



CONSEJO UNIVERSITARIO
VALENCIA - VENEZUELA



Nº. CD- 016-485-2015

Asunto: ASCENSO
Data: 205° y 156°
Fecha: 15 OCT. 2015

Ciudadano
Prof. LUIS FERNANDO SIDOROVAS GARCÍA
C.I. Nro. **V- 4.922.646**
a/c. Escuela de Ingeniería Mecánica
Facultad de Ingeniería

Presente. –

Para su conocimiento y fines consiguientes cumpla con informarle que la Comisión Delegada del Consejo Universitario en su Sesión N° 485 de fecha 01/10/2015, haciendo uso de la atribución que le confiere el Artículo 44 del Reglamento Interno respectivo, en atención a la solicitud contenida en el oficio signado con el Nro. CFI-1113-VRAC de fecha 29/07/2015 y visto el informe del Vicerrectorado Académico Nro. VRAC-ASC-321-15-CD del 04/08/2015, acordó ascenderlo a la categoría de Profesor **ASOCIADO**, con efectos académicos y administrativos, a partir del **17/01/2015**.

Asciende con los Artículos Titulados:

1. **INFLUENCIA DE UN TRATAMIENTO CRIOGÉNICO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN ACERO PARA HERRAMIENTAS AISI T – 2000.** Publicado en la Revista Ingeniería UC de la Facultad de Ingeniería – Universidad de Carabobo. Vol. 21. N° 3. Diciembre 2014. ISSN: 1316-6832.
2. **EVALUACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y MICROESTRUCTURAL DEL ACERO INOXIDABLE AISI 201 EXPUESTO A CORROSIÓN ACELERADA.** Publicado en la Revista Ingeniería UC de la Facultad de Ingeniería – Universidad de Carabobo. Vol. 21. N° 1. Abril 2014. ISSN: 1316-6832.

Atentamente,

Jessy Divo de Romero
Rectora

c.c. Consejo de la Facultad de Ingeniería
Dirección General de Asuntos Profesorales (anexo documentación)
Dirección de Recursos Humanos
Dirección General de Biblioteca Central (anexo trabajo de Ascenso)

Elaborado por: Brenda
Revisado por: JDR / TB / MAC
B.E.

Influencia de un tratamiento criogénico en las propiedades mecánicas de un acero para herramientas AISI T-2000

Joan Morales^a, Luís F. Sidorovas^{*b}

^aEscuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo, Valencia, Venezuela

^bCentro de Investigaciones en Mecánica CIMEC, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo, Valencia, Venezuela

Resumen.-

En esta investigación se evaluó el efecto del tratamiento criogénico sobre las propiedades mecánicas y microestructurales de acero para herramientas AISI T 2000. Los ensayos (Tracción, Impacto, Dureza, Microscopia) y Tenacidad se llevaron a cabo a las probetas Con y Sin Tratamiento Térmico Criogénico, este tratamiento se realizó sumergiendo las probetas en nitrógeno líquido a -194°C durante 24 horas, para compararlas con las que no fueron tratadas criogénicamente. Las características de la fractura de las muestras fueron evaluadas por Microscopia Electrónica de Barrido (MEB), siendo el mecanismo de fractura predominante el clivaje. Se evidenció que las propiedades mecánicas mejoraron notablemente en las probetas con tratamiento criogénico con relación a las probetas no tratadas. La microestructura antes y después del tratamiento permitió observar la transformación de la austenita retenida en martensita, lo cual es un factor clave para mejorar las propiedades mecánicas y microestructurales del acero.

Palabras clave: Tratamiento criogénico, Acero para herramienta, Austenita retenida, Tenacidad de impacto.

A cryogenic treatment influence on steel tool AISI T-2000 mechanical properties

Abstract.-

This paper evaluated the effect of cryogenic treatment on the mechanical properties and microstructure of AISI tool steel T 2000. The tests (Tensile, Impact, Hardness, Microscopy) and toughness were carried out to the specimens with and without Cryogenic Heat Treatment, this treatment is carried out by immersing the samples in liquid nitrogen at -194°C for 24 hours, for comparison with the cryogenically not treated. The fracture characteristics of the samples were evaluated by Scanning Electron Microscopy (SEM), with the predominant mechanism of cleavage fracture. Evidenced that the mechanical properties improved significantly in the samples with cryogenic treatment relative to untreated samples. The microstructure before and after treatment possible to observe the transformation of retained austenite to marten site, which is a key to improve the mechanical properties and microstructure of the steel.

Keywords: Cryogenic treatment, Tool steel, Retained austenite, Impact toughness.

Recibido: Junio 2014

Aceptado: Julio 2014.

1. Introducción

La constante búsqueda por el mejoramiento en los aceros para optimizar sus condiciones de trabajo ha sido relevante en las últimas décadas, creando sistemas más precisos para la mezcla de los microconstituyentes en las coladas, controles de temperaturas y hasta el desarrollo de nuevas

* Autor para correspondencia

Correo-e: lsidorovas@uc.edu.ve (Luís F. Sidorovas)

aleaciones que permiten ir cumpliendo con las distintas necesidades que se presentan en la industria

Por otro lado, para mejorar los beneficios de los aceros se le aplican tratamientos térmicos. Estos buscan un objetivo en común, producir cambios en las propiedades mecánicas del material hasta llevarlo a las condiciones ideales de trabajo según sea el uso al que va a ser sometido. Los aceros para herramientas, además de utilizarse para la fabricación de elementos de máquinas, se emplean para la fabricación de útiles destinados a modificar la forma, tamaño y dimensiones de los materiales por arranque de viruta. El acero para herramienta AISI T.2000 [1], es muy utilizado como herramienta de corte y se le aplica tratamiento de temple y revenido para hacerlo más duros. Pero el problema con el tratamiento térmico convencional de estos aceros es el contenido de austenita retenida, que es blanda e inestable a baja temperatura y se transforma en martensita frágil durante el servicio [2]. Se ha establecido el uso del tratamiento térmico criogénico como medio de obtener estructuras más coherentes y uniformes. Mejorando las propiedades mecánicas y microestructurales, debido a la necesidad de obtener componentes y piezas de acero con altos valores de dureza, como consecuencia de sumergir el material a una temperatura tan baja, donde se transforma el porcentaje de austenita retenida en martensita.

El tratamiento criogénico consiste en enfriar por inmersión en nitrógeno líquido los materiales una temperatura de -196°C dentro de la cámara criogénica tipo tanque, mantener esta temperatura por un intervalo de 24 horas y por último dejar regresar el material a temperatura ambiente por convección natural [1].

Se aplicó el tratamiento térmico criogénico a la herramienta de corte en la condición de temple y revenido original, para evaluar los cambios en las propiedades mecánicas como: dureza, resistencia a la tracción y ductilidad en relación con las herramientas de corte sin tratamiento térmico criogénico.

2. Tenacidad de fractura

Ciertas relaciones empíricas entre los valores de KIC y CVN han sido propuestas en base a los resultados de diferentes investigaciones. Barsom y Rolfe [3] observaron que el efecto de la temperatura y la velocidad de carga en los valores de CVN y KIC son las mismas, las cuales sugieren la posibilidad de establecer ciertas relaciones empíricas entre los resultados de estos dos ensayos. La relación propuesta por Barsom y Rolfe [3] es la Ecuación (1)

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y}\right)^2 = \left(\frac{5}{\sigma_y}\right)\left(CVN - \left(\frac{20}{\sigma_y}\right)\right), \quad (1)$$

dónde

K_{IC} es el factor de intensidad de esfuerzo crítico bajo condiciones de estado plano de deformación en $Ksi \cdot pu \cdot lg^{\frac{1}{2}}$,

σ_y el esfuerzo de fluencia en unidades de Ksi,

CVN lanergía absorbida por impacto en unidades de pie.lb.

Para la determinación del tamaño crítico de grieta se utiliza la Ecuación 2 donde se relaciona el factor de intensidad de esfuerzo (K_{IC}) con el tamaño crítico de grieta a .

$$K_{IC} = \sigma_y Y \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

dónde: Y es un parámetro que involucra la geometría de la grieta y del componente,

σ_y la función que representa la magnitud del esfuerzo en el componente,

a es el tamaño crítico de grieta.

3. Metodología

3.1. Material Acero T 2000.

Fue suministrado por la empresa "Di Lorenzo, C.A." en total cuatro (4) barras de $10 \times 10 \times 200 \text{ mm}^3$ y tres (3) barras de $10 \times 2 \times 200 \text{ mm}^3$. Cuya composición química se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1: Composición Química del acero para herramientas AISI T.2000 (% Peso).

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
1,28	0,45	0,40	4,15	3,55	3,25	9,50	10,0

3.2. Equipos, materiales y herramientas

Equipos

Las propiedades mecánicas del material fueron determinadas con una máquina de ensayo de tracción de marca SERVOSIS, Modelo ME 405/30 posee una capacidad de 30 toneladas.

La dureza fue determinada mediante el uso de un durómetro marca Macromet para dureza Rockwell, Se le aplica una precarga de 150 Kgf, durante 15 segundos, utilizando un indentador con punta de diamante.

Máquina de Tracción

El ensayo de tracción se llevó a cabo en la máquina de ensayo de tracción de marca SERVOSIS, Modelo ME 405/30 posee una capacidad de 30 toneladas.

Ensayo de Impacto

La prueba de impacto se realizó en una maquina marca FRANK, con un intervalo de 0 hasta 30 Kp.m.

Tratamiento Térmico Criogénico

Este tratamiento térmico criogénico se efectuó dentro de una cámara criogénica tipo tanque de nitrógeno líquido. Sumergiendo las muestras en nitrógeno líquido a una temperatura aproximada de -196°C (temperatura de ebullición del nitrógeno) durante un periodo de tiempo de 24 horas

Diseño Experimental

Después de la adquisición del material, se fabricaron las probetas mediante corte por chorro de agua para los diferentes ensayos.

