

Análisis de falla: un caso cotidiano que nos recuerda importantes conceptos de metalurgia, fractura y corrosión

Failure analysis. An ordinary case that reminds us of the essential concepts of metallurgy, fracture, and corrosion

Enzo Tesser, Rodrigo Allende, Eliseo Hernández y Bernd Schulz
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile
enzo.tesser@usach.cl

Resumen

Se desarrolló un análisis de la falla de una pieza de acero inoxidable martensítico AISI 420, correspondiente a una varilla de fijación para la posición de un motor fuera de borda de una embarcación pequeña. La pieza se fracturó en forma frágil en la misma zona donde se desarrolló un proceso de soldadura para reparar una fractura frágil previa. Fueron evaluadas algunas variables mecánicas, metalúrgicas y corrosión con el propósito de plantear una hipótesis de falla coherente con las evidencias mostradas por la pieza. Se llevaron a cabo algunos ensayos que permitiesen indagar en el origen metalúrgico de la falla, concluyéndose que la causa más probable fue la acción sinérgica de Corrosión por Fatiga, SCC (Stress Corrosion Cracking) y Fragilización por Hidrógeno, dada las condiciones ambientales, químicas y mecánicas de la pieza. Lo anterior, dio explicación coherente a los dos eventos de fractura frágil en el tiempo y su superficie predominantemente intergranular. Se descartó la influencia del proceso de soldadura en la falla.

Palabras Clave: Acero; Inoxidable; Martensítico; Fractura; Fragilización; Fatiga; Corrosión; SCC.

Abstract

An analysis of the failure of a piece of martensitic stainless steel AISI 420 was developed, corresponding to a fixing rod for the position of an outboard motor of a small boat. The piece was fractured in a fragile way in the same area where a welding process was developed to repair a previous fragile fracture. Some mechanical, metallurgical and corrosion variables were evaluated with the purpose of proposing a failure hypothesis coherent with the evidences shown by the piece. Some tests were carried out to investigate the metallurgical origin of the failure, concluding that the most probable cause was the synergic action of Fatigue Corrosion, SCC (Stress Corrosion Cracking) and Hydrogen Embrittlement, given the environmental, chemical and mechanics conditions of the piece. The above, gave coherent explanation to the two events of fragile fracture in time and its predominantly intergranular surface. The influence of the welding process on the fault was ruled out.

Keywords: Steel; Stainless; Martensitic; Fracture; Embrittlement; Fatigue; Corrosion; SCC.

1. Introducción.

Muchas veces la carrera ingenieril nos somete a diferentes y grandes desafíos que debemos enfrentar en beneficio del desarrollo de un proyecto cautivador o simplemente para dar solución a problemas de nuestra sociedad, lo que al final nos llena de satisfacciones cuando logramos nuestros objetivos. La investigación y el desarrollo tecnológico nos abruman con su avance sin claudicación y nos exige estar a la altura de estas grandes cosas que están sucediendo en el mundo actual, en tanto la vorágine del día a día nos impide detenernos en las cosas simples que nos hacen reflexionar y replantearnos conceptos muchas veces olvidados. Cuando analizamos fallas para la industria o grandes organizaciones tratamos de cumplir nuestro rol con gran profesionalismo y celeridad, incentivados por los costos de los activos involucrados o las consecuencias que podrían traer para terceros un mal trabajo, y obviamos toda aquella actividad que a nuestro juicio no represente "importancia". Así, las cosas cotidianas pasan por delante de nosotros y ni siquiera valoramos la riqueza de conocimiento que significaría detenernos en ellas tan solo unos instantes, y que por lo demás nos ayudarían a resolver esos grandes problemas que se presentan en la industria de hoy.

El presente artículo tiene como objetivo precisamente detenernos en un hecho cotidiano, aparentemente simple y extraer su riqueza oculta y no explorada, basada en complejidades que irán develándose a medida que nosotros mismos le demos la importancia que se merece. Es un "fierro" fracturado, sin ningún valor económico y trascendencia, excepto para su dueño, pero que a medida que nos involucramos en el problema nos comienza a mostrar brechas de conocimiento.

Si bien el presente análisis no es del todo ortodoxo en cuanto a metodología y estructura, se preten-

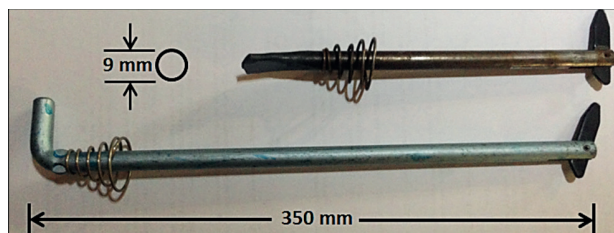


Figura N° 1. Fotografía del cilindro metálico con sus dimensiones. Superior corresponde a un trozo del cilindro metálico fracturado. Inferior corresponde a una pieza nueva original.

de mostrar una secuencia real de sucesos que nos fueron cautivando y desafiando a medida que se desarrollaron. Todo partió con una simple discusión académica en una sala de clases de la Universidad de Santiago de Chile acerca de aceros, fractura y otras cosas, y terminamos publicando nuestra experiencia en un artículo.

2. Antecedentes Generales.

2.1. Descripción de la pieza fallada.

Cilindro metálico sólido de área transversal circular, aparentemente homogéneo, con forma de L en uno de sus extremos (Figura N° 1). Fuertemente magnético. No hay información previa de la composición química del material. La pieza corresponde a un soporte o varilla de ajuste del ángulo para un motor fuera de borda (30 HP y 98 Kg de peso). de una embarcación pequeña (Figura N° 2).

