

# FATIGA EN ENTALLAS PEQUEÑAS

C. Vallengano, M. Mariscal, A. Navarro y J. Domínguez  
Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales  
E.T.S.I.I. de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, SEVILLA

**Resumen.** El presente trabajo muestra la aplicación al caso de pequeños concentradores de tensión de un modelo micromecánico que es capaz de describir el crecimiento de una microgrieta a través de la zona afectada por el fuerte gradiente de tensiones que se genera en las proximidades de los concentradores de tensión típicos. El modelo recoge la interacción de la grieta con las barreras microestructurales, tales como los bordes de grano del material. Está basado en la teoría de distribución de dislocaciones. El término de “entallas pequeñas” que aparece en el título hace referencia a concentradores de tensión cuya dimensión característica es del mismo orden de magnitud que la microestructura del material. Ejemplos típicos de éstos son defectos propios del material, tales como porosidades o inclusiones, o marcas superficiales aisladas y arañazos o puntos de corrosión. Se hace una comparación entre los límites de fatiga predichos por el modelo y los obtenidos experimentalmente por el grupo del profesor Y. Murakami con dos aceros, un aluminio y un latón.

**Abstract.** The present work shows the application to small notches of a recently developed microstructural model which describes the growth of a short crack across the steep stress gradient generated at the root of a notch and which takes into account the interaction between short cracks and material barriers such as grain boundaries. The model is based in the theory of distributed dislocations. The term “small notches” refers here to stress raisers the size of which is of the same order as the characteristic microstructural unit of the material. Typical examples are superficial scratches, corrosion pits, inclusions or pores. Comparisons between predicted fatigue limits and experimental results obtained by Murakami and co-workers on two steels, an aluminium alloy and a brass are reported.

## 1. INTRODUCCION

La formación de grietas por fatiga ocurre casi invariablemente en la raíz de concentradores de tensión o entallas, los cuales son en general inevitables en elementos de máquinas. Dado su claro interés práctico, el estudio de la reducción de resistencia a fatiga de componentes entallados ha recibido una gran atención y esfuerzo investigador durante las últimas décadas.

El presente trabajo se centra en el estudio del comportamiento a fatiga de componentes que contienen “entallas pequeñas”. Se entiende por entallas pequeñas aquellas cuya dimensión característica es del mismo orden de magnitud que la microestructura del material. Ejemplos típicos de éstas son defectos propios del material, tales como porosidades o inclusiones, o marcas superficiales aisladas y arañazos originados por el propio proceso de fabricación o el transporte del componente. Estos tipos de defecto aparecen con bastante frecuencia en los componentes de uso común en ingeniería, por lo que el conocimiento de su influencia sobre el límite de fatiga convencional tiene de por sí un gran interés. Pero además se piensa que su estudio teórico es un paso necesario para la correcta representación del efecto de acabado superficial sobre el límite de fatiga. Este es, por supuesto, un problema mucho más complicado, puesto que depende también de

las tensiones residuales generadas en la superficie.

Desde el punto de vista experimental, diversos estudios ponen de manifiesto la existencia de un tamaño crítico por debajo del cual la presencia de un defecto no afecta apreciablemente la resistencia a fatiga del material [1-4]. Este tamaño crítico depende inversamente de la resistencia del material. En el caso de aceros, por ejemplo, el tamaño de los defectos que no producen ningún efecto perjudicial es tanto más pequeño cuanto mayor es la resistencia a tracción. Murakami y Endo [1] han estudiado la reducción en la resistencia a fatiga inducida por pequeños taladros circulares con diámetros variando entre 40 y 200  $\mu\text{m}$ , en aceros de bajo y medio contenido en carbono, 0.13%C (S10C) y 0.46%C (S45C) respectivamente. El tamaño medio de los granos de ferrita era de 34  $\mu\text{m}$  y 19  $\mu\text{m}$ , y la distancia media entre las bandas de perlita de 125  $\mu\text{m}$  y 34  $\mu\text{m}$ , en cada uno de ellos. La longitud máxima de grietas no-propagantes, en el límite de fatiga, para los especímenes “libres de defectos” era de 100  $\mu\text{m}$  (S10C) y 50  $\mu\text{m}$  (S45C), dicha longitud es comparable con el tamaño medio entre bandas de perlita. Se observó que la resistencia a fatiga de los especímenes con defectos aumentaba al disminuir el tamaño del agujero, hasta hacerse aproximadamente constante para defectos inferiores a 70  $\mu\text{m}$  y 35  $\mu\text{m}$  de diámetro en cada uno de los materiales. En ambos casos, el tamaño del defecto

crítico era menor que la longitud de grieta no-propagante existente en el material a tensiones del orden el límite de fatiga del material. Asimismo, se constató la presencia de grietas no-propagantes en los especímenes con defectos a la tensión del límite de fatiga.

