

**Título del Proyecto
de Investigación a que corresponde el Reporte Técnico:**

**ANALISIS DE FALLA Y DETERMINACION DE CAUSA RAIZ DE
FRACUTRAS EN COMPONENTES DE ALUMNIO PARA LA
INDUSTRIA AUTOMOTRIZ**

Tipo de financiamiento

Sin financiamiento

Autores del reporte técnico:

Luis Daniel García Flores, Juan Francisco Hernández Paz, Imelda Olivas Armendáriz, Hortensia Reyes Blas y Claudia Alejandra Rodríguez González.

ANÁLISIS DE FALLA Y DETERMINACIÓN DE CAUSA RAÍZ DE FRACUTRAS EN COMPONENTES DE ALUMINIO PARA LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

Resumen del reporte técnico en español

Los rines de aluminio juegan un papel muy importante sustituyendo a los rines de acero que son más pesados. Otras de las ventajas es la apariencia estética que se puede lograr con los vaciados de aluminio. La aleación A356.0 por su baja porosidad permite hacer diseños de rines con espesores de pared muy delgados, buena apariencia y con procesos adecuados se puede lograr que estos productos tengan excelentes propiedades mecánicas. Sin embargo, como todo material, pueden ocurrir defectos de manufactura o cálculos ingenieriles que llevan a la falla del componente. En el presente trabajo, se estudió la fractura de rines de aluminio, se determinó el origen y la causa raíz del mismo a través de técnicas metalográficas y fractográficas. El entendimiento de este fenómeno lleva a una mejor comprensión del proceso de manufactura y su interacción con el material utilizado.

Resumen del reporte técnico en inglés

Aluminum wheels play a very important role replacing the heavier steel wheels. Another advantage is the aesthetic appearance that can be achieved with aluminum castings. Due to its low porosity, the A356.0 alloy allows to make wheel designs with very thin wall thicknesses, good appearance and with suitable processes it is possible to achieve that these products have excellent mechanical properties. However, like all materials, manufacturing defects or engineering calculations can occur that lead to component failure. In the present work, the fracture of aluminum wheels was studied, its origin and root cause was determined through metallographic and fractographic techniques. Understanding this phenomenon leads to a better understanding of the manufacturing process and its interaction with the material used.

Palabras clave: análisis de falla, aleaciones de aluminio, rines.

Usuarios potenciales

Industria automotriz de la localidad.

Reconocimientos

CONACYT por su apoyo a becarios.

Industria automotriz de la localidad.

1. INTRODUCCIÓN

La mecánica de fractura se ha impulsado desde los materiales metálicos tradicionales de ingeniería, que, siendo excelentes para la construcción de componentes de máquinas y como elementos estructurales, han dado a lo largo de su historia importantes fallas, que han obligado al estudio y modelación de su comportamiento. En el desarrollo de la ingeniería de materiales se incluyen los materiales naturales como la madera, la piedra, la arcilla, cerámicos como los: hormigones, ladrillos, refractarios y los poliméricos y compuestos que también son objeto de estudio.

El análisis mecánico de la fractura y la fractografía han llegado a ser de gran importancia en la comunidad ingenieril ya que permite aumentar la seguridad de los diseños de estructuras y componentes de todo tipo en la industria, además de permitir el análisis y control de componentes estructurales (Arana J.L., 2002).

Desde el punto de vista de la mecánica continua, se puede definir la resistencia a la fractura de un material como el valor crítico del factor de intensidad de tensión, el último dependiendo de una combinación del estrés en la punta de la grieta y el tamaño de la grieta que resulta en un valor crítico.

La fractura y el “crecimiento lento” de la grieta reflejan la respuesta de un material (es decir, su microestructura) a las acciones conjuntas de las fuerzas motrices mecánicas y químicas y se ven afectados por la temperatura. Por lo tanto, existe una necesidad de comprensión cuantitativa y modelado de las influencias de los entornos químicos y térmicos, y de la microestructura, en términos de las variables clave internas y externas y de su incorporación en el diseño y las implicaciones probabilísticas.

En este documento particularmente se enfoca a investigar la fractografía y el modo de falla en el aluminio A356 utilizado en el rin de un vehículo todo terreno. Este componente presentó fractura en planta ensambladora del vehículo. La finalidad es encontrar la causa raíz del problema ya sea por diseño o por el proceso de producción del producto.

2. PLANTEAMIENTO

Las aleaciones de fundición de bajo peso y de alta resistencia son cada vez más utilizadas en la industria hoy en día, estos materiales están reemplazando típicamente partes de hierro fundido y aceros. El principal propósito de estas aleaciones es reducir el peso de productos y, por lo tanto, aumentar la eficiencia y ahorro de energía. El presente proyecto corresponde a una serie de casos de fractura de componentes de aluminio para la industria automotriz. Se requiere

determinar la causa de falla para evitar que se repita y determinar si fue causada en el área de ensamble o por manufactura del componente. Para determinar esto, es necesario estudiar la microestructura y comportamiento mecánico del material en el área donde surgió la falla para verificar de donde proviene el origen de la falla, y poder definir los cambios requeridos, como pudieran ser: falla de diseño, falla en el proceso de fundición, falla por sobre esfuerzo (torque).

Las fracturas de componentes de la industria automotriz pueden causar daños catastróficos al vehículo e inclusive a sus ocupantes. Por tal motivo, el presente proyecto se enfoca en entender el mecanismo de falla que se presentan componentes de aluminio fabricados por el proceso de fundición. Con esto se pretende incidir en el conocimiento de que si la falla es causada en ensamble o es originada por el proveedor y así ayudar a determinar acciones para mitigarlo o eliminarlo.

2.1 Fracturas de componentes

Leonardo da Vinci realizó los primeros experimentos en fractura. Varias reglas de la causa de la fractura fueron establecidas por primera vez por él. Posteriormente, Griffith en sus primeros estudios determinó la relación entre la fractura y el tamaño de los defectos. El formuló la teoría de la fractura, la cual se basa en un balance termodinámico de energías [1].

Una fractura se define como la separación de una pieza en dos o más partes. Esta puede variar de acuerdo a las propiedades mecánicas del material, el tipo de esfuerzo que se le aplica, su geometría y velocidad de deformación [4]. Cuando la deformación plástica a la que se somete un material es muy grande, el resultado final es la fractura. Las fracturas de una forma muy general se pueden clasificar en fracturas frágiles y dúctiles. Cada una presenta diferentes características microscópicas y macroscópicas.

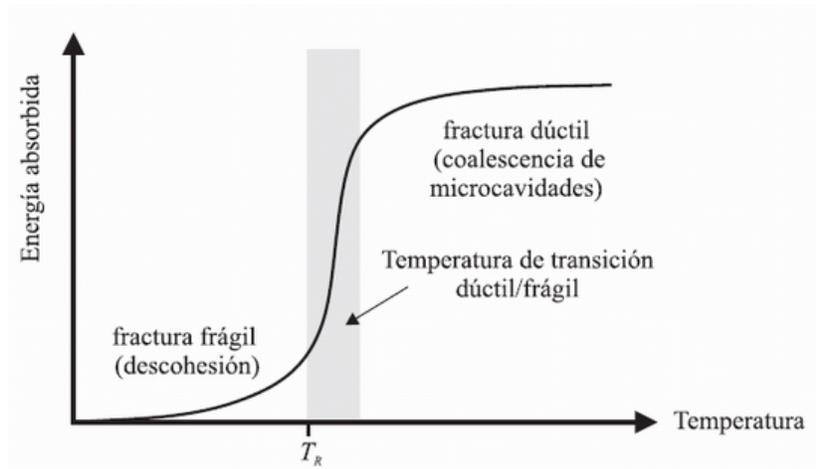


Figura 1 Esquema de la energía de fractura por impacto para un acero al carbono

La fractura frágil ocurre generalmente sin que exista deformación plástica. Estas no son tan comunes en los metales y cuando ocurren son catastróficas, incurriendo en altos costos y lamentablemente algunas veces en la muerte de seres humanos. [3].

La fractura frágil es plana, ocurre a 90° , sin que exista deformación plástica, aparente.



Figura 2 Apariencia macroscópica de una fractura frágil.

Cuando existe deformación plástica, se presenta una fractura dúctil. Puede comenzar en un área de concentración de esfuerzo [3]. Los esfuerzos cortantes que la originan dejan una apariencia macroscópica de forma copa-cono.

