INVESTIGACIÓN DE LAS CAUSAS QUE MODIFICAN LA RESISTENCIA A FATIGA EN FLEXIÓN ROTATIVA DEL PROCESO DE MECANIZACIÓN DE ELECTROEROSIÓN POR HILO EN LAS ALEACIONES DE ALUMINIO AA-2000.

Carlos Ferrer, Alfonso Cárcel, Manuel Pascual Guillamón, Miguel A. Pérez Puig, Francisco Segovia, Kudama A. Razzaq (*)

Dep. de Ingeniería Mecánica y de Materiales U.P.Valencia, (*)
Dep Ing. de los Materiales Universidad Jaume I de Castellón.

Resumen. En estos últimos tiempos la electro-erosión por cable WEDM (wire electrical discharge machining), se esta consolidando en la industria aeronáutica y de la automoción, gracias a la enorme ventaja que presenta en la fabricación de componentes de precisión, matrices de estampación embutición, inyección, etc. Sin embargo, es conocida la alta influencia que tienen los acabados superficiales, rugosidad y proceso, en el comportamiento a fatiga. Las variables del proceso WEDM, fundamentado en la extracción del material por las descargas eléctricas, son el voltaje, intensidad, distancia de salto. La influencia de las variables del proceso es diferente según la clase de material y estado que compone la pieza. Se ha podido evaluar decrementos en la resistencia a fatiga mayores del 30% en las piezas obtenidas por el proceso WEDM. Es evidente la necesidad de conocer el nivel de afectación por el proceso a la resistencia a fatiga de aquellas aleaciones seleccionadas para estas solicitaciones, como es el caso de las aleaciones de aluminio AA-2000 con tratamientos de endurecimiento por envejecimiento. En este trabajo se investiga el nivel de afectación y las causas que las variables del proceso influyen en los productos de aleaciones de Aluminio-Cobre tratadas, objeto de esta investigación. De esta suerte la aplicación de acciones correctoras que optimicen la aplicabilidad del proceso es inmediato. Así se estudia la influencia que las variables del proceso tienen en las zonas corticales afectadas: variación de la forma y tamaño de grano, sobreenvejecimiento, poros y microfisuras.

Abstract. In the last times the wire electro-errosion (Wire Electrical Discharge Menachining) is widely used in aeronautics and automotive industry, because of its enormous advantages in the fabrication of precision components such as deep drawing and injection moulds. The WEDM process based on the material extraction by electrical discharge end its variables are; Voltage, current intensity and skip distance. The influence of the process variables depend on the materials state. The recent investigations improve that the pieces obtained by WEDM process suffers a 30% diminish in its fatigue resistance. In this study the WEDEM process variables influence on the aluminum–copper alloy, have been investigated. A major objective is to optimize the process application and its variables influence on the grain variation size, overaging, and microcracks in the cortical affected zone.

1. INTRODUCCIÓN

En estos últimos tiempos la electro-erosión por cable WEDM (wire electrical discharge machining), se esta consolidando en la industria aeronáutica y de la automoción, gracias a la enorme ventaja que presenta en la fabricación de componentes de precisión o a la versatilidad que ofrece en la producción de piezas complejas, como matrices de estampación, embutición, inyección, etc . Además, la WEDM es capaz de mecanizar componentes de elevada dureza, como piezas sintetizadas, siempre que el material del que están compuestas tenga la propiedad de ser conductor eléctrico.

El proceso de electro-erosión, figura 1, por cable es termoeléctrico en el cual se aprovecha la diferencia de potencial creada entre el cable y la pieza, para eliminar la zona de material no deseado por medio de una descarga eléctrica que lo vaporiza a unos 10,000°C de temperatura.

