



Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers ParisTech researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <http://sam.ensam.eu>
Handle ID: <http://hdl.handle.net/10985/7417>

To cite this version :

Guénaël GERMAIN, Yessine AYED, Tarek BRAHAM-BOUCHNAK, Anne MOREL - Identification de lois de comportement représentatives des conditions d'usinage pour des alliages de titane à différentes teneurs alpha/beta - In: Congrès Français de Mécanique (21; 2013; Bordeaux), France, 2013-08-26 - Congrès Français de Mécanique (21; 2013; Bordeaux) - 2013

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : archiveouverte@ensam.eu

Identification de lois de comportement représentatives des conditions d'usinage pour des alliages de titane à différentes teneurs alpha/beta

G. GERMAIN^a, Y. AYED^a, T. BRAHAM-BOUCHNAK^b, A. MOREL^a

a. Arts et Métiers ParisTech, LAMPA-EA1427, 2 Bd de Ronceray 49000 Angers, France

b. Sandvik Tooling France Div Coromant, 4 Av. Buffon, BP 76209, 45062 Orléans, France

Résumé :

Les difficultés d'usinage des alliages de titane donnent lieu à de nombreuses études pour mieux comprendre les mécanismes de formation du copeau dans ce matériau. Trouver un modèle de comportement représentatif des conditions extrêmes de la zone de coupe reste une des principales difficultés à surmonter pour obtenir, en simulation numérique, des résultats pertinents. Dans cette étude, des essais de cisaillement dynamique sont réalisés sur un simulateur thermomécanique Gleeble pour reproduire aussi fidèlement que possible les conditions extrêmes subies en usinage en termes de déformation, vitesse de déformation et température. L'objectif est d'identifier pour trois alliages de titane (Ti6Al4V, Ti555-3 et Ti17) avec différentes proportions de phases α/β , les paramètres d'une loi de Johnson-Cook. Ces résultats sont originaux pour les alliages Ti555-3 et Ti17. Pour être le plus représentatif possible des résultats expérimentaux, les paramètres de la loi de Johnson-Cook ne sont pas constants sur la gamme de vitesses de déformation et de températures testées. Ceci traduit une modification des mécanismes gouvernant la déformation. Une analyse comparative des zones cisailées dans les éprouvettes et les copeaux est effectuée. Il apparaît notamment, dans le Ti555-3, que la proportion de phase α diminue nettement dans les zones soumises à de fortes vitesses de déformation.

Abstract :

Determining a material constitutive law which is representative of the extreme conditions found in the cutting zone during machining operations is a very challenging problem. In this study, dynamic shear tests, which reproduce, as faithfully as possible, these conditions in terms of strain, strain rate and temperature, have been developed using hat-shaped specimens. The objective was to identify the parameters of a Johnson-Cook material behaviour model by an inverse method for three titanium alloys: Ti6Al4V, Ti555-3 and Ti17. In order to be as representative as possible of the experimental results, the parameters of the Johnson-Cook model were not considered to be constant over the total range of the strain rate and temperature investigated. This reflects a change in the mechanisms governing the deformation. The shear zones observed in hat-shaped specimens were analysed and compared to those produced in chips during conventional machining for both materials. It is concluded that, in the Ti555-3 alloy, the proportion of α -phase greatly reduces in high strain-rate zones.

Mots clefs : alliages de titane, Johnson-Cook, méthode inverse, zone de coupe

1 Introduction

Dès le début des années 50, les travaux précurseurs de Shaw [1] sur les mécanismes de formation du copeau dans les alliages de titane ont conduit cet auteur à suggérer que l'observation de copeaux segmentés était liée à une instabilité lors de la coupe qui résultait d'une compétition entre adoucissement thermique et consolidation par déformation dans la zone de cisaillement primaire. Plus tard, Komanduri [2], en mettant en place des essais de coupe orthogonale à l'intérieur d'un microscope électronique à balayage et en filmant la formation du copeau, est parvenu à des conclusions similaires. L'augmentation de la température en pointe d'outil pourrait générer le passage d'une structure de type α hexagonale compacte, avec peu de systèmes de

