Análisis de Falla de una Prótesis de Cadera Tipo Tompson

N. Angulo[a]*, L. Gil[a], E. Domínguez[b], V. Aray[b]

[a] Centro de Estudios de Corrosión y Biomateriales (CECOB), Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad Nacional Experimental Politécnica "Antonio José de Sucre" Vicerrectorado Puerto Ordaz. Puerto Ordaz, Venezuela.
[b] Instituto Venezolano de Seguros Social Hospital Uyapar (IVSS). Puerto Ordaz, Venezuela.

*Corresponding author, E-mail: nerisar@gmail.com, Tlf: +58 424 9009854.

RESUMEN

La artroplastia total de cadera (ATC) es uno de los procedimientos más exitosos y efectivos para mejorar el dolor y la funcionalidad de la cadera mediante el reemplazo de la misma. Durante la vida útil, los implantes artificiales están expuestos a un entorno agresivo como la corrosión, el desgaste y la carga severa. Estos factores dan como resultado una amplia gama de mecanismos de falla. Se determinaron las causas de falla de una prótesis de cadera Thompson, colocada en paciente femenino de 81 años de edad por presentar fractura de fémur tras caída en bipedestación. Se aplicó la metodología para análisis de falla aunado al análisis médico del caso. Se realizó análisis considerando análisis químico, ensayo de dureza, estudio metalográfico y microscopía electrónica de barrido (MEB). La prótesis presentó evidencias de falla por corrosión-fatiga, asociada a una microestructura de colada con abundante microporosidades y partículas de segunda fase, así como la presencia de un cordón de soldadura, y microgrietas. La prótesis no cumple con la composición química y características metalográficas establecidas en la norma ASTM F138, que se especifica para este tipo de material.

Palabras claves: AISI 316L, análisis de falla, artroplastia, fatiga, Thompson.

Failure Analysis of a Thompson Type Hip Prosthesis

ABSTRACT

Total hip arthroplasty (TCA) is one of the most successful and effective procedures for improving hip pain and function by replacing the hip joint. During their useful life, artificial implants are exposed to an aggressive environment such as corrosion, wear and severe loading. These factors result in a wide range of failure mechanisms. The causes of failure of a Thompson hip prosthesis were determined, placed in an 81-year-old female patient due to femur fracture after falling from standing position. The methodology for failure analysis was applied together with the medical analysis of the case. Analysis was carried out considering chemical analysis, hardness test, metallographic study, and scanning electron microscopy (SEM). The prosthesis showed evidence of corrosion-fatigue failure, associated with a casting microstructure with abundant microporosities and second-phase particles, as well as the presence of a weld bead, and microcracks. The prosthesis does not comply with the chemical composition and metallographic characteristics established in the ASTM F138 standard, which is specified for this type of material.

Keywords: AISI 316L; failure analysis; arthroplasty; fatigue; Thompson.

INTRODUCCIÓN

Actualmente, la cirugía supone la última etapa del abordaje terapéutico en la patología de la cadera. En este punto existen varias opciones, siendo el tratamiento quirúrgico más aceptado la artroplastia total de cadera (ATC) [1]. Para ello se usan las prótesis totales de cadera, las cuales son prótesis femorales bipolares ya que reemplazan el acetábulo de la cadera y el fémur proximal. Están diseñadas para articular la copa acetabular con la cabeza femoral protésicas. La curva y la forma trapezoidal del largo vástago femoral facilitan la inserción protésica tanto por vía anterior como posterior. También existen las prótesis parciales de cadera, como el modelo de prótesis parcial de cadera tipo Thompson, las cuales solo reemplazan el fémur proximal.

Hay muchas razones por las cuales un reemplazo parcial o total de cadera puede fallar. Uno de los peores casos de fracaso es la rotura del implante [3]. Durante el tiempo de vida, los implantes artificiales están expuestos a un entorno agresivo en términos de corrosión, desgaste y

carga. Esta amplia gama de variables ha dado lugar a diversos mecanismos de falla. Se han reportado fracturas en una variedad de diseños y materiales protésicos [4].

Han sido desarrolladas una gama de aleaciones que son excelentes candidatas para material protésico, debido al hecho de que tienen un acabado superficial relativamente bueno, excelentes propiedades mecánicas de soporte de carga, así como estabilidad dimensional [5,6]. De igual manera es vital la naturaleza de la estructura de las aleaciones usadas en la fabricación. Las aleaciones presentan una macroestructura característica que se forma a partir del proceso de solidificación direccional, consistente en tres tipos principales de estructuras de granos: columnar, equiaxial, y una zona de transición de columnar a equiaxial (TCE). También se forma una microestructura dendrítica como forma de cristalización. Estas estructuras hacen que las aleaciones tipo acero 316 presenten modificaciones en las características mecánicas y en la resistencia a la corrosión [7].

