Étude du rôle de la microstructure sur la résistance à la fissuration par fatigue des alliages TiAl à l'aide de la technique de corrélation d'images numériques de mouchetis

FABIENNE LAGATTU^a, ANNE-LISE GLOANEC, GILBERT HÉNAFF ET JEAN BRILLAUD

Laboratoire de Mécanique et de Physique des Matériaux (LMPM), UMR CNRS 6617, ENSMA, BP 109, 86960 Futuroscope Cedex, France

Reçu le 10 novembre 2003, accepté le 2 juillet 2004

Résumé – Cette étude porte sur la fissuration par fatigue des alliages TiAl élaborés par fonderie et par métallurgie des poudres (MdP). L'alliage issu de fonderie présente une microstructure essentiellement lamellaire, tandis que celui provenant de la MdP possède une microstructure majoritairement monphasée γ à grains équiaxes. Afin de mieux comprendre les mécanismes de propagation des fissures dans ces deux microstructures, le champ complet des déformations surfaciques a été mesuré en pointe de fissure au cours d'un essai de fissuration par fatigue. Pour cela, une méthode optico-numérique basée sur l'intercorrélation directe d'images numériques de mouchetis a été utilisée. Les résultats obtenus montrent que l'alliage TiAl à microstructure lamellaire présente une meilleure capacité d'accommodation des surdéformations en pointe de fissure. Ces résultats permettent d'expliquer la meilleure résistance à la fissuration de cet alliage.

Mots clés : Fatigue / alliages TiAl / corrélation / fissuration / déformation

Abstract – **Influence of microstructure on fatigue crack growth resistance in TiAl alloys by using white light image correlation method.** This study deals with fatigue crack propagation in a TiAl alloy, manufactured by casting and powder metallurgy (PM). The cast alloy presents a lamellar microstructure, whereas the PM alloy exhibits an equiaxed γ microstructure. In order to get insight into crack propagation mechanisms in these two microstructures, full-field in-plane strains were measured near the crack tip during fatigue tests. An optical method based on digital image correlation has been used. The results show that the lamellar microstructure presents an enhanced capacity to accommodate overstrains at the crack tip, which explains its higher fatigue crack propagation resistance.

Key words: Fatigue / TiAl alloys / correlation / crack propagation / strain

1 Introduction

Le développement d'alliages de haute technologie nécessite non seulement de déterminer leurs lois de comportement et d'endommagement, mais aussi d'acquérir une maîtrise du rôle des facteurs microstructuraux dans les mécanismes gouvernant ces lois. Cette démarche est actuellement développée pour les alliages TiAl élaborés par fonderie ou par métallurgie des poudres pour des applications dans les moteurs aéronautiques [1, 2]. Ainsi, dans le cadre de la présente étude, afin de mieux comprendre les mécanismes de propagation de fissures dans ces matériaux, le champ complet des déformations

surfaciques a été mesuré en pointe de fissure au cours d'un essai de fissuration par fatigue.

Différentes techniques permettent de mesurer le champ des déformations ou des contraintes en pointe de fissure. Patterson et al. [3] ont mis au point un polariscope automatique pour mesurer les facteurs d'intensité de contrainte en mode III par photoélasticimétrie. Cependant, avec cette méthode, seuls les résultats dans le domaine d'élasticité linéaire sont exploitables. La Porta et al. [4] ont obtenu des mesures avec une très grande précision en pointe de fissure dans des aciers inoxydables par Moiré interférométrie. Toutefois, cette technique nécessite de travailler sous objectif de microscope, et la zone d'étude couvre une petite surface $478 \times 370 \mu\text{m}^2$. Pour notre étude,

^a Auteur correspondant : lagattu@lmpm.ensma.fr

Nomenclature

(X, Y)	repère dans le plan de l'éprouvette
(x_Q, y_Q)	coordonnées du point Q dans l'image de la surface de l'éprouvette
f_Q	fenêtre élémentaire extraite de l'image autour du point Q
N	longueur d'un côté de la fenêtre élémentaire
$I_{f_Q}(x, y)$	intensité (en niveau de gris) du pixel de coordonnées (x, y)
$C_P(M)$	coefficient de corrélation normé, entre les fenêtres f_P et f_M
C_i et C_a	fonctions d'intercorrélation et d'autocorrélation
u_P, v_P	composantes du vecteur déplacement du point P entre deux états de chargement
$F_{\min}$	force minimum appliquée lors d'un cycle de chargement
$F_{\max}$	force maximum appliquée lors d'un cycle de chargement
$\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}$ et ε_{xy}	déformations longitudinale, transverse et de cisaillement
$\varepsilon_{\text{vonMises}}$	déformation de von Mises : $\varepsilon_{\text{vonMises}} = \sqrt{\frac{2}{3}\varepsilon_{ij}\varepsilon_{ji}}$ avec $(i, j) = (x, y)$
ΔK	variation du facteur d'intensité de contrainte au cours d'un cycle de sollicitation
$K_{\min}, K_{\max}$	valeurs minimale et maximale du facteur d'intensité de contrainte au cours d'un cycle de sollicitation

