

ESTUDIO DE LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETAS EN INCONEL 718 MEDIANTE ANÁLISIS DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA

M. Moreno-Rubio¹, J. Vázquez², C. Navarro^{2*}

¹Escuela Técnica Superior de Ingeniería. Universidad de Huelva – Departamento de Ingeniería Minera, Mecánica, Energética y de la Construcción
Campus del Carmen s/n, 21007 Huelva-España

²Escuela Técnica Superior de Ingeniería. Universidad de Sevilla – Departamento de Ingeniería Mecánica y de Fabricación.
Avenida de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla-España

* Persona de contacto: cnp@us.es

RESUMEN

Este trabajo analiza el crecimiento de grieta en Inconel 718 sometido a ensayos de fatiga simple y fatiga por fretting, estos últimos realizados mediante un puente de fretting. En ambos casos se analizan las velocidades de crecimiento a temperatura ambiente y a 650°C. Tras la rotura de las probetas, las superficies de fractura fueron analizadas mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM) con el objetivo de estimar la velocidad de crecimiento de grieta a partir del espaciado de las marcas observadas en la superficie de fractura. Tomando cada estría de fatiga como un ciclo de carga se llega a una primera zona con velocidad de crecimiento constante, independientemente de la longitud de la grieta. Asimismo, en los ensayos de fatiga por fretting se observó una disminución del espaciado con el incremento de la tensión aplicada. En este trabajo se considera que este régimen de espaciado constante podría no corresponder a la igualdad ciclo-estría, sino estar asociado al ancho de la banda de dislocaciones. Los resultados ponen de manifiesto la necesidad de cautela al emplear el espaciado entre estrías como estimador directo de velocidad de crecimiento de grieta, especialmente en regímenes en donde el factor de intensidad de tensiones es bajo.

PALABRAS CLAVE: Inconel 718, crecimiento de grieta, espaciado de estrías, fatiga por fretting.

ABSTRACT

This work analyses crack growth in Inconel 718 subjected to plain fatigue and fretting fatigue tests, the latter performed using a fretting bridge. In both cases, crack growth rates are analysed at room temperature and at 650°C. After specimen failure, the fracture surfaces were examined using a scanning electron microscope (SEM) in order to estimate the crack growth rate from the spacing of the marks observed on the fracture surface. By considering each fatigue striation as one loading cycle, an initial region with a constant crack growth rate is obtained, regardless of crack length. Likewise, in fretting fatigue tests, a decrease in striation spacing was observed with increasing applied stress. In this work, it is considered that this regime of constant spacing may not correspond to a one-to-one cycle-striation relationship, but rather be associated with the width of the dislocation band. The results highlight the need for caution when using striation spacing as a direct estimator of crack growth rate, especially in regimes where the stress intensity factor is low.

KEYWORDS: Inconel 718, crack growth rate, striation spacing, fretting fatigue.

1. INTRODUCCIÓN

La fatiga por fretting se define como un daño superficial que ocurre en contactos mecánicos sometidos a cargas variables en el tiempo. Este fenómeno de daño es el resultado de micro desplazamientos relativos oscilatorios de pequeña amplitud entre las superficies de contacto. La combinación de estos micro desplazamientos y la fricción superficial provoca la aparición de grietas superficiales que pueden propagarse hasta causar el fallo total del componente [1]. Este tipo de daño es muy común en componentes mecánicos, produciéndose

comúnmente en uniones de álabe y disco de turbinas de gas [2].

Este trabajo analiza el crecimiento de grieta por fatiga en la superaleación de níquel Inconel 718, en condiciones de fatiga simple y fatiga por fretting y en ambos casos temperatura ambiente y 650 °C. Tras la rotura de las probetas, se realiza un análisis fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) con el objetivo de estimar la velocidad de crecimiento de grieta (VCG) a partir del espaciado entre estrías observado en la superficie de fractura.

