

Modélisation multi-échelle des alliages TiAl pour l'analyse d'indicateurs de tenue en fatigue

P. Serrano¹, L. Toulbi¹, P. Kanoute¹, A. Couret²

¹ Département Matériaux et Structure, Onera, {pierre.serrano,louise.toulbi,pascale.kanoute}@onera.fr

² CEMES, CNRS, alain.couret@cemes.fr

Résumé —

Une méthodologie multi-échelle permettant de faire le lien entre microstructure et résistance en fatigue est présentée. Elle se base sur l'analyse des forces motrices de la fatigue dans la microstructure. Les développements expérimentaux et numériques nécessaires à son application sont présentés dans le cas des alliages TiAl. La plasticité du matériau est étudiée à différentes longueurs caractéristiques. La base micromécanique de la modélisation de la phase lamellaire facilite les travaux réalisés aux échelles supérieures.

Mots clés — plasticité cristalline, modélisation de microstructure, indicateurs de tenue en fatigue.

1 Introduction générale

Les alliages intermétalliques à base de TiAl ont été introduits dans la dernière génération de turbo-réacteurs grâce à leurs bonnes propriétés mécaniques à chaud et une résistance spécifique élevée [1]. Néanmoins, leur utilisation reste limitée par leurs faibles ductilité et ténacité. Alors que la conception de nouveaux alliages plus performants progresse [32], les travaux de modélisation mécanique sont en retard par rapport à d'autres matériaux utilisés dans les turbomachines [2]. Grâce à l'amélioration des moyens de calcul et le développement de techniques expérimentales, il a été récemment montré que des calculs mécaniques à l'échelle d'agrégats polycristallins peuvent être utilisés pour évaluer les performances des microstructures en fatigue sous chargement cyclique [26, 30, 6, 21]. Le couplage de ces analyses locales avec des approches macroscopiques phénoménologiques ouvre de nouvelles voies pour l'optimisation de la microstructure du matériau en lien avec l'application envisagée.

L'objectif de ce travail est d'étudier le lien entre microstructure et résistance en fatigue dans le cas des alliages TiAl. L'idée est de calculer par éléments finis la réponse mécanique d'agrégats polycristallins et d'utiliser les champs mécaniques résultants pour obtenir des Indicateurs de Tenues en Fatigue (ITF) [31]. Ces indicateurs, définis sur la base d'observations expérimentales, permettent d'évaluer la sensibilité des microstructures aux différentes forces motrices d'amorçage de fissures de fatigue.

Le cœur de la méthodologie étant basée sur le calcul de la réponse mécanique d'agrégats polycristallins, les résultats sont entièrement dépendants du modèle de plasticité cristalline utilisé. La modélisation du comportement mécanique nécessite la réalisation de travaux aux différentes échelles caractéristiques du matériau.

A l'échelle microscopique ($\leq 1 \mu m$), le comportement intragranulaire de la phase lamellaire est étudié et modélisé. Un modèle multi-échelle à champs moyens est utilisé pour ne pas décrire explicitement la structure lamellaire. Cette approche permet ainsi de réaliser des calculs avec cette phase à l'échelle mésoscopique, l'échelle de l'agrégat polycristallin. Pour valider les champs mécaniques obtenus numériquement à cette échelle, des essais micromécaniques sont réalisés et simulés. Pour finir, le comportement cyclique macroscopique de plusieurs microstructures est caractérisé expérimentalement et modélisé par homogénéisation.

Une analyse des ITF est alors possible. Les performances en fatigue de plusieurs microstructures sont comparées. Les simulations sont toutes réalisées avec la suite *Z-set* [23].

2 Modélisation du comportement de la phase lamellaire

A l'échelle de l'agrégat, la microstructure lamellaire se présente sous la forme de colonies, dites colonies lamellaires (Figure 1a). Une analogie est souvent faite avec des grains. Ces colonies renferment une organisation sous forme de lamelles, la structure lamellaire (Figure 1b). L'objectif étant de modéliser le comportement de la phase lamellaire à l'échelle de l'agrégat polycristallin, il est inenvisageable de représenter explicitement cette structure. La première étape du travail consiste donc à mettre en place un modèle multi-échelle permettant d'obtenir le comportement de la phase lamellaire à l'échelle mésoscopique, c.a.d. en chaque point d'intégration d'un maillage par éléments finis. Ce modèle doit tenir compte des particularités de la structure sous-jacente.