El cable es de aleación de cobre, molibdeno o wolframio, El dieléctrico, presente en forma de aceites minerales provenientes de hidrocarburos o agua desionizada, es utilizado para enfriar la zona térmicamente afectada. Además de esta propiedad, el dieléctrico también actúa como barrera aislante ayudando a confinar las descargas en una zona estable y de pequeñas dimensiones, y elimina los restos de partículas resolidificadas que podrían obstruir el hueco mantenido entre el cable y la pieza, imposibilitando la ejecución del proceso.

Este proceso produce un corte recto, estrecho y con perfil dentellado el cual es controlado gracias al lento movimiento del cable a través de la pieza y sobre sí mismo, posibilitando de esta manera el control de los parámetros característicos de corte.

2.-DEFECTOLOGÍA DEL CORTE POR ELECTROEROSIÓN.

Sin embargo, es consecuente el deterioro producido en la superficie del componente, como en su sustrato, con un proceso catalogado como de microfusión, aunque se han realizado numerosas investigaciones con objeto de minimizar este efecto, ya que se conoce la alta influencia que tienen los acabados superficiales en el comportamiento a fatiga.

Una causa de esta influencia es que en la superficie se presentan una distribución aleatoria de cráteres y gotas que proporcionan a la superficie un acabado irregular.

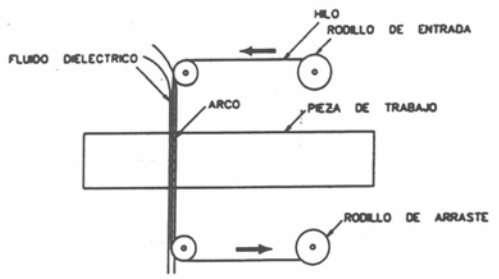


Figura 1.- Esquema del proceso de electroerosión por hilo

Los cráteres se originan durante el proceso de fundición del metal por la aparición de burbujas, que creciendo rápidamente, explotan en la superficie de forma violenta por el abrupto cambio de temperatura sufrido en el proceso. El dieléctrico actúa solidificando mas rápidamente la zona fundida dejando restos de material que no ha podido ser eliminado por el dieléctrico.

También pueden observarse microgrietas en la superficie de los cráteres que mantienen orientaciones diversas hacia el interior pero dominando el sentido transversal. No sucede en todos los materiales, siendo mas sensibles a este defecto los mas fuertemente endurecidos o los que admiten transformaciones martensíticas por el calentamiento.

La textura de la superficie depende del tamaño y distribución de los cráteres, los que están relacionados con el tipo de material utilizado como pieza y de los parámetros del proceso: intensidad, voltaje y la duración del pulso.

2.1 - Microestructura Interna

Debido al carácter violento del proceso también queda afectada su microestructura.. Cuando se utilizan aceros aleados se distinguen tres zonas afectadas térmicamente: (a) La exterior, caracterizada por presentar una zona resolidificada muy frágil y de espesor del orden de micras, (b) La intermedia, martensítica de mayor dureza que el material original, (c) La interior, ablandada por engrosamiento de grano. En aleaciones no ferrosos, sin transformación de fase, solo se observan dos zonas afectadas térmicamente, por la inexistencia de transformación martensítica.

2.2.-Influencia sobre la resistencia a fatiga.

Se mencionan a continuación experiencias relativas a la resistencia a fatiga en aleaciones de Aluminio-Cobre (1)

(A).-El material utilizado para la preparación de las probetas de ensayo fue una aleación de Al-Cu, Al 2014-T6, en forma de barras cilíndricas de 8mm de diámetro con tratamiento de endurecimiento por precipitación artificial, cuya composición química y propiedades mecánicas se muestran a continuación:

Componente	% Peso
Cu	3.9-5
Fe	0.7
Mg	0.2-0.8
Mn	0.4-1.2
Si	0.5-1.2
Zn	0.25
Ti	0.15
Al	Bal

Tabla 1.-Composición química de la aleación Al- 2014

Propiedad	Valor
Carga de rotura Tracción. Mpa	470
Limite elástico Tracción. Mpa	415
Módulo de Elasticidad Axial. Gpa	72
Coeficiente de Poisson	0.33
Limite de fatiga a 5.10^5 .Mpa	125
Tenacidad, KIC.MPa.$m^{1/2}$	19
Módulo de Elasticidad Trans. GPa	28
Limite elástico Compresión. Mpa	470
Dureza Brinell	135

Tabla 2 Características mecánicas de la aleación Al-2014- T6

(B) - Diseño de las probetas de ensayo.