glissement, à une structure β cubique centrée, avec plus de systèmes de glissement [3]. L'augmentation du nombre de systèmes de glissement permettrait une localisation de la déformation [4]. Cette dernière associée à l'augmentation de température, importante et localisée, favoriserait la formation de bandes de cisaillement adiabatique [5] propice à la segmentation du copeau. A contrario certains auteurs ne constatent pas de changement de phase dans les bandes de cisaillement lors du processus d'usinage [6]. Ce type de travaux est important, car même si l'étude de la morphologie du copeau n'est pas un objectif en soi, elle fournit des informations relatives au processus de coupe, qui peuvent permettre d'améliorer la productivité de l'usinage des alliages de titane en améliorant l'intégrité de la surface usinée, et le comportement à l'usure de l'outil.

Parallèlement à ces études expérimentales, il est possible avec un logiciel de calcul par éléments finis commercial d'avoir un aperçu des mécanismes de formation d'un copeau, puisque des données quantitatives relatives aux contraintes, déformations et températures transitoires calculées dans la zone de coupe peuvent être obtenues. Ces résultats n'ont cependant de sens que si des modèles de comportement matériau adaptés sont introduits.

L'objectif de cette étude consiste donc à déterminer pour des alliages de titane, avec différents teneurs en phases α/β (les alliages Ti6Al4V, Ti555-3 et Ti17) des modèles de comportement représentatifs des conditions extrêmes de la zone de coupe en termes de déformation, vitesse de déformation et température. Une loi de type Johnson-Cook est utilisée. Pour identifier les paramètres de la loi, des essais mécaniques spécifiques et adaptés sont développés. Des éprouvettes chapeau sont notamment utilisées. Une analyse comparative des zones cisailées dans ces éprouvettes et les copeaux est effectuée.

2 Descriptif expérimental

2.1 Matériaux étudiés

Les investigations portent sur trois alliages de titane : le Ti6Al4V, le Ti17 et le Ti555-3. La composition chimique de ces matériaux est présentée dans le Tableau 1. La microstructure des trois matériaux est très différente. L'alliage de titane Ti6Al4V est un alliage biphasé ($\alpha+\beta$) avec des grains α à structure hexagonale compacte majoritaires et une phase β intergranulaire. L'alliage Ti17 est constitué d'une matrice β avec une phase α aux joints de grains et sous forme de colonies de lamelles organisées et parallèles. L'alliage Ti555-3 se compose d'une matrice β , à structure cubique centrée, avec des particules α , sous forme de nodules ($\sim 5 \mu\text{m}$). La température de transus β se situe entre 930°C and 960°C pour l'alliage Ti6Al4V, à 880°C pour l'alliage Ti17 et autour de 845°C pour l'alliage Ti555-3 [7].

	Al	V	Cr	Mo	Zr	Sn	Fe	H	C	O	N	Teneur en éléments	
												alphagènes	bêtagènes
Ti6Al4V	6,02	4,09	1,60	4,70			0,06	0,001	0,015	0,16	0,006	7,83	12,41
Ti17	5,00		4,00	4,00	2,00	2,00						6,00	16,00
Ti 5553	4,91	5,25	2,98	5,22			0,35	0,001	0,008	0,135	0,006	6,40	18,71

TAB. 1 - Composition chimique des alliages de titane de l'étude.

