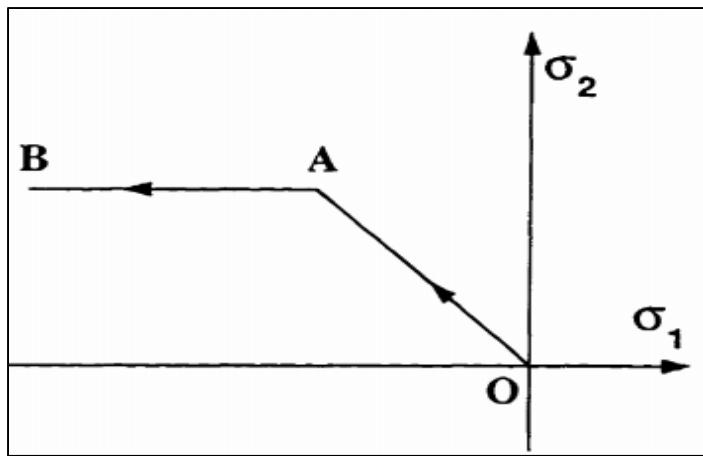


Figure 1-25 Un chargement non-proportionnel OB défini comme une séquence de deux chargements linéaires OA (torsion) et AB (compression) (Jahed, 1997).

Il convient de préciser que les critères de fatigue multiaxiale ne permettent pas de prédire l'amorçage de fissures dans le cas d'un chargement non proportionnel à amplitude variable.

1.4.4 Modélisation de l'endommagement des joints brasés

L'endommagement subi par une structure peut être analysé sous plusieurs angles. Pour un ingénieur en analyse non-destructive, une fissure est amorcée lorsqu'elle est détectable par une technique d'inspection (Doquet, 2009). Un métallurgiste considère que l'amorçage de fissures est relié à la taille de la microstructure; la taille d'un ou plusieurs grains (Hertzberg, 1996). Un ingénieur en structure quant à lui considère qu'une fissure est amorcée lorsqu'elle atteint une longueur prédéfinie ce qui justifie un calcul de propagation de fissures basé sur la mécanique élastique linéaire de la rupture.

1.4.4.1 Approche de propagation de fissures

Les modèles retrouvés dans la littérature pour évaluer la fatigue des joints brasés se basent sur l'approche de propagation de fissures, qui consiste à quantifier l'avancée d'une fissure préexistante dans la structure.

Plusieurs études expérimentales ont été menées pour étudier l'influence des conditions de brasage, la microstructure des joints et les facteurs environnementaux sur le comportement en fatigue des joints brasés lors de l'initiation et de propagation de fissures. Par ailleurs, peu de chercheurs qui ont caractérisés le comportement en fatigue des joints brasés en utilisant des équations empiriques (Ghovanlou, Jahed et Khajepour, 2014). Brossa et al (Brossa et al., 1994) ont étudiés expérimentalement le comportement en fatigue d'un joint de métal de base AISI 316L brasé avec deux types de métaux d'apport (BNi-6 et BNi-7). Ils ont testés quatre échantillons pour chaque métal d'apport, afin d'obtenir les coefficients de la loi de Paris, qui permettent de caractériser la propagation de fissures dans le joint brasé.

Leinenbach et al.(Schindler et Leinenbach, 2010) ce sont également basés sur le principe de tolérance aux dommages de la mécanique de la rupture, vu que les pores et les zones à faible résistance d'adhésion sont inévitable dans les joints brasés, pour évaluer la limite d'endurance limite des joints brasés. Le principe de l'étude consiste à établir le lien entre la limite d'endurance et le facteur d'intensité de contraintes (Notch-Stress Intensity Factor, N-SIF). L'approche suppose, la présence de défauts d'une certaine taille initiale « a » dans un joint brasé en T soumis à une tension N et un moment de flexion M . Cette taille est la plus petite dimension détectable par les méthodes d'inspection utilisées. L'état de contraintes est défini dans l'entaille par les facteurs d'intensité de contraintes adimensionnels k_{Ib} et k_{It} exprimés en fonction d'un facteur d'intensité de contraintes en mode I et en fonction de l'épaisseur de la barre horizontale Figure 1-26, notés respectivement K_I et W .

$$k_{It} = \frac{K_I \cdot W^{0.5}}{N} \quad (1.5)$$

$$k_{Ib} = \frac{K_I \cdot W^{1.5}}{M} \quad (1.6)$$

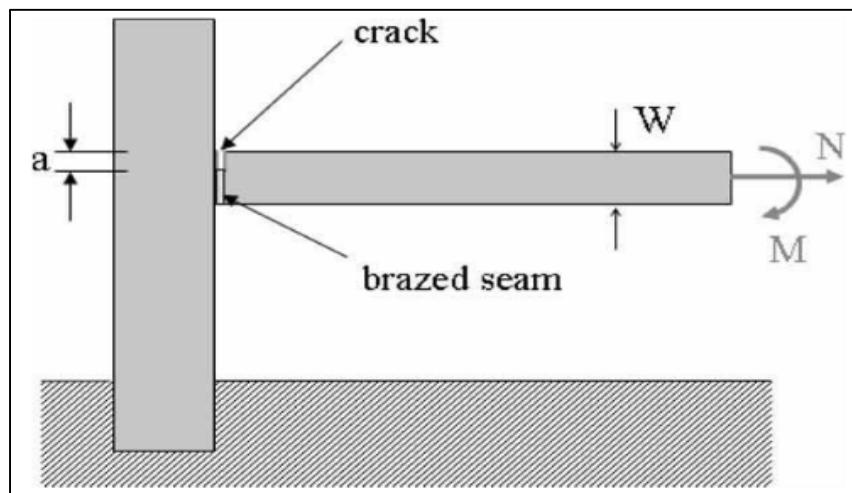


Figure 1-26 Un joint brasé en T pré-fissuré à une profondeur a , chargé en moment de flexion M et une force normale N (Schindler et Leinenbach, 2010).

L'étude nécessite des essais expérimentaux de propagation de fissures pour déterminer les facteurs d'intensité de contraintes seuils à différents rapport de charge R , les résultats obtenus pour les différents seuils à partir de la loi de Paris, permettent de faire des approximations numériques pour avoir la forme du K_I , ainsi que K_{IN} .

Les contraintes résiduelles ont été mesurées pour les prendre en considération dans l'estimation dans la limite d'endurance. L'étude de ces contraintes résiduelles, montrent clairement qu'ils ne contribuent que peu dans la variation de l'amplitude d'intensité de contraintes seuil ΔK_{th} , avec moins de 10 %, dont ils ne parviennent pas à les qualifiés bénéfiques ou non pour la limite d'endurance. Le critère d'endurance est donné par l'inégalité :

$$\sigma_{app} < \frac{\Delta K_{th0} - K_{Nrs}}{0.422 * \sqrt{W}} \quad (1.7)$$

- ΔK_{th0} Correspond à l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes pour $R=0$.
- σ_{app} La contrainte nominale du joint en T proche du joint.
- K_{Nrs} La valeur maximale du facteur d'intensité de contraintes aux contraintes résiduelles.

Cette approche qui se base essentiellement sur la loi de Paris, ne permet pas de faire un dimensionnement en cas de chargement variable, et elle est limitée à l'échelle de petites déformations (Kobayashi et al., 1991). D'autant plus, les recherches expérimentales indiquent que la vitesse de propagation de fissures dépend de la géométrie de l'éprouvette et du chargement appliqué (Ghovanlou, Jahed et Khajepour, 2014).

Morvarid et al. (2014) ont essayé de modéliser la propagation de fissures d'un joint en acier carbone brasé avec du cuivre, en utilisant un modèle de zone cohésive (CZM). Ce type de modélisation consiste à représenter l'évolution des surfaces d'endommagement ou de rupture d'un solide en 2D ou 3D, sans fissures ou partiellement fissuré, soumis à plusieurs types de chargements (mode mixte, chargements cycliques, thermiques...) en régime quasi-statique ou dynamique pour un matériau présentant ou non des non linéarités dans son comportement. L'étude repose sur le principe de la minimisation de l'énergie, elle permet de représenter l'amorçage et la propagation de fissures sans hypothèses sur leurs évolutions spatio-temporelles et quel que soit le chargement appliqué. Cette théorie postule que la configuration d'équilibre d'une structure est celle qui minimise, à chaque incrément de chargement, son énergie totale, somme de l'énergie potentielle et de l'énergie de surface. L'énergie de surface correspond à l'énergie dissipée pour créer une ou plusieurs fissures. Cette approche nécessite une localisation géométrique des fissures potentielles. Malgré qu'elle fournit un cadre sûr et robuste pour prédire la cinétique de propagation cette voie de modélisation reste limitée à une évolution suivant un chemin de fissure prédéfini (LAVERNE, 2011). Les autres difficultés qui se présentent lors de la mise en œuvre de cette méthode de modélisation sont :

- Très coûteuses en temps de calcul.
- Présente une difficulté pour identifier les modèles de zone cohésive (identifier la loi de propagation).
- Présente des problèmes de convergence des calculs (Vandelllos, 2009).

1.4.4.2 L'approche d'amorçage de fissures

Avant de voir les différentes études entreprises pour quantifier l'amorçage de fissures, il convient de définir le domaine d'amorçage.

Les rayons de raccordements ou filets constituent le maillon faible dans un joint brasé car ils présentent des sites de concentrations de contraintes.

SAVAIDIS et.al (2003), ont étudiés la fatigue dans les rayons de raccordements des joints soudés d'un composant automobile sous chargement aléatoire de flexion et de torsion non proportionnel. Les contraintes dans la structure ont été calculés par la méthode des éléments finis selon l'approche de la contrainte hot-spot combiné dans un premier temps avec un critère plan critique mode I (de contrainte normale), et dans un deuxième temps combiné avec des critères mode II et III (de contrainte cisaillement) nommé aussi critère de rupture en fatigue multiaxiale. Un banc d'essais a été mis en place pour valider la méthode de prédiction utilisée, les résultats expérimentaux ont montrés que l'approche de la contrainte hot-spot combiné à un critère plan critique mode I est légèrement conservative pour de bas niveau de chargements, et une bonne concordance pour des hauts niveaux de chargements, contrairement au cas d'un critère plan critique mode II et III qui prédisent une vie en fatigue plus élevés que celles obtenues expérimentalement (Savaidis et al., 2003).

Dang Van et.al (2003) ont adoptés une approche basée sur l'utilisation d'une contrainte équivalente locale qui dérive d'une contrainte de cisaillement et sa contrainte hydrostatique associée comme défini dans le critère de Dang Van. L'approche est combinée à un maillage de type coque spécifique au cas de tôles minces rencontrées en industrie automobile. La méthode proposée permet une meilleure prédiction de la vie en fatigue des structures minces soudées à géométries complexes. Cette méthode a pu prédire avec succès les résultats expérimentaux d'une structure soudée soumise à différents chargements multiaxiaux en phases et déphasés. La méthode a été utilisée également pour évaluer la qualité de la soudure et l'influence des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue d'un grand nombre d'échantillons et structures soudés par l'institut de soudure en France.

Esmaili et.al (2014) ont évalué la tenue en fatigue des assemblages boulonnés à l'aide des critères de fatigue multiaxiale, la comparaison des résultats de six critères avec des essais expérimentales de serrage ont montré que le critère de Crossland donne la meilleur prédition d'amorçage de fissures (Esmaeili, Chakherlou et Zehsaz, 2014). Cette voie de modélisation paraît encourageante pour développer une méthodologie d'évaluation de la tenue en fatigue des joints brasés, car ils ont une courte vie en fatigue après un amorçage de fissures (Schindler et Leinenbach, 2010). Cette approche de dimensionnement est largement utilisée dans le dimensionnement des joints soudés. Elle consiste à décrire la réponse du matériau initialement sans défauts apparents, soumis à des chargements à long terme dans le but de réaliser une représentation des résultats en fatigue de type courbe S-N.

1.4.4.3 Modélisation d'amorçage de fissures en fatigue uniaxiale

Les modèles des joints traités dans la littérature par l'approche d'amorçage de fissures de fatigue uniaxiale, sont pour la plupart des joints soudés des structures métalliques offshores, notamment des joints tubulaires soudés en T ou en K. Une analogie peut être établie pour estimer la durée de vie des joints brasés. Il existe une variété de méthodes proposées dans la littérature pour estimer la durée de vie en fatigue uniaxiale des joints soudés (D.Radaj, 1990). L'approche uniaxiale la plus commune dans le dimensionnement des structures métalliques insérées dans les codes standards (Standardization, 1992), consiste à comparer les amplitudes des contraintes nominales appliqués au joint avec les valeurs des contraintes nominales obtenues de la courbe S-N.

Quant aux approches locales basées sur les paramètres locaux sont plus utilisées par la communauté de recherche : comme l'approche de contrainte géométrique, l'approche de contrainte locale et l'approche de la mécanique de la rupture. La Figure 1-27 illustre les types de contrainte utilisée dans les trois premières méthodes, soit l'approche de contrainte nominale, l'approche de la contrainte géométrique et l'approche de contrainte locale.

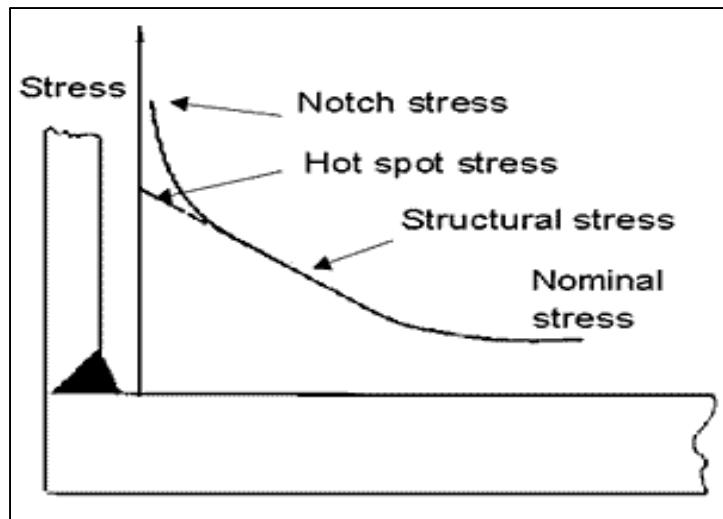


Figure 1-27 Différents types de contraintes utilisées pour les analyses de fatigue d'un joint en T (Maddox, 2003).

L'estimation de la fatigue des joints soudés par les approches locales, devient plus compliquée lorsqu'on a un état de contrainte multiaxial au voisinage du joint.

1.4.4.4 Modélisation d'amorçage de fissures en fatigue multiaxiale

Le caractère multiaxial provient généralement de l'existence de plusieurs points de sollicitations, qui sont appliquées selon les différentes directions. Pour estimer la durée de vie d'une structure sous chargement multiaxial d'amplitudes variables, il existe des approches en contraintes dont l'objectif est de modéliser l'amorçage de fissures de fatigue d'un matériau soumis au cas de chargement le plus général de sollicitations, c'est-à-dire un chargement multiaxial variable. Les critères de fatigue multiaxiale sont repartis en trois approches distinctes présentés sur la Figure 1-28.

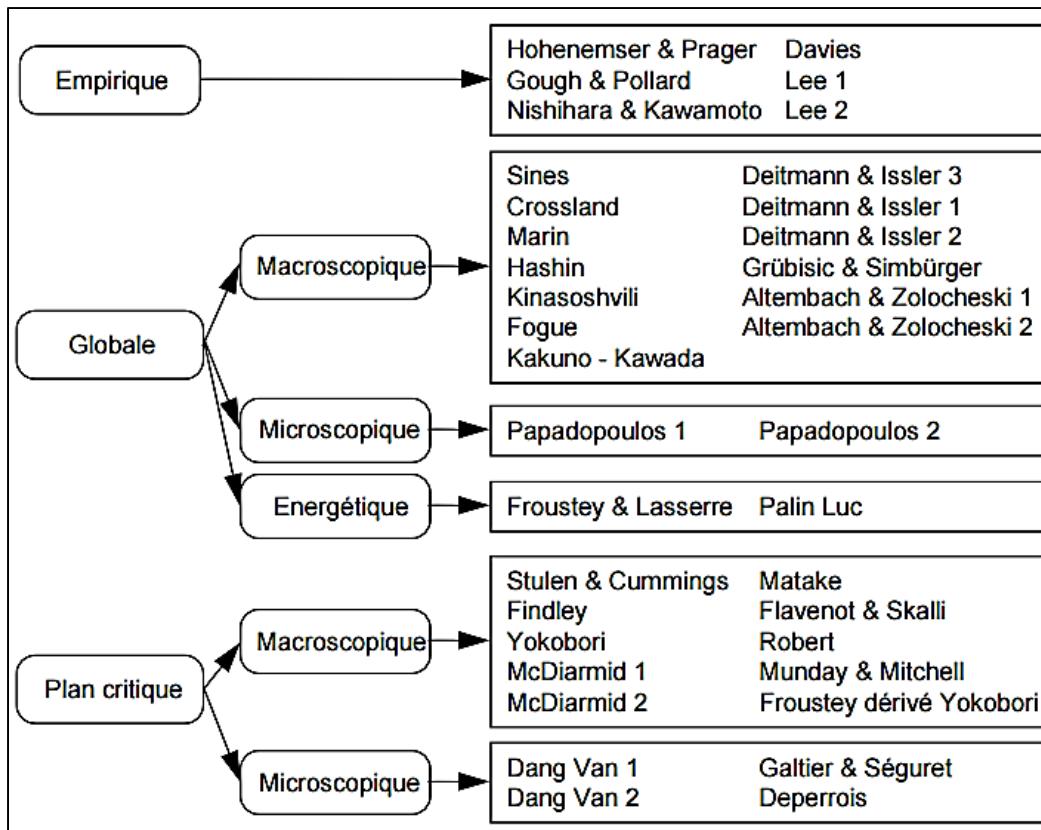


Figure 1-28 Ensemble des critères multiaxiaux de fatigue et leur classification (WEBER, 1999).

- La première approche nommée empirique, rassemble les critères basés sur des résultats expérimentaux obtenus par un type de sollicitations multiaxiales et un matériau donné.
- La deuxième approche, dite approche globale, regroupe des critères dont la formulation nécessite le calcul des invariants du tenseur des contraintes et de son déviateur.
- La troisième approche, appelée communément approche du plan critique, consiste à chercher un plan physique critique. L'endommagement de la matière est localisé sur ce plan qui dépend du cycle multiaxial considéré.

Il convient d'éclaircir sur la Figure 1-29 les contraintes intervenant dans la formulation des critères de fatigue de type plan critique, ils sont principalement les composantes normales et

tangentielle des contraintes agissant sur un plan physique (π) de normale h au cours du cycle multiaxial considéré.

$$\phi_h(t) = [\sigma(t)]h \quad (1.8)$$

Le vecteur contrainte $\phi_h(t)$ se décompose en une contrainte normale $\sigma_{hh}(t)$ et une contrainte tangentielle $\tau_h(t)$ de la façon suivante :

$$\sigma_{hh}(t) = h[\sigma(t)]h \quad (1.9)$$

$$\tau_h(t) = \sqrt{\tau_{uh}^2(t) + \tau_{vh}^2(t)} \quad (1.10)$$

$$\tau_{uh}(t) = u[\sigma(t)]h \quad (1.11)$$

$$\tau_{vh}(t) = v[\sigma(t)]h \quad (1.12)$$

Où (u, v, h) est le repère lié au plan physique, et le repère lié à la matière et dans lequel sont exprimés les contraintes est $(1, 2, 3)$ sont présentés dans la Figure 1-29.