Las cargas que soporta continuamente el hueso son complejas tales como esfuerzos de flexión en la cabeza del fémur debido al peso del cuerpo, lo cual somete una parte a compresión y otra a tracción [8]. La carga promedio soportada por una prótesis de cadera se estima que es hasta de tres veces el peso del cuerpo y la carga pico soportada durante otras actividades extremas, como saltar es de hasta diez veces el peso del cuerpo [9]. Un implante de cadera soporta cargas cíclicas y puede surgir el riesgo de una falla por fatiga. La formación y el desarrollo de grietas de fatiga en el implante no requiere que esté cargado en el rango de deformación plástica. Los esfuerzos locales en zona de alta concentración de esfuerzos de la prótesis pueden superar el esfuerzo de fluencia del material e iniciar grietas de fatiga en la superficie del mismo. El desarrollo del daño por fatiga depende del número de ciclos de carga y la intensidad de la carga [10].

En la presente investigación, analizaremos la falla de una prótesis parcial de cadera: se trata de una prótesis de Thompson. Para el abordaje de esta investigación se aplicó la metodología característica de análisis de falla desde el punto de vista del material, aunado a las condiciones físicas y clínicas del paciente, lo que permite un análisis de falla integral.

MATERIALES Y MÉTODOS

Se aplicó la metodología característica de un análisis de falla considerando tanto los aspectos médicos, como el estudio metalúrgico de la prótesis.

El estudio médico del caso.

Se consideró:

- Estudio radiológico del paciente.
- Revisión médica del caso, considerando aspectos tales como: tiempo de permanencia del implante en el paciente antes de la falla, técnica quirúrgica para la implantación del mismo, actividades realizadas por el paciente, tipo de lesión que ameritó el implante, edad, entre otros.

El estudio metalúrgico.

Se llevó a cabo utilizando las caras de fractura de la prótesis y se aplicó la metodología característica para el análisis de falla en materiales metálicos, de acuerdo al siguiente procedimiento:

- Inspección visual y macrofractografía por lupa estereoscópica de la superficie de falla de la prótesis de cadera, usando lupa estereoscópica Unitron ZTS.
- Análisis químico del material de fabricación de la prótesis mediante la técnica de absorción atómica, usando equipo Perkin Elmer Analyst 200.
- Determinación de la Dureza del vástago de la prótesis, mediante ensayo de indentación Rockwell B siguiendo la norma ASTM E18 [11]. El procedimiento se efectuó con un indentador de bola de acero y una carga de 980,665 N mediante durómetro de banco marca Wolper.

- Estudio metalográfico de secciones del implante de interés por Microscopía óptica**.** Para obtener una mejor definición de las fases presentes se prepararon metalográficamente y se atacaron con agua regia y Vilella. Las imágenes se registraron con un microscopio óptico Nikon TS100 acoplado a un sistema de análisis de imágenes, LECO IA 32. El análisis de inclusiones se realizó según la norma ASTM E 45 [12].
- Estudio Fractográfico de la superficie de fractura por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), la técnica de Espectroscopia por Dispersión de Energía de rayos X (EDAX), usando un equipo ESEM Quanta FEI 600.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Historia del caso

Se trata de una paciente femenina de 81 años, que posterior a caída en bipedestación, presentó fractura de fémur derecho, colocándosele una prótesis parcial de Thompson (figura 1a), siendo la paciente asintomática hasta 18 meses después. Luego de sufrir una caída, es reintervenida para cirugía de revisión de artroplastia total de cadera, colocándose: copa metálica acetabular (Shell) 48 mm, 1 tornillo acetabular de 6.5 mm diámetro por 25 mm de longitud, 1 tornillo de 6.5 mm de diámetro por 30 mm de longitud, copa plástica (Liner) de 28 mm, cabeza femoral de 28 mm, vástago tamaño 13 de 250 cm de largo cementado u obturador para cemento de 6.5 mm de diámetro por 30 mm de longitud (figura 1b).

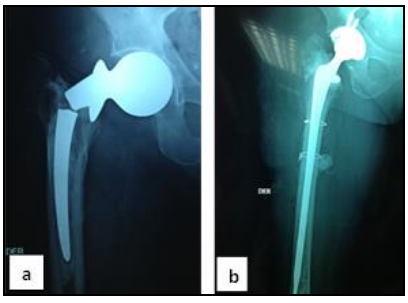

Fig. 1. Imágenes radiográficas del caso: a) Fractura de prótesis Thompson, b) Revisión de artroplastia, prótesis total de cadera.

En la figura 2 se observa que la fractura se produjo en la zona de máxima curvatura del vástago de la prótesis.

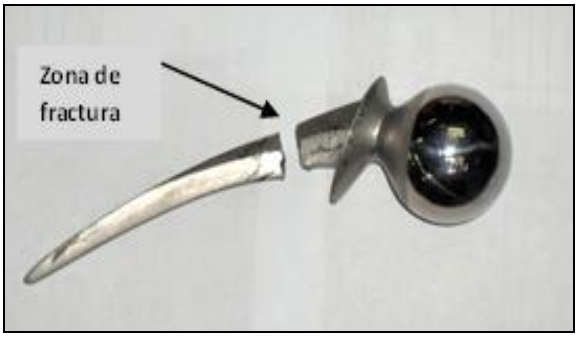

Fig. 2. Apariencia general de la prótesis fallada.

