

ESTUDIO DE LA SOLIDIFICACIÓN DE UNA PRÓTESIS DE CADERA FUNDIDA EN ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO ASTM F745

STUDY OF THE SOLIDIFICATION OF A HIP PROSTHESIS CAST IN ASTM F745 AUSTENITIC STAINLESS STEEL

Alex Kociubczyk¹, Jorge E. Grau², José L. Sarutti², Ricardo W. Gregorutti², Alicia E. Ares¹

¹ Instituto de Materiales de Misiones, IMAM (CONICET-UNaM), Félix de Azara 1552, (N3300LQD) Posadas, Misiones, Argentina.

² Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica (LEMIT-CICPBA), Av. 52 s/n e/121 y 122, (B1900AYB) La Plata, Buenos Aires, Argentina.

RESUMEN

La solidificación de una prótesis de cadera ha sido estudiada mediante curvas de enfriamiento en dos regiones distintas: la zona próxima a acetábulo, de mayor masa, y el vástago distal, que es la zona más fina de la prótesis. Los análisis térmicos mostraron que la velocidad de enfriamiento en el vástago fue mayor, debido a la mayor extracción calórica registrada en esta zona. Esto produjo a que tanto el subenfriamiento, cuanto el gradiente térmico fueran mayores. Como consecuencia, se obtuvo una estructura dendrítica más fina que en la zona próxima a acetábulo, con menores espaciamentos dendríticos primario y secundario. Al mismo tiempo, se observó que la microsegregación fue menor en el vástago, lo que podría ser atribuido a que la mayor velocidad de avance de la intercara sólido/líquido en esta región no permita que los átomos de los elementos que componen la aleación se transfieran al líquido.

Palabras clave: *Prótesis de cadera, solidificación, curvas de enfriamiento, microestructura.*

ABSTRACT

The solidification of a hip prosthesis has been studied by means of cooling curves in two different regions: the area next to the acetabulum, with the highest mass, and the distal stem, which is the finest area of the prosthesis. Thermal analyzes showed that the cooling rate in the stem was higher, due to the higher caloric extraction registered in this area. This caused both subcooling and the thermal gradient to be higher. As a consequence, a finer dendritic structure was obtained, with lower primary and secondary dendritic spacings. At the same time, it was observed that the micro-segregation was lower in the stem, which could be attributed to the fact that the higher advance rate of the solid / liquid interface in this region does not allow the atoms of the elements that make up the alloy to be transferred to the liquid.

Keywords: *Hip prosthesis, solidification, cooling curves, microstructure.*

INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas los implantes quirúrgicos han cobrado gran importancia para mejorar la calidad de vida, ante la necesidad de reemplazar o recuperar un tejido dañado[1].

Las prótesis e implantes quirúrgicos se usan en artroplastia, mayormente de cadera y rodilla, fijación ósea e implantes dentales. Los materiales habitualmente usados para tales fines son los aceros inoxidable austeníticos del tipo 316L (ASTM F138 y ASTM F745), la aleación cobalto-cromo-molibdeno (ASTM F75), la aleación de titanio Ti-6Al-4V y el Ti Grado 4.

Estos materiales deben satisfacer propiedades intrínsecamente relacionadas, como biocompatibilidad, resistencia mecánica y principalmente, resistencia a la corrosión. Desde el punto de vista electroquímico, las prótesis están sometidas al entorno biológico consistente en fluidos oxigenados con presencia de iones cloruros, proteínas, enzimas, bacterias y suero, los que eventualmente pueden causar la corrosión del material. Por otro lado, los movimientos propios del cuerpo generan cargas dinámicas que pueden ocasionar el fallo de la pieza por fatiga mecánica. Las cargas dinámicas varían en distintos puntos del cuerpo, ya que una prótesis de cadera durante una caminata puede llegar a sufrir picos equivalentes a 4 veces el peso del cuerpo, mientras que una de rodilla hasta 3 veces[2]. La conjunción de los efectos electroquímicos y mecánicos generan a su vez, fallas por el mecanismo conocido como corrosión-fatiga[3]. Tanto la resistencia mecánica como la resistencia a la corrosión dependen de la microestructura del material, que a su vez está determinada por el proceso de fabricación. El método de cera perdida o Investment Casting es uno de los procesos por el cual se fabrican prótesis de cadera y rodilla, donde la pieza se obtiene por solidificación[4]. Las principales variables de este proceso de fundición son la temperatura del líquido y la temperatura del molde cerámico, que

definen la microestructura del metal en términos de las fases presentes, el tamaño del grano y la micro y macroagregación. Por este motivo se realizó un estudio de la solidificación de una prótesis de cadera fundida en la aleación ASTM F745, determinando las curvas de enfriamiento en dos zonas con distintas geometría y masa de la pieza, vinculando los parámetros térmicos con la microestructura obtenida en cada una de ellas.