une méthode optico-numérique permettant d'obtenir des données quantitatives précises en plusieurs centaines de points a été utilisée. Cette méthode s'effectue sans détériorer l'échantillon ni modifier son comportement. Elle est basée sur la mesure par intercorrélation directe d'images numériques de mouchetis en lumière blanche. Cette technique, apparue dans les années 80 [5–7], a ensuite été appliquée dans de nombreuses configurations [8–10] et est également largement utilisée en France [11–16]. En ce qui concerne la mesure du champ des déformations en pointe de fissure, on peut citer en particulier les travaux de Chao et al. [17], et plus récemment ceux d'Abanto-Bueno et al. [18] qui ont utilisé une méthode de corrélation d'images numériques pour étudier différents matériaux polymères. Cependant, la résolution spatiale de ces méthodes (comprise entre 1×1 et $2 \times 2 \text{ mm}^2$) n'est pas adaptée à l'étude des matériaux métalliques pour lesquels les déformations en pointe de fissure sont très localisées. La technique appliquée ici présente une résolution et une résolution spatiale permettant l'étude de très forts gradients de déformation.

Après avoir décrit les matériaux étudiés puis la technique de mesure de champ utilisée, les déformations mesurées sur ces alliages au cours d'un essai de propagation de fissure en fatigue seront présentées et les résultats seront discutés.

2 Conditions expérimentales

2.1 Matériaux

L'alliage considéré dans cette étude est un alliage quaternaire Ti-48Al-2Cr-2Nb élaboré par deux voies différentes : fonderie et métallurgie des poudres (MdP). L'alliage élaboré par fonderie subit, après coulée, un traitement de Compaction Isostatique à Chaud suivi d'un traitement thermique. L'alliage élaboré par MdP est étudié dans l'état brut de compactage. Ces deux modes d'élaboration confèrent au matériau des microstructures différentes. En effet, l'alliage élaboré par fonderie présente

Fig. 1. Micrographies des alliages TiAl : (a) microstructure lamellaire, (b) microstructure à grains gamma équiaxes.

une microstructure lamellaire relativement grossière, tandis que l'alliage élaboré par MdP présente une microstructure fine, majoritairement constituée de grains gamma équiaxes. La figure 1 présente des micrographies obtenues sur chacun de ces alliages : les échelles d'observation utilisées soulignent la différence de microstructure.

La figure 2 compare le comportement en traction des deux matériaux [19]. L'alliage élaboré par fonderie est caractérisé par une limite d'élasticité relativement basse suivie d'un écrouissage important en dépit d'une ductilité limitée. L'alliage élaboré par MdP se distingue par un palier à la limite d'élasticité suivi d'une phase d'écrouissage conduisant à une ductilité supérieure. Son module d'élasticité (173 GPa) est légèrement supérieur à celui de l'alliage élaboré par fonderie (166 GPa).

Une étude précédente a montré que la résistance à la fissuration de ces deux alliages dépendait fortement du mode d'élaboration utilisé et de la microstructure associée [20]. La figure 3 présente les courbes de fissuration par fatigue mesurées à l'air sur des éprouvettes CT de largeur 40 mm ($W = 32 \text{ mm}$). Sur cette figure, la vitesse de propagation (da/dN) est tracée en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte (ΔK). L'alliage élaboré par fonderie présente une meilleure résistance à la fissuration car, pour une même valeur de ΔK , les vitesses de propagation dans cet alliage sont très largement inférieures à celles obtenues pour l'alliage élaboré par métallurgie des poudres [21]. En particulier, on notera

Fig. 2. Influence du mode d'élaboration sur le comportement en traction de l'alliage Ti-48Al-2Cr-2Nb [19].