Similares conclusiones fueron también obtenidas por Weiss et al. [2] y Lukáš et al. [3]. El material empleado fue cobre electrolítico (99.98 %Cu) con un tamaño de grano de 50  $\mu\text{m}$ , encontrándose que para agujeros de radio inferior a 50  $\mu\text{m} \pm 5 \mu\text{m}$  la resistencia del espécimen no disminuía apreciablemente. El mismo estudio se realizó también con un acero 2.25Cr-1Mo ( $D \approx 30 \mu\text{m}$ ), estimándose el radio crítico del defecto por debajo de 60  $\mu\text{m}$ , aunque la dispersión de resultados en este caso fue grande.

En todos los casos se encontraron pequeñas grietas emanando de los bordes de los agujeros, incluso cuando las tensiones aplicadas estaban por debajo del límite de fatiga, en cuyo caso las grietas crecían durante un cierto intervalo y luego quedaban paradas.

A continuación analizamos la aplicación al caso de entallas pequeñas de un modelo de crecimiento de grietas en entallas previamente desarrollado por los autores y basado en técnicas de Mecánica de Fractura Microestructural [5-8].

## 2. MODELO DE FATIGA EN ENTALLAS

Las teorías pioneras de Neuber [9] y Peterson [10] del límite de fatiga en piezas con concentraciones de tensión relacionaban el factor de reducción de resistencia a fatiga de la entalla  $K_f$  (cociente entre los límites de fatiga de una pieza sin y con entalla) con la concentración de tensiones y el gradiente de las mismas sobre una cierta distancia característica del material. Modernamente estas teorías se han reinterpretado en el contexto de la Mecánica de Fractura dando lugar a los llamados *métodos de distancia crítica* introducidos por Taylor [11].

Una idea importante que subyace en este tipo de técnicas, es que la tensión necesaria para iniciar una grieta en la raíz del concentrador es también suficiente para propagar la grieta hasta el fallo de la pieza. Sin embargo, como puso de manifiesto Frost [12], esto sólo ocurre en entallas suaves ( $K_f$  típicamente inferior a 4), limitando así el rango de aplicación de tales expresiones.

Los trabajos de Frost y más recientemente de otros autores [13,14], evidenciaron claramente la existencia en entallas agudas de grietas que, tras iniciarse en la raíz del concentrador y propagarse una determinada distancia, se paraban sin provocar el fallo de la pieza (*grietas no-propagantes*). El hecho destacable era que cuando aparecían dichas grietas no-propagantes, en

entallas de igual profundidad, el límite de fatiga del componente era casi independiente de la concentración de tensiones en la entalla.

De acuerdo con lo anterior, lo que determinaría la resistencia a fatiga de un componente entallado no sería la nucleación de una microgrieta en la raíz del concentrador, sino la capacidad de ésta para propagarse a través del material sin detenerse. Por tanto, para abordar este problema es necesario estudiar qué factores gobiernan el crecimiento de una grieta sometida a un gradiente de tensiones relativamente fuerte como consecuencia de la entalla. Dado que los efectos de la concentración de tensiones son en general muy localizados, el tamaño de las grietas involucradas es también muy reducido, lo que lleva a pensar que el estudio de la fatiga en entallas (a alto número de ciclos) debe abordarse desde el punto de vista de la teoría de crecimiento de grietas pequeñas, las cuales, como es bien conocido, exhiben en su comportamiento una notable interacción con la microestructura del material. Es posible realizar de una descripción micromecánica del proceso de crecimiento de tales grietas, analizándolo en términos de sucesivos bloqueos de la zona plástica en bordes de grano u otras barreras microestructurales mediante modelos basados en la teoría de distribución de dislocaciones.

Consideremos una grieta en la raíz de una entalla elíptica en un sólido semi-infinito que crece a través del material, bloqueándose su zona plástica en las sucesivas barreras microestructurales (Figura 1). Dicha grieta puede ser representada mediante una distribución de dislocaciones infinitesimales donde se distinguen tres zonas. La grieta propiamente dicha, sobre la que existe una tensión de fricción  $\sigma_1^i$ , su zona plástica asociada, donde las dislocaciones soportan una tensión  $\sigma_2^i$  que se opone a su movimiento, y la barrera microestructural ( $r_0^i$ ), la cual soporta una tensión  $\sigma_3^i$  como consecuencia del empuje del apilamiento de dislocaciones contra el borde de grano. Por simplicidad matemática se supone que el componente está sometido a un estado de tensiones antiplano.