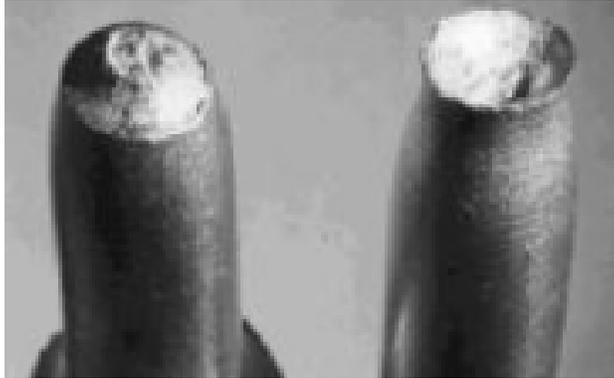


Figura 3 Apariencia macroscópica de una fractura dúctil

2.2 Características morfológicas de una fractura

Con el análisis fractográfico se observan las fracturas pudiendo apreciar diferentes características morfológicas que permiten definir si la fractura es dúctil o frágil. La fractura frágil presenta superficies granular y marcas radiales; mientras que una fractura dúctil presenta una apariencia superficial fibrosa y con huecos pequeños.

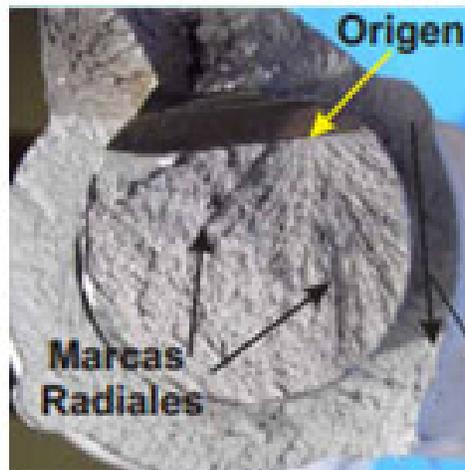


Figura 4 Ejemplo de marcas radiales en fracturas frágiles

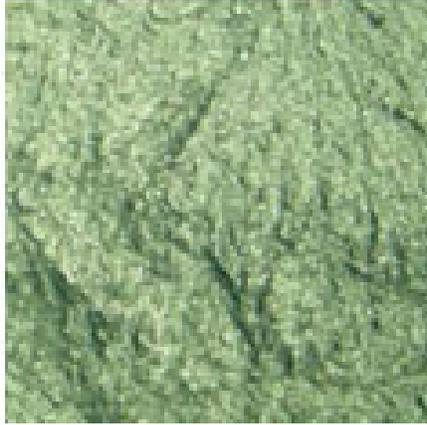


Figura 5 Ejemplo de aspecto granular



Figura 6 Ejemplo de fractura dúctil



Figura 7 Ejemplo de huecos en fractura dúctil

2.3 Características microscópicas de una fractura

A nivel microscópico las fracturas frágiles pueden presentar una característica llamada clivaje la cual se propaga de una manera transgranular, esto es, a través de los granos del material. En el caso de las fracturas intergranulares, la fractura se propaga a través de los límites de grano y la evidencia es una apariencia rocosa.

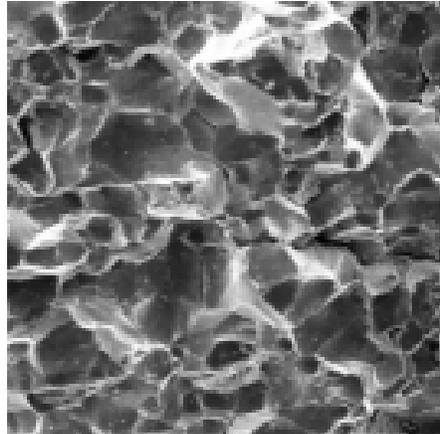


Figura 8. Ejemplo de fractura intergranular

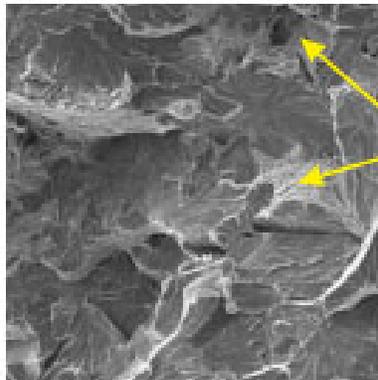


Figura 9 Ejemplo de fractura transgranular.

La fractura dúctil a nivel microscópico presenta los llamados “dimples” y una estructura fibrosa.

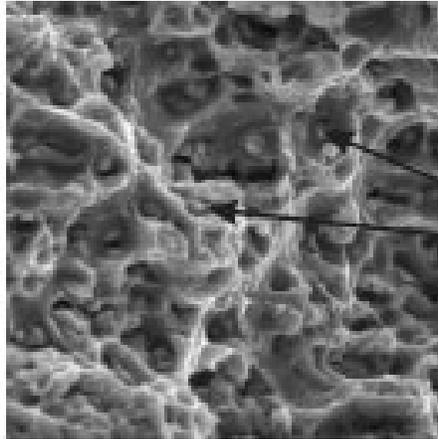


Figura 10 Ejemplo de superficie de fractura dúctil con “dimples” y apariencias fibrosa

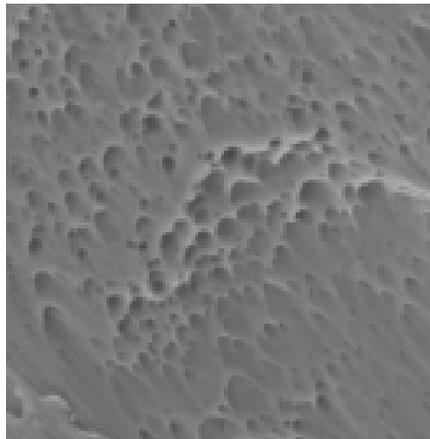


Figura 1 Zona de fractura

2.4 Detección de fallas

Las fallas pueden ser detectadas con ensayos no destructivos y ensayos destructivos, respectivamente. Con los ensayos destructivos se puede determinar la tendencia a fallas de componentes utilizando materiales iguales al que se usará en el componente final. Se obtienen probetas del mismo lote de producción y estas son sometidas a procesos que las destruyen y ayudan a determinar la causa de esa falla. Las pruebas de dureza, las pruebas mecánicas, los análisis metalográficos son análisis destructivos.

Los ensayos no destructivos como su nombre lo indica no destruyen el componente. Algunos ejemplos de estos son: radiografía industrial, las tintas penetrantes, ultrasonido y partículas magnéticas.

El análisis de falla se realiza para determinar las razones o causa raíz de la falla y de esta manera poder prevenirla [5].

Tabla 1 Clasificación cuantitativa de la probabilidad de ocurrencia de una falla.

Puntuación	Probabilidad de ocurrencia	Probabilidad de falla
10	Muy alta: el fallo es casi inevitable	1 de 2
9		1 de 3
8	Alta: repetición de falla	1 de 8
7		1 de 20
6	Moderada: fallas ocasionales	1 de 80
5		1 de 400
4		1 de 2,000
3	Baja: relativamente pocas fallas	1 de 15,000
2		1 de 150,000
1	Remota: la falla es poco probable	1 de 1,500,000

Tabla 2 Clasificación cuantitativa de la probabilidad de detección de una falla.

Puntuación	Detección	Probabilidad de detección por control de diseño.
10	Absoluta incerteza	El control de diseño no puede detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
9	Muy remota	Muy remota oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
8	Remota	Remota oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
7	Muy baja	Muy baja oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
6	Baja	Baja oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
5	Moderada	Moderada oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
4	Moderadamente alta	Moderadamente alta oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
3	Alta	Alta oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
2	Muy alta	Muy alta oportunidad de que el control de diseño pueda detectar la causa potencial y el subsecuente modo de falla.
1	Casi seguro	El control de diseño detectara la causa potencial y el subsecuente modo de falla.

Tabla 3 Clasificación cuantitativa de la severidad de las consecuencias de una falla

Puntuación	Efecto	Severidad del efecto
10	Peligros sin previo aviso	Una puntuación muy alta de severidad se presenta cuando un potencial modo de fallo afecta la seguridad del sistema sin previo aviso.
9	Peligros con previo aviso	Una puntuación muy alta de severidad se presenta cuando un potencial modo de fallo afecta la seguridad del sistema con previo aviso.
8	Muy alto	Sistema inoperable con fallas destructivas sin comprometimiento de la seguridad.
7	Alto	Sistema inoperable con daños en el equipo.
6	Moderado	Sistema inoperable con pequeños daños en el equipo.
5	Bajo	Sistema inoperable sin daños en el equipo.
4	Muy bajo	Sistema operable con significativa degradación en el desempeño.
3	Menor	Sistema operable con degradación en el desempeño.
2	Muy menor	Sistema operable con mínima interferencia.
1	Ninguno	No hay interferencia.

3. METODOLOGÍA

3.1 Material utilizado

Las muestras analizadas fueron piezas de aluminio A356 correspondientes a rines de vehículos de todo terreno (ATV). Una de las muestras es el rin que presentó fractura en la línea de ensamble en planta, cabe mencionar que esta muestra es la que generó el presente trabajo de tesis. Además, se utilizaron al menos dos rines de diferentes lotes de producción (dos del mes de mayo y otros dos del mes de junio) que no presentaron falla para comparar la estructura y someterlas a condiciones similares de ensamble para buscar replicar la falla.

