

Efecto del H_2SO_4 1.0 N en la propagación de la grieta por fatiga en los aceros inoxidable del tipo austenítico y martensítico

Effect of the H_2SO_4 1.0 N on the fatigue crack propagation in austenitic and martensitic stainless steels type

Rigoberto Reinoza

Universidad de Los Andes, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica
Mérida, Venezuela.

Resumen

En el presente trabajo se estudia el efecto de una solución de H_2SO_4 en la velocidad de propagación de la grieta por fatiga de los aceros inoxidable austenítico (AISI 304) y martensítico (AISI 420). Los ensayos fueron realizados empleando el tipo de muestra compacto a un valor de R y ΔP constante en aire y en solución de H_2SO_4 1.0 N. Los resultados indican que la solución de ácido sulfúrico modifica ligeramente los valores de ΔK para la iniciación de la grieta en ambos materiales, de manera más significativa en el acero inoxidable martensítico que en el austenítico. Por otra parte se observa que el medio corrosivo produce un incremento en la rapidez de propagación de grieta superior en el acero AISI 420 que en el acero AISI 304. Los estudios de la superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido (MEB) muestran que el medio corrosivo modifica sensiblemente el mecanismo de estriación de propagación de la grieta en la estructura austenítica, y produce una mayor perturbación en la estructura martensítica.

Palabras claves: fatiga, acero inoxidable, grieta

Abstract

In this paper the effect of H_2SO_4 solution on the fatigue crack propagation speed of the austenitic stainless steels (AISI 304) and martensitic stainless steels (AISI 420) were studied. The test were carried out using a compact sample type to a value of R and ΔP constant in air and in H_2SO_4 1.0 N solution. The results show that the sulfuric acid solution modifies lightly ΔK values for crack initiation in both materials, in a more significant way for the martensitic stainless steel than for the austenitic one. On the other hand, it is observed that the corrosive environment produces an increment on the crack propagation speed greater in the AISI 420 steel than the AISI 304 steel. The studies of the fracture surface at the scanner electronic microscope (SEM) show that the corrosive environment modifies sensitivity the striation mechanism of crack propagation at the austenitic structure, and it produces a bigger disruption at the martensitic structure.

Key words: fatigue, stainless steel, crack.

1 Introducción

Al inicio de los años sesenta (Paris, et al., 1961) demostraron que la mecánica de la fractura es una herramienta útil para describir la fractura rápida o crecimiento de la grieta por fatiga a partir de defectos existentes. Irwing en 1956 (Irwin, 1956), propuso que la fractura del material ocurre cuando la intensidad de esfuerzo alcanza un valor crítico, K_{c} . El mayor logro de la mecánica de la fractura está en el hecho que K puede ser calculado para muestras de tamaño finito y para elementos

agrietados. Paris y Erdogan (Paris and Erdogan, 1960) fueron aparentemente los primeros en proponer que la rapidez de la propagación de una grieta por fatiga, da/dN , está relacionada con el factor de intensidad de esfuerzo alternante, ΔK por $da/dN = C\Delta K^m$, donde C y m son constantes del material que son determinadas experimentalmente

El crecimiento de la grieta en fatiga genera la formación de estriaciones en la superficie de fractura en fatiga y esto ha sido aceptado por muchos autores como un mecanismo de la falla por fatiga (Taylor and Knott, 1981;

De Los Rios et al., 1985; Liu, 1985). Numerosos estudios de fractografía del mecanismo de estriación han sido realizados, particularmente en aleaciones de aluminio (Vogelshang and Schijve, 1980; Robin and Pluvineau, 1980; Kumar and Gupta, 1988), donde una definición extremadamente clara de las estriaciones ha facilitado las investigaciones morfológicas. El valor de la resistencia determina la claridad del marcado, ya que en los aceros de baja resistencia en los cuales el exponente de endurecimiento por trabajo en frío es grande las estriaciones se forman claramente, mientras que en las estructuras martensíticas de alta resistencia, su baja capacidad de endurecerse por deformación en frío no favorece la formación de espigas y las estriaciones son menos visibles (Bassin et al., 1987). El mecanismo de la formación de las estriaciones fue inicialmente sugerido por Laird (Laird, 1979). El proceso se repite con cada ciclo de carga y a cada ciclo se forma una estriación en la cara superior e inferior de la grieta. Bajo estas condiciones, el crecimiento de la grieta es controlado por la deformación plástica alternante en la punta de la grieta y al aplicar el concepto del mecanismo de deformación elástica lineal a la propagación de la grieta se espera que la velocidad de crecimiento sea dependiente del factor de intensidad de esfuerzo ΔK ; de acuerdo con este mecanismo la separación de las estrias es igual al crecimiento de la grieta por ciclo (da/dN).