Celle-ci est constituée d'une alternance de lamelles de phase γ tétragonale de structure $L1_0$, et de lamelles de phase α_2 hexagonale de structure DO_{19} . Les spécificités liées à l'apparition de cette structure font qu'il n'existe qu'un seul variant de lamelle α_2 par colonie, avec le plan basal $(0001)_{\alpha_2}$ parallèle aux interfaces lamellaires [8]. Il existe six orientations possibles de lamelles γ remplissant les relations cristallographiques suivantes : $(111)_{\gamma} // (0001)_{\alpha_2}$ et $\langle 110 \rangle_{\gamma} // \langle 1120 \rangle_{\alpha_2}$. Ces six orientations sont classées en deux groupes souvent désigné M (pour 'Matrix') et 'T' (pour 'Twin'), chacun contenant trois orientations et correspondant à une orientation de la phase γ considérée comme CFC. Un schéma représentant la structure lamellaire est présenté en Figure 1c.

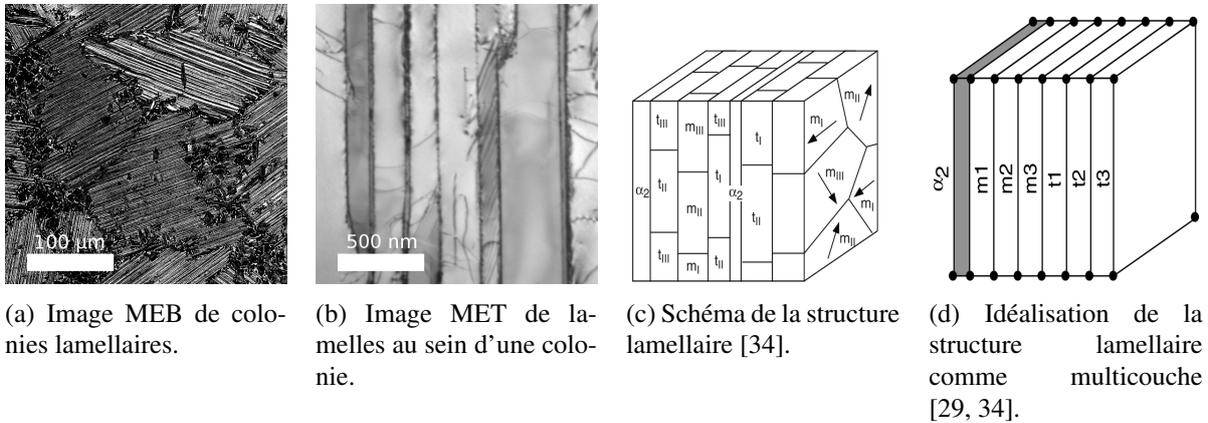


FIGURE 1 – Caractéristiques multi-échelles de la microstructure lamellaire.

Plusieurs approches multi-échelles plus ou moins coûteuses en temps de calcul ont été proposées dans la littérature [2]. A l'Onera, un modèle multi-échelle idéalisant la structure comme un multicouche (voir Figure 1d) a été développé [29]. Ce modèle permet d'évaluer la plasticité à l'échelle des lamelles en chaque point d'intégration d'un maillage éléments finis d'un agrégat polycristallin.

Pour évaluer cette plasticité, on se base sur des essais sur monocristaux disponibles dans la littérature [17, 19, 28]. Des résultats d'essais de compression réalisés sur des monocristaux lamellaires pour différents angles interfaces lamellaires/axe de chargement sont présentés en Figure 2a. Une forte anisotropie plastique est observée. Elle s'explique par l'interaction entre le mouvement des dislocations et les interfaces lamellaires. Les systèmes de glissement peuvent alors être classés par mode de déformation morphologique :

- le mode transverse pour des interfaces lamellaires perpendiculaires (90°) à l'axe de chargement. Le mouvement des dislocation s'effectue vers les interfaces ;
- le mode longitudinal pour des interfaces lamellaires orientées à 45° vis-à-vis de l'axe de chargement. Le mouvement des dislocations s'effectue dans le plan des lamelles ;
- le mode mixte pour des interfaces lamellaires parallèles (0°) à l'axe de chargement. Le mouvement des dislocations s'effectue dans le plan des lamelles et dans le sens des interfaces.