El diseño fue realizado siguiendo los requerimientos establecidos por la normativa British Standard 3518, partes 1 y 2, con perfiles longitudinales de tipo toroidal para ensayos efectuados bajo las condiciones de carga obtenidas con el tipo de máquina de flexión rotativa. Así pues, la longitud de ensayo responde a un tipo de perfil toroidal cuyo diámetro fue seleccionado para conseguir un rango de tensiones que permitiera la

realización de las pruebas. El diámetro de la sección central es de 4 mm, siendo la longitud de ensayo de un valor igual a 24.5 mm. como se indica en la figura 2:

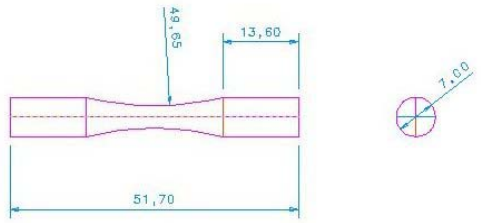


Figura 2.- Probeta de ensayo a fatiga

Los ensayos fueron realizados bajo estados tensionales producidos por la flexión de la probeta adicionado a una tensión media de compresión.. La distribución de tensiones originada por la fuerza de compresión se obtiene aplicándola a cada sección de la probeta. Los resultados muestran un valor máximo de 122 MPa a 12.5 mm del extremo libre de la probeta, lo que hace suponer que la sección critica estará ligeramente desplazada hacia el extremo empotrado.

La distribución de tensiones debidas a flexión a sido calculada pon la aplicación del momento flector al Módulo resistente en la fibra mas externa.

De este modo, la sección critica resultó ser aquella situada a 12.5 mm del extremo no empotrado, con un valor diametral de 4.0 mm.

Las tensiones alternas rotativas ensayadas fueron las siguientes: (a).- 139.4 MPa
(b).- 285.4 MPa
(c).- 399.7 MPa

Se muestran resultados de probetas en las condiciones siguientes:

1.-Mecanizadas por arranque de viruta.
2.-Mecanizadas por electroerosión.
3.-Mecanizadas por electroerosión y tratadas por shot peening.

La operación con electroerosión se ajustó a los parámetros siguientes:

Material del hilo	CuZn ½ Duro
Dieléctrico	Agua desionizada (15 µS/ cm2)
Voltaje	120 V
IAL Ignición pulso int.	16 Amp.
Tiempo interpulsos	0.2 µs
Tiempo del pulso	0.2 µs

Tabla 3.- Variables del corte por electroerosión

La operación por el shot peening adicional se ajustó a los parámetros siguientes:

Grado de uniformidad SAE	S230
Intensidad ALMEN	0.004”-0.006”
Presión de disparo	20 psi
Distancia de disparo	120 mm

Tabla 4.- Variables del Shot Peening

Los resultados de los ensayos de fatiga a flexión rotativa de las probetas mecanizadas por arranque de viruta se grafican en la figura 3.

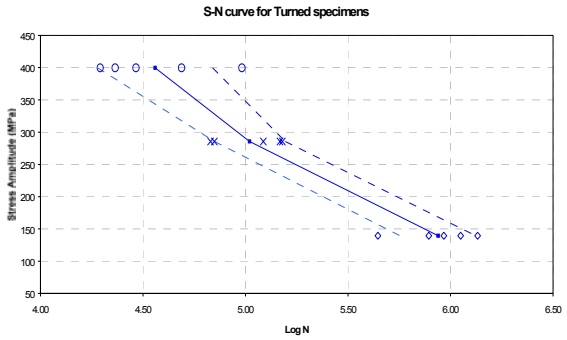


Figura 3.-Curvas de Wholer de la fatiga a flexión rotativa de las probetas de Al 2014-T6 mecanizadas por arranque de viruta.