En la figura 3 se muestra un aspecto general de la cara de fractura realizado con la lupa estereoscópica, a un aumento de 5X, en la que se encuentran numerosas marcas que dejan en evidencia el inicio y avance de la fractura. Se aprecian marcas de playa propias de un mecanismo de agrietamiento progresivo, tal como fatiga, que avanzan hacia el extremo opuesto del vástago, generando una fractura de apariencia frágil sin deformación aparente [6].

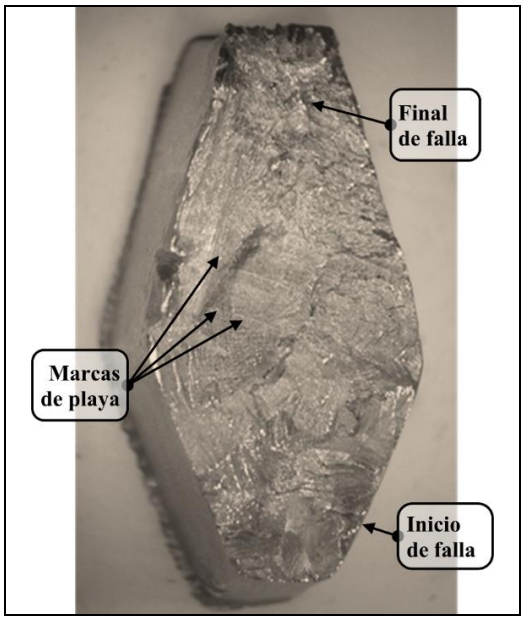

Fig. 3. Aspecto general de la superficie de fractura. Se detalla inicio y fin de la falla (aumento de 5X).

La inspección con lupa estereoscópica permitió identificar la zona del inicio de la fractura, la cual se ubica en la superficie de la pieza hacia la zona externa del vástago, específicamente hacia uno de los bordes del mismo (figura 3).

La figura 4 presenta detalles a mayor aumento de la cara de fractura, donde se observa que el inicio de la falla está asociado a la presencia de una grieta. También se observa en esa zona un cambio de coloración indicativo de procesos corrosivos.

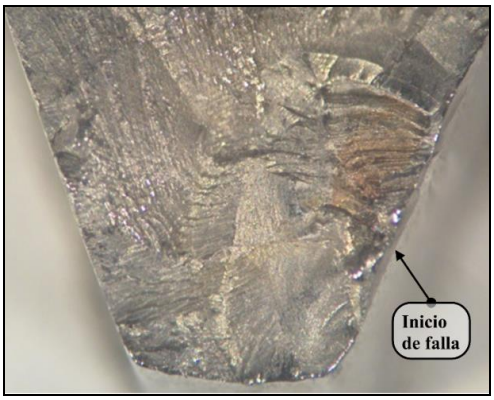

Fig. 4. Detalles del inicio de la fractura. Nótese el cambio de coloración. Aumento 10X.

Analizando la cara de fractura se pudo corroborar que la zona de inicio de falla estuvo asociada a la presencia de un cordón de soldadura, tal y como se muestra en la figura 5 (círculo rojo). En ella se coteja la cara de fractura original contra la contracara de fractura preparada metalográficamente, donde se revela la presencia del cordón de soldaura.

Inspeccionando la superficie externa en las adyacencias de la zona relacionada con el inicio de la falla (figura 6), se observó la presencia de una grieta secundaria, paralela a la cara de fractura. Es evidente que una de estas grietas fue la que se propagó, originando la falla del material. Dichas grietas se forman como consecuencia de los esfuerzos de tensión y esfuerzos cíclicos a los que es sometida la prótesis en el cuerpo humano durante su desempeño, aunado a las condiciones agresivas del fluido corporal (prevalencia de iones cloruro, pH de 7,4 y la temperatura de 37 °C). Este fluido corporal tiende a hacerse más ácido luego de una cirugía, y el pH caer a valores de 5.5 para finalmente retornar al valor de equilibrio al cabo de unas semanas [13].