La prise en compte de cette anisotropie plastique est essentielle pour obtenir un comportement macroscopique correct par homogénéisation [35]. Le choix généralement fait pour l'obtenir est d'utiliser la classification des systèmes de glissement par mode morphologique [20]. On utilise dans notre cas la plasticité cristalline de Méric-Cailletaud où la plasticité dans chaque lamelle i est évaluée telle que, pour chaque système de glissement α [22] :

$$\underline{\varepsilon}^{p,i} = \sum_{\alpha} \int_0^t \dot{\gamma}_{\alpha}^i dt \underline{\mathbf{m}}_{\alpha}^i \quad \text{with} \quad \underline{\mathbf{m}}_{\alpha}^i = (\vec{n}_{\alpha}^i \otimes \vec{l}_{\alpha}^i + \vec{l}_{\alpha}^i \otimes \vec{n}_{\alpha}^i)/2 \quad (1)$$

avec $\underline{\varepsilon}^{p,i}$ le tenseur de déformation plastique, \vec{l}_{α}^i et \vec{n}_{α}^i respectivement la direction de glissement et la normal au plan de glissement et $\underline{\mathbf{m}}_{\alpha}^i$ le tenseur de Schmidt. La vitesse d'écoulement plastique $\dot{\gamma}_{\alpha}^i$ s'obtient par :

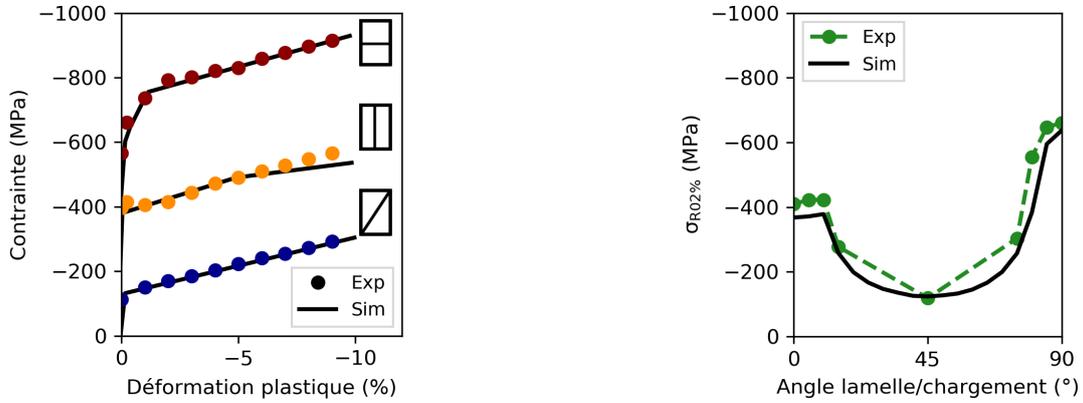
$$\dot{\gamma}_{\alpha}^i = \text{sign}(\tau_{\alpha}^i - \chi_{\alpha}^i) \left\langle \frac{|\tau_{\alpha}^i - \chi_{\alpha}^i| - r_{\alpha}^i - \tau_{0,\alpha}^i}{K_{\alpha}^i} \right\rangle^{n_{\alpha}^i} \quad (2)$$

avec τ_{α}^i la scission critique telle que $\tau_{\alpha}^i = \underline{\sigma}^i : \underline{\mathbf{m}}_{\alpha}^i$, $\tau_{0,\alpha}^i$ la scission critique résolue, r_{α}^i and χ_{α}^i respectivement les écrouissages isotrope et cinématique, et enfin K_{α}^i et n_{α}^i les paramètres visqueux.

Ainsi, trois jeux de paramètres doivent être identifiés à partir des résultats d'essais sur monocristaux :

$$[\tau_0^{mi}; \chi^{mi}; r^{mi}; K^{mi}; n^{mi}], [\tau_0^{lo}; \chi^{lo}; r^{lo}; K^{lo}; n^{lo}], [\tau_0^{tr}; \chi^{tr}; r^{tr}; K^{tr}; n^{tr}] \quad (3)$$

avec *mi* pour mixte, *lo* pour longitudinal et *tr* pour transverse.



(a) Essais de compressions sur monocristaux. Les résultats expérimentaux sont tirés de [33, 34].

(b) Evolution de la limite d'élasticité en fonction de l'angle lamelle/chargement. Les résultats expérimentaux sont tirés de [33, 34].

FIGURE 2 – Modélisation micromécanique du comportement de la phase lamellaire.

A température ambiante, la phase lamellaire n'étant pas visqueuse, les couples $(K;n)$ sont choisis pour se placer dans un cas indépendant du temps. Une méthode d'identification des paramètres de plasticité cristalline basée sur la corrélation entre systèmes de glissements activés expérimentalement et numériquement est utilisée. Les trois essais de compression présentés en Figure 2a sont utilisés pour l'identification. On parvient avec la méthode employée à modéliser l'anisotropie plastique. On peut alors comparer la prévision numérique de la limite d'élasticité pour différents angles interface/chargement avec des résultats expérimentaux issus de la littérature. Cette comparaison est présentée en Figure 2b. Le modèle prédit correctement l'entrée dans le domaine plastique pour l'ensemble des orientations étudiées expérimentalement.

