

Comparaison du comportement dynamique de deux titanes Ti-6Al-4V produits par fabrication additive

Alexandre Hiricoiu
L.A.M.I.H. CNRS UMR 8201
Campus Mont Houy
59313 Valenciennes Cedex 9 – France
alexandre.hiricoiu@univ-valenciennes.fr

Grégory Haugou
L.A.M.I.H. CNRS UMR 8201
Campus Mont Houy
59313 Valenciennes Cedex 9 – France
gregory.haugou@univ-valenciennes.fr

Daniel Coutellier
L.A.M.I.H. CNRS UMR 8201 / E.N.S.I.A.M.E.
Campus Mont Houy
59313 Valenciennes Cedex 9 – France
daniel.coutellier@univ-valenciennes.fr

Hakim Naceur
L.A.M.I.H. CNRS UMR 8201 / E.N.S.I.A.M.E.
Campus Mont Houy
59313 Valenciennes Cedex 9 – France
hakim.naceur@univ-valenciennes.fr

Résumé—Les travaux présentés dans ce papier ont pour objectif la comparaison dynamique entre deux types de titane Ti6Al4V ELI [Extra Low Interstitial] produits par fabrication additive. Le premier matériau est obtenu par fusion des poudres dans une machine EBM [Electron Beam Melting] et le second est fabriqué par une machine SLM [Selective Laser Melting]. Les éprouvettes ont été testées dans une configuration sans aucun traitement de l'état de surface, sinon celui induit par le dépoufrage. Afin d'évaluer l'effet de l'orientation sur les propriétés mécaniques du matériau, les éprouvettes ont été séparées en trois lots, chacun ayant été fabriqué dans une direction particulière (0°, 45° et 90°). Ces trois orientations ont été testées sur des barres de Hopkinson, à des vitesses de déformation proches de 200s⁻¹.

Mots-clés—Fabrication Additive, EBM, SLM, Ti6Al4V ELI, Barres de Hopkinson

I. INTRODUCTION

Depuis une vingtaine d'année, la fabrication additive a connu de très grands changements, passant d'une technique initialement utilisée pour le prototypage rapide à une technologie aujourd'hui déployée dans certains secteurs industriels pour la production de série. Le secteur médical a été particulièrement pionnier dans le développement des techniques de fabrication additive. Les travaux de la communauté scientifique [1-4] ont montré que l'acceptation biologique des prothèses osseuses est fonction de trois paramètres principaux. Ces derniers sont la qualité des os du patient, le type de chargement ainsi que les propriétés mécaniques de ladite prothèse. Une solution envisageable pour diminuer le rejet des implants osseux serait alors d'optimiser chacune des prothèses pour adapter ses propriétés mécaniques en fonction des deux autres paramètres, qui sont liés au patient. La promesse de produire une pièce métallique ayant une forme complexe et personnalisée, élargirait le champ des possibilités pour l'ingénierie de demain.

Aujourd'hui, la fabrication additive désigne un ensemble de techniques qui ont toutes leurs spécificités comme le temps de production plus ou moins rapide ou alors le type de matériau

produit. Parmi toutes les technologies capables de produire des pièces métalliques, deux procédés ressortent particulièrement du lot, de par leurs capacités et leur maturité sur le plan industriel. On citera en premier la technologie EBM qui figure parmi les derniers procédés de fabrication additive [5] déployés. Elle est développée et commercialisée par la société suédoise Arcam AB. Le second procédé est le SLM [6] qui est une version plus avancée du SLS [Selective Laser Sintering]. Les deux technologies se basent sur la fusion des poudres avec des principes et des niveaux d'énergie différents. Ces données sont très importantes dans la production des alliages de titane, d'autant plus s'il s'agit du Ta64 ELI dont les propriétés mécaniques sont une fonction importante des conditions de fusion et de refroidissement post-fusion [7-10].

Pour le secteur aéronautique, le Ta64 est un matériau essentiel, principalement, pour ses propriétés mécaniques spécifiques (limite élastique supérieure aux alliages d'aluminium et densité plus faible que les aciers standards). Comme toute nouvelle technologie, la fabrication additive engendre des coûts élevés lors de son déploiement mais ceux-ci peuvent être contrebalancés par une réduction importante de ce qui, en aéronautique, est appelé le ratio « buy-to-fly », le gain de matière première ainsi que la simplification et l'optimisation des assemblages déjà existants.