Materiales y métodos

Las experiencias de solidificación se realizaron con las aleaciones ASTM F745 colada en moldes cerámicos obtenidos por el método de cera perdida. La aleación se fundió en un horno de inducción de media frecuencia y 25 Kg de capacidad, realizándose el llenado por gravedad mediante una cuchara. La composición química fue la siguiente: 0,05% C; 18,64% Cr; 10,21% Ni; 2,65% Mo; 0,54% Si; 0,49% Mn; resto Fe. Las cáscaras se colocaron en un horno cilíndrico, donde fueron calentadas a 700 °C para aumentar su permeabilidad y mejorar así la colabilidad. Para los análisis térmicos se usaron termocuplas Pt-PtRh conectadas a un adquisidor de datos FieldLogger 1.4.6, con el cual se tomaron registros de temperaturas cada 50 ms. Las regiones estudiadas de la prótesis fueron la zona próxima al acetábulo (ZPA) y el vástago distal (VD), como se ilustra en la Figura 1. Las termocuplas se dispusieron sobre la línea longitudinal central de la prótesis (T1 y T3) y sobre la pared del molde (T2 y T4) para registrar las curvas de enfriamiento y determinar el gradiente térmico en cada una de las zonas estudiadas. La separación de las termocuplas T1 y T2 en ZPA fue de 7 mm, mientras que la de T3 y T4 en VD fue de 6 mm.

Los análisis microestructurales se realizaron mediante microscopía electrónica de barrido (SEM), con análisis espectroscopia de dispersión de energía de rayos X (EDS).

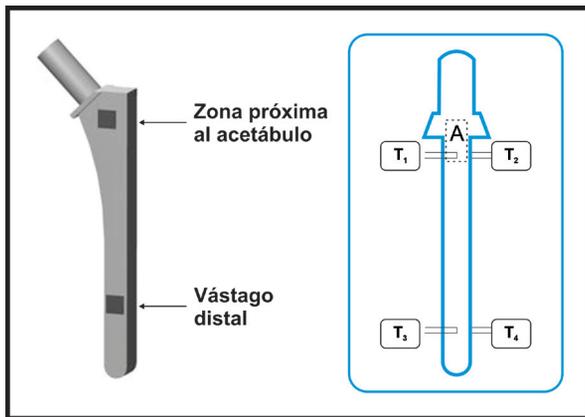


Figura 1: Zonas estudiadas de la prótesis de cadera y disposición de las termoplas.

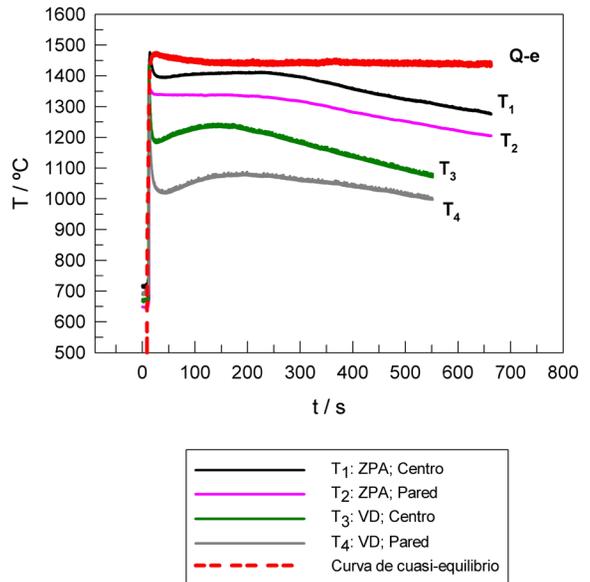


Figura 2: Curvas de enfriamiento en ZPA y VD del ASTM F745.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Análisis de las curvas de enfriamiento

Las curvas de enfriamiento obtenidas en las distintas zonas de la prótesis de cadera se ilustran en la Figura 2, donde también se representa la curva correspondiente a un cilindro de gran volumen que simuló una condición de solidificación de cuasi-equilibrio.