La relación entre el espaciado entre estrías y la VCG ha sido un tema discutido en la literatura. Para valores intermedios y altos del factor de intensidad de tensiones (FIT), existe un consenso en que cada estría corresponde a un ciclo de carga, lo que permite una estimación directa de la VCG [3]. Sin embargo, en el régimen bajo del FIT, se han reportado frecuentes discrepancias, observándose un espaciado de estrías (o marcas similares a estrías) que se mantiene constante e independiente de la longitud de grieta y del FIT [4][5]. Algunos autores atribuyen este comportamiento a que no hay una relación uno-a-uno (una estría, un ciclo) en esa zona, sino que una estría corresponde a múltiples ciclos [6]. Otros investigadores establecen que este comportamiento se atribuye a que las estrías observables no son verdaderas estrías, sino que este espaciado se encuentra relacionado con la microestructura del material, concretamente con las bandas de dislocaciones [7][8][9].

Existen estudios donde se compara la VCG obtenida mediante ensayos normalizados con las medidas mediante un análisis fractográfico con SEM. En los estudios con SEM se observa una zona de espaciado constante para valores bajos del FIT, confirmando que en esas zonas una estría no corresponde con un ciclo de carga [10]. Otros establecen que el límite entre las dos zonas (espaciado constante y espaciado correspondiente a un ciclo de carga), depende del tamaño de la zona plástica de la grieta y el tamaño de grano [11].

En el contexto específico del fretting, donde los campos de tensiones multiaxiales y el contacto superficial dificulta el escenario, es fundamental comprender los límites de la correlación estría-ciclo. Este trabajo busca aportar evidencia experimental sobre este fenómeno en el Inconel 718 bajo condiciones de fatiga simple y fatiga por fretting.

2. METODOLOGÍA

En este trabajo el análisis de la VCG se llevó a cabo a partir del estudio directo de las superficies de fractura mediante SEM con el equipo FEI Teneo. El procedimiento se basa en la identificación y medición de las estrías de fatiga en la superficie de fractura, que constituyen un registro del avance de la grieta durante el ensayo. Para ello, se tomaron imágenes mediante SEM en diferentes posiciones a lo largo de la superficie de fractura, desde zonas próximas al inicio de la grieta hasta regiones cercanas al crecimiento inestable. En cada una de estas imágenes se seleccionó un conjunto representativo de estrías y se midió la distancia total ocupada por varias de ellas. Considerando que cada estría corresponde con un ciclo de carga, la relación entre la distancia medida y el número de estrías permite determinar la VCG, da/dN . Esta velocidad se encuentra asociada a la longitud de grieta correspondiente a la zona observada.

Posteriormente, estos resultados experimentales se correlacionaron con el rango del FIT en modo I, ΔK_I , con el fin de obtener las curvas de crecimiento de grieta y

ajustar los parámetros de la ley de Paris, tanto de probetas ensayadas a fatiga simple como fatiga por fretting, calculando el FIT de la forma correspondiente en cada situación.

2.1. Velocidad de crecimiento de grietas en probetas de fatiga simple.

Los ensayos de fatiga simple se llevaron a cabo con probetas planas de sección transversal mínima de 5x7 mm, ensayadas con un $R = -1$ a baja temperatura y $R = 0.1$ a 650 °C. El análisis de la superficie de fractura de estas probetas permitió identificar la geometría de las grietas, observando (en su gran mayoría) configuraciones típicas de grietas en esquina para los ensayos de temperatura ambiente y de grietas semi-elípticas, desde una cara, para los ensayos de alta temperatura.

Una vez determinada la VCG, se calcula el FIT correspondiente a cada longitud de grieta medida. Para ello, se utilizaron las ecuaciones de Newman para evaluar el FIT en función de las cargas y de la geometría del frente de grieta observada [12], teniendo en cuenta que se toma la parte positiva del FIT.

2.2. Velocidad de crecimiento de grietas en probetas de fatiga por fretting.

Los ensayos de fatiga por fretting fueron realizados con el dispositivo denominado “puente de fretting” mediante un contacto cilíndrico y con una probeta del tipo “dog-bone” de igual sección transversal que las probetas de fatiga simple, ensayadas con un $R = 0.1$, más detalles de las características del ensayo pueden verse en [13].

En este caso, la determinación del FIT requiere considerar las particularidades del ensayo debido al contacto. El análisis fractográfico mostró la aparición de múltiples iniciaciones de grieta en la zona de contacto, que crecen inicialmente de forma semi-elíptica hasta que se fusionan dando lugar a una grieta pasante. Por este motivo, el cálculo del FIT se realizó considerando dos etapas de crecimiento: una primera fase, en la que la grieta se modela semi-elíptica, y una segunda fase, en la que se considera una grieta pasante. Para este cálculo se empleó el programa NASGRO [14], obteniendo de igual forma la parte positiva del FIT. La obtención de los valores de tensiones necesarios para estos cálculos requirió previamente la determinación del estado tensional en el frente de grieta mediante un modelo de elementos finitos, más detalles de este modelo en [13].