En la fotografía de la Figura N° 1 superior, se aprecia que la pieza posee una capa homogénea de óxido, color marrón oscuro o negro con mayor adherencia y densidad que la herrumbre de aceros al carbono. Por los antecedentes y la apariencia de la superficie, se estima que la pieza ha trabajado por un lapso de tiempo prolongado en un ambiente húmedo de aguas lacustres, con bajas o moderadas cantidades de cloruros, posiblemente agresivo respecto a la corrosión.

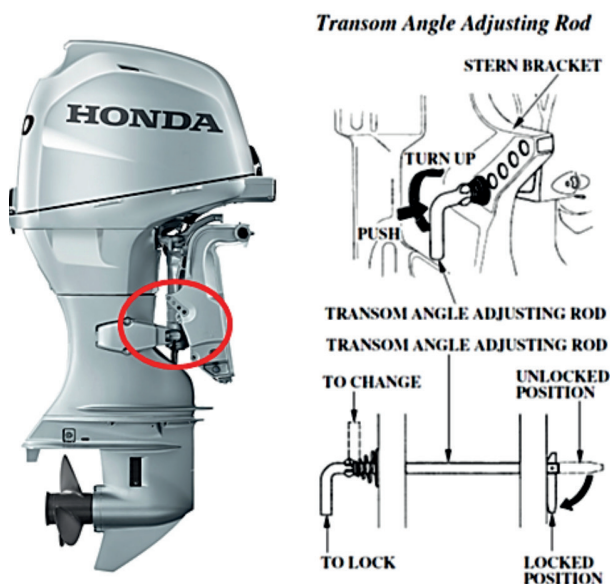


Figura N° 2. Fotografía del motor fuera de borda y esquema de la varilla de ajuste del ángulo del motor (Honda Motor Co., 2003).

2.2. Antecedentes acerca de la falla.

Durante aproximadamente 15 años la pieza fue sometida a cargas estáticas y dinámicas. En forma intempestiva sufrió una fractura en la zona central de la pieza, sin evidencia de sobrecarga mecánica (no hubo deformación plástica). Posteriormente, la pieza fue soldada y sometida nuevamente a su régimen normal de uso, fracturándose 2 semanas después, aparentemente de forma frágil en el sector de la soldadura. No se tuvo la certeza si la fractura fue en el material de aporte o cerca de la Zona Afectada Térmicamente (ZAT). No hubo antecedentes acerca de la soldadura (Figura N° 3).

3. Caracterización Macroscópica.

3.1. Configuración mecánica.

Respecto a las cargas estáticas, según el trabajo normal de la pieza, el cilindro fue sometido, antes y después de la soldadura, a esfuerzos de flexión, generándose deflexión en el rango elástico, debido a la acción de una carga P (fracción del peso del motor) en la zona central del eje horizontal. No hay indicios de deflexión permanente, por lo tanto se descarta algún tipo de deformación plástica del material. La configuración de la flexión de la pieza es similar a la de una barra simplemente apoyada en los extremos, por lo tanto en la superficie de la zona con mayor deflexión se generarán esfuerzos

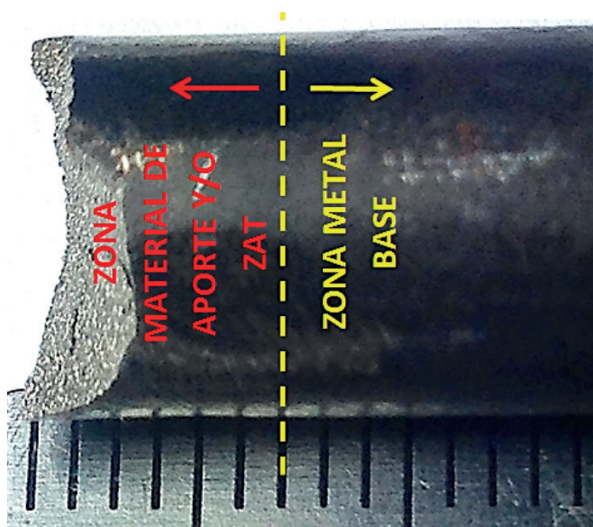


Figura N° 3. Fotografía de la zona de fractura mostrando las zonas aparentemente de material base, ZAT y/o material de aporte. No se tiene certeza si fractura ocurrió en la soldadura o fuera de ella.

máximos de tracción (zona inferior del cilindro) y compresión (zona superior del cilindro) (Figura N° 4).

Sin embargo, para este caso particular, al ser un cilindro sólido de sección circular y eventualmente al no quedar fijo en los apoyos simples (por mal ajuste o posición), es posible que producto de vibraciones mecánicas, el cilindro haya girado en forma recurrente sobre su eje horizontal. Lo anterior es relevante, ya que podría indicar que toda la superficie central del cilindro fue sometida a esfuerzos de tracción máximos en el rango elástico, debido a la flexión y rotación del eje en forma aleatoria.

Respecto a las cargas dinámicas, dado que la pieza soportaba parte de un motor fuera de borda, es evidente que fue sometida a algún tipo de carga cíclica inducida por la vibración del sistema motor-hélice.

3.2. Macroscopía de la fractura.

Al observar la morfología de la zona de fractura de la fotografía de la Figura N° 5, se puede notar que la fractura no posee un patrón definido, por lo tanto no se puede generar aún una hipótesis preliminar de las causas de la falla con solo el análisis mecánico.

En la fotografía de la Figura N° 6, se muestra una imagen de la cara de fractura más nítida, a la cual se le realizó limpieza con ultrasonido en agua desmineralizada. Se aprecia una superficie con prácticamente ausencia de deformación plástica macroscópica. La superficie de fractura aparece en general brillante, con planos de aristas vivas. Esta fractura es típica de materiales frágiles.