Plusieurs travaux [11-12] présentent les résultats mécaniques établis sur des pièces produites par le procédé EBM. On constate une grande hétérogénéité dans la lecture de ces données. L'écart observé sur les pièces produites par SLM [13-15] est également important et l'on observe une réelle différence entre les deux procédés qui engendre des empreintes spécifiques sur le matériau obtenu. L'ensemble de ces résultats étant établi pour des chargements quasi-statiques, on cherche ici à étendre ces observations au comportement dynamique des deux matériaux. Le travail exposé ici propose d'évaluer l'influence de l'orientation des pièces produites pour un procédé donné et de comparer les deux techniques EBM et SLM entre elles pour une même vitesse de déformation.

II. DISPOSITIF EXPERIMENTAL

A. Technologies EBM et SLM

Le procédé EBM est une version plus avancée de la soudure par faisceau d'électrons ; un faisceau d'électrons à haute puissance énergétique est généré par un canon (1), celui-ci est ensuite concentré au travers d'une lentille électromagnétique (2) et il est défléchi immédiatement après (dévié) (3) vers une position donnée sur le plateau de construction (4). Les principales différences avec le SLM sont les conditions de vide relatif (10^{-4} Torr) qui sont créées dans la chambre de construction au cours de la production [16] ainsi que le préchauffage du lit de poudres (5) qui aura été précédemment ratisé (6) depuis les cassettes de poudres (7) vers le plateau de construction. Le faisceau d'électrons se déplace à une vitesse bien plus élevée que dans le procédé SLM, ce qui a permis à Arcam AB d'implémenter la stratégie appelée « multi-point », consistant à définir un front de fusion plutôt qu'une simple piscine comme établi avec la technologie laser. Cette technique peut considérablement réduire les temps de production pour des pièces de grand volume, ce qui en règle générale compense la perte de temps apportée par l'étape de préchauffage des poudres.

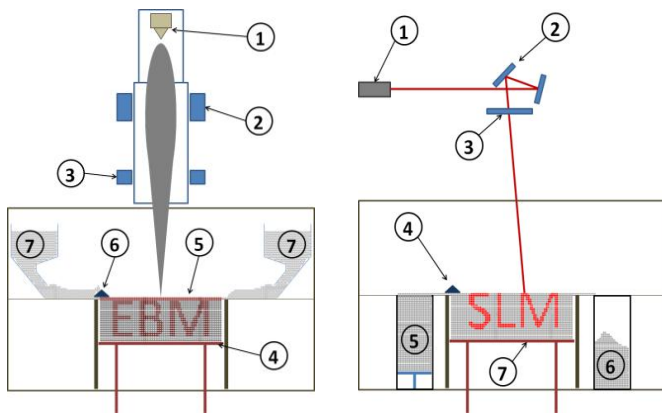


Figure 1. SCHEMA DU PROCEDE EBM COMMERCIALISE PAR ARCAM AB (GAUCHE) ET SCHEMA D'UNE MACHINE SLM EOS M290 (DROITE).

Le procédé SLM est plus simple à mettre en œuvre mais il comporte tout de même ses subtilités. Comme son nom l'indique, la technique SLM utilise une source laser focalisée (1) (0.2kW Yb - YAG laser pour la machine utilisée ici). Le rayon laser est dévié par un système optique (2) commandé par le logiciel de la machine et traverse ensuite une lentille focale (3) qui concentre le rayon et lui confère un diamètre d'environ $100\mu\text{m}$ avant d'atteindre le lit de poudres. Un système de râseau mécanique (4) qui est identique à celui utilisé par la machine EBM, vient déposer les couches successives de poudres neuves pour chacune des étapes du procédé. L'approvisionnement en poudre se fait par un système de plateau qui monte (5) et le trop plein de poudres est alors évacué dans une rigole prévue à cet effet (6), sur un côté du plateau de fabrication. Il convient également de préciser qu'au cours de la fabrication, seul le plateau (7) est chauffé à une

température proche des 100°C , les poudres, elles, ne sont au contraire pas préchauffées comme c'est le cas en EBM. Afin de garantir une atmosphère générale neutre et d'évacuer les éventuelles fumées qui sont créées par le procédé de fusion, un souffle constant d'argon (ou autre gaz inerte) est injecté par l'un des côtés du plateau de fabrication. L'absence de préchauffage des poudres implique que les poudres ne sont ici pas frittées entre elles, ce qui facilite grandement la tâche de dépoudrage des pièces en fin de fabrication. Cependant, cela amplifie les gradients thermiques au cours de la fabrication, ce qui a pour effet immédiat d'augmenter considérablement la vitesse de refroidissement des couches fusionnées.