La capacidad de la grieta para propagarse en el material está gobernada por la resistencia ofrecida por las barreras microestructurales. Las condiciones de tensión a las que estará sometida la grieta al enfrentarse con cada una de las barreras serán diferentes, como consecuencia del gradiente de tensiones de la entalla. Dependiendo de la evolución de dichas tensiones (en cualquier caso decrecientes al alejarse del fondo de la entalla), es posible encontrar situaciones en las que la grieta es capaz de superar las primeras barreras del material, pero queda bloqueada definitivamente en alguna barrera más interna, conduciendo a la formación de una grieta no-propagante. Así, para caracterizar el fallo por fatiga del componente entallado es necesario

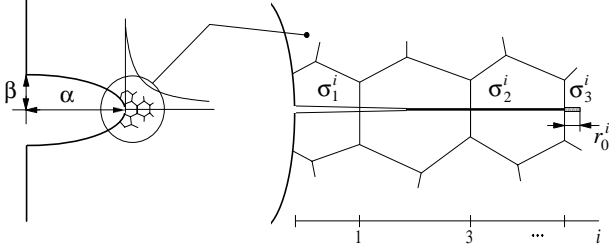


Fig 1. Representación esquemática de la grieta, la zona plástica y barrera microestructural en la raíz de la entalla.

Considerando el instante genérico mostrado en la Figura 1, en el que la zona plástica de la grieta se encuentra bloqueada por el  $i$ -ésimo borde de grano, el proceso por el cual la grieta supera dicha barrera será el siguiente. A medida que la grieta se aproxima a la barrera la “presión” local  $\sigma_3^i$  va aumentando, como consecuencia de la intensificación de tensiones provocada por ésta. Una vez que esta tensión alcance un determinado valor crítico, tal que permita activar fuentes de dislocaciones en el grano vecino, la zona plástica se extenderá cubriendo por entero dicho grano y la grieta podrá, entonces, propagarse más allá de la barrera. La mínima tensión aplicada requerida para ello (tensión umbral) se obtendrá cuando el frente de la grieta esté lo más próximo posible al borde grano, en teoría, justo en el borde de grano. La resistencia de la barrera puede obtenerse a partir del diagrama de Kitagawa del material.

Empleando técnicas de transformación conforme en el plano complejo es posible reducir el dominio entallado y el conjunto de dislocaciones al caso más simple de una grieta en un medio infinito. Como resultado de este análisis, la tensión umbral  $\tau_{Li}^N$  para que una grieta supere una barrera genérica  $i$  en el fondo de una entalla

elíptica se expresa como [5-7]:

$$\frac{\tau_{Li}^N}{\tau_{FL}} = \left( \frac{\tau_{Li}}{\tau_{FL}} \right) \frac{\sqrt{i}}{\bar{\alpha} + \beta} \left[ \frac{\bar{\beta}}{\lambda_i} + \frac{\bar{\alpha}}{\sqrt{1 + \lambda_i^2}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

con  $\lambda_i = \frac{1}{\bar{\alpha}^2 - \beta^2} \left[ \bar{\alpha} \sqrt{(\bar{\alpha} + i)^2 - \bar{\alpha}^2 + \beta^2} - \beta(\bar{\alpha} + i) \right]$ , donde  $\bar{\alpha} = \alpha/D/2$ ,  $\bar{\beta} = \beta/D/2$  son la profundidad y el ancho de la entalla, respectivamente, adimensionalizados por la mitad del tamaño de grano característico del material.

La tensión  $\tau_{Li}$  es la tensión mínima necesaria para hacer crecer una grieta de longitud  $a=iD/2$  en un espécimen sin entalla y se puede obtener, por tanto, mediante el diagrama de Kitagawa-Takahashi del material [15].  $\tau_{FL}$  es el límite de fatiga del material.

La ecuación (1) pone de manifiesto que la tensión umbral para el crecimiento de una grieta en el espécimen entallado puede expresarse como la combinación de dos contribuciones: la debida al material, representada por el cociente  $\tau_{Li}/\tau_{FL}$ , y la debida a la presencia de la entalla, representada por el resto de los términos.

De acuerdo con la descripción del proceso de crecimiento expuesta aquí, el límite de iniciación en un componente entallado puede ser interpretado como la mínima tensión aplicada para que una grieta, previamente nucleada en algún poro, inclusión o marca superficial, supere la primera barrera microestructural y pueda, al menos potencialmente, continuar propagándose en el material. Así, el límite de iniciación ( $\tau_{Li}^N$ ) se puede obtener haciendo simplemente  $i=1$  en la expresión (1),

$$\frac{1}{K_{f1}} = \frac{\tau_{Li}^N}{\tau_{FL}} = \frac{1}{\bar{\alpha} + \beta} \left[ \frac{\bar{\beta}}{\lambda_1} + \frac{\bar{\alpha}}{\sqrt{1 + \lambda_1^2}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Por analogía con el tradicional  $K_f$ ,  $K_{f1}$  podría denominarse como el factor de reducción de resistencia a la iniciación de grietas por fatiga en la entalla. Siguiendo la misma idea, el límite de fatiga del componente entallado ( $\tau_{FL}^N$ ) deberá corresponderse con la mínima tensión necesaria para que dicha grieta sea capaz de superar todas las sucesivas barreras microestructurales que encuentre a su paso. Dicha condición se obtiene fácilmente de la expresión (1) como

$$\tau_{FL}^N = \max_i (\tau_{Li}^N) \quad (3)$$

### 3. APLICACIÓN A ENTALLAS PEQUEÑAS

El efecto de pequeños defectos o entallas puede estudiarse mediante las ecuaciones anteriores, particularizándolas para valores de  $\bar{\alpha} = \alpha/D/2$  de uno o menor que uno.

