

## **Propagation de fissures par fatigue dans les bimatériaux en superalliage à base de nickel**

M. Abbadi

ENSA, EMCS, Université Mohamed 1<sup>er</sup>, BP696, Oujda, Maroc

Auteur correspondant : mabbadi@ensa.ump.ma

P. Hähner,

Institute for Energy, DG-JRC, European Commission, NL-1755ZG, Petten, The Netherlands

S. Belouettar,

LTI, CRP Henri Tudor, 29 Av John F. Kennedy, L-1855, Luxembourg, GD of Luxembourg

M. Zenasni

ENSA, EMCS, Université Mohamed 1<sup>er</sup>, BP696, Oujda, Maroc

### **Abstract**

Fatigue crack growth in two nickel-base mono-materials and one bi-material has been investigated at 450 and 550°C. The electric potential drop technique was used to estimate the crack length during cycling. This result is supported by microscopic observations of the fracture surface and also by the numerical simulation using finite element code Castem2000. The crack was found to grow faster in the coarse grained material than in the fine grained one. The fracture surface observation showed that the performance of the bi-material is linked to the mono-material content at the interface. In addition, the content of each mono-material at the interface was found to be very stochastic. This heterogeneity, due to the assembly process, strongly affects the behaviour of the bi-material. Finite element computation, based on SIF procedure, showed a good agreement between numerical and experimental results in term of stress intensity factor

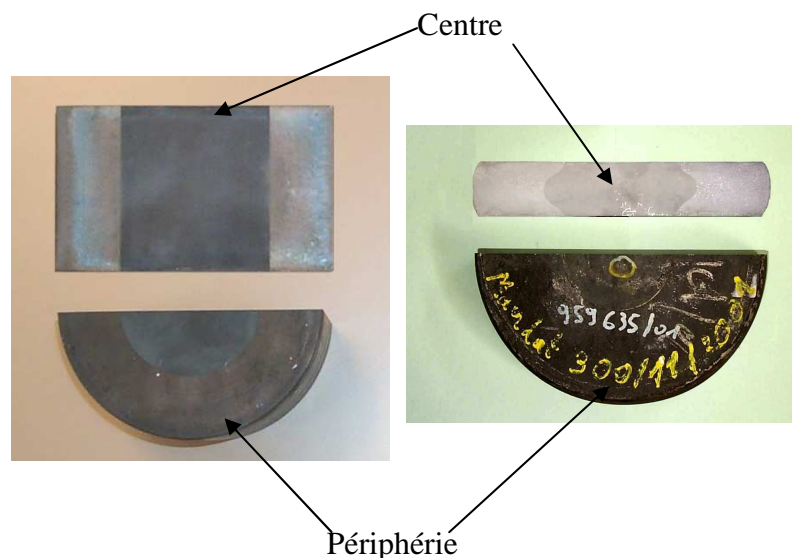
### **Résumé**

La propagation de fissures par fatigue dans deux mono-matériaux et un bi-matériau en superalliage à base de nickel a été étudiée à 450 et 550°C dans la présente étude. La méthode de chute de potentiel électrique a été utilisée pour déterminer la longueur de fissure pendant le cyclage. Il a été trouvé que la fissure croît plus rapidement dans le matériau à gros grains que celui à grains fins. L'analyse microscopique du faciès de rupture a révélé que la résistance du bi-matériau est tributaire de la teneur du mono-matériau à l'interface. Une modélisation par éléments finis, utilisant la procédure SIF fournie par la librairie Castem2000, a été accomplie pour calculer le facteur d'intensité des contraintes. Les résultats de cette dernière ont montré une bonne cohérence entre les résultats expérimentaux et ceux prévus numériquement.

## **1. INTRODUCTION**

Dans un contexte de concurrence internationale, l'industrie européenne de fabrication des turbines à gaz doit réaliser des composants à hautes caractéristiques thermomécaniques répondant aux normes de sécurité et respectant les nouvelles législations d'environnement.