En la práctica habitual de fundición, la solidificación de las aleaciones se produce en condiciones de no equilibrio debido a las altas velocidades de enfriamiento. Por este motivo la solidificación se produce a una temperatura menor a la correspondiente al equilibrio. La Figura 2 muestra las diferencias de las temperaturas de solidificación en cada una de las zonas, dadas

por las respectivas mesetas de las curvas de enfriamiento, cuyos datos se registran en la Tabla 1.

Considerando la temperatura RCE, se observó una gran diferencia en la temperatura de solidificación en el centro de ZPA y VD. Esto se debe a que el vástago es la zona más fina de la prótesis, como se puede observar en la Figura 1, con lo cual la relación volumen/superficie es menor que en ZPA, produciéndose una mayor extracción calórica, y por lo tanto un mayor subenfriamiento.

Tabla 1. Temperatura de solidificación de las zonas estudiadas.

Zona	T solidificación (°C)	Diferencia con RCE (°C)
ZPA centro	1408 ± 2	36 ± 4
ZPA pared	1335 ± 3	109 ± 5
VD centro	1234 ± 2	210 ± 4
VD pared	1075 ± 3	369 ± 5
Referencia de cuasi-equilibrio (RCE)	1444 ± 2	

El análisis de la velocidad de extracción calórica y los consecuentes subenfriamientos se realizaron en función de la Figura 3, donde se observan las curvas de enfriamiento ampliadas de las regiones centrales de ZPA y VD.

En el recuadro inferior se ilustra las pendientes de disminución de temperatura, que son función de la velocidad de enfriamiento (V_e), de acuerdo a la siguiente expresión:

$$V_e = \frac{dT}{dt} \quad (1)$$

Los cálculos realizados indicaron que V_e es considerablemente mayor en VD, como se indica en la Tabla 2.

Tabla 2. Valores de velocidad de enfriamiento y subenfriamiento térmico en ZPA y VD.

	V_e ($^{\circ}\text{C s}^{-1}$)	ΔT ($^{\circ}\text{C}$)
ZPA	10,6	16
VD	41,6	50

La mayor V_e provocó un mayor subenfriamiento térmico (ΔT) que está dado por la diferencia entre la temperatura de solidificación (T_s) y la temperatura de punto de recalcancia (T_r), indicado en la Figura 3.

$$\Delta T = T_s - T_r \quad (2)$$

El subenfriamiento térmico es un parámetro relevante, ya que define las condiciones de solidificación de la aleación, y por lo tanto, la microestructura resultante. Cuanto mayor sea ΔT , menor será el radio crítico necesario para que un “cluster” de átomos se convierta en un núcleo, aumentando de esa forma la velocidad de nucleación durante la solidificación, obteniéndose una microestructura más fina.

Análisis de los gradientes de temperaturas en el líquido

La velocidad de enfriamiento también influye sobre el gradiente de temperaturas en el líquido (GL) delante de la intercara sólido/líquido, cuya expresión se indica en la ecuación (3).

$$G_L = \frac{dT}{dx} \quad (3)$$

Los gradientes registrados en los planos de las termocupas T1-T2, correspondiente a ZPA y T3-T4 del VD se lustran en la Figura 4.

En el instante inicial, cuando el líquido entra en el molde, se produce la mayor extracción calórica, registrándose un pico en el GL, que posteriormente tiende a estabilizarse. Comparando ambas zonas, se observó que el pico de GL fue considerablemente mayor en VD respecto de ZPA, estabilizándose a valores superiores. De acuerdo a estos resultados, el líquido delante de la intercara sólido/líquido estuvo más subenfriado en VD, lo que indicaría que en esta zona la velocidad (V) de avance de la intercara es mayor.