3.2 Área de interés y duplicación de fractura

Primeramente, se realizó la inspección visual del área donde ocurrió la fractura, buscando indicios de alguna evidencia por mal manejo del operario en cuanto a golpes visibles o marcas de esfuerzo (torque), también se buscó algún otro tipo de situación que pudiera haber contribuido con la fractura. Posterior a esto, se continuo con la validación de los planos del diseño del rin, revisando las dimensiones y asegurando que cumplan y estén dentro de las tolerancias geométricas (GD&T) dadas en el plano. Después se procedió con los cortes en áreas alrededor y a una distancia adecuada de la fractura para no generar daño térmico en la microestructura de la muestra y, que cuenten con el tamaño apropiado para que puedan ser introducidas en los equipos de caracterización.

Se procedió con la prueba de simulación y replicación de falla, instalando una maza de un ATV en una mesa para colocar los rines de aluminio, se le aplico un esfuerzo de torque a las tuercas de rin para ver su comportamiento, tomando como referencia las especificaciones del diseño que el torque mínimo para este modelo es de 90 Nm y el torque máximo es de 120 Nm. Dependiendo de los resultados, si llega a ocurrir una fractura en cualquiera de los rines de aluminio, se cortará el área para tomarse como muestra y será analizada por las técnicas de caracterización a la que vamos a someter la muestra de fractura original.

3.3 Caracterización por espectroscopía de emisión óptica

Para determinar la composición química de la muestra, se utilizó un equipo Espectrómetro de emisión óptica "Foundry tester machine", este tipo de caracterización nos genera datos de forma cuantitativa de cada uno de los elementos que componen esta aleación. Se realizan 5 pruebas en cada muestra y estadísticamente se calcula la media y su desviación estándar.

3.4 Microdureza Vickers

Para la medición de la Microdureza se utilizó un micro durómetro “Future-Tech Micro-hardness tester FM”, evaluando la matriz α -Al se utilizó HV/0.05 que corresponde a la aplicación de una carga de 50g.

3.5 Estereoscopía

Posteriormente las muestras se observaron con un estereoscopio para determinar las relaciones macro estructurales y morfológicas del material. Documentando los resultados de las muestras introducidas en esta parte. Utilizando un estereoscopio Nikon eclipse MA100. A una magnificación de 20, 23.5 Y 100 aumentos respectivamente, con la intención de encontrar el punto inicial de la fractura y propagación de la grieta.

3.6 Metalografía

En esta parte se realizó el análisis metalográfico. Se prepararon las muestras por medio de los siguientes pasos:

- En el primero se cortaron las muestras de un tamaño adecuado para que sus dimensiones no sean mayor a los que tiene la cámara de la máquina que instala la resina utilizando una sierra banda con revoluciones bajas para que genere la menor temperatura posible.
- Posteriormente se ingresan a la cámara de la máquina Mounting press PR-36 y se montan en una resina lucite powder con el número de parte 811-133 de la marca leco para un mejor manejo de muestra.
- Después de ser montadas en la resina se procede al desbaste y pulido de cada una de las muestras hasta dejar un acabado de espejo. En este paso se utiliza una pulidora de disco rotatorio con los diferentes grados de lija 120, 400, 600, 800 y 1200, después continuamos con paños para pulido y suspensiones de diamante de 5 μm , 3 μm y 1 μm . cabe mencionar que entre cada uno de estos pasos se limpiaron las muestras para remover residuos de lija y suspensión de diamante en un baño ultrasónico.
- El siguiente paso será el de analizar la muestra en el microscopio Nikon SNZ 745T, a una magnificación de 400 μm . Observando detalladamente las diferentes fases de las muestras, dendritas y defectos en caso de que contenga tales como porosidad e inclusiones (concentraciones de esfuerzo).

Después de haber tomado imágenes de todas las muestras, se realizaron mediciones manuales para determinar el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (EBDS) con la ayuda del programa Image J utilizando las imágenes tomadas por el microscopio. EBDS se le llama a la

distancia que hay entre los brazos secundarios de las dendritas como se ilustra en la figura 12. La medición de estas sirve para calcular la velocidad de enfriamiento. Existen varios métodos para realizar esta medición según (Vandersluis, 2017), de los 5 métodos que menciona, para esta investigación se utilizó el método D, donde N representa el número de brazos secundarios contados solo a lo largo de un lado del brazo primario. L representa la longitud paralela al brazo primario que se extiende de centro a centro entre los brazos secundarios contados. Como L se mide específicamente para los brazos secundarios contados, la asimetría de la dendrita no influye en este método y, el lado de los brazos medidos se eligió al azar. La ecuación de la figura 20 es la que se utilizó para calcular EBDS. La medición se realizó en mm y posteriormente se convirtieron a um para poder calcular la velocidad de enfriamiento.

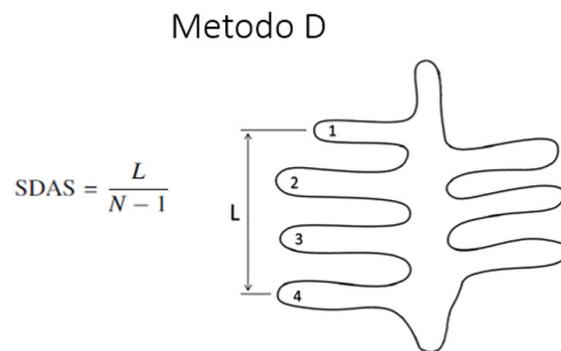


Figura 12. Método utilizado para medir el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios, SDAS por sus siglas en ingles (Vandersluis, 2017).

La solidificación comienza con el desarrollo de la dendrita. La separación entre los brazos de EBDS depende de la composición química de la aleación, velocidad de enfriamiento, tiempo local de solidificación y gradiente de temperatura. El EBDS controla el tamaño y la distribución de la porosidad y las partículas intermetálicas en la fundición. Cuando EBDS se vuelve más pequeño, la porosidad y segunda fase de los componentes se dispersan de manera más fina y uniforme. Este refinamiento de la microestructura conduce a una sustancial mejora en las propiedades mecánicas (M. O. Shabani, 2010). Los valores medidos de EBDS y la velocidad de enfriamiento promedio (R) durante la solidificación se ajustaron a una expresión de potencia (Wang, 1997).

$$EBDS = 36.7 R^{-.032}$$

Donde EBDS es el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios en um y, R representa la velocidad de enfriamiento en °C/s. despejando la fórmula para poder calcular R, quedando la expresión matemática de la siguiente manera para calcular la velocidad de enfriamiento.

$$R = \left(\frac{36.7}{EBDS} \right)^{1/.032}$$

3.7 Caracterización por microscopía electrónica de barrido (SEM)

Las muestras que generaron fractura se evaluaron a 20kV, con el detector de electrones secundarios a alto vacío, a una distancia de trabajo de 10.7 mm y 21.7 mm respectivamente, utilizando una maquina HITACHI modelo SU5000. Esto se realiza con el fin de visualizar con la ayuda de una computadora el tipo y el modo de fractura y así determinar el modo de falla mecánica y el punto de origen de la fractura.

3.8 Caracterización por tomografía computarizada

Para conocer la distribución de porosidad presente en la muestra del rin fracturado, se utilizó la técnica de caracterización por tomografía computarizada. Y así poder analizar en caso de que esté presente algún tipo de porosidad. Este tipo de caracterización se realizó con una Maquina Nikon XT H 225, utilizando los parámetros que se muestran en la tabla 4. Se realizó un escaneo de 360 grados de las muestras, tomando una imagen cada 0.5 grados adquiriendo 720 imágenes y donde se generó un modelo en 3D,

Tabla 4 Parámetros utilizados en la maquina XT H 225 para detección de porosidad.

Herramienta de imagen	
Proyecciones	720
Fotograma por proyección	2
Normalización de flujo	Si
Corrección de sombreado	
Imágenes de referencia	8 imágenes promedio
Rotación	360 °
Voltaje	125 kV
Amperaje	76 μA
Filtro	estaño 0.250 mm
Objetivo blanco	60000

Finalmente, después de obtener datos de las diferentes técnicas de caracterización, los resultados obtenidos se analizarán en conjunto y se determinará la causa raíz de modo de falla.