Para el ensayo de tracción se fabricaron cuatro probetas planas, mecanizadas por chorro de agua, tipo subsized según la norma ASTM A-370 por condición.

En el ensayo de dureza se realizaron seis indentaciones por condición.

Para el ensayo de Impacto se fabricaron dieciséis (16) probetas tipo Charpy ($55 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$) con entalla en V (ángulo 45° y 2 mm de profundidad), según las normas ASTM E-23 [4].

Luego del mecanizado de las probetas de tracción e impacto, fueron sometidas a un tratamiento criogénico para su estudio y posterior evaluación en relación su influencia sobre las propiedades mecánicas.

Microscopia óptica

Se prepararon metalográficamente las muestras de las barras de acero AISI T.2000 en su condición original, para revelar la microestructura (Figura 1)

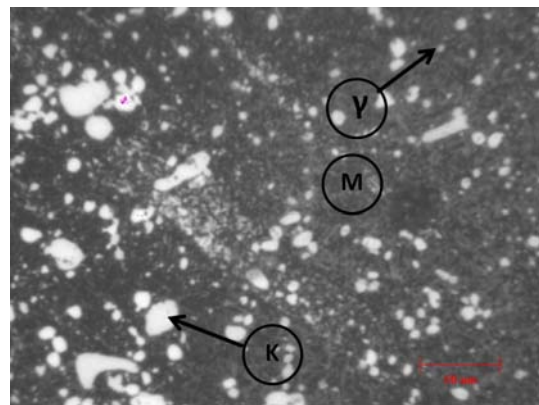


Figura 1: Microestructura presente en el acero AISI T42 atacada con Nital al 5% por 10 segundos con un aumento de 1000X.

Una vez determinadas cada una de las fases y constituyentes que el acero de herramientas contiene.

Se elaboró una rejilla de 100 puntos o intersecciones (Figura 2) y se colocó sobre la micrografía para el cálculo aproximado de la cantidad de: Martensita (M), Austenita (γ) y Carburo de Tungsteno (K) en el material [5].

Microscopia Electrónica de Barrido MEB.

Se observó la superficie de fractura por MEB con aumentos de 350X y 1500X para las muestras

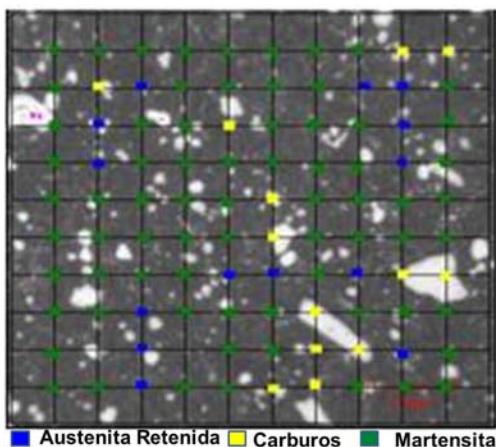


Figura 2: Plantilla de 100 puntos sobre fotomicrografía del acero T 2000. (1000X)

de impacto en la Figura 3; y de 200X para las muestras de tracción ilustradas en la Figura 4.

El análisis químico se efectuó por microscopia en un analizador EDS de rayos X del MEB a la microestructura para determinar y comparar los porcentajes de los principales elementos aleantes, como lo son el Cobalto (Co) y Tungsteno (W), este estudio se realizó para cada una de las condiciones.

Los resultados de los diferentes ensayos se presentan en las Figuras 5 y Figura 6.

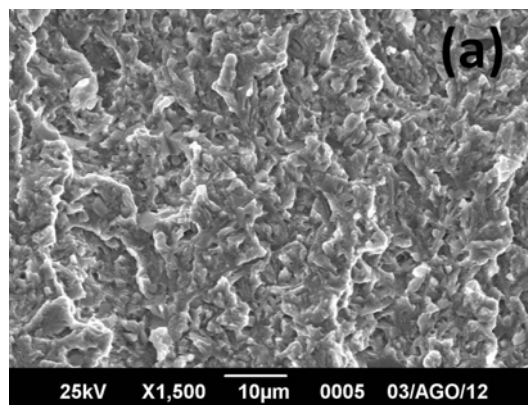
4. Resultados

Las propiedades mecánicas determinadas de los ensayos de tracción se encuentran tabuladas en la Tabla 2.

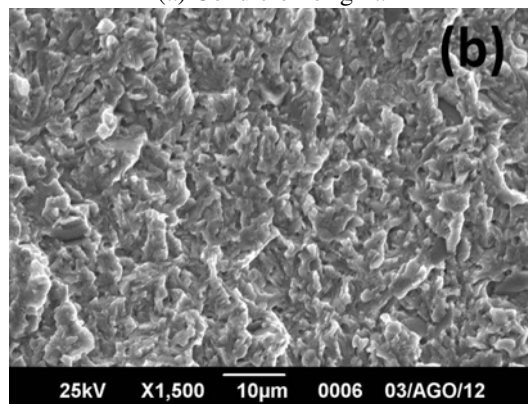
Tabla 2: Propiedades mecánicas promedio del acero para herramientas T.2000 para cada una de las condiciones.

Condición	Esfuerzo de Fluencia σ_{ys}	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$	Deformación Ingenieril
Original	514,55	763,95	1,03 %
Tratamiento Criogénico	460,58	820,097	0,62 %
	(MPa)	(MPa)	(%)

Para el ensayo de dureza se aprecian los valores obtenidos de los ensayos en la en función de



(a) Condición original



(b) Con tratamiento criogénico.

Figura 3: M.E.B. de la superficie de fractura de las probetas de Charpy.

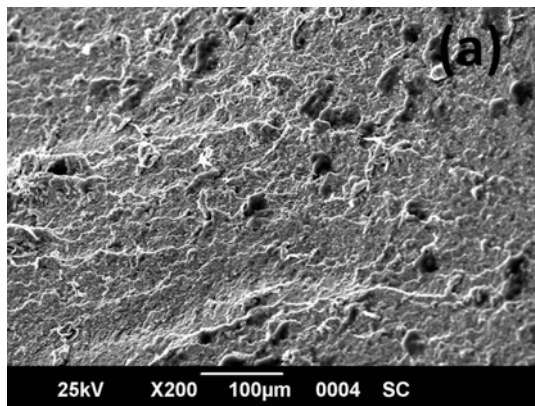
los tratamientos aplicados al material, acero AISI T.2000 (Tabla 3).

4.1. Ensayo de impacto

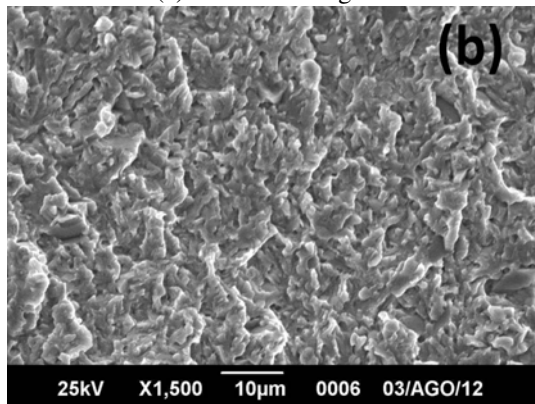
En la Tabla 4. Se observa que tanto los valores de la energía absorbida (CVN) y los valores del factor de intensidad de esfuerzo (K_{IC}) muestran una notable disminución de 10,92 por ciento respecto a la condición original, registrándose el valor máximo del factor de intensidad de esfuerzo para la condición original siendo este de $31,27 Ksi \cdot pulg^{\frac{1}{2}}$ y de manera para la energía absorbida por impacto de 3,92 J.

4.2. Tamaño de grieta

En la Tabla 5 Se observa que hay una disminución de 40,15 % en el tamaño crítico de grieta respecto a la condición original, variación



(a) Condición original



(b) Con tratamiento criogénico.

Figura 4: M.E.B. de la zona de fractura de las probetas de Tracción.

que se presenta por la disminución del factor de intensidad de esfuerzo (KIC) y la disminución del esfuerzo de fluencia al aplicar el tratamiento a temperatura criogénica.

La cual permitió revelar a nivel microscópico la microestructura de los granos de austenita y la dispersión de partículas esféricas de carburos de tungsteno en una matriz martensítica como se muestra en la Figura 1.

Se obtuvo el porcentaje promedio de cada fase presente en el acero para herramientas al realizar un mapeo por las muestras preparadas metalográficamente como lo indica la norma ASTM E-562 [5], presentado en la Tabla 6, una vez determinado cada una de las fases y constituyentes que el acero de herramientas contiene, se observa que hay austenita retenida en un significativo porcentaje de 14 por ciento, como

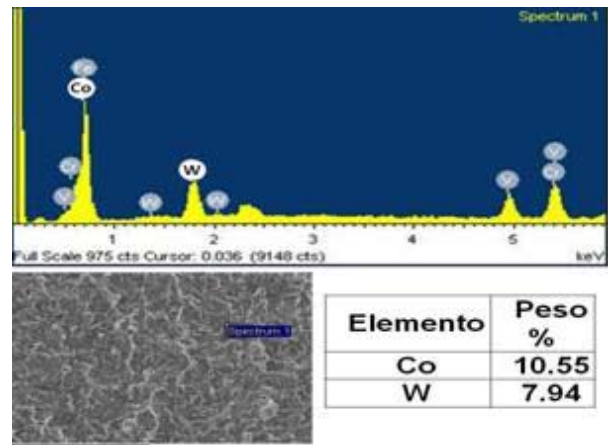


Figura 5: Análisis químico condición original.