2.2 Essais en cisaillement extrême

Les essais thermomécaniques de cette étude ont été réalisés à l'aide d'une géométrie d'éprouvette dite 'hat-shaped', développée par Hartmann [8]. Cette géométrie permet de créer une zone de cisaillement plus ou moins fortement localisée en sollicitant seulement l'éprouvette en compression. La zone de cisaillement est de forme cylindre sur le pourtour de l'éprouvette ; sa localisation dépend de la différence de diamètre entre le cylindre et l'alésage. Dans le cas de la géométrie choisie pour cette étude, la vitesse de déformation obtenue dans la zone de cisaillement est dix fois supérieure à la vitesse d'écrasement de l'éprouvette en mm.s^{-1} . Par exemple, pour une vitesse de compression de l'éprouvette de 1 m s^{-1} , la vitesse de déformation est de 10^4 s^{-1} . Pour atteindre des vitesses de déformation importantes, les essais ont été conduits un simulateur thermomécanique Gleeble. Cette machine permet, de plus, de mener des essais en température (plusieurs centaines de degrés Celsius) grâce à un chauffage réalisé par effet Joule. Les mesures de température sont réalisées par deux thermocouples soudés en surface de l'éprouvette. La force est quantifiée par un capteur placé en série par rapport au mors. Le déplacement des mors peut être mesuré de deux manières différentes suivant la vitesse de sollicitation. En effet, à faibles vitesses de déformation (inférieures à 10 mm.s^{-1}) le

déplacement est mesuré à l'aide d'un capteur LVDT fixé sur les mors. Lors des essais plus rapides, le vérin, déconnecté du mors mobile, s'élance jusqu'à la vitesse désirée puis rentre en contact violemment avec le mors mobile pour le déplacer à grande vitesse. Dans ce cas, le capteur LVDT risque d'être endommagé. Le déplacement est alors mesuré par le capteur donnant la position du vérin moteur. Ces mesures de déplacement intègrent donc, en plus des déformations de l'éprouvette, les déformations des mors. Il est donc nécessaire de corriger chaque courbe Force / Déplacement pour s'affranchir de la raideur du montage expérimental. Dans la suite de l'étude, les courbes Force / Déplacement sont toujours présentées corrigées pour être analysées.

Les essais sont réalisés sous vide (10^{-5} torr) sur les trois alliages de titane pour des températures variant de l'ambiante à 1000°C et des vitesses de déformation s'échelonnant de 1s^{-1} à 10^4s^{-1} . La répétabilité des mesures est systématiquement vérifiée.

2.3 Influence de la température

Des essais à température variable ont été réalisés à faibles vitesses de déformation pour éviter les effets d'auto-échauffement importants dans la zone de cisaillement lors de la déformation. Pour chaque alliage de titane étudié, les courbes Force / Déplacement obtenues lors de ces essais sont représentées sur la Figure 1. On remarque clairement pour chacun des alliages une chute de l'effort quand la température augmente. Plus précisément, la limite d'écoulement diminue avec l'augmentation de la température. Ceci peut être attribué à une augmentation de la densité des dislocations mobiles. Puis trois types de comportement apparaissent :

- Pour les températures faibles ($T < 0,3 T_f$ ici $T < 500^{\circ}\text{C}$), la force continue d'augmenter avec le déplacement. Les mécanismes de durcissement par consolidation semblent prédominants.
- Pour les températures moyennes ($0,3 T_f < T < 0,5 T_f$ ici $500^{\circ}\text{C} < T < 800^{\circ}\text{C}$), après avoir augmenté, la force décroît. Ceci a été observé chez d'autres auteurs [9], qui attribuent ces effets à une compétition entre les mécanismes d'écrouissage et les effets d'adoucissement thermique. Ankem [10] suggère un phénomène de restauration dynamique. Dans ce domaine, les dislocations s'annihilent plus rapidement qu'elles ne se créent. Dans le cas de l'alliage Ti555-3, les effets d'adoucissement thermique apparaissent plus tôt que pour l'alliage Ti6Al4V. L'alliage Ti-5553 est plus riche en phase β cubique centrée, qui a été prouvée plus sensible à la restauration dynamique que la phase α hexagonale compacte [10].

Pour les températures élevées ($T > 0,5 T_f$ ici $T > 800^{\circ}\text{C}$), le comportement des matériaux diffère. Dans le cas de l'alliage Ti555-3, la forme de la courbe change. Le phénomène dominant redevient l'écrouissage. Dans le cas de l'alliage Ti-6Al-4V, à 900°C , le mécanisme d'écrouissage est suivi d'une série d'oscillations d'amplitude décroissante avant d'atteindre un régime dit stationnaire. Ding and Guo observent des effets assez similaires sur cet alliage qu'ils attribuent, à partir d'observations métallurgiques, à de la recristallisation dynamique qui apparaîtrait pendant le traitement thermomécanique dans la phase β [11].

