



HAL
open science

Recherche d'une alternative au TA6V - Relation entre microstructures et propriétés de deux alliages de titane

$\alpha\beta$

Benoît Tranchand, Céline Larignon, Simon Pérusin

► To cite this version:

Benoît Tranchand, Céline Larignon, Simon Pérusin. Recherche d'une alternative au TA6V - Relation entre microstructures et propriétés de deux alliages de titane $\alpha\beta$. CFM 2017 (23ème Congrès Français de Mécanique), Aug 2017, Lille, France. pp.0. hal-01716508

HAL Id: hal-01716508

<https://hal.science/hal-01716508>

Submitted on 23 Feb 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



Open Archive TOULOUSE Archive Ouverte (OATAO)

OATAO is an open access repository that collects the work of Toulouse researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in : <http://oatao.univ-toulouse.fr/>
Eprints ID : 19473

To link to this article :

URL : <http://documents.irevues.inist.fr/handle/2042/63084>

To cite this version : Tranchant, Benoît and Larigon, Céline and Pérusin, Simon : *Recherche d'une alternative au TA6V - Relation entre microstructures et propriétés de deux alliages de titane $\alpha\beta$* (2017), 23ème Congrès Français de Mécanique, Lille

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository administrator: staff-oatao@listes-diff.inp-toulouse.fr

Recherche d'une alternative au TA6V pour des applications aéronautiques – relation entre microstructures et propriétés de deux alliages $\alpha\beta$

B. TRANCHAND ^a, C. LARIGNON ^a, S. PERUSIN ^a

IRT Saint Exupéry, MRV - 118, route de Narbonne - CS 44248 31432 Toulouse cedex 4
France

benoit.tranchand@irt-saintexupery.com; celine.larignon@irt-saintexupery.com;
simon.perusin@irt-saintexupery.com

Résumé :

Afin de réduire l'ensemble des coûts de fabrication des pièces aéronautiques, des recherches sont faites pour optimiser les performances des matériaux par rapport aux contraintes qu'ils supportent. Un des projets de recherche de l'IRT Saint-Exupéry vise évaluer la résistance à la propagation des fissures en fatigue de deux alliages de titane, le Ti54M et le Ti575, susceptibles de remplacer le TA6V. Pour cela les alliages ont subi des traitements thermiques afin de générer des microstructures lamellaires qui améliorent la résistance à la propagation des fissures en fatigue. Après ces traitements thermiques les microstructures sont caractérisées et les propriétés mécaniques statiques et en fatigue sont évaluées. La comparaison des résultats permet de montrer que le Ti54M, en plus d'offrir une usinabilité améliorée par rapport au TA6V, a des propriétés mécaniques équivalentes au TA6V et pourrait donc être une alternative sous réserve d'analyses complémentaires.

Abstract:

To reduce the processing cost of aeronautical parts, ongoing research is conducted to optimize material's performances in their environment. One of the research project at IRT Saint-Exupéry is dedicated to the resistance against fatigue crack propagation of two titanium alloys, Ti54M and Ti575, potential candidates to replace TA6V. In that goal, the two alloys are subjected to thermal treatments in order to generate lamellar microstructure which improves the fatigue crack propagation resistance. After these treatments, the microstructures are characterized and the mechanical properties assessed. By comparing the results, the mechanical properties of Ti54M are equivalent to the mechanical properties of TA6V. So Ti54M could be an alternative alloy of the TA6V provided that complementary analyses are made.

Mots clefs : alliage de titane, propagation, fatigue, TA6V

1 Introduction

Parmi les leviers actuels identifiés pour améliorer la compétitivité des industriels du secteur aérospatial figurent la baisse des coûts de fabrication, que ce soit au niveau du coût de la matière première utilisée ou des différentes étapes de transformation jusqu'à la pièce finale, ainsi que le gain de masse afin de réduire les coûts d'exploitation des avions. L'IRT Saint-Exupéry porte, entre autres, des projets de recherche visant à améliorer les propriétés mécaniques de matériaux utilisés dans l'aéronautique, en

particulier la résistance à la propagation des fissures en fatigue. Parmi ces matériaux figurent les alliages de titane, et notamment le TA6V.

L'objet de cette étude est d'évaluer les propriétés d'alliages de titane, chimiquement proches du TA6V, qui pourraient être des alternatives à ce dernier, les alliages Ti54M et Ti575 développés par TIMET.

Pour ce faire, l'effet des traitements thermiques sur la microstructure des nouveaux alliages est évalué. Les traitements thermiques ont pour but de transformer les microstructures initialement bimodales en microstructures lamellaires. En effet, plusieurs études [1]–[3] ont montré que la résistance à la propagation des fissures des alliages de titane sous un rapport charge $R = 0.1$, en mode I, dans le domaine de validité de la loi de Paris, est meilleure pour les microstructures lamellaires que bimodales. Ainsi, un traitement thermique a été appliqué sur chacun des alliages afin de générer une microstructure lamellaire. Après quoi, les alliages ont été caractérisés mécaniquement à l'état bimodal et à l'état lamellaire afin de lier le comportement mécanique des matériaux à la microstructure observée.

2 Alliages étudiés

2.1 Choix et chimie des alliages

Les alliages Ti54M et Ti575 ont tout d'abord été choisis pour leur température de transition de domaine β plus basse que le TA6V comme indiquée dans la dernière colonne du ¹ Valeurs médianes - ² Valeurs nominales

Tableau 1. Cette température de transus plus basse permettrait de réduire les coûts de mise en œuvre si un des deux alliages venaient à remplacer le TA6V.

Concernant le Ti54M, des études [4], [5] montrent également une usinabilité améliorée par rapport à l'alliage de référence TA6V.

Enfin, les propriétés mécaniques statiques du Ti575 à l'état bimodal, bien supérieures à celles du TA6V, mentionnées dans l'article de Millet et al. [6] laissent penser que les propriétés mécaniques statiques du Ti575, bien que diminuées par l'obtention d'une microstructure lamellaire, resteront proches de celles du TA6V.