En la Figura 2 se muestra la evolución de la tensión umbral frente a la longitud de grieta (adimensional) predicha por el presente modelo, para el caso de entallas de tamaño inferior al tamaño medio microestructural ( $\bar{\alpha} = 0.1, 0.5, 1$ ) y distintos factores de concentración

de tensiones  $K_t = 1 + \alpha/\beta$ .

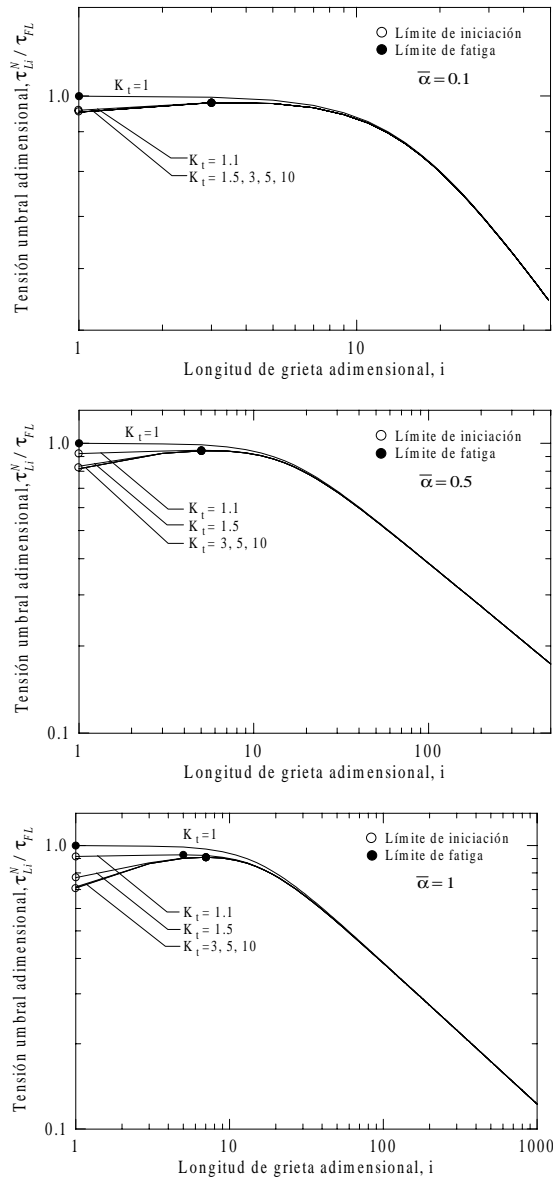


Fig 2. Tensiones umbrales en función de la longitud de grieta para especímenes con entallas pequeñas.

Tres hechos destacables se ponen de manifiesto en la citada figura: (1) A medida que el tamaño del defecto disminuye, todas las curvas tienden hacia la correspondiente a la de un espécimen sin defecto, independientemente del factor de concentración de tensiones (2) En todos los casos, el defecto contribuye a la iniciación de una grieta en el material. No obstante, esta grieta se convierte en no-propagante a una distancia muy reducida, típicamente en los dos o tres granos adyacentes al concentrador. (3) El umbral de propagación hasta el fallo disminuye sensiblemente al aumentar el tamaño del defecto, pero se mantiene siempre muy próximo al valor del límite de fatiga del espécimen sin entalla.

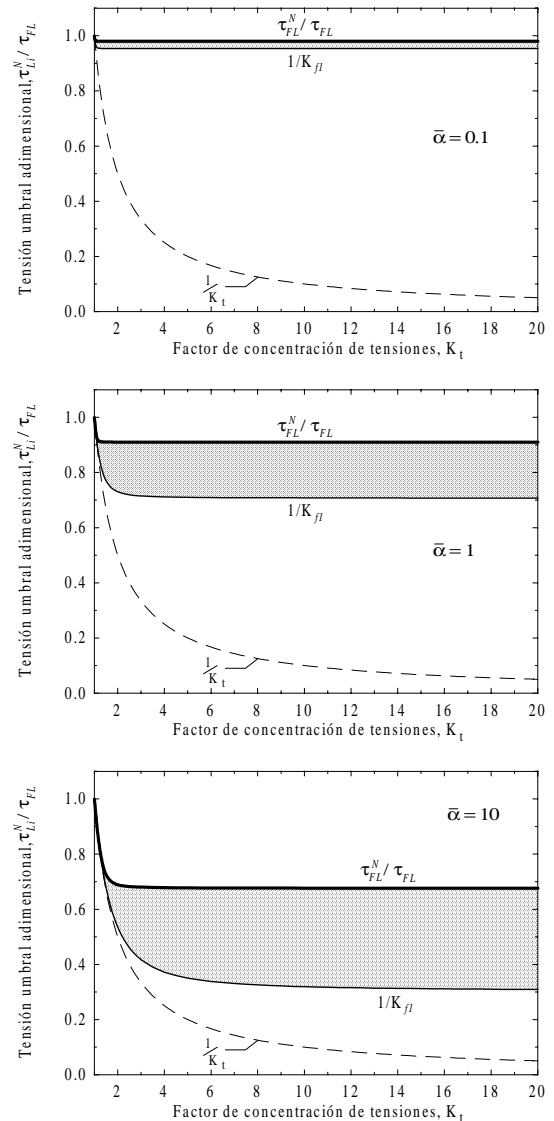


Fig 3. Diagramas de Frost para especímenes con entallas pequeñas.