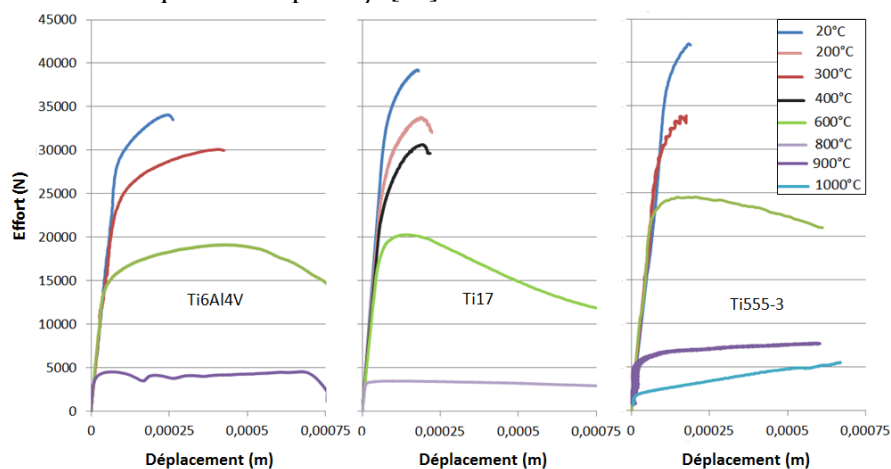


FIG. 1 - Courbes force/déplacement en quasi-statique à différentes températures (Ti6Al4V, Ti17, Ti555-3).

2.4 Influence de la vitesse d'essai

Des essais à vitesse variable ont été réalisés à température ambiante. Les courbes Force / Déplacement obtenues pour chacun des matériaux sont présentées sur la Figure 2.

Nous pouvons observer deux domaines distincts de sensibilité à la vitesse de sollicitation. Le premier est le domaine des essais quasi-statiques ($< 100 \text{ s}^{-1}$) où la vitesse ne semble pas avoir une influence importante sur l'effort. Le second domaine, celui des essais dynamiques, pour lequel l'effort dépend plus fortement de la vitesse de sollicitation. De fortes vitesses de déformation favorisent l'augmentation de la résistance du matériau en raison d'un taux élevé d'écroutissage comme la littérature l'a déjà rapporté [12].

3 Identification d'un modèle de comportement par méthode inverse

Le choix d'une loi de comportement pertinente est primordial pour simuler le processus de formation de copeau. Pour décrire le comportement des matériaux en usinage, plusieurs phénomènes interviennent et interagissent comme la sensibilité à la vitesse, la sensibilité à la température, les effets d'histoire en vitesse et température, l'écroutissage ou l'adoucissement, la restauration et la recristallisation, ainsi que les effets de texture cristallographique. Il apparaît dans la littérature une grande variété de lois de comportement permettant de tenir compte de ces effets. Le choix final est généralement réalisé en optant pour un compromis entre la pertinence de la loi de comportement pour décrire tels ou tels phénomènes et la facilité à identifier expérimentalement ses paramètres.

Dans notre étude nous avons choisi une loi de type Johnson-Cook pour tenir compte des effets d'écroutissage, de la vitesse de déformation et de la température pour des sollicitations dynamiques. Sa formulation est multiplicative ce qui facilite son identification. La contrainte d'écoulement est donnée par l'équation suivante :

$$\sigma = [A + B\bar{\varepsilon}^n] \cdot \left[1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{T - T_{ref}}{T_f - T_{ref}}\right)^m \right] \quad (1)$$

où σ est la contrainte d'écoulement du matériau, $\bar{\varepsilon}^p$ la déformation plastique équivalente, $\dot{\varepsilon}^p$ la vitesse de déformation plastique équivalente, T la température du matériau, T_{ref} la température de référence des essais, T_f la température de fusion du matériau, $\dot{\varepsilon}_0$ la vitesse de déformation de référence ($\dot{\varepsilon}_0 = 1$), A la limite d'élasticité du matériau, B et n des coefficients liés à l'écroutissage du matériau, C un coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, et m un coefficient de sensibilité à la température.