Alliage	Al %	V %	Mo%	Si%	Fe%	C%	O%	T_{β} (°C)
TA6V	6.0 ¹	4.0 ¹	-	-	< 0.40	< 0.08	< 0.2	995
Ti54M ²	5.0	4.0	0.7	-	0.50	-	0.16	960
Ti575 ²	5.3	7.7	-	0.5	0.20	0.05	0.2	970

¹ Valeurs médianes - ² Valeurs nominales

Tableau 1 : Composition chimique massique et température de transus β des alliages TA6V [7], Ti54M [4] et Ti575 [6].

Chimiquement, les deux alliages Ti54M et Ti575 ont des teneurs en aluminium (¹ Valeurs médianes - ² Valeurs nominales

Tableau 1) plus basses que le TA6V ce qui induit une température de transus β plus bas.

Le Ti54M diffère également du TA6V au niveau de la teneur en éléments d'alliages secondaire, on notera notamment la présence de Molybdène élément β -gène (¹ Valeurs médianes - ² Valeurs nominales

Tableau 1). Le Ti575 présente lui une variation majeure au niveau des éléments d'alliages majoritaires avec un taux de vanadium, également élément β -gène, significativement plus élevé que le TA6V.

2.2 Traitements thermiques

Pour chacun des alliages deux prélèvements issus de la même billette, et donc de la même coulée, sont étudiés.

Les dimensions des prélèvements initialement traités sont les mêmes pour les deux alliages, il s'agit de sections de billettes de diamètre $\varnothing 250\text{mm}$ sur 80mm de hauteur. Elles sont livrées par TIMET à l'état bimodal, état de référence pour cette étude. Les traitements thermiques schématisés sur la Figure 1 sont réalisés par Aubert&Duval. Pour les deux alliages, le suivi de température lors des traitements

thermiques est réalisé à l'aide de deux thermocouples : un capteur est fixé à cœur à 10mm du plan médian et un à 10mm de la peau. Les deux capteurs sont situés à une profondeur de 40 mm selon l'épaisseur de la billette.

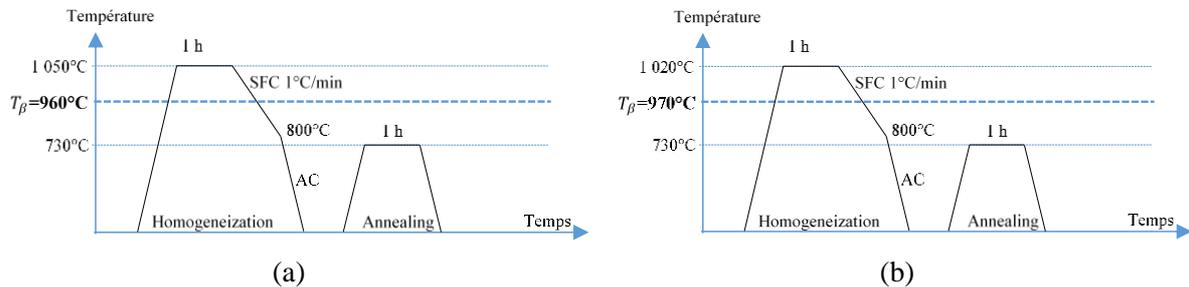


Figure 1 : Gammes de traitements thermiques appliquées aux billettes (a) Ti54M – (b) Ti575

Les gammes de traitements thermiques en elles-mêmes sont similaires pour les deux alliages comme illustré dans la Figure 1, seule la température de mise en solution d'une durée d'une heure diffère :

- La mise en solution est effectuée à $T_{\beta} + 90^{\circ}\text{C}$ pour le Ti54M (Figure 1 (a)) ;
- La mise en solution est effectuée à $T_{\beta} + 50^{\circ}\text{C}$ pour le Ti575 (Figure 1 (b)).

Cette différence permet d'obtenir une taille d'ex-grains β similaire pour les deux alliages comme explicité au paragraphe suivant.

Suite à la mise en solution, les billettes de Ti54M et Ti575 sont refroidies lentement à $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ jusqu'à la température de 800°C . Cette vitesse de refroidissement doit permettre d'obtenir une microstructure lamellaire grossière. Ensuite un refroidissement à l'air est appliqué. Un revenu est alors effectué à une température de 730°C durant une heure, suivi d'un refroidissement air.

2.3 Etude des microstructures

Pour chacune des billettes de l'alliage du Ti54M et du Ti575, la microstructure à l'état de réception et après traitement thermique est observée (Figure 2 à Figure 7).

Un échantillon de matière est prélevé au cœur de chaque billette pour cette observation, le sens L de la billette étant vertical sur chacune des figures.

Les Figure 2 et Figure 3 représentent respectivement les microstructures des alliages Ti54M et Ti575 à l'état de réception, c'est-à-dire à l'état bimodal. Les nodules de phase α primaire sont de l'ordre de la dizaine de microns de diamètre pour les deux alliages. L'alliage Ti575 se distingue par la présence de phase α sous forme de lamelles entre les nodules.

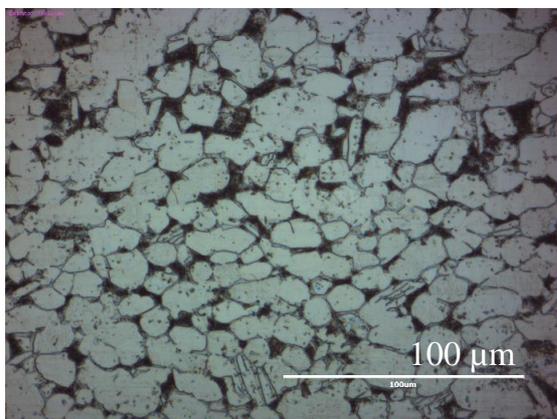


Figure 2: Ti54M-1 R-L x50

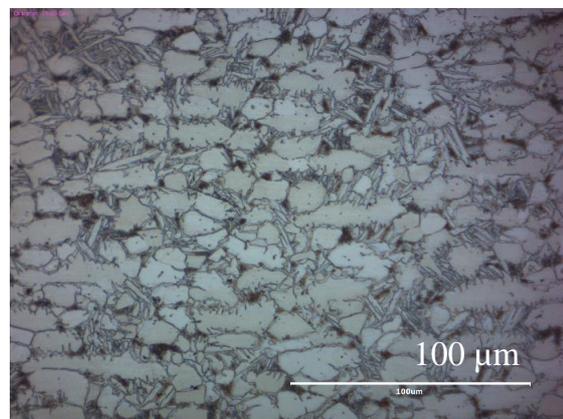


Figure 3: Ti575-1 M2 T-L x50

La Figure 4 et la Figure 5 représentent la microstructure lamellaire du Ti54M à l'issue du traitement thermique à deux grandissements.