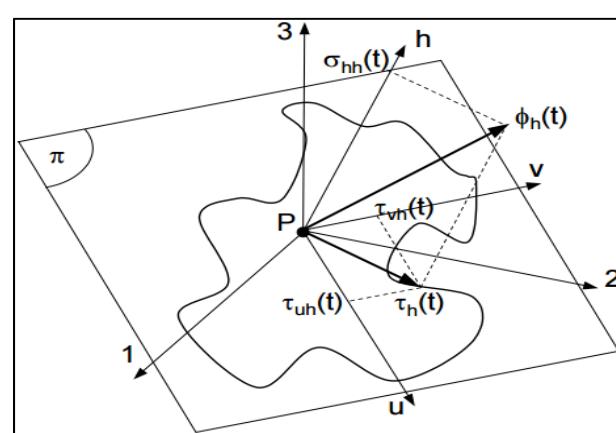


Figure 1-29 Décomposition du vecteur de contraintes $\phi_h(t)$ dans le repère (u, v, h) lié au plan physique de normale h
(WEBER, 1999).

Les quantités qui découlent de l'évolution de la contrainte normale $\sigma_{hha}(t)$, utilisées pour la formulation des critères sont :

- σ_{hhmin} Contrainte normale minimale.
- σ_{hhmax} Contrainte normale maximale.
- σ_{hha} Amplitude de la contrainte normale.
- $\sigma_{hha}(t)$ Partie alternée de la contrainte normale à l'instant t .
- σ_{hhm} Contrainte normale moyenne.

Les relations suivantes établissent le lien entre les différentes quantités :

$$\sigma_{hhm} = \frac{\sigma_{hhmax} + \sigma_{hhmin}}{2} \quad (1.13)$$

$$\sigma_{hha} = \frac{\sigma_{hhmax} - \sigma_{hhmin}}{2} \quad (1.14)$$

$$\sigma_{hha}(t) = \sigma_{hh}(t) - \sigma_{hhm} \quad (1.15)$$

Les quantités issues de la contrainte tangentielles, sont difficiles à déterminer, du fait que cette contrainte change en norme et en direction au cours d'un même cycle. La manière la plus précise pour déterminer l'amplitude et la moyenne de la contrainte tangentielle, est de construire le plus petit cercle circonscrit au trajet de chargement (voir Figure 1-30).

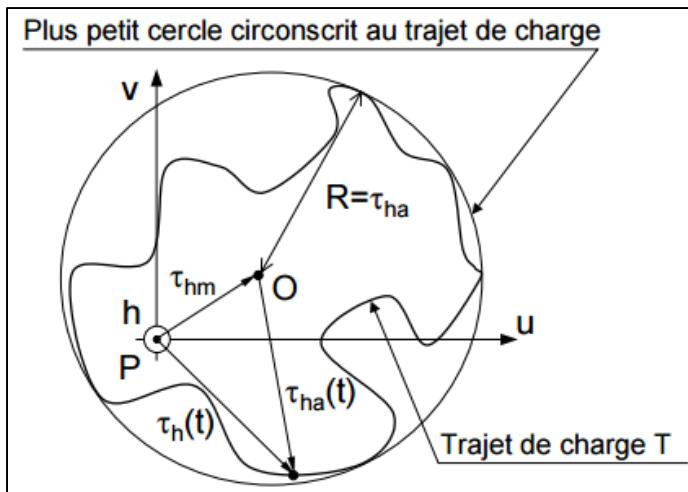


Figure 1-30 Définition des différents termes issus de la contrainte tangentielle $\tau_h(t)$ (WEBER, 1999).

- τ_{ha} Amplitude de la contrainte tangentielle (rayon du plus petit cercle circonscrit au trajet de charge).
- τ_{hm} Contrainte tangentielle moyenne
- $\tau_{ha}(t)$ Partie alternée de la contrainte tangentielle à l'instant t .

Dans cette revue de la littérature l'explication sera limitée aux critères les plus utilisées en dimensionnement et ceux implémentés dans des codes de calcul par éléments finis de développement ou commercial.

Les critères s'appuient sur la connaissance de l'expression du chargement multiaxial à partir d'une séquence de contraintes, et des caractéristiques en fatigue du matériau.

a) Critère de Findley

Ce critère définit le plan critique comme étant celui où la quantité $\tau_{ha} + A \cdot \sigma_{hhm}$ est maximale. La fonction de fatigue se calcule de la façon suivante :

$$E_F = \frac{\tau_{ha} + A \cdot \sigma_{hhm}}{B} \quad (1.16)$$

$$A = 2 \frac{\tau_{-1}}{\sigma_{-1}} - 1 \quad (1.17)$$

$$B = \tau_{-1} \quad (1.18)$$

Le domaine de validité de ce critère est donné par $A > 0$. Le critère prévoit une influence de la torsion moyenne sur l'amplitude limite de la torsion, ce qui est en général en désaccord avec la tendance générale des résultats expérimentaux (G.henaff, 2005).

b) Critère de Matake

Dans sa formulation est semblable à celui de Findley. La différence vient de la définition du plan critique qui est celui où l'amplitude du cisaillement τ_{ha} est maximale. La fonction de fatigue s'écrit :

$$E_{MT} = \frac{\tau_{ha} + A \cdot \sigma_{hhm}}{B} \quad (1.19)$$

Les constantes A et B sont les mêmes déterminés dans le critère de Findley.

c) Critère de Dang Van

Le critère de Dang Van est le premier à être utilisé dans des applications industrielles. Il utilise une combinaison linéaire de la partie alternée de la contrainte tangentielle $\tau_{ha}(t)$ et la pression hydrostatique $P_H(t)$ donnée par :

$$P_H(t) = \frac{\sigma_{11}(t) + \sigma_{22}(t) + \sigma_{33}(t)}{3} \quad (1.20)$$

Ce critère se différencie des autres critères de fatigue par sa formulation qui constitue un contrôle instantané et local de l'état des contraintes microscopiques, de la forme :

$$E_h = \max_t \frac{\tau_{ha}(t) + A \cdot P_H(t)}{B} \quad (1.21)$$

E_h : est une maximisation d'un indicateur de dommage pour un plan.

La fonction de fatigue du critère s'écrit :

$$E_{DV} = \max_h(E_h) \quad (1.22)$$

Le principal défaut de cette version, qu'elle est très coûteuses en temps de calcul pour la construction du plus petit cercle circonscrit au trajet de charge et pour la double maximisation sur h et t .

d) Critère de Crossland

Crossland propose d'utiliser la valeur maximale de la contrainte hydrostatique au lieu de prendre sa moyenne. La fonction du critère s'écrit :

$$E_{CR} = \frac{\sqrt{J_{2a}} + A \cdot \sigma_{H,\max}}{B} \quad (1.23)$$

$\sqrt{J_{2a}}$ L'amplitude du second invariant du tenseur déviateur (amplitude de cission).
 $\sigma_{H,\max}$ Contrainte hydrostatique maximale.

Les constantes A et B sont identifiés à l'aide de deux limites d'endurance en torsion alternée σ_{D-1}^{to} et flexion alternée σ_{D-1}^f :

$$A = \frac{\sigma_{D-1}^{to} - \frac{\sigma_{D-1}^f}{\sqrt{3}}}{\frac{\sigma_{D-1}^f}{3}} \quad (1.24)$$

$$B = \sigma_{D-1}^{to} \quad (1.25)$$

Afin d'illustrer les grandeurs pour formuler le critère de Crossland, considérons le cas d'un chargement de traction-torsion déphasé synchrone. Le tenseur d'état de contrainte est :

$$[\sigma(t)] = \begin{bmatrix} \sigma_{x,a} \sin \frac{2\pi}{T} t + \sigma_{x,m} & \sigma_{x,a} \sin(\frac{2\pi}{T} t - \delta) + \sigma_{xy,m} & 0 \\ \sigma_{xy,a} \sin(\frac{2\pi}{T} t - \delta) + \sigma_{xy,m} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (1.26)$$

Où δ est le déphasage entre les composantes relatives à la traction et à la torsion.

$$\sigma_{H,max} = \frac{\sigma_{x,a} + \sigma_{x,m}}{3} \quad (1.27)$$

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\left(\frac{\sigma_{x,a}^2 + \sigma_{xy,a}^2}{3} \right) + \sqrt{\left(\frac{\sigma_{x,a}^2 + \sigma_{xy,a}^2}{3} \right)^2 - \frac{4}{3} \sigma_{x,a}^2 \sigma_{xy,a}^2 \sin^2 \delta}} \quad (1.28)$$

Il convient de mentionner que la détermination des constantes A, B des critères de fatigue ne se limitent pas à des essais de fatigue standards qui sont parfois réalisé à partir des éprouvettes très couteuses et difficile à fabriquer comme le cas des joints brases. Pour cela le tableau ci-dessous rassemble les possibilités de calage des équations des critères de fatigue afin de déterminer ces constantes :

Tableau 1-3 : Possibilité de calibration des critères de fatigue.

Possibilité de calibrage	σ_{-1}	σ_R	τ_{-1}	f_{-1}	f_R
1	X	X			
2				X	X
3			X	X	
4	X		X		

Les recherches montrent que la prédition d'amorçage de fissures par des critères de fatigue dépend du matériau et des états de contraintes. Pour les matériaux fragiles tels que les fontes, le critère de contrainte normale donne d'excellents résultats.

Pour l'acier carbone et les aciers faiblement alliés, ainsi que l'alliage d'aluminium les critères basés sur la contrainte de cisaillement comme celui de Findley sont plus précis en prédition.

e) Principe de validation des critères

La zone de sécurité délimitée par chacun des critères de fatigue est validée par une confrontation avec une banque d'essais expérimentaux multiaxiaux pour différents types de sollicitations. Les résultats de validation sont présentés sur les Tableau 1-4 et Tableau 1-5. Les constantes des critères sont calées par des sollicitations simples comme la flexion alternée symétrique ou encore la traction alternée.

Après calage des critères, des essais multiaxiaux sont réalisés.

- [-40%, -2%] : non conservatif.
- [-2%, +2%] : justesse.
- [+2%, +40%] : conservatif.

Tableau 1-4 Résultats obtenus pour validation des critères type plan critique
(Duval, 2005).

Critère	Nombre d'essais valides	Nombre d'essais dans l'intervalle [-40%, +40%]	Nombre d'essais dans l'intervalle [-2%, +2%]	Nombre d'essais dans l'intervalle [-40%, -2%]	Nombre d'essais dans l'intervalle [+2%, +40%]
Dang Van 1	233	232 (99,6%)	45 (19,3%)	115 (49,4 %)	72 (30,9 %)
Dang Van 2	233	232 (99,6%)	45 (19,3%)	115 (49,4 %)	72 (30,9 %)
Deperrois	233	232 (99,6%)	44 (18,9%)	100 (42,9 %)	88 (37,8 %)
Findley	233	216 (92,7%)	23 (9,9%)	41 (17,6 %)	152 (65,3 %)
Galtier & Seguret	200	191 (95,5%)	38 (19%)	58 (29 %)	95 (47, 5 %)
Matake	233	227 (99,6%)	40 (17,2%)	96 (41,2 %)	91 (39,1 %)
McDiarmid 1	233	229 (99,6%)	24 (10,3%)	179 (76,8 %)	26 (11,2 %)
McDiarmid 2	225	198 (88%)	28 (12,4%)	94 (41,8 %)	76 (33,8 %)
Munday & Mitchell	233	211 (90,6%)	15 (6,4 %)	187 (80,3 %)	9 (3,9 %)
Robert	233	232 (99,6%)	44 (18,9 %)	92 (39,5 %)	96 (41,2 %)
Stulen & Cummings	233	221 (94,8%)	23 (9,9 %)	41 (17,6 %)	157 (67,4 %)
Yokobori	233	96 (41,2%)	10 (4,3 %)	11 (4,7 %)	75 (32,2 %)

La banque de données comporte 233 essais multiaxiaux de fatigue, réalisés entre 1945 et 1992. Les matériaux sont des aciers, alliés ou non, ayant dans certains cas subis des traitements thermiques (Duval, 2005).

Tableau 1-5 Résultats obtenues pour validation des critères type approche globale (Duval, 2005).

Critère	Nombre d'essais valides	Nombre d'essais dans l'intervalle [-40%, +40%]	Nombre d'essais dans l'intervalle [-2%, +2%]	Nombre d'essais dans l'intervalle [-40%, -2%]	Nombre d'essais dans l'intervalle [+2%, +40%]
Altenbach & Z.1	233	224 (96,1%)	19 (8,2%)	194 (83,3 %)	11 (4,7 %)
Altenbach & Z.2	233	126 (54,1%)	12 (5,2%)	99 (42,5 %)	15 (6,4 %)
Crossland	233	230 (98,7%)	28 (12%)	180 (77,3 %)	22 (9,4 %)
Deitman & Issler 1	233	197 (84,5%)	11 (4,7%)	70 (30 %)	116 (49,8 %)
Fogue	233	232 (95,5%)	52 (22,3%)	90 (38,6 %)	81 (34, 8 %)
Froustey & L.	233	224 (96,1%)	46 (19,7%)	73 (31,3 %)	105 (45,1 %)
Kakuno & Kawada	233	232 (99,6%)	44 (18,9%)	114 (48,9 %)	74 (31,8 %)
Kinasoshvili	233	168 (72,1%)	12 (5,2%)	141 (60,5 %)	15 (6,4 %)
Marin	233	229 (90,6%)	42 (18 %)	117 (50,2 %)	70 (30 %)
Papadopoulos 1	233	230 (98,7%)	28 (12 %)	180 (77,3 %)	22 (9,4 %)
Papadopoulos 2	233	232 (99,6%)	45 (19,3 %)	130 (55,8 %)	57 (24,5 %)
Sines	233	231 (99,1%)	47 (20,2 %)	99(4,7 %)	85 (36,5 %)

La modélisation numérique par les critères de fatigue se fait généralement suivant l'algorithme présenté dans l'ANNEXE I.

CHAPITRE 2

PROBLÉMATIQUE DE RECHERCHE ET OBJECTIFS

2.1 Problématique de recherche

La compagnie Turboméca spécialisée en fabrication des moteurs d'hélicoptères, s'est lancée depuis quelques années dans le développement des assemblages brasés structuraux en alliage de titane TA6V dans l'objectif d'alléger les structures. Les assemblages sont généralement soumis à des chargements cycliques multiaxiaux, ce qui nécessite d'avoir des données en fatigue. Or, l'état actuel de connaissances, manque de données expérimentales sur la fatigue de ce type d'assemblage aussi bien en cas de chargement de flexion qu'en cas de chargement multiaxial. Ce manque de connaissance limite directement l'utilisation de modèle précis de simulation de la fatigue des joints brasés, et donc l'optimisation des assemblages Ti-6Al-4V.

2.2 Objectif de recherche

L'objectif principal de ce projet est d'évaluer la tenue en fatigue des joints brasés en alliage de titane Ti-6Al-4V sous chargement multiaxial.

Le premier objectif spécifique consiste à fabriquer des échantillons brasés en faisant varier les paramètres. Les échantillons brasés doivent contenir un minimum de défauts de fabrication:

- Moins d'érosion du métal de base.
- Moins d'alpha-cases et de porosités dans les filets des joints.
- Une interface de brasage la plus réduite possible, dans l'idéal $IB \leq 50\mu\text{m}$.
- Une continuité de microstructure lamellaire le long de l'interface de brasage.
- Une microstructure alpha-lamellaire fine au cœur du joint, nécessaire pour des joints structuraux.

Le deuxième objectif spécifique consiste à obtenir les limites d'endurance des joints brasés à partir des essais de fatigue de flexion et de traction.

Le troisième objectif spécifique est d'utiliser les données expérimentales de fatigue (flexion et traction) pour prédire l'amorçage des fissures de fatigue dans les joints brasés soumis à des

chargements complexes, par les critères de fatigue multiaxiale. Ces critères permettent de donner les contraintes équivalentes seuils d'amorçage de fissures ou de rupture, de déterminer le plan critique et de déterminer le cisaillement maximal dans les joints brasés.

2.3 Originalité du travail

En parcourant les différentes approches de prédition du comportement en fatigue des joints brasés aucune étude mettant en évidence la tri-axialité des contraintes et basée sur les critères d'amorçage de fissures n'a été adoptée pour prédire le comportement en fatigue des joints brasés sous chargement complexe. Le présent travail de recherche mettra l'accent sur les différentes approches qui permettent de prédire le comportement en fatigue en cas de chargement le plus général, dans l'objectif de les adaptés à l'étude du comportement des joints brasés.

CHAPITRE 3

MÉTHODOLOGIE

La méthodologie adoptée en vue de réaliser les objectifs de l'étude consiste. Tout d'abord, à trouver les paramètres optimaux de brasage pour fabriquer des joints brasés structurales, en variant les paramètres des campagnes de brasage. Parallèlement, une analyse par éléments finis a été utilisée pour concevoir les configurations des joints brasés en fatigue. Par la suite, des essais expérimentaux de fatigue ont été effectués pour s'en servir comme données d'entrées pour formuler un critère d'endurance en fatigue multiaxiale propre aux joints brasés en alliage de titane Ti-6Al-4V.

3.1 Fabrication des joints brasés

Cette première partie de notre étude fait suite au travail de Rémi Chabrol (Chabrol, 2014) qui consiste à trouver les paramètres optimaux de brasage. A travers les différentes campagnes de brasage réalisées par Rémi Chabrol, il a pu déterminer une microstructure lamellaire à une température de brasage de 900 °C, comparable à celle retrouvée dans la littérature. Ainsi, pour fabriquer les joints brasés en alliage de titane, les paramètres de brasage ont été variés :

- Le fini de surface (80 – 600 – 1200 grain).
- La température de brasage fixée à (900°C).
- Temps de maintien (80–120–140 min).
- La vitesse de refroidissement (par jet d'argon – refroidissement lent dans le four).
- Palier d'homogénéisation (0–15–20 min).
- Un gap entre les plaques $\geq 50 \mu\text{m}$.
- Vide poussé de 3.10^{-5} mbar.
- Utilisation des éponges en titane.
- La vitesse de chauffe après homogénéisation (17–6,5 °C/min).
- Application de la quantité de la pâte par seringue.

Des essais métallographiques ont permis de déterminer l'état de phase dans l'interface de brasage, identifier les problèmes de fabrication et identifier les échantillons brasés avec un minimum de défauts qui seront testés en fatigue.

Le brasage a été effectué dans une fournaise à température contrôlée par thermocouple mis au cœur de l'échantillon à braser. Cette méthode permet d'atteindre les vraies températures de brasage au cœur des échantillons. Cette fournaise est capable d'atteindre un vide poussé d'environ 3×10^{-5} mbar (voir ANNEXE II) et de brasé huit (8) échantillons en une fournée.

3.1.1 Préparation pour les essais métallographiques

Pour effectuer les essais métallographiques, les échantillons sont découpés par tronçonneuse pour prélever un échantillon d'analyse, qui sera enrobé par une résine d'époxy à l'aide d'une presse « STRUERS CitroPress-20 ». Ensuite les échantillons enrobés sont meulés par des disques de papier abrasifs de carbure de silicium de 240, 320, 400, 600, 800 et 1200 et polies par un liquide abrasif à base de poudre de diamant de 1 micromètre. L'étape de meulage polissage se fait à l'aide d'une polisseuse automatique. La surface polie est ensuite attaquée chimiquement « Kroll » (1.5 mL HF, 4 mL HNO₃, 190 mL H₂O) afin de révéler la microstructure.

L'observation microscopique se fait grâce au microscope confocal OLYMPUS LEXT, qui permet d'avoir des images des différents endroits du joint brasé à plusieurs grossissements, permet également de mesurer l'épaisseur de l'interface de brasage, ainsi que l'érosion du métal de base.

3.1.2 Diminuer les problèmes de fabrication

Les premières sessions de brasage ont permis d'identifier une série de problèmes qui ont été étudiés et puis corrigés. Premièrement, l'érosion du métal de base au niveau des filets a été diminuée par l'utilisation d'une seringue graduée afin de mettre le volume de la pâte suffisant, par une variation des temps de maintien pour voir la sensibilité de l'érosion au temps de maintien au niveau du palier d'homogénéisation (voir Figure 1-13) et par une étude de sensibilité de l'érosion à la température d'homogénéisation (palier d'homogénéisation

(voir Figure 1-13). Deuxièmement, les phases alpha-cases et d'autres contaminants durant le brasage en fournaise ont été réduite. Pour ce faire, il est recommandé d'utiliser une feuille de titane (AMS 4900) d'épaisseur de $30 \mu\text{m}$ à $80 \mu\text{m}$, proche de l'assemblage, afin d'absorber les résidus gazeux qui pourront être l'origine de contamination, les feuilles ne doivent pas être en contact avec les assemblages (Kay, 2010). Utiliser des gants en laine pour absorber les gouttes du nettoyage des plaques (AWS, 2007) et utiliser une fournaise conforme aux recommandations du brasage du titane avec un taux de fuite d'oxygène moins de 5 microns/h (Kay, 2010).