4. RESULTADOS

En esta sección se presentan los resultados obtenidos de las pruebas de caracterización realizadas en las muestras que se obtuvieron, para evaluar y comparar composición, microestructura, propiedades y efectos a través de las técnicas de Espectroscopía de Emisión Óptica (OES), Microdureza Vickers, Microscopía Óptica (MO), Estereoscopía, Microscopía Electrónica de Barrido (SEM), Espectrometría de dispersión de energía de rayos X (EDS) y Tomografía Asistida por Computadora (CT scan). Como se mencionó anteriormente el objetivo principal de este trabajo es encontrar la causa raíz de la fractura ocurrida en el rin de aleación de aluminio A356. En lo que respecta a las muestras, en la tabla 5 se describe como se identificó cada una de ellas, el nombre que se utilizara para identificarlas, la descripción y el momento de fuerza que se aplicó a cada una de ellas utilizando unidades de torque. Las muestras que sufrieron fracturas además de la muestra 1, que es la que originó esta tesis, son las muestras 2 y 5. La muestra 2 fracturó aproximadamente a los 130Nm en la prueba de replicación de problema. Las muestras 3, 4 y 5 no sufrieron fractura en la prueba de replicación de problema. Las muestras 4 y 5 además de pasar la prueba de replicación de problema se expusieron a un torque mayor de 250Nm con la intención de provocar falla y comparar el tipo de fractura con la que presentaron las muestras 1 y 2, la muestra 4 no sufrió fractura, ya que en esta prueba se barrió la tuerca y en ese momento se detuvo la prueba, la muestra 5 fracturo arriba de 250Nm.

Tabla 5 Descripción de muestras utilizadas en replicación de problema.

Nombre de la muestra	Descripcion de la muestra	Momento de fuerza(Torque Nm)
1	Sufrio fractura en la línea de ensamble en planta	Desconocido
2	Sufrio fractura en prueba de replicacion de problema	Menor a 140
3	No sufrio fractura en prueba de replicacion de problema	150
4	Forzada no sufrio fractura	Mayor a 250
5	Forzada sufrio fractura	Mayor a 250

4.1 Espectroscopía de emisión óptica.

Tomando en cuenta la importancia que tiene la composición química en la ciencia de los materiales, Se debe cerciorar que el rin de aluminio de aleación A356 cumpla con los porcentajes de elementos que la componen de acuerdo a la especificación. En su totalidad esta aleación de aluminio A356 está compuesta por 24 elementos químicos y, los que tienen una relevancia más importante para su estructura son los que se muestran en la tabla 6, el resto no tiene un efecto significativo, ni el porcentaje requerido para afectar las condiciones de la composición. Como se puede observar en la tabla 6 el resultado obtenido por esta

caracterización todas las muestras están dentro de las especificaciones dadas por ASM, por lo que podemos determinar que son de grado A356.0. A continuación se muestra la tabla comparativa.

Tabla 6 Comparativo entre ASM A356.0 y resultados obtenidos por espectroscopía de emisión óptica

A356 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ACUERDO AL MANUAL DE ASM									
Aluminio, Al	Silicio, Si	Hierro, Fe	Cobre, Cu	Manganeso, Mn	Magnesio, Mg	Zinc, Zn	Titanio, Ti	Otros, C/U	Otros, total
91.1 - 93.3 %	6.5 - 7.5 %	0.20%	0.20%	0.10%	0.25 - 0.45 %	0.10%	0.20%	0.05%	0.15%

ELEMENTO	Muestra 1		Muestra 2		Muestra 3		Muestra 4		Muestra 5	
	Media %	σ								
Al	92.1200	0.0837	92.0400	0.0894	92.0200	0.1095	92.0600	0.1342	92.7200	0.3033
Si	7.0500	0.0570	7.0940	0.0971	7.1380	0.1126	7.0760	0.1009	6.4040	0.2777
Fe	0.1034	0.0022	0.1188	0.0054	0.1092	0.0136	0.1126	0.0038	0.0923	0.0043
Cu	0.0085	0.0006	0.0082	0.0002	0.0084	0.0005	0.0090	0.0003	0.0081	0.0003
Mn	0.0035	0.0006	0.0046	0.0008	0.0052	0.0012	0.0051	0.0008	0.0037	0.0004
Mg	0.2766	0.0044	0.2546	0.0161	0.2392	0.0138	0.2736	0.0043	0.2732	0.0180
Zn	0.0373	0.0015	0.0291	0.0012	0.0278	0.0017	0.0328	0.0004	0.0281	0.0010
Ti	0.1376	0.0030	0.1446	0.0032	0.1466	0.0023	0.1420	0.0020	0.1560	0.0014

Observando la desviación estándar para cada elemento, la dispersión obtenida es muy pequeña por lo que podemos confirmar que la composición química para esta muestra se encuentra dentro de los parámetros de especificación para una aleación A356.

4.2 Análisis visual

La inspección visual de la muestra 1 reveló que la fractura inició en la parte interior del área de sujeción y además esta fractura se propagó hacia la parte exterior o perimetral de la misma. La imagen de la figura 13 tomada con una cámara Nikon coolpix W100, muestra la fractura generada en la muestra 1, donde el punto señalado como número 1 indica el inicio de fractura, este punto es donde recibió la mayor carga de fuerza y la fractura se propaga hacia el punto número 2 donde finaliza, el torque a la que fue expuesta se desconoce, ya que esta muestra es la que falló en planta. En la inspección visual de la muestra no se observó algún tipo de deformación por golpe o marcas por mal manejo del componente.



Figura 13. Imagen de trayectoria de grieta tomada por la parte inferior y superior de la muestra 1) inicio de fractura. 2) final de fractura.

La imagen de la figura 14 muestra el área donde se originó la fractura en donde se observa la propagación hacia la parte superior e inferior del rin, con una dirección hacia la parte externa del área de sujeción del rin. En la parte derecha de esta imagen en donde a mayor magnificación, es donde se aprecia más claramente el área de inicio de fractura.

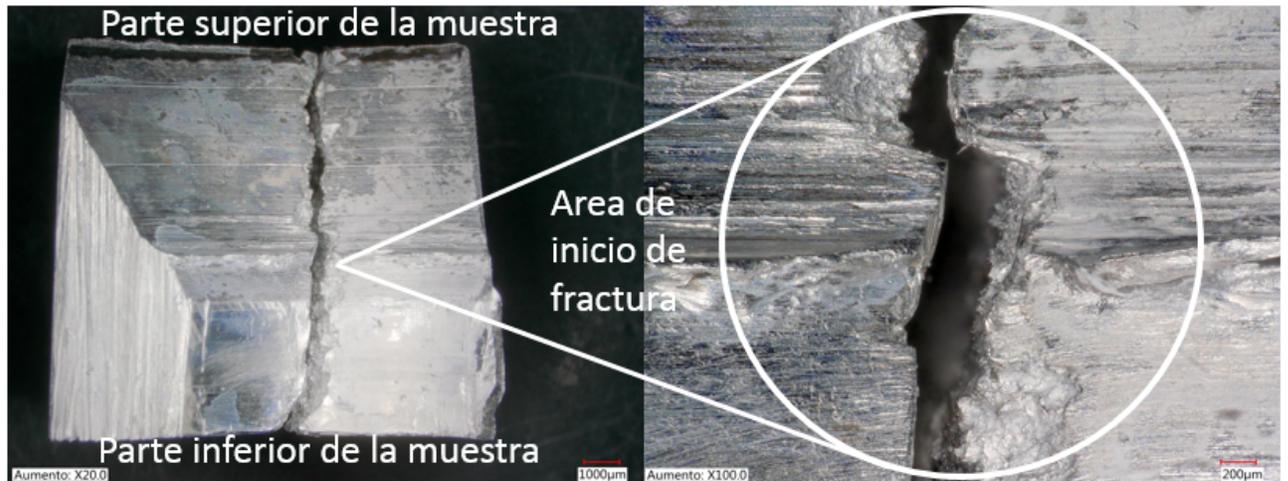


Figura 24. Imagen de fractura obtenida por un estereoscopio.

La figura 15 muestra la cara de fractura de la muestra 1 donde se señala el área de origen de la fractura y la posición de la muestra.



Figura 15. Imagen del inicio de fractura muestra 1.

En la figura 16 se puede observar el área de inicio de fractura de la muestra 2, no se aprecian excesivas marcas de esfuerzo o un significativo desbaste de material en el área de sujeción.



Figura 16. Imagen del inicio de fractura muestra 2.

La figura 17 muestra la imagen del área de sujeción del rin de la muestra 3, donde se puede observar las marcas de esfuerzo normal en el área donde la tuerca hace contacto con el rin, esta muestra no sufrió fractura en la prueba de replicación de problema.

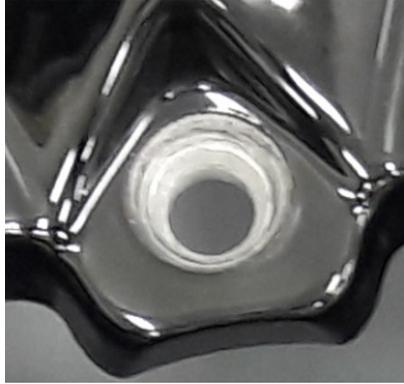


Figura 17. Imagen del área de sujeción de la muestra 3.

La imagen de la figura 18 muestra marcas de esfuerzo y desgaste de material en el área de sujeción, debido al momento de fuerza en torque aplicado para provocar fractura, lo cual no sucedió debido a que la tuerca se barrió.