La Figure 4 montre une structure composée d'ex-grains β au sein desquels se trouvent des lamelles de phase α . La taille moyenne des ex-grains β , déterminée à partir de cette image, est d'environ $\Phi = 900\mu m$. L'un des grains, en bas à droite de l'image, est beaucoup plus gros que cette moyenne. La population de lamelles est constituée de phase α primaire lamellaire dite de Widmanstätten aux joints de grains, α_{WGB} et de phase α primaire lamellaire dite de Widmanstätten intra-granulaire α_{WI} . Il est possible de dénombrer environ 5 à 6 colonies de lamelles de même orientation par ex-grains β soit une taille de colonie d'environ $400\mu m$.

La Figure 5 montre un grandissement au sein d'une colonie de lamelles. L'épaisseur des lamelles de phase α est de l'ordre de 5 à 8 microns environ.

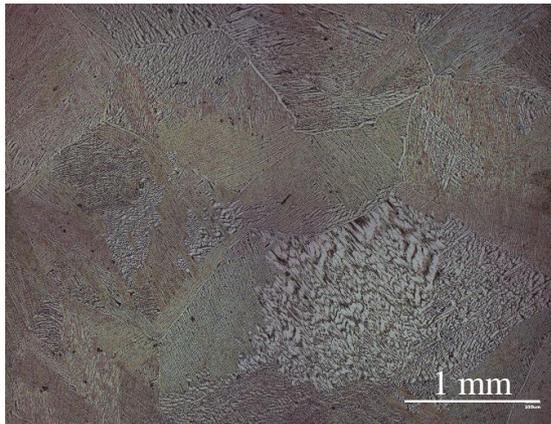


Figure 4: Ti54M-2 M1 R-L x5

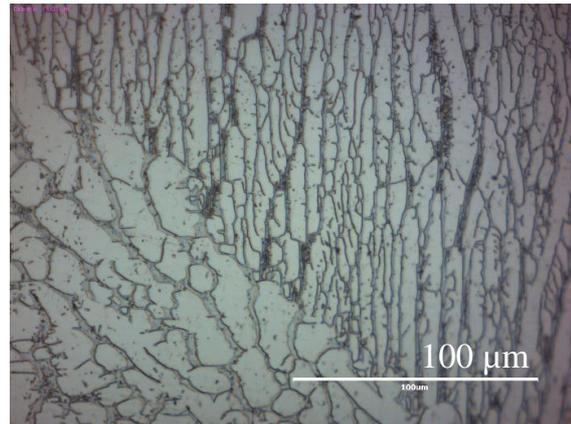


Figure 5: Ti54M-2 M1 R-L x50

La Figure 6 et la Figure 7 représentent la microstructure lamellaire du Ti575 à l'issue du traitement thermique à deux grandissements.

La Figure 6 montre ici aussi une structure composée d'ex-grains β au sein desquels se trouvent des lamelles de phase α . La taille moyenne des ex-grains β , déterminée à partir de cette image, est d'environ $\Phi = 800\mu m$. La population de lamelles est constituée de phase α primaire lamellaire dite de Widmanstätten aux joints de grains, α_{WGB} et de phase α primaire lamellaire dite de Widmanstätten intra granulaire α_{WI} . Dans le cas du Ti575 il est possible de dénombrer une dizaine de colonies de lamelles de même orientation par ex-grains β soit une taille d'environ $250\mu m$.

La Figure 7 montre un grandissement au sein d'un ex-grain β . L'épaisseur des lamelles de phase α primaire est de l'ordre d'une dizaine de microns. Une différence significative entre la microstructure résultante du Ti575 et du Ti54M est illustrée ici dans la mesure où l'espace inter-lamellaire semble être plus important dans le Ti575 et dans lequel des lamelles de phase α secondaires dans la matrice β sont observables.

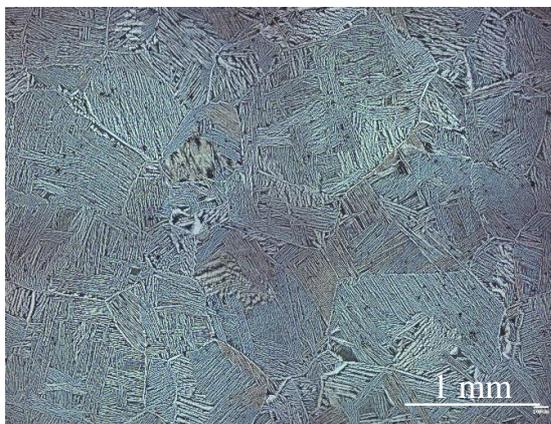


Figure 6: Ti575-2 M1 T-L x5

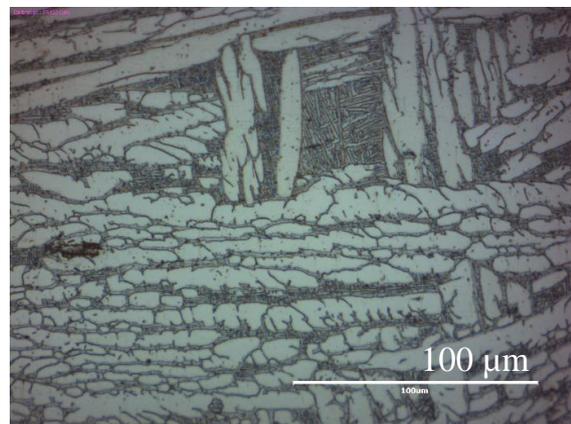


Figure 7: Ti575-2 M1 T-L x50

3 Propriétés mécaniques

Pour chacune des quatre tranches de billette testées, les plans de prélèvements des éprouvettes ont été identiques afin d'assurer la cohérence de l'étude.