B. Des poudres métalliques aux éprouvettes

Les poudres EBM ont été achetées auprès de la société Arcam AB. Elles sont certifiées suivant la norme ASTM F3001, voir tableau 1. Il est extrêmement important de certifier la teneur des poudres en oxygène et nitrogène car les propriétés mécaniques du matériau final sont entièrement déterminées par les conditions de refroidissement depuis la phase liquide, ainsi que sa composition chimique initiale. Les poudres utilisées pour la fabrication des pièces EBM sont entièrement neuves (0% de poudres recyclées). Les particules mesurées ont un diamètre qui varie dans la plage $60-100\mu\text{m}$, ce qui fait qu'elles sont plutôt importantes. Il est toutefois très difficile de descendre en taille de poudre pour la technologie EBM car cela complexifierait la phase de dépoudrage. La machine EBM utilisée pour la fabrication des pièces est commercialisée par Arcam AB sous la référence Arcam A1.

Eléments	Al.	V.	C.	O.	N.	Fe.	Ti.	autres
%	6.47	3.93	0.01	0.09	0.01	0.22	base	<0.002

Tableau 1. ÉLÉMENTS CONTENUS DANS LES POUDRES DE Ti-6Al-4V ELI SUIVANT LE STANDARD ASTM F3001

Les poudres utilisées dans le procédé SLM ont été fournies par la société Tekna Advanced Material INC et leur composition est certifiée suivant la même norme que les poudres EBM. La granulométrie a été mesurée suivant le standard ASTM B214 et le diamètre des poudres varie dans la plage $53^{\pm 20}\mu\text{m}$. On souligne que 95% de la masse totale des poudres ont un diamètre inférieur à $53\mu\text{m}$. Les pièces ont été produites sur une machine EOS M290-SI2064 avec les paramètres nominaux suivants : puissance du laser au moment du « hatching » 340W , vitesse du laser $1.25\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ et une épaisseur de couche de $60\mu\text{m}$.

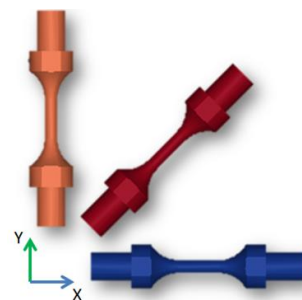


Figure 2. ORIENTATIONS PRINCIPALES DES EPROUVETTES PRODUITES : ORANGE – EPROUVETTES VERTICALES (90°), ROUGE – EPROUVETTES INTERMEDIAIRES (45°), BLEU – EPROUVETTES HORIZONTALES (0°).

Les éprouvettes produites ont une géométrie axisymétrique qui est adaptée au dispositif expérimental des barres de Hopkinson pré-tendue (lire Haugou et al. [17]). L'ensemble des éprouvettes produites ont été divisées en trois catégories, chacune fabriquée avec une orientation spécifique, comme illustré dans la figure 2. Il est important de souligner que pour les deux types de procédés, les éprouvettes montées à l'horizontal (bleu) ont été imprimées avec des supports pour soutenir la partie centrale (corps d'éprouve). Les éprouvettes produites avec une orientation intermédiaire (i.e. 45°) ont été produites avec supports par la technique EBM et sans support pour le SLM. Les supports en question ont été retirés manuellement, avec une pince à couper le métal. Ceci nuit grandement à l'état des surfaces produites avec supports et on rappellera ici que ces éprouvettes sont testées dans une configuration dite « brute ». En plus de ce problème, on observe également que les éprouvettes horizontales présentent un défaut géométrique évident d'axialité et de cylindricité de quelques centaines de microns. Ces défauts impliquent finalement une variation sur la section initiale des éprouvettes dont on doit tenir compte pour déterminer la contrainte nominale au cours de l'essai. Les géométries produites ont été mesurées par un scan de toutes les pièces sur une machine de type PICZA LPX 1200 3D SCANNER (précision 0.01mm) et vérifiées pour certains échantillons à l'aide d'une tomographie 3D. Sans ce réajustement entre dimensions des pièces CAO et dimensions des pièces fabriquées les résultats expérimentaux peuvent apparaître dispersifs.