Il est bien connu depuis les travaux de Rosenhain et Ewen [Erreur ! Source du renvoi introuvable.] que les métaux subissent une transition du mode de rupture passant d'une rupture transgranulaire à une rupture intergranulaire lorsque la température augmente. Ceci est caractérisé par une localisation de la déformation plastique le long des joints de grains. Comme la taille de la zone des joints de grains diminue avec l'augmentation de la taille du grain, un matériau à gros grains présente une meilleure résistance au fluage qu'un matériau à grains fins. A l'inverse, un matériau à grains fins montre une meilleure résistance à la traction et à la fatigue qu'un matériau à gros grains. Ainsi, les fabricants de turbines à gaz ont introduit le concept de disque bimétallique visant à obtenir une bonne résistance à la fatigue de la partie centrale et de bonnes caractéristiques de fluage de la partie périphérique. Ces deux mécanismes d'endommagement (fatigue et fluage) étant prépondérants pour les éléments tournants de moteur situés à la sortie des chambres de combustion où un régime de haute température opère. En effet, ils ont conçu un disque avec des grains fins qu'ils ont introduit à l'aide de la pression isostatique à chaud dans le disque à gros grains. La forme (Figure 1) ainsi que la résistance à la traction de l'interface entre les disques bimétalliques ont été présentées dans une étude antérieure par Abbadi et al. [Erreur ! Source du renvoi introuvable.].



**Figure 1:** Exemples de disques bimétalliques d'où les échantillons ont été prélevés et montrant le lieu et la forme de l'interface (diamètre du disque 300mm).

Dans cette étude, les essais de propagation de fissure par fatigue ont été effectués pour caractériser la résistance de l'interface et comparer les performances du bi-matériau à chacun de ses constituants. Ces derniers sont le mono-matériau à gros grains (partie périphérique) et celui à grains fins (partie centrale). La méthode de chute de potentiel électrique a été utilisée pour estimer expérimentalement la longueur de la fissure pendant le cyclage à différentes températures. Enfin, les résultats expérimentaux, en termes de facteur d'intensité des contraintes, ont été validés numériquement par la procédure SIF fournie par le code de calcul éléments finis Castem2000.

## 2. PROCEDURE EXPERIMENTALE

Différents disques bimétalliques fabriqués en super alliages à base de nickel, ont été fournis par les partenaires industriels. Ces disques sont soit en mono-matériau U720LC (à faible concentration de

carbone et gros grains) ou U720PM élaboré par métallurgie des poudres (grains fins), soit en bimatériau U720PM/U720LC.

Des éprouvettes compactes de tension (CT) servant aux essais de propagation de fissure par fatigue ont été prélevées dans chaque disque.

Les essais de propagation de fissure par fatigue ont été réalisés sur une machine INSTRON à un rapport de charge de 0.1, une fréquence d'essai de 1 Hz, une amplitude de charge de 10.8 kN et à différentes températures de 450 et 550°C. Le système de chauffage des éprouvettes est assuré par une enceinte thermique montée sur la machine. Un thermocouple est placé tout près de l'éprouvette pour indiquer la vraie température d'essai et permettre sa régulation avec plus de précision.

Pour suivre la propagation des fissures, on a utilisé la méthode classique de complaisance, où l'on remonte à l'état de fissuration par la mesure de la raideur de l'éprouvette. Pour s'assurer de la fiabilité des résultats, on a parallèlement utilisé pour le suivi de fissures une technique électrique **Erreur ! Source du renvoi introuvable.]Erreur ! Source du renvoi introuvable.]Erreur ! Source du renvoi introuvable.]** développée par la société Techlab : la différence de potentiel dans l'éprouvette d'essai traversée par un courant alternatif, est mesurée entre deux couples de points placés à des endroits précis de l'échantillon pour optimiser la précision de la méthode.

La technique électrique consiste à déterminer la longueur de la fissure à partir de la mesure du potentiel électrique entre les couples de points M1 et M2 situés à différentes distances des lèvres de la fissure comme l'indique la figure 2. La distance  $0.1 \cdot H$ , où H indique la hauteur de l'échantillon, doit être respectée à la fois entre les points de mesures du potentiel électrique M1, et entre les couples de points de mesure M2 et les points d'alimentation du courant IM. La longueur de la fissure est alors calculée à partir de la relation suivante :

$$a = \frac{H}{4} \sqrt{\frac{A^2 + 1.6}{1 - A^2}} \tag{1}$$

avec  $A = \frac{\Delta U(M_1)}{\Delta U(M_2)}$  et  $\Delta U$  est la variation du potentiel.