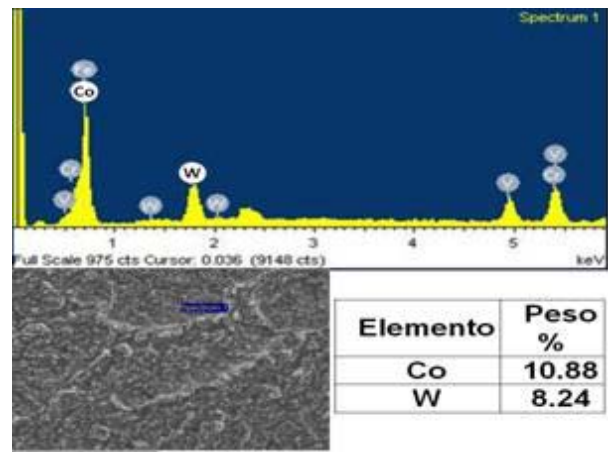


Figura 6: Análisis químico condición tratamiento criogénico.

se muestra en la Figura 2.

En la Figura 7 se observó la microestructura del acero para herramientas T 2000 para las condiciones de estudios.

4.3. Superficie de fractura

En la Figura 3 se observó la superficie de fractura por MEB con aumentos de 350X y 1500X para las muestras de impacto; y de 200X para las muestras de tracción ilustradas en la Figura 4. Se aprecia la separación de planos cristalográficos bien definidos en la superficie, lo que implica que el mecanismo de fractura presente es por clivaje y transgranular, confirmando así la presencia de una

Tabla 3: Valores de dureza Rockwell C (HRC) para cada condición de estudio. Carga = 150 Kg, Identaciones = 5, Identador = punta de diamante.

Indentación	Condición Original	Tratamiento Criogénico
1	67,60	68,60
2	68,10	69,00
3	68,10	69,90
4	67,70	70,00
5	68,00	69,10
6	67,90	60,30
Promedio	67,90	69,32

Tabla 4: Valores de Ensayo de Impacto.

N° de Probeta	Condición Original	Tratamiento Criogénico
1	0,40	0,20
2	0,50	0,30
3	0,50	0,30
4	0,20	0,20
5	0,40	0,20
Promedio (Kpm)	0,40	0,24
Promedio (J)	3,92	2,35
KIC ($Ksi \cdot pulg^{\frac{3}{2}}$)	31,27	21,86

fractura frágil. La alta reflectividad óptica de estas facetas es la que caracteriza macroscópicamente una fractura frágil.

El análisis químico se efectuó por microscopía de rayos X (EDX) a la microestructura para determinar y comparar los porcentajes de los principales elementos aleantes, como lo son el Cobalto (Co) y Tungsteno (W), este estudio se realizó para cada una de las condiciones.

En las Figura 5 y 6 se observa que en las superficies estudiadas no se evidenciaron pérdidas significativas en los porcentajes en peso tanto para el Cobalto (Co) como para el Tungsteno (W), presentándose un incremento de 3.12 por ciento para el Cobalto y de 3.64 por ciento para el Tungsteno, después de aplicar el tratamiento criogénico.

5. Discusión

Al relacionar el esfuerzo de fluencia con el tratamiento criogénico aplicado, se percibe que

Tabla 5: Valores del tamaño crítico de grieta.

Condición	$a_{critico}$ mm
Original	1,27
Tratamiento Criogénico	0,76

Tabla 6: Fracción volumétrica presente de las fases en el acero T 2000 tratada a temperatura criogénica (% fracción de volumen).

Fracción	Constituyente		
	Martensita	Carburo de Tungsteno	Austenita Retenida
Original	73	13	14
Tratamiento Criogénico	90	6	4

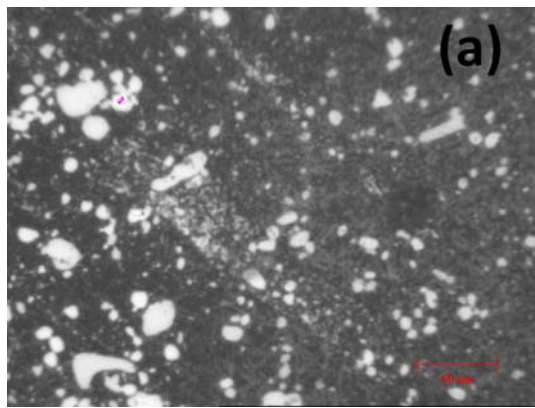
el esfuerzo de fluencia es de 460,58 MPa, este disminuye en 11,69 por ciento respecto a la condición original.

Un comportamiento similar ocurre cuando se analiza la relación esfuerzo máximo en función del tratamiento aplicado, donde al igual se presenta una variación del esfuerzo máximo entre las condiciones de estudio pero con un incremento del 7, 30 por ciento con respecto a la condición original.

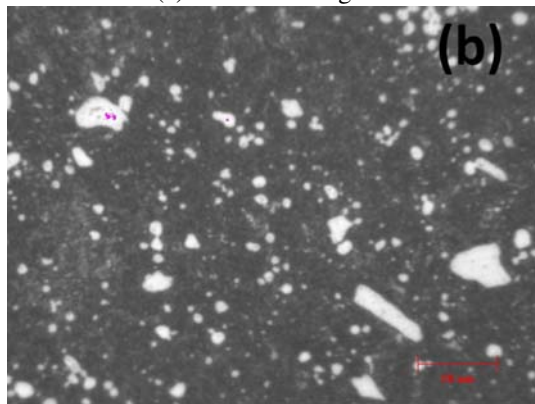
En el caso de la deformación ingenieril se observa como disminuye de un valor de 1,03 por ciento en la condición original a 0,62 por ciento con el tratamiento a temperatura criogénica, lo que se traduce en un endurecimiento del material que disminuye la capacidad de deformación plástica por efecto del tratamiento, disminuyendo así las posibilidades de deformación plástica

Se puede observar que el comportamiento del material sigue siendo de forma frágil, es decir, la condición de tratamiento criogénico presenta un incremento de 2,04 por ciento respecto a la condición original. El 1,42 HRC de dureza aumentada se atribuye a una mayor cantidad de austenita retenida transformada en martensita. Algunos investigadores afirman que la transformación de la austenita retenida en martensita, lleva asociado un ligero aumento de la dureza [3, 6].

Muchos investigadores creen que dependiendo del material, la transformación completa se consiga a la temperatura más baja [7].



(a) Condición original



(b) Con tratamiento criogénico.

Figura 7: Microscopía óptica del Acero T 2000 (1000X).

Además del efecto de la transformación de la austenita retenida en martensita, con el consiguiente aumento en la dureza, el tratamiento criogénico profundo, tiene un efecto en la martensita en el recalentamiento, con cambios cristalo-gráficos y microestructural que resultan en la precipitación de una distribución más fina de carburos en la microestructura templada, con aumentos posteriores en tanto la dureza y la resistencia al desgaste [8].

5.1. Ensayo de impacto

Se observa que hay una disminución de 40,15 por ciento en el tamaño crítico de grieta respecto a la condición original, variación que se presenta por la disminución del factor de intensidad de esfuerzo (KIC) y la disminución del esfuerzo de fluencia al aplicar el tratamiento a temperatura criogénica.. Esto debido a que se endurece el material y conduce a menor energía absorbida.

Las muestras (Figura 7) que fueron sometidas al tratamiento criogénico presentan a diferencia del material en su estado original:

- Un menor tamaño de los carburos debido a la contracción que sufre la estructura.
- Distribución más heterogénea de los carburos, presentando regiones con y sin carburos primarios.
- Presencia numerosa de martensita, lo que se traduce en los elevados valores de dureza.

De acuerdo con la literatura acerca de tratamientos criogénicos de aceros para herramientas, la mejora de las propiedades mecánicas se puede atribuir a fenómenos diferentes:

- La transformación completa de la austenita retenida en martensita;
- La precipitación dispersa de carburos finos.
- La eliminación de tensiones residuales.

Se sabe que casi todos los aceros a -193°K transforman la austenita en martensita. El uso de tratamiento en frío ha sido desarrollado inicialmente en aceros martensíticos de herramientas con el fin de eliminar austenita retenida con beneficios sobre la dureza.

Para cuantificar lo observado anteriormente, en la Tabla 6 están los resultados que se obtuvieron al determinar la fracción de volumen presente en la muestra como se observa en la Figura 7. Logrando obtener hasta un 90 por ciento de martensita en el acero estudiado.

Esto se atribuye a la mejora a un mecanismo denominado “acondicionamiento a baja temperatura de la martensita”, que tiene lugar normalmente a la temperatura del nitrógeno líquido, a partir del cual se promueve la precipitación de carburos de tamaño microscópico más homogéneamente distribuidos a lo largo de la matriz de martensita. Esto en general, viene asociado a un incremento de la resistencia frente al desgaste [9, 10].

El tratamiento Criogénico no ha sido ampliamente adoptado por las industrias debido a la falta de comprensión de los fundamentales mecanismos

metalúrgicos y debido a la amplia variación en resultados de las investigaciones reportadas, demostrando el efecto del tratamiento criogénico y el fenómeno subyacente, pero para entender por qué se produce este fenómeno, se requiere equipos sofisticados y analítica y extensa conocimiento metalúrgico [11].

Sin embargo, los mecanismos de cambios de microestructura de las aleaciones de diversos tratamientos todavía no se entienden completamente [12].

6. Conclusiones

Los valores de las propiedades mecánicas estudiadas luego de la aplicación de las temperaturas criogénicas, resultó ser la variable predominante a la hora de establecer conclusiones sobre la investigación, de esta manera se pudo determinar la influencia del tratamiento térmico criogénico con nitrógeno líquido en el proceso de enfriamiento, que sirve como un tratamiento adicional a los de temple y revenido realizados en el acero T.2000.