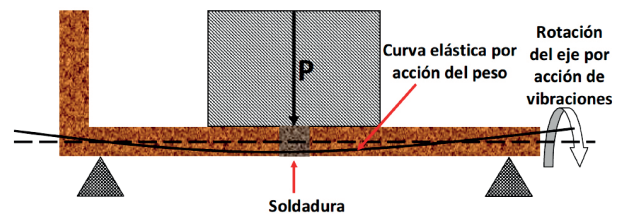


Figura N° 4. Esquema de la pieza con apoyo simple en sus extremos sometido a flexión por una carga P y la posible tendencia a girar en su propio eje por acción de fuerzas vibracionales. La zona gris al centro representa la soldadura.

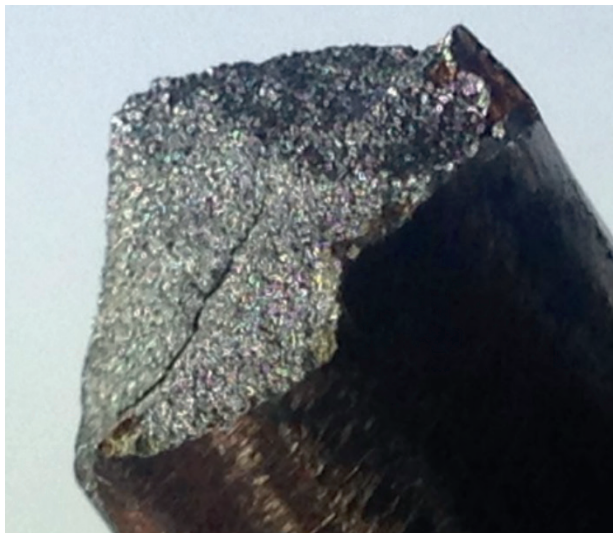


Figura N° 5. Fotografía de la morfología de la zona de fractura de la pieza analizada.



Figura N° 6. Fotografía de la superficie de fractura de la pieza analizada.

4. Caracterización Microscópica

4.1. Composición química.

Se realizó análisis de composición química mediante espectrometría de emisión óptica, la cual evidenció presencia de elementos, que por su porcentaje en peso, permiten identificar el tipo de aleación. Según las cantidades de hierro, carbono, cromo y níquel encontradas, la aleación debería corresponder a un acero inoxidable martensítico. Según la clasificación de la norma AISI (Brick *et al.*, 1965; AISI Steels Product, 1974; Leslie, 1981), podría corresponder al tipo o grado 420, el cual debería presentar durezas del orden de los 53 RC.

Además, en la Figura N° 7, se hace mención a elementos químicos, que pese a su bajo contenido, podrían tener importancia respecto a la influencia en el comportamiento del acero ante la fractura o fenómenos de fragilización.

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni
82,8	0,355	0,366	0,590	15,220	0,187
P	S	Mo	Sb	As	Se
0,02	0,016	0,058	<0,002	0,027	0,094
Al	Cu	Co	Ti	Nb	V
0,0067	0,076	0,018	0,0026	0,025	0,056

Figura N° 7. Tabla con composición química por espectrometría de emisión óptica.

4.2. Análisis con microscopio óptico.

Un trozo de la pieza, correspondiente al otro lado de la fractura, se cortó en forma transversal, paralelo al eje cilindro y se montó en baquelita para ser analizado mediante microscopio óptico. En la Figura N° 8, se aprecia que en las puntas de las dos mitades del cilindro montado en baquelita existe posiblemente una parte del material de aporte, el cual posee coloración diferente.

4.3. Microestructura del material base.

Dado que el análisis químico reveló una composición atribuible a un acero inoxidable AISI 420,

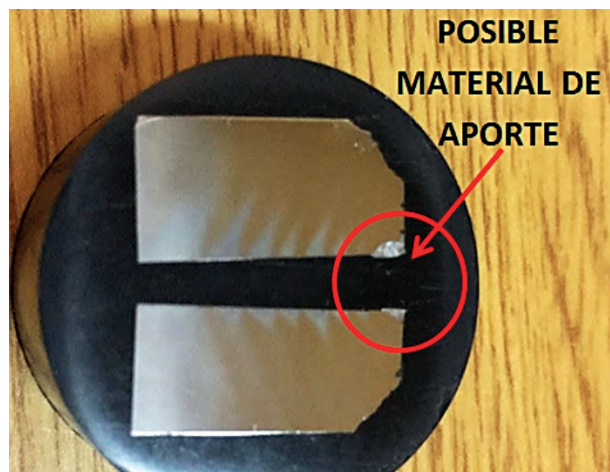


Figura N° 8. Muestra montada en baquelita para ser analizada en microscopio óptico. Se muestra zona con posible material de aporte distinto al material base.

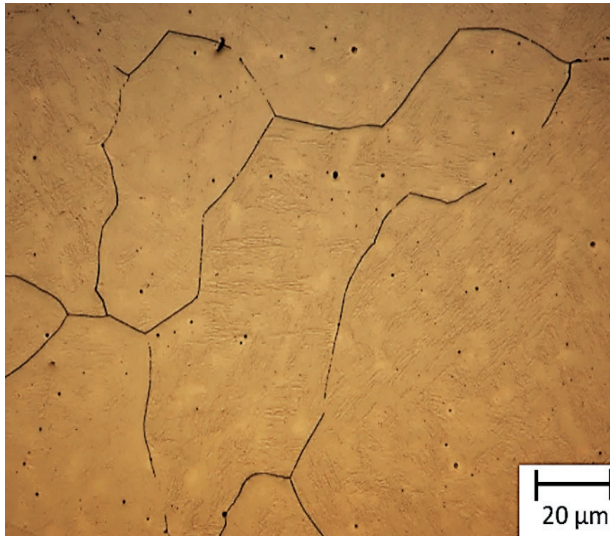


Figura N° 9. Micrografía que muestra con mejor resolución los bordes de grano austeníticos y especies de relieves atribuidos a la morfología de la martensita.

inicialmente a la muestra se le hizo un ataque electrolítico de 30 segundos con una densidad de corriente de $0,15 \text{ A/cm}^2$ en Nital al 10%. Esto con el propósito de generar un ataque agresivo que revelara de mejor manera la microestructura que pudiese estar presente. En la Figura N° 9, se muestra la posible presencia de martensita (zonas más oscuras y en relieve) dentro de los bordes de grano austeníticos perfectamente revelados.