Fig. 3. Influence du mode d'élaboration sur la résistance à la fissuration par fatigue de l'alliage Ti-48Al-2Cr-2Nb [21].

que la valeur du seuil de propagation est plus élevée pour l'alliage élaboré par fonderie (7,5 MPa.m^{1/2}) que pour celui élaboré par métallurgie des poudres (5 MPa.m^{1/2}).

Nous nous proposons ici de cartographier les déformations en pointe de fissure lors d'un essai de propagation de fissure par fatigue afin de comprendre comment la microstructure peut influencer le phénomène de fissuration dans ces alliages.

Fig. 4. Schéma de principe de la technique de corrélation d'images numériques.

2.2 Méthode optico-numérique

Au Laboratoire de Mécanique et de Physique des Matériaux (LMPM), nous avons développé une technique de mesure par intercorrélation directe d'images numérisées de mouchetis [22, 23]. Jusqu'à présent, nous avons appliqué cette technique à l'étude de matériaux polymères et composites, soumis à des sollicitations de type quasi-statique [23, 24]. Cette technique est exportable sur toute machine d'essais mécaniques, ce qui permet de faire des campagnes d'essais in situ (Fig. 4). Cette méthode s'appuie sur le principe de base décrit par Burch et Tokarski en 1968 [25]. Une série d'images de la surface à étudier est enregistrée à différents niveaux de chargement. La surface de l'échantillon doit présenter une texture aléatoire. Dans le cadre de cette étude, un mouchetis a été projeté sur l'éprouvette, permettant d'obtenir des grains noirs et blancs d'un diamètre moyen de 30 μm. La surface de l'échantillon est éclairée en lumière blanche et les images sont stockées tout au long de l'essai grâce à un appareil photo numérique. La zone d'étude sur l'éprouvette couvre une surface d'environ 20 × 20 mm². Sur les images obtenues, l'utilisateur choisit un ensemble de « points » où il souhaite faire une mesure. Chacun de ces « points » de mesure est une petite surface de l'image de 270 × 270 μm² contenant un nombre suffisant de motifs aléatoires pour être unique dans le champ de l'image. Ainsi, lors de la corrélation entre deux images, chaque « point » va fournir la valeur du vecteur déplacement. Tout le traitement des images est réalisé par le logiciel GRANU.EXE, développé au laboratoire. Ce logiciel, écrit en C++, effectue des calculs de corrélation directe en un temps particulièrement court (1000 points de mesure en 15 s avec un PC cadencé à 1,2 GHz). La méthode de corrélation est détaillée en annexe. Le déplacement est obtenu par interpolation parabolique de la fonction de corrélation, ce qui permet d'avoir une résolution sub-pixel. Le vecteur déplacement est défini par sa direction, son sens et sa norme. Il est la somme de deux composantes : le déplacement d'ensemble de la pièce et le déplacement dû à la différence de chargement entre les deux images. La composante liée au déplacement d'ensemble disparaît par dérivation lorsque les déformations sont calculées. Les champs de déformations (ε_{xx} , ε_{yy} , ε_{xy} et $\varepsilon_{\text{vonMises}}$) sont obtenus en utilisant les modules de dérivation d'un code de calcul par éléments finis (ABAQUS). Le maillage est calqué sur l'ensemble des points de mesure, et la valeur du déplacement mesuré par corrélation est imposée en chaque nœud du maillage.

Fig. 5. (a) Géométrie des éprouvettes, (b) Photo du mouchetis, (c) Ensemble des points de dépouillement (nœuds du maillage).

Fig. 6. Description de l'essai de fissuration par fatigue et enregistrement des images numériques à différents stades de l'essai.