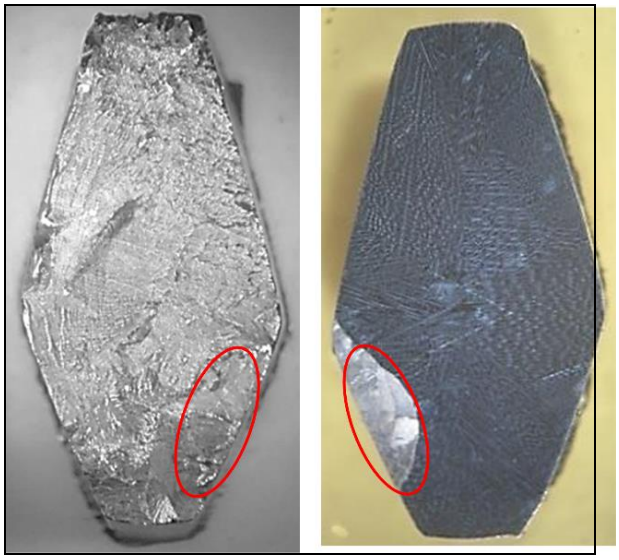

Fig. 5. Inspeccion visual con lupa estereoscopica. Aumento 3X. Cara y contracara de fractura donde se aprecia el inicio de la falla asociado a la presencia de un cordón de soldadura.

Fig. 6. Inspección con lupa estereoscópica. Vista lateral de la zona de fractura. Se aprecia grieta secundaria y grieta asociada al inicio de la fractura. Aumento de 20X.

Las infecciones y hematomas, pueden modificar el pH en el rango de 4 a 9. En los lugares donde se produce corrosión, el medio se vuelve ácido por medio de los productos de la corrosión, favoreciendo aun la ocurrencia de la misma [13].

Análisis físico-químico

En la Tabla I se reportan los porcentajes de los principales elementos de aleación. El fabricante manifestó que el material se corresponde con un acero inoxidable AISI 316L [14]. Sin embargo, los resultados arrojados por el análisis químico indican que el níquel se encuentra por debajo del rango establecido por la Norma ASTM F138, por lo que se corresponde con un acero inoxidable AISI 316L, colado y recocido, de calidad comercial según la norma ASTM A276. El níquel como elemento de aleación incrementa la tenacidad y la ductilidad y al combinarse con el cromo, también presente en la aleación, mejora la resistencia al desgaste. Asimismo, estos elementos otorgan mejor resistencia a la corrosión [15].

Tabla I. Resultados del Análisis Químico.

DESCRIPCIÓN	%C	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Cu	%Fe
Muestra, prótesis	0,036	0,47	17,06	**11,99**	2,76	0,26	Balance
AISI 316L ASTM F138	0.03 máx. ± 0.005	2.0 máx. ± 0.005	17-19 ± 0.2	13-15 ± 0.15	2.25-3.0 ± 0.10	0.5 máx. ± 0.03	Balance
ASTM A276	0.03	2.00	16-18	10-14	-	-	Balance

La dureza no presenta variación significativa a lo largo de la sección transversal de la muestra, arrojando un valor promedio de 74HRB. La norma de fabricación de este material establece valores de dureza para éste, en estado recocido en 95HRB máximo, por lo que este material se encuentra por debajo del máximo establecido, lo cual representa un factor de compromiso desde el punto de vista del esfuerzo máximo que puede soportar la pieza, la cual es de alto compromiso mecánico. Esto deja en evidencia un deficiente proceso de fabricación.

En las figuras 7a y 7b se muestran micrografías de la sección longitudinal del vástago, donde se observa la presencia de óxidos globulares de la serie fina con un grado de severidad de 2½. Se observó la presencia de partículas de segunda fase, y la presencia de numerosas microporosidades. Es importante destacar que de acuerdo a lo establecido en la norma ASTM F138, este material no debe exceder de 1½ para los óxidos globulares de la serie fina, por lo que está fuera de especificaciones. Cabe mencionar que una alta presencia de inclusiones en este tipo de aleaciones no es deseable ya que ellas son factores concentradores de esfuerzos, desmejorando el comportamiento mecánico de la pieza en servicio y favoreciendo el mecanismo de falla.

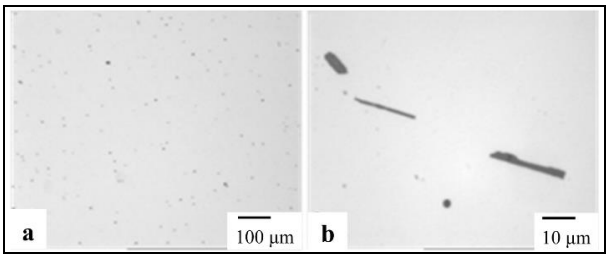

Fig. 7. Nivel de inclusiones en muestra de sección longitudinal adyacente a la zona de fractura: a) Aumento a 100X y b) Partículas de segunda fase detalle a 1000X.

En la Figura 8 se presenta una microestructura dendrítica donde se aprecian granos columnares de austenita que parten desde el borde externo y se extienden hacia el centro del vástago (figura 7a), igualmente se observa el tamaño de celda dendrítica, el espaciado dendrítico secundario y la presencia de microporos (figura 7b). Cabe destacar que estas estructuras son causa de la falta de uniformidad en lo que se refiere a las propiedades físicas y mecánicas y, en algunos casos, en un aumento de la

susceptibilidad de la corrosión intergranular, debido al ataque preferencial en ciertas fases que ejercería el medio corrosivo [16]. En base a estas características la pieza no fue sometida a procesos de recocido con el fin de unificar la microestructura y tampoco cumple con las especificaciones de la Norma ASTM F138 que establece que el material posee granos equiaxiales con un tamaño de grano de 5 o menor.