Le Tableau 2 synthétise les essais réalisés pour caractériser chacune des microstructures des deux alliages.

Essais	Norme	Géométrie Eprouvette	Conditions opératoires	Sens
Traction	EN 2002-001 [8]	ST1 n°4	T° ambiante	T x1 ; R x1 ; L x2
Ténacité ($K1c$)	ASTM E399 [9]	CTW40B20	T° ambiante	C-R x1; R-C x1 ; C-L x1; R-L x 1
Fissuration (da/dN)	ASTM E647 [10]	CTW50B12	R = 0,1 T° ambiante	C-R x1 ; R-C x1; R-L x1
Microstructure	ASTM E112 [11]			R-L, à cœur et au centre

Tableau 2 : Synthèse des essais de caractérisation réalisés sur chacune des tranches de billette.

3.1 Statiques

Ce paragraphe a pour but de présenter les propriétés statiques des alliages étudiés. Le Tableau 3 synthétise ces données. Chacune des données est la moyenne des valeurs déterminées à l'aide des quatre éprouvettes. Malgré des sens de prélèvement différents, la variabilité entre les quatre éprouvettes de chacun des alliages est très faible, inférieure à 15 MPa (soit moins de 2%) pour la limite d'élasticité et la contrainte maximale admissible, inférieur à 3 points pour l'allongement et inférieur à 4 MPa. \sqrt{m} pour la ténacité.

	Etat	Re (MPa)	Rm (MPa)	A%	Kq (MPa. \sqrt{m})
TA6V [12]	Lamellaire	780	865	9	98
Ti54M	Bimodal	857	952	15	100
	Lamellaire	786	838	11	101
Ti575	Bimodal	989	1085	15	55
	Lamellaire	891	984	4	53

Tableau 3 : Propriétés mécaniques statiques des alliages TA6V (issues de [12], alliage 2), Ti54M et Ti575.

Comme attendu, les propriétés mécaniques en traction ont diminué avec la génération de microstructures lamellaires : une chute d'environ 10% est mesurée pour la limite d'élasticité ainsi que pour la contrainte maximale. L'allongement à rupture est, lui aussi, significativement réduit par le passage à une microstructure lamellaire néanmoins la valeur obtenue pour le Ti54M reste acceptable d'un point de vue industriel alors que celle mesurée pour le Ti575 semble être relativement faible.

La ténacité des alliages reste stable pour le Ti54M tandis qu'une légère baisse est constatée pour le Ti575.

Les propriétés mécaniques des deux alliages sont comparées à celle du TA6V (alliage 2) mentionné dans les travaux de Yoder [12]. Cet alliage, chimiquement proche d'un TA6V-ELI, présente une microstructure lamellaire après une mise en solution à 1038°C (soit $T_\beta + 50^\circ\text{C}$ environ) durant 30 min, un refroidissement à l'air puis un revenu à 730°C durant 2h suivi d'un refroidissement à l'air. La microstructure résultante présente des dimensions caractéristiques suivantes : ex-grains β d'une taille d'environ 1-1,5mm et des colonies de lamelles α d'une taille estimée à 100 μm .

En comparant avec les propriétés du TA6V lamellaire [12], les propriétés mécaniques du Ti54M lamellaire sont équivalentes à ces dernières.

Concernant le Ti575 lamellaire, ses propriétés mécaniques en traction, en dehors de l'allongement à rupture, restent supérieures au TA6V lamellaire. L'allongement à rupture est deux fois inférieur à celui du TA6V lamellaire.

Ces résultats, sont cohérents avec les connaissances existantes reportées dans la littérature concernant les alliages de titane $\alpha\beta$.

3.2 Résistance à la propagation

Les essais de propagation sont réalisés sur éprouvettes CTW50B12 selon la norme ASTM E647 [10]. Les éprouvettes sont pré-fissurées à $R = 0,1$ en chargement décroissant jusqu'à $\Delta K = 14 \text{MPa}\cdot\sqrt{m}$ et une longueur de fissure d'environ $a_{\text{prefissure}} = 3 \text{mm}$. Les essais sont ensuite réalisés selon un rapport de charge $R = 0,1$ sous chargement constant. En découlent les courbes de propagation présentées en Figure 8. Chacune des courbes est comparée avec les résultats de propagation établis par Yoder et al. [12] pour le TA6V (alliage référencé n°2).