Figura 18. Imagen del área de sujeción de la muestra 4.

La imagen de la figura 19 muestra el área de inicio de fractura de la muestra 5, que dio como resultado al ser expuesta a un alto torque, el área donde fracturo es similar al de las muestras 1 y 2 que también sufrieron fractura.

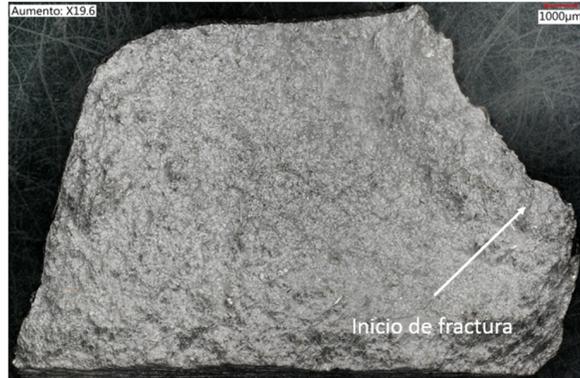


Figura 19. Imagen del inicio de fractura muestra 5.

4.3 Microdureza

La figura 20 la indentación realizada por el durómetro Vickers en la superficie de la muestra 1. Para la indentación, equivale a un valor de dureza. Estos se reportan para todas las muestras en la tabla 8 la cual muestra el promedio de 3 indentaciones y su respectiva desviación estándar.

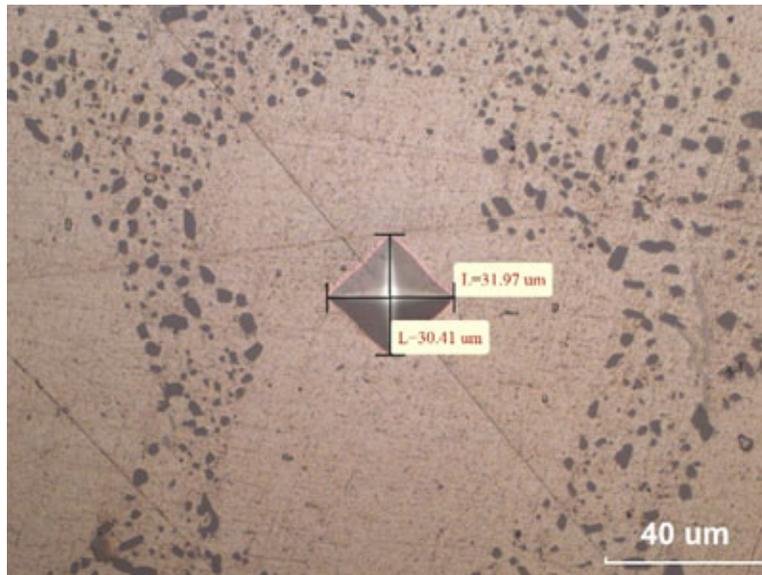


Figura 20. Imagen del dentado y medición de Microdureza vickers.

Tabla 7 Resultado de la medición de micro-dureza de las 5 muestras a 50g.

Muestra	Media (HV0.05)	σ
1	100	5.03
2	93	1.53
3	96	2.31
4	105	3.51
5	94	0.58

La tabla 8 muestra los resultados obtenidos de Microdureza Vickers HV0.05 que corresponde a la escala de 50g de fuerza, se observa que la muestra 1 su media es de 100 pero su desviación estándar es la mayor de todas con una desviación estándar de 5.03 a lo que si se compara con las muestras 2, 3 y 5 son muy similares. En lo que respecta a la muestra 4 es la que contiene el mayor valor en la media de 105 y con una dispersión en la desviación estándar de 3.51. A lo que se puede deducir que no hay una diferencia estadística significativa que implique que la diferencia de dureza del material sea la causa de la falla.

4.4 Metalografía

La figura 21 muestra la microestructura de la muestra uno cerca de la zona de fractura, en la imagen se observa claramente la presencia de dos fases, la de la matriz de aluminio (α) y el del silicio eutético, el cual presenta una morfología nodular, lo cual indica lo cual indica que la muestra se modificó con algún elemento como el estroncio (Sr) o bien que experimento un proceso de solidificación rápido. También, se observa que la solidificación resultó en la formación de dendritas.

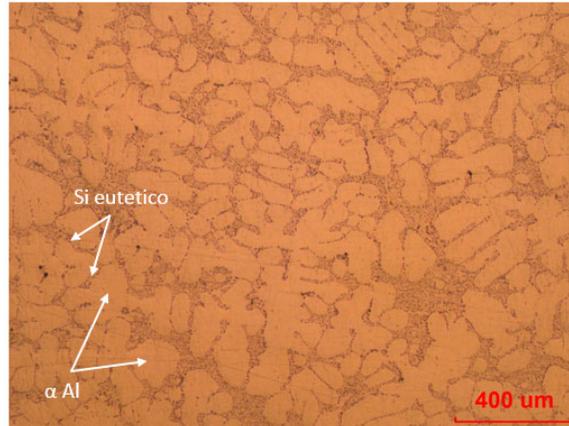


Figura 21. Micrografía obtenida por microscopía óptica. Muestra 1 se observan 2 fases, aluminio y silicio eutéctico, no hay evidencia de porosidad.

La figura 22 de las muestras 2, 3, 4 y, 5 tomadas por microscopía óptica, la semejanza a la muestra 1 es prácticamente la misma microestructura de solidificación, donde claramente se aprecia la fase de aluminio y silicio eutéctico, además de las dendritas.

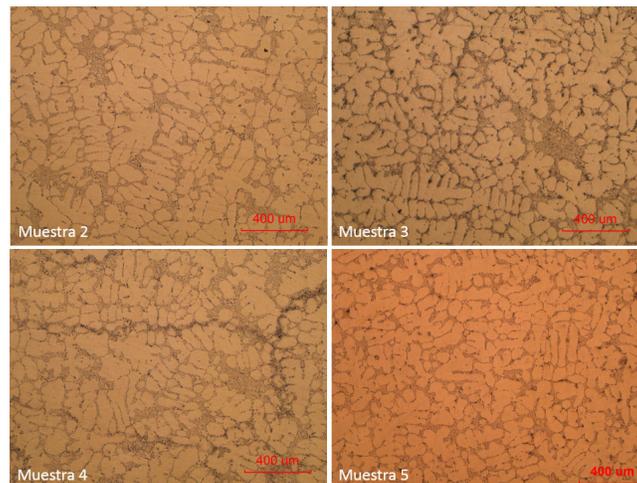


Figura 22. Micrografías obtenidas por microscopía óptica. Muestras 2, 3, 4, y 5, se observan 2 fases, aluminio y silicio eutéctico, no hay evidencia de porosidad.

Espaciamiento interdendrítico (EBDS) y velocidad de solidificación

Se determino el EBDS de las 5 muestras, los resultados se muestran en la tabla 8, indica que todas tienen una similitud, el tamaño de la media esta entre 50 μm y 55 μm excepto, la muestra 1 que su en su media es de 66 μm , pero si observamos bien esta muestra el valor en la desviación

estandar es mayor aproximadamente por 6 μm con respecto a las otras muestras, por lo que no se ve una variación significativa estadísticamente.

Tabla 8 Medición de espacios interdendríticos en todas las muestras.

Muestra	EBDS Media μm	σ
1	66.948	17.773
2	53.642	10.255
3	54.532	11.658
4	55.593	9.167
5	50.956	9.666

La tabla 9 muestra la velocidad de solidificación determinada con la ecuación $R=(36.7/EBDS)^{1/0.032}$, en donde se observa que las muestras tienen una velocidad de solidificación cercana a los 2 $^{\circ}\text{C/s}$, lo cual es cercano a lo observado a los moldes de arena. Estadísticamente, la diferencia en la velocidad de solidificación no es significativa y refuerza lo observado en el comportamiento de la dureza y la microestructura.

Tabla 9 Resultado de la velocidad de enfriamiento de las muestras.

Muestra	R($^{\circ}\text{C/s}$)
1	1.71
2	2.14
3	2.10
4	2.06
5	2.25

4.5 Microscopía electrónica de barrido (SEM)

La figura 23 muestra la imagen obtenida por microscopía electrónica de barrido de la muestra 1 que se rompió durante el ensamble. La imagen muestra claramente la presencia de micro huecos que implica la aplicación de un esfuerzo de tensión. Además que no hay evidencia de porosidad ya que no existen espacios vacíos por ausencia de material de alguna forma ya sea regular o irregular.