2.3 Dépouillement des clichés

Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes normalisées de type Compact Tension (CT), d'épaisseur 10 mm (Fig. 5a). La pré-entaille a été effectuée par électro-érosion. Le mouchetis a été déposé sur deux éprouvettes en alliage TiAl : une élaborée par métallurgie des poudres et une autre issue d'une plaque élaborée par fonderie (Fig. 5b). Les clichés ont été pris à différents stades au cours de l'essai (Fig. 6) : un cliché 0 a été enregistré sur chacune des deux éprouvettes avant le début de l'essai, puis les éprouvettes ont été soumises à une sollicitation cyclique durant 30 000 cycles, la charge appliquée variant selon un cycle triangulaire de $F_{\min} = 285 \text{ N}$ à $F_{\max} = 2850 \text{ N}$, avec une fréquence de 20 Hz. À la fin de cette phase de préfissuration, la valeur de ΔK est de $7,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$, avec $K_{\max} = 8,32 \text{ MPa.m}^{1/2}$. Au cours de ce cyclage, la fissure s'est propagée, mais le mouchetis n'a pas été détérioré, y compris autour de la fissure. Après cette phase de préfissuration, l'éprouvette est complètement déchargée. Le cliché 1 est alors effectué. Comme le montre la figure 6, deux cycles de chargement-déchargement sont ensuite effectués, la machine étant stoppée momentanément aux valeurs $F_{\min}$ et $F_{\max}$, de façon à prendre les clichés 2, 4 et 6 et les clichés 3 et 5 respectivement aux niveaux $F_{\min}$ et $F_{\max}$. Les mesures ont été effectuées en 415 points répartis selon un maillage couvrant une surface globale de $12 \times 12 \text{ mm}^2$, et contournant la zone fissurée (Fig. 5c). Grâce à la résolution spatiale de

la technique utilisée, le « point » de mesure le plus proche de la zone fissurée est situé à $135 \mu\text{m}$ en amont de la pointe de fissure. Le maillage est d'autant plus fin que le gradient de déformation à mesurer est élevé, la distance entre deux points de mesure variant de $100 \mu\text{m}$ à $1500 \mu\text{m}$ lorsqu'on s'éloigne de la pointe de la fissure. Nous nous intéresserons en particulier aux déformations dans le ligament de l'éprouvette, et plus particulièrement selon l'axe X perpendiculaire à la direction de chargement, en amont de la fissure (Fig. 5c). Pour les deux alliages, la pointe de la fissure se situe à une abscisse de 9,5 mm du bord gauche de la zone étudiée (Fig. 5c).

3 Déformations résiduelles après préfissuration

Le dépouillement par corrélation entre les clichés 0 et 1 (Fig. 6) permet d'obtenir la cartographie des déformations résiduelles provoquées lors des 30 000 cycles de préfissuration. La figure 7 présente la cartographie des déformations de von Mises obtenue sur l'alliage TiAl élaboré par métallurgie des poudres. On observe une forte localisation des déformations en pointe de fissure, avec des directions plus marquées à $\pm 45^\circ$, et également de très fortes localisations des déformations résiduelles sur les deux lèvres de la fissure, avec des valeurs de l'ordre de 1 %.

Fig. 7. Cartographie des déformations de von Mises obtenue sur l'alliage TiAl élaboré par métallurgie des poudres entre les clichés 0 et 1.

4 Déformations créées par un cycle de chargement additionnel

4.1 Alliage élaboré par métallurgie des poudres (MDP)

Dans un premier temps, nous nous intéressons à l'alliage élaboré par métallurgie des poudres. La corrélation des clichés 2 et 3 (Fig. 6) donne les déformations provoquées en pointe de fissure par une augmentation du chargement de $F_{\min}$ à $F_{\max}$. La corrélation des clichés 2 et 4 permet d'obtenir la cartographie des déformations résiduelles après un cycle de chargement complet. Pour valider ces mesures, nous avons comparé les résultats obtenus pour deux cycles de chargement consécutifs (comparaison de 2–3 avec 4–5; de 2–4 avec 4–6).

La figure 8a présente la cartographie des déformations de von Mises mesurées lors d'une montée d'un cycle de chargement (clichés 2 et 3). On constate la présence d'une zone de fortes déformations autour de la pointe de fissure, ainsi que sur les deux lèvres de la fissure. Afin d'évaluer plus précisément les valeurs de déformation, nous avons tracé en figure 8b les déformations ε_{yy} dans le ligament suivant l'axe X . Les valeurs expérimentales obtenues par le dépouillement des clichés 2 et 3, et par celui des clichés 4 et 5, sont comparées aux valeurs analytiques calculées dans le cadre de la mécanique de la rupture linéaire élastique (LEFM) [26]. Cette comparaison met en évidence le rôle de la plasticité en pointe de fissure : la zone de surdéformation expérimentale est plus étendue que celle calculée analytiquement. D'autre part, la similitude des deux courbes expérimentales valide les mesures effectuées : deux montées en charge identiques consécutives provoquent les mêmes déformations. Les valeurs maximales de ε_{yy} mesurées en pointe de fissure atteignent $2,6 \times 10^{-2}$ pour cet alliage. Cette valeur est considérable comparée à la valeur de déformation à la limite d'élasticité estimée à $2,3 \times 10^{-3}$. De plus, on constate

sur la figure 8b que le gradient des déformations mesurées reste très élevé en pointe de fissure : la zone des fortes valeurs de déformation se concentre sur une longueur d'environ 1 mm. Cette très forte localisation en pointe de fissure montre bien la nécessité d'utiliser une méthode de mesure avec une résolution spatiale suffisamment fine pour ne pas masquer ce phénomène. Enfin, on remarquera sur les courbes expérimentales la zone de déformations négatives (voisines de -4×10^{-3}) située à 1 mm de la pointe de fissure. Il semble donc qu'il y ait dans ce matériau une petite zone de compression en amont de la fissure.