Posteriormente, con el propósito de confirmar la presencia de martensita, se realizó un ataque convencional por inmersión con reactivo Vilella (5 ml HCl, 1 g de ácido pícrico y 100 ml de etanol o metanol). Sin embargo, solo fue posible ver los bordes de granos austeníticos, tal como lo muestra la Figura N° 10.

4.4. Microestructura del material de aporte de la soldadura.

Cuando la muestra fue atacada con Vilella se observó que la reacción de la superficie de la zona que presentaba material de aporte (soldadura) fue totalmente diferente a la del material base. El ataque reveló en forma concluyente la presencia de martensita y los bordes de grano austeníticos, tal como lo hace este reactivo en aceros con alto contenido de carbono, lo que hace suponer que el material usado para soldar la pieza fue un acero no inoxidable con un contenido de carbono adecuado para producir transformación martensítica durante el enfriamiento (Figura N° 11).

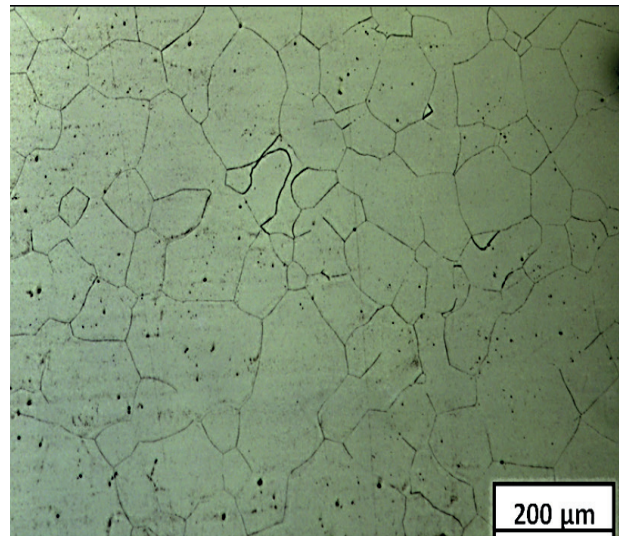


Figura N° 10. Muestra atacada por inmersión con reactivo Vilella.

4.5. Morfología de grietas presentes en material base.

Al analizar algunas zonas del metal base que se encuentran cercanas a la fractura de la pieza y a la superficie del cilindro, atacadas convencionalmente con Vilella o electrolíticamente con Nital (Figura N° 12), se evidenció la presencia de grietas, cuyo camino de propagación es eminentemente intergranular. Si bien, se pueden ver algunas fracturas transgranulares, estas podrían obedecer a una consecuencia inevitable de la misma propagación intergranular, perpendicular a algunos bordes de grano. Además, al observar una zona lejos de la fractura, de la soldadura y posiblemente de la ZAT, se puede apreciar la presencia de más grietas de tipo intergranular que comienzan desde la superficie del cilindro y se propagan hacia el interior (Figuras N° 13 y N° 14).

4.6. Medición de dureza.

Los análisis de dureza se hicieron en el material base y material de aporte (soldadura) en escalas HV y HRC. Para el material base la dureza promedio fue de 560 HV y 53 HRC, coincidiendo con las durezas esperadas para aceros inoxidables AISI 420 de microestructura martensítica. Para el material de aporte de la soldadura la dureza promedio fue de 460 HV y 46 HRC, concordante con un acero al carbono templado y revenido. Lo anterior, confirmaría la diferente naturaleza de las aleaciones del material base y de la soldadura, mostradas en el análisis microestructural del punto 4.3. y 4.4.

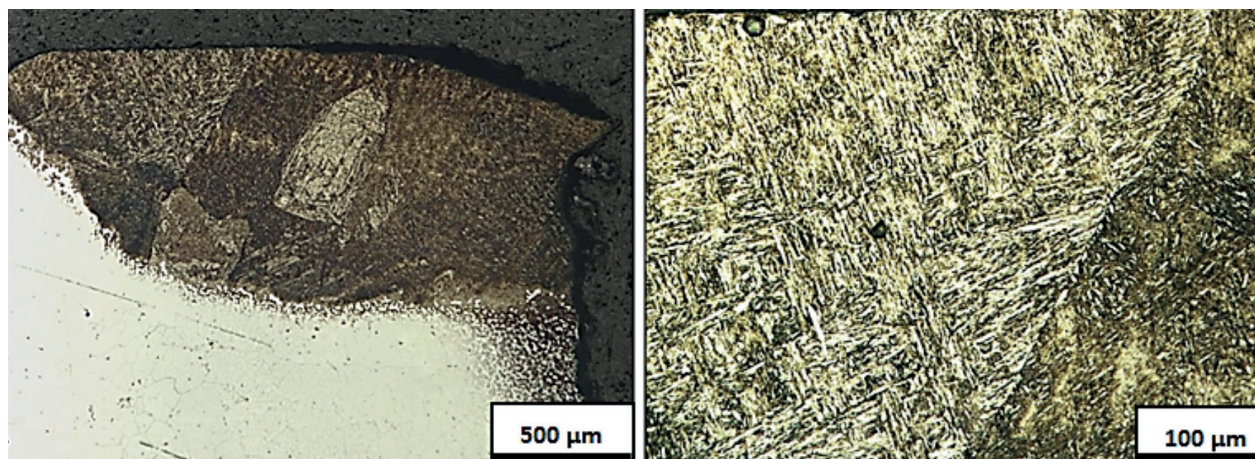


Figura N° 11. Zona de la muestra con material de aporte atacada con Vilella. Se aprecia la morfología de la martensita.