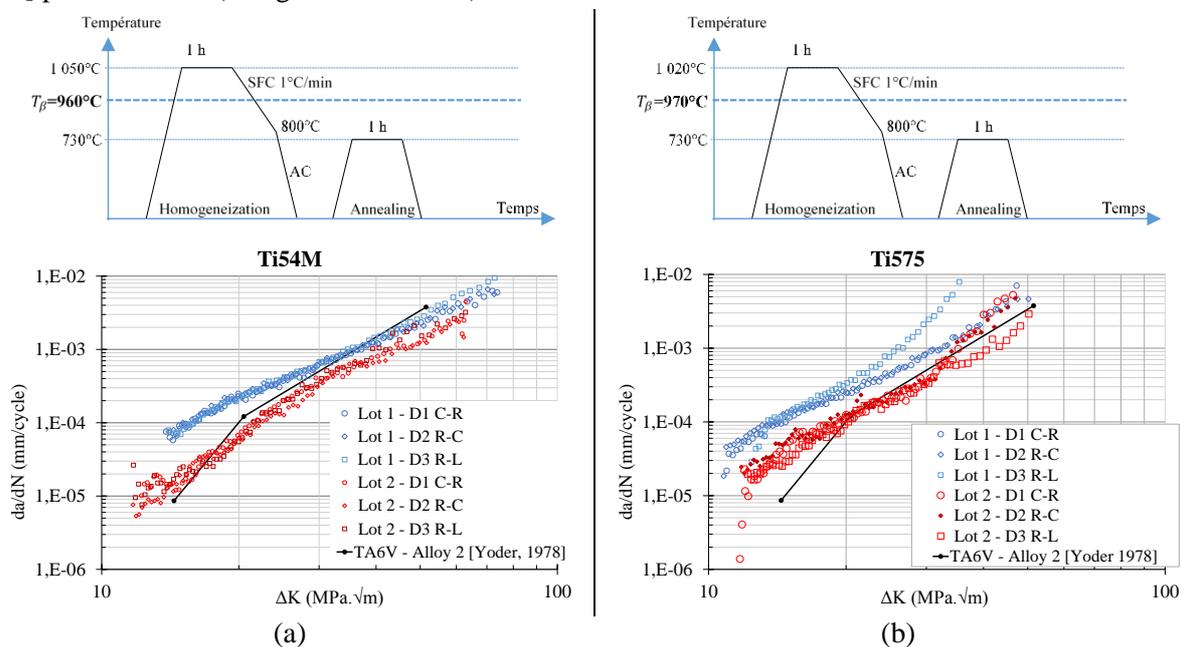


Figure 8 : Courbes de propagation da/dN pour les alliages avec rappel du traitement thermique appliqué (a) Ti54M – (b) Ti575.

Comme attendu, les traitements thermiques et donc la génération de microstructure lamellaire permet une amélioration nette des propriétés en propagation (courbes rouges, Figure 8) par rapport aux microstructures bimodales (courbes bleues, Figure 8) pour les deux alliages.

Lorsque l'on s'intéresse au Ti54M (Figure 8(a)) en structure lamellaire, l'amélioration de comportement en propagation permet de présenter de meilleures propriétés que le TA6V à partir de $\Delta K = 20 \text{MPa}\cdot\sqrt{m}$. De plus, on constate qu'après $\Delta K = 25 \text{MPa}\cdot\sqrt{m}$, l'évolution de la vitesse de propagation présente une variation et semble ralentir. Cette transition sera notée ΔK_T . De même que pour les propriétés mécaniques statiques le sens de prélèvement ne semble pas avoir d'influence majeure sur la résistance à la propagation de fissure.

Pour le Ti575 (Figure 8(b)), la nette amélioration de la résistance à la propagation d'une fissure permet d'atteindre des propriétés similaires à celles mesurées par Yoder et al. dans une intervalle de $\Delta K = [20; 30] \text{MPa}\cdot\sqrt{m}$ [12]. En revanche, dans le domaine des bas $\Delta K (< 20 \text{MPa}\cdot\sqrt{m})$ et pour des $\Delta K > 30 \text{MPa}\cdot\sqrt{m}$ pour deux des trois orientations testées la propagation de fissure reste plus rapide que celle mesurée dans du TA6V lamellaire.

De plus, il semble important de remarquer, concernant le Ti575 bimodal, qu'une des courbes diverge aux alentours de $\Delta K = 20 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$: pour une des orientations (R-L) de fissure la vitesse de propagation croît plus vite que pour les deux autres orientations de fissure. Pour le Ti575 lamellaire, la courbe de la fissure orientée R-L diverge également, aux alentours de $\Delta K = 30 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$ mais cette fois-ci la vitesse de propagation est plus lente que celle mesurée pour les deux autres orientations. Des analyses complémentaires sont en cours pour comprendre l'origine de cette bifurcation puisque cette apparente anisotropie n'avait jusqu'alors pas été mise en évidence.

Concernant la transition de vitesse à ΔK_T , Yoder et al. [12] lient ce phénomène au rapport entre la taille de la zone plastique en pointe de fissure et la taille caractéristique des colonies de lamelles; la propagation passant d'un mode dépendant de la microstructure locale à une propagation indépendante de celle-ci. A ces intensités de contrainte, en appliquant la formule établie par Irwin [13] dans le cadre de la mécanique linéaire élastique dans un milieu plastique parfait, le rayon de la zone plastique peut s'estimer selon la formule :

$$r_{ZP} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2$$

Le Tableau 4, ci-dessous synthétise les estimations de taille de zone plastique aux intensités de contrainte de transition pour les deux alliages en les comparant aux tailles de colonies de lamelles de phase α .

	ΔK_T ($\text{MPa} \cdot \sqrt{m}$)	R_e (MPa)	r_{ZP} (μm)	Taille des colonies de lamelles (μm)
Ti54M	25	786	322	400
Ti575	30	891	361	250

Tableau 4: Estimation de la taille de zone plastique à la transition des courbes da/dN .

Cette comparaison permet de montrer que la taille de zone plastique est du même ordre de grandeur que la taille des colonies de lamelles, les autres tailles caractéristiques (taille d'ex-grain β et d'épaisseur de lamelle α) étant respectivement d'un ordre de grandeur plus élevé et d'un ordre de grandeur moins élevé (millimètre et dizaine de microns). Cela apparait en adéquation avec les observations de Yoder et al. [12]. Ainsi, la taille des ex-grains β et l'épaisseur des lamelles de phase α n'auraient qu'une influence mécanique indirecte ou une influence du second ordre sur la vitesse de propagation des fissures. Toutefois, il est nécessaire de garder à l'esprit que la taille des colonies est pilotée par la taille des ex-grains β dans lesquels elles précipitent lors des transformations de microstructure induites par les traitements thermiques.

3.3 Fractographies

La surface de rupture des éprouvettes testées en fatigue a été observée sous MEB. La Figure 9 et la Figure 10 sont le résultat de ces observations pour, respectivement, l'alliage Ti54M et l'alliage Ti575 dans un état lamellaire. Ces extraits sont représentatifs de l'ensemble des fractographies observées pour ces deux alliages. Pour chaque zone analysée au MEB (colonne de gauche), un zoom a été effectué au centre de l'image ou dans des zones d'intérêts lorsque cela est spécifiquement indiqué. Pour chacune des images le sens de propagation est vertical vers le haut.