3.1 Procédure d'identification de la loi

L'identification de la loi de Johnson-Cook nécessite l'estimation des 5 paramètres A , B , C , n , et m . Cette estimation est réalisée à partir des données expérimentales obtenues lors des essais décrits dans les sections précédentes en faisant varier la température et les vitesses de sollicitations.

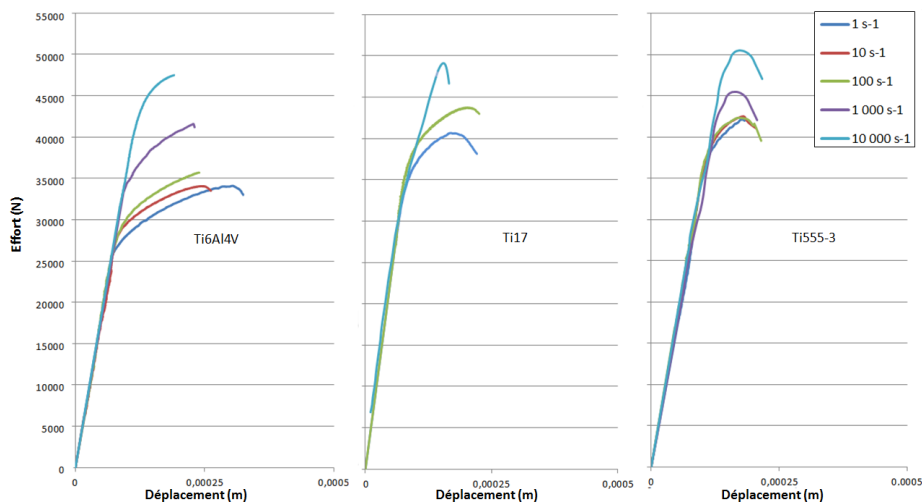


FIG. 2 - Courbes force/déplacement à 20°C à différentes vitesses de sollicitation (Ti6Al4V, Ti17, Ti555-3)

	A (MPa)	B (MPa)	n	m		C	
				T<600°C	T>600°C	$\dot{\epsilon} < 10^3 \text{ s}^{-1}$	$\dot{\epsilon} > 10^3 \text{ s}^{-1}$
Ti6Al4V	950	331	0,378	1,10	0,18	0,020	0,047
Ti17	1012	399	0,22	0,85	0,13	0,048	-
Ti555-3	1175	728	0,260	0,72	0,19	0,020	0,090

TAB. 2 – Paramètres de la loi de Johnson-Cook identifiés pour les alliages Ti6Al4V et Ti555-3.

La loi de Johnson et Cook repose sur une formulation non couplée des termes liés à l'érouissage, la vitesse de déformation et la température. Mais si la formulation de la loi n'est pas couplée, les essais expérimentaux le sont forcément. En effet, il n'est pas possible de réaliser un essai dynamique à température ambiante à cause de l'auto-échauffement subi par le matériau dans la zone cisailée. Cette remarque influence la démarche d'identification car il n'est pas possible d'identifier le terme de dépendance à la vitesse de déformation sans avoir préalablement identifié celui de la dépendance à la température. De plus, la complexité de la géométrie de l'éprouvette chapeau ne permet pas de connaître directement la déformation et la contrainte au niveau de la zone cisailée en fonction de l'effort et du déplacement sur l'éprouvette. Une modélisation numérique doit être mise en place afin d'identifier les paramètres de la loi comportement. Pour optimiser les paramètres de la loi de Johnson-Cook, l'algorithme de minimisation de Levenberg-Marquardt est choisi. Il permet le calcul d'une fonction erreur qui permet de comparer la courbe Force / Déplacement expérimentale avec une courbe obtenue numériquement à partir d'un jeu de paramètres de la loi de Johnson-Cook. Des détails sont donnés ailleurs [13].