Estas tres indicaciones están en perfecto acuerdo con el comportamiento experimental descrito por los investigadores citados anteriormente.

Por otra parte, la Figura 3 representa el diagrama de Frost para dos de los casos anteriores  $\bar{\alpha} = 0.1, 1$  y para una entalla algo mayor  $\bar{\alpha} = 10$ . En estas figuras se aprecia claramente una relativa independencia del límite de fatiga del espécimen con la severidad del concentrador. Esto es debido fundamentalmente a que, dada las dimensiones tan reducidas de la entalla, la zona de influencia de la misma es extremadamente pequeña y, por tanto, cualquier grieta iniciada en el material sale rápidamente de dicha zona.

Estudios realizados por Murakami y Endo [16], acerca de la estimación del límite de fatiga de un espécimen conteniendo defectos de distinta geometría (artificiales o no), han puesto de manifiesto que tales defectos pueden ser tratados como grietas, definiendo una longitud equivalente en función de la raíz cuadrada del área proyectada del defecto sobre la normal a la dirección de la tensión principal máxima. Se deduce de esto que, a igualdad de dicho parámetro, el coeficiente de concentración de tensiones del defecto no influye de manera representativa en el límite de fatiga del espécimen, de acuerdo con las predicciones obtenidas con el modelo presentado aquí.

A medida que el tamaño de la entalla aumenta (véase  $\bar{\alpha} = 10$  en la Figura 3) el patrón de comportamiento comienza a mostrar las mismas características descritas para el caso de entallas macroscópicas.

Un resultado destacable, puesto también de manifiesto en la Figura 3, es que siempre que aparecen grietas no-propagantes en entallas de igual profundidad, el límite de fatiga es aproximadamente constante e independiente de la concentración de tensiones. Para explorar este hecho en los términos del modelo descrito, consideremos el caso límite de una entalla tan aguda como una grieta (cuasi-grieta), abstracción que permite calcular el límite al que tiende el umbral de fatiga en el diagrama de Frost. Las condiciones umbrales de crecimiento de una grieta en esta situación se obtienen sin más que hacer  $\beta \rightarrow 0$  en la ecuación (1)

$$\tau_{Li}^N \Big|_{\beta \rightarrow 0} = \tau_{Li} \sqrt{\frac{i}{\bar{\alpha} + i}} \quad (4)$$

Es fácil comprobar que cuando el tamaño de la entalla es muy superior al tamaño microestructural característico del material,  $\bar{\alpha} \gg \bar{a}_0$ , la ecuación (4) se reduce a la conocida expresión obtenida por Smith y Miller [17],

$$\tau_{FL}^N \approx \tau_{FL} \sqrt{\frac{\bar{a}_0}{\bar{\alpha}}} = \frac{K_{th\infty}}{Y\sqrt{\pi\bar{\alpha}}} \quad (5)$$

Por el contrario, si la entalla es muy pequeña en relación con la microestructura del material,  $\bar{\alpha} \ll 1$ , (por ejemplo, microdefectos del material) se predice una escasa influencia en la resistencia a fatiga del material,  $\tau_{FL}^N \approx \tau_{FL}$ , en perfecto acuerdo con la evidencia experimental.

#### 4. COMPARACION CON RESULTADOS EXPERIMENTALES

Este epígrafe recoge la aplicación del modelo descrito a

una serie de resultados experimentales obtenidos por Murakami [1,16,18,19]. Los materiales considerados son dos aceros, una aleación de aluminio y un latón. La tabla 1 muestra las propiedades mecánicas de estos materiales.

Tabla 1: Características mecánicas de los materiales.

Material	$\sigma_s, \sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_B$ (MPa)	$\sigma_T$ (MPa)	RA (%)
S10C	206	353	801	83.0
S45C	284	543	889	48.7
2017-T4 Al	368.7	524.7	645.3	20.8
70-30 brass	103.0	318.7	1060.1	78.8

$\sigma_s$ : límite elástico;  $\sigma_{0.2}$ : tensión de prueba 0.2%;  $\sigma_B$ : tensión última de tracción;  $\sigma_T$ : tensión de rotura; RA: reducción de área

Los especímenes utilizados para los ensayos eran forma cilíndrica y recibieron un pulido electrolítico tras el mecanizado. Después de este tratamiento los especímenes eran taladrados mediante una herramienta especial para conseguir “defectos” artificiales cilíndricos con ángulos rectos en la superficie del espécimen. Los diámetros de estos taladros se encuentran entre 40 y 200  $\mu\text{m}$  para los aceros y entre 40 y 500  $\mu\text{m}$  para la aleación de aluminio y el latón. En los ensayos realizados con los aceros, la profundidad  $h$  de los agujeros no es fija mostrando una relación con el diámetro entre  $h/d = 0.3$  y  $h/d = 2.0$  (ver figura 4). Sin embargo los ensayos estudiados aquí se limitan a taladros con profundidad igual a su diámetro, para todos los materiales.