Los resultados de los ensayos de fatiga a flexión rotativa de las probetas mecanizadas por electroerosión por hilo se grafican en la figura 4.

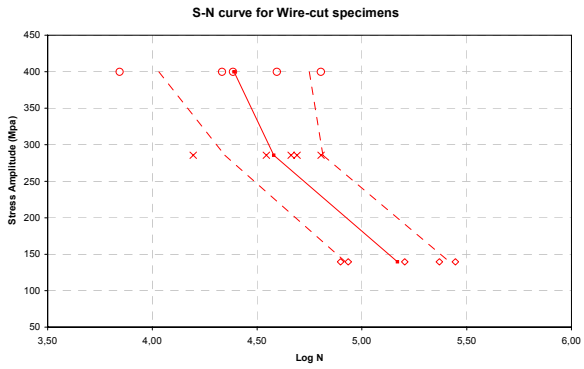


Figura 4.-Curvas de Wholer de la fatiga a flexión rotativa de las probetas de Al 2014-T6 mecanizadas por electroerosión.

Los resultados de los ensayos de fatiga a flexión rotativa de las probetas mecanizadas por electroerosión por hilo y posteriormente con aplicación del shot peening se grafican en la figura 5.

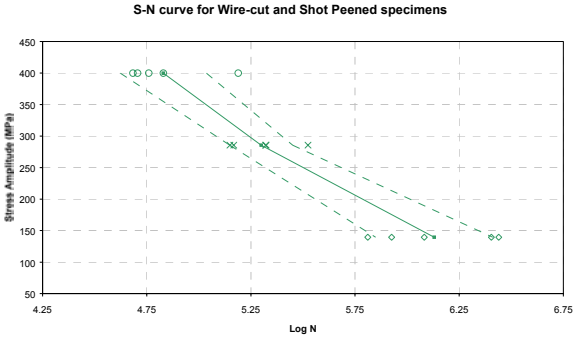


Figura 5.-Curvas de Wholer de la fatiga a flexión rotativa de las probetas de Al 2014-T6 mecanizadas por electroerosión y aplicación posterior de shot peening.

El conjunto de resultados de los ensayos de fatiga a flexión rotativa de las probetas mecanizadas por arranque de viruta, por electroerosión por hilo y posteriormente con aplicación del shot peening se grafican en la figura 6.

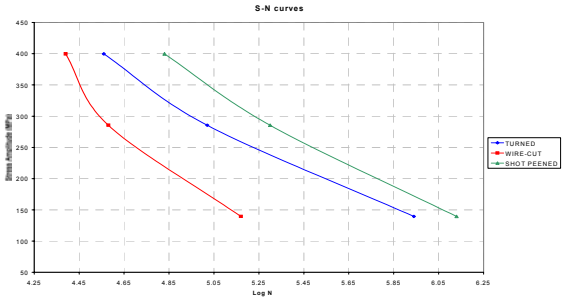


Figura 6.- Curvas de Wholer de la fatiga a flexión rotativa de las probetas de Al 2014-T6 mecanizadas por arranque de viruta, por electroerosión y por aplicación posterior de shot peening.

Los resultados presentados en el gráfico 6.4 muestran una reducción de la vida a fatiga de las probetas electro-erosionadas en comparación con las probetas torneadas, que va aumentando a medida que disminuye el nivel de tensiones aplicado.

3.-JUSTIFICACIÓN DE LOS CICLOS DE SERVICIO POR EL PROCESO DE ELECTROEROSIÓN.

Se ha evidenciado por las experiencias comentadas que los ciclos contabilizados hasta la fractura por las curvas de Bohler mostraron una reducción de la vida a fatiga con respecto a las probetas mecanizadas por torneado que se puede cifrar en un 30%, 60% y 80% a medida que el nivel de tensiones aplicado disminuye.

