

## Modélisation MED basée sur image réelle de la fissuration des TBC sous fluage et cyclage thermique

I. Bensemmanet<sup>1</sup>, W. Leclerc<sup>1</sup>, N. Ferguen<sup>2</sup>, M. Guessasma<sup>1</sup>,

<sup>1</sup> Laboratoire des Technologies Innovantes (LTI), Université de Picardie Jules Verne, UR-UPJV 3899, Saint Quentin, France, [ilyes.bensemmane@u-picardie.fr](mailto:ilyes.bensemmane@u-picardie.fr)

<sup>2</sup> Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA), Algérie, [nferguen@cdta.dz](mailto:nferguen@cdta.dz)

**Résumé** — Les revêtements barrières thermiques sont utilisés pour protéger les aubes de turbine en superalliage exposées à des températures élevées, pouvant dépasser 1100 °C. Malgré leur efficacité, leur durée de vie reste limitée en raison de phénomènes de dégradation qui peuvent conduire à l'amorçage de fissures. Un TBC se compose généralement de trois couches principales : une couche céramique supérieure (Top Coat, TC), assurant l'isolation thermique, une couche métallique (Bond Coat, BC) assurant l'adhérence au substrat et une couche d'oxyde (TGO) qui se forme progressivement à l'interface entre la couche métallique et la couche céramique au cours des cycles thermiques. Dans cette étude, une approche de modélisation basée sur la Méthode des Éléments Discrets (MED) est proposée pour analyser les mécanismes de fissuration menant à la délamination interfaciale des TBC. Les effets conjoints de la dilatation thermique et du fluage viscoplastique sont intégrés au modèle afin de reproduire de manière réaliste l'évolution des contraintes au sein du revêtement. L'utilisation d'un critère de rupture adapté aux matériaux et basé sur une information locale en contrainte a montré sa pertinence pour la simulation de l'endommagement in-situ du revêtement. Les résultats montrent que les fissures s'amorcent principalement à l'interface entre la couche BC et TGO, durant la phase de refroidissement. Les mécanismes simulés sont en accord avec ceux généralement observés expérimentalement, montrant ainsi la pertinence du modèle discret proposé.

**Mots clés** — Revêtement barrière thermique, Méthode des éléments discrets, Fluage viscoplastique, Différentiel de coefficient de dilatation thermique, Mécanismes de fissuration, Délamination interfaciale

## 1 Introduction

Les revêtements barrières thermiques (TBC) sont des systèmes multicouches conçus pour protéger les aubes de turbines dans les moteurs à gaz et aéronautiques, lesquels, pour produire efficacement de l'électricité, doivent fonctionner à des températures très élevées pouvant dépasser les 1100 °C.

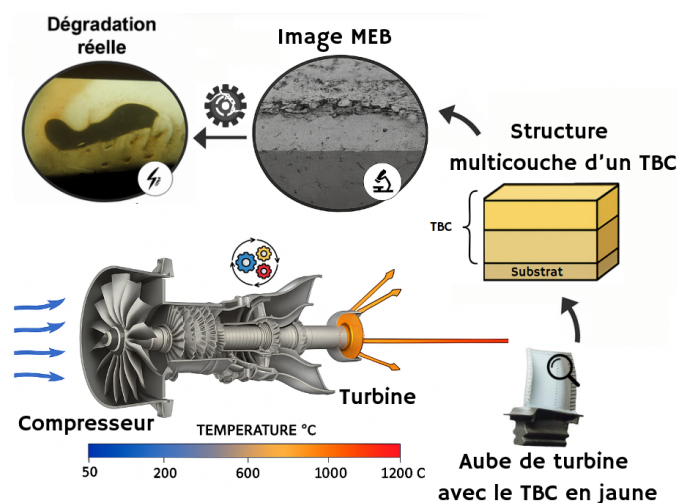


FIGURE 1 – Schéma illustrant la structure multicouche des TBC ainsi que leur dégradation sur une aube de turbine à gaz après une durée de service

Pour résister à de telles conditions, un TBC comporte généralement une couche céramique supérieure (Top Coat, TC), le plus souvent une zircone stabilisée à l'yttrium (YSZ) en raison de ses excellentes propriétés isolantes, une couche métallique (Bond Coat, BC), ainsi qu'une couche d'oxyde thermiquement formée (TGO) qui se développe entre la couche TC et la couche BC lors du service à haute température [1]. Ces revêtements permettent de réduire la température à la surface du substrat d'environ 300 °C, augmentant ainsi l'efficacité thermique et la durée de vie des turbines. Cependant, malgré leurs performances élevées, les TBC subissent une dégradation progressive au cours du temps, notamment en raison de la croissance de la couche TGO et de l'accumulation de contraintes thermomécaniques, ce qui finit par limiter leur efficacité et leur durée de service Figure 1.