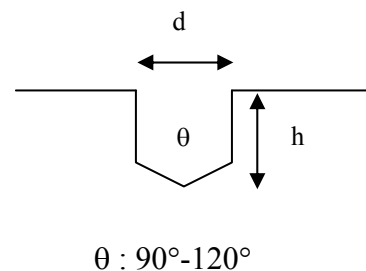


Fig 4. Forma de las entallas simulando defectos artificiales

Después del tratamiento superficial final, el acero S10C presenta un tamaño de grano medio de ferrita de 34 $\mu\text{m}$ , una longitud de intersección media de 37 $\mu\text{m}$ , un tamaño de grano de perlita de 9.7 $\mu\text{m}$  y una distancia interperlítica de 125 $\mu\text{m}$ . El acero S45 posee un tamaño de grano medio de ferrita de 19 $\mu\text{m}$ , una longitud de intersección media de 39 $\mu\text{m}$ , un tamaño de grano de perlita de 17 $\mu\text{m}$  y una distancia interperlítica de 34 $\mu\text{m}$ . El tamaño de grano del latón 70-30 es 45 $\mu\text{m}$ . La aleación de aluminio 2017-T4 tiene un tamaño de grano en la dirección transversal de aproximadamente 89 $\mu\text{m}$  y alrededor de 3 a 5mm en la dirección longitudinal.

Los ensayos se realizaron con una máquina de ensayos de fatiga de flexión rotativa (R = -1) proporcionando un momento de flexión uniforme. La resistencia a fatiga determinada corresponde al valor nominal de la tensión de flexión rotativa bajo la cual los especímenes de acero duran más de  $10^7$  ciclos y los de las aleaciones más de  $3 \cdot 10^7$  ciclos.

Los límites de fatiga obtenidos para los especímenes sin entallas son los siguientes: acero S10C, 181MPa; acero S45C, 245MPa; Al 2017-T4, 156.9MPa y 70-30 brass, 122.6MPa.

En especímenes sin entallas sometidos a tensiones del orden del límite de fatiga se observaron grietas no-propagantes de 100 $\mu\text{m}$ (S10C) y de 50 $\mu\text{m}$ (S45C). Según estos resultados es posible pensar que la existencia de pequeños agujeros artificiales, menores de 100 $\mu\text{m}$ , no influya sustancialmente en el límite de fatiga del material.

El límite de fatiga del acero S10C con taladros pequeños (40-50 $\mu\text{m}$  de diámetro) tiene el mismo valor que el correspondiente al material y el límite de fatiga de S45C con agujeros de 40 $\mu\text{m}$  es menor que el límite de fatiga del espécimen sin defectos. Por consiguiente, han sido considerados como diámetros críticos  $d_c \cong 70\mu\text{m}$  para S10C y  $d_c \cong 35\mu\text{m}$  para el acero S45C.

Analizando los resultados experimentales de la aleación de aluminio 2017-T4 y del latón 70-30, en ambos casos, un agujero de 40 $\mu\text{m}$  de diámetro no altera el valor del límite de fatiga del espécimen.

Para estos dos materiales no se posee ninguna información acerca de los valores de las longitudes de grietas no-propagantes en componentes sin entallas.

La tabla 2 muestra los datos geométricos y los resultados experimentales de los límites de fatiga para los especímenes entallados.

Los autores no proporcionan en sus trabajos los diagramas de Kitagawa de los materiales, por lo que ha sido necesario hacer una estimación. El procedimiento

utilizado para “construir” el diagrama de Kitagawa ha sido presentado en otros trabajos anteriores [ ]. Los datos necesarios son, básicamente, el límite de fatiga, el valor umbral del factor de intensidad de tensiones para grietas grandes  $K_{th\infty}$ , y un coeficiente, que designamos mediante la letra  $f$  y que describe la rapidez con que se realiza la transición entre las dos asíntotas del diagrama.