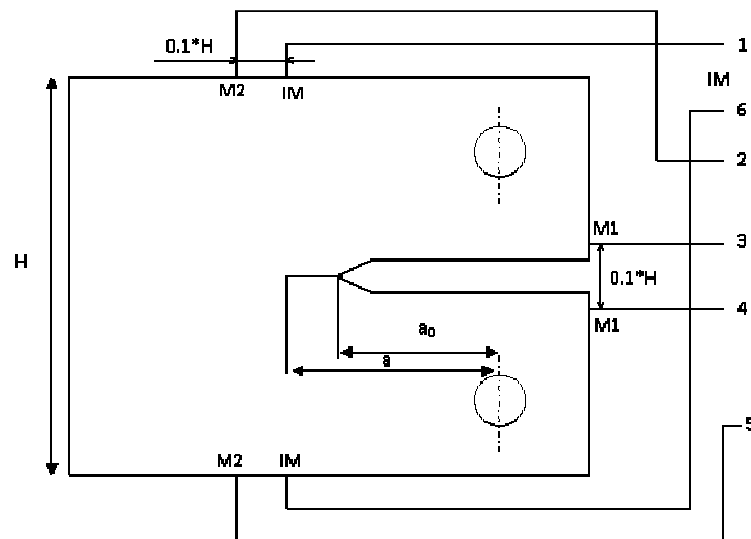


Figure 2 : Fixation des électrodes de mesure de courant et du potentiel électrique.

Une autre caractéristique essentielle de la mécanique linéaire de la rupture (MLR), pour l'estimation de l'intégrité des structures contenant des fissures ou des champs de contraintes singuliers, est le facteur d'intensité des contraintes, **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**] **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**]. Ce dernier a été calculé selon la norme ASTM E1820 **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**] comme :

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{\sqrt{B B_N W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2)$$

où  $\Delta K$  est l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes et le facteur géométrique  $f\left(\frac{a}{W}\right)$  est défini par :

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left(0.886 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (3)$$

avec  $B$ ,  $B_N$  et  $W$ , dont les dimensions sont indiquées au tableau 1, sont respectivement l'épaisseur, l'épaisseur nette et la largeur de l'échantillon.

Hauteur H (mm)	Epaisseur B (mm)	Epaisseur nette $B_N$ (mm)	Largeur W (mm)
31.2	13	13	26

**Tableau 1** : Dimensions de l'échantillon CT nécessaires pour le calcul de la longueur de fissure  $a$  et de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes  $\Delta K$ .

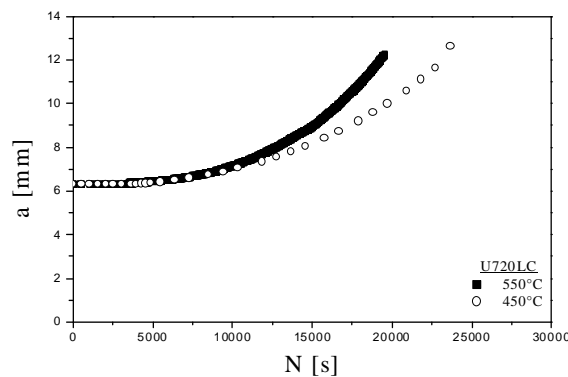
### 3. RESULTATS ET DISCUSSIONS

La prévision de la propagation des fissures de fatigue dans les matériaux est un domaine de recherche de grande importance dans les structures nécessitant une grande fiabilité. Cette prévision est particulièrement délicate lorsqu'il s'agit de structures composées de matériaux bimétalliques. L'interface de ces matériaux, où de fortes concentrations de contrainte sont observées, constitue un site privilégié d'amorçage des fissures de fatigue et peut conduire à une rupture précoce de ces matériaux. L'évaluation de la longueur de la fissure après examen du faciès de rupture a révélé que la propagation de la fissure est mieux estimée à partir de la méthode électrique que celle de complaisance. C'est pourquoi, on s'est basé sur la méthode du potentiel électrique pour l'évaluation de nos résultats. Le phénomène de fermeture de fissure de fatigue, bien connu depuis les travaux d'Elber **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**], peut en effet perturber la mesure de longueur de fissure par cette méthode électrique du fait de l'existence de points de contact en amont de l'extrémité de la fissure lorsque celle-ci n'est pas entièrement ouverte. Les aspérités des lèvres de la fissure peuvent également induire des erreurs de mesure **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**]. Pour toutes ces raisons, on a pris soin de calibrer la méthode pour effectuer des mesures en haut de cycle de chargement lorsque la fissure est