La Figure 9 présente les observations fractographiques de trois zones de la surface de rupture pour le Ti54M en état lamellaire, la fissure se propageant dans la direction radiale. Ces zones correspondent à différents niveaux d'intensités de contraintes, précisés dans la première colonne : $\Delta K \approx 14 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$, $\Delta K \approx 30 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$ et $\Delta K \approx 35 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$. Ces intensités de contraintes ont été choisies pour tenter

d'établir un lien entre la transition de vitesse de propagation visible sur les courbes de propagation et la morphologie des faciès de rupture correspondant à ces intensités de contraintes.

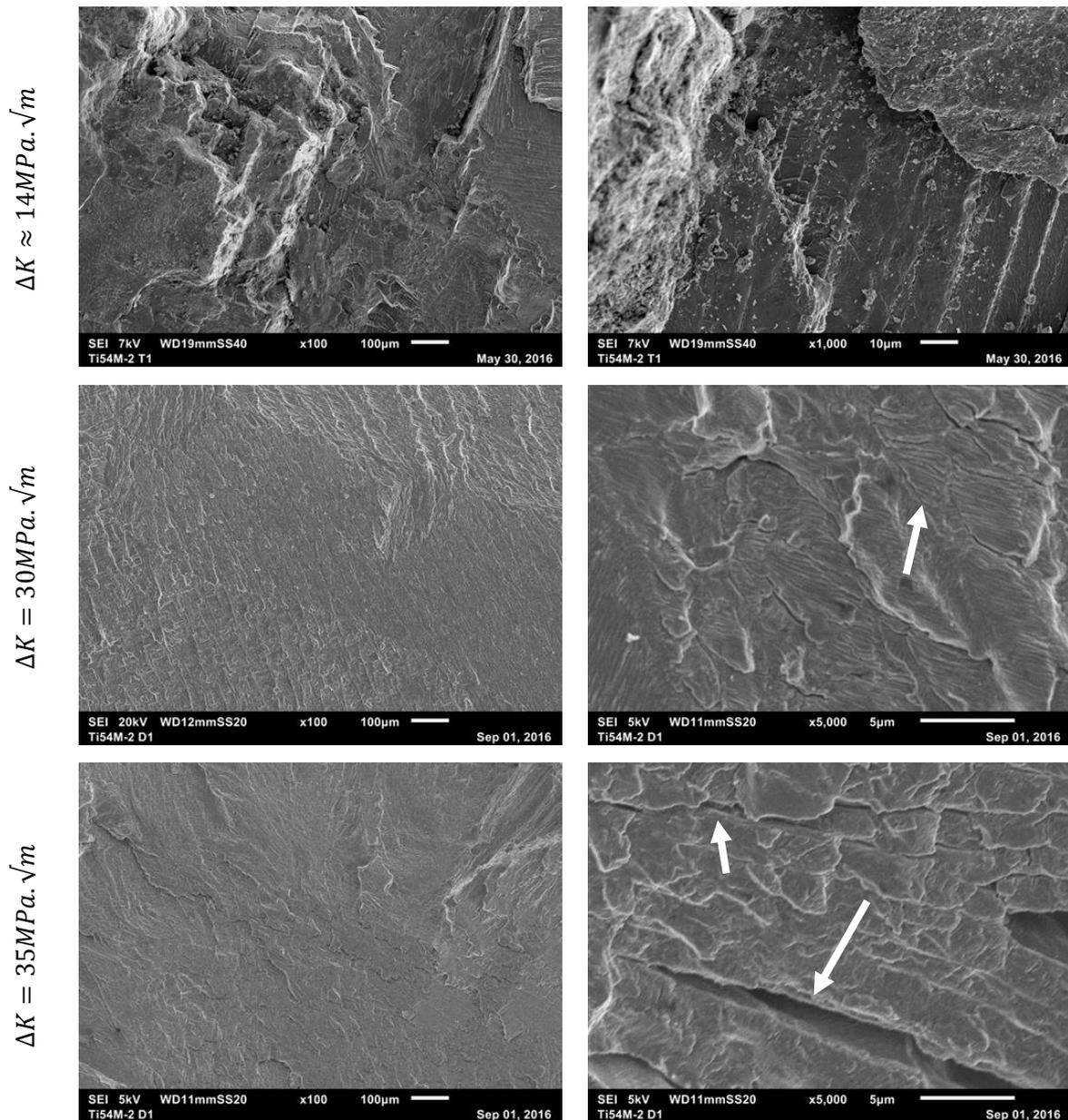


Figure 9 : Fractographies MEB de la surface de rupture d'une éprouvette da/dN (D1 orientation C-R) de l'alliage Ti54M lamellaire.

À $\Delta K \approx 14 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$, la surface de rupture est accidentée, des structures apparaissent. A ce niveau de contraintes, la fissure a longé les colonies de lamelles et la rupture s'est produite essentiellement à l'interface entre les lamelles α et la phase β . Il s'agit d'une rupture inter-lamellaire.

À $\Delta K \approx 30 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$, la surface de rupture est plane. Sur la figure de gauche, la surface est marquée par des sillons orientés verticalement, dans le sens de propagation macroscopique de la fissure. Il s'agit en fait des colonies de lamelles, la fissure s'est propagée au cœur des colonies de lamelles sans suivre d'interface microstructurale spécifique. Il s'agit de rupture transgranulaire. L'observation de cette zone à plus fort grossissement, figure de droite, fait apparaître les stries liées à la contrainte de fatigue et perpendiculaires au sens de propagation.