Los aceros inoxidable son materiales ampliamente usados en aplicaciones estructurales que soportan los efectos que producen cargas que varían con el tiempo y que conducen a la formación de grietas en medios inertes o en medios agresivos. En general, los aceros inoxidable de estructura austenítica por sus buenas propiedades mecánicas, facilidad de construcción de uniones soldadas, resistencia a la corrosión y compatibilidad con el sodio líquido han sido escogidos como una alternativa universal para la construcción de reactores atómicos. Además de las propiedades antes mencionadas, los aceros seleccionados deben ser capaces de soportar la corrosión bajo tensión generadas durante la fabricación y paradas de los reactores nucleares, siendo el acero inoxidable austenítico uno de los materiales que cumple con estas exigencias (Tsuruta and Okamoto, 1992). En ensayos de diferentes tipos de acero en varios medios corrosivos, agua de mar, agua de mar contaminada, agua potable y aire se ha encontrado que la rapidez de propagación de la grieta en fatiga corrosión (RPGFC) del acero inoxidable austenítico, AISI 304, fue consistente con el grado de agresividad del medio, pero siendo la menor de todos los materiales estudiados (Alawi et al., 1989). Los autores determinaron que la RPGFC máxima en el agua de mar contaminada con desechos industriales es causada por la presencia de ácido sulfídrico, urea, fenol y amoníaco. Estos elementos contaminantes al mezclarse con el agua actúan como generadores de grietas ya que el ácido sulfídrico y el amoníaco son agentes corrosivos de los aceros. En investigaciones de las propiedades de la propagación de grieta en fatiga cerca del

valor umbral del factor de intensidad de esfuerzo, $\square K_{th}$, de cinco aceros estructurales (SM50B, HT80, S45, SUS 304 Y SUS 403) en aire y solución de NaCl al 3 por ciento, a frecuencias de 0.03 y 30 Hz, usando el método de $P_{m\acute{a}x}$ y ΔK decreciente para evitar el cierre de la grieta, fue determinado que en aire cerca del K_{th} las propiedades de propagación de grieta en fatiga fueron independientes del material y la humedad relativa ($K_{th} \cong 2.5 \text{ MPa m}^{1/2}$). En la solución de 3 por ciento de NaCl bajo condición de corrosión libre, los valores de K_{th} fueron más bajos que en aire para el acero al carbono S45C y para los dos aceros de alta resistencia SM50B y HT80 ($K_{th} \cong 0.8 \text{ MPa m}^{1/2}$) y para los dos acero inoxidable SUS304 y SUS403 ($K_{th} \cong 1.9 \text{ MPa m}^{1/2}$). Este mayor valor de K_{th} mostrado por los aceros inoxidable es debido a la formación de una película de pasivación en la superficie libre y se asume que también se forma en la punta de la grieta. La rapidez de propagación de la grieta por fatiga a valores de ΔK superiores que K_{th} es acelerada con la disminución de la frecuencia en los aceros SM50, HT80 y SUS304 ya que a baja frecuencia hay una mayor corrosión en la superficie de la punta de la grieta evitando así la unión del metal (Matsuoka et al., 1990). El comportamiento del crecimiento de la grieta en solución de NaCl al 3 por ciento, observado por estos autores en los diferentes materiales ensayados está muy relacionado con las reacciones de corrosión que ocurren en la superficie limpia que se genera en la punta de la grieta en cada ciclo de carga. Por otra parte, en sus observaciones de las superficies de fractura los autores apreciaron que la superficie de fractura en aire tenía aspecto de fractura fina transgranular para todos los materiales y en la condición de corrosión libre en la solución de NaCl, las superficies de las fracturas estaban disueltas en los aceros SM50B y HT80. Un aspecto similar al del acero HT80 fue observado en el SC45. Una fractura cristalográfica con la presencia de pequeñas picaduras se formó en el acero inoxidable SUS304 mientras que en el acero inoxidable SUS403 fue observada una fractura transgranular y de disolución. Se puede deducir que la rapidez de la propagación de grieta por fatiga en los aceros inoxidable al igual que los aceros al carbono es sensible a la microestructura de la aleación, la intensidad del esfuerzo aplicado, la temperatura y el grado de agresividad del medio.