El tratamiento criogénico a una temperatura -196°C influye directamente en el acero y en los valores de sus propiedades de dureza, tenacidad y resistencia tensil. Esto se determinó por medio de los ensayos mecánicos en un universo de 20 probetas de ensayo Charpy, tracción y dureza. Donde los valores finales obtenidos al mantener la pieza 24 horas en una cámara cerrada repleta de nitrógeno líquido son

- Dureza 69,32 HRC
- Resistencia máxima de 820 MPa
- Resistencia al Impacto 13,53 J

Queda establecido de esta manera el aumento de los valores de dureza y resistencia máxima al aplicar temperaturas de -194°C , sin embargo estas mejoras obtenidas en las propiedades señaladas se lograron a costa de la disminución de los valores de tenacidad de impacto.

Esta disminución en la tenacidad de impacto se presenta como un problema menor que surge como consecuencia al producir mejoras en otros aspectos

del acero, por lo que se hace imprescindible establecer las propiedades principales que se necesitan antes de aplicar el enfriamiento en nitrógeno líquido, entendiendo la limitación que presenta el proceso para piezas sometidas a altos impactos.

En la microestructura se observaron las fases austenita y martensita, así como también las partículas esferoidales de carburos, y poca dispersión en los porcentajes de peso de los elementos aleantes Cobalto (Co) y Tungsteno (W) que conforman estas fases a través de un análisis químico por EDX, pero es representativo en las fases fueron afectadas por el tratamiento.

En la superficie de fractura de los ensayos de tracción se caracteriza por presencia de diferentes planos, presentando un mecanismo de clivaje manteniéndose constante en las condiciones de estudio.

Reconocimiento

Esta investigación fue seleccionado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería como uno de los mejores Trabajos Especiales de grado del año 2013 y lo recomendó para su publicación.

Referencias

- [1] Dutta Das D and Ray KK. AK. Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of aisi d2 steel. *Wear*, 266:297–309, 2009.
- [2] Kalpakjian S. and Schmid S.R. *Manufactura, ingeniería y tecnología*. Editorial Pearson Education, México, 5 edition, 2008.
- [3] John M Barsom and Stanley T Rolfe. *Fractura y fatiga en estructuras de control: Aplicación de la Mecánica de la Fractura*. Prentice Hall. Inc., EE. UU., 2 edition, 1987.
- [4] ASTM. *ASTM E23 – 12c Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. West Conshohecken, PA: ASTM International Committee on Standards, Philadelphia, 2012.
- [5] ASTM. *ASTM E-562 11. Método de prueba estándar para determinar la fracción de volumen por conteo sistemático de puntos manual*. West Conshohecken, PA: ASTM International Committee on Standards, Philadelphia, 2011.

- [6] Collins D. N. and Dormer J. Deep cryogenic treatment of an asp 23 high speed steel. In Harry W. Walton, editor, *Heat Treating 1998: Proceedings of the 18th Conference*, pages 255–262. Heat Treating Society, 1999.
- [7] Nirmal S Kalsi, Rakesh Sehgal, and Vishal S Sharma. Cryogenic treatment of tool materials: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(10):1077–1100, 2010.
- [8] DN Collins and J. Dormer. Deep cryogenic treatment of a d2 cold-worked tool steel. *Heat Treatment of Metals*, 3:71–74, 1997.
- [9] M. Pellizzari and A. Molinari, editors. *6th International tooling Conference*, 2002.
- [10] M. Pellizzari and A. Molinari, editors. *7th International tooling Conference*, 2006.
- [11] Linde Gas. Sub-zero treatment technology, processes and equipment. In *libro White Paper*. 2010.
- [12] Simranpreet Singh Gill, Harpreet Singh, Rupinder Singh, and Jagdev Singh. Cryoprocessing of cutting tool materials—a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 48(1–4):175–192, 2009.

Evaluación del comportamiento mecánico y microestructural del acero inoxidable AISI 201 expuesto a corrosión acelerada

Luís Sidorovas*, Kendra Cedeño, María Rodríguez

Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación, Escuela de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo, Valencia, Venezuela.

Resumen.-

Se evaluó el comportamiento mecánico y microestructural del acero inoxidable austenítico AISI 201 sometido a corrosión acelerada, mediante dos métodos: El primero según la norma ASTM B 117-07a (Cámara Niebla Salina), las probetas fabricadas fueron expuestas a: 24, 48, 96, 168 y 220 horas. Se destaca que para la exposición de 24 horas, no se observó ningún efecto sobre el material. El segundo método de acuerdo a la norma ASTM A 262-02a (Susceptibilidad al ataque intergranular en acero inoxidable austenítico) las probetas se expusieron a: 24, 48 y 72 horas. Se realizaron ensayos de: Tracción, Doblado, Dureza y Microdureza. Se evaluó la microestructura por Microscopía Óptica, y la determinación de la pérdida de peso permitió evaluar la Velocidad de Corrosión. Todas las probetas se ensayaron en su condición original y después de la exposición al medio corrosivo. El análisis de estos resultados permitió valorar el efecto de la corrosión sobre las propiedades mecánicas y metalográficas del material. Para el primer método (ASTM B-117-07a) los resultados fueron aceptables, se evidenció una buena resistencia a la corrosión en ambiente marino mientras que para el segundo Método (ASTM A 262- 02a) los resultados no fueron satisfactorios.

Palabras clave: corrosión, cámara salina, AISI 201

Mechanical behavior evaluation and microstructural of the AISI 201 stainless steel exposed accelerated corrosion

Abstract.-

Mechanical and microstructural behavior of AISI 201 austenitic stainless steel to accelerated corrosion was evaluated by two methods. The first method was realized according to Standard ASTM B 117 -07a. "Standard Practice for Operating Salt Fog (fog),"the specimens produced were subjected to different exposure periods: 24, 48, 96, 168 and 220 hours. Emphasizes that exposure to 24 hours, no effect on the materials was observed. The second method was developed according to ASTM A 262-02. "Standard Practice for detecting susceptibility to intergranular attack of austenitic stainless steel", and exposed to 24, 48 and 72 hours. Is realized tests: Bending, Tensile, hardness and micro hardness. The microstructure has realized for Optical Microscopy. The weight loss of the material were made and after exposure to determine the rate of corrosion for a quantitative relationship of the effect of corrosion. The analysis of these results allowed assessing the effect of corrosion on the mechanical and metallographic properties of the material. For the first method ASTM B -117 -07a, the results were acceptable, good corrosion resistance was evident in marine environment. For the second method, ASTM A 262 - 02a, the results were not satisfactory, so this should not be applied in environments with stainless steel aggressive acids.

Keywords: corrosion, saline chamber, AISI 201

Recibido: enero 2014

Aceptado: abril 2014.

*Autor para correspondencia

Correo-e: lsidorovas@uc.edu.ve (Luís Sidorovas)

1. Introducción

La corrosión se refiere al deterioro de los metales, no solo lleva al deterioro de la superficie de los componentes y estructuras, sino que también reduce la resistencia e integridad estructural. La resistencia a la corrosión depende de la composición del material y del medio ambiente en particular.

Los aceros inoxidable se caracterizan por su resistencia a la corrosión, alta resistencia y ductilidad, así como por su elevado contenido de cromo (Cr), se les llama Inoxidables porque en presencia de oxígeno (aire), desarrollan una delgada película de óxido de cromo, dura y adherente, que protege el metal de la corrosión (Pasivación). Se dividen en: Austeníticos (Serie 200 y 300), Ferríticos (Serie 400); Martensíticos (Serie 400 y 500), De Endurecimiento por Precipitación (PH) y De Estructura Duplex [1].

Los aceros inoxidable austeníticos constituyen la clase más grande, en términos tanto de números de aleaciones como de utilización. Tienen la estructura cubica centrada en la cara (CCF) a temperatura ambiente y altas; por lo tanto, no son termotratables. No son magnéticos y presentan excelente ductilidad, formalidad y tenacidad, incluso a temperaturas criogénicas. Tienen en general 16-26 por ciento de Cromo (Cr), hasta 25 por ciento de Níquel (Ni) y hasta 20 por ciento de manganeso (Mn). El Ni y el manganeso son los principales formadores de austenita, aunque el carbono (C) y el N se disuelven fácilmente en la austenita. La serie 2XX contiene algo de N, hasta 7 por ciento de N, y requiere de 5- 20 por ciento de Mn para aumentar la solubilidad del N en la austenita y para prevenir la formación de martensita. El nitrógeno intersticial en solución aumenta la resistencia de la austenita [2].

En la presente investigación se evaluó el comportamiento mecánico y microestructural del Acero Inoxidable AISI 201 expuesto a corrosión acelerada, los ensayos mecánicos realizados fueron de: Tracción, Doblado y Dureza. También se realizó microscopía óptica en su condición original y luego de que el acero AISI 201 fue expuesto a la corrosión acelerada.

Se evaluó el efecto de la corrosión acelerada mediante dos métodos:

El primer método utilizado se basó en la “Norma ASTM B 117-07a.”, Práctica para la Operación de la Cámara Salina (niebla) [3] y el segundo método fue de acuerdo a la norma ASTM A 262-02a. “Norma Práctica para la detección de susceptibilidad al ataque intergranular en acero inoxidable austenítico” [4].

Para el primer método de cámara salina se utilizaron probetas de acero AISI 201 soldadas de tracción y doblado debido a la buena resistencia a la corrosión de este acero, y con la finalidad de observar mejor el efecto del ambiente de la cámara salina, los intervalos de exposición fueron de 24, 48, 96 y 168 horas [3]. Se colocó un tiempo adicional de 220 horas, que se excede de lo sugerido por la norma, esta condición permitirá una evaluación adicional con un tiempo de exposición mayor al de la norma.

Para el segundo método las probetas de tracción y doblado se expusieron a una solución ácida en ebullición de: cobre, sulfato de cobre y ácido sulfúrico al 16 por ciento, Práctica E. Este método permitió evaluar la resistencia a la corrosión del material con relación a los ácidos fuertes. En este caso se tomaron intervalos de tiempo de 24, 48 y 72 horas continuas en la solución ácida en ebullición [4].