Las causas pueden ser hipotetizadas por la influencia que el proceso tiene tanto sobre la morfología de la superficie como por modificaciones de la respuesta resistente de la subcapa, las que se analizan a continuación

3.1.-Modificación de la morfología de la superficie.

Por los mecanismos de extracción de material con los que se fundamenta la electroerosión puede esperarse una morfología similares a los obtenidos por oxicorte a nivel micro, mezcla de colada y de soldadura .

La figura 7 describe la morfología de la superficie a 200 aumentos en SEM. Se puede observar la sucesión de vacíos y protuberancias esféricas del material que evidencia fusiones locales a altas temperaturas. Todo este estado justifica una alta rugosidad

La observación a mayores aumentos, 1000X, muestran de forma suavizada lo apreciado a 200 aumentos, donde pueden observarse gotas de deposición del fundido. También se observan iniciación de microgrietas, las que podían haber quedado enmascaradas en las rugosidades a menos aumentos.

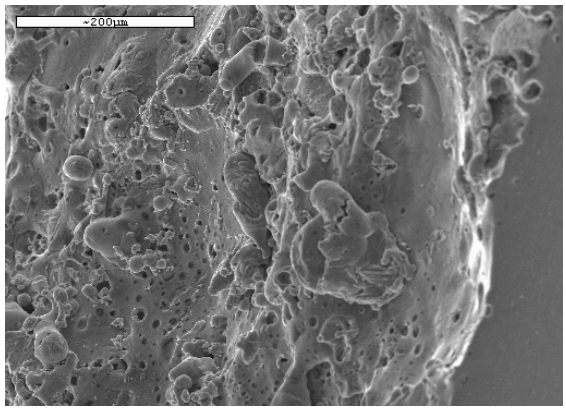


Figura 7.-Morfología de la superficie de la aleación Al-2014-T6 electroerosionada (200X)

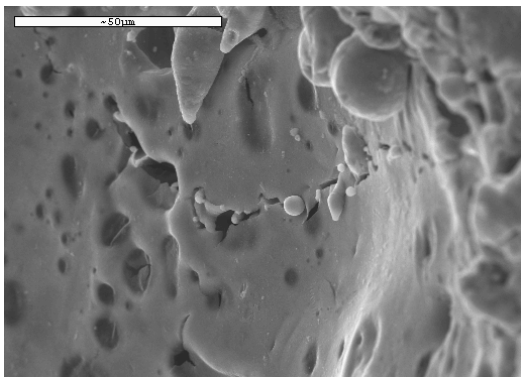


Figura 8.- Morfología de la aleación Al-2014-T6 electroerosionada (1000X)

3.2 .-Modificaciones en la subcapa.

La mecanización por electro-erosión puede producir alteraciones de las zonas sub-superficiales que sumada a las superficiales colaboran en la pronunciada reducción de la vida a fatiga.

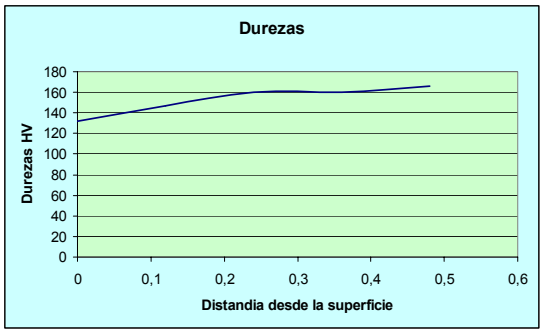


Figura 9.- Microdurezas Vickers correlacionadas con la profundidad en la subcapa en la probeta de aleación Al-2014-T6

En la figura 9 se puede establecer la influencia que sobre las características mecánicas ha tenido el calor conducido, zona afectada por el calor.