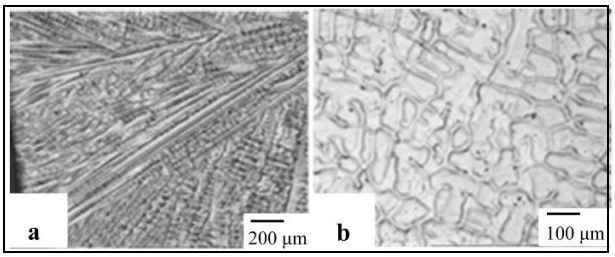

Fig. 8. Fotomicrografía de la microestructura de la prótesis. a) Nótese el crecimiento dendrítico desde el exterior al centro de la pieza, aumento a 50X y b) detalle de lo anterior, aumento a 100X.

El material empleado en la construcción de la prótesis corresponde a un acero inoxidable austenítico tipo AISI 316L, colado y recocido, de calidad comercial según la norma ASTM A276.

La microestructura de solidificación de un acero inoxidable austenítico se rige principalmente por su composición química (cantidades de Cr y Ni). Además de la composición química, la microestructura depende de los parámetros térmicos, como lo son la velocidad de enfriamiento, la velocidad de solidificación y los gradientes térmicos durante el proceso [17]. Esto se correlaciona con lo encontrado, ya que se pudo observar los diferentes frentes de enfriamiento, la presencia de microporos y los bordes de grano paternos, tal como se muestra en la figura 9.

El crecimiento dendrítico es de considerable importancia en la solidificación de aleaciones metálicas, pues ese tipo de arreglo estructural controla diversos fenómenos y características, incluyendo micro y macrosegregación, distribución de porosidades y propiedades mecánicas de productos finales. En el caso de los aceros austeníticos, la naturaleza de la estructura dendrítica dependerá del modo de solidificación [16].

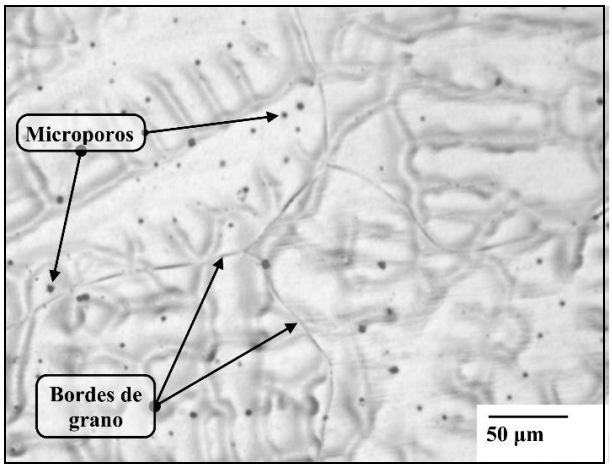

Fig. 9. Fotomicrografía de la microestructura de la prótesis en la que se observan los diferentes frentes de enfriamiento. Aumento a 200X.

La evaluación metalográfica reveló la presencia de una zona más oscura, correspondiente a un cordón de soldadura, asociado a presencia de grietas (figura 10), las cuales se propagan desde la superficie al interior del vástago y se presumen estar asociadas a la fractura de la prótesis. Los implantes de aceros inoxidables no se suelen soldar, ya que se podrían deteriorar y perder propiedades con las altas temperaturas.

Al soldar un material, la pieza de trabajo se encuentra expuesta a ciclos térmicos productos del calor generado en el proceso de soldadura, lo cual provoca cambios de tipo microestructural [18], así mismo el recalentamiento que sufre el material entre los 850-855 °C pueden generar el fenómeno de sensitización, lo cual lo hace propenso a fallar por corrosión intergranular, a menos que dicha exposición sea seguida de un tratamiento de recocido.

Tal como se aprecia en la figura 10, la presencia de una estructura más fina y una tonalidad más oscura en el cordón de soldadura respecto al material base, lo que señala la presencia de fases distintas a las del material base. Estas heterogeneidades microestructurales son

perjudiciales en el comportamiento mecánico y resistencia a la corrosión del material, haciéndole susceptible a sufrir corrosión microgalvánica [15]. Todo lo anterior coincide con lo encontrado en la inspección visual con lupa estereoscopia de la cara de fractura, corroborando que la la zona de inicio de falla estuvo asociada a la presencia del cordón de soldadura.