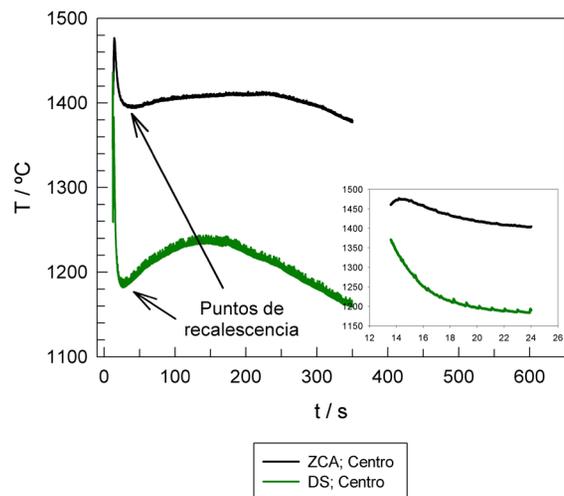


Figura 3: Curvas de enfriamiento en ZPA y VD ampliadas.

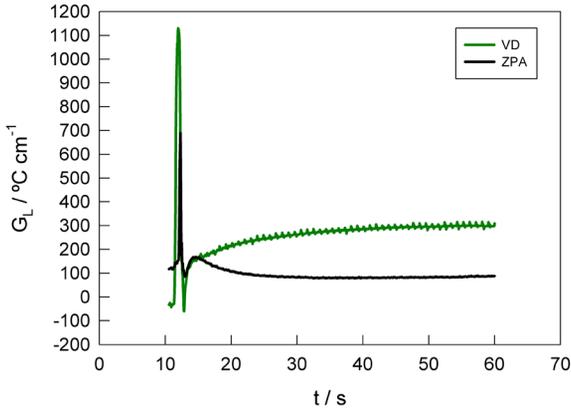


Figura 4: Gradientes térmicos en el líquido en ZPA y VD.

Análisis de las microestructuras

La Figura 5 muestra la estructura de colada del acero inoxidable ASTM F745 en cada una de las zonas analizadas, consistente en dendritas de austenita con sus brazos primarios y secundarios. Los espaciamientos de los brazos primarios y secundarios son menores en VD respecto de ZPA. Esto se debe a que ambos espaciamientos son inversamente proporcionales al producto del gradiente y la velocidad de avance de la intercara sólido/líquido[5, 6].

$$\lambda_i \propto \frac{1}{G_L \cdot V} \quad (4)$$

Como se describiera previamente, tanto G_L como V fueron mayores en VD como consecuencia de la mayor velocidad de enfriamiento en esta zona.

Otro aspecto importante de las estructuras de colada es la segregación de los elementos que componen la aleación, lo que ocasiona inhomogeneidades de composición química en las distintas zonas de la prótesis. La segregación fue evaluada mediante análisis EDS, habiéndose realizado medidas de composición en las dendritas de austenita y en las regiones interdendríticas. Los resultados obtenidos

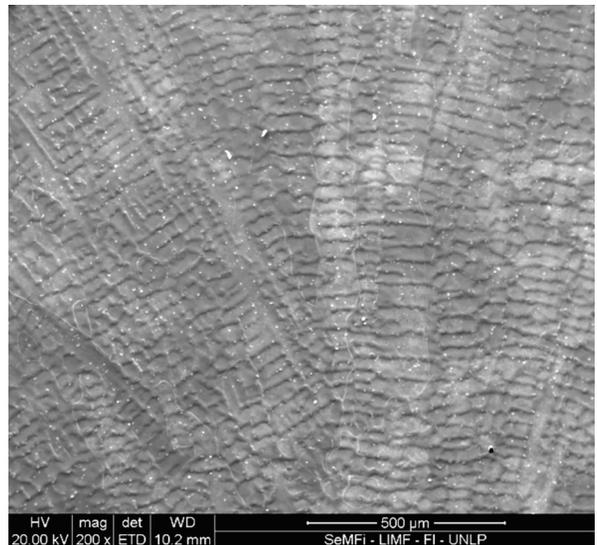
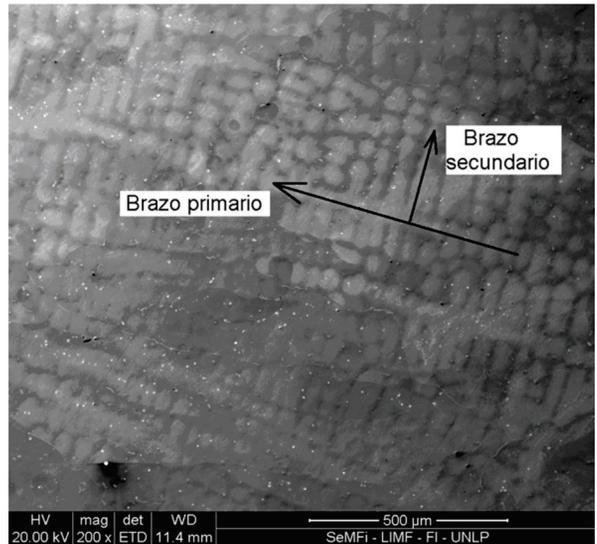