2 Procedimiento Experimental

Los materiales empleados en el presente trabajo fueron los aceros inoxidable del tipo AISI 304 y el tipo AISI 420 de microestructuras austenítica y martensítica respectivamente, tratados térmicamente. El acero inoxidable de estructura austenítica fue sometido a un tratamiento térmico de austenización a 1050° C, con un tiempo de permanencia de una hora, y un posterior enfriamiento en aire. El acero inoxidable de estructura martensítica se sometió a un temple en aceite con calentamiento a 1000° C, con permanencia de treinta

minutos y un posterior revenido a 280° C, con permanencia de una hora y enfriado en aire. La composición química, la resistencia a la fluencia, la resistencia a la tracción y la dureza de cada uno de los materiales usado son mostradas en la Tabla 1. La microestructura de cada uno de los aceros inoxidable es mostrada en la Figuras 1 y 2, respectivamente. La Fig. 1 muestra la microestructura completamente austenítica con tamaño de grano ASTM 4.3628. La Fig. 2 muestra la microestructura del acero inoxidable de estructura martensítica con un 7.728 % de austenita retenida y 92.272 % de martensita laminar.

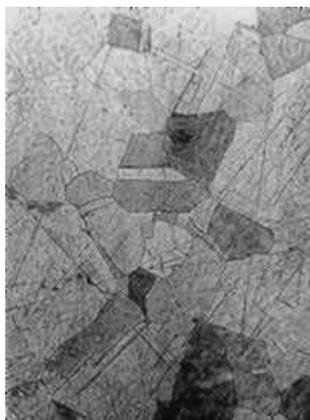


Fig. 1. Fotomicrografía de la microestructura del acero inoxidable austenítico. 500 X.

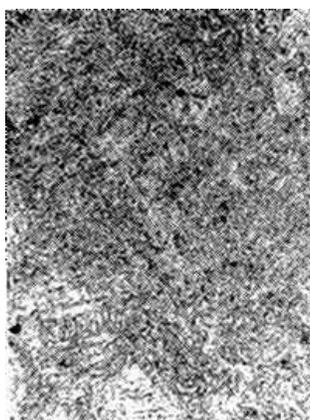


Fig. 2. Fotomicrografía de la microestructura del acero inoxidable martensítico. 500 X.

Los ensayos de propagación de grieta se realizaron bajo la norma ASTM E 647 - 88a (ASTM, 1990), usando muestras del tipo compacto (C(T)). Los resultados son expresados en términos del factor de intensidad de esfuerzo en la punta de la grieta (ΔK), definido por la teoría de elasticidad lineal. Este método de ensayo implica la fatiga cíclica de muestras entalladas que han sido previamente preagrietadas en fatiga. La longitud de la grieta es medida visualmente por medio de un microscopio viajero como una función de los ciclos de fatiga transcurridos y estos datos están sometidos a un análisis numérico por medio del

método del polinomio incremental para establecer el crecimiento de la grieta. La rapidez del crecimiento de la grieta es expresada como una función del rango del factor de intensidad de esfuerzo, da/dN contra ΔK , lo que caracteriza la resistencia del material a una extensión estable de la grieta en fatiga.

Las muestras fueron preagrietadas a una frecuencia de 5 Hz y a amplitud de carga constante. Los ensayos de propagación de la grieta en fatiga tanto en aire como en la solución de H₂SO₄ 1.0 N fueron realizados a una temperatura ambiente de 20 °C, a una humedad relativa del 60%, una relación de P_{max}/P_{min} de 0.5 y a una frecuencia de 0.5 Hz. En el caso de los ensayos de propagación de grieta en la solución de ácido sulfúrico 1.0 N, las muestras fueron inicialmente lavadas antes del preagrietamiento y del ensayo en sí. En estos ensayos las muestras fueron completamente sumergidas en el medio corrosivo, el cual fue renovado constantemente para garantizar que el material fuese atacado por un medio no contaminado.

Tabla 1. Composición química en % en peso, propiedades mecánicas a tracción y dureza de los aceros inoxidables usados.