Le transfert des paramètres identifiés ici à un autre alliage n'est pas immédiat. En effet, le passage d'un monocristal à un autre, ou d'un monocristal à une colonie lamellaire dans une microstructure entraîne nécessairement une modification des propriétés mécaniques locales. Il a d'ailleurs été montré que l'utilisation directe de paramètres identifiés sur monocristaux entraîne une sous estimation de la contrainte après passage sur polycristal [12].

Pour effectuer cette transition, on considère l'identification réalisée comme une identification de l'anisotropie plastique de la phase lamellaire. Cette anisotropie doit être constante quelque soit l'alliage étudié [24]. Pour adapter ces paramètres à d'autres alliages, on applique alors des facteurs α , β , γ portant sur la limite d'élasticité et les écrouissages tels que, à température ambiante [7] :

$$[\alpha\tau_0^{mi}, \gamma\chi^{mi}; \beta r^{mi}], [\alpha\tau_0^{lo}, \gamma\chi^{lo}; \beta r^{lo}], [\alpha\tau_0^{tr}, \gamma\chi^{tr}; \beta r^{tr}] \quad (4)$$

Ces facteurs reflètent la modification des résistances au glissement et de l'écroutissage causés par le changement de microstructure (taille des lamelles, grains voisins, chimie du matériau). Ces travaux préliminaires cadrent l'identification inverse à réaliser par la suite sur d'autres alliages.

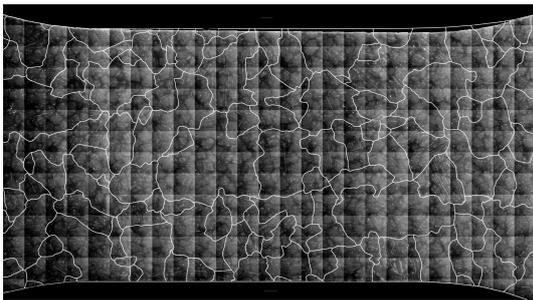
3 Modélisation du comportement à l'échelle de l'agrégat polycristallin

Les approches utilisées pour modéliser le comportement intragranulaire de la phase lamellaire n'ont jamais été confrontées à des mesures cinématiques expérimentales [2, 15]. En effet, il est difficile de caractériser la microstructure, notamment par diffraction des électrons rétrodiffusés [3]. La mesure de l'orientation cristalline des colonies lamellaires est difficilement réalisable sur une zone représentative. Ainsi, les techniques utilisées pour reconstruire numériquement les microstructures et calculer la réponse mécanique ne sont pas directement applicables [14].

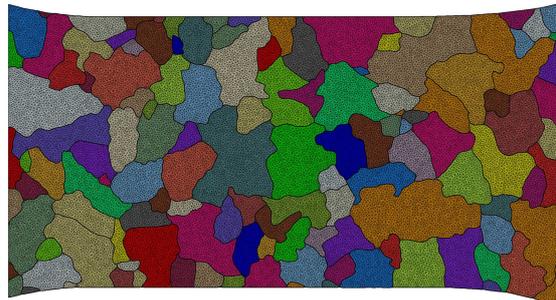
On propose ici une première comparaison de la modélisation du comportement de la phase lamellaire à des résultats expérimentaux à l'échelle mésoscopique. Des éprouvettes micromécaniques oligogranulaires (c.a.d. à faible nombre de grains) sont usinées dans un alliage TiAl à microstructure lamellaire. Les éprouvettes sont sollicitées sous chargements monotones et cycliques avec un rapport de charge positif. La corrélation d'images est réalisée avec la plateforme *escale* développée à l'Onera [13].

Pour modéliser les essais, les microstructures observées doivent être reconstruites numériquement. Les problématiques expérimentales exposées ci-dessus sont contournées par une détection manuelle des joints de grain et une mesure de l'orientation apparente des lamelles à partir de prise d'images en Microscopie Electronique à Balayage. L'orientation apparente des lamelles est utilisée comme donnée d'entrée d'orientation cristalline des colonies lamellaires. Ceci est justifié par des travaux expérimentaux récents qui montrent que l'orientation apparente est une information qualitative pour expliquer la déformation observée [7, 10, 25]. L'anisotropie plastique ayant été identifiée précédemment, une comparaison entre essai et calcul est possible en utilisant cette information. Le logiciel Neper est utilisé pour reconstruire et mailler les éprouvettes [27]. Un exemple de reconstruction est présenté en Figure 3.

Les premières comparaisons essais-calculs montrent que la modélisation intragranulaire de la phase lamellaire permet de retrouver numériquement les zones de localisation de la déformation observées expérimentalement. Enfin, grâce à l'approche analytique retenue pour la transition d'échelle entre colonie et lamelles, le temps de calcul est limité et des essais cycliques peuvent être modélisés. Cela représente un gain majeur en comparaison aux modèles multi-échelle utilisant les éléments finis imbriqués de la littérature [33, 34, 7, 2].