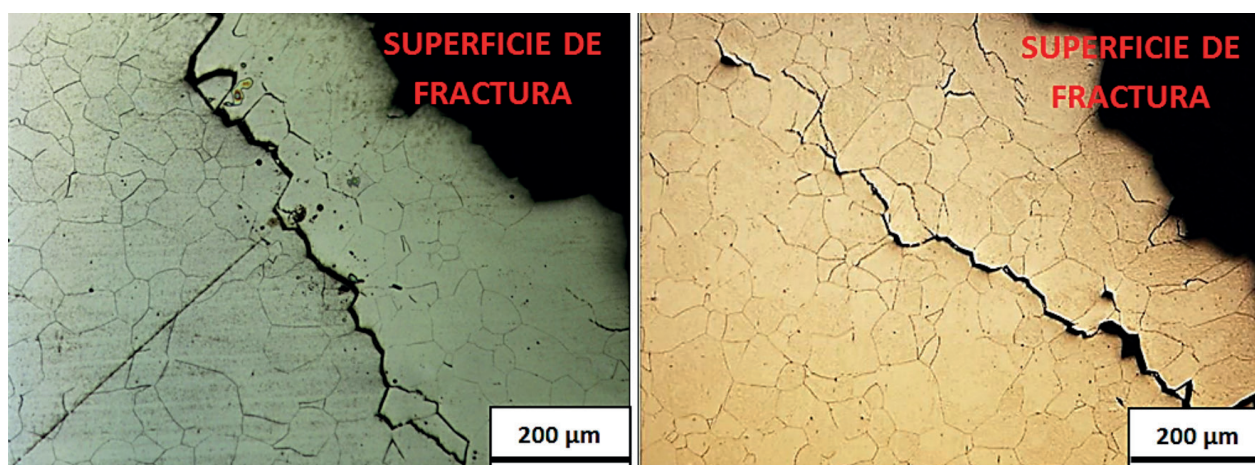


Figura N° 12. Muestra atacada convencionalmente con Vilella y electrolíticamente con Nital respectivamente, mostrando la presencia de una grieta intergranular claramente definida. Las zonas fotografiadas son adyacentes a la superficie de fractura y cercanas a la superficie del cilindro.



Figura N° 13. Grieta en el material base, desde la superficie del cilindro hacia el interior. Aproximadamente a 5 mm de la zona de fractura y soldadura. Imagen lograda por superposición secuencial de fotografías.



Figura N° 14. Grieta en el material base, desde la superficie del cilindro hacia el interior. Aproximadamente a 8 mm de la zona de fractura y soldadura. Imagen lograda por superposición secuencial de fotografías.

4.7. Análisis por S.E.M.

Como primer paso se analizó por SEM (Scanning Electron Microscope) la superficie de fractura correspondiente a la Figura N° 3, con el propósito de evaluar su morfología, confirmando el carácter mayoritariamente intergranular visto anteriormente por microscopía óptica en el otro lado de la pieza (Figura N° 12). Posteriormente se evaluaron las zonas cercanas a la superficie del cilindro (zona perimetral), con el propósito de encontrar posibles lugares de inicio de falla, que pudiesen haber tenido presencia de pequeñas zonas deformadas plásticamente por concentración de esfuerzos debido a alguna discontinuidad previa de la pieza, sin embargo solo se pudieron encontrar zonas con óxidos y ninguna zona de inicio de falla aparente. Finalmente la superficie de fractura fue sometida a análisis químico puntual por SEM a 7 puntos diferentes, con el propósito de evaluar la presencia de elementos aleantes segregados en los bordes de grano que pudiesen haber generado algún tipo de fragilización, zonas de descohesión entre granos u óxidos. Los resultados mostraron solo presencia de Fe, C y Cr en proporciones cercanas a la composición química general evaluada por espectrometría de emisión óptica para el material base.

5. Discusión.

Inicialmente, cuando se recibió la pieza para ser analizada, solo se tenía la certeza que era de material metálico fuertemente magnético, que presentaba corrosión superficial generalizada y que estaba fracturada, aparentemente en forma frágil, intuyéndose que se trataba de un cilindro de acero

al carbono, no más aleado que alguno de la serie SAE 4000. Como además, uno de los pocos antecedentes que se conocía acerca del trabajo usual que realizaba la pieza en servicio era que servía de apoyo de un motor fuera de borda, de un peso aproximado de 98 Kg, se asumió también que se encontraba permanentemente en flexión o al menos en forma aleatoria, abriendo también la posibilidad que fuerzas vibracionales y/o cíclicas pudiesen inducir un proceso de fatiga, y que incluso podría haber sido acelerado por algún pitting de corrosión en la superficie, generando tal vez corrosión por fatiga, dada la aparente y profusa herrumbre generalizada en toda la pieza. Todo lo anterior, aún en el marco de los “supuestos”, sin siquiera saber de qué material se trataba.

Confundiendo en la intuición, se analizó macroscópicamente la forma y superficie de fractura, pensando en este supuesto acero sometido a flexión. Sin embargo, la forma no era totalmente definida y en la superficie no se vieron “marcas de río” por avance secuencial de la grieta, como tampoco claridad en el clivaje o cuasi-clivaje ocurrido a través de los planos cristalográficos, tal como lo podría manifestar una fractura frágil de un acero al carbono o de la martensita revenida de un acero inoxidable (Dieter, 1988). Lo que se vio fue una superficie con prácticamente ausencia de deformación plástica macroscópica, en general brillante, con planos de aristas vivas, apuntando a fractura frágil posiblemente “intergranular”. Las cosas ya no estaban tan claras y la fe en la intuición se comenzó a desmoronar. Ya no bastaba solo con una configuración mecánica y análisis morfológicos de la fractura, se debía recurrir entonces a la metalurgia.