Enfin, à $\Delta K \approx 35 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$, la surface de rupture est relativement plane. Sur la figure de droite, à un grossissement élevé, de nombreuses fissures secondaires apparaissent hors du plan de propagation

principal, perpendiculaire au plan de l'image. Ces fissures secondaires semblent se propager entre les lamelles à l'interface entre les phases α et β . Cette fissuration secondaire permet au matériau de dissiper de l'énergie autrement que par la propagation de la fissure principale. Cela pourrait également expliquer l'inflexion de la courbe de propagation.

La Figure 10 présente les observations fractographiques de deux zones de la surface de rupture pour le Ti575 en état lamellaire, la fissure se propageant dans la direction radiale. Ces zones correspondent à différents niveaux d'intensités de contraintes, précisés dans la première colonne : $\Delta K \approx 20 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$ et $\Delta K \approx 30 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$. De la même façon que pour le Ti54M, ces intensités de contraintes ont été choisies pour tenter d'établir un lien entre la transition de vitesse de propagation visible sur les courbes de propagation et la morphologie des faciès de rupture correspondant à ces intensités de contraintes.

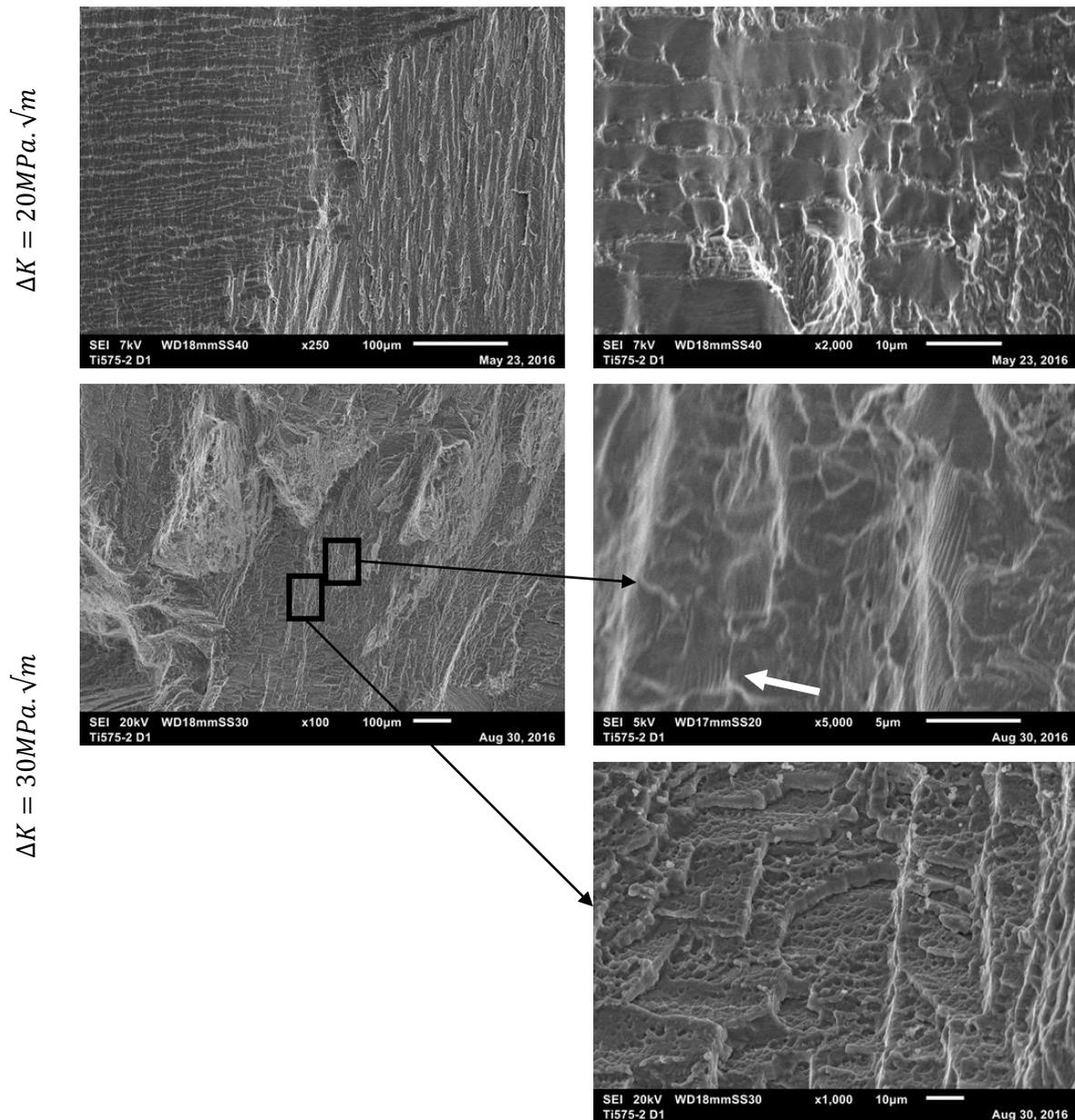


Figure 10 : Fractographies MEB de la surface de rupture d'une éprouvette da/dN (D1 orientation C-R) de l'alliage Ti575 lamellaire.

À $\Delta K \approx 20 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$, la surface de rupture est plutôt lisse, et laisse apparaître plusieurs colonies de lamelles selon différentes orientations. A un grossissement plus important, la surface observée est très

similaire à celle des microstructures de la Figure 7, confirmant une rupture transgranulaire, au cœur des colonies de lamelles.