Les mécanismes d'endommagements des TBC sont principalement liés aux contraintes résiduelles engendrées par le différentiel des Coefficients de Dilatation Thermique (CDT) entre les différentes couches, à l'épaisseur et à la rugosité de la couche TGO, ainsi qu'à la redistribution des contraintes engendrée par les phénomènes de fluage à haute température [2, 3]. L'ensemble de ces effets contribue à l'apparition de fissures et à la délamination interfaciale. Les principaux mécanismes d'initiation et de propagation des fissures dans les TBC [2,3], illustrés dans la Figure 2, peuvent être résumés comme suit :

- **Mécanisme I** : fissuration au niveau du pic de l'interface BC/TGO, initiée lors du refroidissement.
- **Mécanisme II** : fissuration au pic de l'interface TGO/TC, induite par la croissance continue de la couche TGO.
- **Mécanisme III** : fissuration interne dans la couche TC, influencée par sa microstructure lamellaire et le comportement fragile du matériau.
- **Mécanisme IV** : coalescence des fissures générées par les mécanismes précédents (mécanisme I), conduisant à la délamination interfaciale du revêtement.

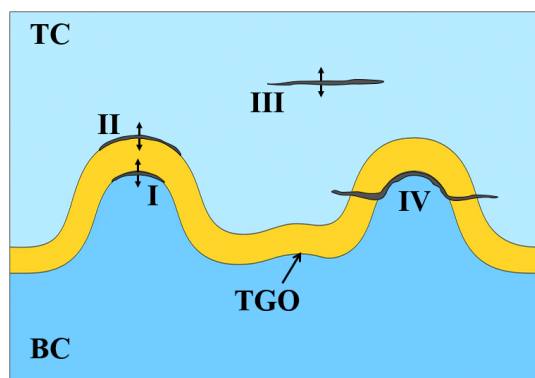


FIGURE 2 – Schéma illustrant les quatre principaux mécanismes de fissuration dans les TBC obtenus par APS

De nombreux travaux numériques ont utilisé la Méthode des Éléments Finis (MEF) pour analyser la répartition des contraintes et les mécanismes d'endommagements dans les TBC. Ces études ont notamment mis en évidence l'influence de la microstructure, de la rugosité des interfaces et de la croissance de la couche TGO sur les contraintes et l'initiation des fissures [4–9]. Cependant, la MEF présente des limites lorsqu'il s'agit de reproduire des fissurations multiples et complexes, en raison de la nécessité de faire un remaillage et des instabilités numériques associées. Pour surmonter ces limitations, des approches alternatives sans maillage ont été développées. Les méthodes de champ de phase ont permis de mieux comprendre l'oxydation et la fissuration interfaciale [10–12], tandis que la périodynamique a permis de modéliser des fissures nettes et discontinues sous chargements chimio-mécaniques [13]. Toutefois, ces approches restent dépendantes de paramètres difficiles à calibrer.

La MED constitue une autre voie prometteuse, avec sa capacité naturelle à décrire l'hétérogénéité du matériau et à l'initiation de fissures [14, 15]. Malgré son potentiel, peu d'études l'ont appliqué aux TBC [16, 17]. Des avancées récentes [18], démontrent toutefois la pertinence de cette approche. Dans ce contexte, la présente étude propose un cadre basé sur la MED intégrant le fluage et la dilatation thermique au cours d'un cycle thermique complet pour voir son effet sur la fissuration. Cette approche permet de reproduire de manière réaliste l'évolution des contraintes et les mécanismes de fissuration conduisant à la dégradation des TBC.

## 2 Modélisation DEM

La présente étude repose sur un modèle discret hybride en 2D, structuré à partir de particules connectées par des liens cohésifs de type poutres d'Euler–Bernoulli, dans le but de reproduire les réponses thermomécaniques d'un milieu continu hétérogène. La génération de la microstructure numérique suit le protocole de Random Close Packing (RCP), conformément à Haddad et al. [19], en utilisant l'algorithme de Lubachevsky–Stillinger (LSA) [20], permettant une densification contrôlée par croissance dynamique des particules. Le réseau cohésif obtenu présente une configuration quasi-isotrope, avec une coordination moyenne de 4,6 et une fraction volumique de 85 %. Une distribution granulométrique contrôlée (coefficient de variation de 0,3) est introduite afin de limiter l'anisotropie structurale. Chaque liaison interparticulaire est modélisée par un élément poutre dont les propriétés locales ( $L_\mu$ ,  $A_\mu$ ,  $I_\mu$ ,  $E_\mu$ ) sont calibrées pour reproduire un comportement élastique effectif visé à l'échelle macroscopique ( $E_M$ ,  $\nu_M$ ), selon les relations polynomiales établies dans [19, 21]. Récemment, Leclerc et al. [22] ont identifié les paramètres  $E_\mu$  et  $r_\mu$  propres à chaque sous-couche du revêtement TBC, en tenant compte de leur évolution thermique. Le coefficient de Poisson est borné à 0,35 en raison des limitations de la formulation poutre [15], mais les valeurs adoptées respectent cette contrainte. Aux interfaces (TGO/TC, BC/TGO), les propriétés microscopiques sont définies comme des moyennes arithmétiques entre couches adjacentes [22, 23]. L'évolution mécanique du système est résolue via l'intégration des équations du mouvement par le schéma de Verlet vitesse.