bien ouverte. Néanmoins, ce phénomène de fermeture peut parfois être avantagé par la présence d'une couche d'oxyde à la surface de la fissure **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**].

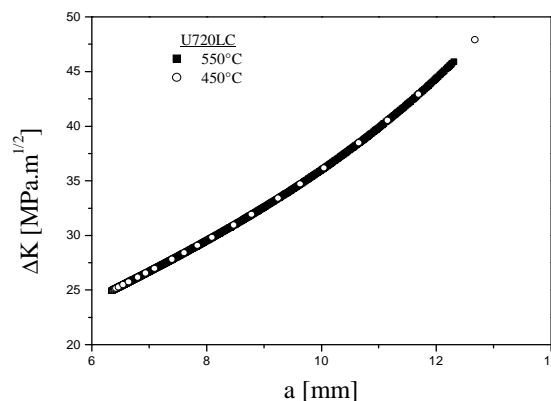
### 3. 1 Effet de la température

Deux essais de propagation de fissure par fatigue ont été effectués respectivement à 450 et 550°C pour étudier l'influence de la température sur la propagation de fissure. Les variations de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, issues des essais réalisés sur le mono-matériau U720LC, sont représentées sur la figure 3. Ces courbes montrent que la longueur de la fissure reste à peu près inchangée pendant les 5000 premiers cycles, ce qui correspond à la phase d'amorçage de la fissure à l'extrémité de l'entaille. D'autre part, elles révèlent que la phase de propagation est plus rapide pour l'essai réalisé à 550°C.



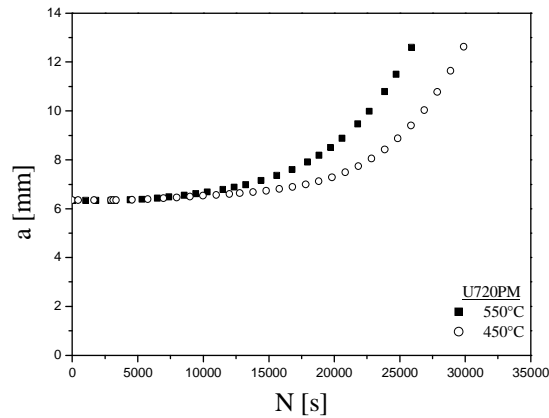
**Figure 3** : Variations de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour le mono-matériau U720LC à 450 et 550°C.

Les résultats affichés sur cette figure font preuve d'un adoucissement du matériau U720LC lorsque la température croît et ce au moins de 450 à 550°C. Cependant, seuls des essais de fatigue oligocyclique peuvent confirmer ou non si un matériau durcit ou adoucit cycliquement lorsque la température augmente. Après la phase d'amorçage, une propagation de la fissure qui devient rapide au-delà de 7000 cycles, en raison de l'augmentation du facteur d'intensité des contraintes **Erreur ! Source du renvoi introuvable.**], est clairement observée. Cette augmentation est reportée sur la figure 4 qui exprime l'évolution de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes  $\Delta K$  en fonction de la longueur de fissure  $a$ .



**Figure 4** : Evolution de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la longueur de fissure pour le matériau U720LC respectivement à 450 et 550°C.