2. Procedimiento Experimental

2.1. Material

Tabla 1: Composición Química del Acero AISI 201. (Colada N° 87475)

%C	%Si	%Mn	%P
0,05	0,34	6,66	0,047
%S	%Cr	%Ni	%N
0,001	17,20	3,500	0,208

(Austinox, 2012)

El material utilizado fue un acero inoxidable AISI 201 en forma de lámina de 2.444 mm de largo, 1.222 mm de ancho y un espesor de 2 mm, con una composición química que se observa en la Tabla 1.

2.2. Tratamiento Térmico de Sensibilización

Según normativa ASTM A 262 02a, donde se realizó un tratamiento térmico de sensibilización ($T = 675^{\circ}\text{C}$, Durante 1 Hora) para inducir una condición crítica, haciéndolo más susceptible a ataques químicos y a la formación de carburos [5].

2.3. Ensayos Mecánicos

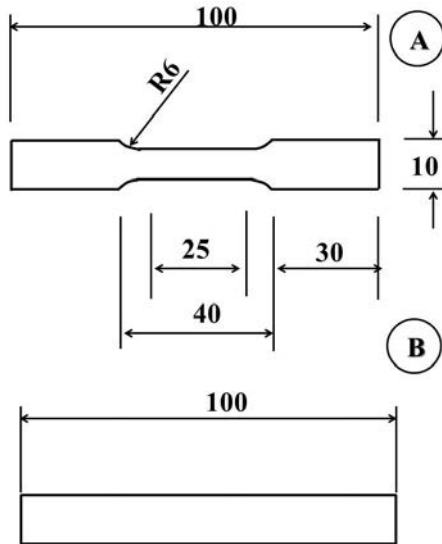


Figura 1: Dimensiones Probeta Sub-Size, (A) Tracción y (B) Doblado.

Las probetas de tracción y doblado fueron mecanizadas en un Fresadora Universal y debido a la limitada disponibilidad de material, la probeta utilizada es de tipo lámina de tamaño reducido (Subsize Specimen) cuyas dimensiones en milímetros se muestran en la Figura 1 [6].

Para determinar las propiedades mecánicas se utilizó una Máquina Universal de Ensayos Mecánicos, Marca Galdabini, con capacidad máxima de 200.000 N (20 Ton) de carga y 200 mm/min de velocidad máxima. Donde se ensayaron 16 probetas para tracción y 16 para Doblado y con dimensiones de acuerdo a las establecidas en las normas ASTM E-8-98 [6].

2.4. Ensayo de Microdureza

Para el ensayo de microdureza se utilizó un Microdurómetro, Marca: Buehler, Modelo Indemet

1104, indentador de base piramidal y por último una Regla graduada, Apreciación

±

0,05mm. Donde se aplicó la carga sobre la probeta de 200 gr por medio del indentador.

2.5. Ensayo de Cámara Salina norma ASTM B-117-07a

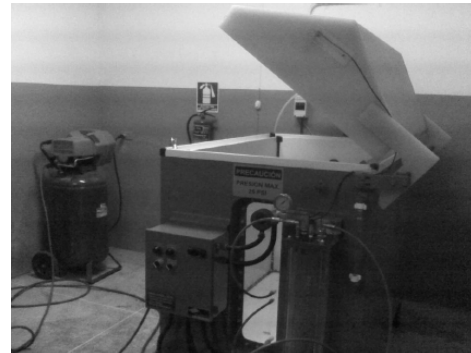


Figura 2: Cámara de Ensayo de Corrosión acelerada (Niebla Salina).

El primer método de corrosión acelerada fue realizado en una cámara de niebla salina Estándar: Marca The GS Equipment, Modelo 0835-0010. Fecha de Calibración: 16/04/2009, que pertenece al Laboratorio de Materiales y Procesos de Fabricación de la Escuela de Ingeniería Mecánica (Ver Figura 2).

2.6. Microscopia Óptica

Se prepararon las probetas para el ensayo metalográfico con un desbaste grueso, fino y muy fino en una pulidora metalográfica con alúmina gruesa y fina [7]. Para observar la microestructura se utilizó agua regia como reactivo de ataque. Las muestras de acero fueron atacadas químicamente con una solución de 15 cc de ácido clorhídrico y 5 cc de ácido nítrico (Agua Regia), según la norma ASTM-407 para el ataque químico de aceros inoxidables, la duración de ataque fue de 20 segundos [8].

Las muestras fueron observadas en un Microscopio Óptico de retina invertida. Marca: Unión

Modelo: MC 86267 Tokio Aumentos de 100X, 200X, 400X, 1000X.

Después se procedió a someter las probetas de tracción y doblado a los ensayos de corrosión acelerada por dos métodos: primer método basado en las Norma B117-07a para los tiempos de exposición: 00, 24, 48,96 y 168 Horas y un segundo método basado en la ASTM A 262-02a en una solución ácida en ebullición de cobre, sulfato de cobre y ácido sulfúrico al 16 por ciento con tiempos de exposición 24, 48 y 72 horas.

3. Resultados y Discusión

3.1. Evaluación del Efecto de la Corrosión sobre el acero inoxidable AISI 201, Primer Método de Corrosión Acelerada, en cámara salina, basado en la norma ASTM B-117-07a

Propiedades Mecánicas

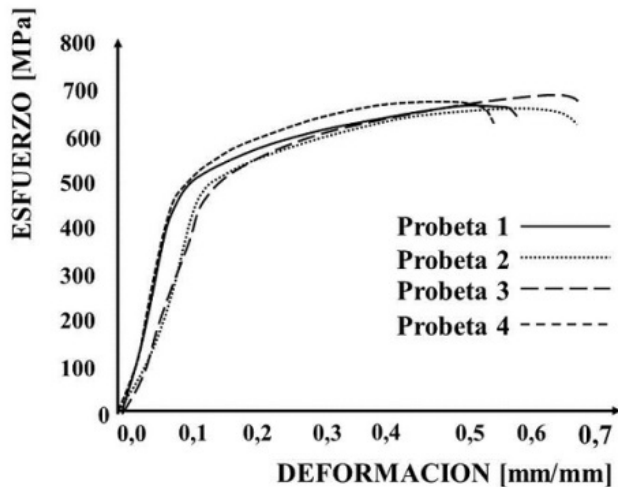


Figura 3: Gráficas de Esfuerzo vs Deformación para las probetas AISI 201.

En la Figura 3 se muestran las Gráficas de Esfuerzo vs Deformación para las probetas AISI 201.

En la Tabla 2 se reportan las propiedades mecánicas del material en su estado inicial.

En la Tabla 3 y Figura 4 se presentan los resultados de las propiedades mecánicas encontradas luego de la exposición acelerada (cámara de

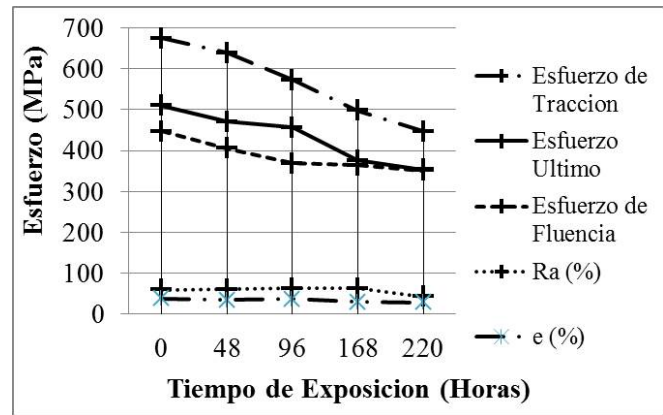


Figura 4: Propiedades Mecánicas del acero inoxidable AISI 201, norma ASTM B-117-07a.

nieblas salina) según la Norma ASTM B 117-07a para 24 horas no se observó ningún cambios, por lo que solo se consideraron tiempos de exposición: 00, 48,96 y 168 Horas.

En las probetas de tracción y doblado sometidas al ensayo de cámara salina, se observó un leve efecto el cual se reflejó en la disminución admisible en las propiedades mecánicas: esfuerzo máximo o resistencia a la tracción, esfuerzo de fluencia y ductilidad (% e y % RA)

El tiempo de exposición 220 horas, se tomó como una referencia extrema para examinar el efecto de la corrosión.

Ensayo de Microdureza

En la Tabla 4 están los valores promedios de la microdureza Vickers en las diferentes zonas de la unión soldada para las probetas sin exposición: 00 Horas y para todos los demás intervalos de exposición: 48; 96 y 168 horas, según la Norma ASTM B117-07a.

Microscopia Óptica Condición Original

A continuación se presentan las microfotografías del material sin exposición a la corrosión acelerada.

En las Figura 5 se puede apreciar la microestructura austenítica (zona clara) de este acero caracterizada por granos equiaxiales de forma

Tabla 2: Propiedades Mecánicas (Resistencia mecánica y dureza) del acero inoxidable AISI 201 en su estado inicial.

Esfuerzo de Fluencia (MPa)	Esfuerzo máximo (MPa)	Esfuerzo de Ruptura (MPa)	(e) (%)	RA (%)
456 ±2,60	662 ±12,60	635 ±28,69	35,4 ±0,46	59,9 ±1,1
Dureza Brinell (HB) Material base AISI 201			387 ± 6	

Tabla 3: Propiedades Mecánicas de las Probetas del acero inoxidable AISI 201 expuestas ASTM B-117-07a.