La figure 9 présente les déformations résiduelles dues à un cycle de chargement, toujours pour l'alliage élaboré par métallurgie des poudres. La cartographie des déformations de von Mises est donnée figure 9a, et l'évolution des déformations ε_{yy} mesurées dans le ligament selon l'axe X est tracée figure 9b. Là encore, la concordance des valeurs obtenues pour deux cycles de chargement consécutifs (clichés 2–4 et 4–6) valide notre approche. Conformément à ce que l'on pouvait attendre, on constate la présence de déformations résiduelles non négligeables en pointe de fissure, avec une valeur maximale mesurée de $\varepsilon_{yy} = 1,7 \times 10^{-2}$.

4.2 Comparaison des comportements des deux matériaux

La figure 10a présente la cartographie des déformations de von Mises obtenues lors de la montée d'un cycle de chargement de $F_{\min}$ à $F_{\max}$, pour l'alliage élaboré par fonderie. On retrouve une zone de localisation des déformations en pointe de fissure. La comparaison de l'évolution des déformations ε_{yy} le long du ligament mesurées pour les deux alliages (Fig. 10b) montre que, si la valeur maximale mesurée en pointe de fissure est semblable pour les deux matériaux, les déformations en pointe de fissure sont nettement plus élevées dans le cas de l'alliage élaboré par fonderie. En effet, les déformations mesurées à plus de 1 mm de la pointe de fissure sont voisines de 5×10^{-3} dans le cas de l'alliage élaboré par fonderie, alors qu'elles sont proches de 1×10^{-3} dans l'alliage élaboré par MDP. De plus, l'alliage élaboré par fonderie ne présente pas de zone de déformations négatives comme observé dans l'alliage élaboré par MDP. Le gradient de déformation en pointe de fissure est donc beaucoup plus faible dans l'alliage élaboré par fonderie : sur une distance de 1 mm en avant de la pointe de fissure, les déformations mesurées sur l'alliage élaboré par MDP passent de 2,6 % à $-0,25$ %, tandis que pour l'alliage élaboré par fonderie, les valeurs vont de 2,4 % à 0,5 %. Le gradient de déformation résiduelle en pointe de fissure est donc 1,5 fois plus élevé dans le cas de l'alliage élaboré par MDP que dans le cas de l'alliage élaboré par fonderie. Il semblerait donc que la microstructure lamellaire parvienne à répartir les déformations de manière plus homogène dans une plus grande partie de l'échantillon. À l'inverse, l'alliage élaboré par métallurgie des poudres concentre la déformation dans la zone proche de la pointe

Fig. 8. Déformations créées par une montée d'un cycle de chargement sur l'alliage MDP : (a) cartographie des déformations de von Mises expérimentales (clichés 2-3), (b) déformations ε_{yy} le long du ligament mesurées sur les clichés 2-3 et 4-5 et calculées analytiquement en élasticité.

Fig. 9. Déformations résiduelles dues à un cycle de chargement sur l'alliage MDP : (a) cartographie des déformations de von Mises (clichés 2-4), (b) déformations ε_{yy} mesurées le long du ligament (clichés 2-4 et 4-6).

Fig. 10. Déformations mesurées lors d'une montée d'un cycle de chargement : (a) cartographie des déformations de von Mises (alliage fonderie, clichés 2-3), (b) déformations ε_{yy} mesurées le long du ligament (comparaison alliage fonderie et alliage MDP, clichés 2-3).

Fig. 11. Déformations résiduelles ε_{yy} mesurées le long du ligament (clichés 2-4), alliage MDP et alliage fonderie.

de fissure, le reste de l'éprouvette n'étant quasiment pas sollicité.