Material	C	Si	Mn	P	S
AISI 304	0.060	0.45	1.39	0.035	0.10
AISI 420	0.385	0.66	0.49	0.200	0.60
Material	Cr	Ni	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	Dureza Vickers
AISI 304	18.34	8.350	234.668	573.634	190
AISI 420	15.32	0.024	906.754	1410.805	464

3 Discusión de los resultados

Los resultados de los ensayos de propagación de grieta por fatiga en el acero inoxidable de estructura austenítica tanto en aire como en la solución de H₂SO₄ son mostrados en la Fig. 3. En esta figura se puede observar que el crecimiento de la grieta en aire sigue el régimen propuesto por Paris (Paris et al., 1961) observándose una desviación para el rango de intensidad de esfuerzos bajos, dando el inicio de la propagación de la grieta a un valor de ΔK de 28.042 MPa m^{1/2}. La superficie de fractura muestra que el modo de crecimiento de la grieta fue a través de la formación de estriaciones dúctiles de fatiga, Fig. 5.

En la Fig. 3 se observa que la solución de H₂SO₄ 1.0 N intensifica la velocidad de propagación de la grieta, iniciándose ésta a un valor de ΔK de 29.06116 muy cercano al valor de iniciación de la grieta en aire pero a una velocidad de crecimiento da/dN de 1.56249E-07 m/ciclo, el cual es altamente superior a la velocidad de propagación ocurrida en aire ($da/dN = 6.290887E-08$ m/ciclo), aunque su comportamiento sigue el régimen propuesto por Paris, observándose una desviación en la zona del rango de intensidad de esfuerzo intermedio. El incremento generado por el efecto corrosivo en el crecimiento de la grieta se hace más evidente a los valores de intensidad de esfuerzo bajo en donde la velocidad de propagación sufre incrementos de

hasta un 99 %. Este incremento se debe fundamentalmente a que el efecto corrosivo de la solución de H_2SO_4 se hace más severo, ya que el material en las cercanías de la punta de la grieta permanece durante más tiempo en contacto con el medio.

En la Fig. 6, se puede observar que el mecanismo de crecimiento de la grieta en el acero inoxidable austenítico es perturbado por la acción corrosiva del medio, ya que las estriaciones formadas en el proceso de fatiga en medio corrosivo muestran una separación superior con relación al distanciamiento mostrado por las estriaciones formadas en el medio inerte, lo cual señala que la grieta en este medio muestra un avance más rápido que en el medio inerte.

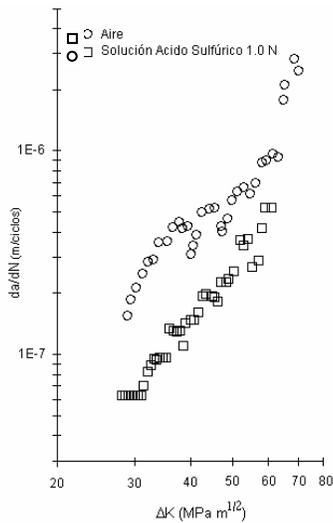


Fig. 3. Velocidad de propagación de la grieta por fatiga (da/dN) en función del rango del factor de intensidad de esfuerzo (ΔK) para el acero inoxidable austenítico en aire y en solución de H_2SO_4 1.0 N, $R=0.5$ a temperatura ambiente.

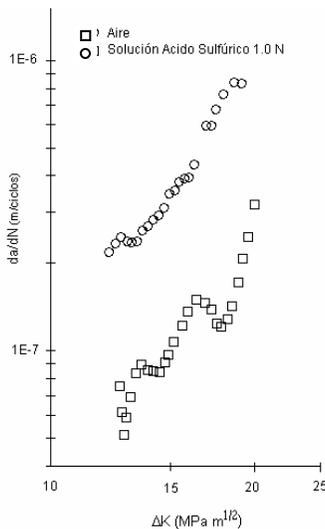


Fig. 4. Velocidad de propagación de la grieta por fatiga (da/dN) en función del rango de intensidad de esfuerzo (ΔK) para el acero inoxidable martensítico en aire y solución de H_2SO_4 1.0 N, $R=0.5$ a temperatura ambiente.