C. Essais dynamiques sur barre de Hopkinson pré-tendue

Les essais dynamiques ont été effectués sur un dispositif de barre de Hopkinson pré-tendue (figure 3). Ce dernier est composé d'une barre entrante de 7.50m de longueur ainsi que d'une barre sortante dont la longueur est de 7.00m. Le matériau utilisé est un acier (mar-aging 18) avec une limite élastique supérieure à 1800MPa. Les barres – instrumentées de ponts de jauges de déformation – ont un diamètre nominal de 11mm. Une longueur de pré-tension de 3m, sur la barre entrante, est fixée à l'aide d'un système équipé d'un fusible dont la rupture brutale provoquée par un vérin hydraulique permettra le déclenchement de l'essai. Cette longueur pré-tendue de la barre est préalablement mise en tension à l'aide d'un second dispositif hydraulique. La vitesse de déformation atteinte dans le spécimen testé sera fonction de l'énergie initialement emmagasinée par la déformation élastique de la barre pré-tendue mais également des caractéristiques géométriques et matérielles de l'éprouvette.

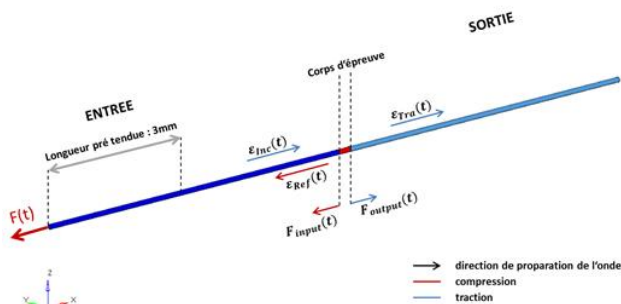


Figure 3. DISPOSITIF EXPERIMENTAL DES BARRES D'HOPKINSON PRETENDUES.

La rupture brusque du fusible de pré-tension engendre une onde élastique unidimensionnelle (lire [18-21]) qui se propage dans la barre entrante et appelée onde incidente $\epsilon_{inc}(t)$, puis atteint l'éprouvette. Dès-lors, celle-ci se sépare en deux ondes complémentaires appelées onde réfléchie $\epsilon_{ref}(t)$ et onde transmise $\epsilon_{tra}(t)$. Ces dernières sont respectivement propagées dans les barres entrante et sortante. Les trois signaux d'ondes élastiques sont enregistrés par un oscilloscope numérique (DL 850) relié à deux ponts jauges de déformation (HBM 1-LY41-1,5/350) conditionnés (Vioshay 2210B) et disposées sur les barres entrante et sortante. Le post traitement des résultats est effectué à l'aide du logiciel David © (lire Gary et al. [22]) afin de déterminer la loi de comportement de l'éprouvette soumise à cet essai.

Cette technique de mesure présuppose une onde de déformation unidimensionnelle dans les barres ainsi que dans le matériau testé. Les défauts géométriques sur les éprouvettes fabriquées en EBM et SLM ont une influence non négligeable sur la mesure. En effet, le cintrage et autres défauts présents sur les éprouvettes produites dans la direction horizontale peuvent affecter la qualité des mesures. Des essais préliminaires ont mis en évidence qu'une vitesse de déformation supérieure à $500s^{-1}$ pouvait affecter les résultats obtenus par l'apparition de phénomènes de mise en résonance de l'éprouvette testée. Afin de s'affranchir de ce problème, une vitesse plus faible de $200s^{-1}$ a été testée pour les deux procédés.

III. RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSIONS

A. Microstructure du Ti6Al4V produit par EBM et SLM

La fusion successive du matériau couche par couche induit une surfusion, sur une faible épaisseur, de la pièce en cours de fabrication. Cette re-fusion des couches précédentes engendre l'apparition d'une microstructure dans la matière qui est orientée par rapport à la direction de montage des pièces. Cette observation est particulièrement vraie pour les pièces produites en alliage de titane comme le Ta64. La transition de la phase liquide vers la phase solide de ce matériau s'accompagne par le développement d'une structure biphasée $\alpha+\beta$, pour la technologie EBM [23] et d'une structure $\alpha'+\beta$ pour le procédé SLM [24].