Tabla 2: Límites de fatiga experimentales

MATERIAL	R	$\rho$ ( $\mu\text{m}$ )	$K_t$	$\sigma_{FL}$ (exp.) (MPa)
S10C	-1	20	3	181
		25	3	181
		40	3	172
		50	3	172
		100	3	147
S45C	-1	20	3	235
		25	3	226
		40	3	211
		50	3	201
		100	3	181
70-30brass	-1	20	3	122.6
		50	3	117.7
		100	3	107.9
		250	3	98.1
Al 2017-T4	-1	20	3	156.9
		50	3	147.1
		100	3	122.6

Los valores de  $K_{th\infty}$  para los aceros S10C y S45C han sido obtenidos a partir de datos experimentales de aceros con composición y propiedades mecánicas similares [20], adoptándose  $K_{th\infty} = 6.5 \text{ MPa} \sqrt{m}$  (R = -1) para S10C y  $K_{th\infty} = 6 \text{ MPa} \sqrt{m}$  (R = -1) para S45C. En el caso de los otros dos materiales, Al 2017-T4 y 70-30 brass, a falta de datos más concluyentes, se ha utilizado la conocida fórmula de Murakami para el intensidad de tensiones umbral,

$$\Delta K_{th} = 3,3 \times 10^{-3} (H_v + 120) (\sqrt{area})^{1/3} \quad (6)$$

donde  $\Delta K_{th}$  viene dado en  $\text{MPa} \sqrt{m}$  y  $\sqrt{area}$  en micras.  $H_v$  es la dureza Vickers. Se ha realizado la hipótesis de que se obtendrá el valor umbral de grieta grande cuando  $\sqrt{area}$  alcance el valor de 1000 $\mu\text{m}$  (límite de aplicación de la ecuación según su propio autor). Las durezas medidas para el aluminio y el latón

fueron respectivamente de 117 y 70, por lo que los valores estimados del umbral son de  $3.89 \text{ MPa} \sqrt{m}$  para el aluminio y  $3.13 \text{ MPa} \sqrt{m}$  para el latón.

El tamaño de grano D elegido para la aplicación del modelo en el caso de los aceros ha sido el tamaño de la ferrita. Pero también se han realizado los cálculos con la longitud de intersección media y con la distancia interperlítica, comprobándose que las predicciones son bastante robustas, no apareciendo diferencias sustanciales en el valor del límite de fatiga. Las diferencias máximas obtenidas son inferiores al 8 %. En lo referente al coeficiente  $f$  se ha tomado  $f=2.5$  para aceros y aluminio,  $f=1.65$  para el latón. En la referencia [6] se discute la influencia de  $f$  y su elección.

En la tabla 3 se pueden observar los datos experimentales de Murakami junto a los valores predichos por el modelo descrito en este trabajo.

Tabla 3: datos del espécimen entallado y predicciones.

	R	$\rho$ ( $\mu\text{m}$ )	$K_t$	$\sigma_{FL}(\text{exp.})$ (MPa)	$\sigma_{FL}(\text{pred.})$ (MPa)	E <sup>(%)</sup>
<b>S10C</b>		20	3	181	176.2	2.7
		25	3	181	173.9	3.9
	-	40	3	172	167.8	2.5
	1	50	3	172	164.2	4.5
		100	3	147	150.7	-2.5
<b>S45C</b>		20	3	235	225.7	4.0
		25	3	226	220.6	2.4
	-	40	3	211	208.4	1.2
	1	50	3	201	201.7	-0.3
		100	3	181	177.2	2.1
<b>70-30 brass</b>		20	3	122.6	111.0	9.5
		50	3	117.7	99.6	18.2
	-	100	3	107.9	88.4	18.1
	1	250	3	98.1	71.4	27.2
<b>Aluminio 2017-T4</b>		20	3	156.9	144	8.2
	-	50	3	147.1	129.8	11.7
	1	100	3	122.6	112.6	8.2

<sup>□</sup> Error(%): (exp.-pred.)/exp.  $\times 100$

## 5. CONCLUSIONES

El modelo micromecánico descrito proporciona excelentes resultados en el caso los aceros S10C Y S45C y el aluminio. En los aceros los errores no alcanzan el 5% y en el aluminio están en torno al 10%. Además, al ser la mayoría errores positivos (valor experimental superior al predicho), las predicciones son conservativas. En el caso del latón, los valores predichos se alejan más de los datos experimentales,

aunque no sólo uno de los casos supera el error del 20%, cota de error que se suele considerar razonable en las predicciones de límites de fatiga.

En un estudio más extenso [21] de aplicación del modelo descrito en este trabajo y de otros modelos alternativos a un total de ocho materiales, incluyendo cuatro tipos de acero, 2.25Cr-1Mo, S10C, S45C y SAE-1045; dos aleaciones de aluminio, Al 2017-T4 y Al 2024-T351; cobre electrolítico (99.98% Cu) y el latón 70-30, y diferentes geometrías y tamaños de entallas pequeñas, variando desde  $10\mu\text{m}$  hasta  $2.5\text{mm}$ , haciendo un total de 31 especímenes, se obtuvieron predicciones en las que el error máximo fue justamente el del 27.2 % del latón, encontrándose prácticamente un 80% de las predicciones dentro de la banda de error del  $\pm 10\%$ .