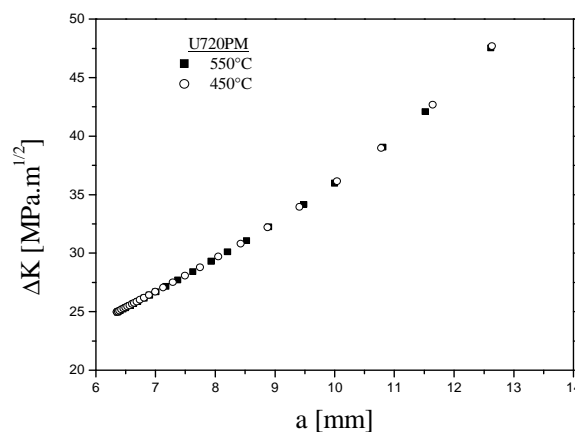
De la même manière, la résistance à la propagation de fissure par fatigue du mono-matériau U720PM a été étudiée à 450 et 550°C. Les graphes de la figure 5 montrent que la longueur de la fissure varie légèrement jusqu'à environ 7500 cycles. Après ces phases d'amorçage, les phases de propagation, qui deviennent plus rapides à partir de 10000 cycles environ, sont nettement constatées.



**Figure 5** : Variations de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour le mono-matériau U720PM à 450 et 550°C.

D'autre part, ce matériau exhibe une résistance à la propagation de fatigue plus faible à 550 qu'à 450°C. Les variations de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes  $\Delta K$  en fonction de la longueur de fissure  $a$  sont représentées graphiquement sur la figure 6 pour les deux températures.

Le comportement du bi-matériau (U720LC/U720PM) à 450 et 550°C est similaire à celui de ses constituants les mono-matériaux U720LC et U720PM. Il est à noter que ce bi-matériau a une dépendance normale de la température caractérisée par une progression plus rapide de la longueur de la fissure à 550°C (figure 7).



**Figure 6** : Evolution de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la longueur de fissure pour le matériau U720PM respectivement à 450 et 550°C.

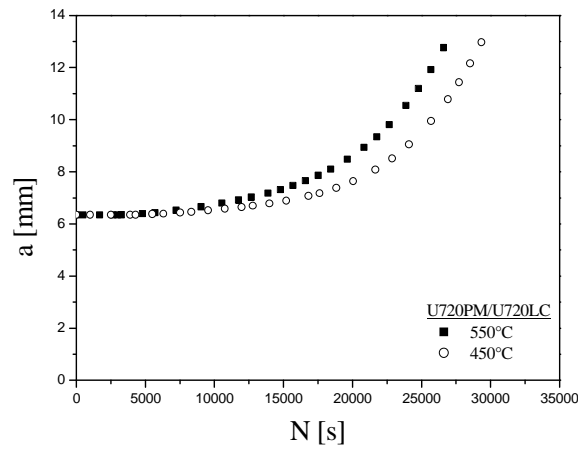


Figure 7 : Variations de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour le bi-matériau U720PM/U720LC à 450 et 550°C.

### 3. 2 Effet de la taille du grain

Les variations de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les mono-matériaux U720LC et U720PM et le bi-matériau U720LC/U720PM à 450 et 550°C sont représentées sur la figure 8 (a & b).