À l'issue de cette étape de fabrication, les paramètres optimaux de brasage seront déterminés et deux configurations de joints brasés seront fabriqués (des joints brasés de flexion trois points et des joints brasés caractérisables en traction).

3.2 Caractérisation mécanique des joints brasés

La caractérisation mécanique des joints brasés en tenant compte de la multiaxialité des contraintes nécessite trois étapes, afin de formuler un critère de fatigue multiaxiale propre à nos joints brasés. Tout d'abord, nous devons choisir des configurations de joints simples à tester. Dans cette étude le choix est fait sur des joints caractérisables en flexion trois points et des joints brasés caractérisable en traction (voir Figure 3-1).

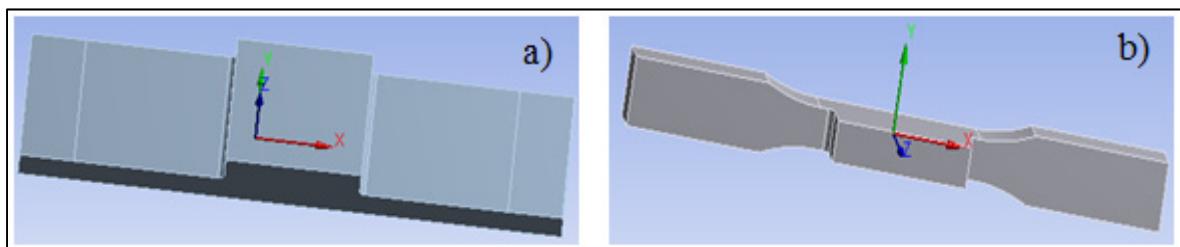


Figure 3-1 Schéma des deux configurations, a) joint caractérisable en flexion trois points, b) joint caractérisable en traction.

La première étape consiste à dimensionner les éprouvettes de telle sorte que les joints aient une rupture dans la zone brasée. Le choix des dimensions des éprouvettes se fait selon les spécifications des machines disponibles. Cette étape est réalisée à l'aide du code commercial de calcul par éléments finis Ansys. Ensuite, réaliser les essais expérimentaux pour déterminer

les limites d'endurances sous deux rapports de charge pour les joints brasés caractérisables en flexion trois points et un seul rapport de charge pour les joints brasés caractérisables en traction en vue de tracer l' du critère de Crossland (voir Figure 3-7).

3.2.1 Conception des éprouvettes

La conception des éprouvettes de fatigue a été réalisée par le logiciel commercial Ansys Workbench 14.0. Cette partie de l'étude présente dans un premier temps une simulation de chargement des éprouvettes en flexion trois points et en flexion quatre points, en vue d'évaluer le cas de chargement du joint le plus critique, cette partie permettrait également de déterminer le déplacement de l'éprouvette pour assurer une stabilité de cette dernière lors de l'essai de fatigue. Dans un deuxième temps, des simulations sont effectuées sur une éprouvette de traction. Pour les deux cas de simulation on s'intéresse à avoir un tableau de correspondance entre le niveau de charge à programmer sur la machine de fatigue et les niveaux de contrainte atteint pour cette charge. Le même mode de maillage a été utilisé pour tous les cas de simulation, soit des éléments volumiques et un raffinement au niveau des filets pour garantir la précision des calculs.

3.2.1.1 Description du maillage

Un mode tétraédrique de maillage a été utilisé afin d'augmenter la précision de calcul aux niveaux des rayons de raccordements (filets). La Figure 3-2 présente les modèles de maillage utilisées dans les calculs avec un zoom sur la partie de maillage raffinée de l'assemblage. Le modèle de l'éprouvette de flexion a été maillé avec des éléments tétraédriques qui comportent 323 157 noeuds et 231 229 éléments à une taille des éléments de 0.2 mm et un ordre de raffinement 3, plus de détails sur les caractéristiques du maillage des éprouvettes est fourni dans l'ANNEXE III.

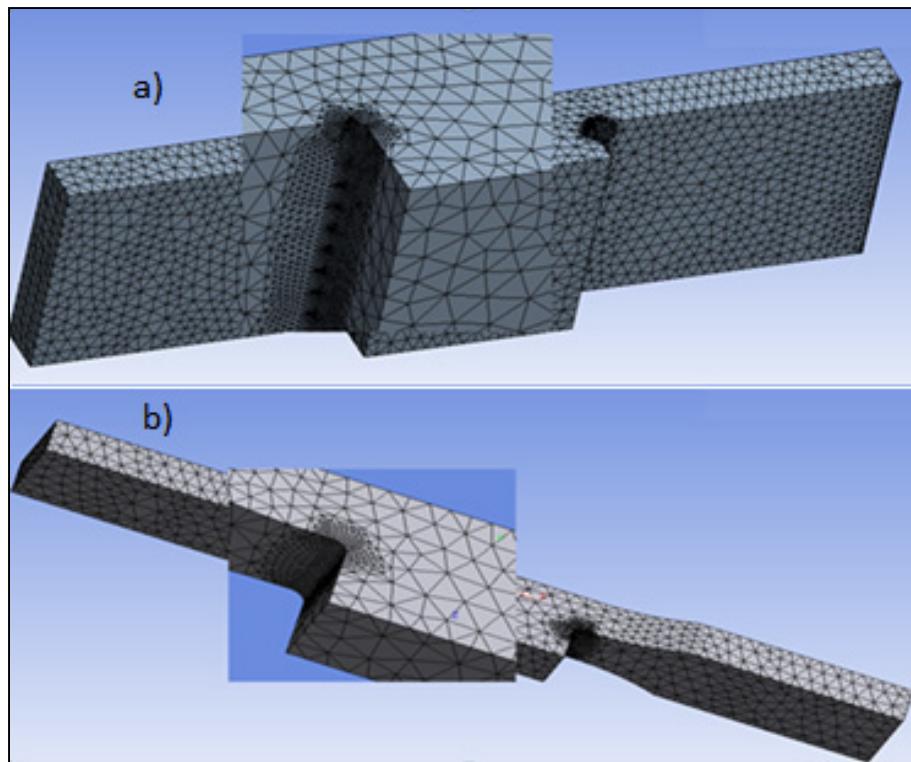


Figure 3-2 Représentation du raffinement du maillage aux filets,
a) éprouvettes de flexion trois points, b) éprouvettes de traction.

3.2.1.2 Conditions aux limites pour les cas de flexion 3-points et de traction

Deux conditions limites ont été utilisées pour déterminer le mode de chargement le plus critique de flexion. Une liaison linéaire rectiligne simulant l'appui de l'éprouvette sur les deux extrémités de la machine Figure 3-3 a). Une force de 2 kN a été appliquée au centre de la face supérieure de l'assemblage pour le cas de la flexion trois points et proche des filets pour le cas de la flexion quatre points. Pour le cas de chargement de l'éprouvette de traction une extrémité (B) est soumise à une de charge donnée et l'autre extrémité (A) est encastrée (voir Figure 3-3 b)).

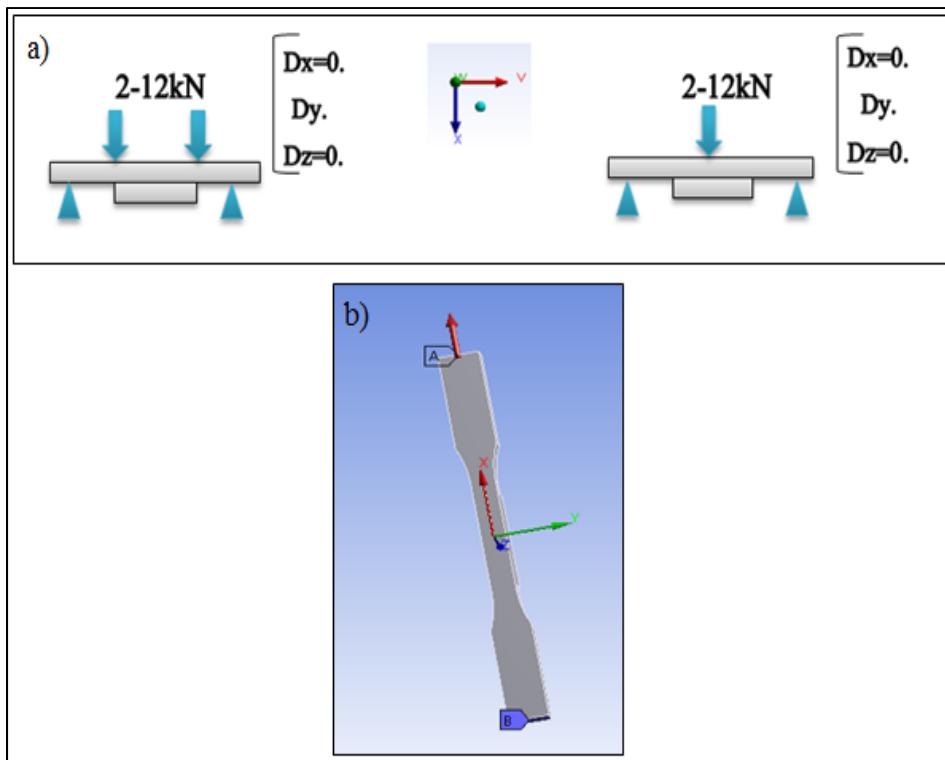


Figure 3-3 Représentation des conditions aux limites,
a) flexion 3-points, b) traction.

3.2.2 Essais de fatigue

La limite d'endurance est déterminée par :

- Un premier essai à une amplitude de contrainte σ_0 de la limite d'endurance des joints brasés tirée de la littérature.
- Si l'éprouvette rompt avant 10^6 cycles, on fait l'essai suivant en diminuant σ_a d'un pas choisi p .
- Si l'éprouvette est non-rompue au bout de 10^6 cycles, on fait l'essai sur la même éprouvette en augmentant σ_a d'un pas p .

La limite d'endurance est obtenue en fonction des contraintes locales (hot-spot) selon un critère d'arrêt déterminé (amorçage de fissure sur une longueur donnée, rupture totale, diminution de rigidité, etc...), pour une durée de vie 10^6 cycles. Les essais sont effectués en appliquant des niveaux de charges inspirés de la littérature sur deux types d'éprouvettes; des éprouvettes de traction (voir Tableau 3-1 du paragraphe 3.2.2.1) et éprouvettes de flexion 3-

points (voir Tableau 3-2 du paragraphe 0) ces derniers avec deux rapports de charges. Les rapports de charges sont choisis pour calibrer les critères de fatigue multiaxiale.

3.2.2.1 Fatigue de traction

Les essais de fatigue en traction se feront conformément au standards ASTM E08-4. Ainsi, les joints caractérisables en traction sont usinés selon cette norme (voir Figure 3-4).

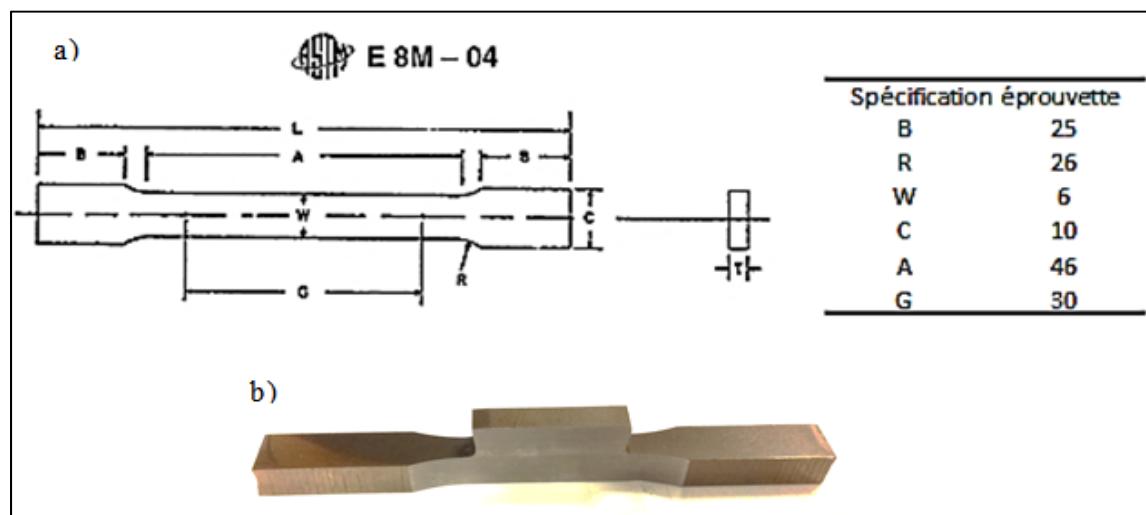


Figure 3-4 a) Dimensions (en mm) des éprouvettes utilisées pour les essais mécaniques (ASTM E08-4), b) échantillon testé en fatigue uniaxe.

La machine utilisée pour ces tests est une Landmark (voir Figure 3-5), possédant une cellule de charge d'une capacité allant jusqu'à 100 kN, avec une vitesse de sollicitation de 20 Hz. Les données permettant d'avoir les propriétés mécaniques des joints sont le déplacement axial des mors en fonction de la charge et du temps de sollicitation.



Figure 3-5 Machine MTS Landmark utilisé pour effectuer les tests de fatigue de traction à l'école de technologie supérieure de Montréal (TSOUNGUI, 2010).

Les échantillons à tester en fatigue de traction sont au nombre de cinq (5), les échantillons sont testés sans préparation de surface à l'avance.

Tableau 3-1 Les niveaux de charges appliqués pour les essais de traction obtenues par calcul éléments finis.

Charge en (kN)	Contrainte Hot-spot (MPa)
2	93
3	140
3.5	163
5	233
6	284
6.5	305

3.2.2.2 Fatigue en flexion 3-points

Les joints brasés testés en flexion trois points subissent un polissage mécanique des côtés (voir Figure 3-6), en commençant par du papier 80 grains pour finir avec 1200 grains, en passant par 240, 300 du 400, du 600 et du 800 grains. Cette étape est essentielle, car elle permet d'obtenir une planéité en surface des côtés et d'éliminer les concentrateurs de contraintes en dehors de la zone à tester.

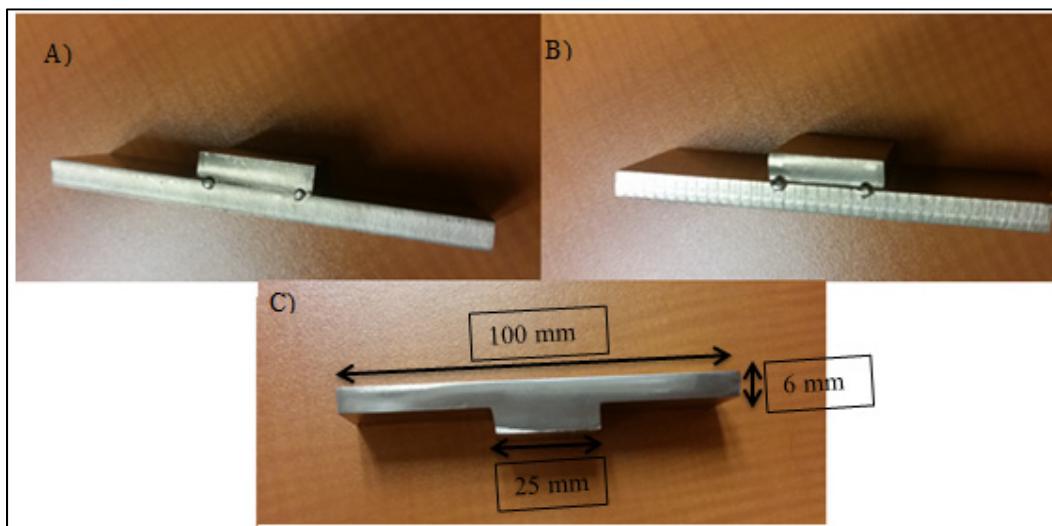


Figure 3-6 A) et B) les cotes des éprouvettes de fatigue avant polissage,
C) cote après polissage.

La campagne d'essais de flexion trois points a été effectué à température ambiante Six échantillons sont testés, soit trois (3) échantillons pour un rapport de charge $R=0.1$ et trois (3) échantillons a un rapport de charge $R=0.5$ à une fréquence de 15 Hz.

Tableau 3-2 Les niveaux de charges appliqués pour les essais de flexion 3-points obtenues par calcul éléments finis.

Charge en (kN)	Contrainte Hot-spot (MPa)
0,6	100
0,7	116
0,8	134
0,9	150
1	170
1,5	256

À l'issue de cette étape, nous allons obtenir les limites d'endurance caractéristiques de traction et de flexion trois points. Les éprouvettes de fatigue sont fabriquées suivant deux campagnes de brasage (campagne 6 et campagne 7) et sont testées avec des rapports de charges R=0,1, R=0,5 et R=0,7. Quatre éprouvettes de la campagne 1, ont été usiné suivant la norme ASTM afin de réaliser des essais de traction. Le plan expérimental des essais de fatigue avec le nombre d'éprouvettes testées pour chaque campagne de brasage, est présentée dans le Tableau 3-3 suivant:

Tableau 3-3 Matrice d'essais, joints en Ti-6Al-4V.

Matériaux		Ti-6Al-4V		
Dimensions des éprouvettes		Flexion 100*25*6/25*25*6		
Nom des éprouvettes		Fi		
Rapport de charge R		0,1	0,5	0,7
Nombres d'éprouvettes	Campagne 6	-	3	-
	Campagne 7	3	3	2
Fréquence (Hz)		10-15		
Force appliquée		-		

3.3 Application des critères de fatigue multiaxiale

Plusieurs critères de fatigue pour déterminer le seuil d'endurance sous chargement cyclique multiaxial, sont proposés dans la littérature. Ces critères ont pour forme générale :

$$VAR_{amp} + a * VAR_{moy} \leq b \quad (3.1)$$

Pour le cas du critère de Crossland la grandeur VAR_{amp} correspond à $\sqrt{J_{2,a}}$ l'amplitude de cission qui est proportionnelle à la contrainte de Von-Mises et VAR_{moy} qui correspond à la pression hydrostatique maximale $\sigma_{H,max}$, ainsi la forme du critère devient :

$$\sqrt{J_{2,a}} + a * \sigma_{H,max} \leq b \quad (3.2)$$

Les constantes a et b sont des constantes matériaux qui peuvent être déterminée à l'aide d'un essai de traction standard à deux rapports de charge, mais dans le cas des joints brasés il n'est pas facile de fabriquer des joints brases caractérisables en traction pure type bout à bout. Pour cela nous allons détailler notre démarche de calcul dans la section suivante.

3.3.1 Description de la méthode de dimensionnement

Une autre méthode pour déterminer ces constantes est proposée dans cette étude, qui consiste à combiner une analyse par éléments finis. D'une part, pour déterminer l'état de contrainte dans le point chaud de l'assemblage brasé (ou l'éprouvette) et d'autre part, pour effectuer des essais expérimentaux de fatigue sur des éprouvettes caractérisables en flexion trois points.

Cette méthode appliquée pour deux rapports de charge d'une même géométrie d'éprouvette suffira pour déterminer la zone de sécurité de Crossland.

Les grandeurs du critère de Crossland ($\sigma_{H,max}$, $\sqrt{J_{2,a}}$) sont calculées à l'aide du Code Aster sous environnement LINUX, avec le fichier de commande dans l'ANNEXE IV.