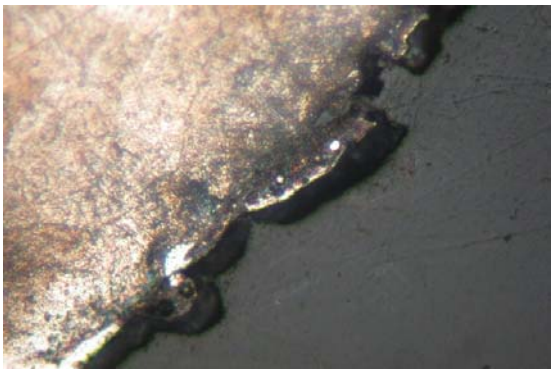


Figura 10.- Microestructura de la zona cortical de la probeta de aleación de Aluminio Al-2014-T6 electroerosionada

En las figura 10 puede observarse la microestructura de la zona cortical y de la subcapa de la probeta de aleación de Aluminio Al-2014-T6 electroerosionada.

Se aprecian igualmente los poros, protuberancias y microgrietas en correlación con la morfología anteriormente citada.

Y también la microestructura sobreenvejecida por las gruesas partículas precipitadas y presumiblemente con transformación del grano al tipo dendrítico con alta velocidad de enfriamiento en correlación con las microdurezas que se justifican en la figura 9. La figura 11 permite la comparación con la microestructura de la zona no afectada por el calor

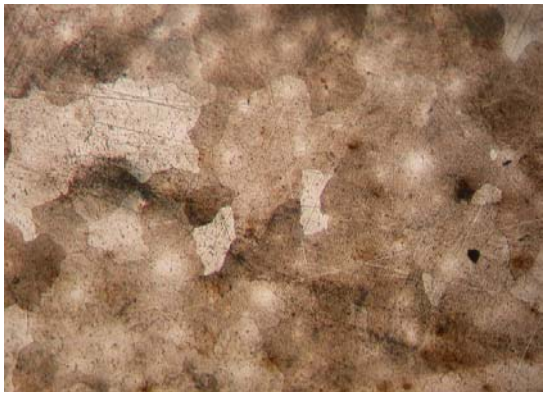


Figura 11.- Microestructura de la zona cortical de la probeta de aleación de Aluminio Al-6024-T6 electroerosionada

Una observación por SEM a 1000 aumentos se muestra en la figura 12. En la zona oscura que corresponde al corte se observa microgrietas de hasta 10 micras. A mayores aumentos, (9000X) puede observarse la microformación de la grieta, figura 13.

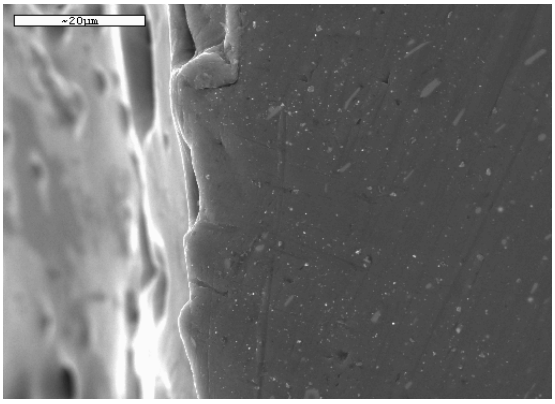


Figura 12.-Micro sección por SEM de la capa cortical de la aleación Al 2014-T6 mecanizada por electroerosión.(1000X)

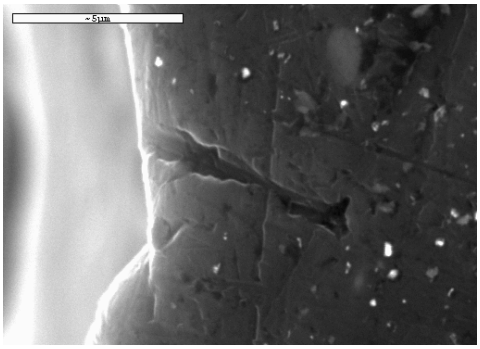


Figura 13.-Micro sección por SEM de la capa cortical de la aleación Al 2014-T6 mecanizada por electroerosión.(9000X)

También en la figura 14 se puede constatar la existencia y dimensiones de los poros observados en la superficie, también por SEM a 1000 aumentos.