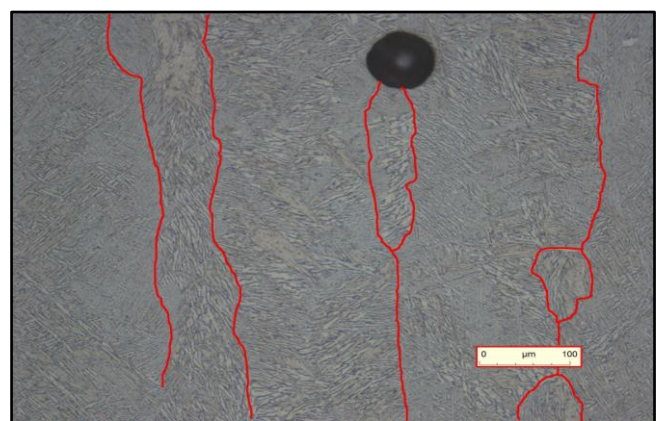


Figure 4. MICROSCOPIE OPTIQUE D'UNE PIÈCE PRODUITE EN EBM, QUI MONTRE LA MICROSTRUCTURE ACICULAIRE α (WIDMANSTÄTTEN) TYPIQUE AU PROCÉDÉ AINSI QUE LES ANCIENS GRAINS β (ROUGE).

Les observations au microscope optique ont mis en évidence une croissance continue des grains β dans la direction de fabrication des pièces. La figure 4 montre les limites (rouge) des grains β , qui peuvent atteindre une taille allant jusqu'à quelques millimètres, ce qui équivaut à plusieurs dizaines de couches fabriquées. La microstructure des pièces EBM présente les caractéristiques du Ta64 ayant subi un refroidissement lent depuis le β -transus. Il s'accompagne d'un développement de la phase α , qui adopte une structure aciculaire appelée Widmanstätten. Ces aiguilles α sont très fines et peuvent atteindre une dizaine de μm de longueur. Pour le matériau produit par SLM, les gradients thermiques sont plus importants que ceux rencontrés en EBM. La microstructure fabriquée est du type aciculaire martensitique, notée α' . On observe également la présence de grain β très allongés dans la direction de fabrication, comme déjà présenté pour le matériau fabriqué en EBM.

Enfin, la figure 4 fait également apparaître une porosité sur la zone observée. Les porosités sont inhérentes aux deux procédés, mais ces dernières ne sont pas du même type et n'ont pas les mêmes origines. Les éprouvettes produites par le procédé EBM présentent des porosités principalement localisées en proche surface. Les porosités au cœur de la matière sont de diamètre très faible et sont sans doute dues aux bulles d'argon déjà présentes dans les poudres utilisées. L'analyse des éprouvettes post essais a révélé la présence de poudres non fusionnées au sein du matériau (figure 4). Le procédé SLM génère un matériau plus poreux si on le compare à celui de l'EBM. Les porosités sont très homogènes dans le matériau et sont principalement liées aux conditions de fabrication, i.e. puissance du laser, épaisseur des couches et longueur du pas de « hatching ». Bien que plus nombreuses, ces porosités paraissent moins critiques que celles observées pour l'EBM.

L'anisotropie est davantage mise en évidence si l'on considère la contrainte maximale dans le matériau qui est 29% plus élevée dans la direction 0° par rapport à la direction verticale. Enfin, la rupture semble également dépendre de l'orientation de la pièce lors de sa fabrication. Ainsi les éprouvettes produites avec une orientation intermédiaire montrent le meilleur allongement à rupture et celles fabriquées à 0° ont une rupture précoce, à environ 5% d'allongement. Pour les éprouvettes présentées en figure 5, EBM_00 (horizontales) et EBM_45 (intermédiaires), la rupture est quasi-fragile sans endommagement. Les éprouvettes montées dans la direction à 90° (EBM_90) montrent un début d'endommagement à partir de 6% d'allongement.

Les pièces fabriquées par le procédé SLM montrent une sensibilité moindre à l'orientation sur le plateau de production. Les écarts sont infimes si l'on compare la limite élastique ou bien le module d'Young et on observe moins de 5% d'écart sur la contrainte maximale entre les différentes orientations. Cependant, les trois orientations, SLM_00 (à 0°), SLM_45 (intermédiaire) et SLM_90 (à 90°) présentent un endommagement au-delà de 6% d'élongation.