Esfuerzos (MPa) y Ductilidad (%)	Tiempo de Exposición (Horas)				
	0	48	96	168	220
σ_y (MPa)	448	405	369	364	351
σ_{MAX} (MPa)	675	639	573	498	447
σ_U (MPa)	510	470	457	376	354
RA (%)	59,85	61,17	62,62	62,90	43,13
e (%)	38,75	35,05	37,14	30,01	28,40

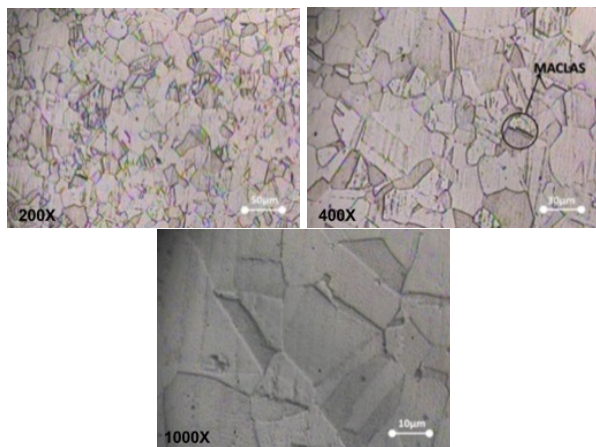


Figura 5: Microestructura acero inoxidable AISI 201 en la condición original.

poligonal. Es evidente además la presencia de maclas, producto igualmente del recocido del material al momento de fabricarse.

El tamaño de grano se puede observar de la Figura 6 (100X), en la que se obtuvo $N = 7$ según la norma E-112 (ver [9]) lo que indica la cantidad de 64 granos/pulg² con un diámetro nominal aproximado de 0,0359mm [9].

En la Figura 7 se observa la zona afectada por el calor del acero inoxidable AISI 201, una estructura

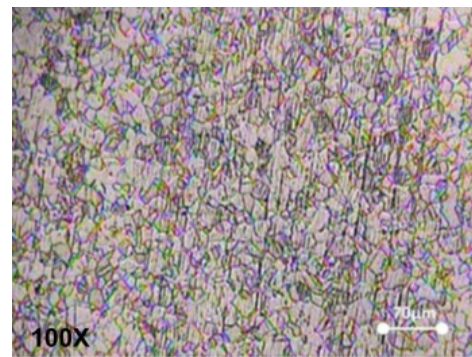


Figura 6: Microestructura en la condición original del acero inoxidable AISI 201.

dendrítica conformada por austenita y carburos de cromo en forma globular dispersos homogéneamente, debido a la variación de la temperatura respecto del tiempo a la que fue sometido el acero austenítico durante el proceso de soldadura, afectando la evolución microestructural. Cuando el acero AISI 201 alcanza valores de temperatura entre 420 y 850°C los elementos se combinan y precipitan en el borde de grano carburo de cromo.

Se muestran la Zona Afectada por el Calor (ZAC) donde los granos son más pequeños, debido al enfriamiento brusco y en donde los delimita un color oscuro que enseña la presencia de

Tabla 4: Valores de microdureza Vickers Probetas del acero inoxidable AISI 201 Soldadas Sin y Con Exposición, Norma ASTM B117-07a. Carga = 200 gr. (Dureza Vickers, HV).

Tiempo de Exposición (Horas)	Zona Soldadura	Zona Afectada por el calor	Zona material base
00	386	380	379
48	379	371	362
96	372	368	359
168	368	362	352
220	363	353	341

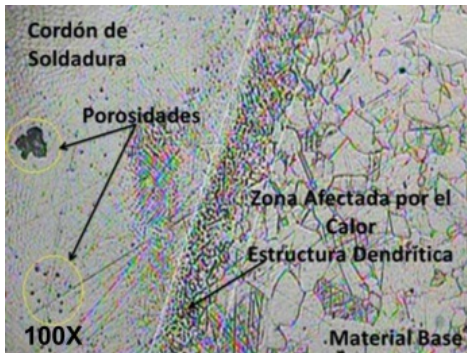


Figura 7: Interfase de la Unión Soldada del acero inoxidable AISI 201 en la condición original.

precipitación de carburos, causa del cambio de temperatura por la realización de la soldadura. La Zona del Cordón de Soldadura (ZCS) donde los granos se muestran un poco más grandes a causa del enfriamiento lento en esa zona, y mostrando delimitaciones de granos con precipitación de carburos por las variaciones de temperatura durante el proceso de soldadura.

Ensayo de Doblado

En la Figura 8 se observan muescas en los extremos de la zona doblada como consecuencia del inicio y terminación del cordón de soldadura en dicha zona. No se localizaron fisuras o grietas en la soldadura por lo cual induce un alto grado de ductilidad en el cordón a pesar del efecto que pueda tener la corrosión en las zonas donde se funde el material de aporte con el material base producto de la acumulación de solución salina.

En la Tabla 5 se observó una disminución de la carga requerida para el doblado con relación al grado de exposición, lo cual revela el deterioro del material; pero el propósito central era observar

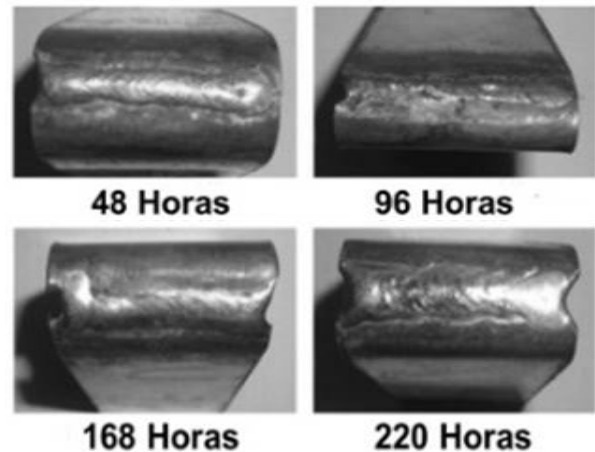


Figura 8: Evaluación del Ensayo de Doblado de las probetas de doblado de acero inoxidable AISI 201 expuestas a la Corrosión Acelerada.

si se formaban grietas en la unión soldada y también es consecuente que los valores de Fuerza disminuyen a medida que aumenta el período de exposición a la corrosión debido al deterioro progresivo del material expuesto.

Se observó que la mayoría de las probetas que fueron sometidas a corrosión durante un periodo extra de 220 horas rompieron en el cordón de soldadura debido a la formación de carburos de cromo en los bordes de grano que tiene como consecuencia la corrosión intergranular. Esto es producto de la heterogeneidad en el tamaño de grano de la zona afectada por el calor.

Para el primer método, la variación de peso promedio debido a la exposición a cámara de niebla salina norma B-117 07a, presentados en la Tabla 6, para las probetas de Tracción y Doblado para los periodos de exposición, estos fueron

Tabla 5: Resultados Ensayo de Doblado en "U".

Tiempo de exposición (Horas)	Carga experimental (N)
48	5664
96	5598
168	5427
220	4823

Tabla 6: Variación de Peso ($\overline{\Delta Wg}$) en la Exposición a Cámara de Niebla Salina B-117.

$\overline{\Delta Wg}$	Tiempo de Exposición (horas)			
	48	96	168	220
"T"	0,0002	0,0487	0,1577	0,3729
"U"	0,0000	0,1200	1,1200	1,0900
"V"	0,0000	0,4500	0,1250	2,8500

Dónde:

$\overline{\Delta Wg}$: Pérdida de Peso en Gramos

"T": Probetas de Tracción

"U": Probetas de Doblado en "U"

"V": Probetas de Doblado en "V"

insignificante por lo tanto no se consideró el cálculo de la velocidad de corrosión para el primer método de corrosión acelerada.

Microscopia Óptica, expuesta a Corrosión Acelerada

En la Figura 9 se pueden apreciar maclas (A), característico de los aceros austeníticos producto del proceso de laminación al que fue sometido [5], para este período aún no se observa algún cambio o deterioro en la microestructura del material causado por la corrosión. De igual manera se observan los granos equiaxiales (B), no mostró diferencia alguna con la imagen para un periodo de exposición de 48 horas, es decir que la corrosión para este y el período de 24 horas aún no causa efecto alguno.

Además se observó la presencia de óxido de cromo representado por las zonas oscuras que delinean los granos [10], también se observaron tonos más oscuros entre granos, lo cual podría ser por presencia del óxido de cromo a causa

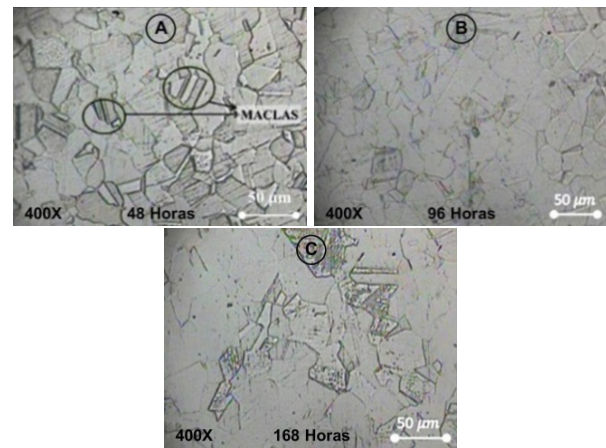


Figura 9: Microestructura del acero inoxidable AISI 201 expuesto a 48, 96 y 168 Horas.

de la exposición al medio corrosivo, se observa ciertos puntos negros debido al ataque corrosivo que ya para un periodo de 168 horas afecta significativamente al material (C), estos pequeños puntos indican la presencia de picaduras en el material, a causa de la corrosión.

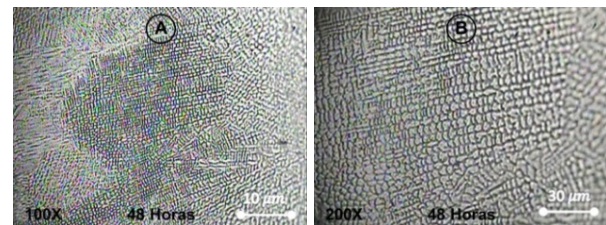


Figura 10: Microscopia del Cordón de Soldadura del acero inoxidable AISI 201.