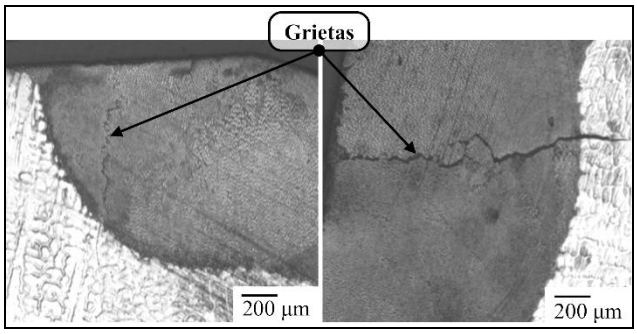

Fig.10. Fotomicrografía de la microestructura donde se detalla la presencia de un cordón de soldadura con presencia de grietas Aumento a 200X.

En la figura 11 se muestra detalle del avance de una de las grietas. Se evidencia que ésta crece al encuentro con los poros y/o partículas de segunda fase presentes en el material.

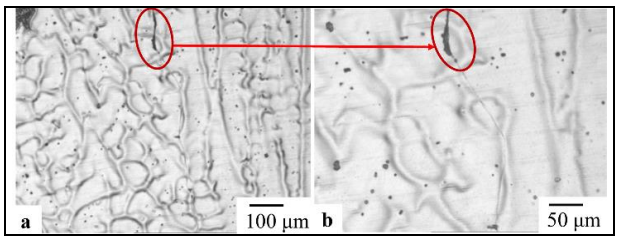

Fig. 11. Fotomicrografía de la microestructura donde se muestra: a) el avance de la grieta a través de poros y/o partículas de segunda fase (100X) y b) detalle de la grieta (50X).

Es importante destacar que la presencia de un cordón de soladura en una pieza de alto compromiso mecánico como lo es una prótesis de cadera, implica un factor de alto riesgo en el desempeño de la pieza, dado que el calor que se genera durante el proceso de soldadura produce una afectación térmica en las adyacencias del cordón de soldadura, de igual manera también puede inducir tensiones residuales en el área soldada (sino se hace procedimiento para liberar tensiones mediante la aplicación de tratamientos térmicos adecuados), lo cual en ciertos ambientes puede resultar en roturas por corrosión bajo tensión. La microestructura del metal soldado influye fuertemente en la formación de microfisuras. Una soldadura completamente austenítica es más susceptible a las microfisuras que una soldadura con algo de ferrita [19].

En la figura 12 se presenta una imagen por microscopia electrónica de barrido (MEB) en modo de electrones secundario, de la cara de fractura de la prótesis, donde se evidencia a mayor detalle las características que permiten identificar el mecanismo de fractura. En ésta se revela la presencia de grietas y marcas que señalan la dirección de propagación de la fractura.

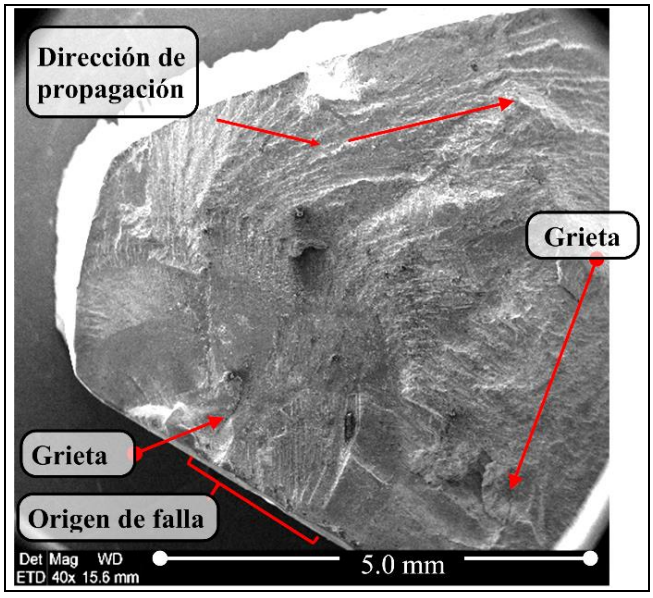

Fig. 12. Imagen por MEB de la superficie extrema cercana a la zona de inicio de falla. Se observan marcas de roce.

En la figura 13 se detalla la zona de inicio de la fractura, donde se observa la presencia de una grieta y las marcas que señalan el avance de la misma, así como la presencia

de productos de corrosión, microgrietas, y abundante porosidad.

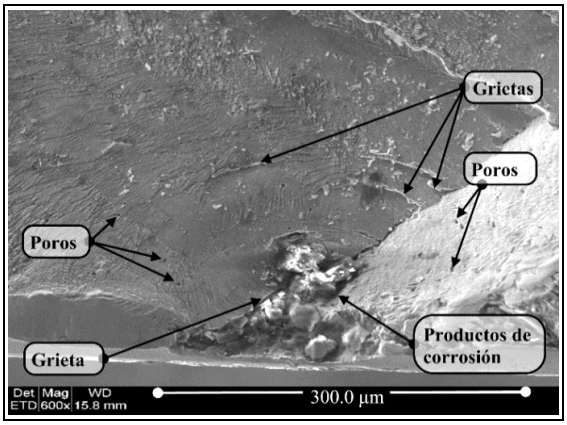

Fig. 13. Imagen por MEB de la zona de inicio de fractura donde se detalla la presencia de una grieta principal, así como micrografías y abundante porosidad.