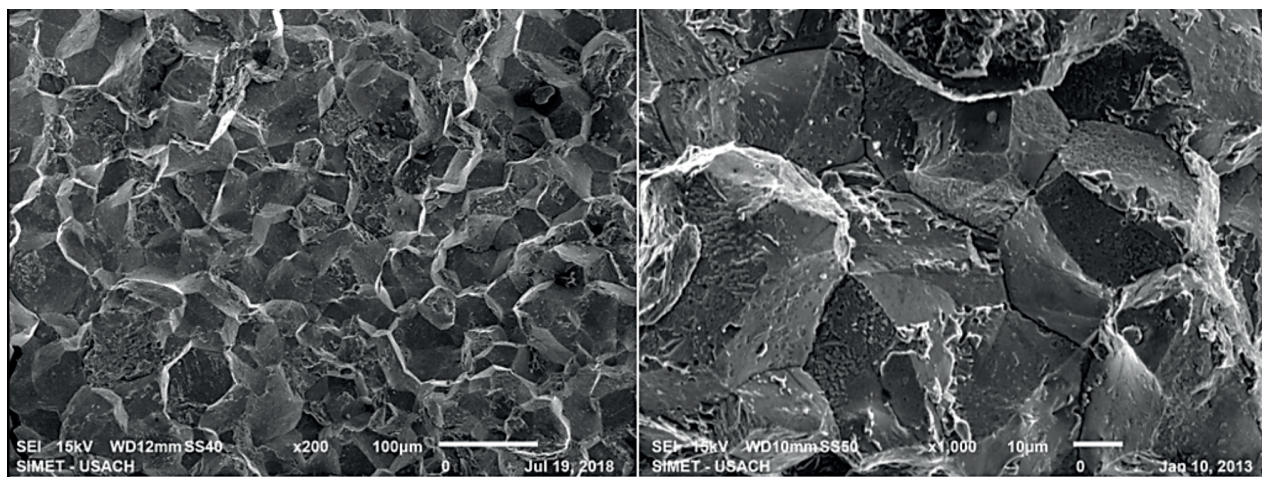


Figura N° 15. Imágenes SEM (SEI) a x500 y x1000 mostrando morfología de fractura intergranular.

Se desarrolló entonces un análisis químico, tal como se describe en el punto 4.1., descubriéndose que se podría tratar de un acero inoxidable martensítico AISI 420, dadas las cantidades en peso de C, Cr, y Ni. Tal aseveración fue confirmada paralelamente con el análisis microestructural descrito en el punto 4.2., al constatar la presencia de martensita por morfología y el ensayo de dureza que mostró 53 HRC, tal como lo establece la norma para este grado de aceros. Pero las micrografías además mostraron tres detalles importantes. El primero fue que tanto para el material atacado electrolíticamente con Nital y el atacado convencionalmente con Vilella, se evidenció en forma marcada el borde de grano austenítico previo. El segundo fue que tanto en las zonas cercanas a la soldadura como las más alejadas de ella se apreciaban grietas que avanzaban por el material base intergranularmente, desde la superficie del cilindro hacia el interior. El tercero fue que el material de aporte de la soldadura correspondía a un acero al carbono y que no se evidenciaban grietas en él.

La confirmación del origen marcadamente intergranular de la fractura vino por el análisis SEM del punto 4.7., como así también la confirmación que la fractura no se desarrolló en el material de aporte de la soldadura, si no que en el material base, ya que gracias a esta técnica se pudieron hacer análisis químicos puntuales en la superficie de fractura que mostraron las mismas proporciones de Fe, C y Cr del AISI 420,... ¡y nada más!, suponiéndose entonces que no hubo segregación de carburos o elementos aleantes hacia los bordes de grano austeníticos previos. También podría ser coherente con la causa de falla de la fractura original del cilindro, aquella por la cual fue posteriormente reparado por soldadura...

Todo lo anterior podría llevar a plantear una primera hipótesis de falla:

“El cilindro de acero inoxidable martensítico AISI 420 se fracturó debido a la nucleación de grietas superficiales generalizadas por acción de fatiga, producto de la acción de esfuerzos cíclicos por flexión. Dado que no se encontraron carburos o elementos de aleación en la superficie de fractura analizada por SEM se descarta la acción de segregaciones en los bordes de grano austeníticos que pudiesen haber aportado a la fragilización del material, por lo que la acción de la soldadura anterior a la fractura analizada no tiene relación con la falla”. Sin embargo, si bien esta hipótesis se basa en las

evidencias comprobadas con los ensayos efectuados, se pueden plantear las siguientes interrogantes que aún no se pueden explicar:

- (1) Si la fractura fue frágil y no hubo acción de elementos fragilizantes, ¿por qué la superficie de fractura es marcadamente intergranular y no se ven marcas de río o evidencia de clivaje?
- (2) ¿Es posible que el hecho de haber soldado el material haya provocado el calentamiento de una zona adyacente a la soldadura a una temperatura entre los 450 y 550 °C, provocando fragilización por revenido debido a la segregación de una capa monoatómica de P en el borde de grano austenítico no visible por SEM?
- (3) Si la fractura se produjo por acción del avance secuencial de grietas de fatiga, ¿por qué no se aprecian marcas de orilla de playa y alguna zona de desgarro o deformación plástica por sobrecarga mecánica debido a la disminución de área?
- (4) Si la fractura fue por fatiga y el ambiente de trabajo de la pieza era húmedo, de aguas lacustres, con bajas o moderadas cantidades de cloruros, posiblemente agresivo respecto a la corrosión, ¿por qué no se aprecian evidencias de corrosión por fatiga?
- (5) Si la acción de la soldadura no tuvo relación con la fractura, ¿por qué al poco tiempo se generó la falla con tales características?