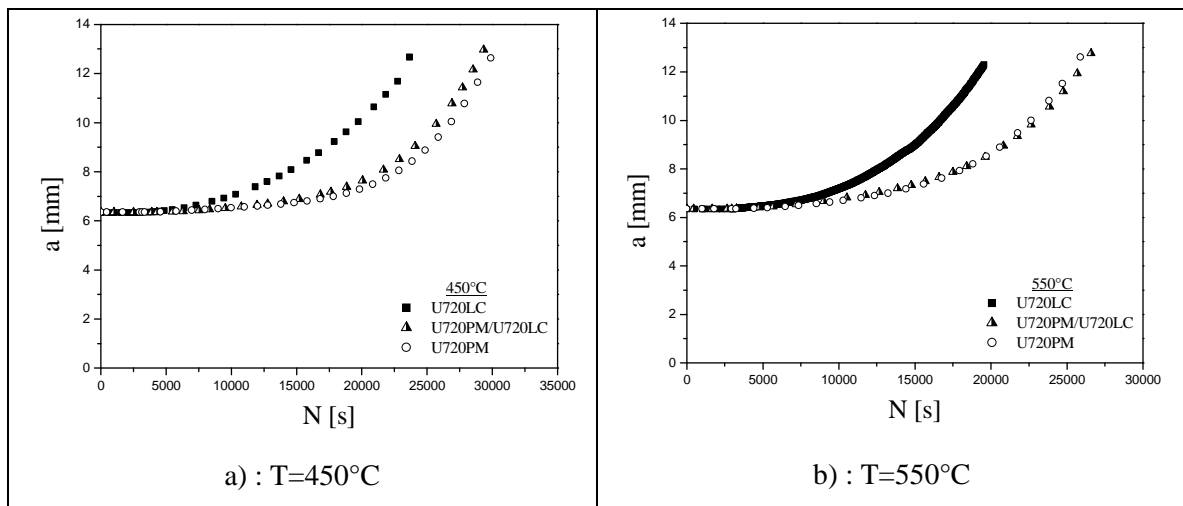
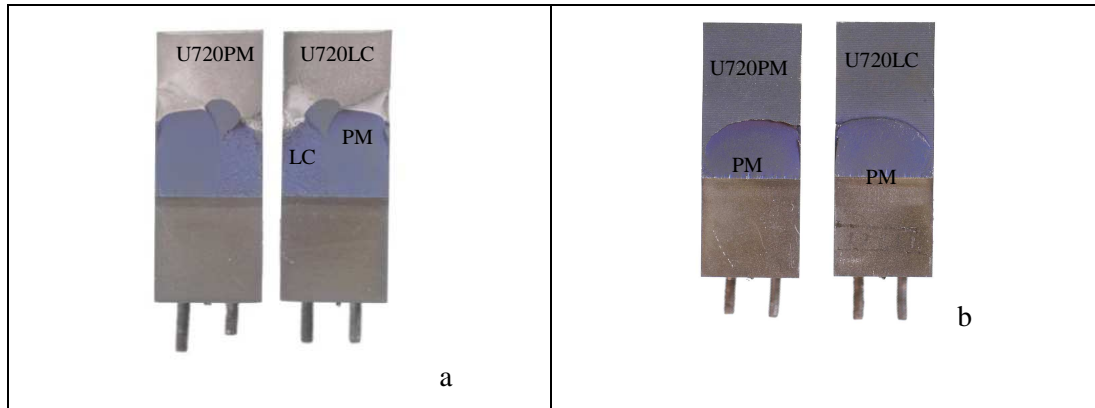


Figure 8 : Variations de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les mono-matériaux U720LC et U720PM et le bi-matériau (U720LC/U720PM) à 450 et 550°C.

Cette figure montre que la fissure se propage plus rapidement dans le matériau U720LC que le matériau U720PM. C'est pour cette raison que le disque central, qui doit résister à la fatigue, est fabriqué avec des grains fins (U720PM). Cependant, les points représentant la longueur de fissure du bi-matériau U720LC/U720PM se trouvent décalés vers ceux du mono-matériau U720PM avec un rapprochement plus prononcé à 550°C. Ce résultat est conforté par les observations microscopiques qui ont montré que l'interface du bi-matériau est dominée par la présence du mono-matériau U720PM (figure 9).



**Figure 9** : Faciès de rupture du bi-matériau U720PM/U720LC pour des essais réalisés à :  
a : 450°C ; b : 550°C.

#### 4. SIMULATION NUMERIQUE

Une modélisation par éléments finis a été réalisée en utilisant le code de calcul Castem2000. Le modèle employé est basé sur le comportement élastique du matériau et la procédure SIF pour calculer le facteur d'intensité des contraintes en mode I. Des éléments quadrangulaires à 8 nœuds "qua8" ont été utilisés pour mailler la structure et les calculs ont été effectués en mode déformation plane. Le coefficient de Poisson a été pris égal à 0.33 alors que les valeurs du module de Young pour tous les matériaux et à différentes températures sont affichées sur le tableau 2. Il est à noter que ces valeurs sont des valeurs moyennes et que le module de Young du bi-matériau est fortement dépendant de la teneur de chaque mono-matériau à l'interface.

Matériau T (°C)	U720PM	U720LC	U720PM/U720LC
450	202	196	201
550	195	190	192

**Tableau 2** : Le module de Young en [GPa] à 450 et 550°C des mono-matériaux U720PM et U720LC et du bi-matériau U720PM/U720LC.