		E [GPa]	R _e (0.2%) [MPa]	R _m [MPa]	A % [%]
EBM	0	91.26	862.4	1254.6	4.3
	45	94.28	811.8	1076.0	11.7
	90	93.86	810.7	973.9	10.1
SLM	0	108.8	987.9	1364.5	10.4
	45	108.3	997.4	1308.6	10.7
	90	106.2	964.3	1303.9	11.0

Tableau 2. BILAN DES RESULTATS EXPERIMENTAUX SUR LES TROIS ORIENTATION, POUR CHACUN DES PROCEDES ADDITIFS

La comparaison directe entre les deux procédés montre une plus grande limite élastique du matériau SLM et ce dans les trois directions étudiées. L'observation est identique pour la contrainte maximale admise. Suivant la direction de montage des éprouvettes, le matériau fabriqué par SLM est entre 9% (horizontal) et 34% (vertical) plus résistant que celui produit en EBM. Les allongements à rupture sont quasi-identiques pour les deux technologies, sauf pour les pièces produites horizontalement, qui montrent une rupture critique avec un allongement très faible.

C. Discussions et conclusion

Du point de vue des microstructures observées pour chacun des deux procédés, les résultats obtenus sont très semblables à ceux déjà présents dans la littérature. Les conditions thermiques propres à la technologie EBM sont très favorables au développement d'une microstructure aciculaire fine de type α (hc) avec des grains β (cfc) très allongés dans la direction de montage. Suivant le temps de refroidissement des pièces entre les températures de 890°C et 680°C , la phase aciculaire se développe de manière plus ou moins importante. Cet élément joue un rôle critique sur les propriétés mécaniques des pièces fabriquées en Ta64. Des aiguilles α plus larges sont responsables de l'augmentation de la limite élastique qui s'accompagne d'une perte de ductilité du matériau. La

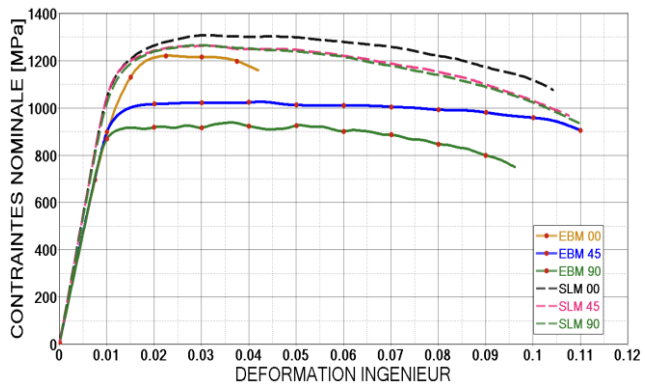


Figure 5. COMPARAISON ENTRE LES PROCEDES EBM ET SLM POUR LES TROIS ORIENTATIONS D'ÉPROUVETTES AU COURS DE LA FABRICATION.

B. Influence du procédé sur les propriétés mécaniques

Les résultats obtenus sur les éprouvettes fabriquées par EBM montrent que l'orientation est un facteur important d'anisotropie. On observe que la limite élastique subit une augmentation de 6.5% pour les éprouvettes orientées à 0° par comparaison aux deux autres directions de fabrication.

thermique du procédé SLM entraîne un refroidissement très rapide des pièces fabriquées. Sur le plan industriel, cela représente sans doute un gain de productivité non négligeable. Cependant, les conséquences immédiates sur la microstructure du Ti64 sont la production d'une phase martensitique α' très dure et généralement moins ductile qu'une microstructure $\alpha+\beta$. Enfin, il faut également relevé que les gradients thermiques étant plus grands pour le procédé SLM, ce dernier est donc sujet à produire des pièces métalliques avec des contraintes résiduelles non négligeables.

Ces résultats sont relativement différents de ceux déjà publiés dans la littérature, notamment ceux de Rafi et al. [12]. Cependant, il est assez difficile de faire une comparaison directe. La première raison est que Rafi et al. [12] ont travaillé sur des éprouvettes usinées dans des blocs de matière préalablement fabriqués par EBM et SLM. Ensuite, leur protocole expérimental s'intéressait à de la traction quasi-statique, alors que la présente investigation est dédiée pour la traction dynamique. Néanmoins, le fait de tester le matériau dans une configuration dite « brute » a permis de mettre en évidence l'impact non négligeable des effets de peau sur la santé mécanique des pièces. En premier lieu, Rafi et al. [12] n'ont observé qu'une faible variation de la ductilité du matériau en fonction des orientations fabriquées. On notera que les pièces produites par procédés SLM n'ont que 5% d'allongement à rupture dans [12], pour des éprouvettes usinées, là où nos pièces brutes atteignent 10-11%. Plus généralement, les résultats mesurés pour les pièces SLM présentent le même type d'endommagement que ceux observés par Rafi et al. [12]. Ce comportement est sans doute lié aux porosités internes des pièces. Ces dernières sont homogènes au sein du matériau et c'est sans doute ce qui explique un comportement identique suivant les trois orientations testées. Nos éprouvettes présentent peut-être des porosités critiques plus faibles que celles qui ont été testées par Rafi et al. [12] et c'est ce qui pourrait expliquer les écarts entre les résultats au sujet la ductilité des pièces fabriquées.