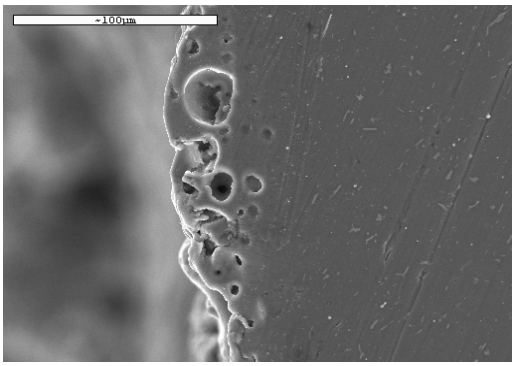


Figura 14.-Micro sección por SEM de la capa cortical de la aleación Al 2014-T6 mecanizada por electroerosión. (500X)

4.- CONCLUSIONES

Se ha evidenciado Las probetas mecanizadas por electro-erosión mostraron una reducción de la vida a fatiga con respecto a las probetas mecanizadas por torneado que se puede cifrar en un 30%, 60% y 80% a medida que el nivel de tensiones aplicado disminuye.

Esto se justifica por las afectaciones a la capa cortical del proceso de mecanizado por electroerosión por hilo que fundamentalmente pueden calificarse por:

1.-Alto incremento de la rugosidad

2.-Conformado suave de la rugosidad con existencia aleatoria de formas redondeadas

Desde esta apreciación no es aplicable la correlación asumida para una superficie mecanizada por arranque de viruta puesto que las formas de los valles y promontorios de estas muestran mayor intensidad en la aplicación de los multiplicadores de tensiones.

3.- Ligera disminución de características resistentes en la capa cortical como consecuencia de la microestructura de colada, sin endurecimiento, de la zona frontera y del sobre-envejecimiento de la microestructura equiaxial envejecida de la subcapa.

4.- Existencia de microgrietas que se inician en la superficie de la probeta. De este modo, al haberse ya producido la etapa de iniciación de la grieta es solo cuestión del nivel de tensiones aplicado y del estado interno del material el que se produzca el crecimiento de la grieta hasta la fractura total de la probeta.

5.- Morfología específica de las microgrietas originadas por el proceso de electroerosión por cable que se diferencia de las microgrietas de la iniciación del proceso normal de fatiga.

En efecto aquellas son fisuras que aparentan tener menor radio de entalla lo que significaría que su influencia no es tan drástica como en las de fatiga.

6.- Profundidad pequeña de las microgrietas , lo que justifica, junto con la conformación en el fondo de grieta, la notable influencia del tratamiento de shot peening, en el sentido de mejorar la resistencia a fatiga, incluso superior a la probetas mecanizadas por arranque de viruta.

En este sentido según bibliografía (1) la mejora de la vida a fatiga mostrada por la simple aplicación del tratamiento de shot-peening se cifra en aumentos de un 140%, 400% y 850%.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia y Tecnología por la subvención al proyecto Mat 2000-0599 por cuanto ha facilitado el presente trabajo.

Los autores desean agradecer al Servicio de Microscopia de la Universidad Politécnica de Valencia y en su titulado D. Manuel Planes por su colaboración en este trabajo.

REFERENCIAS

[1] M. M. Mar Espinosa,"Electroerosión" Revista METAL UNIVERS. Pag 20-27 Abril (2002)

[2] David. Marco[2] Proyecto Fin de Carrera E.T.S.I.Industriales. U.P.V. Análisis del proceso de electroerosión por cable sobre las propiedades a fatiga en aleaciones al-cu endurecidas por precipitación Junio 2002.

[3] Norma B.S 3518 Part 1:1993.

[4] Norma Shot Peening SAE AMS 24301