L'effet thermique est intégré par dilatation, en modifiant la longueur des liaisons selon l'équation suivante :

$$L_\mu = L_{\mu, T_0}(1 + \alpha(T - T_0)) \quad (1)$$

où  $\alpha$  est le coefficient de dilatation thermique spécifique à chaque couche [22]. Le champ de contraintes est obtenu via la formulation symétrisée du tenseur proposée par Zhou [24], fondée sur l'analyse des forces d'interaction entre particules. Cette expression s'écrit comme suit :

$$\overline{\overline{\sigma}}_i = \frac{1}{2\Omega_i} \sum_{j=1}^{Z_i} \frac{1}{2} (f_{ij} \otimes d_{ij} + d_{ij} \otimes f_{ij}) \quad (2)$$

avec  $\Omega_i = A_i/\phi$  représentant l'aire effective associée à la particule  $i$ ,  $\phi = 0,85$  la fraction volumique,  $f_{ij}$  la force de liaison, et  $d_{ij}$  le vecteur position relatif. Le fluage viscoplastique secondaire est modélisé par la loi de Norton :

$$\overline{\overline{\varepsilon}}_c = B\sigma_e^n \overline{\overline{n}}^D \Delta t \quad (3)$$

où  $B$  et  $n$  sont des constantes matériaux dépendantes de la température. Les valeurs retenues pour les différentes couches du système TBC sont présentées dans le Tableau 1.  $\sigma_e$  est la contrainte équivalente de von Mises, et  $\overline{\overline{n}}^D$  désigne le tenseur déviatorique unitaire, défini par :

$$\overline{\overline{n}}^D = 2 \frac{\text{dev}(\overline{\overline{\sigma}})}{\sigma_e} \quad (4)$$

TABLE 1 – Données dépendantes de la température pour les paramètres de fluage  $B$  et  $n$  utilisés pour les différentes couches du TBC

	Température [°C]	$B$ [ $s^{-1} \text{MPa}^{-n}$ ]	$n$
TC	[700–1100]	$1,8 \cdot 10^{-8}$	1
TGO	[700–1100]	$7,3 \cdot 10^{-8}$	1
BC	[700–1100]	$1,11 \cdot 10^{-7}$	1

### 2.1 Critère de rupture

Dans le cadre de cette étude, nous adoptons la méthode RDEF (Removed Discrete Element Failure), proposé initialement par André et al. [25]. Cette méthode repose sur la suppression d'un ED lorsque la

contrainte locale atteint une valeur seuil définie par le critère de rupture. Ce choix est motivé par les travaux antérieurs d'André et al. [25] et Leclerc et al. [15], qui ont démontré l'efficacité de cette approche pour reproduire des réseaux de fissures complexes, tant dans des milieux homogènes que hétérogènes. Il convient de noter que la méthode RDEF n'assure pas la conservation stricte de la masse, du fait de la suppression des particules. Toutefois, la perte de masse reste négligeable, avec un taux de particules supprimées généralement inférieur à 1 %, en particulier dans les empilements granulaires denses constitués de particules de petite taille. Dans notre travail, nous appliquons ce critère uniquement aux couches fragiles, à savoir la TC et la TGO, toutes deux principalement soumises à une rupture en mode I. En revanche, la couche métallique BC, de nature ductile, qui n'est pas une couche fragile, n'est pas sujette à la rupture dans notre modèle, aucun critère n'y est appliqué. Étant donné la forte résistance des matériaux fragiles en compression, leur rupture intervient presque exclusivement en traction, y compris sous sollicitations globalement compressives, comme lors d'un essai d'indentation. Pour cette raison, nous n'utilisons pas un critère basé sur la contrainte équivalente de von Mises, qui ne distingue pas les zones en traction de celles en compression. Nous considérons ici qu'une rupture locale se produit lorsque la contrainte principale maximale en traction ( $\sigma_I$ ), calculée localement selon la formulation de Zhou (Équation (3)), dépasse la contrainte seuil  $\sigma_{lim}$  propre au matériau concerné (TC ou TGO). La contrainte seuil  $\sigma_{lim}$  est obtenue par des tests de calibration et choisie en accord avec les valeurs rapportées dans la littérature pour chaque matériau [26]. Le critère de rupture se traduit donc comme suit :

$$\sigma_I > \sigma_{lim} \quad (5)$$

En pratique, la contrainte principale  $\sigma_I$  est estimée à l'échelle de chaque particule à partir du tenseur des contraintes locales. Lorsqu'un ED est supprimé, toutes les liens cohésifs reliant la particule  $i$  à son ensemble de voisins  $Z_i$  sont également éliminés. La particule  $i$  ne participe alors plus aux interactions mécaniques avec le reste du système granulaire.