(a) Caractérisation par Microscopie Électronique à Balayage du fût d'une éprouvette micromécanique oligogranulaire.



(b) Maillage de l'éprouvette caractérisée réalisé avec Neper [27].

FIGURE 3 – Caractérisation expérimentale et reconstruction numérique d'une éprouvette micromécanique oligogranulaire.

4 Modélisation du comportement cyclique par homogénéisation

On cherche maintenant à utiliser ces calculs sur agrégats pour modéliser la réponse mécanique macroscopique du matériau sous chargement cyclique par homogénéisation. Il est nécessaire pour cela d'avoir une base de données expérimentales adaptée. Des essais de caractérisation de comportement sont réalisés sur différentes microstructures d'un même alliage TiAl. Les microstructures sont obtenues par application de traitements thermiques successifs sur le matériau de base. Le résultat d'un essai cyclique à température ambiante réalisé sur une microstructure lamellaire est présenté en Figure 4.

Ces résultats expérimentaux sont modélisés avec deux approches couramment utilisées pour faire le lien entre microstructure et propriétés mécaniques. Comme expliqué précédemment, l'identification du comportement de la phase lamellaire doit être complétée par l'identification de deux facteurs α et β (voir (4)).

La première identification est réalisée avec le modèle multi-échelle à champs moyens développé à l'Onera [29]. Ce modèle permet de réaliser des simulations sur pièces en tenant compte d'éventuels gradients de microstructure grâce à un temps de calcul minimal. Les paramètres déterminés ici servent de solution initiale à la deuxième procédure d'identification.

La deuxième identification est réalisée avec une approche purement numérique via l'utilisation de Volumes Statistiquement Représentatif (VSR) [26]. Ces VSR, plus petits que des Volumes Élémentaires Représentatifs (VER), sont optimisés pour contenir le minimum de grain afin d'être suffisamment représentatifs de la morphologie de la microstructure et du comportement mécanique macroscopique. Cette stratégie est coûteuse en temps de calcul mais permet de décrire explicitement la microstructure et d'accéder aux cas critiques d'arrangements locaux. Une caractérisation expérimentale des microstructures étudiées permet d'obtenir les distributions de tailles de grains et la proportion de phases. Les lois statistiques identifiées sur ces données expérimentales sont utilisées pour générer les VSR via le logiciel Neper [27]. Un exemple de VSR d'une microstructure presque- γ triphasée est présenté en Figure 5. Ces VSR sont sollicités mécaniquement pour réaliser l'identification inverse.

Les paramètres identifiés sont valables pour tous les VSR. Ainsi, différents arrangements d'une même microstructure donnent un même comportement macroscopique mais des champs mécaniques locaux différents. De cette façon, le lien entre microstructure et amorce de fissures de fatigue peut être étudié par une analyse des indicateurs de tenue en fatigue.

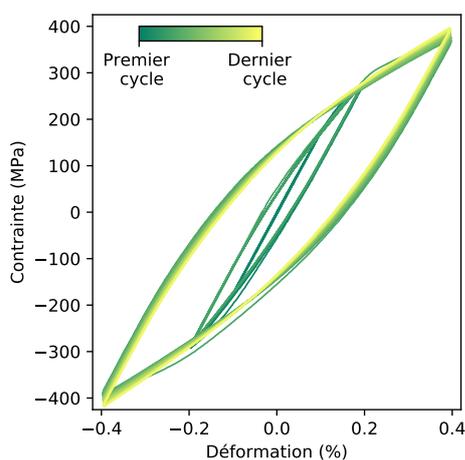


FIGURE 4 – Essai cyclique multi-niveau à température ambiante réalisé sur une microstructure lamellaire.

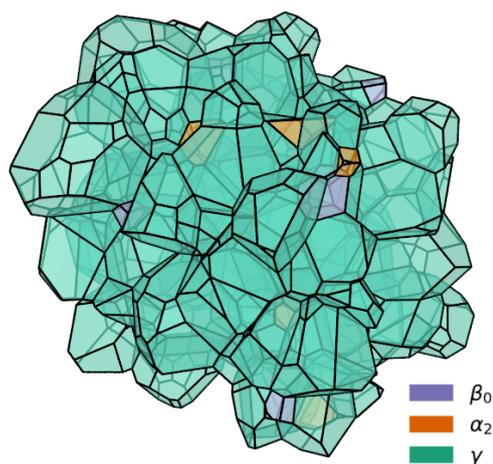


FIGURE 5 – VSR périodique d'une microstructure presque- γ triphasée.