À $\Delta K \approx 30 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$, la surface de rupture est d'aspect plus rugueux et ne permet pas d'interprétation au premier niveau de grossissement. À un grossissement plus important, deux types de zones peuvent être mises en évidence. Un premier type, d'aspect plutôt lisse, présente des stries de fatigue perpendiculaire à la direction de propagation. Un second type de zone présente des cupules disposées sur des strates signe de forte déformation et de rupture ductile. Dans ce cas, deux hypothèses sont soulevées quant à la localisation de la rupture par rapport à la microstructure : soit elle se produit encore une fois à l'interface entre les lamelles, soit il s'agit de rupture translamellaire sur les aiguilles de phase α secondaire. Une analyse plus poussée de comparaison entre les tailles de cupules et la largeur des lamelles de α secondaire pourrait apporter une réponse plus précise. Ici, l'amplitude du facteur de concentration de contrainte $\Delta K \approx 30 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$ appliqué en moyenne sur tout le front de fissure, ne permet pas en théorie d'atteindre globalement la limite de résistance à la déchirure ductile $K_q = 49 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$. Toutefois, d'un point de vue local, il n'est pas exclu que des concentrations de contraintes, fonction de la propagation de la fissure et de l'orientation des grains, puissent mener à des phénomènes de déchirure ductile. Cela peut être un élément d'explication du changement de vitesse apparent des courbes de da/dN pour l'alliage Ti575 à l'état lamellaire (Figure 8 (b)).

Conclusion

Cette étude a permis de comparer les propriétés mécaniques de deux alliages de titane afin d'évaluer leur potentiel pour remplacer le TA6V traité dans le domaine bêta.

Le traitement thermique appliqué à chacun des alliages a permis de générer des microstructures lamellaires aux tailles caractéristiques comparables pour le Ti54M et le Ti575. Les propriétés mécaniques statiques sont dégradées par la génération des microstructures lamellaires mais sont globalement supérieures aux propriétés mécaniques du TA6V choisi comme référence. Deux propriétés sont inférieures à celle du TA6V : la contrainte limite à rupture du Ti54M et l'allongement à rupture du Ti575. Des optimisations, en agissant sur certains paramètres des traitements thermiques, pourraient permettre d'optimiser ces résultats.

Les propriétés de résistance à la propagation des fissures en fatigue sont améliorées par la génération de microstructures lamellaires et sont similaires à celles du TA6V. Le détail des courbes de propagation de fissure montre l'existence d'un ΔK de transition pour le Ti54M contrairement au Ti575. À partir de $\Delta K_T = 25 \text{MPa} \cdot \sqrt{m}$, une diminution de la vitesse de propagation apparaît pour le Ti54M. Cette variation semble être attribuable à deux phénomènes : le ratio entre la taille de la zone plastifiée et la taille des colonies ou l'apparition de fissures secondaires dans le matériau. La variation de vitesse pour le Ti575 est plus difficilement caractérisable du fait de la différence de comportement en fonction des orientations. Il s'agit dans ce cas plutôt d'une accélération attribuable à l'atteinte locale de la limite K_q en pointe de fissure. La transition de vitesse de propagation, visible à la fois pour le Ti54M et pour le Ti575 est associée à une taille de zone plastique en pointe de fissure supérieure à celle des colonies de lamelles.

Perspectives

Ces travaux montrent que des investigations supplémentaires sont nécessaires afin de consolider les hypothèses liées à l'origine du changement de vitesse de propagation. Notamment, une mesure plus précise de la taille de la zone plastique ainsi que de la taille des colonies semble nécessaire.

Dans le cadre d'une industrialisation des alliages et des procédés, des optimisations des gammes de traitement thermique pourraient permettre d'améliorer les propriétés mécaniques des alliages.

Enfin, pour le Ti575, une voie pour pallier la faible ductilité de l'alliage avec une microstructure lamellaire serait de modifier le traitement thermique de manière à obtenir des ex-grains β plus petits notamment en diminuant le temps de maintien au-delà de la température de transus β . Néanmoins, la réduction de la taille de grains impacte d'autres propriétés importantes et notamment la tenue en fatigue non étudiée dans ces travaux.

Remerciements

Ces travaux ont été réalisés dans le cadre du projet METALTECHNICS, les auteurs souhaitent particulièrement remercier Yvon Millet de la société TIMET, Romain Forestier de la société Aubert & Duval, Claude Caleffi de la société Exova pour leur collaboration à cette étude.

Références

- [1] R. K. Nalla, R. O. Ritchie, B. L. Boyce, J. P. Campbell, et J. O. Peters, « Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. lamellar structures », *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 33, n° 3, p. 899-918, mars 2002.
- [2] J. C. Laziou, « Influence de la structure sur les propriétés mécaniques, la tenacité et la tenue à la fatigue de l'alliage de titane TA6V », *J. -Common Met.*, n° 46, p. 229-249, 1976.
- [3] B. Hadj Sassi et P. Lehr, « Ténacité et résistance à la propagation des fissures de fatigue de l'alliage de titane TA6V », *J. Common Met.*, vol. 56, n° 2, p. 157-165, décembre 1977.
- [4] Y. Kosaka et P. Gudipati, « Superplastic Forming Properteis of TIMETAL 54M », Orlando, Florida, oct-2010.
- [5] N. Khanna, A. Garay, L. M. Iriarte, D. Soler, K. S. Sangwan, et P. J. Arrazola, « Effect of heat Treatment Conditions on the Machinability of Ti64 and Ti54 M Alloys », *Procedia CIRP*, vol. 1, p. 477-482, 2012.
- [6] Y. Millet, S. Andrieu, I. von Thüngen, et A. Lenain, « TI575: a new TIMET alloy for structural parts in aeronautics », in *Journées annuelles SF2M*, Albi, 2016.
- [7] « DataSheet TIMETAL® 6-4, 6-4 ELI & 6-4-.1Ru ». TIMET, 2000.
- [8] AFNOR, « NF EN 2002-001 - Série aérospatiale – Matériaux métalliques – Méthodes d'essais applicables – Partie 001 essais de traction à température ambiante ». avr-2006.
- [9] ASTM, « E 399 - Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials ». ASTM International, 1997.
- [10] ASTM, « E 647 - Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates ». ASTM International, 1999.
- [11] ASTM, « E 112 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size ». 2013.
- [12] G. R. Yoder, L. A. Cooley, et T. W. Crooker, « Fatigue crack propagation resistance of beta-annealed Ti-6Al-4V alloys of differing interstitial oxygen contents », *Metall. Trans. A*, vol. 9, n° 10, p. 1413-1420, oct. 1978.
- [13] G. Irwin, « Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate », *J Appl Mech*, 1957.