## 2.2 Modélisation d'un TBC réel sur la base d'une image MEB

Pour mieux capturer la complexité morphologique des revêtements, un modèle discret basé sur l'image MEB a été utilisé. Cette approche permet de représenter plus fidèlement la microstructure issue de l'image réelle du TBC en intégrant les irrégularités géométriques, telles que les ondulations interfaciales et la porosité. La microstructure numérique du système TBC a été analysée à partir d'images MEB. Les images obtenues ont été traitées afin de segmenter et d'identifier les différentes couches du revêtement, notamment la couche TC, la couche BC et la couche TGO. La distribution multimodale de l'histogramme de l'image a permis d'associer des classes d'intensité à chacune des couches, tandis que la porosité apparaissait comme de petits pics situés près de la gamme d'intensité de la couche TGO [17].

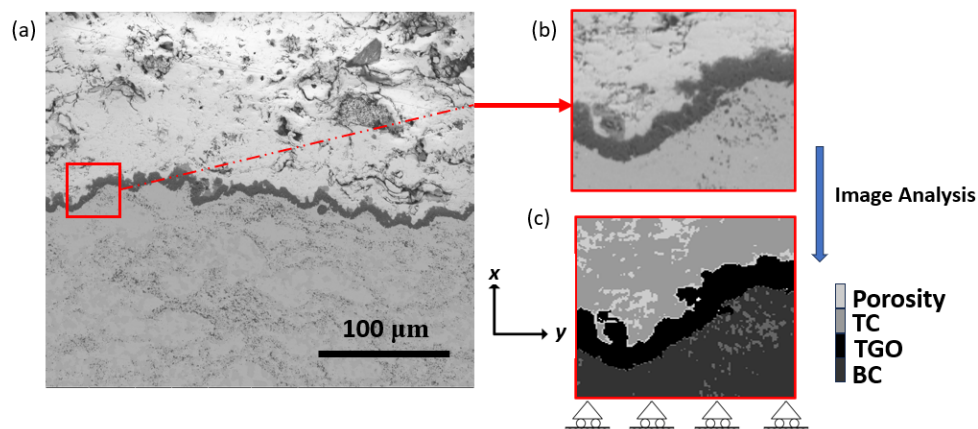


FIGURE 3 – Analyse d'image des couches du TBC : (a) image MEB de la microstructure, (b) image originale en niveaux de gris (zone en rouge dans (a)), (c) processus de segmentation pour l'extraction des caractéristiques du modèle, avec conditions aux limites appliquées sur le bord inférieur

Un algorithme d'analyse d'image dédié a ensuite été utilisé pour extraire les informations morphologiques nécessaires au modèle discret. Cet algorithme détecte dans un premier temps les formes géo-

métriques correspondant aux régions de pixels noirs dans l'image binaire. La plus grande forme est sélectionnée pour servir de masque de filtrage de la couche TC. Un masque est ensuite appliqué pour isoler la couche TC, puis un seuillage local permet de séparer la couche BC. Enfin, les régions restantes, incluant la couche TGO et la porosité, sont segmentées selon le même principe. Cette méthode permet d'identifier précisément les éléments microstructuraux du TBC, comme illustré à la Figure 3 (c), offrant des informations essentielles sur les interfaces, la distribution de porosité et l'évolution des couches sous cyclage thermique. La microstructure numérique issue des images MEB est générée en considérant une résolution minimale de 4 EDs par pixel. Pour une image de résolution  $(126 \times 105)$  pixels, cela conduit à un total de 52 920 EDs dans notre cas. Cette approche garantit que la microstructure générée représente fidèlement la distribution spatiale et les caractéristiques des différentes couches du TBC.

La géométrie de la couche TGO est directement extraite de cette image, avec une épaisseur moyenne mesurée à  $5,88 \mu\text{m}$ . En ce qui concerne la simulation nous considérons les mêmes hypothèses d'étude que celles considérée par [18]. Ainsi, le domaine est soumis à un cycle thermique avec une phase de maintien de 10 h à haute température, en intégrant les effets de fluage viscoplastique et de dilatation thermique. L'objectif de cette modélisation est d'analyser les conditions susceptibles de conduire à l'amorçage et au développement de fissures, notamment aux interfaces TGO/TC et BC/TGO, en s'appuyant sur une représentation réaliste de la microstructure issue de l'image MEB. Dans ce cadre, la limite en traction a été fixée à 1050 MPa pour la couche TGO et à 150 MPa pour la couche TC [26,27].