En raison de la faible différence entre les propriétés élastiques des différents matériaux étudiés, la forte concentration de contrainte au voisinage de la pointe de la fissure a été déterminée et montrée seulement pour le mono-matériau U720LC à 450°C (figure 10). Il est bien montré sur cette figure que



la fissure est source d'une forte concentration de contrainte au voisinage de sa pointe. En outre, la contrainte  $\sigma_{yy}$  le long de l'axe de traction atteint une valeur infinie au voisinage de la pointe de la fissure et tend très vite vers des valeurs très faibles en s'éloignant de celle-ci. Pour les mêmes raisons mentionnées ci-dessus et pour la clarté des graphes, une comparaison séparée entre les résultats expérimentaux et numériques à 450°C (respectivement 550°C) pour le matériau U720PM (respectivement U720LC) est présentée sur la figure 11 (a & b). Ces figures montrent une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et numériques en termes de variations de facteur d'intensité des contraintes en fonction de la longueur de la fissure.

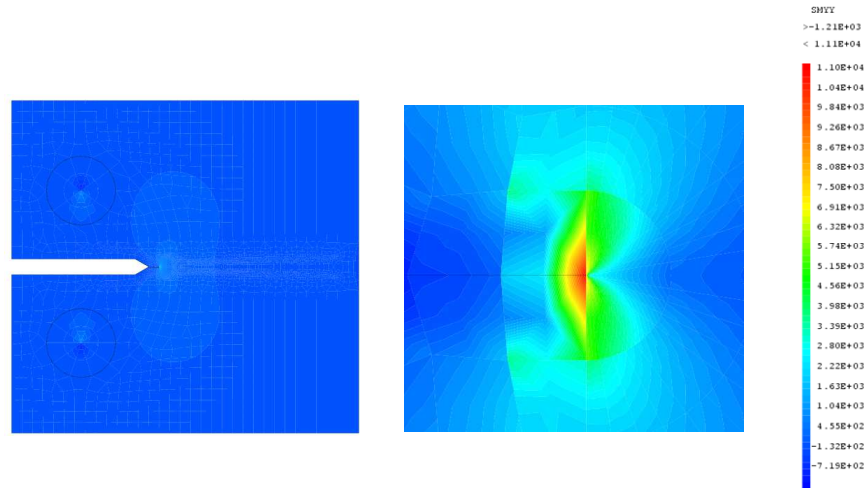


Figure 10 : Distribution des contraintes suivant l'axe de sollicitation au voisinage de la pointe de la fissure (gauche) ; détail de la zone contenant la pointe de la fissure avec la barre d'échelle (droite)