5 Analyse des Indicateurs de Tenue en Fatigue

Une première analyse des performances en fatigue des microstructures est alors possible. L'objectif est d'analyser des Indicateurs de Tenue en Fatigue (ITF) dans la microstructure. Ces (ITF) sont définis sur la base d'observations expérimentales [5, 9]. Ils permettent d'évaluer la sensibilité des microstructures aux différentes forces motrices d'amorçage de fissures de fatigue à cœur. Trois ITF d'intérêts pour les microstructures des alliages TiAl sont présentés en Figure 6, tous représentant l'impact de la localisation de la déformation [31]. L'ITF Fatemi-Socie (Figure 6a), basé sur la recherche du plan cristallographique critique, est tiré du critère de fatigue du même nom [11]. Avec $\Delta\gamma_{max}^p/2$ l'amplitude de cisaillement maximale dans le plan cristallographique critique calculé sur un cycle, il s'exprime :

$$ITF_{FS} = \frac{\Delta\gamma_{max}^p}{2} (1 + K_{FS} \frac{\sigma_{max}^n}{\sigma_y}) \quad (5)$$

où K est un paramètre matériau, σ_y la limite d'élasticité macroscopique et σ_{max}^n le maximum au cours du cycle de la contrainte normale au plan critique.

Le deuxième ITF (Figure 6b) d'intérêt représente l'ouverture de microfissures aux joints de grain causées par l'empilement de dislocation et l'incompatibilité de déformation locale. Il s'exprime :

$$ITF_{jg} = \Delta\gamma_{net}^p (1 + K_{jg} \frac{\sigma_{jg}^n}{\sigma_y}) \quad (6)$$

avec $\Delta\gamma_{net}^p$ la déformation accumulée dans la direction privilégiée associée, K_{jg} un paramètre matériau, et σ_{jg}^n la contrainte normale au joint de grain. Cette situation est régulièrement observée dans le cas des microstructures lamellaires du fait de la forte anisotropie plastique des colonies [16, 5, 9].

Le dernier ITF (Figure 6c) représente la décohésion des interfaces lamellaires. Dans ce cas, le plan des interfaces lamellaires est d'office considéré comme le plan critique tel que :

$$ITF_{lam} = \frac{\Delta\gamma_{lam}^p}{2} (1 + K_{lam} \frac{\sigma_{lam}^n}{\sigma_y}) \quad (7)$$

avec $\Delta\gamma_{lam}^p/2$ le maximum de l'amplitude de déformation plastique parallèle au plan des interfaces lamellaires, σ_{lam}^n la contrainte normale aux interfaces lamellaire et K_{lam} un paramètre matériau.

Pour réaliser l'analyse statistique, une centaine de VSR est générée et sollicitée mécaniquement. La méthodologie utilisée pour réaliser ces calculs est discutée, tout comme la façon d'obtenir les ITF.

L'analyse statistique permet de déterminer les forces motrices de la fatigue au sein des microstructures et de les classer en termes de performance en fatigue pour un chargement donné. De cette façon, il est possible à partir d'un nombre d'essai limité de définir une microstructure d'intérêt sur laquelle réaliser une campagne d'essais de fatigue. En couplant cet analyse avec un calcul de structure, cette optimisation de microstructure peut être directement mise en lien avec l'application envisagée pour le matériau.

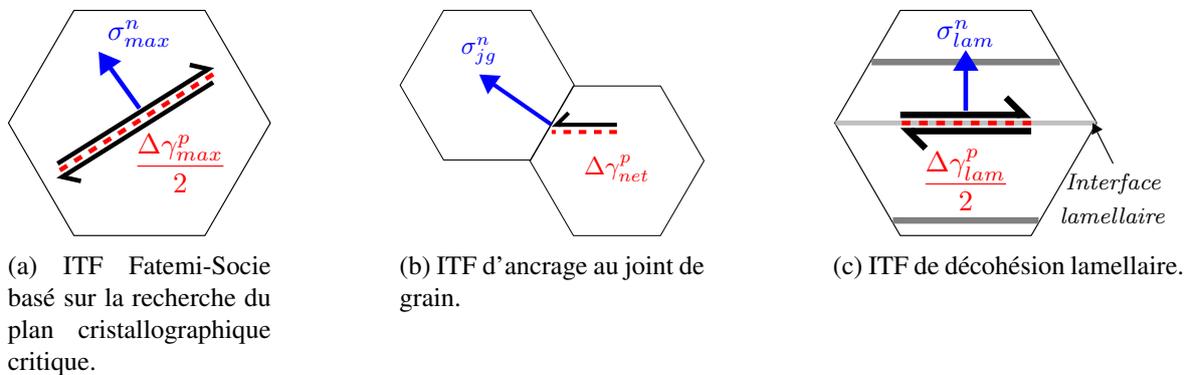


FIGURE 6 – Visualisation des mécanismes d'ouverture de microfissures représenté par les indicateurs de tenue en fatigue.