En la Figura 10 se muestra la microestructura del cordón de soldadura en un periodo de exposición a ambiente salino de 48 horas. Se observa el delineamiento de color oscuro (B), lo que indica el carburo de cromo precipitado a causa de las variaciones de temperatura durante el proceso de soldadura [10], lo que también afecta el tamaño del grano, logrando disminución del mismo, la variación en la orientación en la forma de las estructura de los granos en la imagen se debe a las distintas velocidades de solidificación presentes en el proceso de soldadura que no permite obtener una estructura unidireccional (A),

En la Figura 11 (96 Horas) se muestra el

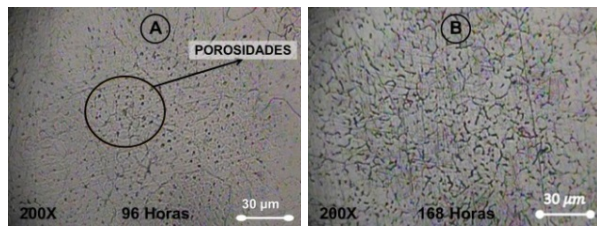


Figura 11: Microestructura del acero inoxidable AISI 201 en el cordón de soldadura, Expuestas a: 96 y 168 horas.

cordón de soldadura se apreció presencia de porosidades posiblemente a causa de impurezas en el alambre de soldadura, como también se observaron los carburos de cromo precipitados [5]. También se observó puntos muy pequeños que demuestran la presencia de picaduras por efecto de la corrosión (A), como también una distribución de granos delineados con una especie de dendritas, posiblemente causa del enfriamiento lento del cordón de soldadura, para esta zona de estudio también hay presencia de corrosión intergranular determinados por el color oscuro que delimita los granos (B).

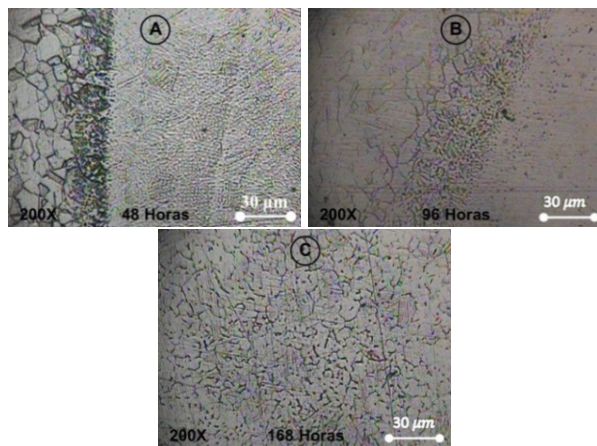


Figura 12: Microscopia interface de soldadura del acero inoxidable AISI 201 expuesto a 24, 96 y 168 Horas.

En la Figura 12 se muestra la microestructura de la interface de soldadura del acero inoxidable AISI 201, para la muestra se observó una diferencia de tamaño de granos a medida que la zona está más alejada del cordón de soldadura (A), esto se debe a la diferencia en la velocidad de enfriamiento de cada una de las zonas afectadas

por la soldadura [10].

Para estas muestras aún no se observa deterioro a causa de la corrosión (B). Se muestra el cordón de soldadura en presencia del medio corrosivo, en donde se aprecian presencia de porosidades (B), se observaron puntos muy pequeños que demuestran la presencia de picaduras por efecto de la corrosión, como también una distribución de granos delineados con una especie de dendritas, posiblemente causa del enfriamiento lento del cordón de soldadura, para esta zona de estudio también hay presencia de corrosión intergranular determinados por el color oscuro que delimita los granos (C).

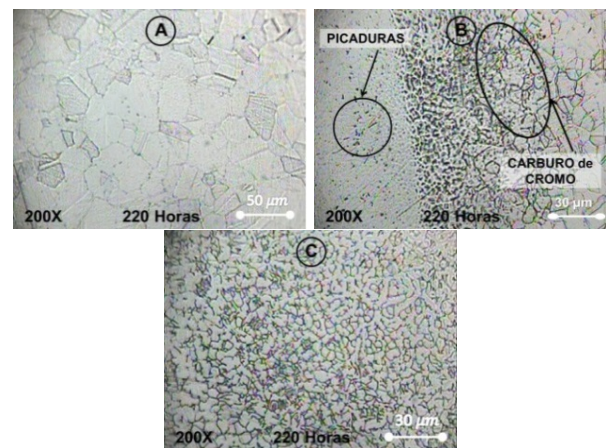


Figura 13: Microscopia de la interface metal base-cordón de soldadura del acero inoxidable AISI 201. (a) Aumento de 100X, (b) Aumento de 200X.

En la Figura 13 se denota la misma microestructura, en donde se denotan granos equiaxiales de tamaño 7 [9] según la norma E-112, y las delimitaciones de los granos de color oscuro determina el óxido de cromo que protege al material del medio corrosivo (A). Se muestra el cordón de soldadura se observan porosidades (B), debido posiblemente a las impurezas del material de aporte seleccionado, como también se observa una estructura dendrítica en la zona afectada por el calor (C), esta microestructura se debe al enfriamiento brusco de las zonas adyacentes al cordón de soldadura y el color oscuro determina el óxido de cromo presente en el material causado por la reacción oxido reducción en presencia del medio corrosivo, en las tres zonas hay presencia

de corrosión por picaduras en el tiempo extra (220 Horas), lo que indicó el ataque por el medio corrosivo afecta pero de forma muy leve, esto se debe a que la película de óxido de cromo presente en la superficie del material si cumple con el objetivo de proteger al material del medio corrosivo. En cada una de las imágenes se visualiza que en general que no hay diferencia en el material base en cuanto a tamaño de grano entre distintos periodos de exposición a la niebla salina, sin embargo si se denota presencia de picaduras en su microestructura originadas por la corrosión.

En cuanto al área del cordón de soldadura y zona afectada por el calor a medida que se aumenta el periodo de exposición al ambiente salino aumenta la presencia de picadura, lo que determina el deterioro del acero inoxidable AISI 201 por la corrosión agregando la presencia de carburos de cromo en forma globular en la zona afectada por el calor, debido a la variación de la temperatura respecto del tiempo a las que fue sometido el acero austenítico durante el proceso de soldadura, afectando la microestructura y denotando la diferencia entre el material base y el cordón de soldadura [11].

3.2. Evaluación del Efecto de la Corrosión sobre el acero inoxidable AISI 201 según la norma ASTM A262 02a, Practica E

Ensayo de Dureza

Tabla 7: Resultados Ensayo de Dureza Vickers del acero inoxidable AISI 201. Carga = 10 gr.

Mediciones	Tiempo de Exposición (horas)			
	0	24	28	72
1	272	297	304	306
2	272	302	322	317
3	312	302	305	312
4	320	317	306	325
5	330	312	317	322
6	325	312	306	322
Promedio	305	307	310	317
Z. A. Corrosión	305	233	227	218

En la Tabla 7 y la Figura 14 se presentan los resultados de la medición de la dureza promedio

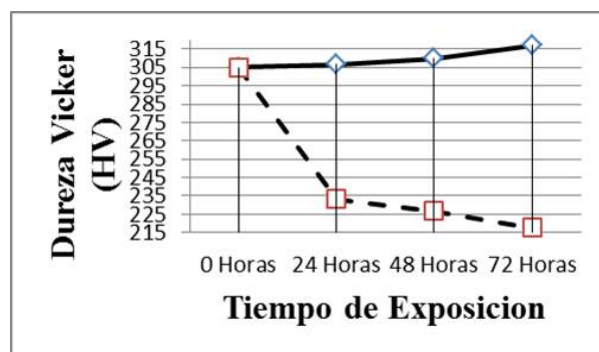


Figura 14: Ensayo de Dureza del Acero Inoxidable AISI 201 carga = 10 g.

del acero inoxidable AISI 201 (Línea Continua) durante los intervalos de exposición y en la condición inicial, además se muestra también la dureza en el borde de la pieza donde la corrosión acelerada fue más agresiva (Línea Discontinua). El endurecimiento inicial del material durante el proceso de fabricación se evidencia por la formación de maclas de deformación que se revelan en la microestructura (ver Figura 9–A). Los valores de dureza (HV) obtenidos en cada intervalo se incrementan levemente con relación al tiempo de exposición del ensayo de corrosión acelerada, esto pudiera ser un efecto de endurecimiento del acero inoxidable AISI 201 durante el ensayo que induce un leve aumento en la dureza del material.

Además cuando se mide la dureza en la zona afectada por la corrosión (en el borde de la muestra) se observa una disminución paulatina de la misma lo que corresponde a un mayor deterioro (Línea Discontinua, Figura 14) del material por efecto de la corrosión acelerada.

Ensayo de Doblado.

En la Figura 15 se muestran las probetas de doblado del acero inoxidable AISI 201 después del ensayo de corrosión y sometidas a la prueba de doblado donde para la exposición de 24 horas se observó la formación de grietas en la superficie del material, este grado de afectación del ataque corrosivo de la solución de la prueba, denota un agrietamiento profundo que penetra el material de la probeta en un espesor considerable del material que se ve a simple vista e inclusive



Figura 15: Probetas de doblado del acero inoxidable AISI 201 expuestas a 24, 48 y 72 Horas.

se incrementa notablemente cuando aumenta el tiempo de exposición (A).

Para 48 horas de exposición se hace más evidente el deterioro del acero inoxidable y se observa que el daño penetra más en la probeta y se comienza a observar que el espesor del material afectado comienza a separarse de la probeta (B).

En la Figura 15 para la exposición de 72 horas, el acero se observa totalmente afectado por la corrosión y es tan severa que se ven las inmensas grietas a todo lo ancho de la probeta, producto de la fragilización del material por efecto de la corrosión acelerada, y en cierta forma espaciada con uniformidad lo cual indica que el material tiene un gran deterioro a lo largo de toda su superficie, esto se hace evidente debido a un ataque uniforme de la solución que trajo como consecuencia la fragilización superficial del material.