3.3.2 Configurations du calcul numérique

Dans le cadre de ce projet, nous disposons d'un ordinateur de calcul core (TM) disposant d'un processeur i7-3770 à 3.40GHz et de 8Go de RAM pour effectuer tous les calculs avec le logiciel Ansys et dans laquelle nous avons installé une machine virtuelle Ubuntu 10.04.3 LTS 64 bit en utilisant le logiciel de simulation de machine VM player 4.0.2. La machine virtuelle simulée dispose de 1 Go de RAM et d'un core du processeur pour effectuer les calculs avec Code Aster.

3.3.3 Estimation du comportement en fatigue par code-aster

Code Aster est un code de simulation numérique pour l'étude du comportement mécanique des structures. L'avantage de ce code c'est qu'il est libre d'utilisation, diffusé sous licence GNU-GPL et ouvert pour la modification et le développement de nouvelles lois de comportement et des critères mécaniques contenus dans le code. Son code source est composé de routine Fortran (pour l'écriture des lois et des critères) de fonction C (pour la gestion de mémoire et calcul de temps) et des fichiers de commandes s'appuyant sur le langage python pour lancer une étude avec Code-Aster.

Le Code-Aster contient des grandeurs nécessaires pour la formulation des critères de fatigue à grand nombre de cycles en l'occurrence de Crossland, Sines et des critères de fatigue à bas nombres de cycles comme celui de Fatemi-Socie. Pour savoir s'il y a une rupture ou non de la pièce, Code-Aster propose une méthode de dimensionnement, qui consiste à déterminer les grandeurs du critère de fatigue et une valeur critique qui permet de déduire s'il y a des dommages sur la pièce, ceci à partir de l'état de contrainte en un point de la pièce (le point le plus sollicité de la pièce) pendant un cycle de chargement. Le critère s'écrit sous la forme :

$$R_{crit} = \tau_a + a * P - b \quad (3.3)$$

Si R_{crit} est négatif ou nul, il n'y a pas de dommage. Si R_{crit} est positif il est susceptible d'y avoir du dommage (TRAN, 2010), sur la Figure 3-7 nous avons une représentation graphique du critère :

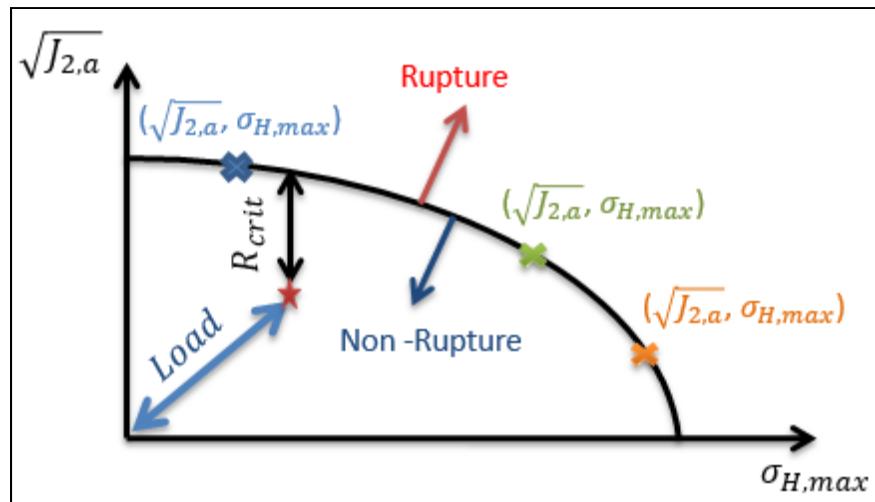


Figure 3-7 Plan de variable du critère de Crossland.

Deux limites d'endurances ou plus permettent d'avoir l'enveloppe en noir, qui délimite une zone de rupture et de non-rupture pour une pièce avec une géométrie donnée sous sollicitation simple ou complexe. La troisième partie de ce projet consiste à développer un modèle numérique permettant de prédire l'amorçage de fissures de fatigue en cas de chargement multiaxial des joints en T. Cette partie sera développé à partir des critères de fatigue multiaxiaux (critère d'approche globale) implémentés dans le code de calcul de développement Aster. Les résultats des essais de fatigue (limites d'endurances et l'histoire de chargements) obtenus des essais de fatigue à chargements uniaxiales (traction, flexion trois points) constitueront les lois constitutives des joints brasés, qui serviront comme données d'entrée pour effectuer les calculs.

3.3.4 Validation des grandeurs implémentés dans code Aster

Afin de valider les calculs par code Aster. Il convient de calculer à la main les grandeurs des critères de fatigue et nous les comparons aux grandeurs introduites dans Code Aster à travers un exemple de données de fatigue tirées de la littérature sur une éprouvette d'alliage d'aluminium A356-T6 :

$$\sigma_{D,-1} = 81 \text{ MPa.}$$

$$\sigma_{D,0} = 61,5 \text{ MPa.}$$

$$\tau_{To,-1} = 51 \text{ MPa.}$$

$\sigma_{D,-1}$ limite de fatigue en traction + compression alternée symétrique ($R = -1$).

$\sigma_{D,0}$ limite de fatigue en traction répétée ($R = 0$).

$\tau_{To,-1}$ limite de fatigue en torsion alternée symétrique ($R = -1$).

Les grandeurs calculées sont :

$\sigma_{H,max}$ La pression hydrostatique maximale.

$\sqrt{J_{2,a}}$ L'amplitude de cission.

- Pour l'essai de traction alternée symétrique, décrit par l'état de contrainte (3.4) ayant une composante normale alternée non-nulle suivant l'axe x (avec $\sigma_{D,-1}$ limite de fatigue) :

$$[\sigma(t)] = \begin{bmatrix} \sigma_{D,-1} \sin wt & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.5)$$

Pour cette essai, $\sigma_H(t)$ maximale est obtenue pour $\sin wt = 1$,

$$[\sigma]_{max} = \begin{bmatrix} \sigma_{D,-1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.6)$$

On obtient ainsi :

$$\sigma_{H,max} = \text{Max}_t \left(\frac{\sigma_{D,-1} \sin wt}{3} \right) = \frac{\sigma_{D,-1}}{3} \quad (3.7)$$

L'amplitude de cission qui correspond à l'état de contrainte (3.6), est obtenue par simplification de l'équation (1.28) du paragraphe 1.4.4.4) :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{\sigma_{D,-1}}{\sqrt{3}} \quad (3.8)$$

$$(\sigma_{H,max}, \sqrt{J_{2,a}}) = (27; 46.7653) \quad (3.9)$$

- Pour le cas de l'essai de la traction répétée (limite de fatigue $\sigma_{D,0}$) :

$$[\sigma(t)] = \begin{bmatrix} \frac{\sigma_{D,0}}{2} + \frac{\sigma_{D,0}}{2} \sin wt & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.10)$$

La pression hydrostatique maximale est obtenue pour $\sin wt = 1$,
Nous avons :

$$\sigma_H = \frac{1}{3} \left(\frac{\sigma_{D,0}}{2} + \frac{\sigma_{D,0}}{2} \sin wt \right) \quad (3.11)$$

Donc :

$$\sigma_{H,max} = \frac{\sigma_{D,0}}{3} \quad (3.12)$$

Le calcul de la contrainte de cisaillement maximale est réalisé à partir des contraintes alternées, c'est-à-dire a partir de :

$$[\sigma(t)] = \begin{bmatrix} \frac{\sigma_{D,0}}{2} \sin wt & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.13)$$

Ces contraintes sont maximales pour $\sin wt = 1$, soit pour:

$$[\sigma]_{max} = \begin{bmatrix} \frac{\sigma_{D,0}}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.14)$$

Pour cette état de contrainte l'amplitude de cission est de :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{\sigma_{D,0}}{\sqrt{3}} \quad (3.15)$$

$$(\sigma_{H,max}, \sqrt{J_{2,a}}) = (41; 35.50) \quad (3.16)$$

- Pour le cas de l'essai de torsion répétée (limite de fatigue $\sigma_{To,0}$) :

$$[\sigma(t)] = \begin{bmatrix} 0 & \tau_{To,-1} \sin wt & 0 \\ \tau_{To,-1} \sin wt & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.17)$$

La pression hydrostatique est nulle en torsion pure, d'où : $\sigma_{H,max} = 0$

$$[\sigma(t)] = \begin{bmatrix} 0 & \tau_{To,-1} & 0 \\ \tau_{To,-1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.18)$$

L'amplitude de cission est :

$$\sqrt{J_{2,a}} = \tau_{To,-1} \quad (3.19)$$

$$(\sigma_{H,max}, \sqrt{J_{2,a}}) = (0; 51) \quad (3.20)$$

Les valeurs obtenues permettent de tracer une représentation graphique du domaine de Crossland spécifique à l'alliage d'aluminium A356-T6 :

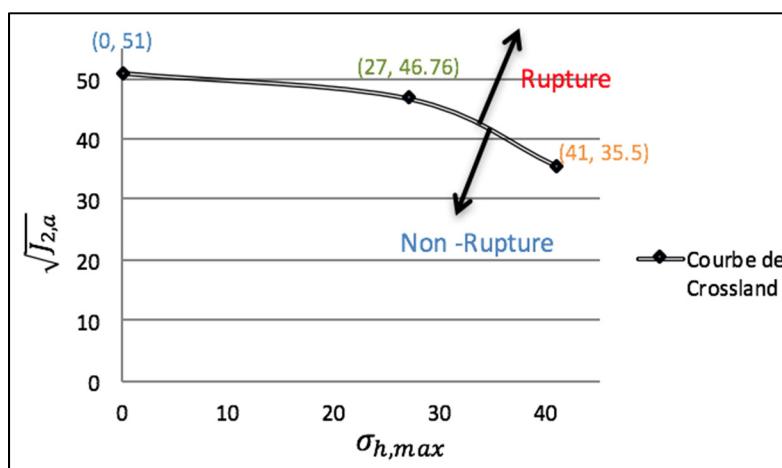


Figure 3-8 Plan de variable du critère de Crossland.

Les valeurs calculées par code Aster sont reproduites à la main (voir Tableau 3-4) avec un écart d'erreur de 0 % pour une fin de validation du code implémenté dans code Aster.

Tableau 3-4 Tableau comparatif de calcul des grandeurs.

		Analytique	Aster
Traction R= -1	$\sigma_{H,max}$	27	27
	$\sqrt{J_{2a}}$	46.76	46.76
Traction R= 0	$\sigma_{H,max}$	41	41
	$\sqrt{J_{2a}}$	35.50	35.507
Torsion R= -1	$\sigma_{H,max}$	0	0
	$\sqrt{J_{2a}}$	51	51

CHAPITRE 4

RÉSULTATS ET ANALYSE

4.1 Résultats de la conception des éprouvettes de fatigue

Les résultats qui seront discutés dans cette section serviront sur plusieurs niveaux. Tout d'abord, faire un choix sur le mode de chargement critique comme discuté dans la méthodologie. Ensuite, permettre de déterminer l'épaisseur des plaques requise pour une stabilité des éprouvettes lors de l'essai de fatigue, notamment dans le cas des éprouvettes de flexion 3-points.

4.1.1 Choix du mode de chargement

À travers ce calcul, on s'intéresse à comparer l'évolution de la contrainte normale pour le cas de flexion trois points et quatre points, afin de choisir le mode de chargement le plus critique. La Figure 4.1 ci-dessous montre une trajectoire d'évolution de la contrainte normale depuis la zone chaude (voir Figure-A III-2 de l'ANNEXE III) de l'assemblage vers la surface d'application de charge. La charge appliquée pour ce cas est de 2 kN.

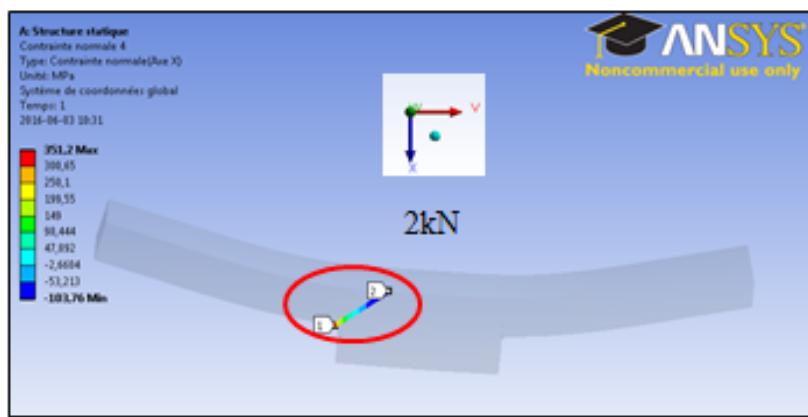


Figure 4-1 Trajectoire d'évolution de la contrainte normale (Axe X) de la flexion 3 -points Vs 4-points.

En vue de justifier l'intérêt de choisir un essai de flexion trois points, nous avons extrait les valeurs de la contrainte normale dans le Tableau 4-1 le long de la trajectoire, et nous l'avons

comparé à celles obtenus lors d'un essai de flexion quatre points. Cette démarche a permis de qualifier l'essai choisi comme critique.

Tableau 4-1 La contrainte locale maximale.

Profondeur en (mm)	Contrainte normale en flexion 4 points en (MPa)	Contrainte normale en flexion 3 points en (MPa)
0	351	365
1	177	174
2	110	106
3	59	54
4	13	8
5	-30	-37
6	-57	-66

4.1.2 Choix des épaisseurs des plaques

En vue de réaliser un essai de flexion trois points à grand nombre de cycles avec une stabilité des éprouvettes, des simulations sur quatre configurations d'éprouvettes avec différentes épaisseurs de plaques ont été réalisées (voir Figure 4-2) pour tirer les niveaux des déplacements rapportés dans le Tableau 4-2.

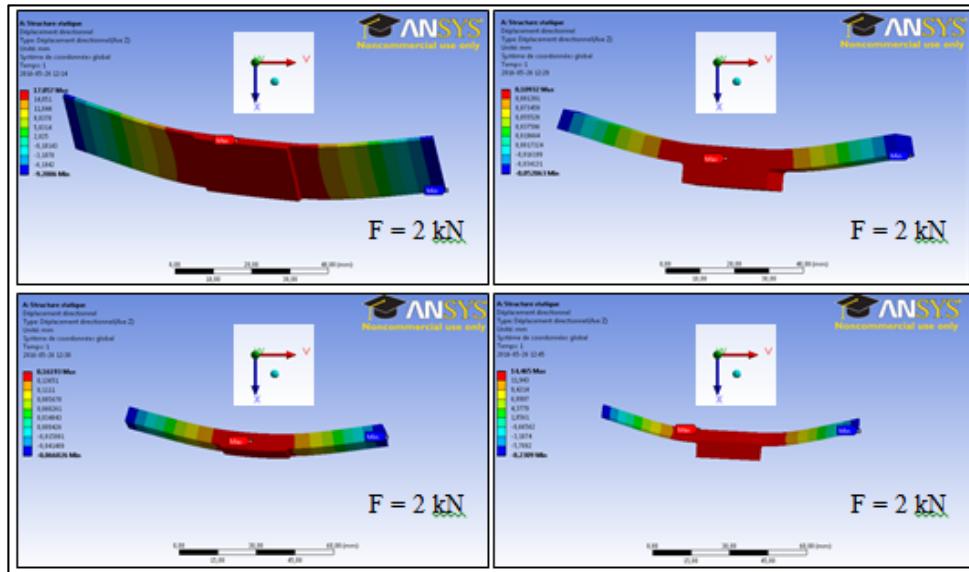


Figure 4-2 Représentation du niveau de déplacement des éprouvettes.

Tableau 4-2 Niveaux des déplacements.

Configuration des plaques en (mm/mm)	Déplacement en (mm)
1.02/1.02	17.85
6/6	0.10
6/1.02	0.16
1.02/6	14.86

L'épaisseur des plaques choisies pour fabriquer les éprouvettes, est de 6 mm, ce choix est fait pour pouvoir atteindre les hautes fréquences et ainsi d'effectuer le nombre d'essais requis dans les délais planifiés.

4.2 Résultats des campagnes de brasage

4.2.1 Résultats des essais de brasage pour un fini de surface variable

Pour montrer la pertinence d'un fini de surface poli miroir sur les résultats de brasage. Les surfaces du substrat à comparer sont polis avec des papiers de carbure de silicium de 80 grains seul, et des surfaces allant de 80 à 600 grains et d'autres allant de 80 jusqu'à 1200 grains.

4.2.1.1 Cycles et conditions de brasage utilisés

Le brasage à 900°C des joints de Ti-6Al-4V avec le Ti-20Zr-20Ni-20Cu comme métal d'apport s'est déroulé selon les conditions suivantes : après un taquage des plaques sur les côtés par le métal d'apport pour fixer le gap entre les plaques à assembler, nous procérons au nettoyage à l'acétone, ensuite les plaques sont mises sur une plaque en titane et plongées dans le four soumis à un vide poussé de $1.6 \cdot 10^{-5}$ mbar. Sur l'ensemble des fournées nous faisons des cycles thermiques commandées (en bleu) et nous enregistrons à l'aide d'un thermocouple les températures atteintes au cœur de l'échantillon (en rouge), ce qui permet de voir s'il y a un dépassement des températures souhaitées. Le cycle thermique de la Figure 4-3 correspond à un temps de maintien à l'isotherme de 80 min.

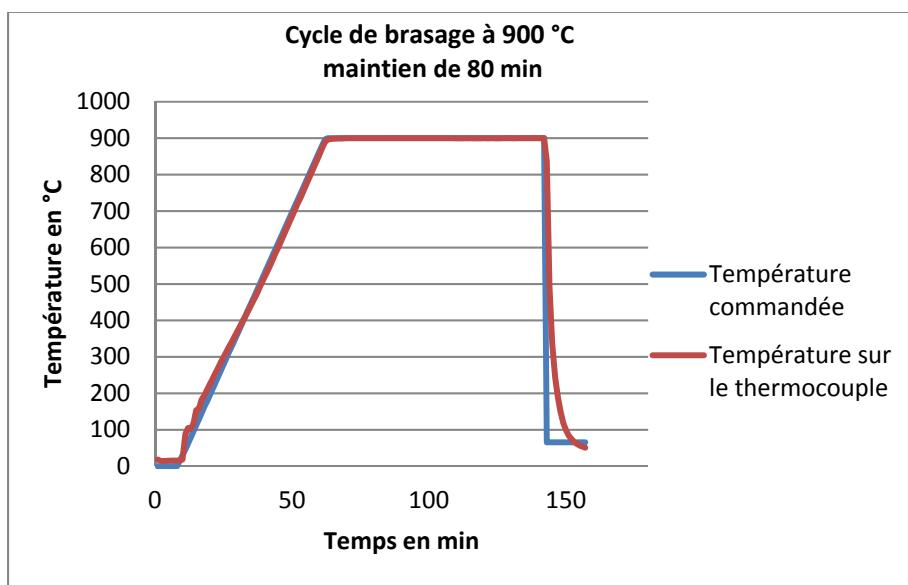


Figure 4-3 Cycle de brasage de la 1ère fournée.

4.2.1.2 Microscopie optique

Dans cette analyse, seul le centre du joint fera l'objet d'une observation comparative. Trois (3) joints brasés ont fait l'objet d'analyse chacun a été découpé pour fournir l'information sur le centre du joint, mais seulement deux joints feront l'objet de discussion dans cette section.

L'examen microscopique permet de distinguer la présence et l'évolution des zones dans le joint en fonction du fini de surface du substrat. Figure 4-4 présente un joint brasé à 900°C pendant 80 minutes à un fini de surface obtenu par 80 grains. On observe une couche centrale qui a la même composition chimique du métal d'apport Ti-20Zr-20Ni-20Cu. On constate également, une couche de couleur brune se formant en regard de la couche centrale qui peut être qualifiée comme une zone d'interdiffusion d'une longueur de 39 µm et une couche mince de lamelles allongées en bordure de la structure équiaxe du Ti-6Al-4V. La taille moyenne des lamelles est de 26µm. L'épaisseur totale du joint est de 251µm.