6 Conclusion

Une méthodologie multi-échelle permettant de faire le lien entre microstructure et résistance en fatigue a été présentée. Elle se base sur l'analyse des forces motrices de la fatigue dans la microstructure. Les développements nécessaires à son application ont été présentés en étudiant le cas des alliages TiAl. La plasticité du matériau a été étudiée. La base micromécanique de la modélisation à l'échelle des lamelles permet de simplifier l'étape de modélisation du comportement macroscopique.

Pour la suite, le lien entre les informations obtenues par l'analyse des ITF et une durée de vie expérimentale, sujet encore inexploré dans la littérature, sera étudié [31]. Aussi, il a été montré dans la littérature que la durée de vie en fatigue des alliages TiAl est liée à une compétition entre mécanismes d'amorçage en surface et à cœur [18]. L'analyse des ITF à cœur doit donc être enrichie d'une analyse d'ITF adaptés aux phénomènes surfaciques d'intrusion-extrusion. Enfin, une stratégie pour coupler l'analyse des ITF à des calculs de structure doit être mise en place. Il est notamment envisageable de déterminer l'impact direct de la microstructure sur les propriétés effectives locales de pièces lors de la phase de dimensionnement.

Références

- [1] Appel, F., Paul, J. D. H., & Oehring, M. (2011). *Gamma titanium aluminide alloys : science and technology*. John Wiley & Sons.
- [2] Appel, F., Clemens, H., & Fischer, F. D. (2016). Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides. *Progress in Materials Science*, 81, 55-124.
- [3] Bargmann, S., Klusemann, B., Markmann, J., Schnabel, J. E., Schneider, K., Soyarslan, C., & Wilmers, J. (2018). Generation of 3D representative volume elements for heterogeneous materials : A review. *Progress in Materials Science*.
- [4] Basseville, S., Cailletaud, G., Ghidossi, T., Guilhem, Y., Lacoste, E., Proudhon, H., ... & Villechaise, P. (2017). Numerical analysis on the local mechanical fields in polycrystalline 316LN stainless steel under cyclic fatigue loading : Comparison with experimental results. *Materials Science and Engineering : A*, 696, 122-136.
- [5] Wu, X., Hu, D., Botten, R., & Loretto, M. H. (2001). The significance of acoustic emission during stressing of TiAl-based alloys. Part II : Influence of cracks induced by pre-stressing on the fatigue life. *Acta materialia*, 49(10), 1693-1699.
- [6] Castelluccio, G. M., Musinski, W. D., & McDowell, D. L. (2016). Computational micromechanics of fatigue of microstructures in the HCF-VHCF regimes. *International Journal of Fatigue*, 93, 387-396.
- [7] Cornec, A., Kabir, M. R., & Huber, N. (2015). Numerical prediction of the stress-strain response of a lamellar γ -TiAl polycrystal using a two-scale modelling approach. *Materials Science and Engineering : A*, 620, 273-285.
- [8] Denquin, A., & Naka, S. (1996). Phase transformation mechanisms involved in two-phase TiAl-based alloys—I. Lamellar structure formation. *Acta materialia*, 44(1), 343-352.
- [9] Ding, R., Li, H., Hu, D., Martin, N., Dixon, M., & Bowen, P. (2015). Features of fracture surface in a fully lamellar TiAl-base alloy. *Intermetallics*, 58, 36-42.
- [10] Edwards, T. E. J., Di Gioacchino, F., Goodfellow, A. J., Mohanty, G., Wehrs, J., Michler, J., & Clegg, W. J. (2019). Deformation of lamellar γ -TiAl below the general yield stress. *Acta Materialia*, 163, 122-139.
- [11] Fatemi, A., & Socie, D. F. (1988). A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out of phase loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 11(3), 149-165.
- [12] Ferrié, E., & Sauzay, M. (2008). Simulation of the cyclic response of 316L single crystals and polycrystal using three dimensional elastic-plastic crystalline finite element computations. In *Materials Science Forum* (Vol. 567, pp. 97-100). Trans Tech Publications.
- [13] Garaud, J. D., Feld-Payet, S., Bettonte, F., Tireira, A., Le Sant, Y., Le Besnerais, G., & Belon, S. (2017, May). escale : plateforme logicielle pour le dialogue essai-calcul. In 13e colloque national en calcul des structures.
- [14] Heripre, E., Dexet, M., Crepin, J., Gélebart, L., Roos, A., Bornert, M., & Caldemaison, D. (2007). Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials. *International Journal of Plasticity*, 23(9), 1512-1539.
- [15] Hild, F., & Roux, S. (2006). Digital image correlation : from displacement measurement to identification of elastic properties—a review. *Strain*, 42(2), 69-80.
- [16] Içoz, C., Patriarca, L., Filippini, M., & Beretta, S. (2014). Strain accumulation in TiAl intermetallics via high-resolution digital image correlation (DIC). *Procedia Engineering*, 74, 443-448.