3. RESULTADO

A partir del procedimiento descrito en el apartado anterior se obtuvieron los valores de VCG en función del FIT (evaluando la parte positiva del ciclo), tanto para probetas ensayadas a fatiga simple como en fatiga por fretting, y en ambos casos a temperatura ambiente y a 650 °C. Estos resultados permitieron determinar las curvas da/dN frente al FIT, como se muestra en la figura 1.

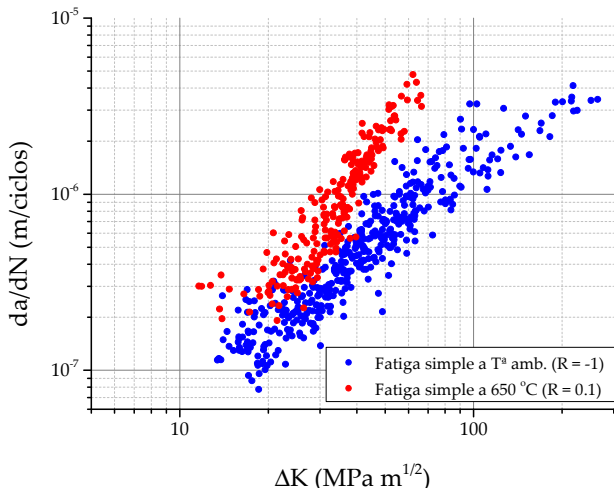


Figura 1. Curva VCG (da/dN) frente al FIT (ΔK) para probetas de fatiga simple.

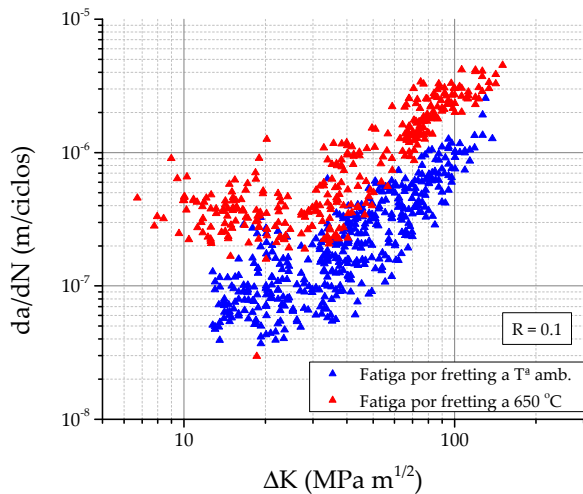


Figura 2. Curva VCG (da/dN) frente al FIT (ΔK) para probetas de fatiga por fretting.

En el caso de las probetas de fatiga simple, se analizaron 2 probetas a temperatura ambiente y otras 2 a 650 °C a diferentes niveles de carga. Los resultados reproducen la tendencia lineal esperada según la Ley de Paris para la zona de propagación estable de grietas. Al comparar ambas temperaturas, se aprecia una mayor VCG a 650 °C en regímenes de altos valores del FIT y muy similares a regímenes bajos, indicando que a regímenes bajos del FIT la temperatura no tiene un gran efecto.

En el caso de las probetas de fatiga por fretting se analizaron 3 probetas ensayadas a temperatura ambiente y 2 alta temperatura, figura 2. Las curvas obtenidas presentan un comportamiento diferente. Considerando la propia dispersión de los resultados, se observa claramente una primera región en la que la VCG se puede considerar constante hasta valores de ΔK igual a 30 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. A partir de este valor, la velocidad de crecimiento aumenta progresivamente con el FIT, siguiendo una tendencia similar a la del régimen de propagación estable. En la fatiga por fretting se observa una mayor velocidad de crecimiento a 650°C que se

mantiene en todo el rango de FIT, a diferencia de la fatiga simple, donde solo aparece para valores altos de FIT. Esto indicaría que la temperatura tiene un efecto significativo en fatiga por fretting durante todo el ensayo.