Avec un fini de surface de 80 grains, on constate également une importante quantité du métal d'apport au milieu du joint, qui peut être expliqué par une faible vitesse d'écoulement due à la surface rugueuse du substrat.



Figure 4-4 Joint brasé avec de la pâte à un fini de surface de 80 grain.

L'examen microscopique du joint brasé à 900°C pendant 80 minutes à un fini de surface obtenu par 1200 grains, a révélé sur la Figure 4-5:

Une érosion du métal d'apport non souhaitée vu la taille du gap de départ ($\approx 50 \mu\text{m}$). Le développement d'une couche mince de lamelles. Une interface de brasage de taille finale de 190 µm.



Figure 4-5 Joint brasé avec de la pâte à un fini de surface de 1200 grain.

En comparant les résultats des deux finis de surface à 80 grains et 1200 grains, nous constatons une différence d'épaisseurs finales aux centres des joints de 60 μm , ce résultat est répétable sur deux échantillons avec une légère différence des épaisseurs. Ce qui permet de conclure qu'un polissage miroir est nécessaire pour un bon étalement du métal d'apport sur le métal de base.

4.2.2 Résultats des essais pour un temps de maintien prolongé

Afin d'améliorer les résultats de la fournée nous avons procédé à des modifications dans le cycle thermique. L'observation microstructurale permettra de mettre en avant l'importance de ces modifications.

4.2.2.1 Cycles et conditions de brasage utilisés

Les mêmes conditions de brasage de la première session sont reproduites avec des modifications dans le cycle thermique. Le cycle thermique utilisé pour cette session de brasage diffère de celui d'avant par une modification de la vitesse de montée en température et celle du refroidissement. Ainsi, un palier d'homogénéisation de 20 minutes est ajouté à 760°C pour mettre l'ensemble des assemblages et le four à température égale. S'ensuit une montée en température jusqu'à 900°C avec une vitesse de chauffe de 17°C/min, puis une stabilisation à 900°C de 120 minutes au lieu de 80 minutes, et pour éviter un gradient de température élevée qui pourrait causer des fissures au niveau du joint, nous avons choisi un

refroidissement piloté d'environ $-10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$ jusqu'à $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, suivi d'un maintien de 5 minutes et d'une trempe au gaz d'argon. La Figure 4-6 présente le cycle thermique décrit.

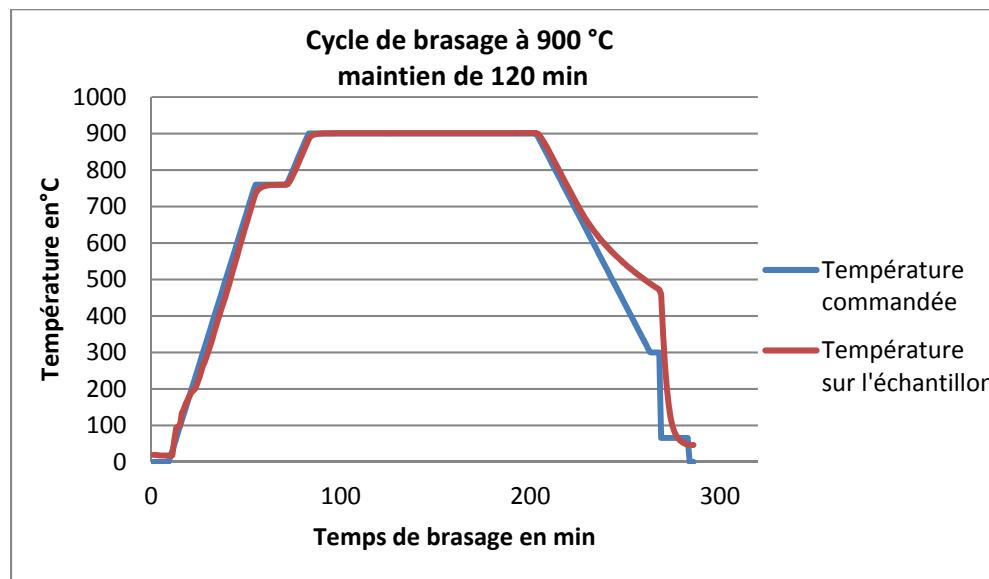


Figure 4-6 Cycle de brasage de 2ème fournée.

4.2.2.2 Microscopie optique

Dans cette analyse, trois zones du joint font l'objet d'observation, les rayons de raccordement et le centre du joint. L'examen au microscope optique permet d'observer : Une érosion du métal de base, due à l'excès de la pâte utilisée. La présence des porosités irrégulières peut être expliquée par une ségrégation des éléments comme le zirconium avec une grande concentration ce qui génère de phases qui ont des températures de solidification différentes et du fait que la matière n'a pas suffisamment de temps pour se solidifier, donc elle reste figée et crée des cavités. Cet examen a permis également de mettre en avant l'influence du temps de brasage prolongé et un refroidissement piloté sur l'amélioration de la qualité du brasage. Ainsi, nous observons sur la Figure 4-7 le développement des lamelles au centre du joint, qui raccordent les deux substrats du Ti-6Al-4V et les joints ne présentent pas de fissures après découpe au niveau des rayons de raccordements. Mais, il y a toujours une présence d'alpha-cases d'une dureté 726 HV.

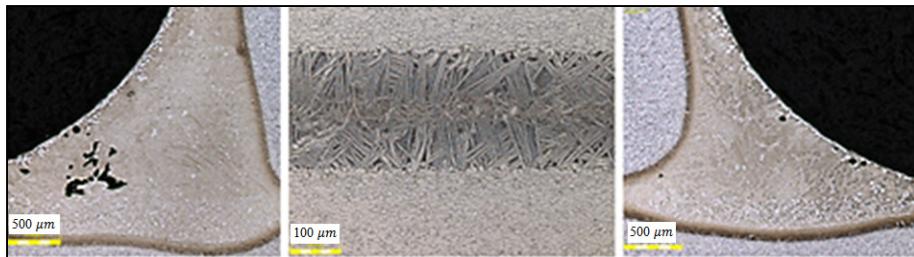


Figure 4-7 Joint brasé à 900°C pendant 120 minutes à un fini de surface de 1200 grain et de la pâte pour métal d'apport.

Comme proposition pour diminuer l'érosion du métal de base, il est recommandé d'utiliser une seringue à aiguille fine pour contrôler l'injection de la pâte, cette technique servira à mettre la quantité de pâte suffisante.

4.2.2.3 Comparaison des résultats observés à 80 min et 120 min

En comparant les résultats de la 1^{ère} fournée et ceux de la 2^{ème} fournée (voir Figure 4-8), on remarque que plus le temps de maintien est long plus les lamelles se développent. Ainsi, le taux de refroidissement du cycle de brasage n'intervient pas dans la formation de ces lamelles contrairement, à ce qui est mentionné dans les analyses de Rémi Chabrol. En l'occurrence, on trouve des lamelles de petites tailles pour une vitesse de refroidissement non-piloté et rapide de la première fournée et des lamelles qui raccordent les substrats du métal de base pour une vitesse de refroidissement moins rapide de la 2^{ème} fournée.



Figure 4-8 a) Joint brasé à 900°C pendant 80 minutes,
 b) Joint brasé à 900°C pendant 120 minutes.

On peut tirer de cette comparaison que l'augmentation du temps de brasage permettrait une grande diffusion du métal d'apport vers le métal de base.

4.2.3 Résultats des essais pour un temps de maintien prolongé

4.2.3.1 Cycles et conditions de brasage utilisés

À la différence de la dernière session de brasage deux paramètres ont été changé un temps de maintien plus long au niveau de l'isotherme de brasage prolongé à 140 min (voir Figure 4-9) et une quantité de pate contrôlée par une seringue graduée.

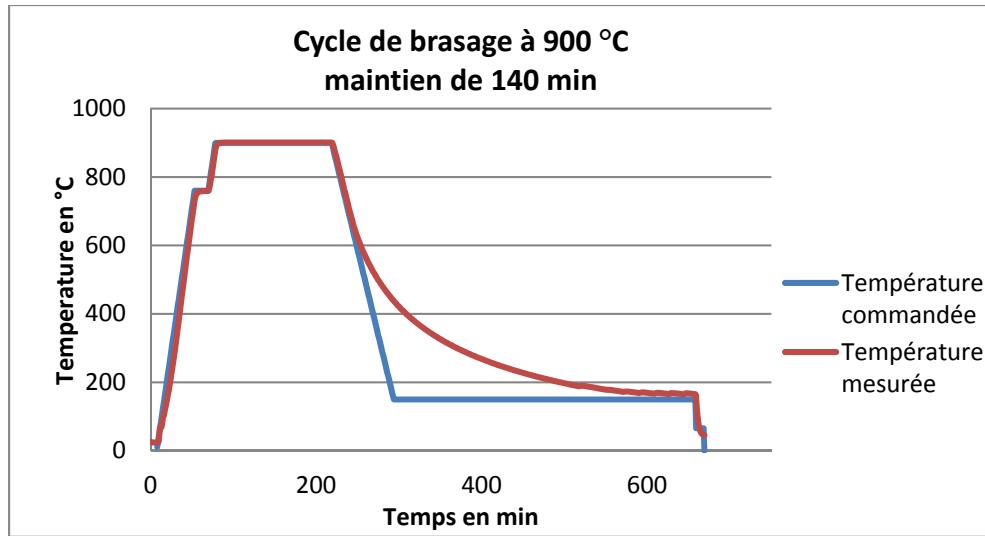


Figure 4-9 Cycle de brasage de 3ème fournée.

4.2.3.2 Microscopie optique

La Figure 4-10 d'un joint brasé sous ces nouvelles conditions de brasage, révèle une présence importante des phases oxydées en surface et à l'intérieur du joint qui peuvent provenir soit des inclusions d'air lors du jet d'argon, de la qualité du vide ou lors de la préparation des échantillons. On observe également une érosion du métal de base sur une profondeur de 324 µm proche du filet droit et une présence de porosité.

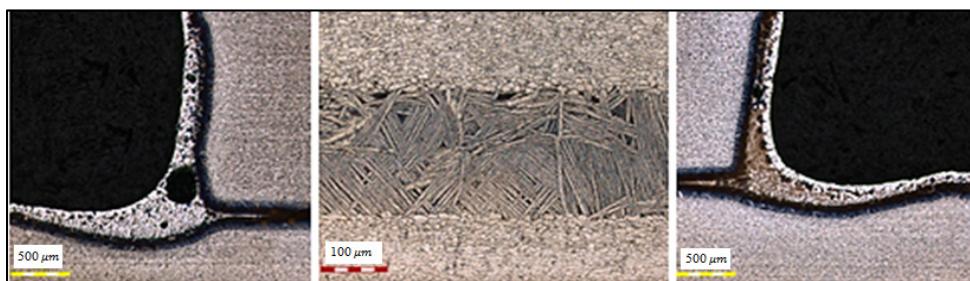


Figure 4-10 Joint brasé à 900°C pendant 140 minutes.

Pour remédier à ces problèmes, il est proposé tout d'abord, de prolonger le palier de refroidissement avant l'injection du gaz d'argon jusqu'à un refroidissement du joint, et il est recommandé d'utiliser des éponges en titane pour absorber les résidus et éliminer les phases blanches due à la qualité du vide.

4.2.4 Résultats des essais pour une lente vitesse de chauffe

Les essais de brasage réalisés avec le cycle thermique modifié de la Figure 4-11, ont présenté des résultats bien améliorés comparé aux autres sessions de brasage. L’observation microstructurale permettra de mettre en avant l’importance d’une lente chauffe après le palier d’homogénéisation.

4.2.4.1 Conditions de brasage

Le cycle de brasage commandé de la 3^{ème} session de brasage est repris avec une vitesse de chauffe de 6.5 (C/min) à partir de 610 °C.

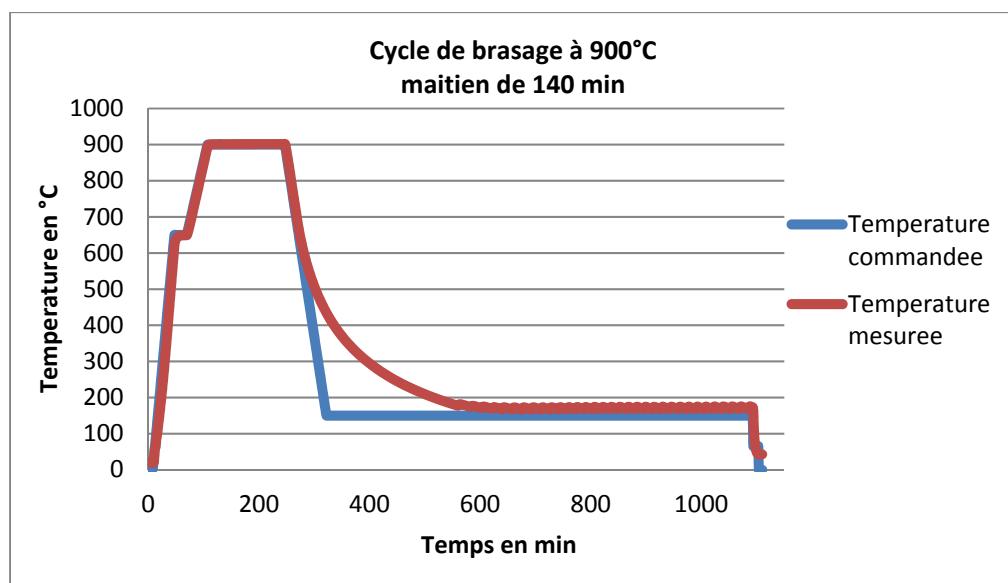


Figure 4-11 Cycle de brasage de 5ème fournée.

4.2.4.2 Microscopie optique

L’observation par microscope optique à démontrer une nette amélioration au niveau des rayons de raccordement de la Figure 4-12, une absence d’alpha-cases et un bon étalement du métal d’apport ce qui a permis de diminuer l’érosion du métal de base. Cependant, les porosités sont toujours présentent.

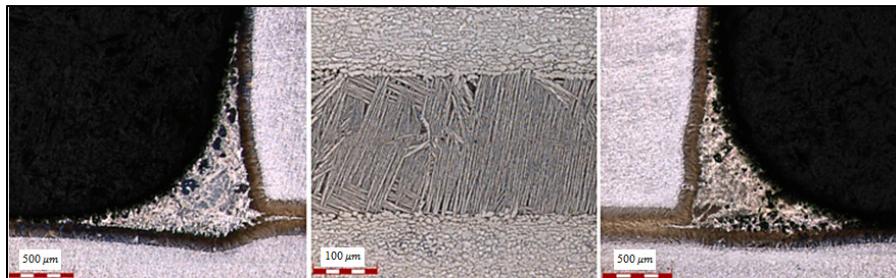


Figure 4-12 Joint brasé à 900°C pendant 140 minutes.

Le temps d'homogénéisation et la vitesse de chauffe lente ont permis d'étaler l'excès de la pâte loin des rayons ce qui favorise une formation d'un rayon de filet et de minimiser l'érosion dans cette zone. Cette dernière combinaison de paramètres de brasage semble la meilleure comparée aux paramètres des différents campagnes antécédentes.

Une revue de la littérature a permis de révéler que généralement, les porosités sur les bords et non pas au centre de l'échantillon, sont les résultats de la préparation métallographique. Pour valider cette information sur nos échantillons, il faut procéder à un plaquage au niveau des filets pour faire déplacer ces porosités irrégulières dans les nouveaux bords qui seront les couches de plaquage, un revêtement de 2 à 4 mm est requis.

4.2.5 Comparaison des résultats des campagnes de brasage

La Figure 4-13 est un élément qualitatif permettant de constater une nette amélioration au niveau des rayons de raccordement, un bon étalement, moins d'érosion et une absence d'alpha-cases dans le joint produit de la dernière image. Le temps d'homogénéisation et la vitesse de chauffe lente ont permis d'étaler l'excès de la pâte loin des rayons ce qui favorise une formation d'un rayon de filet et de minimiser l'érosion dans cette zone. Les mesures caractéristiques des zones observées sont présentées dans le Tableau A V-1 de l'ANNEXE V.

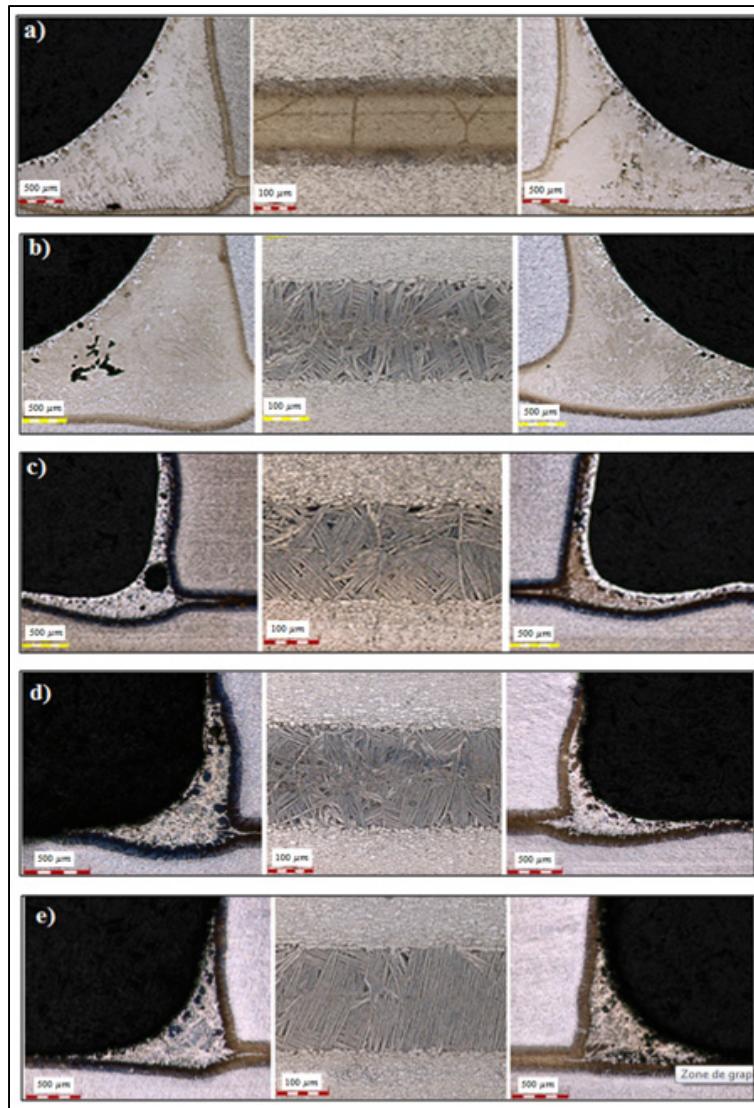


Figure 4-13 Résultats des campagnes de brasage.

Il convient de mentionner que le temps d’homogénéisation et le contrôle de la quantité de pâte déposée sur les joints, sont tous des paramètres à contrôler dépendamment des dimensions des plaques utilisées pour faire les assemblages brasés.

4.3 Résultats des essais de fatigue campagne de brasage 6

Différentes forces ont été appliquées de manière cyclique jusqu'à la rupture de l'échantillon. Les contraintes nominales ont été déterminées à partir des forces appliquées en simulation et à partir de la section la plus petite des éprouvettes, soit la partie qui comprend qu'une seule

épaisseur du métal de base (6 mm x 6 mm). Les cinq premiers échantillons ont été testés en fatigue de traction et la rupture des joints s'amorcent dans les zones prédictes par les simulations numériques.

4.3.1 Fatigue de traction

Les résultats de rupture des quatre échantillons testés en fatigue de traction sont présentés dans le Tableau 4-3. Les essais se sont déroulé à force contrôlée sous un rapport de charge $R=0.1$ et une fréquence de 20 Hz.

Tableau 4-3 Résultats de fatigue de traction.