### 2.3 Influence de la microstructure simulée sur l'évolution des contraintes et les mécanismes de fissuration

L'analyse du champ de contrainte principale  $\sigma_I$  permet d'identifier les zones critiques en traction et de suivre leur évolution au cours de la phase de refroidissement. Les Figures 4 (a) et (b) illustrent la distribution de la contrainte  $\sigma_I$  respectivement au début et à la fin du refroidissement, en présence de porosité dans le TBC et d'une épaisseur de couche TGO constante. Dès le début du refroidissement, les contraintes de traction maximales se concentrent au niveau du pic de l'interface BC/TGO, tandis que des zones de compression apparaissent au voisinage de la vallée. Cette distribution s'explique toujours par le différentiel de CDT entre les couches du TBC, mais également par les effets du fluage viscoplastique accumulé durant la phase de maintien à haute température.

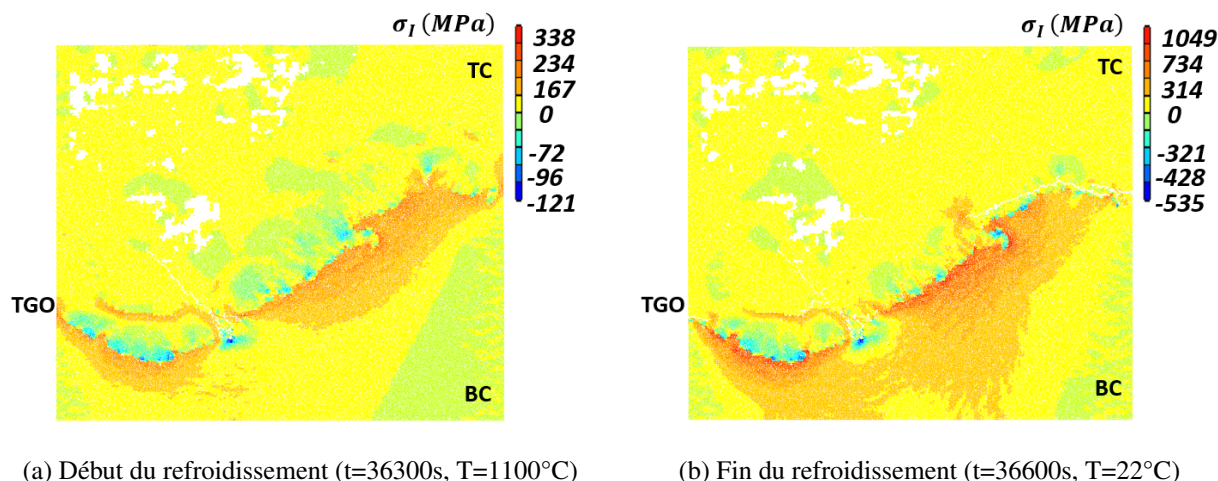


FIGURE 4 – Champ de contrainte principale  $\sigma_I$  au sein du TBC simulé, au début (a) et à la fin (b) de la phase de refroidissement

Au cours du refroidissement, une augmentation significative des contraintes de traction est observée dans ces zones critiques : à la fin du cycle ( $t = 36600 \text{ s}$ ,  $T \approx 22^\circ\text{C}$ ), les contraintes maximales  $\sigma_I$  atteignent environ  $+1.1 \text{ GPa}$ , tandis que les vallées restent soumises à des contraintes compressives proches de  $-500 \text{ MPa}$ . Cette forte concentration favorise l'initiation puis la propagation des fissures, en particulier à proximité des interfaces BC/TGO et TGO/TC. Ainsi, même en l'absence de croissance de la couche TGO, le différentiel de CDT et les effets du fluage viscoplastique suffisent à générer un

champ de contrainte fortement hétérogène, propice au développement de fissures tant interfaciales que transversales. Afin de mettre en évidence l'influence de la microstructure simulée sur les mécanismes de fissuration dans le TBC, deux configurations sont considérées, respectivement avec et sans porosité. Les Figures 5 (a) et (b) illustrent respectivement l'état d'un TBC sans porosité dans la couche TC, au début et à la fin de la phase de refroidissement. Cette configuration permet d'analyser les mécanismes de fissuration en l'absence d'hétérogénéités internes susceptibles d'influencer la trajectoire des fissures. Les résultats montrent que le mécanisme prédominant est le mécanisme I : les fissures s'initient au niveau du pic de l'interface BC/TGO, où les contraintes de traction maximales sont localisées. Les fissures se propagent ensuite le long de l'interface, puis dévient latéralement lorsqu'elles rencontrent des zones soumises à des contraintes de compression, conformément au mécanisme IV [3]. Les Figures 6 (a) et (b) montrent l'évolution de la fissuration au sein d'un TBC comportant une microstructure numérique poreuse avec un taux de porosité de 6%. L'initiation des fissures demeure concentrée dans les zones critiques, en particulier au pic de l'interface entre la couche BC et TGO.