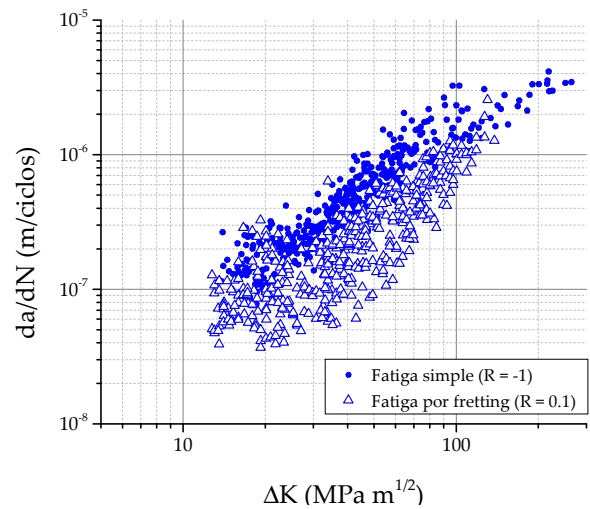


Figura 3. Curva VCG (da/dN) frente al FIT (ΔK) para ensayos de temperatura ambiente.

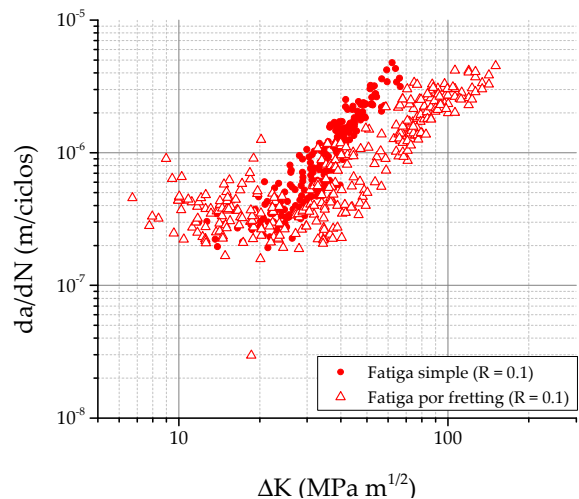


Figura 4. Curva VCG (da/dN) frente al FIT (ΔK) para ensayos a 650 °C.

Con el fin de comparar directamente el comportamiento en propagación, se representa conjuntamente las curvas de VCG obtenidas en fatiga simple, figura 3, y en fatiga por fretting, figura 4, a ambas temperaturas.

Los resultados muestran curvas con pendientes muy similares en ambos casos, aunque desplazadas. Mostrando que, para un mismo valor del rango del FIT, las probetas sometidas a fatiga por fretting (triángulos) presentan VCG algo menores que las ensayadas a fatiga simple (círculos).

4. DISCUSIÓN

Los resultados indicados en el apartado anterior muestran la presencia de una zona de crecimiento constante durante un periodo del FIT, con gran importancia en los

ensayos de fatiga por fretting a ambas temperaturas. Esto constituye uno de los resultados más relevantes del presente trabajo y de ahí la importancia de su análisis.

Una primera interpretación de este fenómeno puede realizarse en el marco del comportamiento de grietas físicamente cortas, caracterizada por longitudes inferiores a 1 o 2 mm [15][16][17]. En este régimen, el mecanismo de cierre de grieta resulta ineficaz, permitiendo que la punta de la grieta permanezca abierta durante una mayor fracción del ciclo de carga, lo que acelera el crecimiento respecto a lo esperable en una grieta larga sometida al mismo FIT [18]. Esta hipótesis se ve reforzada por la similitud entre los valores de velocidad constante reportados por Connolley et al [16] en probetas entalladas de Inconel 718 a 600 °C, donde también se identificó una agrupación de puntos de crecimiento con velocidad casi invariante para FIT inferiores a 20 MPa·m^{0.5}.