Échantillon T i	Contrainte locale en MPa	Contrainte nominale en MPa	Nombres de cycles	État en fin d'essai
T 1	92	56	10^6	Fissures
	233	138	176 168	Rupture
T 2	140	84	10^6	Pas d'amorce
	164	98	10^6	Pas d'amorce
	187	112	10^6	Pas d'amorce
	210	125	10^6	Pas d'amorce
	233	138	10^6	Pas d'amorce
	257	152	10^6	Pas d'amorce
	284	166	10^6	Pas d'amorce
	305	180	595598	Rupture
T 3	284	166	10^6	Pas d'amorce
	305	180	36945	Rupture
T 4	284	166	10^6	Pas d'amorce
	305	180	42186	Rupture

En se référant aux limites d'endurances rapportées dans la littérature au paragraphe 1.3.6.2, les limites d'endurance estimées après les essais sont équivalentes à environ la moitié des valeurs observées dans la littérature, soit une limite d'endurance en fatigue de traction de 285 MPa. Deux facteurs principaux peuvent être à l'origine de cette baisse, tout d'abord, les joints testées dans la littérature sont des joints bout à bout de microstructure lamellaire. Contrairement, à la microstructure eutectique se trouvant sur les côtés pour former le raccordement de nos joints, il est donc normal d'observer une limite d'endurance plus faible. Le deuxième facteur est la géométrie des joints, qui présente des filets. Ces derniers constituent des concentrateurs de contrainte.

Tous les échantillons testés dans ce projet, sont supposés avoir le même rayon de raccordement et sont vides de microfissures qui peuvent provenir de l'usinage. Or, une grande différence de vie en fatigue est notée entre le premier échantillon T1 et le reste des échantillons. Cette faible limite d'endurance de l'échantillon T1, peut être due à une amorce introduite lors de l'usinage donc le facteur usinage élimine cet échantillon de la comparaison avec le reste des échantillons testés.

L'échantillon T2 a résisté à plusieurs niveaux de contraintes locales appliquées en commençant par une contrainte locale de 140 MPa, en passant par une contrainte locale de 164, de 187, de 210, de 233, de 257, de 284 MPa pendant un million de cycles pour chaque niveau de contrainte appliqué, jusqu'à la rupture à 595 598 cycles à un niveau de 305 MPa. Pas une grande différence de vies en fatigue sont notables entre les deux échantillons T3 et T4. Les deux échantillons ont supporté le même niveau de charge et persisté, respectivement, jusqu'à 36 945 cycles et 42 186 cycles. Alors, si on compare les vies en fatigue des trois échantillons T2, T3 et T4, l'analyse de leurs vies en fatigue devra donc se faire en conséquence des rayons de raccordement réels qui doivent être mesurés et les prendre en considération dans la simulation numérique afin d'obtenir l'état de contrainte réel correspondant à chaque joint testé.

4.3.2 Fatigue de flexion

Il convient de mentionner que l'essai s'arrête après une taille de fissure de 4 mm détectée sur l'éprouvette (voir Figure 4-14). Dans tous les joints testés, la fissure s'amorce dans le filet et se propage dans le métal de base.

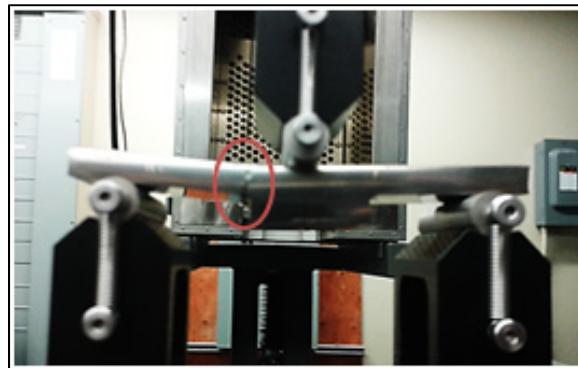


Figure 4-14 Éprouvette fissurée.

Le Tableau 4-4 présente les résultats de fatigue de flexion trois points avec un rapport de charge de $R=0.5$ et une fréquence de 15 Hz.

Tableau 4-4 Résultats de fatigue de flexion 3-points.

Échantillon F i	Charge en kN	Contrainte locale en MPa	Nombres de cycles	État en fin d'essai
F 1	0.9	150	10^6	Pas de fissure
	1.5	250	10^6	Pas de fissure
	1.8	300	10^6	Pas de fissure
	2.1	350	10^6	Pas de fissure
	2.3	380	393 650	Fissure
F 2	2.1	350	10^6	Pas de fissure
	2.25	370	960 808	Fissure
F 3	2.15	360	10^6	Pas de fissure
	2.25	370	598 664	Fissure

L'échantillon F1 a résisté à un incrément de contraintes locales appliquées en commençant par une contrainte locale de 150 MPa, en passant par une contrainte locale de 250, de 300, de 350 MPa pendant un million de cycles pour chaque niveau de contrainte appliqué jusqu'à la détection d'un fissure de 4 mm sur l'échantillon à 393 650 cycles à un niveau de 380 MPa, plus de détails sont présentés dans le Tableau 4-4. Quant à l'échantillon F2 a résisté pendant 960 808 cycles à une contrainte locale de 370 MPa après un million de cycles à une contrainte locale de 350 MPa. Et l'échantillon F3 a résisté pendant 598 664 cycles à une contrainte locale de 370 MPa après un million de cycles à une contrainte locale de 360 MPa. Les résultats des trois joints testés semblent cohérents et il n'y a pas une différence notable dans les vies en fatigue qui suscite l'interrogation. Au final, les échantillons testés ont perduré à une contrainte locale de 360 MPa, plus d'essais permettront de valider la répétabilité des résultats ou déclencher de nouvelles interrogations.

Il convient de mentionner que le tube de pate utilisé pour fabriquer les joints brasés dans cette campagne, était de mauvaise qualité, la pâte sort en paquet du tube.

4.4 Résultats des essais de fatigue campagne de brasage 7

En vue de valider les zones de sécurité dans le plan de Crossland, nous avons réalisé une deuxième campagne de brasage (7ème campagne de brasage dans le projet).

Trois échantillons ont fait l'objet d'essais de fatigue pour déterminer une limite d'endurance des joints brasés en flexion 3-points à un rapport de charge $R = 0.1$ et une fréquence de 15 Hz. Le Tableau 4-5 présente les résultats des essais de fatigue.

Tableau 4-5 Résultats de fatigue de flexion 3-points.

Échantillon F i (R=0.1)	Contrainte locale en MPa	Nombres de cycles	État en fin d'essai
F 1	285	10^6	Pas de fissure
	300	10^6	Pas de fissure
	320	10^6	Pas de fissure
	340	10^6	Pas de fissure
	350	10^6	Pas de fissure
	370	899 089	Rupture totale
F 2	350	10^6	Pas de fissure
	370	297 646	Rupture totale
F 3	350	10^6	Pas de fissure
	370	182 909	Rupture totale

L'échantillon F1 a résisté à un incrément de contraintes locales appliquées en commençant par une contrainte locale de 285 MPa, en passant par une contrainte locale de 300, de 320, 340 de 350 MPa pendant un million de cycles pour chaque niveau de contrainte appliqué jusqu'à la détection d'un fissure sur l'échantillon à 899 089 cycles à un niveau de 370 MPa, plus de détails sont présentés dans le Tableau 4-5. Quant à l'échantillon F2 a résisté pendant 297 646 cycles à une contrainte locale de 370 MPa après un million de cycles à une contrainte locale de 350 MPa. Et l'échantillon F3 a résisté pendant 182 909 cycles à une contrainte locale de 370 MPa après un million de cycles à une contrainte locale de 350 MPa. Les résultats des trois joints testés semblent cohérents et il n'y a pas une différence notable dans les vies en fatigue qui suscite plus d'investigation. La limite d'endurance à 10^6 cycles retenue est de 350 MPa en contrainte locale.

Le Tableau 4-6 présente les résultats de fatigue de flexion trois points à un rapport de charge $R = 0.5$ et une fréquence de 15 Hz. Pour déterminer une limite d'endurance des joints brasés en flexion 3-points à ce rapport de charge, trois échantillons ont fait l'objet d'essai de fatigue.

Tableau 4-6 Résultats de fatigue de flexion 3-points.

Échantillon F i ($R=0.5$)	Contrainte locale en MPa	Nombres de cycles	État en fin d'essai
F 1	370	10^6	Pas de fissure
	385	10^6	Pas de fissure
	400	10^6	Pas de fissure
	420	10^6	Pas de fissure
	440	995 257	Rupture totale
F 2	400	10^6	Pas de fissure
	420	10^6	Pas de fissure
	440	10^6	Pas de fissure
	450	216 115	Rupture totale
F 3	420	10^6	Pas de fissure
	440	103 284	Rupture totale

L'échantillon F1 a résisté à un incrément de contraintes locales appliquées en commençant par une contrainte locale de 285 MPa, en passant par une contrainte locale de 300, de 320, 340 de 350 MPa pendant un million de cycles pour chaque niveau de contrainte appliqué jusqu'à la détection d'un fissure sur l'échantillon à 899 089 cycles à un niveau de 370 MPa. Quant à l'échantillon F2 a résisté pendant 297 646 cycles à une contrainte locale de 370 MPa après un million de cycles à une contrainte locale de 350 MPa. Et l'échantillon F3 a résisté pendant 182 909 cycles à une contrainte locale de 370 MPa après un million de cycles à une contrainte locale de 350 MPa.

Les résultats des trois joints testés semblent cohérents et il n'y a pas une différence notable dans les vies en fatigue qui suscite plus d'investigation. La limite d'endurance à 10^6 cycles retenue est de 420 MPa en contrainte maximale locale.

Avec les mêmes conditions d'essai de fatigue. Les limites d'endurance obtenues par cette fournée (7ème campagne de brasage) semblent meilleures comparées à ceux obtenues par la 6ème campagne de brasage, ce qui explique que la qualité de la pâte est un facteur majeur dans l'amélioration de la vie en fatigue des joints brasés.

Le Tableau 4-7 présente les résultats de fatigue de flexion trois points à un rapport de charge $R = 0.7$ et une fréquence de 15 Hz.

Tableau 4-7 Résultats de fatigue de flexion 3-points.

Échantillon F i ($R=0.7$)	Contrainte locale en MPa	Nombres de cycles	État en fin d'essai
F 1	420	10^6	Pas de fissure
	440	10^6	Pas de fissure
	450	10^6	Pas de fissure
	470	10^6	Pas de fissure
	485	763 439	Rupture totale
F 2	470	10^6	Pas de fissure
	485	10^6	Pas de fissure
	500	10^6	Pas de fissure
	520	10^6	Pas de fissure
	535	10^6	Pas de fissure
	550	10^6	Pas de fissure
	570	10^6	Pas de fissure
	585	572 993	Rupture totale

L'échantillon F1 a résisté à un incrément de contraintes locales appliquées en commençant par une contrainte locale de 420 MPa, en passant par une contrainte locale de 440, de 450, de 470 MPa pendant un million de cycles pour chaque niveau de contrainte appliqué jusqu'à la rupture de l'échantillon à 393 650 cycles à un niveau de 485 MPa, plus de détails sont présentés dans le Tableau 4-7. Quant à l'échantillon F2 a résisté pendant 572 993 cycles à une contrainte locale maximale de 585 MPa, après un million de cycles à une contrainte locale de 570 MPa.

Il y a une différence notable dans les vies en fatigue des deux joints ceci nécessite plus d'investigation pour expliquer ce décalage à travers l'observation des faciès de rupture des deux échantillons. Pour une fin de sécurité la plus petite limite d'endurance atteinte à 10^6 cycles est prise pour former la zone de sécurité de Crossland, à savoir une limite d'endurance de 470 MPa.

4.5 Critère de fatigue multiaxiale

Cette section permettra de mettre en application le critère Crossland, afin d'estimer numériquement un niveau de charge que peut supporter un joint en T en flexion pendant un million de cycles. Les valeurs obtenues théoriquement nécessitent une validation expérimentale.

4.5.1 Formulation du critère de fatigue

Les résultats des essais de fatigue sont exploités pour calculer les grandeurs du critère de Crossland. Le calcul se fait par Code Aster et ne nécessite aucun maillage. Il convient de rappeler que les joints testés en fatigue de traction à un rapport de charge $R = 0.1$, ont une limite d'endurance $\sigma_{DT} = 284$ MPa et les joints testés en fatigue de flexion trois points sous rapport de charge $R=0.5$, ont une limite d'endurance $\sigma_{DF} = 360$ MPa. L'état de contrainte est le résultat d'une simulation numérique en chargement statique qui permet de donner toutes les composantes de l'état de contrainte sous forme d'une matrice données ci-dessous :

$$[\bar{\sigma}] = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{zx} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad (4.1)$$

La matrice de l'état de contrainte relative à la limite d'endurance de traction :

$$[\bar{\sigma}] = \begin{bmatrix} 284 & 10 & 89 \\ 10 & 48 & 19 \\ 89 & 19 & 68 \end{bmatrix} \quad (4.2)$$

La matrice de l'état de contrainte relative à la limite d'endurance de flexion 3-points :

$$[\bar{\sigma}] = \begin{bmatrix} 360 & 23 & 172 \\ 23 & 111 & 33 \\ 172 & 33 & 212 \end{bmatrix} \quad (4.3)$$

Les grandeurs de Crossland correspondants à ces états de contraintes sont calculées par les formules suivantes implémentées dans Code Aster (TRAN, 2012). Les valeurs sont données dans le

4.5.1.1 Formulation du critère de fatigue fournée 6

Le calcul des composantes ($\sigma_{H,max}, \sqrt{J_{2,a}}$) du plan de Crossland relatives aux limites d'endurance en traction et en flexion 3-points (voir. Tableau 4-8) permettent de tracer la droite de Crossland de la Figure 4-15.

Tableau 4-8 :

$$\sigma_{H,max} = \frac{1}{3} \text{tr}(\bar{\sigma}) \quad (4.4)$$

$$\bar{S} = \bar{\sigma} - \frac{1}{3} \text{tr}(\bar{\sigma}) \quad (4.5)$$

Avec \bar{S} est le déviateur de la matrice de contraintes $\bar{\sigma}$

$$\sqrt{J_{2,a}} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{1}{2} (s_{11}^2 + s_{22}^2 + s_{33}^2 + s_{12}^2 + s_{13}^2 + s_{23}^2)} \quad (4.6)$$

4.5.1.2 Formulation du critère de fatigue fournée 6

Le calcul des composantes ($\sigma_{H,max}$, $\sqrt{J_{2,a}}$) du plan de Crossland relatives aux limites d'endurance en traction et en flexion 3-points (voir. Tableau 4-8) permettent de tracer la droite de Crossland de la Figure 4-15.

Tableau 4-8 Les grandeurs du critère de Crossland obtenues par Code Aster.

	$\sigma_{H,max}$	$\sqrt{J_{2,a}}$
Traction R=0,1	133.4	71.8
Flexion 3-points R=0,5	227.86	54.28

Dans cette étude le chargement est proportionnel, il est présenté sur la Figure 4-15 par une droite partant de l'origine du plan de Crossland. Le deuxième point de cette droite est déterminée à partir de l'état de contrainte du joint en T (voir. Figure 4-17). L'état de contrainte obtenu par l'application d'une charge donnée, permet de calculer les composantes du plan de Crossland comme définit précédemment.

Le point d'intersection entre les deux droites du graphe (voir. Figure 4-15), constitue le chargement critique que peut supporter le joint en T pendant un million de cycle. Par calcul des coordonnées de ce point dans le plan de Crossland, et à l'aide du calcul inverse nous pouvons remonter à la charge critique pour un million de cycles. La limite d'endurance estimée pour un joint brasé en T, est de 164 MPa.

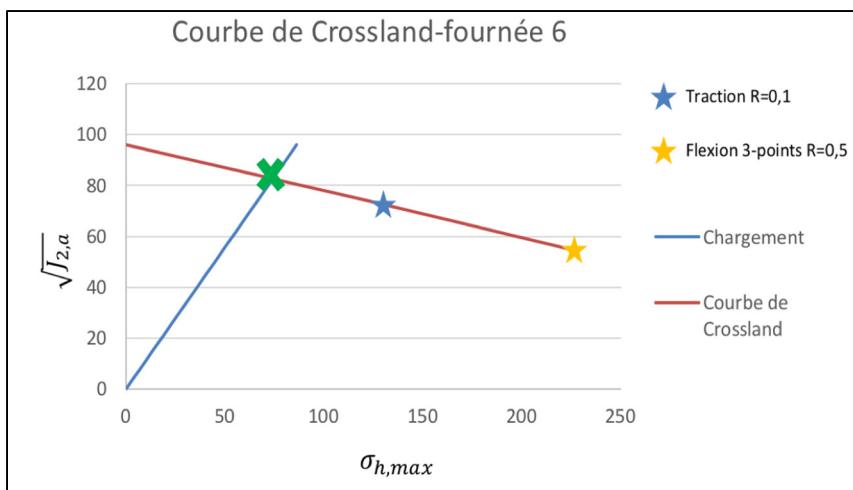


Figure 4-15 Application du critère de Crossland aux joints brasés en Ti-6Al-4V.

L'extrapolation de la droite de Crossland obtenue à partir de données de fatigue sur des échantillons, a permis d'estimer une limite d'endurance en torsion de 96 MPa. Cette valeur théorique de la limite d'endurance semble réaliste, car il est généralement constaté une limite d'endurance en torsion plus faible qu'en traction. Pour valider cette valeur il serait nécessaire d'effectuer un grand nombre d'essai sur d'autres configurations de joints brasés sous différents rapports de charge.

Tableau 4-9 Les grandeurs du critère de Crossland obtenues par Code Aster.

	$\sigma_{H,max}$	$\sqrt{J_{2,a}}$
Flexion 3-points R=0,1	223	95,4
Flexion 3-points R=0,5	276	66,1
Flexion 3-points R=0,7	308	44

4.5.1.3 Formulation du critère de fatigue fournée 7

Pour la formulation du critère de Crossland pour cette fournée, nous avons réalisé des essais de fatigue de flexion 3-points avec trois rapport de charge, afin d'éviter les délais d'usinage des éprouvettes de traction.

Le point d'intersection entre les deux droites, constitue le chargement critique que peut supporter le joint en T pendant un million de cycle. De la manière que le cas précédent (voir. Paragraphe 4.5.1.2), nous pouvons remonter à la charge critique pour un million de cycles estimée à 285 MPa pour cette configuration du joint brasé en T.

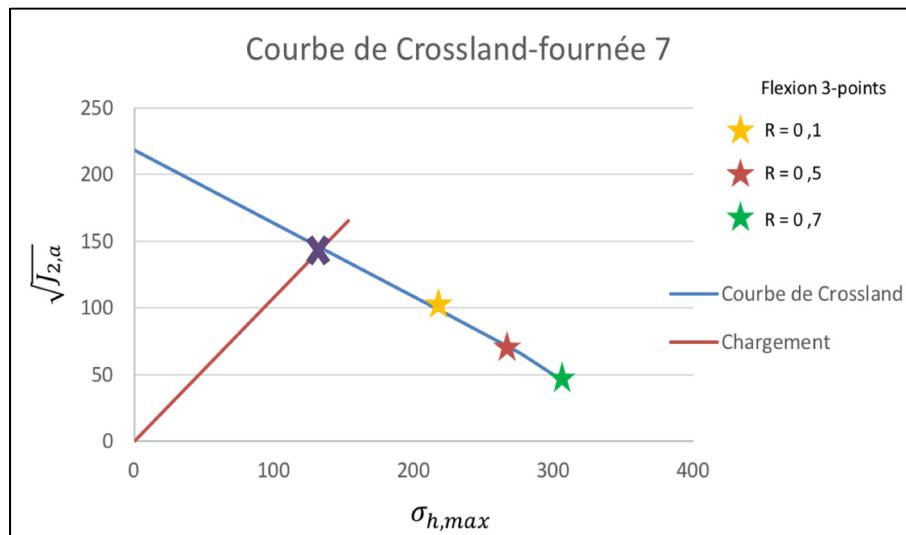


Figure 4-16 Application du critère de Crossland aux joints brasés en Ti-6Al-4V.