A tenor de todo lo anterior podemos decir que el modelo micromecánico de crecimiento de microgrietas en entalla, basado en modelos de dislocaciones para representar las grietas y su interacción con la microestructura, describe razonablemente bien el comportamiento de componentes con entallas pequeñas. Una predicción del modelo que creemos importante resaltar es que la forma del (pequeño) defecto o entalla no tiene apenas influencia en el límite de fatiga del componente.

## 6. REFERENCIAS

- [1] Murakami, Y. and Endo, T. (1980), "Effects of Small Defects on Fatigue Strength of Metals", Int. J. Fatigue, Vol. 2, pp. 23-30
- [2] Weiss, B., Stickler, R., Lukas, P. and Kunz, L. (1986). "Non-damaging Notches in Fatigue - A Short Crack Problem?", in Small Fatigue Cracks (R.O. Ritchie and J. Lankford (eds.)), The Metallurgical Society, Inc.
- [3] Lukas, P., Kunz, L., Weiss, B. and Stickler, R. (1986). "Non-damaging Notches in Fatigue", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 9, No. 3, pp. 195-204.
- [4] Yamada, K., Kim, M.G. and Kunio, T. (1986), "Tolerant Microflaw Sizes and Non-propagating Crack Behaviour", in The Behaviour of Short Fatigue Cracks, EGF Pub.1 (K. J. Miller and E. R. de los Rios (eds.)), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 261-274.
- [5] Navarro, A., Vallengano, C., de los Rios, E.R. y Xin, X.J. (1999) "Notch Sensitivity and Size Effect Described by a Short Crack Propagation Model". En *Engineering Against Fatigue* (Editado por J.H. Beynon, M.W. Brown, R.A. Smith, T.C. Lindley y B. Tomkins). A.A. Balkema, Rotterdam, p. 63.

- [6] Vallellano C., (1999) "Crecimiento de Grietas Pequeñas por Fatiga en Componentes con Concentradores de Tensión", Tesis Doctoral, Universidad de Sevilla .
- [7] Vallellano, C., Navarro, A. y Domínguez, J. (2000) "Fatigue Crack Growth Threshold Conditions at Notches. Part I: Theory" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 23, 113-121.
- [8] Vallellano, C., Navarro, A. y Domínguez, J. (2000) "Fatigue Crack Growth Threshold Conditions at Notches. Part II: Generalization and Application to Experimental Results" *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 23, 123-128.
- [9] Neuber, H. (1946). "Theory of notch stresses". Ann Arbor, Michigan: J.W. Edwards, Publisher, Inc..
- [10] Peterson, R. E. (1959). "Notch-sensitivity". G. Sines & J.L. Waisman (eds), *Metal Fatigue*. McGraw-Hill Book Company, Inc. London.: 293-307
- [11] Taylor, D. (1999) "Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model". *Int. J. Fatigue*, 21, 413-420.
- [12] Frost, N. E. (1961) "Significance of Non-Propagating Cracks in the Interpretation of Notched Fatigue Data" *J. Mech. Engng. Sci.* 3(4), 299-302.
- [13] El Haddad, M. H., Topper, T. H. and Smith, K. N., (1979) "Prediction of Non Propagating Cracks", *Engng. Fract. Mech.*, 11, 573-584.
- [14] Tanaka, K. and Nakai, Y., (1984) "Prediction of Fatigue Threshold of Notched Components", *ASME J. Engng. Mater. Tech.*, 106, 192-199.
- [15] Kitagawa H. y Takahashi S. (1976) "Applicability of Fracture Mechanics to very Small Cracks or the Cracks in the Early Stage" 2nd Int. Conf. on the Mechanical Behaviour of Materials (ICM2), Boston, U.S.A., pp. 627-631. Am. Soc. Metals, Metals Park, Ohio.
- [16] Murakami, Y. and Endo, T. (1980), "Effects of Hardness and Crack Geometries on  $\Delta K_{th}$  of Small Cracks Emanating from Small Defects", in *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, EGF Pub.1 (K. J. Miller and E. R. de los Rios (eds.)), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 275-293.
- [17] Smith, R. A. and Miller, K. J., (1978) "Prediction of Fatigue Regimes in Notched Components", *Int. J. Mech. Sci.*, 20, 201-206.
- [18] Y. Murakami, Y. Tazunoki and T. Endo (1984) "Existence of Coaxing Effect and Effects of Small Artificial Holes on Fatigue Strength of an Aluminium Alloy and 70-30 Brass", *Metallurgical Transactions A*, 15A, 2029-2038.
- [19] Y. Murakami and M. Endo (1983). "Quantitative Evaluation of Fatigue of Metals Containing Various Small Defects or Cracks". *Engineering Fracture Mechanics*, 17, N° 1, 1-15.
- [20] D. Taylor and Li Jianchun (1993) "Sourcebook on fatigue crack propagation: thresholds and crack closure". Warley, U. K. EMAS.
- [21] M. Mariscal (2001) "Caracterización del comportamiento a fatiga de componentes con entallas microestructuralmente pequeñas". Proyecto Fin de Carrera, Escuela Superior de Ingenieros de Sevilla.