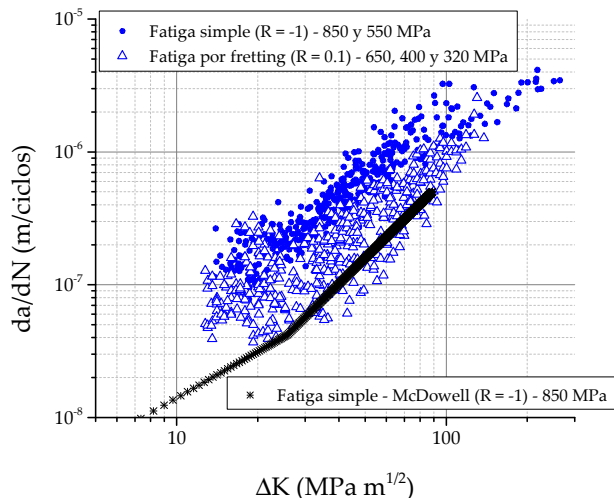


Figura 5. Comparación entre el modelo de grieta pequeña de McDowell para Inconel 718 y los resultados experimentales obtenidos en el presente trabajo.

Este comportamiento es coherente con el modelo de crecimiento de grietas pequeñas propuesto por McDowell [17], quien mostró que, en aleaciones de base níquel como el Inconel 718, la VCG en el régimen de grieta corta puede desviarse significativamente de la ley de Paris debido a la influencia de la microestructura y a la limitada efectividad del cierre de grieta. A partir de las ecuaciones propuestas por dicho autor, se ha reconstruido la curva teórica de crecimiento para el Inconel 718 para un $R = -1$ y 850 MPa y se ha comparado con los resultados experimentales del presente trabajo a temperatura ambiente (figura 5). En dicha figura se observa que la región de crecimiento a bajo FIT presenta una pendiente diferente a la correspondiente al régimen de crecimiento estable, sin alcanzar un comportamiento constante, a diferencia de las mediciones de este trabajo mediante FEI Teneo.

Una segunda hipótesis es si las marcas observadas en este régimen de bajo FIT corresponden realmente a estrías de

fatiga en su sentido clásico (esto es, una estría representa el avance de la grieta durante un ciclo) o si, por el contrario, se trata de marcas “tipo estría” cuyo origen es microestructural. Lynch, en su revisión bibliográfica sobre fractografía, puso de manifiesto que, para un amplio rango de materiales, el espaciado de las estrías permanece constante (entre 80 y 300 nm) durante un periodo significativo de la fase de crecimiento de grieta, evidenciando que la relación 1:1 entre ciclo y estría se pierde en regímenes bajos del FIT. Esta observación se encuentra ilustrada en la figura 6 [5], y también fue observada por Ahmed et al [7].

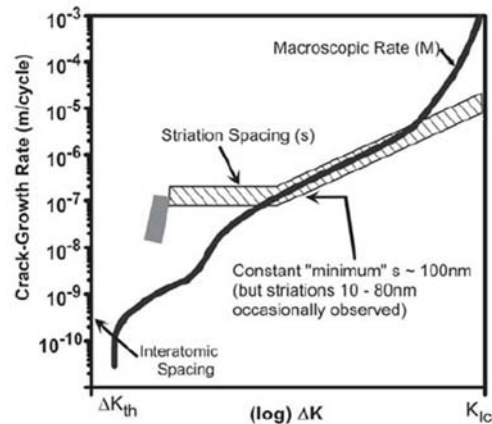


Figura 6. Esquema de la pérdida de correlación 1:1 entre ciclo y estría en el régimen bajo del FIT, ΔK . [5]

En este sentido, Cai y McEvily [8] demostraron, mediante microscopía electrónica de transmisión en acero 1018, que las marcas de espaciado constante observadas a bajas velocidades no eran estrías reales, sino la manifestación superficial de la interacción del frente de grieta con paredes de celdas de dislocaciones. El espaciado medido coincidía con el ancho de dichas celdas y no con el avance real por ciclo. Este resultado introdujo una advertencia metodológica fundamental: el espaciado observado en SEM no siempre representa directamente la velocidad de crecimiento.

No obstante, estos autores señalaron también que, al analizar con mayor magnificación la zona comprendida entre estas marcas aparentemente estrías, podrían identificarse estrías reales de menor espaciado en su interior, lo que indicaba que la grieta continuaba avanzando, aunque la morfología dominante estuviera provocada por las paredes de las celdas de dislocación.