L'extrapolation de la ligne de Crossland obtenue à partir de données de fatigue sur des échantillons, a permis d'estimer une limite d'endurance en torsion de 218 MPa. Cette limite d'endurance peut être utilisée pour d'éventuelles applications en torsion.

4.5.2 Estimation de la charge d'un joint en T

La Figure 4-17 présente un joint en T fait de plaque de 1.02 mm avec un rayon de raccordement de 1 mm soumis à une série de chargement (voir **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**).

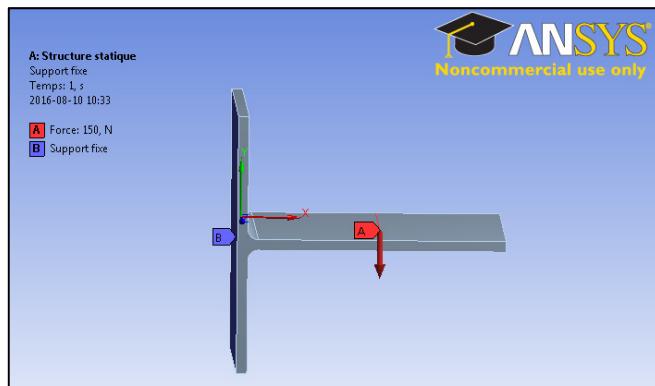


Figure 4-17 Conditions aux limites d'un joint en T.

La zone de sécurité délimitée par Crossland, permet de faire l'estimation d'une charge du joint en T en flexion, sous rapport de charge en fatigue $R = -1$ pendant un million de cycles.

La Figure 4-18 présente l'intersection du chargement (droite de chargement en vert) avec les droites de Crossland obtenues par les résultats de fatigue des deux fournées de brasages. La charge critique estimée par le critère de Crossland est de 164 MPa (resp. 285 MPa) pour la campagne de brasage 6 (resp. la campagne de brasage 7).

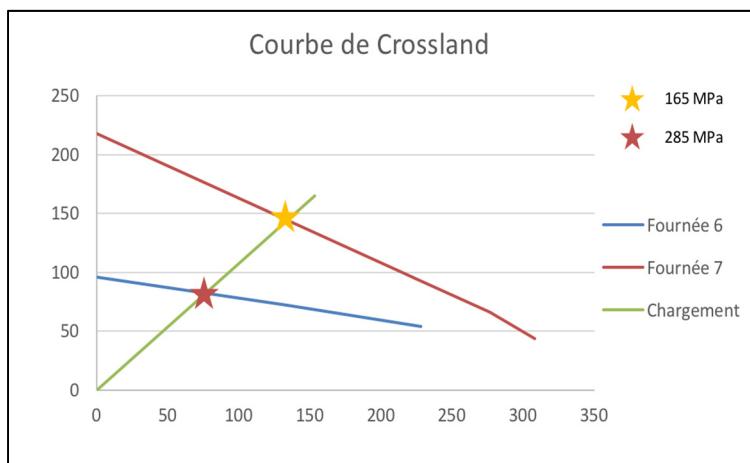


Figure 4-18 Application du critère de Crossland aux joints brasés en Ti-6Al-4V.

Nous constatons un large décalage entre les droites de Crossland obtenues par les échantillons de fatigue des deux fournées 6 et 7, ceci peut être expliqué par les images de fractographies de la Figure 4-19. Sur l'échantillon de la fournée 6 l'amorçage se fait suivant

une ligne entière, et la propagation se poursuit suivant cette ligne, ceci est signe de l'existence d'une large zone fragile. De plus les échantillons de cette fournée possèdent une zone eutectique d'une largeur moyenne qui dépasse $200 \mu\text{m}$, signe d'une grande érosion du métal de base. Sachant que l'érosion fragilise le joint ainsi, elle diminue la vie en fatigue. En cas du joint de la fournée 7, nous avons quelques sites d'amorçage ce qui permet de dire que certaines zones du joint sont moins fragiles, ce qui explique la résistance du joint en fatigue à des niveaux de contraintes plus élevée.

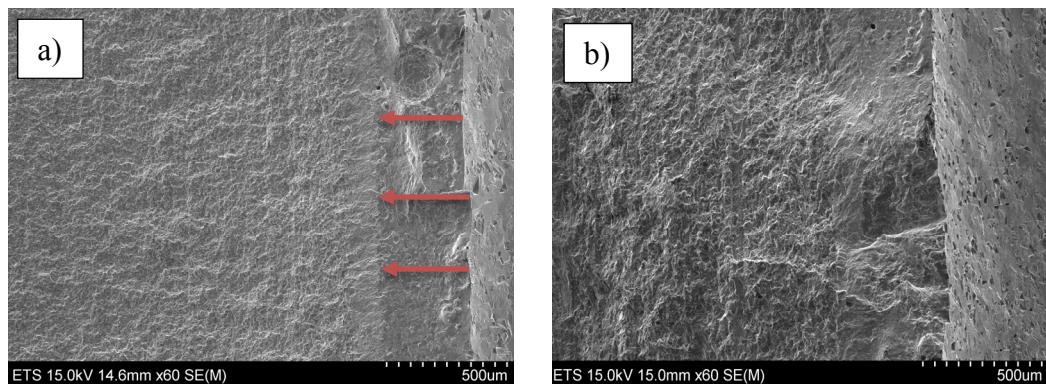


Figure 4-19 : Zone d'amorçage a) échantillons fournée 6,
b) échantillon fournée 7

Pour pouvoir utiliser ces résultats à l'échelle industrielle, il serait nécessaire de faire une validation de ces résultats suivant les normes industriels en reproduisant les mêmes conditions de brasage, en tenant compte des paramètres externes au cycle de brasage comme l'atmosphère de brasage qui doit être bien contrôlée, afin de réduire des phases fragilisantes du joint comme les alpha-cases, et un deuxième facteur très intéressant, concerne la pâte qui doit être d'une bonne qualité pour permettre un bon étagement sur les rayons de raccordement.

CONCLUSION

L'objectif principal de ce projet était d'évaluer la tenue en fatigue des joints brasés en alliage de titane Ti-6Al-4V avec comme métal d'apport Ti-20Ni-20Zr-20Cu, en tenant compte de la multiaxialité de contrainte. Le premier objectif spécifique était de fabriquer des échantillons brasés contenant un minimum de défauts de fabrication. Le deuxième objectif spécifique consistait à obtenir les limites d'endurance des joints brasés à partir des essais de fatigue de flexion et de traction. Le troisième objectif spécifique était d'utiliser les données expérimentales de fatigue de flexion et de traction pour prédire l'amorçage des fissures dans les joints brasés, à l'aide des critères de fatigue multiaxiale.

Dans un premier temps, les campagnes effectuées en variant les paramètres ont permis de révéler les paramètres clés du brasage du Ti-6Al-4V. Les résultats visualisés par microscope ont montré que la meilleure combinaison des paramètres de brasage est celles obtenues lors de la fournée 5 pour cette géométrie des joints. Ensuite, des simulations ont été menées sous Ansys pour dimensionner les éprouvettes représentant des joints brasés avec un rayon de raccordement standard. Un deuxième objectif des simulations, était de déterminer l'état de contrainte pour une série de charges appliquées lors des essais expérimentaux de fatigue. Les essais de fatigue ont été effectués sur deux configurations des joints brasés. Les limites d'endurance déterminées par les essais de fatigue ont permis d'identifier les points d'une ligne délimitant la zone de sécurité dans le plan de Crossland. Finalement, une méthodologie de mise en œuvre d'un critère de fatigue a été présentée à travers un exemple d'application effectuée sur un joint en T. Des essais expérimentaux de fatigue sur des joints en T en flexion, permettront la validation des charges estimées sécuritaires pour un million de cycles.

RECOMMANDATIONS

Les améliorations requises pour obtenir de meilleurs résultats en fatigue, reposent principalement sur l'amélioration des conditions de brasage, à savoir il est nécessaire d'utiliser des éponges en titane ou des feuilles en titane pour absorber les résidus dans le four responsables à la formation des alpha-cases dans les joints. Il faut également toujours s'assurer d'une bonne qualité du vide dans la fournaise. Prolonger ou diminuer le temps du palier d'homogénéisation en fonction des dimensions des plaques des assemblages brasés. Utiliser des dispositifs de maintien des plaques moins encombrantes et qui présente un minimum d'inertie thermique pour diminuer l'épaisseur du joint brasé.

En second lieu, il faut effectuer un grand nombre d'essais pour s'assurer d'une répétabilité des résultats sur les limites d'endurance, car le nombre d'essais de fatigue réalisés est très faible. Et il est recommandé de choisir des configurations de joints à tester qui ne nécessitent pas une intervention supplémentaire comme l'usinage, car les microfissures introduites d'usinage rendent difficile l'évaluation exacte des joints brasés. Et finalement pour valider les zones de sécurités estimées par Crossland, il serait intéressant d'appliquer d'autres critères de fatigue dont les grandeurs sont programmées dans Code Aster comme les critères de Sines, Dang Van et Matake.

ANNEXE I

MÉTHODE GÉNÉRALE D'ÉVALUATION DE FATIGUE

L'état de contraintes en un point p d'un solide est donné par un tenseur de contraintes en coordonnées cartésiennes \mathbf{S} (voir Figure-A I-1) :

$$\mathbf{S} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{zx} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad (4.7)$$

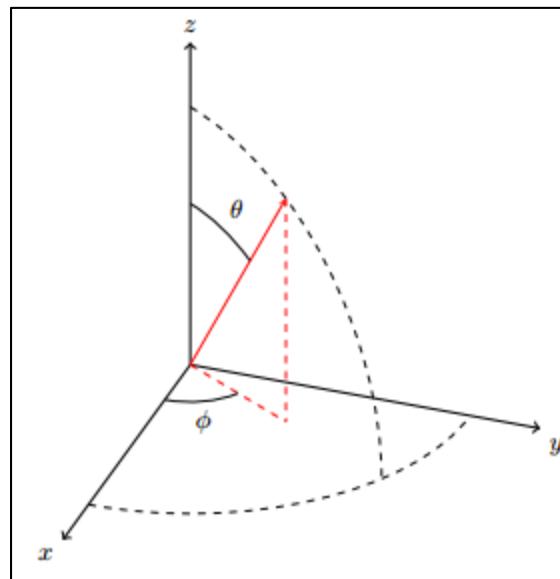


Figure-A I-1 Système de coordonnées 3D
(Bruun, 2013)

Le vecteur normal unitaire passant par le point p , et caractérisé par les coordonnées polaires θ avec l'axe z et l'angle d'azimut ϕ avec l'axe x dans un système de coordonnées 3D figure 1 peut être écrit sous la forme suivante :

$$n^T = [sin\theta \cos\phi \quad sin\theta \cos\phi \quad cos\phi] \quad (4.8)$$

La projection normale du vecteur contrainte sur le plan, est donnée par :

$$s = \mathbf{S}n \quad (4.9)$$

La contrainte normale et de cisaillement sur le plan est :

$$\sigma = n^T s = n^T \mathbf{S} n \quad (4.10)$$

$$\tau = s - \sigma n \quad (4.11)$$

La méthode d'évaluation de la fatigue en cas de chargement proportionnel ou non-proportionnel varie dépendamment du critère choisi. Dans l'objectif d'évaluer tous les critères, un algorithme général est élaboré pour un cas de contrainte plane, qui pourrait être étendu à un cas de contraintes tridimensionnel.

- 1- Déterminer les paramètres matériaux nécessaires à l'évaluation de fatigue. Ceci concerne les limites d'endurance et les valeurs de sensibilité à la contrainte moyenne.
- 2- Déterminer les trois composantes de contraintes σ_x , σ_y et τ_{xy} , en fonction du temps.
- 3- Calculer les contraintes principales σ_1 , σ_2 , σ_3 au cours du temps.
- 4- Calculer les contraintes $\sigma(\phi)$, $\tau(\phi)$ dans les plans $\phi \in [0, 180^\circ]$ avec un pas de 1° le long de l'histoire de chargement.
- 5- Déterminer les trois composantes de contraintes σ_{xm} , σ_{ym} , τ_{xym} , $\sigma_m(\phi)$, $\tau_m(\phi)$.
- 6- Calculer les quantités couramment utilisées dans la formulation des critères de fatigue.
- 7- Évaluation de l'amorçage de fissures à partir des formulations du critère de fatigue.

L'histoire du chargement peut être obtenue à partir d'un capteur monté sur un composant lors de l'essai expérimental.

ANNEXE II

CERTIFICAT DU NIVEAU DE VIDE DE LA FOURNAISE DE BRASAGE



4151 Mainway
Burlington, Ontario L7L 5N9
Canada

Phone (905) 827-4171
Fax (905) 827-7489

July 30, 2014

Commissioning of Centre de Metallurgie du Quebec VAH2636 HV-2 Vacuum Furnace

VAC AERO Reference: Serial BM1304

CEGEP Reference: Asset

Furnace Performances:

Test Description	Requirements	Furnace Results	Notes
Ultimate Vacuum	10^{-5} Torr Range	1.6×10^{-5} Torr	Obtained after burnout (2200°F) and overnight vacuum cool. See attached Trend 1
Leak up Rate	5 mern/hr max	Less than 1 mern/hr	See attached Trend 2 (Results taken after burnout and overnight vacuum cool)
Pump down speed from atmosphere (empty furnace)	- 15min max to 80 mern - 20min max to 2.0×10^{-4} Torr	- 4min30s to 80 mern - 5min25s to 2.0×10^{-4} Torr	See attached Trend 3
Temperature Uniformity Survey	$\pm 10^{\circ}\text{F}$ at Survey Temperature of:	Temperature Deviation:	See attached Trend 4
	1000°F	-3.0°F / +4.6°F	
	1600°F	-4.9°F / +4.7°F	
	2200°F	-8.0°F / +5.7°F	

Based on the performance results recorded above, the furnace has passed the performance requirements listed in the specification above.

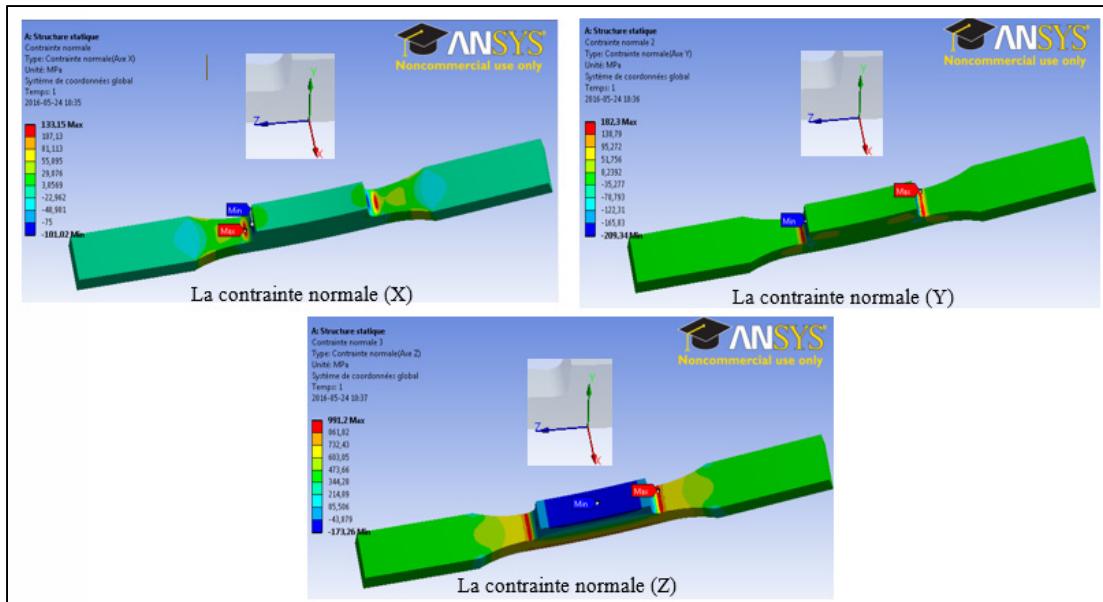
ANNEXE III

RÉSULTATS DES SIMULATIONS NUMÉRIQUES

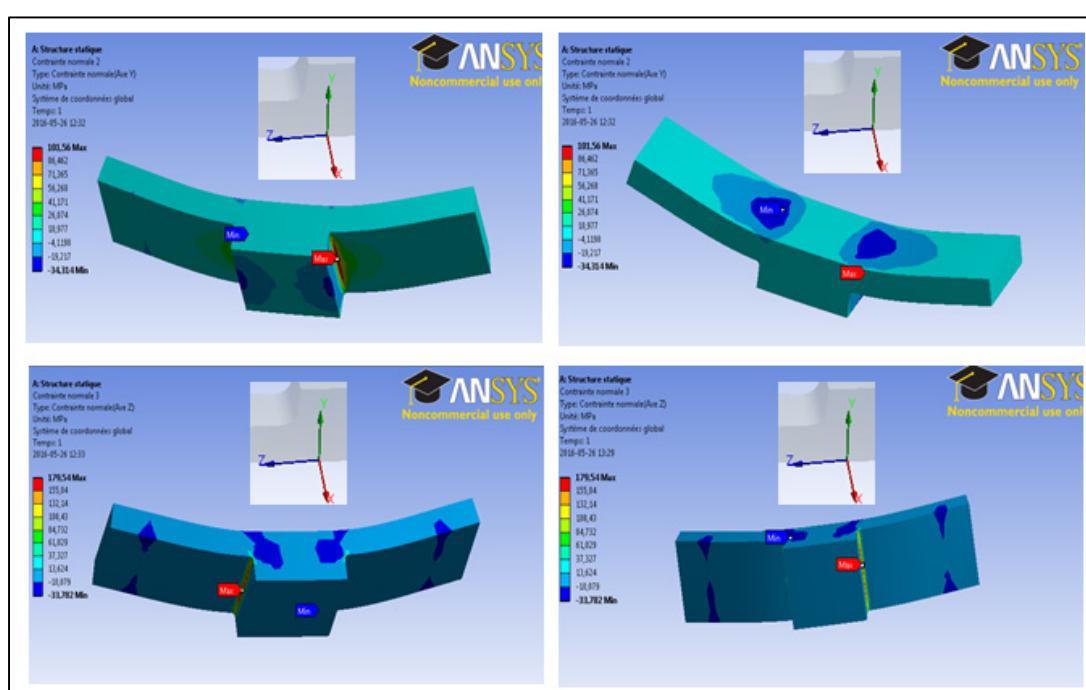
Maillage des éprouvettes

Maillage des éprouvettes de flexion		Maillage des éprouvettes de traction	
Nom de l'objet	Maillage	Nom de l'objet	Maillage
Etat	Résolu	Etat	Résolu
Réglages par défaut		Réglages par défaut	
Préférence physique	Mécanique	Préférence physique	Mécanique
Pertinence	0	Pertinence	40
Dimensionnement		Dimensionnement	
Utiliser la fonction de taille avancée	Désactivé	Utiliser la fonction de taille avancée	Désactivé
Centre de pertinence	Fin	Centre de pertinence	Fin
Taille des éléments	Par défaut	Taille des éléments	Par défaut
Taille d'élément initiale	Assemblage actif	Taille d'élément initiale	Assemblage actif
Lissage	Elevé	Lissage	Moyen
Transition	Lente	Transition	Rapide
Centre d'angle de course	Moyen	Centre d'angle de course	Grossier
Longueur d'arête minimale	0.20440 mm	Longueur d'arête minimale	1,50 mm
Inflation		Inflation	
Utiliser l'inflation tét. automatique	Aucun	Utiliser l'inflation tét. automatique	Aucun
Option Inflation	Transition lisse	Option Inflation	Transition lisse
Rapport de transition	0,272	Rapport de transition	0,272
Maximum couches	5	Maximum couches	5
Taux de croissance	1,2	Taux de croissance	1,2
Algorithme d'inflation	Pré	Algorithme d'inflation	Pré
Afficher les options avancées	Non	Afficher les options avancées	Non
Options conforme aux surfaces paramétriques		Options conforme aux surfaces paramétriques	
Mailler surfacique triangulaire	Contrôlé par le programme	Mailler surfacique triangulaire	Contrôlé par le programme
Avancés		Avancés	
Contrôle de forme	Mécanique standard	Contrôle de forme	Mécanique standard
Noeuds intermédiaires d'éléments	Contrôlé par le programme	Noeuds intermédiaires d'éléments	Contrôlé par le programme
Eléments à arêtes rectilignes	Non	Eléments à arêtes rectilignes	Non
Nombre de tentatives	Default (4)	Nombre de tentatives	Default (4)
Tentatives supplémentaires pour l'assemblage	Oui	Tentatives supplémentaires pour l'assemblage	Oui
Comportement de corps rigide	Dimensionnellement réduit	Comportement de corps rigide	Dimensionnellement réduit
Morphing de maillage	Désactivée	Morphing de maillage	Désactivée
Simplification		Simplification	
Tolérance de pincement	Veuillez définir	Tolérance de pincement	Veuillez définir
Générer le pincement au rafraîchissement	Non	Générer le pincement au rafraîchissement	Non
Simplification du maillage de base automatique	Activé	Simplification du maillage de base automatique	Activé
Tolérance de simplification	Par défaut	Tolérance de simplification	Par défaut
Statistiques		Statistiques	
Noeuds	323157	Noeuds	38215
Eléments	231229	Eléments	24921
Paramètres de maillage	Aucun	Paramètres de maillage	Aucun
Champ d'application		Champ d'application	
Nom de l'objet	Raffinement	Nom de l'objet	Raffinement
Etat	Totallement contraint	Etat	Totallement contraint
Définition		Définition	
Désactivé	Non	Désactivé	Non
Raffinement	3	Raffinement	3