En la figura 14 se observa la presencia de estriaciones, evidencia concluyente del mecanismo de fatiga. De igual forma, se observa la presencia de grietas, poros y partículas de segunda fase. Cabe resaltar que esta apariencia es propia de la segunda etapa del mecanismo de fatiga. En ella se observan bien definidas las estriaciones de fatiga lo que señala alto ciclaje, tal como se muestra en la figura 14.

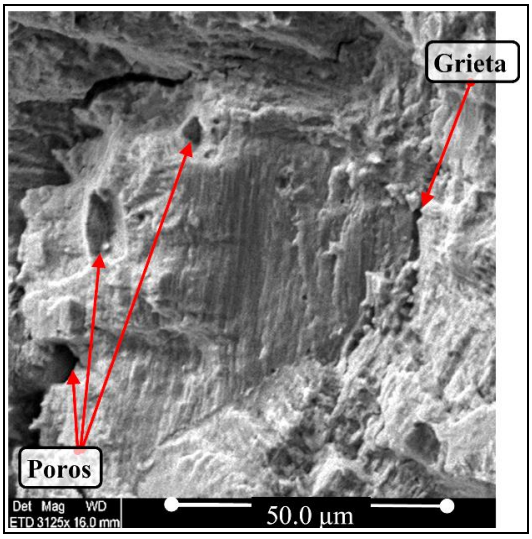

Fig. 14a. Imágenes por MEB revelando la presencia de estriaciones de fatiga presentes en la cara de fractura. Se detallan poros y grieta.

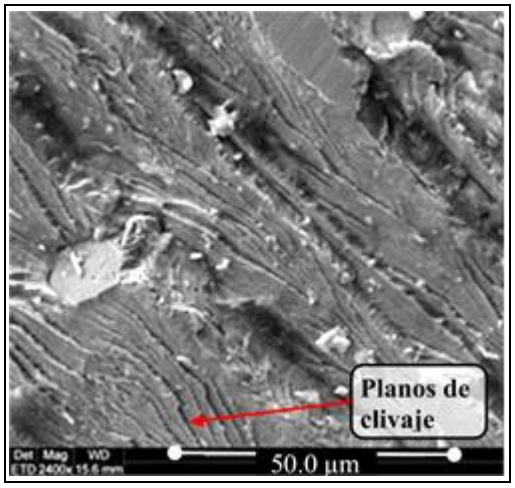

Fig. 14b. Imágenes por MEB revelando la presencia de estriaciones de fatiga presentes en la cara de fractura. Se detalla presencia de una partícula de 2 da fase.

En la figura 15 se muestra una imagen del área hacia la zona final de la fractura, se reveló una morfología semejante al mecanismo de clivaje, el cual se da en casos de roturas rápidas y frágiles en materiales con estructuras BCC y HCP [20]. Es más difícil una rotura por clivaje en materiales FCC tal como el acero inoxidable 316 L, dada la multiplicidad de sistemas de deslizamiento y la gran movilidad de dislocaciones. Pero en algunos casos pueden aparecer facetas con los rasgos característicos del clivaje en una fractura inducida por un ambiente corrosivo o bajo estados de tensión triaxial como en el presente caso [19].

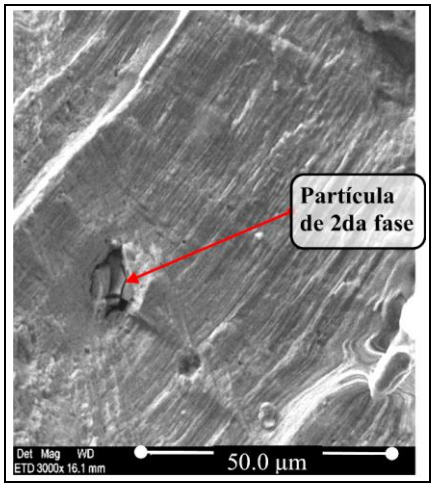

Fig. 15. Imagen por MEB de la zona final de la fractura. Se observa morfología semejante a planos de clivaje.

Mecanismo de falla.

La presencia de una estructura detrítica es de considerable importancia en la solidificación los aceros inoxidables 316L, pues ese tipo de arreglo estructural controla diversos fenómenos y características, incluyendo micro y macrosegregación, distribución de porosidades, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión.

Aunado a lo anterior, se detectó que en la zona de inicio de falla fue una grieta que inició en un cordón de soldadura, cuya presencia es inapropiada en una pieza de tan alto compromiso mecánico como lo es la prótesis de cadera, la cual soporta esfuerzos de flexión, torsión, compresión y tracción que superan tres veces el peso corporal del paciente, lo cual en sinergia con esfuerzos cíclicos en un medio fisiológico agresivo derivaron en la falla de la prótesis de cadera bajo un mecanismo de corrosión-fatiga.