Estimación de la Pérdida de Peso y de la Velocidad de Corrosión de las Muestras de Expuestas a la Corrosión Acelerada Práctica E

Con la finalidad de determinar la pérdida de peso del acero inoxidable AISI 201 expuesto a la solución de: Sulfato de Cobre, Cobre y Ácido Sulfúrico al 16 por ciento durante los intervalos de 24, 48 y 72 horas se utilizó la Ecuación (1) para obtener una relación cuantitativa del efecto de la

corrosión.

$$\frac{mm}{mes} = \left(\frac{7290 * W^*}{A * d * t} \right), \quad (1)$$

dónde:

W : es pérdida de peso (g),

A : Área Total de la Muestra (cm^2),

D : Densidad del Material ($7,9 g/cm^3$),

t : Tiempo de Exposición (Horas),

$\frac{mm}{mes}$: milímetros por mes.

De igual manera se calculó la velocidad de corrosión para las muestras de ambos aceros por medio de la Ecuación (2).

$$\frac{mm}{mes} * 12 = \frac{mm}{year} \quad (2)$$

con $\frac{mm}{year}$: Milímetros por Año.

En la Tabla 8 se presentan los pesos iniciales y finales en gramos de las muestras evaluadas, así como la pérdida de peso y velocidades de corrosión obtenidas para cada uno de los ensayos realizados. Se consideró una pérdida de peso proporcional en relación a los intervalos de exposición del ensayo de corrosión acelerada, donde progresivamente a medida que se expone más tiempo la disminución del peso es mayor. Además se observó que la Velocidad de Corrosión (V.C.) se mantiene constante con una leve oscilación. Esto nos indica una corrosión constante y homogénea del material a través del tiempo y cuando lo relacionamos con las propiedades mecánicas se establece la poca resistencia mecánica del acero inoxidable austenítico AISI 201 expuesto a los ácidos agresivos.

Microscopia Óptica

Al analizar las imágenes obtenidas utilizando un microscopio óptico, en la Figura 16 se presentan las microfotografías del acero inoxidable AISI 201 expuesto a tres intervalos de tiempo 24, 48 y 72 horas, se destaca una zona clara que corresponde a la microestructura austenítica, también se puede observar los granos equiaxiales de forma poligonal que es una característica de los aceros austeníticos inoxidables, se destaca la presencia de maclas en la microestructura, estas maclas que se han formado en el proceso en caliente al cual someten

Tabla 8: Calculo de la Pérdida de Peso/Muestras y Velocidad de Corrosión del acero inoxidable AISI 201.

Tiempo (Horas)	Muestra	Wi (g)	Wf (g)	ΔW (g)	$\overline{\Delta W}$	A cm ²	V. de C. (mm/Mes)
24	J	12,822	12,593	0,228	0,2468	19,120	0,229657
	G	12,297	12,047	0,2498		18,766	0,255906
	I	12,384	12,139	0,2456		19,155	0,246500
	K	12,205	11,942	0,2633		18,766	0,269736
48	A	13,125	12,464	0,6617	0,6304	18,766	0,338937
	C	13,199	12,638	0,5613		19,207	0,280908
	D	13,264	12,625	0,6399		19,686	0,312460
	C	13,213	12,554	0,6585		19,356	0,327020
72	D	13,204	12,482	0,7225	0,8300	19,653	0,235589
	B	13,065	12,266	0,7994		19,282	0,265669
	H	12,494	11,564	0,9297		19,665	0,302969
	A	12,479	11,611	0,8684		18,852	0,295181

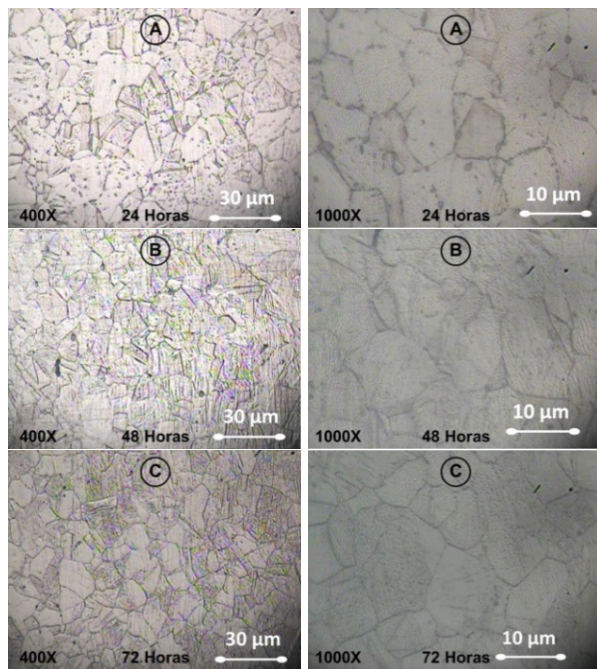


Figura 16: Microestructura del acero inoxidable austenítico AISI 201, en los intervalos de exposición: 24, 48 y 72 Horas. Aumentos de 400X y 1000X.

al material cuando se elabora (A). Además se ven granos más oscuros, que podría representar la martensita (C) [12].

Macroscópicamente se evidenció la corrosión uniforme alrededor de toda la superficie de las probetas pero no se observan cambios significativos en la microestructura de las probetas, aun cuando físicamente el efecto es visualmente observable,

en las microestructura. Pero con el aumento de tiempos de exposición se observa que los bordes de grano se definen mejor, lo cual podría ser por el efecto de la corrosión en el material.

Al formarse los carburos de cromo en los bordes de los granos, se crean zonas empobrecidas de cromo y en consecuencia se establecen pequeñas celdas galvánicas debido a la diferencia de potencial entre los bordes y el resto del grano del metal, lo cual provoca una corrosión galvánica localizada en los bordes del grano, se asume que solamente los límites de grano son atacados y que el ancho de ataque es constante. Sin embargo, en la microestructura se observa que existe variación en el ancho de los límites de grano y que presenta porosidades dentro del grano (Figura 11)-

La corrosión uniforme constituye la disolución casi uniforme de todos los puntos constitutivos de la superficie de un material y que son atacados sensiblemente a la misma velocidad por el medio corrosivo. La consecuencia de la corrosión uniforme es una disminución regular del espesor.

El ataque uniforme se puede prevenir por medio de inhibidores, recubrimientos protección catódica o diseño [8].

4. Conclusiones

En el primer método el acero inoxidable AISI 201 sometido a corrosión en cámara salina basado con la Norma B-117-07a, no se observó afectado

por la corrosión a nivel macroscópico a pesar de apreciarse corrosión localizada en forma de óxido en el material fundido (cordón de soldadura). Tampoco en la microestructura del acero y en la junta soldada expuesta al ambiente corrosivo no presenta grietas, pero sí muestras de puntos que indican picadura por corrosión y bordes de grano muy oscuro que indica la corrosión intergranular. Los cordones de soldadura después del ensayo de doblado no presentan grietas ni otro tipo de irregularidades lo que se corresponde con una buena ductilidad y una buena soldabilidad de este acero austenítico inoxidable mediante el procedimiento utilizado.

En el segundo método el acero inoxidable AISI 201 expuesto al ensayo de corrosión acelerada mediante la norma ASTM A 262-02a evidenció el deterioro de las propiedades mecánicas de: esfuerzo máximo, esfuerzo último, donde se observaron variaciones mayores al 5 por ciento, la ductilidad disminuye en el material esto se hace evidente debido a un ataque uniforme de la solución que trajo como consecuencia fragilización de la superficie del material. Las probetas de Doblado muestran una evidencia del grado de deterioro del material inclusive desde el primer intervalo de tiempo. El ensayo de corrosión acelerada no dio resultados satisfactorios para este ensayo porque se observan fisuras bien definidas en los tres intervalos de exposición (24; 48 y 72 horas) y en donde se evidencia que a medida que aumenta el tiempo de exposición en el ensayo del material, este se afecta severamente. Observándose grietas cada vez más grande y el material se ve totalmente fragilizado, inclusive se desprende del material base en el intervalo mayor tiempo de exposición. En las muestras de acero inoxidable AISI 201 se encontró que es susceptible a la corrosión intergranular en los tres intervalos de exposición porque en su microestructura se revela la presencia de formación de carburos en los límites de grano.

Agradecimiento

Los autores desean agradecer al CDCH-UC por el financiamiento, lo cual hizo posible esta investigación. Según propuesta de investigación,

mediante la Inversión Menor CDCH-UC – 1791 - 2012.

Referencias

- [1] Kalpakjian S, y Schmid S. *Manufactura, Ingeniería y Tecnología*. Pearson Educación, México, 1 edition, 2008.
- [2] Pat, L Mangonon. *Ciencia de materiales selección y diseño*. Pretince Hall, 2001.
- [3] ASTM. Ensayo de corrosión acelerado, cámara de niebla salina, norma astm b117 07a. Technical report, ASTM International, 1997.
- [4] ASTM. Prácticas para la detección de susceptibilidad al ataque intergranular en los aceros inoxidables austeníticos, norma astm a262 02a. Technical report, ASTM International, 1993.
- [5] Askeland, D. R. and Phulé, P. P. *Ciencia e ingeniería de los materiales*. Thompson.
- [6] ASTM. Test methods for tension testing of metallic, norma astm e-8. Technical report, ASTM International, 1998.
- [7] ASTM. Preparation of metallographic specimens, norma astm e-3. Technical report, ASTM International, 1995.
- [8] ASTM. Ataque químico de los materiales, norma astm e-407. Technical report, ASTM International, 1995.
- [9] ASTM. Standard test methods for determining average grain size, norma astm e-112. Technical report, ASTM International, 1996.
- [10] AWS. Manual de soldadura. Technical report, American Welding Society, 2004.
- [11] I. Uzcátegui. Corrosión. Trabajo de Ascenso. Universidad de Carabobo, Naganagua.
- [12] K Mumtaz, S Takahashi, J Echigoya, L Zhang, Y Kamada, and M Sato. Temperature dependence of martensitic transformation in austenitic stainless steel. *Journal of materials science letters*, 22(6):423-427, 2003.