Résultats de conception des éprouvettes de traction



Résultats de conception des éprouvettes de flexion 3-points



ANNEXE IV

FICHIER DE COMMANDES CODE ASTER

DEBUT();

TAUN1=DEFI_FONCTION(
 NOM_PARA='INST',
 VALE=(0.0 , 284 ,
 1.0 , 28.4 ,
 2.0 , 284 ,
 3.0 , 28.4 ,
 4.0 , 284 ,),);

TAUN2=DEFI_FONCTION(
 NOM_PARA='INST',
 VALE=(0.0 , 48.28 ,
 1.0 , 4.828 ,
 2.0 , 48.28 ,
 3.0 , 4.828 ,
 4.0 , 48.28 ,),);

TAUN3=DEFI_FONCTION(
 NOM_PARA='INST',
 VALE=(0.0 , 68.16 ,
 1.0 , 6.816 ,
 2.0 , 68.16,
 3.0 , 6.816,
 4.0 , 68.16,),);

TAUN12=DEFI_FONCTION(
 NOM_PARA='INST',
 VALE=(0.0 , 10.79 ,
 1.0 , 1.079,
 2.0 , 10.79 ,
 3.0 , 1.079 ,
 4.0 , 10.79,),);

TAUN13=DEFI_FONCTION(
 NOM_PARA='INST',
 VALE=(0.0 , 89 ,
 1.0 , 8.9,
 2.0 , 89 ,
 3.0 , 8.9 ,
 4.0 , 89,),);

```

TAUN23=DEFI_FONCTION(
    NOM_PARA='INST',
    VALE=(0.0, 19.312 ,
        1.0, 1.9312 ,
        2.0, 19.312,
        3.0, 1.9312 ,
        4.0, 19.312 ,),);
WHOL=DEFI_FONCTION(
    NOM_PARA='SIGM',
    VALE=(
    ),
    INTERPOL='LOG',
    PROL_DROITE='LINEAIRE',
    PROL_GAUCHE='LINEAIRE',);

MAT0=DEFI_MATERIAU(ELAS=_F(E=?,
    NU=0.3,
    ALPHA=0.0),
    FATIGUE=_F(WOHLER=WHOL,
    D0=?,
    TAU0=?,),);
#####
#-----#
TAB_1=POST_FATIGUE(CHARGEMENT='MULTIAXIAL',
    HISTOIRE=_F(SIGM_XX=TAUN1,
        SIGM_YY=TAUN2,
        SIGM_ZZ=TAUN3,
        SIGM_XY=TAUN12,
        SIGM_XZ=TAUN13,
        SIGM_YZ=TAUN23),
    TYPE_CHARGE='PERIODIQUE',
    DOMMAGE='WOHLER',
    MATER=MAT0,
    CRITERE='CROSSLAND',);

IMPR_TABLE(TABLE=TAB_1);

#

```

ANNEXE V

MESURE DES ZONES OBSERVÉES PAR MICROSCOPE

Tableau A V-1 Les mesures caractéristiques des zones observées

Filet gauche (μm)	Centre du joint (μm)	Filet droit (μm)
2779	190	2844,9
2905	219	2617
541	190	414
701	242	679
1050	208	1330

ANNEXE VI

L'ÉTAT DE CONTRAINTE D'UN JOINT EN T SOUMIS A UN CHARGEMENT DE 150 N

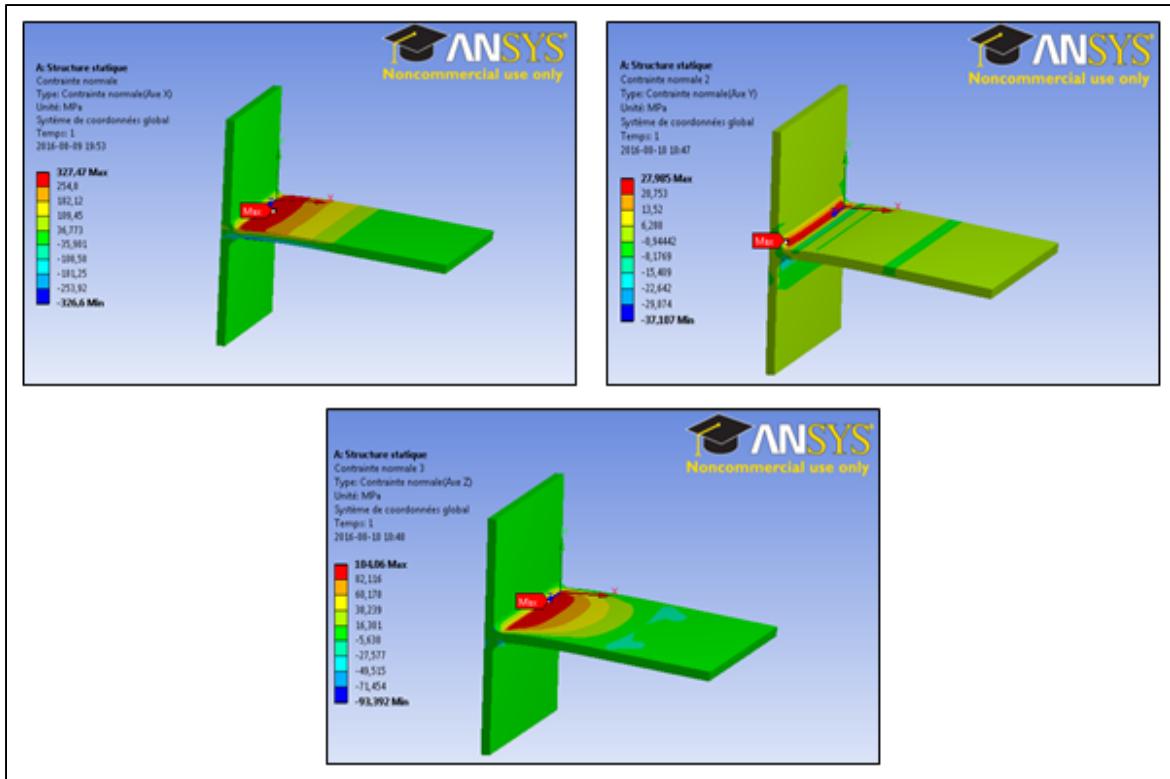


Figure-A VI-2

Résultats de simulation du joint en T.

L'état de contrainte du joint en T soumis à un chargement de 150 N :

$$\begin{pmatrix} 327,47 & 46 & 27 \\ 46 & 28 & 14 \\ 27 & 14 & 104,06 \end{pmatrix}$$

BIBLIOGRAPHIE

- Arafin, MA, M Medraj, DP Turner et P Bocher. 2007. « Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations ». *Materials Science and Engineering: A*, vol. 447, n° 1, p. 125-133.
- ASM. 2003. *Handbook of materials for medical devices*. ASM international.
- AWS. 1991. *Brazing handbook*. Miami, FL: American Welding Society.
- AWS (704). 2007. *Brazing handbook*, 5. Miami.
- Botstein, O, et A Rabinkin. 1994. « Brazing of titanium-based alloys with amorphous 25wt.% Ti-25wt.% Zr-50wt.% Cu filler metal ». *Materials Science and Engineering: A*, vol. 188, n° 1, p. 305-315.
- Brazing, American Welding Society Committee on, Soldering et Knovel. 2007. *Brazing handbook*, 5th ed.. Miami, FL: American Welding Society, 1 online resource (xxxvi, 704 p.) p.
- Brazing, Aws C. Committee on, et Soldering. 2007a. « 14.3 Brazing Furnaces ». In *Brazing Handbook (5th Edition)*. American Welding Society (AWS). < <http://app.knovel.com/mlink/pdf/id:kt0095WSO2/brazing-handbook-5th/brazing-furnaces> >.
- Veuillez sélectionner un type de document autre que « Generic » afin de faire afficher la référence bibliographique.
- Brossa, M, E Franconi, U Guerreschi, L Pierazzi, P Poggi et V Rustia. 1994. « Pre-and postirradiation properties of brazed joints of AISI 316L stainless steel ». *Journal of nuclear materials*, vol. 212, p. 1574-1578.
- Bruun, Oyvind Aleksander. 2013. « Fatigue Assessment of Components Subjected to Non-Proportional Stress Histories ».
- Campbell, F. C. 2006. « 6.10.2 Brazing ». In *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*. Elsevier. < <http://app.knovel.com/mlink/pdf/id:kt009XEE29/manufacturing-technology/brazing> >.
- Campbell, F. C. 2012a. « 5.14 Titanium Joining ». In *Lightweight Materials - Understanding the Basics*. ASM International. < <http://app.knovel.com/mlink/pdf/id:kt00AW5833/lightweight-materials/titanium-joining> >.

- Campbell, F.C. 2012b. *Lightweight Materials: Understanding the Basics*. ASM International.
- Chabrol, R. 2014. *Caractérisation du brasage du Ti-6Al-4V par le Ti-20Zr-20Ni-20Cu*.
- COMBRES, Yves. 2010. « Propriétés du titane et de ses alliages ».
- Combres, Yves, et Bernard Champin. 1984. *Traitements Thermiques des Alliages de Titane*. Ed. Techniques Ingénieur.
- Combres, Yves, et Bernard Champin. 1991. « La transformation des alliages de titane, Matériaux et techniques ».
- D.Radaj. 1990. « Design and analysis of fatigue-resistant welded structures ». *Abingdon Publishing*.
- Donachie, Matthew J. 2000. *Titanium: a technical guide*. ASM international.
- Doquet, Véronique. 2009. « Plasticité cyclique et amorçage de fissures en fatigue ». In *Endommagement et rupture des matériaux 1*, sous la dir. de Michel Clavel et Philippe, Bompard. p. 135-172. Coll. « Mécanique et Ingénierie des Matériaux »: Hermes Lavoisier. <<https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00505043>>.
- Duval, Arnaud. 2005. « Élaboration d'une méthodologie de dimensionnement à la fatigue et application élément finis sous Samcef ».
- Esmaeili, F, TN Chakherlou et M Zehsaz. 2014. « Prediction of fatigue life in aircraft double lap bolted joints using several multiaxial fatigue criteria ». *Materials & Design*, vol. 59, p. 430-438.
- Fabian, R. 1993. *Vacuum Technology: Practical Heat Treating and Brazing*. ASM International.
- Froes, F. H. 2015. « 1.4 The Metal Titanium ». In *Titanium - Physical Metallurgy, Processing, and Applications*. ASM International. <<http://app.knovel.com/hostname/pdf/id:kt00U9LET1/titanium-physical-metallurgy/the-metal-titanium>>.
- Furrer, David U, et S Lee Semiatin. 2009. *ASM Handbook: Fundamentals of modeling for metals processing. Volume 22A*, 22. Asm International.
- G.henaff, F.Morel. 2005. *Fatigue des structures - Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures - Matériaux - Structures*.

- G.Humpston, D. M. Jacobson. 1993a. In *Principles of soldering and brazing*. p. 281p. Ohio: ASM International.
- G.Humpston, D. M. Jacobson. . 1993b. Ohio: ASM International, xiii(1993), 281 p. p.
- Ganjeh, E, H Sarkhosh, ME Bajgholi, H Khorsand et M Ghaffari. 2012. « Increasing Ti–6Al–4V brazed joint strength equal to the base metal by Ti and Zr amorphous filler alloys ». *Materials Characterization*, vol. 71, p. 31-40.
- Ghovanlou, Morvarid K, Hamid Jahed et Amir Khajepour. 2014. « Cohesive zone modeling of fatigue crack growth in brazed joints ». *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 120, p. 43-59.
- Hertzberg, R.W. 1996. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. J. Wiley & Sons.
- Hickman, BS. 1969. « The formation of omega phase in titanium and zirconium alloys: a review ». *Journal of Materials Science*, vol. 4, n° 6, p. 554-563.
- Hong, In-Ting, et Chun-Hao Koo. 2006. « Microstructural evolution and shear strength of brazing C103 and Ti–6Al–4V using Ti–20Cu–20Ni–20Zr (wt.%) filler metal ». *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 24, n° 3, p. 247-252.
- Humpston, Giles, et David M Jacobson. 2004. *Principles of soldering*. ASM international.
- Jahed, Hamid. 1997. « A VARIABLE MATERIAL PROPERTY APPROACH FOR ELASTIC-P LASTIC ANALYSIS OF PROPORTIONAL AND NONPROPORTIONAL LOADING ».
- Kaufman, John Gilbert, et Elwin L Rooy. 2004. *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications*. Asm International.
- Kay, Dan. 2010. « Reducing Metal-Oxides in Brazing ».
- Kobayashi, Hideo, Yoshio Arai, Haruo Nakamura et Takuya Sato. 1991. « Strength evaluation of ceramic-metal joints ». *Materials Science and Engineering: A*, vol. 143, n° 1, p. 91-102.
- Komolafe, Bolarinwa. 2014. « A Study on the Wetting Behaviour of Ti-20Zr-20Cu-20Ni Brazing Filler on Ti-6Al-4V ».
- Koster, Michael, Christoph Kenel et Christian Leinenbach. 2013. « Characterization of the fatigue behavior of brazed steel joints by digital image correlation (DIC) ». In *ICF13*.

- LAVERNE, Jérôme. 2011. « Notice d'utilisation des modèles de zones cohésives pour la fatigue, Code_Aster ».
- Lugscheider, E, et U Broich. 1995. « Mechanical properties of high-temperature brazed titanium materials ». *Welding journal*, vol. 74, n° 5.
- Maddox. 2003. « Review of fatigue assessment procedures for welded aluminium structures ». *International Journal of Fatigue*.
- Maltais, Philip. 2008. *Développement d'une méthode de prédition de la durée de vie en fatigue de structures tubulaires soudées en aluminium*. ProQuest.
- Messler, Robert W., Jr. 2004. « 7.4.3 Furnace Brazing ». In *Joining of Materials and Structures - From Pragmatic Process to Enabling Technology*. Elsevier. < <http://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt008UD9LP/joining-materials-structures/furnace-brazing> >.
- Onzawa, T, A Suzumura et MW Ko. 1990. « Brazing of titanium using low-melting-point Ti-based filler metals ». *Weld. Res. Suppl*, vol. 69, n° 12, p. 462-467.
- Ortolo, C. 2012a. *Évolution microstructurale lors du brasage du titane*. École de technologie supérieure, 31 p.
- Ortolo, C. 2012b. *Evolution microstructurales lors du brasage du titane*. 31 p.
- Pouranvari, M, A Ekrami et AH Kokabi. 2014. « Diffusion induced isothermal solidification during transient liquid phase bonding of cast IN718 superalloy ». *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 53, n° 1, p. 38-46.
- ROBERT, Yannick. 2007. « SIMULATION NUMÉRIQUE DU SOUDAGE DU TA6V PAR LASER YAG IMPULSIONNEL : CARACTÉRISATION EXPÉRIMENTALE ET MODÉLISATION DES ASPECTS THERMOMÉCANIQUE ASSOCIÉES À CE PROCÉDÉ ». p. 24.
- Roberts, Philip. 2013. *Industrial Brazing Practice*, Second.
- SAE. 2002. « SAE International, Aerospace Material Specification, AMS 2675 (2002) ».
- Savaidis, Georgios, Alexander Savaidis, Robert Schliebner et Michael Vormwald. 2003. « Evaluation of fatigue of fillet welded joints in vehicle components under multiaxial service loads ». *European Structural Integrity Society*, vol. 31, p. 23-42.
- Schindler, Hans-Jakob, et Christian Leinenbach. 2010. « Fatigue Assessment of Braze T-Joints Based on Damage Tolerance Including Residual Stress Effects ». *J. ASTM Int*, vol. 7, p. 102515.

- Schwartz, Mel M. 2003. « 3.5 Joint Design and Clearance ». In *Brazing (2nd Edition)*. ASM International. < <http://app.knovel.com/mlink/pdf/id:kt008MWK3M/brazing-2nd-edition/joint-design-clearance> >.
- Semiatin, S.L. 2005. *ASM Handbook, Volume 14A: Metalworking: Bulk Forming*. ASM International.
- Shapiro, Alexander E, et Yury A Flom. 2007. « Brazing of titanium at temperatures below 800^oC: review and prospective applications ». *DVS BERICHTE*, vol. 243, p. 254.
- Shapiro, Alexander, et Anatol Rabinkin. 2003. « State of the art of titanium-based brazing filler metals ». *Welding Journal*, vol. 82, n° 10, p. 36-43.
- Standardization, European Committee for. 1992. *Eurocode 3. Design of steel structures. Part I-1: General rules and rules for buildings. ENV 1993-1*
- STEPHENS R.I., A. FATEMI, R.R. STEPHENS et H.O. FUCHS. 2001. « Metal fatigue in engineering ». p. 472.
- Surand, Martin. 2013. « Étude du comportement viscoplastique en traction et en fluage de l'alliage TA6V de 20 à 600 degrés Celsius ».
- TRAN, Van Xuan. 2010. « SZLZ107 - Critères de fatigue de CROSSLAND et DANG VAN-PAPADOPOULOS ».
- TRAN, Van Xuan. 2012. « Estimation de la durée de vie en fatigue à grand nombre de cycles et en fatigue oligocyclique ».
- TSOUNGUI, Felix. 2010. « CARACTERISATION MECANIQUE ET MICROSTRUCTURALE DES JOINTS BRASÉS D'ALLIAGES AÉRONAUTIQUES AVEC DU BNI-2 COMME MÉTAL D'APPORT ».
- Vandellos, Thomas. 2009. « Procédure d'utilisation des modèles de zones cohésives ».
- WEBER, Bastien. 1999. « Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque ».
- Winstone, M. R. 2001. « 17. Surface Engineering of Titanium Alloys for High Temperature Applications ». In *Titanium Alloys at Elevated Temperature - Structural Development and Service Behavior*. Maney Publishing for IOM3, the Institute of Materials, Minerals and Mining. < <http://app.knovel.com/mlink/pdf/id:kt00ATKF65/titanium-alloys-at-elevated/surface-engineering-titanium> >.

Yeh, MS, et TH Chuang. 1997. « Effects of applied pressure on the brazing of superplastic INCONEL 718 superalloy ». *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28, n° 6, p. 1367-1376.

Zhang, XP, et YW Shi. 2004. « A dissolution model of base metal in liquid brazing filler metal during high temperature brazing ». *Scripta materialia*, vol. 50, n° 7, p. 1003-1006.