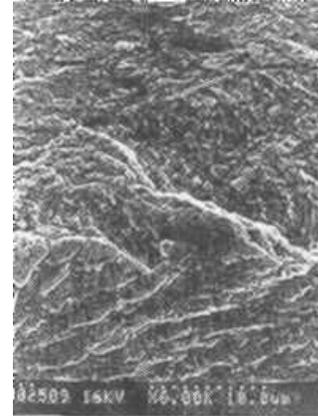


Fig. 5. Fotomicrografía del microscopio electrónico de barrido de la superficie de fractura en aire del acero inoxidable de estructura austenítica.

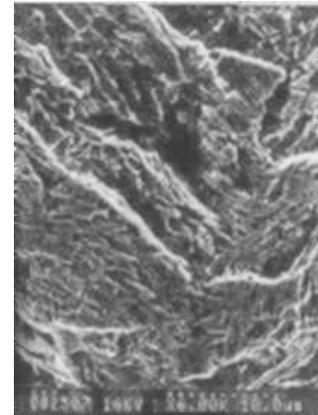


Fig. 6. Fotomicrografía del microscopio electrónico de barrido de la superficie de fractura en solución de ácido sulfúrico 1.0 N del acero inoxidable de estructura austenítica.

Los resultados de los ensayos de propagación de grieta por fatiga en el acero inoxidable de estructura martensítica tanto en aire como en la solución de H_2SO_4 son mostrados en la Fig. 4. En esta figura se puede observar que el crecimiento de la grieta en aire sigue el régimen propuesto por Paris, observándose una desviación para el rango de intensidad de esfuerzos medio, dando el inicio de la propagación de la grieta a un valor de ΔK de $12.63894 \text{ MPa m}^{1/2}$. La superficie de fractura muestra la formación de dimples que son características del modo de propagación de grietas por fatiga en estructuras frágiles, como el caso de la estructura martensítica, Fig. 7. La solución de H_2SO_4 1.0 N intensifica la velocidad de propagación de la grieta, iniciándose ésta a un valor de ΔK de 12.24881 muy cercano al valor de iniciación de la grieta en aire pero a una

velocidad de crecimiento da/dN de $2.184184E-07$ m/ciclo, el cual es altamente superior a la velocidad de propagación ocurrida en aire ($da/dN = 7.508874E-08$ m/ciclo), aunque su comportamiento sigue el régimen propuesto por Paris, observándose una desviación en la zona del rango de intensidad de esfuerzo bajo.

El incremento generado por el efecto corrosivo en el crecimiento de la grieta en el acero inoxidable martensítico se hace más evidente a los valores de intensidad esfuerzo bajo. Este incremento se debe fundamentalmente a que el efecto corrosivo de la solución de H_2SO_4 se hace más severo, ya que el material en las cercanías de la punta de la grieta permanece durante más tiempo en contacto con el medio. En la Fig.8, se puede observar que el mecanismo de crecimiento de la grieta es perturbado, ya que los dimples formados en el proceso de fatiga en medio corrosivo muestran una profundidad superior con relación a la profundidad mostrada por los dimples formados en el medio inerte, lo cual indica que el medio corrosivo hace que la grieta en este medio avance más rápidamente que en el medio inerte.

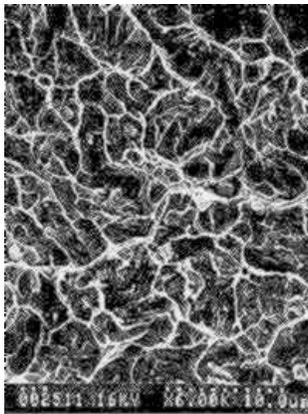


Fig. 7. Fotomicrografía del microscopio electrónico de barrido de la superficie de fractura en aire del acero inoxidable de estructura martensítica.

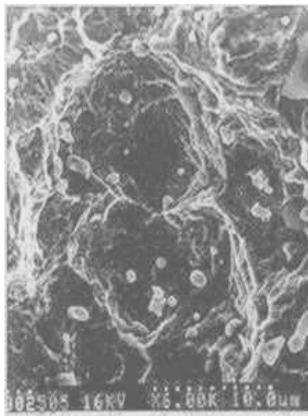


Fig. 8. Fotomicrografía del microscopio electrónico de barrido de la superficie de fractura en solución de

ácido sulfúrico 1.0 N del acero inoxidable de estructura martensítica.