El gradiente térmico producido por la soldadura generó heterogeneidad microestructural contribuyendo a reducir la resistencia mecánica del material, también a inducir tensiones residuales en el área soldada, que contribuyeron a la falla prematura de la prótesis.

CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos revelaron que la fractura de la prótesis ocurrió bajo un mecanismo de corrosión-fatiga ocasionada por factores sinérgicos como una composición química y una microestructura no acorde a lo establecido en la norma (ASTM F 138/139), así como la presencia de un cordón de soldadura que actuó como concentrador de esfuerzos que, aunado a las condiciones agresivas del fluido corporal, propiciaron el inicio y propagación de la grieta por un mecanismo de combinado de corrosión-fatiga que condujo a la fractura del material.

RECONOCIMIENTOS

Al servicio de Traumatología del Hospital Uyapar. IVSS.

Al Centro de Estudios de Corrosión y Biomateriales de la UNEXPO Puerto Ordaz.

Al Laboratorio de Microscopia Electrónica del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas y de Materiales de la Siderúrgica Alfredo Maneiro.

Al Laboratorio Analítico de la empresa C.V.G Aluminio del Caroní.

Al Centro de Investigaciones de Materiales de la Empresa SIDOR.

REFERENCIAS

[1] Cebrián, F. (2017) “Análisis retrospectivo de la luxación de artroplastia de cadera en base a la experiencia de 1643 casos intervenidos en el Hospital General Universitario Santa Lucía de Cartagena en el periodo 2010-2017” Universidad de Murcia, Murcia, España.

[2] Domínguez, E., y Gil, L. (2009) *“Los Implantes Metálicos. 1era ed.”* Venezuela, pp.328-329.

[3] Oravcová, M., Palček, P., y Chalupová, M. (2016) “Premature failure of a femoral hip replacement”. *Mater Today: Proc*, 3, pp.1114-1117.

[4] Mudali, U., Sridhar, T., Eliaz, N., y Raj, B. (2003) “Failures of stainless steel orthopaedic devices: causes and remedies”. *Corros Rev*, 21(231-257).

[5] Jaafarian, H., y Eivani, A. (2014). “Texture development and microstructure evolution in metastable austenitic steel processed by accumulative roll bonding and subsequent annealing”, *J Mater Sci*, 49(6570–6578).

[6] Godec, M. (2011). “Material failure of an AISI 316L stainless steel hip prosthesis”. *Mater Technol*, 45, 85–90.

[7] Covinich, M., Derna, A., Giménez, J., Mendez, C., y Ares, A. (2013) “Espaciamientos dendríticos secundarios versus resistencia a la corrosión en aceros 316”. *Anales AFA*, 24(32-36).

[8] Rojas, Y. (2011) “Tecnología de fabricación del vástago femoral de una prótesis de cadera” Instituto Superior Politécnico José Antonio Echeverría, La Habana, Cuba.

[9] Katti, K. (2004) "Biomaterials in total joint replacements". *Colloids Surf, B*, 39(133-142).

[10] Ramírez, I. (2016) "Desarrollo y evaluación de una prótesis temporal de cadera con liberación de antibiótico" Universidad Autónoma de Nuevo León, Nuevo León, México.

[11] ASTM E18-03. Métodos de prueba estándar para la dureza Rockwell y dureza Rockwell superficial de materiales metálicos (2004).

[12] ASTM E45-05. Método estándar para la determinación de inclusiones contenidos en los aceros (2002).

[13] López, G. (1993) "Biodeterioro y corrosión de implantes y prótesis metálicos" *Medicina,* Buenos Aires, 53(269-270).

[14] ASTM F139-00. Especificación estándar para forjado 18Cromo-14 Níquel-2.5 Molibdeno. Chapas de acero inoxidable y bandas para implantes quirúrgicos. (2000).

[15] Avner, S. (1998). *"Introducción a la metalurgia, 2da Ed."* McGrawHill, México.

[16] Ares, A., Caram, R., Jaime, M., Ferrandini, P., Dutra, A., Guejiman, S., Schvezov, C. (2005). "Solidificación y microestructura de un acero inoxidable austenítico". *Anales AFA*, 17.

[17] Ibáñez, J. (2005) *"Estudio de la Soldadura en Aceros Austeníticos"*. (Tesis de pregrado). Universidad de Piura, Perú.

[18] ACERIND S.C. *"Soldadura de los aceros inoxidables. Parte II: Para el Ingeniero de Materiales"* Acerind Inoxidable Punto Com S.A., Santa Fe, Argentina. https://inoxidable.com/ soldadura_parte_ II.pdf

[19] Guy, L. (1990) "Biocompatibility-interactions of biological and implantable materials". *Polym Sci Ser C Sel Top*, 28(9). https://doi.org/10.1002/pol.1990.140280906