Tal vez la mejor manera para responder estas interrogantes es tratar de encontrar un fundamento apropiado que explique por qué la superficie de fractura es predominantemente intergranular y no deja indicios de marcas de ningún tipo que pudiesen orientar la determinación del tipo o mecanismo de falla.

La fractura intergranular se podría atribuir al efecto de cuatro posibles mecanismos de falla, cada uno según ciertas condiciones o variables específicas:

- Fragilización por la segregación de elementos aleantes en los bordes de grano (Schultz y McMahon, 1972; Krauss, 2015).
- Fragilización por la segregación de hidrógeno a los bordes de grano (Krauss, 2008; McMahon *et al.*, 2009).
- Corrosión bajo tensiones (Stress Corrosion Cracking, SCC) (Dieter, 1988).
- Corrosión por fatiga (Dieter, 1988).

En esta falla, se podría descartar inmediatamente la fragilización por segregación de elementos aleantes, porque según el análisis por SEM del punto 4.7 no existe evidencia alguna de carburos en el borde de grano austenítico previo. Además, si el fenómeno hubiese sido por la segregación de elementos como el P (presente en este acero en cantidad suficiente) en el borde de grano, pese a que no se puede notar su presencia por SEM debido a su condición de capa monoatómica, se requiere de tiempos prolongados de revenido a temperaturas entre los 450 y 550° C con el propósito que los elementos fragilizantes puedan difundir a los bordes de grano (Schulz y McMahon, 1972). Esto no concordaría con el tiempo necesario para realizar el proceso de soldadura de un cilindro de 9 mm de espesor (cuestión de minutos) y tampoco se relacionaría con la ocurrencia de la primera fractura, previa a la soldadura, la que se produjo sin influencia de temperatura.

Sin embargo, es factible la absorción de hidrógeno en el tiempo, desde el medio ambiente hacia el interior de la red cristalina y la posterior difusión hacia los bordes de grano como sumideros o “trampas” de este elemento fragilizante. Los mecanismos y teorías de este tipo de fragilización son variados y aún en investigación, pero se ha comprobado que afectan mayoritariamente a aceros que presentan estructuras menos compactas que FCC (BCC, BCT, HCP), de alta resistencia (alto límite elástico) y alta dureza, como es el caso de los aceros inoxidable martensíticos, y que además están sometidos a esfuerzos de tracción (McMahon *et al.*, 2009). El problema es comprobar primero la existencia de este elemento en el material y luego la causa o fuente de hidrógeno disuelto en el ambiente, ya que su presencia tampoco se puede determinar con SEM. Paradojalmente la forma más popular de determinar la falla por hidrógeno en aceros es verificar mediante esta misma técnica la morfología predominantemente intergranular de la fractura, ya que “en aceros de alta resistencia templados y revenidos, la fractura por hidrógeno es invariablemente a lo largo de los granos austeníticos previos” (Krauss, 2015).

El SCC es otro de los mecanismos de falla, que para este caso particular, podría explicar el origen intergranular de la fractura. Su fundamento se basa en que el material debe estar sometido a un esfuerzo permanente de tan solo un 10% del esfuerzo de fluencia del material, ya sea externo (una carga) o interno (esfuerzos residuales, por ejemplo: solda-

dura); a un ambiente con elementos químicos que promuevan los procesos corrosivos (como los cloruros o microorganismos) y ciertos niveles de temperatura que aceleren la acción química sobre el material. Para el caso de los aceros inoxidables, es más frecuente la acción de cloruros sobre aceros austeníticos que martensíticos, sin embargo la ocurrencia de SCC en estos últimos podría darse también en combinación con la presencia de hidrógeno y generar “Hydrogen Stress Cracking”, lo que a su vez no se da en aceros inoxidables austeníticos (Schweitzer, 2007; Revie, 2011). Dado que la presencia de humedad con una baja o moderada cantidad de cloruros (ambiente lacustre) y un simple daño mecánico bastarían para romper la capa de óxido densa y homogénea del acero inoxidable, se podría generar entonces un punto anódico superficial o “pitting”. Este último podría comportarse mecánicamente como punto de concentración de esfuerzos y posteriormente como punto de nucleación de grieta debido a la tensión.

A medida que en la punta de grieta se van generando reacciones catódicas, átomos de hidrógeno son disociados del agua y se mantienen disponibles para entrar al metal, difundir por la punta de grieta y causar fragilización, la cual eventualmente sería por los bordes de grano previamente austeníticos (Dieter, 1988; Schweitzer, 2007). Cabe señalar que este mismo mecanismo podría producirse sin problemas debido a “Corrosión por Fatiga”, variando desde tensiones estáticas (SCC) a tensiones dinámicas o cíclicas.

Finalmente, la factibilidad de la propagación de grietas por fatiga, queda supeditada a la morfología de la fractura, ya que tanto para altos como bajos ciclos habría indicios de marcas de playa. Un catalizador importante sería el efecto de la corrosión, la cual generaría el fenómeno de corrosión por fatiga y como se mencionó anteriormente, podría generar una propagación de grieta intergranular, pero siempre dejando indicios del avance secuencial y en algún momento desgarro (deformación plástica por sobrecarga al disminuir el área), cosa que no se ve en la superficie de grieta de la pieza. Tal vez el hecho que el cilindro haya podido girar en su propio eje, producto de vibraciones mecánicas, sea la razón de no dejar marcas con un patrón definido, sin embargo la ocurrencia de este fenómeno no es suficientemente claro, solo es avalado por la existencia de más grietas superficiales alrededor de todo el cilindro. No obstante lo anterior, si combinamos la posible presencia de hidrógeno en los

bordes de grano y los esfuerzos de tensión producidos por la vibración mecánica, podría desarrollarse rápidamente una fractura frágil, intergranular y sin un patrón morfológico definido.