Un comportamiento análogo fue documentado por Fiorentin et al. [4] en Inconel 625 obtenido por fabricación aditiva. En un análisis inicial mediante SEM convencional, estos autores observaron un espaciado de estrías aparentemente constante (alrededor de 200 - 250 nm) que atribuyeron inicialmente al tamaño de las bandas de deslizamiento. Sin embargo, en una de cada diez probetas examinadas, un análisis más detallado con técnicas de alta resolución reveló la presencia de estrías reales mucho más finas de hasta 24 nm en el interior de

aquellas marcas tipo estrías. Este nuevo espaciado sí seguía una correlación 1:1 con la VCG de grieta larga.

Estos dos hallazgos ponen de manifiesto que las marcas dominantes observadas a baja magnificación pueden enmascarar el verdadero avance ciclo a ciclo de la grieta, y que sería necesario un examen más exhaustivo para poder identificar el crecimiento real.

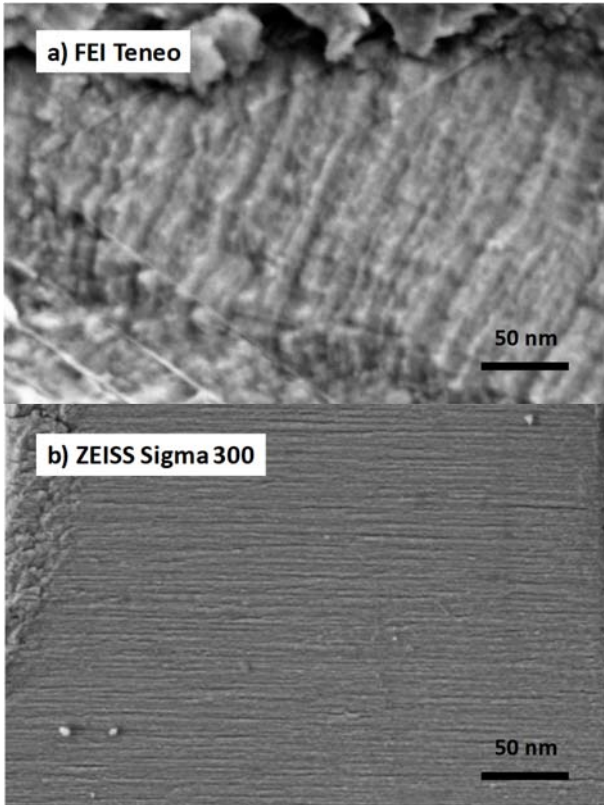


Figura 7: Fotografías tomadas en la misma probeta con dos equipos SEM. a) FEI Teneo, b) ZEISS Sigma 300.

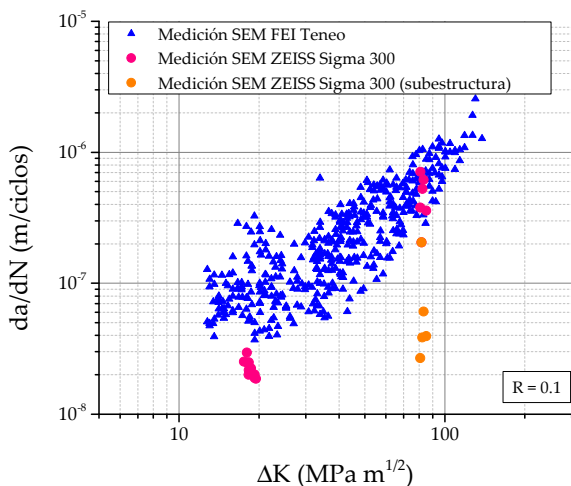


Figura 8: Medición realizada con dos equipos SEM.

Un comportamiento similar se observó en el presente trabajo. El análisis realizado en el SEM FEI Teneo, figuras 1 y 2, mostraba marcas de espaciado prácticamente constante comparable con el tamaño de las bandas de deslizamientos reportado para aleaciones base

níquel, el cual se encuentra entre 100 y 500 nm [19]. Sin embargo, al repetir la observación empleando un equipo SEM de mayor resolución, ZEISS Sigma 300, y aumentando la magnificación, fue posible identificar una subestructura más fina compatible con la presencia de estrías reales en el interior de dichas marcas. La figura 7 muestra dos imágenes tomadas con cada uno de los equipos para longitudes de grietas similares en la misma probeta. Es importante comentar que no fue posible tomar las imágenes en la misma posición exacta de la probeta, aun así, muestra claramente el espaciado característico de cada una de ellas. En la figura 7b (que corresponde con la medición del equipo SEM de mayor resolución ZEISS Sigma 300) es posible observar un espaciado inferior de las estrías, además de una mayor calidad de imagen.