Cette différence entre les deux matériaux se retrouve dans les déformations résiduelles mesurées dans le ligament (Fig. 11). En effet, sur une distance de 1 mm de la pointe de fissure, les déformations mesurées sur l'alliage élaboré par MDP passent de 1,6 % à -0,4 %, tandis que pour l'alliage élaboré par fonderie, les valeurs vont de 1,4 % à 0,5 %. Le gradient de déformation résiduelle en pointe de fissure est donc presque deux fois plus élevé dans le cas de l'alliage élaboré par MDP que dans le cas de l'alliage élaboré par fonderie.

Ces résultats sont cohérents avec la différence de résistance à la fissuration de ces deux alliages qui présentent des microstructures différentes. En effet, l'alliage élaboré par fonderie présente une meilleure résistance à la propagation de fissure que celui élaboré par métallurgie des poudres [20]. Ces observations confirment donc les hypothèses avancées dans la littérature [27] : la meilleure résistance à la fissuration de la microstructure lamellaire comparée à la microstructure à grains fins peut s'expliquer par une redistribution des déformations et des mécanismes dissipatifs associés autour de la pointe de fissure.

5 Conclusion

Dans cette étude, le comportement en fissuration de deux types d'alliage TiAl a été étudié : l'un des alliages élaboré par fonderie présentait une microstructure grossière lamellaire, l'autre élaboré par métallurgie des poudres présentait une microstructure fine à grains équiaxes. Le champ complet des déformations surfaciques a été mesuré en amont de la fissure au cours d'un essai de fissuration par fatigue sur ces deux matériaux grâce à la technique de corrélation d'images numériques de mouchetis. La technique de corrélation développée au laboratoire

montre, par cette nouvelle étude, son large domaine d'application : aussi bien vis-à-vis du type de matériau (polymère, composites, métalliques) que vis-à-vis du type de sollicitation (quasi-statique ou cyclique). Cette technique peut permettre l'analyse fine de la distribution des déformations en pointe de fissure lors d'un essai de fissuration par fatigue, et l'obtention d'informations quantitatives sur l'influence de la microstructure.

Les résultats obtenus montrent que l'alliage possédant une microstructure lamellaire présente une grande capacité à mieux répartir les déformations sur tout l'échantillon, ce qui lui confère une meilleure résistance à la fissuration comparée à celle de l'alliage à microstructure fine granulaire.

Remerciements. Les auteurs remercient SNECMA MOTEURS et TURBOMECA qui ont fourni les matériaux. Cette étude s'inscrit dans un Contrat de Programme de Recherche (CPR « TiAl intermétallique ») lancé en 1999 par le programme Matériaux du CNRS. Ce programme national est réalisé en collaboration avec sept laboratoires universitaires (LTPCM, LSGMM, GMP, CEMES, LMS, CECM, LMPM), deux sociétés (SNECMA MOTEURS et TURBOMECA), ainsi qu'avec l'ONERA. Un support financier est assuré par le CNRS et la DGA.

Annexe : Description de la méthode d'intercorrélation

Les images numériques de mouchetis sont traitées par le logiciel GRANU.EXE. Ce logiciel assure l'interface avec l'utilisateur, exécute les calculs de corrélation entre les images numériques en chaque nœud du maillage et permet le transfert automatique des données vers le code ABAQUS. Les paramètres d'entrée du logiciel, à choisir par l'utilisateur, sont : l'ensemble des « points » de mesure (nœuds du maillage), la taille moyenne du motif aléatoire en pixels, la valeur seuil de la corrélation, et le nom des deux fichiers images à traiter.

Chacun des « points » de mesure est une petite fenêtre de l'image de $N \times N$ pixels contenant un nombre suffisant de motifs aléatoires pour être unique dans le champ de l'image. Considérons un point P, de coordonnées (x_P, y_P) , dans la première image (Fig. 12). La fenêtre f_P extraite de l'image autour du point P se compose d'un ensemble de pixels de coordonnées $(x_P + i, y_P + j)$, i et j variant de $-N/2$ à $N/2$. Chacun de ces pixels présente un niveau de gris noté $I_{f_P}(x_P + i, y_P + j)$. Cette fenêtre est comparée par corrélation à des fenêtres f_M extraites d'une seconde image, centrées sur le point M de coordonnées $(x_P + u_M, y_P + v_M)$. Le vecteur déplacement du point P entre la première et la seconde image est déterminé en maximisant le coefficient de corrélation entre f_P et f_M . Les coordonnées du point M correspondant seront alors $(x_P + u_P, y_P + v_P)$, où u_P et v_P sont les composantes du vecteur déplacement recherché. La valeur du coefficient