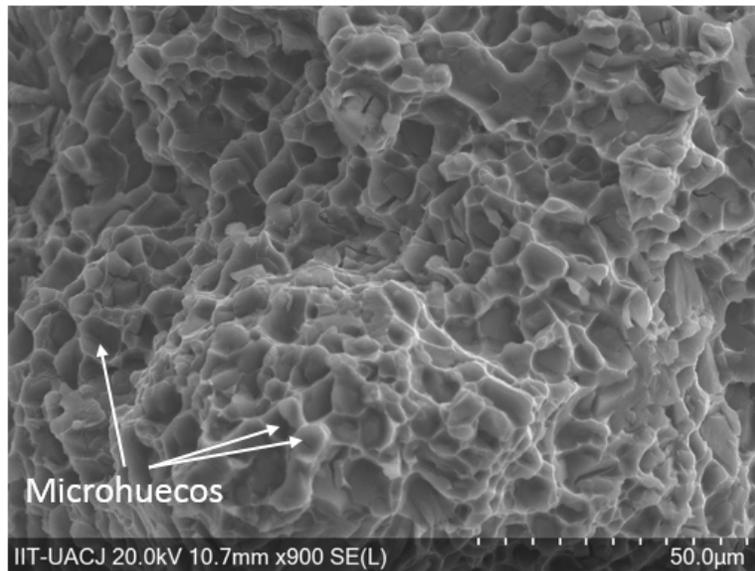


Figura 23. Imagen SEM. Muestra 1, fractura dúctil presencia de microhuecos, sin porosidad.

Cuando una fundición se solidifica dentro de un molde siempre existe encogimiento, la porosidad relacionada con el enfriamiento esta es causada por secciones de un molde que se solidifican después que las secciones contiguas y, no tienen suficiente flujo de metal en la sección para llenarse por completo, a esto se le nombra porosidad por encogimiento. Usualmente la porosidad por encogimiento se presenta como una figura irregular o lineal y generalmente ocurre por debajo de la superficie. La figura 24 de la muestra 2, imagen tomada por medio de microscopía electrónica de barrido consta de 2 secciones (tomadas a 50 μm y 500 μm respectivamente), la 32a, donde muestra que la cara de fractura contiene micro huecos evidencia de una fractura dúctil, y la 32b donde muestra espacios irregulares con ausencia de material por lo que se puede confirmar la presencia de porosidad por encogimiento.

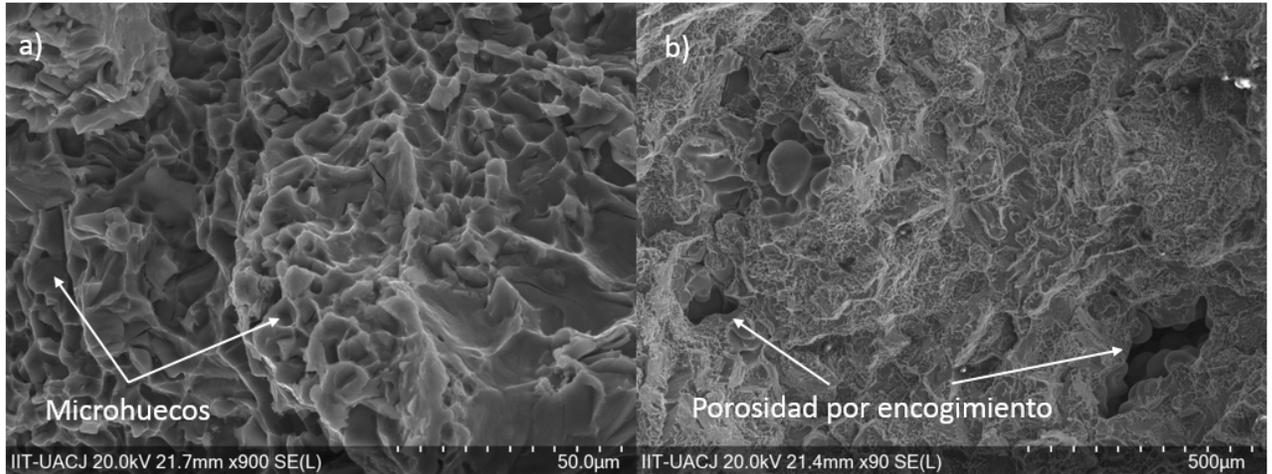


Figura 24. Imagen SEM. Muestra 2, a) fractura dúctil, presencia de microhuecos. b) porosidad por encogimiento.

A lo que corresponde a la figura 25 de la muestra 5, se observa una fractura dúctil debido a la presencia de micro huecos en la cara de la fractura y no hay evidencias de porosidad.

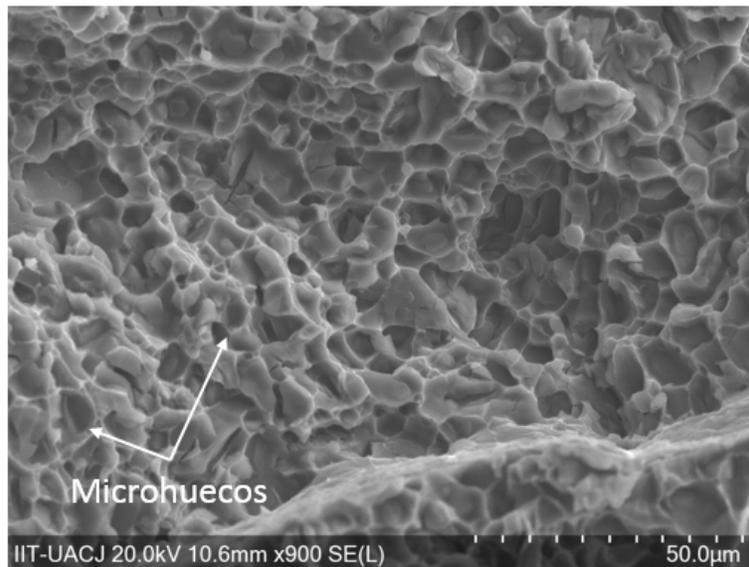


Figura 25. Imagen SEM. Muestra 5, fractura dúctil, presencia de microhuecos, sin porosidad.

4.7 Tomografía computarizada

En esta prueba de caracterización se busca la presencia de porosidad por medio de la creación de imágenes en tercera dimensión de los componentes analizados. La figura 26 presenta una imagen de la muestra 1 en donde se observa en la parte izquierda la imagen captada generada

por rayos X. En el lado derecho muestra el modelo 3D generado como resultado del escaneo realizado por el tomógrafo. La tomografía, no muestra porosidad.

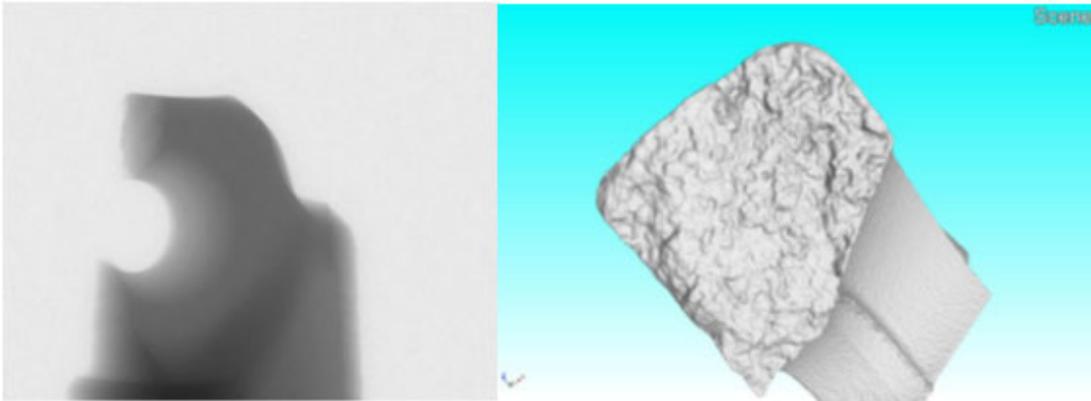


Figura 26. Muestra 1 imagen izquierda se observa la imagen de la muestra dentro de la cámara. Imagen derecha resultado modelo 3D.

La figura 27 cuenta con 4 diferentes imágenes. La imagen derecha inferior muestra la trayectoria de los planos para el escaneo de la muestra 1, se observa que el plano que recorre el eje X está en color rojo, y el plano que recorre el eje Y es de color azul, no existe evidencia de porosidad, ya que, si hubiera detectado algún defecto se iluminaría el poro de color azul, con las dimensiones exactas del poro y en la posición en que se encuentra. El resto de las imágenes derecha superior, izquierda superior e inferior muestran las diferentes caras de la muestra escaneada.

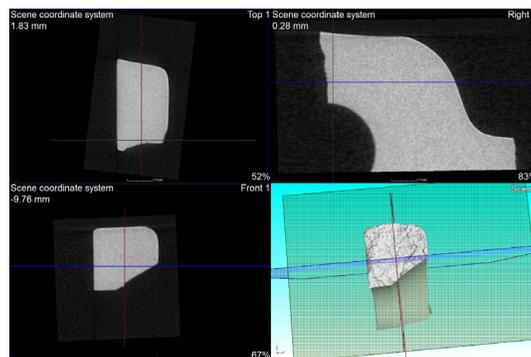


Figura 27. Muestra 1, imágenes superiores e inferior izquierda muestran las diferentes caras de la muestra. Imagen derecha se observa los ejes de escaneo.