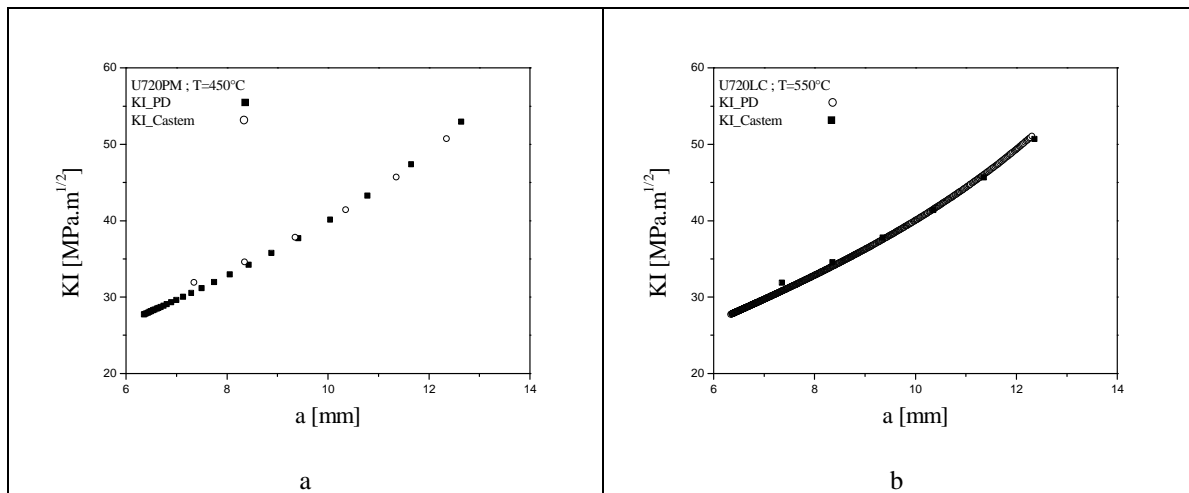


Figure 11 : Comparaison entre les variations numériques et expérimentales du facteur d'intensité des contraintes en fonction de la longueur de la fissure pour le matériau. a) U720PM à 450°C ; b) U720LC à 550°C.

## 5. CONCLUSION

Les propriétés mécaniques en termes de propagation de fissure par fatigue des différents superalliages à base de nickel (U720PM, U720LC et U720LC/U720PM) ont été explorées pour vérifier la performance de l'interface entre les disques bimétalliques.

Les mesures de la croissance de fissures ont révélé que la méthode de chute de potentiel permet une meilleure estimation de la longueur de la fissure que celle de complaisance. Ce résultat a été confirmé par des observations expérimentales effectuées sur le faciès de rupture et par les résultats de la simulation numérique utilisant le code EF Castem2000.

Les essais de propagation de fissure par fatigue réalisés sur des éprouvettes CT ont révélé que la propagation de fissure est plus rapide à 550 qu'à 450°C pour tous les matériaux testés.

L'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, pour les trois matériaux utilisés, a montré que la fissure se propage plus rapidement dans le matériau à gros grains que celui à grains fins ; alors que celle du bi-matériau s'est située entre les deux et est fortement dépendante de la teneur de chaque mono-matériau à l'interface.

La présence de chaque mono-matériau à l'interface est stochastique. En outre, cette hétérogénéité due au procédé d'assemblage affecte considérablement le comportement du bi-matériau.

## REMERCIEMENTS

Dr. Abbadi est très reconnaissant au Fonds National pour la Recherche Scientifique (FNR) du Grand Duché de Luxembourg pour son soutien financier à travers le programme de mobilité des chercheurs FNR/09/AM2c/01

## 6. REFERENCES

1. Rosenhain W, Ewen D., The intercrystalline cohesion of metals, *J. Inst. Met.* 10 (1913) 119-149.
2. Abbadi M, De Haan F, Hähner P, Tensile strain measurement using mechanical and in situ optical techniques in bi-metallic Ni-base superalloys, *Measurement* 40 (2007) 383-391.
3. Johnson HH., Calibrating the electric potential method for studying slow crack growth, *Materials research and standards* 5 (1965) 442-445.
4. Schwalbe KH, Helmann D., Application of the electrical potential method to crack length measurements using Johnson's formula, *Journal of testing and evaluation* 9(1981) 218-221.
5. Hicks MA, Pickard AC., A comparison of theoretical and empirical methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination, *Int. J. fract. Mech.* 20 (1982) 91-101.
6. Williams ML., On the stress distribution at the base of a stationary crack, *J. Appl. Mech.* 24 (1957) 109-114.
7. Westergaard HM, Bearing pressures and cracks, *J. Appl. Mech.* (1939) A49-A53.
8. ASTM, E1820-01: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, *Annual Book of ASTM Standards*, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken(2001).
9. ElberW, Fatigue crack closure under cyclic tension, *Eng. Fract. Mech.* 2 (1970) 37-45.
10. Hartt WH., A multiple specimen test technique to determine fatigue crack growth rates for conditions relevant to offshore structures, *TAR Report OCS study MMS 91-0057(1991)*.
11. Ritchie RO., In fatigue thresholds, *Proceedings of 1<sup>st</sup> Int. Conf. Stockholm*, 1: 503 (1982).
12. Andersen PL, Morra MM., Effect of rising and falling K profiles on SCC growth rates in high-temperature water, *J Press. Vess. Tech., Trans. ASME* 129(2007) 488-506.
13. Rebak RB, Szklarska-Smialowska Z., Influence of stress intensity and loading mode on intergranular stress corrosion cracking of alloy 600 in primary waters of pressurized water reactors, *Corrosion* 50 (1994) 378-394.