Fig. 12. Principe du calcul de corrélation directe entre les fenêtres extraites de l'image de la surface de l'échantillon avant et après chargement.

de corrélation entre les fenêtres f_P et f_M est donnée par l'équation (1) :

$$C_P(M) = \frac{C_i(f_P, f_M)}{\sqrt{C_a(f_P)} \cdot \sqrt{C_a(f_M)}} \quad (1)$$

où C_i et C_a représentent respectivement les fonctions d'intercorrélation et d'autocorrélation définies par :

$$C_i(f_P, f_M) = \sum_{i=-\frac{N}{2}}^{\frac{N}{2}} \sum_{j=-\frac{N}{2}}^{\frac{N}{2}} I_{f_P}(x_P + i, y_P + j) \cdot I_{f_M}(x_P + i + u_M, y_P + j + v_M) \quad (2)$$

$$C_a(f_Q) = \frac{1}{N^2} \sum_{i=-\frac{N}{2}}^{\frac{N}{2}} \sum_{j=-\frac{N}{2}}^{\frac{N}{2}} I_{f_Q}(x_Q + i, y_Q + j) \cdot I_{f_Q}(x_Q + i, y_Q + j) \quad (3)$$

où Q est un point de coordonnées (x_Q, y_Q) .

Dans la configuration expérimentale utilisée ici, la finesse du mouchetis permet d'effectuer les calculs de corrélation avec une résolution spatiale fine : une fenêtre élémentaire couvre une surface de 30×30 pixels. Le grandissement utilisé conduit à une longueur du pixel de $9 \mu\text{m}$. Nous obtenons des valeurs de déplacement minimum mesurables de l'ordre de quelques micromètres, avec une résolution de l'ordre du micromètre. Les 415 points de mesure représentant les centres des fenêtres de corrélation de 30×30 pixels correspondent aux nœuds du maillage permettant la dérivation par le code ABAQUS des valeurs de déplacements mesurées. Les éléments utilisés pour cette dérivation sont des éléments 2D quadrilatéraux, avec des fonctions d'interpolation polynomiales classiques. En utilisant la méthode avec la résolution spatiale minimum ($270 \times 270 \mu\text{m}^2$), ce qui est la configuration la plus pénalisante en termes de résolution sur les déformations, la résolution obtenue est de l'ordre de 5×10^{-4} .

Références

- [1] W. Smarsly, H. Baur, G. Glitz, H. Clemens, T. Khan, M. Thomas, Titanium aluminides for Automotive and Gas Turbine Applications, in: Structural Intermetallics, Snow King Resort, Jackson Hole, Wy, K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (ed.), The Minerals, Metals & Materials Society, 2001, pp. 25–34
- [2] N.A. Walker, N.E. Glover, Applications of Intermetallics in the Gas Turbine, in : Structural Intermetallics, Snow King Resort, Jackson Hole, Wy, K.J. Hemker, D.M. Dimiduk, H. Clemens, R. Darolia, H. Inui, J.M. Larsen, V.K. Sikka, M. Thomas, J.D. Whittenberger (ed.), The Minerals, Metals & Materials Society, 2001, pp. 19–24
- [3] E.A. Patterson, S. Gungor, A photoelastic study of an angle crack specimen subject to mixed mode I-III displacements, Eng. Fract. Mech. 56 (1997) 767–778
- [4] F.A. La Porta, J.M. Huntley, T.E. Chung, R.G. Faulkner, High-magnification moiré interferometer for crack tip analysis of steels, Experimental Mechanics 40 (2000) 90–95
- [5] A. Asundi, F.P. Chiang, Theory and applications of the white light speckle method for strain analysis, Optical engineering 21 (1982) 570–580
- [6] T.C. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton, W.H. Peters, Applications of digital image correlation technique to experimental mechanics, Exp. Mech. 25 (1985) 232–245
- [7] S.R. McNeill, W.H. Peters, M.A. Sutton, Estimation of stress intensity factor by digital image correlation, Eng. Fract. Mech. 28 (1987) 101–112
- [8] J.S. Lyons, J. Liu, M.A. Sutton, High-temperature deformation measurements using digital-image correlation, Exp. Mech. 36 (1996) 64–70
- [9] J. Gonzalez, W.G. Knauss, Strain inhomogeneity and discontinuous crack growth in a particulate composite, J. Mech. Phys. Solids 46 (1998) 1981–1995
- [10] G. Vendroux, W.G. Knauss, Submicron deformation field measurements : part 2. Improved digital image correlation, Exp. Mech. 38 (1998) 86–92
- [11] F. Hild, B. Raka, M. Baudequin, S. Roux, F. Cantelaube, Multiscale displacement field measurements of compressed mineral wool samples by digital image correlation, Applied Optics 41 (2002) 6815–6828
- [12] M. Muller, E. Toussaint, J.-F. Destrebecq, M. Grédiac, P. Vacher, Étude par corrélation d'images de la fissuration d'éléments en béton armé renforcés par composites, dans Proc. of Photomécanique, Étude du comportement des matériaux et des structures, Y. Berthaud, P. Gaborit, M. Grédiac, J.J. Orteu, L. Robert, T. Sentenac (ed.) Mines d'Albi-Carmaux, 2004, pp. 225–232
- [13] Y. Berthaud, S. Calloch, F. Collin, F. Hild, Y. Ricotti, Analysis of the degradation mechanisms in composite materials through a correlation technique in white light, Proc. of IUTAM : Advanced optical methods and applications in solid mechanics, A. Lagarde (ed.), Kluwer Academic publishers, 1998, pp. 627–634
- [14] N. Cornille, D. Garcia, M.A. Sutton, S. McNeill, J.-J. Orteu, Calibrage d'un MEB en vue de la mesure précise de formes et de déformations 3D, dans Proc. of Photomécanique, Étude du comportement des matériaux et des structures, Y. Berthaud, P. Gaborit, M. Grédiac, J.J. Orteu, L. Robert, T. Sentenac (ed.), Mines d'Albi-Carmaux, 2004, pp. 145–152