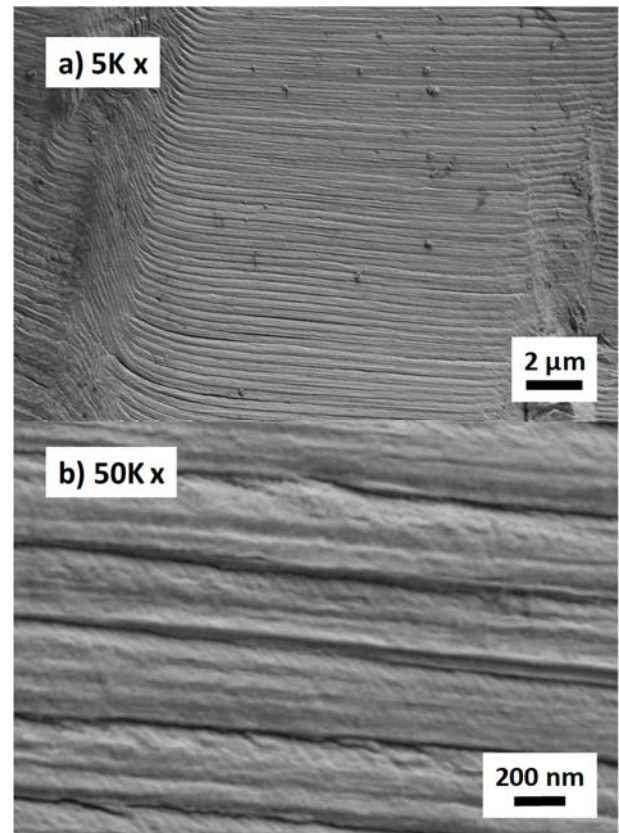


Figura 9. Espaciado medido en zona de alto FIT ($\sim 80 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) bajo dos magnificaciones diferentes: a) magnificación 5000x y b) magnificación de 50000x.

Las mediciones tomadas con el equipo FEI Teneo fueron comparadas con las obtenidas mediante el ZEISS Sigma 300, figura 8. En esta figura puede observarse que, en la zona de bajo FIT, donde inicialmente se había estimado una VCG constante, el uso del equipo de mayor resolución permite identificar espacios menores, lo que conduce a velocidades inferiores, compatibles con lo que podrían corresponder a estrías reales y con la velocidad de crecimiento medida con métodos clásicos. En la zona de alto FIT, los valores obtenidos con ambos equipos resultan similares. No obstante, con el equipo ZEISS Sigma 300 en la zona de alto FIT, se observó en el interior de una estría una subestructura con un patrón

determinado, cuyo espaciado es inferior al de la marca principal, tal y como puede observarse en la figura 9, dando lugar a los puntos naranjas representados en la figura 8. Hasta donde alcanza el conocimiento de los autores, no se ha encontrado referencias en la literatura que describan de forma clara a qué corresponden estas subestructuras, por lo que se requiere un análisis más detallado en trabajos futuros.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha analizado el crecimiento de grieta en Inconel 718 bajo condiciones de fatiga simple y fatiga por fretting, a temperatura ambiente y a 650 °C, obteniéndose las siguientes conclusiones principales:

En fatiga simple se observan curvas muy similares a ambas temperaturas en el régimen bajo del FIT. Sin embargo, en regímenes altos se observa un incremento de la VCG a alta temperatura, lo que implica un efecto térmico cuando la propagación está plenamente desarrollada. En fatiga por fretting, la temperatura tiene un efecto más acusado. Las probetas ensayadas a 650 °C presentan mayores VCG en todo el rango del FIT analizado. Independientemente de la temperatura, los ensayos de fatiga por fretting muestran velocidades de crecimiento superiores a las obtenidas en fatiga simple.