Le Tableau 2 synthétise les paramètres de la loi de Johnson-Cook trouvés dans cette étude après convergence de l'identification pour chacun des matériaux. On distingue notamment deux plages de températures : celle des températures inférieures à 600°C et celle des températures supérieures. Ce changement du coefficient m aux alentours de 600°C correspond à la température d'apparition de la restauration dynamique (Figure 1). Le matériau n'a donc pas le même comportement avant et après cette température de transition.

3.2 Analyse des zones cisailées

Pour tenter de mieux comprendre l'évolution des paramètres de la loi de Johnson-Cook en fonction des conditions thermomécaniques, la zone cisailée des éprouvettes est analysée après chaque essai. A titre de comparaison, les copeaux obtenus en condition de coupe orthogonale sur des lopins d'alliages de titane Ti6Al4V et Ti555-3 sont prélevés et observés dans les mêmes conditions que les éprouvettes chapeau.

Les observations micrographiques de copeaux dans l'alliage de titane Ti555-3 font apparaître des bandes blanches aux niveaux des zones de cisaillement primaire et secondaire (Figure 3). Ces bandes sont dites blanches car très résistantes aux attaques chimiques usuelles. Elles ne sont pas observées dans l'alliage Ti6Al4V, ni dans cette étude, ni dans celles d'autres auteurs [5-6]. On s'accorde généralement sur le fait qu'elles sont composées de grains très fins. L'apparition d'une transformation de phase est discutée. D'une manière générale, les bandes naissent à la suite d'une forte élévation de température et/ou d'une intense déformation plastique. On retrouve dans l'éprouvette chapeau de l'alliage Ti555-3 une bande blanche comparable à celle trouvée dans le copeau. Ces observations montrent donc qu'il est possible, dans l'alliage Ti555-3, de voir apparaître des zones blanches sans aucun effet de frottement mais par simple cisaillement

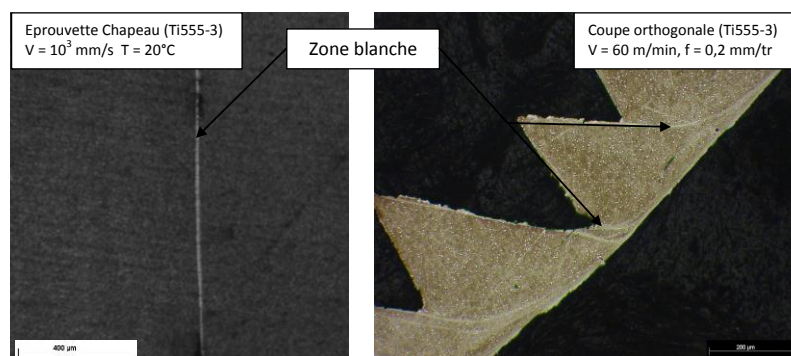


FIG. 3 - Comparaison des zones de cisaillement sur une éprouvette chapeau et celle formée en usinage.

dynamique. D'autre part, pour caractériser ces couches blanches de l'alliage Ti555-3, une comparaison d'analyses de phase a été effectuée entre le matériau de base et la zone blanche en face arrière du copeau pour différentes vitesses de coupe. L'analyse des pics de diffraction montre que le matériau de base possède 60,7% de phase β et 39,3% de phase α . Pour des conditions de coupe de type $V_c = 50$ m/min et $f = 0.15$ mm/tr, la proportion de phase α dans la zone blanche en face arrière du copeau diminue fortement jusqu'à une valeur de 28,1 %. Pendant l'essai à conditions de coupe plus sévère, ($V_c = 90$ m/min), la bande blanche observée, d'épaisseur voisine de 20 μm , est composée de seulement 11 % de phase α . Quand la vitesse de coupe augmente, la proportion de phase α dans la zone blanche a donc tendance à diminuer dans l'alliage Ti555-3.