- [15] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.-M. Muracciole, M. Némoz-Gaillard, Analysis of Strain Localization during Tensile Tests by Digital Image Correlation, *Experimental Mechanics* 41 (2001), 29–39
- [16] S. Roux, F. Hild, Y. Berthaud, Correlation image velocimetry: a spectral approach, *Applied Optics* 41 (2002) 108–115
- [17] Y.J. Chao, P.F. Luo, J.F. Kalthoff, An experimental study of the deformation fields around a propagating crack tip, *Experimental mechanics* 38 (1998) 79–85
- [18] J. Abanto-Bueno, J. Lambros, Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation, *Eng. Fract. Mech.* 69 (2002) 1695–1711
- [19] A.-L. Gloanec, Mécanismes gouvernant le comportement cyclique et la résistance à la fissuration par fatigue des alliages TiAl, Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers, ENSMA, 2003
- [20] A.-L. Gloanec, D. Bertheau, M. Jouiad, G. Hénaff, M. Grange, P. Belaygue, Fatigue properties of a Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy produced by casting and powder metallurgy, in: *International Symposium on Gamma Titanium Aluminides*, San Diego, Ca, Y.-W. Kim, A.H. Rosenberger, H. Clemens (ed.), TMS 2003, pp. 485–492
- [21] A.L. Gloanec, G. Hénaff, D. Bertheau, P. Belaygue, M. Grange, Fatigue Crack growth behaviour of a gamma-titanium-aluminide alloy prepared by casting and powder metallurgy, *Scripta Materialia* 49 (2003) 825–830
- [22] F. Lagattu, J. Brillaud, M.C. Lafarie-Frenot, Progress in mechanics of materials by using laser speckle method, *Proc. of IUTAM: Advanced optical methods and applications in solid mechanics*, A. Lagarde (ed.), Kluwer Academic publishers, 1998, pp. 635–642
- [23] J. Brillaud, F. Lagattu, Limits and possibilities of laser speckle and white light image correlation methods : theory and experiments, *Applied Optics* 41 (2002), 6603–6613
- [24] F. Lagattu, M.C. Lafarie-Frenot, T.Q. Lam, J. Brillaud, Experimental characterisation of overstress accommodation in notched CFRP composite laminates, *Composite Structures*, in press
- [25] J.M. Burch, J.M.J. Tokarski, Production of multi beam fringes from photographic scatters, *Opt. Acta* 15(2) (1968) 101
- [26] V.Z. Parton, E.M. Morozov, *Mechanics of elastic-plastic fracture*, R.B. Hetnarski (ed.), Hemisphere Publishing Corporation, 1989
- [27] K.S. Chan, Toughening mechanisms in Titanium Aluminides, *Metallurgical Transactions*, 24A (1993) 569–583