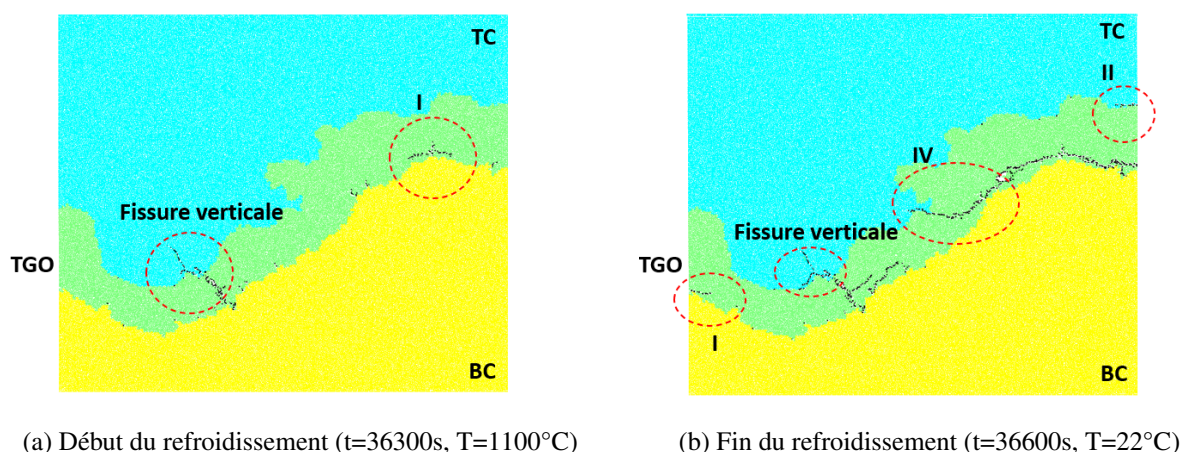


FIGURE 5 – Évolution de la fissuration au sein du TBC sans porosité au début (a) et à la fin (b) du refroidissement

Néanmoins, la propagation des fissures semble localement influencée ou retardée par la présence de pores, perturbant ainsi sa propagation dans la couche TC. Cette configuration poreuse favorise ainsi l'endommagement des couches plus fragiles, telles que la couche TC, tout en ralentissant la progression interfaciale des fissures, notamment à l'interface BC/TGO [28, 29].

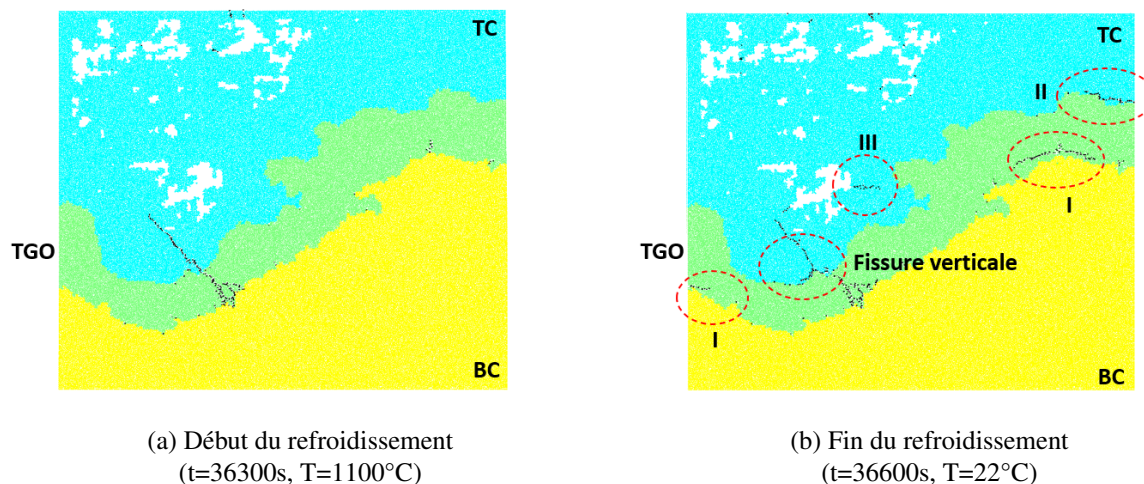


FIGURE 6 – Évolution de la fissuration au sein du TBC poreux au début (a) et à la fin (b) du refroidissement