4 Conclusions

- (1) Des essais de cisaillement dynamiques ont été réalisés sur des éprouvettes chapeau. Ces essais, représentatifs des conditions rencontrées en usinage ont permis d'identifier les paramètres de la loi de Johnson-Cook. Ces résultats sont originaux pour les alliages Ti555-3 et Ti17.
- (2) Pour être le plus représentatif possible des résultats expérimentaux, les paramètres de la loi de Johnson-Cook ne sont pas constants sur la gamme de vitesses de déformation et de températures testées. Ceci traduit une modification des mécanismes gouvernant la déformation.
- (3) Des observations microstructurales des éprouvettes chapeau et des copeaux dans les alliages Ti6Al4V et Ti555-3 ont permis de mettre en évidence l'apparition de bandes de cisaillement dans les deux matériaux. Les bandes observées peuvent être considérées blanches dans le cas de l'alliage Ti555-3 seul. Les bandes blanches se forment donc plus facilement dans cet alliage à structure majoritairement β que dans l'alliage Ti6Al4V à structure $\alpha + \beta$.
- (4) La proportion de phase α dans les bandes blanches formées dans l'alliage Ti555-3 diminue quand les conditions de coupe deviennent plus sévères. Ceci peut sans doute en partie s'expliquer par une température de transus β plus faible dans l'alliage Ti555-3 que dans l'alliage Ti6Al4V.

References

- [1] Shaw M.C., Machining Titanium. MIT Rep. (4th Edn.)Massachusetts Institute of Technology, 1954.
- [2] Komanduri R., Von Turkovich B. F. New Observations on the Mechanism of Chip Formation when Machining Titanium Alloys, *Wear*, 69(2), 179-188, 1981.
- [3] Bayoumi A. E., Xie J. Q., Some Metallurgical Aspects of Chip Formation in Cutting Ti-6wt.% Al-4wt.% V Alloy, *Materials Science and Engineering A*, 190(1-2), 173-180, 1995.
- [4] Nemat-Nasser S. et al.; Dynamic Response of Conventional and Hot Isostatically Pressed Ti-6Al-4V Alloys: Experiments and Modeling, *Mechanics of Materials*, 33(8), 425-439, 2001.
- [5] Molinari A., Musquar C., Sutter G., Adiabatic Shear Banding in High Speed Machining of Ti-6Al-4V: Experiments and Modeling, *International Journal of Plasticity*, 18(4), 443-459, 2002.
- [6] Puerta Velasquez J. D. et al., Metallurgical Study on Chips obtained by High Speed Machining of a Ti-6 Wt.% Al-4 Wt.% V Alloy, *Materials Science and Engineering A*, 452-453, 469-474, 2007.
- [7] Hayes F. H., The Al-Ti-V System, *Journal of Phase Equilibria*, 16(2), 163-176, 1995.
- [8] Hartman K. H., Kunze H. D., Meyer L. W., Metallurgical Effects on Impact Loaded Materials, *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals*, 325-337, 1981.
- [9] Lee W.S., Lin C.F., High-Temperature Deformation Behaviour of Ti6Al4V Alloy Evaluated by High Strain-Rate Compression Tests, *Journal of Materials Processing Technology*, 75(1-3), 127-136, 1998.
- [10] Ankem S. et al., The Effect of Volume Per Cent of Phase on the High Temperature Tensile Deformation of Two-Phase Ti-Mn Alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 111, 51-61, 1989.
- [11] Ding R., Guo Z. X., Microstructural Evolution of a Ti-6Al-4V Alloy during β -Phase Processing: Experimental and Simulative Investigations, *Materials Science and Engineering A*, 365(1-2), 172-179, 2004.
- [12] Sun S.; Brandt M., Dargusch M. S., Characteristics of Cutting Forces and Chip Formation in Machining of Titanium Alloys, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 49(7-8), 561-568, 2009.
- [13] Hor A., Morel F., Lebrun J.-L., Germain G., An experimental investigation of the behaviour of steels over large temperature and strain rate ranges, *Int. Journal of Mechanical Sciences*, 67, 108-122, 2013.