- [17] Inui, H., Oh, M. H., Nakamura, A., & Yamaguchi, M. (1992). Room-temperature tensile deformation of polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(11), 3095-3104.
- [18] Jha, S. K., Larsen, J. M., & Rosenberger, A. H. (2005). The role of competing mechanisms in the fatigue life variability of a nearly fully-lamellar γ -TiAl based alloy. *Acta Materialia*, 53(5), 1293-1304.
- [19] Kishida, K., Inui, H., & Yamaguchi, M. (1998). Deformation of lamellar structure in TiAl-Ti3Al two-phase alloys. *Philosophical Magazine A*, 78(1), 1-28.
- [20] Lebensohn, R., Uhlenhut, H., Hartig, C., & Mecking, H. (1998). Plastic flow of γ -TiAl-based polysynthetically twinned crystals : micromechanical modeling and experimental validation. *Acta materialia*, 46(13), 4701-4709.
- [21] McDowell, D. L., & Dunne, F. P. E. (2010). Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation. *International journal of fatigue*, 32(9), 1521-1542.
- [22] Méric, L., Poubanne, P., & Cailletaud, G. (1991). Single crystal modeling for structural calculations : part 1—model presentation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113(1), 162-170.
- [23] Missoum-Benziane, D., Chiaruttini, V., Garaud, J. D., Feyel, F., Foerch, R., Osipov, N., ... & Ryckelynck, D. (2011, May). Z-set/ZeBuLoN : une suite logicielle pour la mécanique des matériaux et le calcul de structures. In 10e colloque national en calcul des structures (pp. 8-p).
- [24] Palomares-García, A. J., Pérez-Prado, M. T., & Molina-Aldareguia, J. M. (2017). Effect of lamellar orientation on the strength and operating deformation mechanisms of fully lamellar TiAl alloys determined by micropillar compression. *Acta Materialia*, 123, 102-114.
- [25] Patriarca, L., Filippini, M., & Beretta, S. (2016). Digital image correlation-based analysis of strain accumulation on a duplex γ -TiAl. *Intermetallics*, 75, 42-50.
- [26] Przybyla, C. P., & McDowell, D. L. (2010). Microstructure-sensitive extreme value probabilities for high cycle fatigue of Ni-base superalloy IN100. *International Journal of Plasticity*, 26(3), 372-394.
- [27] Quey, R., Dawson, P. R., & Barbe, F. (2011). Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method : Generation, meshing and remeshing. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(17-20), 1729-1745.
- [28] H. Uhlenhut, Ursachen plastischer Anisotropie von γ -TiAl-Basislegierungen, PhD thesis, Technical University of Hamburg-Harburg, 1999.
- [29] Roos, A., Chaboche, J. L., Gélébart, L., & Crépin, J. (2004). Multiscale modelling of titanium aluminides. *International Journal of Plasticity*, 20(4-5), 811-830.
- [30] Smith, B. D., Shih, D. S., & McDowell, D. L. (2013). Cyclic plasticity experiments and polycrystal plasticity modeling of three distinct Ti alloy microstructures. *International Journal of Plasticity*.
- [31] Smith, B. D., Shih, D. S., & McDowell, D. L. (2016). Fatigue hot spot simulation for two Widmanstätten titanium microstructures. *International Journal of Fatigue*, 92, 116-129.
- [32] Voisin, T., Monchoux, J. P., Perrut, M., & Couret, A. (2016). Obtaining of a fine near-lamellar microstructure in TiAl alloys by spark plasma sintering. *Intermetallics*, 71, 88-97.
- [33] Werwer, M., & Cornec, A. (2000). Numerical simulation of plastic deformation and fracture in polysynthetically twinned (PST) crystals of TiAl. *Computational materials science*, 19(1-4), 97-107.
- [34] Werwer, M., & Cornec, A. (2006). The role of superdislocations for modeling plastic deformation of lamellar TiAl. *International journal of plasticity*, 22(9), 1683-1698.
- [35] Zambaldi, C., Roters, F., & Raabe, D. (2011). Analysis of the plastic anisotropy and pre-yielding of (γ/α_2)-phase titanium aluminide microstructures by crystal plasticity simulation. *Intermetallics*, 19(6), 820-827.