En particulier, la présence de porosité dans le revêtement tend à réduire sa raideur, ce qui le rend plus apte à se déformer localement sous l'effet des contraintes thermo-mécaniques. Par conséquent, comparé à un matériau dense, un revêtement présentant un certain taux de porosité entre 10% et 15% offre une meilleure résistance à la croissance des fissures [30]. Par ailleurs, des fissures verticales, initiées au sein de la couche TGO après 30 cycles, sont observées dès la phase de chauffe, traversant l'épaisseur de la couche TGO vers la couche TC. Ces observations sont en cohérence avec les travaux de Voyer et al. [31]. En revanche, la délamination interfaciale débute principalement lors de la phase de refroidissement, comme l'ont montré Zhou et al. [32]. Ces observations indiquent qu'une porosité contrôlée influence de manière différenciée les mécanismes de fissuration : elle affecte le comportement de la microstructure simulée ainsi que la cinétique de propagation des fissures, tout en ayant peu d'impact sur les sites d'initiation. En particulier, une porosité modérée, en dessous d'un certain seuil critique [30], peut jouer un rôle bénéfique en dissipant l'énergie et en freinant la croissance des fissures. La porosité apparaît ainsi comme un paramètre déterminant dans l'évolution de l'endommagement au sein des TBC.

### 3 Conclusion

Dans cette étude, une approche basée sur la MED a été développée pour simuler les mécanismes de fissuration dans un système TBC basé sur une image MEB soumis à un cycle thermique. Les résultats révèlent que la fissuration survient principalement lors de la phase de refroidissement. Ce phénomène résulte de l'accumulation de contraintes de traction aux pics de l'interface BC/TGO, zones critiques pour l'amorçage des fissures. La coalescence se produit ensuite le long de la couche TGO, conformément au mécanisme de type IV décrit dans la littérature. En outre, la porosité présente dans la couche TC joue un double rôle : elle tend à ralentir la cinétique de fissuration interfaciale en dissipant localement l'énergie, mais elle favorise en parallèle l'initiation de fissures dans la couche céramique, plus sensible à ces zones fragiles. Les motifs de fissuration obtenus sont en accord avec les observations expérimentales rapportées de la littérature, validant ainsi la pertinence de l'approche par la MED à reproduire les phénomènes de dégradation observés dans les TBC.

### Références

- [1] A. Feuerstein, J. Knapp, T. Taylor, A. Ashary, A. Bolcavage, and N. Hitchman. Technical and economical aspects of current thermal barrier coating systems for gas turbine engines by thermal spray and EBPVD : a review. *Journal of Thermal Spray Technology*, 17(2) :199–213, 2008.
- [2] E-A. Rabiei and A-G. Evans. Failure mechanisms associated with the thermally grown oxide in plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Acta Materialia*, 48(15) :3963–3976, 2000.
- [3] N-P. Padture, M. Gell, and E-H. Jordan. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications. *Science*, 296(5566) :280–284, 2002.
- [4] J. Aktaa, K. Sfar, and D. Munz. Assessment of TBC systems failure mechanisms using a fracture mechanics approach. *Acta Materialia*, 53(16) :4399–4413, 2005.
- [5] M. Ranjbar-Far, J. Absi, G. Mariaux, and F. Dubois. Simulation of the effect of material properties and interface roughness on the stress distribution in thermal barrier coatings using finite element method. *Materials & Design*, 31(2) :772–781, 2010.
- [6] Z-Y. Wei and H-N. Cai. Stress states and crack behavior in plasma sprayed TBCs based on a novel lamellar structure model with real interface morphology. *Ceramics International*, 45(14) :16948–16962, 2019.
- [7] M. Bäker. Finite element simulation of interface cracks in thermal barrier coatings. *Computational Materials Science*, 64 :79–83, 2012.
- [8] L. Cen, W-Y. Qin, and Q-M. Yu. Analysis of interface delamination in thermal barrier coating system with axisymmetric structure based on corresponding normal and tangential stresses. *Surface and Coatings Technology*, 358 :785–795, 2019.
- [9] J. Song, S. Li, X. Yang, H. Qi, and D. Shi. Numerical investigation on the cracking behaviors of thermal barrier coating system under different thermal cycle loading waveforms. *Surface and Coatings Technology*, 349 :166–176, 2018.
- [10] Q-Q. Zhou, L. Yang, C. Luo, F-W. Chen, Y-C. Zhou, and Y-G. Wei. Thermal barrier coatings failure mechanism during the interfacial oxidation process under the interaction between interface by cohesive zone model and brittle fracture by phase-field. *International Journal of Solids and Structures*, 214 :18–34, 2021.