5. CONCLUSIONES

1. La caracterización por SEM muestra la evidencia de microhuecos en la cara de fractura por lo que indica ser una fractura dúctil.
2. El análisis hecho por tomografía asistida por computadora no muestra evidencia de porosidad de 10 μ m en ninguna de las muestras.
3. Los resultados que se obtuvieron en la medición de los espacios interdendriticos son muy similares entre todas las muestras, la media entre las cinco muestras es de 54.532 μ m y su desviación estándar es de 6.177 μ m, por lo que se puede deducir que esta dentro de un rango aceptable y no influye como causa de falla.
4. En la velocidad de enfriamiento no existe una diferencia significativa estadísticamente en la que influya un cambio en el envejecimiento del sólido entre las muestras.
5. Después de haber realizado los diferentes tipos de caracterización para el estudio y análisis de causa raíz de la falla, los resultados no muestran evidencia de que las propiedades del rin sean la causa por la cual fallo.
6. Debido a la evidencia de los resultados obtenidos podemos concluir que la causa raíz de la fractura es un exceso de torque que provocó sobrecarga excediendo las propiedades de diseño del componente.

REFERENCIAS

- AFFDL-TR-69-111, T. r., Feb 1970. *Fracture mechanics guidelines for aircraft structural applications*, s.l.: Air force flight dynamics Laboratory.
- AFZAL, M., 1999. *NON-DESTRUCTIVE TESTING*. IAEA, VIENNA: IAEA in Austria.
- al., R. R. e., 1983. *NBS Special Publication 647-1*, Washington: s.n.
- al, M. e., 2012. *The Minerals, Metals and Materials Society*.
- Altenpohl, D. G., 1998. Aluminium: Technology, Applications, and Environment A Profile of a Modern Metal. *TMS*, pp. 95-96, 279, 357-362.
- Ammar, H. S. A. S. F., 2008. Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys. *Materials Science and Engineering A 473*, Volumen 1, p. 65–75.
- Angeloni, M., 2011. *Fatigue life evaluation of A356 aluminum alloy used for engine cylinder head*. Cachan, France: HAL.
- Anon., 1978 (LAST REVISIONS 1991). *GUIDE, SPECIFICATIONS FOR FRACTURE CRITICAL NON-REDUNDANT STEEL BRIDGE MEMBERS*. s.l.:AMERICAN ASSOCIATION OF STATE HIGHWAY AND TRANSPORTATION OFFICIALS.
- Anon., 1990 (LAST REVISIONS DEC 1993). *OFFSHORE INSTALLATIONS: GUIDANCE ON DESIGN, CONSTRUCTION AND CERTIFICATION, 4TH ED*. LONDON: U.K. DEPARTMENT OF ENERGY, HMSO.
- Anon., 1992. *ABS RULES FOR BUILDING AND CLASSING STEEL VESSELS*. s.l.:AMERICAN BUREAU OF SHIPPING.
- Anon., Folio 84(recto). *La trefiladora de Leonardo da Vinci aparece referenciada*. Madrid: El codice Madrid I.
- Arana J.L., G. J., 2002. *Mecánica de fractura*. s.l.:UNIVERSIDAD DEL PAÍS VASCO.
- ASM, 1993. *Aluminum and aluminum alloys*. United States: s.n.
- ASM, H. 9., 1986. *Materials Characterization*. s.l.:ASM International.
- ASSOCIATION, C. S., 1992. *STEEL STRUCTURES (OFFSHORE STRUCTURES), CAN/CSA-S473-92*, ONTARIO: s.n.
- Avner, S. H., 1987. Introduction to Physical Metallurgy. *John Wiley & Sons, Inc*.
- BARSON, J. R. S., 1999. *Fracture and Fatigue Control in Structures, Applications of Fracture Mechanics*. : Butterworth-Heinemann..

BIROL, Y., 2009. Response to artificial ageing of dendritic and globular Al–7Si–Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, Volumen 484, pp. 164-167.

BS5400, B. S. I., 1982. *STEEL, CONCRETE AND COMPOSITE BRIDGES*. LONDON: s.n.

BS5500, B. S. I., 1994. *SPECIFICATION FOR UNFIRED FUSION WELDED PRESSURE VESSELS*. LONDON: s.n.

CALLISTER, W. D., 2011. *Materials science and engineering*. NY: John Wiley & Sons.

Casari, D., 2013,. Fracture behaviour of grain refined A356 cast aluminium alloy: tensile and Charpy impact specimens. *Convegno Nazionale IGF XXII*, pp. 314-321.

Committee), A. C. o. F. T. o. H.-s. M. M. (-F., January 1960 and February 1960. *Fracture Testing of High-Strength Sheet Materials*, s.l.: ASTM Bulletin.

Committee, A. I. H., 1996. ASM international handbook, Fatigue and Fracture, Vol 19 . En: s.l.:s.n.

CROSLY, P. B. & M. L. F., 1966. *Modification of aluminum-silicon-alloys..* s.l.:s.n.

Davis, J., 2001. *Aluminum and Aluminum Alloys*. s.l.:ASM International.

DAVIS, J. R., 1993. *Aluminum and aluminum alloys,.* s.l.:ASM international.

Donald R. Askeland, 2017. *Ciencia e ingeniería de materiales*. Mexico, DF: s.n.

EASTON, M. & S. D., 1999 . Grain refinement of aluminum alloys: Part II. Confirmation of, and a mechanism for, the solute paradigm.. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, Volumen 30, pp. 1625-1633.

Eray, E., 2019. Determination of Acceptable Quality Limit for Casting of A356 Aluminium Alloy: Supplier's Quality Index (SQI). *Metals*, Issue 9, p. 957.

Gannon, R., Feb 1995. What Really Sank the Titanic. *Popular Science*, p. 45.

Gloria, D., 1999. *Control of Grain Refinement of Al-Si Alloys by Thermal Analysis*, Montreal, Canada.: McGill University.

Gonzales, N. A., 2001. *Tesis Maestría*. Saltillo Coahuila: ITS.

Gonzalez Rodriguez, M., 2017 . *Análisis de fractura en ensayos de compresión para materiales compuestos utilizando pruebas ópticas no destructivas*. leon Guanajuato: centro de investigaciones en óptica A.C..

González, M. F., 2017. *Análisis de fractura en ensayos de compresión para materiales compuestos utilizando pruebas ópticas no destructivas*. León, Guanajuato: Tesis de maestría.

GRIFFITH, A., 1920. THE PHENOMENA OF RUPTURE AND FLOW IN SOLIDS, PHILOS. TRANS. R.SOC., VOL 221. En: s.l.:s.n., pp. 163-198.

GRUZLESKI, J. E. P. M. & C. B., 1987. Strontium Addition to Al-Si Alloy Melts.. pp. 52-54.

Hedges, D. P. & M., 1996. *A Guide to Melt Treatment in the Aluminium Foundry*. Londres: London & Scandinavian Metallurgical.

HEGDE, S. & P. K. N., 2008. Modification of eutectic silicon in Al–Si alloys. *Journal of materials science*, Volumen 43, pp. 3009-3027.

HIRSCH, P. B., 1965. *Electron microscopy of thin crystals*. England, United Kingdom: Butterworths Scientific Publications.

IBARRA, D. G., 1999. *Control of grain refinement of Al-Si alloys by thermal analysis..* Montreal, Canada.: McGill University.

INGLIS, C., 1913. STRESSES IN PLATES DUE TO THE PRESENCE OF CRACKS AND SHARP CORNERS, TRANS. INST. NAVAL ARCH., VOL 60. En: LONDON: s.n., pp. 219-230.

INGLIS, C., 1913. STRESSES IN PLATES DUE TO THE PRESENCE OF CRACKS AND SHARP CORNERS, TRANS. INST. NAVAL ARCH., VOL 60. En: LONDON: s.n., pp. 219-230.

International standard of resistance for copper, 1925. *IEC 60028*. s.l.:IEC.

International, A. S., 1992. ASM Handbook. En: *ASM Handbook*. E. U.: ASM International., pp. 3-5, 21-30, 59, 74-75, 123, 135.

IRWIN, G., 1948. FRACTURE DYNAMICS, FRACTURING OF METALS. En: s.l.:AMERICAN SOCIETY FOR METALS.

J. M. A., P. T. a. J. M. C., 2011. Monitoreo de Salud Estructural. *Ingeniería y Competitividad*, 2(2), p. 40.

J., M. J. A. a. A., 2002. *Fractura de materiales*, Barcelona: Universidad Politecnica de Catalunya.

J.V. Tuma, J. K., 2001. Forschung in Ingenieurwiss. *Engineering Research*, Volumen 4, p. 153 – 156.