Figura 5: Arriba: Microestructura de ZPA. Abajo: Microestructura de VD.

en las dos zonas de la prótesis se indican en la Tabla 3.

Las mayores diferencias se observaron en el Cr y Mo, que se segregan en forma directa hacia el líquido, lo que se refleja en el aumento de sus porcentajes en las regiones interdendríticas. Ello es debido a que su coeficiente de partición (K) es menor que 1. Otro elemento que ha mostrado una segregación directa es el Mn, mientras que el Si

Tabla 3. Microsegregación en ZPA y VD.

Elementos	ZPA			VD		
	General	Dendrita	Interdendrita	General	Dendrita	Interdendrita
Cr	19,39	16,54	18,56	17,88	16,83	17,79
Ni	10,34	10,08	10,47	10,08	9,92	10,24
Mo	2,95	1,82	2,46	2,34	1,49	1,98
Si	0,58	0,66	0,57	-	0,46	0,42
Mn	0,43	0,44	0,52	-	0,41	0,43
Fe	Resto	Resto	Resto	Resto	Resto	Resto

se segregó inversamente, en este caso, hacia el cuerpo de la dendrita, debido a que su K es mayor que 1. El Ni ha mostrado un comportamiento errático, ya que es un elemento que se segrega en forma inversa. Sin embargo, los valores medidos por EDS no mostraron esa tendencia.

Comparando ambas zonas, se observó que la microsegregación de los elementos en VD fue de menor intensidad que en ZPA. Esta conducta podría estar relacionada con la mayor velocidad de crecimiento de la intercara sólido/líquido en esta zona, lo que llevaría a que su avance sea más rápido que el escape de los átomos de soluto al líquido, con lo cual se obtiene un material más homogéneo.

CONCLUSIONES

Las curvas de enfriamiento del acero inoxidable austenítico ASTM F745 en ZPA y VD de la prótesis de cadera mostraron diferencias apreciables

REFERENCIAS

- 1.- M. Vallet Regí. Biomateriales, CSIC, Madrid, España, 2013.
- 2.- V. Sudhakar. Engineering Failure Analysis, 12, (2005), 249–256.
- 3.- R. Altobelli Antunes, M. C. Lopes de Oliveira. Acta Materialia, 8, 2012, 937-962.

que se reflejaron en la microestructura. La zona correspondiente al vástago distal mostró una estructura dendrítica más fina, con un menor nivel de microsegregación, respecto a zona próxima al acetábulo. Esto se debe a que el vástago es la zona más fina de la prótesis de cadera, donde se produce una mayor extracción calórica, por lo que tanto el subenfriamiento como el gradiente térmico serán mayores. Las diferencias microestructurales en las zonas de la prótesis podrían conducir a que se produzcan variaciones locales de las propiedades, y por ende distintas respuestas ante una misma sollicitación, sea mecánica o electroquímica.

Agradecimientos

Los autores agradecen al LEMIT, Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires e Instituto de Materiales de Misiones, IMAM (CONICET-UNaM) por el apoyo económico para realizar las tareas.

- 4.- B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, J. E. Lemons. Biomaterials Science: An introduction to materials in medicine. Academic Press, San Diego, 1996.
- 5.- W. Kurz and D. J. Fisher. Fundamentals of Solidification, 3rd edn., 63-92, 1992, Netherlands, Trans Tech Publications.
- 6.- M. C. Flemings. Solidification Processing, Materials Science and Engineering Series, Mc Graw-Hill, Inc, New York, 1974.