Por lo tanto, ahora que se han desarrollado ciertos conceptos metalúrgicos que explicarían la ocurrencia de fractura intergranular, ¿sería descabellado que la falla, antes y después de la reparación por soldadura, fuese originada por una combinación de mecanismos?... Si se recapitulan brevemente los antecedentes de la falla y los resultados de los diferentes análisis, con una nueva mirada basada en los conceptos planteados en la presente discusión, no es absurdo, y por el contrario es factible y muy probable, lo que nos lleva a plantear una nueva hipótesis:

“La carga estática, determinada por el peso del motor, sería la tensión permanente generada por la flexión del cilindro, la cual podría promover la nucleación de grietas superficiales por esfuerzo de tracción. En tanto las cargas dinámicas provocadas por la vibración inducida por el conjunto motor-hélice podrían promover algún grado de fatiga de bajo ciclaje. El cilindro se encuentra permanentemente sometido a un ambiente de aguas lacustres, que generaría las condiciones necesarias en el tiempo para promover corrosión generalizada y puntual (pitting) por acción combinada de humedad y cloruros, derivando en SCC y Corrosión por Fatiga, ya sea por tensiones estáticas o dinámicas. Tanto la reacción catódica producida en la superficie y puntas de grieta que genera hidrógeno disuelto, como la adsorción de este en el tiempo desde el medio ambiente, serían las fuentes de hidrógeno disponible para difundir hacia los bordes de grano auténticos previos, provocando fragilización y finalmente fractura predominantemente intergranular, en tanto la acción de la soldadura no tendría relación con ninguna de las fracturas”

¿Es esta hipótesis satisfactoria para explicar lo que le sucedió a la pieza en cuestión?, y más aún, ¿es posible comprobar cada una de las ideas planteadas en esta hipótesis?...

¡DEFINITIVAMENTE SÍ!, pero eso será materia de otra discusión.

6. Conclusiones.

a. Según análisis químico, microestructural y de dureza el material base correspondería a un acero inoxidable martensítico, probablemente AISI 420, diferente al material utilizado en la soldadura, que sería un acero al carbono capaz de producir transformación martensítica durante el enfriamiento.

b. La fractura de la pieza se produjo en el material base y no en la soldadura, la cual según el análisis de su morfología a nivel macroscópico (superficie brillante) y microscópico por SEM sería fractura intergranular y de tipo frágil.

c. Las micrografías tomadas en diferentes zonas, tanto cerca como lejos de la soldadura, mostraron presencia de grietas intergranulares generalizadas a lo largo del cilindro, probablemente asociadas a nucleación y crecimiento de grietas por tensiones o fatiga de bajo ciclaje. Lo anterior es concordante con la configuración mecánica preliminar de la pieza, ya que no hay evidencia de deformación plástica.

d. Posibles vibraciones pudieron haber hecho rotar al cilindro en su propio eje, generando esfuerzos de tracción máximos en toda la superficie y no solo en la zona inferior, haciendo crecer las grietas en diferentes direcciones, lo que podría explicar en parte que la morfología de la superficie de fractura no muestre indicios de “beach marks” u otras marcas asociadas a efectos de fatiga. Sin embargo, es un efecto aislado y de ocurrencia poco clara debido a que depende de una mala instalación de la varilla de sujeción en el motor.

e. El análisis químico por SEM efectuado a 7 puntos de la superficie de fractura no mostró presencia de elementos de aleación o carburos en los bordes de grano austeníticos previos que pudiesen estar asociados a segregaciones y que permitan concluir algún tipo de fragilización por revenido, sin embargo esta técnica no es la adecuada para notar la presencia de capas monoatómicas de elementos fragilizantes como el fósforo, presente en cantidades suficientes en este acero.

f. Se descarta la fragilización por revenido, ya que para generar este efecto se necesitan tiempos prolongados en el rango de temperatura 450 a 550° C, necesarios para que los elementos aleantes fragilizantes puedan difundir hacia los bordes de grano, lo que no concuerda con el corto tiempo necesario para soldar una pieza de 9 mm de diámetro.

g. Se concluye como hipótesis de falla la acción combinada y sinérgica de SCC, Corrosión por Fatiga y Fragilización por Hidrógeno, dada las condiciones ambientales, químicas y mecánicas de la pieza. Lo anterior, da explicación coherente a los dos eventos de fractura en el tiempo y su superficie predominantemente intergranular. Se descarta la influencia del proceso de soldadura en la falla.

Referencias

AISI Steels Product, 1974. Manual 13. Stainless and Heat Resisting Steels.

Brick RM, Gordon RB, Phillips A. 1965. Structure and properties of alloys. Mc Graw Hill Ed., Nueva York, USA.

Dieter GE. 1988. Mechanical metallurgy. McGraw-Hill Book Company, London, UK.

Honda Motor Co., 2003. Honda Marine Owner's Manual BF40A/BF50A.

Krauss G. 2015. STEELS, processing, structure, and performance. ASM International, USA.

Leslie WC. 1981. The physical metallurgy of steels. Mc Graw Hill Ed., Nueva York, USA.

McMahon CJ, Liu X, Kameda J, Morgan MJ. 2009. Recent observation of hydrogen-induced cracking of high-strength steels. ASM International, Proceedings of the 200 International Hydrogen Conference.

Revie RW. 2011. Uhlig's Corrosion Handbook, ECS & Wiley, New Jersey, USA.

Schultz BJ, McMahn CJ. 1972. Temper embrittlement of alloy steels. ASTM, Philadelphia; USA.

Schweitzer PA. 2007. Corrosion engineering Handbook: Fundamentals of metallic corrosion. CRC Press, Florida, USA.