En las figuras 3 y 4 se puede observar además, que el efecto corrosivo de la solución de H_2SO_4 genera un aumento de la velocidad de propagación de la grieta de mayor intensidad en el acero inoxidable de estructura martensítica que en el de estructura austenítica. Este comportamiento es de esperarse en los aceros inoxidables de la serie 420 con relación a los aceros inoxidables de la serie 304, ya que la resistencia a la corrosión es altamente afectada por el contenido de carbono y una de las propiedades de los aceros inoxidables de la serie 304 es su alta resistencia a la corrosión en presencia de sulfuros (Zabala, 1981).

4 Conclusiones

En el acero inoxidable de estructura austenítica, la propagación de la grieta en la solución de H_2SO_4 es superior que en aire y esta asociada con el efecto del medio corrosivo sobre la formación de las estriaciones en cada ciclo de fatiga.

La propagación de la grieta en el acero inoxidable de estructura martensítica es altamente acelerada por el efecto corrosivo de la solución de H_2SO_4 ya que la alta sensibilidad de esta estructura a la acción corrosiva hace que el material en la punta de la grieta sufra una corrosión severa y la grieta sufra una gran extensión.

La estructura austenítica a causa de su mejor resistencia a la corrosión muestra un mejor comportamiento que la estructura martensítica ante la acción corrosiva de la solución de ácido sulfúrico 1.0 N.

Referencias

- Alawi, H., Ragab, A. and Shaban M., 1989, "Corrosion Fatigue Crack growth of steel in Various Environments", Trans. ASME, J. Engng. Mater. and Technology, vol. 111, n. 1, 40-45.
- Allen, R. J., Booth, G. S. and Jutla, T., 1988, "A Review of Fatigue Crack Growth Characterization by Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM). Part I: Principles and Methods of Data Generation", Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct., vol. 11, n. 1, pp. 45-69.
- Bassin, M. N., Klassen, R. J. and Bayoumi, M. R., 1987, "Fracture Topography of HSLA Steels", Materials Science and Engineering, vol. 92, pp. 107-11.
- De Los Rios, E. R., Mohamed, H. J., and Miller, K. J., 1985, "A Micro-Mechanics Analysis for Short Fatigue Crack Growth", Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct., vol. 8, n. 1, 49-63.
- Irwing, G. R., 1956. "Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloy", Sagamore Research Conference Proceedings, vol. 2, pp. 289-305.
- Kumar, V. M. and Gupta, N. K., 1988, "The Effect of Prior Fatigue Cycling on Tensile Properties of Copper and

- Aluminum Wires”, *Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct.*, vol. 11, n. 1, 321-240.
- Laird, C., 1979, “Mechanisms and Theories of Fatigue”, *Fatigue and Microstructure*, ASM, Metals Park, OH, 149-203.
- Liu, H. W., 1985, “Shear Fatigue Crack Growth: A Literature Survey”, *Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct.*, vol. 8, n. 4, pp. 295-313.
- Matsuoka, S., Masusda, H. and Shimodaira, M., 1990, “Fatigue Threshold and Low-Rate Crack Propagation Properties for Structural Steels in 3 Pct Sodium Chloride Aqueous Solution”, *Metallurgical Transactions A*, vol. 21A, n. 8, 2189-2199.
- Paris, P. C. and Erdogan, F., 1960, “A Critical Analysis of Crack Propagation Laws”, *Journal of Basic Engineering*, vol. 85, pp. 528-534.
- Paris, P. C., Gomez, M. P. and Anderson, W. P., 1961, “A Rational Analytic Theory of Fatigue”, *The Trend in Engineering*, vol. 13, pp. 9-12.
- Robin, C. and Pluvinage, G., 1980, “Fatigue Threshold in a 2816A Aluminum Alloy”, *Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct.*, vol. 3, pp. 147-157.
- Taylor, D. and Knott, J. F., 1981, “Fatigue Crack Propagation Behaviour of Short Cracks; the Effect of Microstructure”, *Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct.*, vol. 4, pp.147-152.
- Tsuruta, T. and Okamoto, S., 1992, “Stress Corrosion Cracking of Sensitized Austenitic Stainless Steel in High-Temperature Water”, *Corrosion*, vol. 48, n. 6, pp. 518-527.
- Vogel, L. B. and Schijve, J., 1980, “Environmental Effects on Fatigue Fracture Mode transitions Observed in Aluminum Alloys”, *Fatigue Fract. Engnm. Mater. Struct.*, vol. 3, pp. 85-98.
- Zabala, A., I., 1981, *Aceros Inoxidables y Aceros Resistentes al Calor*, México, Limusa.