Le matériau produit par procédé EBM est plus délicat à analyser. La microstructure aciculaire très fine est favorable à une très bonne ductilité et qui en général s'accompagne d'une résistance mécanique du matériau plus faible que ce qui est démontré par la phase martensitique propre au procédé SLM. Les résultats obtenus confirment bien des R_m plus faibles pour le procédé EBM et les valeurs pour les directions de montage verticales et intermédiaires sont proches de celles publiées par Rafi et al. Cependant, une plus grande ductilité du matériau EBM n'est ici pas prouvée. Alors que le constructeur de la machine EBM et fournisseur des poudres de Ta64 ELI, Arcam AB, annonçait 15% d'allongement à rupture, on observe au mieux 11% pour les éprouvettes qui ont été montées avec la direction intermédiaire (45°), et au minimum 5% d'allongement à rupture pour les éprouvettes fabriquées horizontalement. Ces différences sont sans doute causées par un état de surface très critique observé sur nos pièces brutes. En usinant les éprouvettes, [12] se sont affranchis du problème de la localisation et de l'initialisation de la rupture en proche surface. On constate que les éprouvettes qui ont été fabriquées horizontalement sont celles qui ont le plus de défauts de

surface et sont également les pièces qui atteignent la rupture le plus tôt au cours des essais.

En conclusion, ce travail a permis de confirmer certains résultats du Ta64 ELI présents dans la littérature comme les microstructures propres à chacun des deux procédés EBM et SLM. Les pièces fabriquées en EBM ont montré une microstructure biphasée de type $\alpha+\beta$, où la phase α forme des structures de Widmanstätten, avec des aiguilles longues et très fines. Au contraire, les pièces produites par SLM ont une microstructure $\alpha'+\beta$, où α' est une phase martensitique très dure du titane. Des éprouvettes de traction ont été fabriquées dans trois directions de montages principales, horizontales (0°), verticales (90°) et intermédiaire (45°). Les essais dynamiques ont démontré que le procédé SLM est capable de produire un matériau ayant une résistance mécanique supérieure à celle des pièces fabriquées par EBM. On constate également une très faible anisotropie dans le matériau produit par SLM, qui est sans doute liée à l'orientation préférentielle des grains β par rapport à la direction de fabrication. Dans le cas des pièces produites par EBM, on note une anisotropie importante qui est bien plus accentuée que les résultats observés pour le SLM. Contrairement aux résultats de la littérature, lors des essais aux barres de Hopkinson, les éprouvettes des deux procédés ont montré sensiblement les mêmes allongements à rupture. Dans une configuration de pièces brutes sans aucun autre procédé de finition, la technique EBM est mise en défaut par des aspérités de surface qui sont sans doute critiques pour des chargements dynamiques.

IV. REMERCIEMENTS

Les auteurs souhaitent exprimer leur reconnaissance à l'entreprise Zodiac Seats France pour le subventionnement de ces travaux ainsi qu'au G-SCOP pour la production des pièces par procédé EBM.

V. REFERENCES

- [1] CM. HASLAUER, JC. SPRINGER, OL. HARRYSSON, EG. LOBOA, NA. MONTEIRO-RIVIERE, DJ. MARCELLIN-LITTLE. "In vitro biocompatibility of titanium alloy discs made direct metal fabrication", *Medical engineering & physics*, 32(6), 2010, 645-652.
- [2] K. ASAOKA, N. KUWAYAMA, O. OKUNO, I. MIURA. "Mechanical properties and biomechanical compatibility of porous titanium for dental implants", *Journal of biomedical research*, 19(6), 1985, 699-713.
- [3] KA. THOMAS, JF. KAY, SD. COOK, M. JARCHO. "The effect of surface macrotexture and hydroxylapatite coating on the mechanical strengths and histologic profiles of titanium implant materials", *Journal of biomedical material research*, 21(12), 1987, 1395-1414.
- [4] CA. SIMMONS, N. VALIQUETTE, RM. PILLIAR. "Osseointegration of sintered porous-surfaced and plasma spray-coated implants: an animal model study of early postimplantation healing response and mechanical stability", *Journal of biomedical materials research*, 47(2), 1999, 127-138.
- [5] J. HIEMENZ. "Electron beam melting", *Advanced material & processes*, 165(3), 2007, 45-46.