- [11] Y-Q. Xiao, Z y. Liu, W. Zhu, and X-M. Peng. Interfacial delamination mechanism of thermal barrier coatings with real microstructure considering gradient thermal and growth strains based on the fracture phase field. *Materials Characterization*, 212 :114014, 2024.
- [12] L. Min, Z. Wang, X. Hu, D. Zhao, Z. Sun, P. Zhang, W. Yao, and T-Q. Bui. A chemo-thermo-mechanical coupled phase field framework for failure in thermal barrier coatings. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 411 :116044, 2023.
- [13] Y. Bie, H. Ren, T. Bui, E. Madenci, T. Rabczuk, and Y. Wei. Dual-horizon peridynamics modeling of coupled chemo-mechanical-damage for interface oxidation-induced cracking in thermal barrier coatings. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 430 :117225, 2024.
- [14] A. Ammar, W. Leclerc, M. Guessasma, and N. Haddad. Discrete element approach to simulate debonding process in 3D short glass fibre composite materials : Application to PA6/GF30. *Composite Structures*, 270 :114035, 2021.
- [15] W. Leclerc, H. Haddad, and M. Guessasma. On the suitability of a Discrete Element Method to simulate cracks initiation and propagation in heterogeneous media. *International Journal of Solids and Structures*, 108 :98–114, 2017.
- [16] M-A. Ghasemi and S-R. Falahatgar. Discrete element simulation of damage evolution in coatings. *Granular Matter*, 22 :1–16, 2020.
- [17] N. Ferguen, W. Leclerc, and E-S. Lamini. Numerical investigation of thermal stresses induced interface delamination in plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, page 129449, 2023.
- [18] I. Bensemmane, W. Leclerc, M. Guessasma, N. Ferguen, and M-E. Djeghlal. Discrete element method approach to simulate the thermo-mechanical behaviour of thermal barrier coatings during a thermal cycle. *Technische Mechanik-European Journal of Engineering Mechanics*, 44(3) :169–180, 2024.
- [19] H. Haddad, W. Leclerc, M. Guessasma, C. Pélegris, N. Ferguen, and E. Bellenger. Application of DEM to predict the elastic behavior of particulate composite materials. *Granular Matter*, 17(4) :459–473, 2015.
- [20] B-D. Lubachevsky and F-H. Stillinger. Geometric properties of random disk packings. *Journal of Statistical Physics*, 60 :561–583, 1990.
- [21] W. Leclerc. Discrete element method to simulate the elastic behavior of 3D heterogeneous continuous media. *International Journal of Solids and Structures*, 121 :86–102, 2017.
- [22] W. Leclerc, N. Ferguen, and E-S. Lamini. Discrete element method to simulate interface delamination and fracture of plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 30(4) :045012, 2022.
- [23] H. Haddad, M. Guessasma, and J. Fortin. A DEM-FEM coupling based approach simulating thermomechanical behaviour of frictional bodies with interface layer. *International Journal of Solids and Structures*, 81 :203–218, 2016.
- [24] M. Zhou. A new look at the atomic level virial stress : on continuum-molecular system equivalence. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 459(2037) :2347–2392, 2003.
- [25] D. André, M. Jebahi, I. Iordanoff, J-L. Charles, and J. Néauport. Using the discrete element method to simulate brittle fracture in the indentation of a silica glass with a blunt indenter. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 265 :136–147, 2013.
- [26] P. Planques, V. Vidal, P. Lours, V. Proton, F. Crabos, J. Huez, and B. Viguier. Mechanical and thermo-physical properties of plasma-sprayed thermal barrier coatings : a literature survey. *Oxidation of Metals*, 88 :133–143, 2017.
- [27] M. Białaś. Finite element analysis of stress distribution in thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, 202(24) :6002–6010, 2008.
- [28] J. Krishnasamy, S. Ponnusami, S. Turteltaub, and S. Van Der Zwaag. Numerical investigation into the effect of splats and pores on the thermal fracture of air plasma-sprayed thermal barrier coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 28 :1881–1892, 2019.
- [29] D. Song, T. Song, U. Paik, G. Lyu, Y-G. Jung, B-G. Choi, I-S. Kim, and J. Zhang. Crack-growth behavior in thermal barrier coatings with cyclic thermal exposure. *Coatings*, 9(6) :365, 2019.
- [30] J. Pyeon, K-M. Kang, B-G. Kim, J. Lee, S. Baek, S. Yang, Y-G. Jung, D. Song, and B. Yang. Mechanisms of enhanced thermal durability in porosity-controlled multilayer thermal barrier coatings. *Materials*, 18(5) :917, 2025.
- [31] J. Voyer, F. Gitzhofer, and M-I. Boulos. Study of the performance of TBC under thermal cycling conditions using an acoustic emission rig. *Journal of Thermal Spray Technology*, 7 :181–190, 1998.
- [32] Y-C. Zhou and T. Hashida. Thermal fatigue failure induced by delamination in thermal barrier coating. *International Journal of Fatigue*, 24(2-4) :407–417, 2002.