Juan Francisco Hernandez Paz, 2003. *Heat Treatment and Precipitation*. Montreal, Canada: s.n.

JUNG, H. M.-N. N. B. C. & B. B., 2009. Determination of the average nucleation undercooling of primary Al-phase on refining particles from Al–5.0wt% Ti–1.0wt% B in Al-based alloys using DSC.. *Journal of Alloys and Compounds*, Volumen 477, pp. 622-627..

Kalpakjian, S., 1982. *Tool and Die Failures - Source Book*. Metals Park, Ohio: ASM International.

Kalpakjian, S., 1982. *Tool and Die Failures ASM International*. Ohio: Metals Park.

KAUFMAN, J. G., 2004. *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications, Asm International..* s.l.:s.n.

KLIAUGA, A. M. V. E. A. & F. M., 2008 . The influence of impurity level and tin addition on the ageing heat treatment of the 356 class alloy. *Materials Science & Engineering A*, Volumen 480, pp. 5-16.

Kwai-Sang Chin, Y.-M. W. G. K. K. P. J.-B. Y., 2009. Failure mode and effects analysis by data envelopment analysis. *ScienceDirect*, 48(1), pp. 246-256.

L. Kosec, F. K., 1983 . *Mechanical Engineering Journal*, Volumen 29 , pp. 7-9, 151 – 158.

L.A. Dobrzanski, 1997. *Technical and Economical Issues of Materials Selection*. Gliwice: Silesian Technical University,.

LEE, K. L. S. & K. Y. N., 2008. Journal of Alloys and C. Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeeze-casting processes. *Journal of Alloys and Compounds*, Volumen 461, pp. 532-541.

LIAO, H. S. G. & S. Y., 2002 . Correlation between mechanical properties and amount of dendritic α -Al phase in as-cast near-eutectic Al–11.6% Si alloys modified with strontium. *Materials Science & Engineering A*, Volumen 335, pp. 62-66.

LU, H. T. W. L. C. & K. S. K., 1981 . Grain refining in A356 alloys.. *J. Chin. Foundrym. Assoc*, Volumen 29, pp. 10-18.

M. Lu, Y. Q. Y. L. L. Y. L. Z. a. Z. S., 2012. *Monitoring of surface-Fatigue crack propagation in a welded steel angle structure using guided waves and principal component analysis*. s.l., s.n.

M. O. Shabani, A. M. A. B. P. D. N. V., 2010. Solidification of A356 Al alloy: Experimental study and modeling. *Kovove Mater.*, Volumen 49, p. 253–264.

Ma, A. S. Z., 2008. A study of tensile properties in Al–Si–Cu and Al–Si–Mg alloys: Effect of -iron intermetallics and porosity. *Materials Science and Engineering*, Volumen A 490, p. 36–51.

Maleque, M. A., 2013. *Materials Selection and Design*. s.l.:springer.

MANDAL, A. C. M. & M. B. S., 2008 . Ageing behaviour of A356 alloy reinforced with in-situ formed TiB₂ particles. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, Volumen 489, pp. 220-226.

MOHAMED, A. M. A., 2012. A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys. *Journal of Materials Science and engineering*, p. Chapter 4.

MOHANTY, P. S. & G. J. E., 1995. Mechanism of grain refinement in aluminium.. *Acta Metallurgica et Materialia*, Volumen 43, pp. 2001-2012.

MÖLLER, H. G. G. R. P. & S. W., 2011. The Influence of Prior Natural Aging on the Subsequent Artificial Aging Response of Aluminium Alloy A356 with Respective Globular and Dendritic Microstructures.. *Advances in Materials Science and Engineering*, pp. 1-6.

Morales Rendon, F., 2003. *Estudio de adhesibilidad entre una aleacion de aluminio base Al-Si-Cu-Mg para aplicaciones automotrices*, San Nicolas de La Garza: Universidad Autonoma de Nuevo Leon.

NINIVE, P. H. S. A. G.-D. S. L. W. M. C. D. A. S. J. F. J. H. R. & L. O. M., 2014. Detailed atomistic insight into the β'' phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, Volumen 69, pp. 126-134.

PEDERSEN, L., 2001. The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys. *Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science*, Volumen 32.

PENG, J.-H., 2011. Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Volumen 21, pp. 1950-1956.

pereira, U. t. d., s.f. *Analisis de falla de materiales*. [En línea] Available at: <http://blog.utp.edu.co/metalografia/11-analisis-de-falla-de-materiales/#35> [Último acceso: 22 September 2018].

PEZDA, J., 2015. EFFECT OF THE T6 HEAT TREATMENT ON CHANGE OF MECHANICAL PROPERTIES OF THE AlSi12CuNiMg ALLOY MODIFIED WITH STRONTIUM.. *Archives of Metallurgy and Materials*, Volumen 60, pp. 627-632.

Qingmei Wang, a. P. S., s.f. *Failure Analysis for Materials Based on Failure Analysis Cases*. Scientific Center for Material Service Safety: University of Science and Technology Beijing.

R.M. Lumley, R. O. D. G. M. G., 2006 . Heat Treating Progress,. Volumen 6 , pp. 5, 31 – 37.

SAMUEL, E. G. B. S. A. M. D. H. W. V. S. & S. F. H., 2014. Effect of grain refiner on the tensile and impact properties of Al–Si–Mg cast alloys. *Materials & Design*, Volumen 56, pp. 468-479.

SAMUEL, F. H. S. A. M. O. P. & D. H. W., 1998. Effect of Mg and Sr additions on thFormation of intermetallics in Al-6 wt pct Si-3.5 wt pct Cu-(0.45) to (0.8) wt pct Fe 319-type alloys.. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volumen 29, pp. 2871-2884.

Shivaji, S., 2014. Analysis of Ductile-to-Brittle Transition Temperature of Mild Steel. *INTERNATIONAL JOURNAL OF INNOVATIONS IN ENGINEERING RESEARCH AND TECHNOLOGY*, 1(NOV-2014).

SHIVKUMAR, S. R. S. K. C. & A. D., 1990. Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys. *Journal of Heat Treating*, Volumen 8, pp. 63-70.

SIGWORTH, G. K. H. J. R. O. & K. M. J., 2006. Heat treatment of natural aging aluminum casting alloys. . *International Journal of Cast Metals Research*, Volumen 19, pp. 123-129.

SIGWORTH, G. K. S. C. L. E. M. A. B. J. & K. T. A., 2007. The Grain Refinement of Al-Si Casting Alloys. *Light Metals*, Volumen TMS, pp. 691-696.

SJOLANDER, E. & SEIFEDDINE, S., 2010. The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 210, 1249-1259..

Smoljan, B., 2004. *Journal of Materials Processing Technology*, Volumen 155 , pp. 11, 1704 – 1707.

SOKOLOWSKI, J. H. D. M. B. K. C. A. & N. D. O., 2001. Improvement of 319 aluminum alloy casting durability by high temperature solution treatment.. *Journal of Materials Processing Technology*, Volumen 109, pp. 174-180.

Strauss, K., 1970. *Applied Science in the Casting of Metals*. Oxford: Pergamon Press.

STRUCTURES, D. O. S., 1992. *EUROCODE 3, DRAFT FOR DEVELOPMENT DD ENV 1993-1-1*, LONDON: BRITISH STANDARDS INSTITUTION.

Timmins, P., 1995. *Fracture Mechanisms and Failure Control for Inspectors and Engineers*. Materials Park, Ohio: ASM International.

TOKAJI, K., 2005. Notch fatigue behaviour in a Sb-modified permanent-mold cast A356-T6 aluminium alloy. *Materials Science & Engineering A*, Volumen 396, pp. 333-340.

Vandersluis, 2017. Metallography, Microstructure, and Analysis. En: *Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing*. s.l.:s.n., pp. 1-6.

VENCL, A. B. I. & M. Z., 2008. Effect of thixocasting and heat treatment on the tribological properties of hypoeutectic Al-Si alloy.. *Wear*, Volumen 264, pp. 616-623.

Verhoeven, J. D., 1987. *Fundamentals of Physical Metallurgy*. John Wiley & Sons,.

Wang, Q. G., 1997. Mg effects on the eutectic structure and tensile properties of Al-Si-Mg alloys. *Material science*, Volumen 242, pp. 159-164.

Yıldırım, M., 2013. The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical. *elsevier*, Volumen 51, pp. 767-774.

ZANDBERGEN, H. W., 1997. Structure Determination of Mg₅Si₆ Particles in Al by Dynamic Electron Diffraction Studies. *Science*, Volumen 277, pp. 1221-1225.

ZHU, M. J. Z. Y. G. & Z. Y., 2012 . Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys. *Materials and Design*, Volumen 36, pp. 243-249.

Productos generados

- Reporte técnico
- La tesis de licenciatura no se pudo generar debido a la contingencia generada por la pandemia del COVID-19.