- [6] J.P. KRUTH, P. MERCELIS, J. VAN VAERENBERGH, L. FROYEN, M. ROMBOUTS. "Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting", *Rapid prototyping journal*, 11(1), 2005, 26-36.
- [7] G. LUTJERING, J.C. WILLIAMS. "Titanium (Vol. 2)", Springer, 2003.
- [8] G. WELSCH, R. BOYER, E.W. COLLINGS. "Materials properties handbook: titanium alloys", ASM international, 1993.
- [9] W. SHA, S. MALINOV. "Titanium alloys: modeling of microstructure, properties and applications", Elsevier, 2009.
- [10] AS. KHAN, R. KAZMI, B. FARROKH, M. ZUPAN. "Effect of oxygen content and microstructure on the thermo-mechanical response of three Ti-6Al-4V alloys: experiments and modeling over a wide range of strain-rates and temperatures", *International journal of plasticity*, 23(7), 2007, 1105-1125.
- [11] LE. MURR, SA. QUINONES, SM. GAYTAN, MI. LOPEZ, A. RODELA, EY. MARTINEZ, RB. WICKER. "Microstructure and mechanical behavior of Ti-6Al-4V produced by rapid-layer manufacturing for biomedical applications", *Journal of the mechanical behavior of biomedical material*, 2(1), 2009, 20-32.
- [12] HK. RAFI, NV. KARTHIK, H. GONG, TL. STARR, BE. STUCKER. "Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting", *Journal of materials engineering and performance*, 22(12), 2013, 3872-3883.
- [13] LE. MURR, SM. GAYTAN, DA. RAMIREZ, EY. MARTINEZ, J. HERNANDEZ, KN. AMATO, RB. WICKER. "Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies", *Journal of materials science & technology*, 28(1), 2012, 1-14.
- [14] S. BREMEN, W. MEINERS, A. DIATLOV. "Selective laser melting", *Laser Technik Journal*, 9(2), 2012, 33-38.
- [15] D. GU, W. MEINERS, K. WISSENBAACH, R. POPRAWA. "Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms", *International materials reviews*, 57(3), 2012, 133-164.
- [16] S. BIAMINO, A. PENNA, U. ACKELID, S. SABBADINI, O. TASSA, P. FINO, C. BADINI. "Electron beam melting of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation", *Intermetallics*, 19(6), 2011, 776-781.
- [17] G. HAUGOU, N. LECONTE, H. MORVAN. "Design of a pre-stretched tension Hopkinson bar device: configuration, tail corrections and numerical validation", *Intern. Journal of impact Engineering*, 2016, 89-101.
- [18] B. HOPKINSON. "A method of measuring the pressure in the deformation of high explosive by impact of bullets", *Philosophical transactions of the royal society of London, Series A.213*, 1914, 437-452.
- [19] H. KOLSKY. "An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading", *Proceedings of the physical society, Section B*, 62(11), 1949, 676.
- [20] F. LAURO, D. MORIN, G. HAUGOU, B. BENNANI. "Application of SEE method on multiphase steel", SEM annual conference, Albuquerque, Nouveau Mexique, USA, 2009.
- [21] G. GARY, H. ZHAO. "Dépouillement de l'essai aux barres de Hopkinson par une technique de calcul inverse", *Le journal de Physique IV*, 4(C8), 1994, C8-89.
- [22] G. GARY, V. DEGREEF. "DAVID, User's manual version, Labview version", LMS Polytechnique, Palaiseau, France, version 12341.
- [23] LE. MURR, EV. ESQUIVEL, SA. QUINONES, SM. GAYTAN, MI. LOPEZ, EY. MARTINEZ, SW. STAFFORD. "Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomechanical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V", *Materials characterization*, 60(2), 2009, 96-105.
- [24] L. THIJS, F. VERHAEGHE, T. CRAEGHS, J. VAN HUMBEECK, JP. KRUTH. "A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V", *Acta Materialia*, 58(9), 2010, 3303-3312.