En los ensayos de fatiga por fretting se identificó una región de VCG prácticamente constante hasta valores de ΔK del orden de 30 MPa·m^{1/2}. Este comportamiento puede interpretarse como resultado del crecimiento de grietas físicamente cortas, donde el cierre de grieta es ineficaz, y/o como consecuencia de la pérdida de correlación 1:1 entre ciclo y estría en regímenes bajos del FIT. Sin embargo, el análisis mediante SEM de alta resolución evidenció la presencia de una subestructura más fina que sí podría representar la idea de una estría por ciclo de carga en esta zona de grietas cortas.

En conjunto, los resultados obtenidos ponen de manifiesto la necesidad de interpretar con cautela las medidas de espaciado de estrías en el régimen de bajo ΔK , donde la microestructura puede enmascarar el verdadero avance ciclo a ciclo de la grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del proyecto PID2021-123728OB-I00.

REFERENCIAS

[1] Waterhouse R. Fretting fatigue. U.K: *Applied science publishers*; 1981A.
[2] Golden, Patrick J. Development of a dovetail fretting fatigue fixture for turbine engine materials. *International Journal of Fatigue*, 2009, vol. 31, no 4, p. 620-628.
[3] A.J. McEvily, H. Matsunaga, On Fatigue Striations. *Transactions B: Mech. Engineering* 17 (2010) 75-82.
[4] F.K. Fiorentin, R. Dantas, R. Darabi, G. Lesiuk, M. Figueiredo, P.T. de Castro, A. de Jesus, Relation

Between Striations Spacing and Fatigue Crack Growth Rates for Additive Manufactured Inconel 625. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* (2024).
[5] S.P. Lynch, S. Moutsos, A Brief History of Fractography. *Journal of Failure Analysis and Prevention* (2006), 6: 54-69.
[6] C. Crussard, R. Borione, J. Plateau, Y. Morillon, F. Maratray, A Study of Impact Tests and the Mechanism of Brittle Fracture. *Journal of the Iron and Steel Institute* 183 (1956) 146-177.
[7] M. Ahmed, M.S. Islam, S. Yin, R. Lupoi, Minimum fatigue striation spacing and its stress amplitude dependence in a commercially pure titanium. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 43 (2020) 628-634.
[8] H. Cai, A.J. McEvily, On striations and fatigue crack growth in 1018 steel. *Materials Science and Engineering A314* (2001) 86-89.
[9] F.O. Riemelmoser, P. Gumbsch, R. Pippan, Dislocation Modelling of Fatigue Cracks: An Overview. *Materials Transactions, The Japan Institute of Metals* 42 (2001) 2-13.
[10] P. Maruschak, R. Vorobel, O. Student, I. Ivashenko, H. Krechkovska, O. Berehulyak, T. Mandziy, L. Svirska, O. Prentkovskis, Estimation of Fatigue Crack Growth Rate in Heat-Resistant Steel by Processing of Digital Images of Fracture Surfaces. *Metals* 2021, 11, 1776.
[11] Y. Alyousif, E.A. Saunders, S. Taylor, J.C. Walker, P.A.S. Reed, Slip Mode Transitions and Work Hardening of a Polycrystalline Superalloy: Effects on Striation Formation at Room Temperature. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* (2025).
[12] J. Newman, Jr. and I. Raju, Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies. *NASA Technical Memorandum*, No. 83200 (1981).
[13] M. Moreno-Rubio, J. Vázquez, C. Navarro and J. Domínguez, Experimental study on the fretting fatigue of Inconel 718 superalloy. *Tribology International* 186 (2023) 108637.
[14] NASGRO, Fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software, reference manual, *NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute*.
[15] S. Suresh and R. Ritchie, Propagation of short fatigue cracks. *International Materials Reviews* 29 (1984) 445-475.
[16] T. Connolly, P. Reed and M. Starink, Short crack initiation and growth at 600°C in notched specimens of Inconel 718. *Materials Science & Engineering A340* (2003) 139-154.
[17] McDowell, D. L., An engineering model for propagation of small cracks in fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 1997, 56(3), 357-377.
[18] P.R. Edwards and J.C. Newman, Short-Crack Growth Behaviour in Various Aircraft Materials. *AGARD-R-767* (1990).
[19] S. Liang, X. Wang, H.S. Zurob, NbC precipitation during multi-pass deformation of a nickel-based model alloy: Experiments and modelling. *Materials Science & Engineering A* 772 (2020) 138748.