



# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

---

## FACULTAD DE QUÍMICA

Susceptibilidad al agrietamiento inducido por corrosión bajo  
esfuerzo de latón en hidróxido de amonio

TESIS  
QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA  
BRAYAN DANIEL FRANCO CAMERO

TUTOR  
Dr. Osvaldo Flores Cedillo



CIUDAD UNIVERSITARIA CD. MX. 2018



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:** OSVALDO FLORES CEDILLO  
**VOCAL:** OCTAVIO LOZADA FLORES  
**SECRETARIO:** ITZEL REYES CHAPARRO  
**1er. SUPLENTE:** LILIANA KARLA CABRERA HERRERA  
**2° SUPLENTE:** BERNARDO FABIAN CAMPILLO ILLANES

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**EDIFICIO D, DEPTO. DE INGENIERÍA METALÚRGICA. FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM, CU. Mx.  
INSTITUTO DE CIENCIAS FÍSICAS, UNAM, CUERNAVACA, MORELOS.**

**ASESOR DE TESIS:**

**Dr. Osvaldo Flores Cedillo** \_\_\_\_\_

**SUPERVISOR TÉCNICO:**

**Dr. Bernardo Fabian Campillo Illanes** \_\_\_\_\_

**SUSTENTANTE (S):**

**Brayan Daniel Franco Camero** \_\_\_\_\_

## AGRADECIMIENTOS

En primer lugar y mi más grande agradecimiento es para todo lo que representa la **Universidad Nacional Autónoma de México**, mi Universidad. Gracias por todas las oportunidades y crecimiento.

A la **Facultad de Química**, en especial al departamento de Ingeniería Metalúrgica, a todos los que fueran mis profesores, a los técnicos académicos y todo el personal de ellas.

Al Dr. Osvaldo Flores Cedillo por siempre estar dispuesto a compartir su conocimiento, por dedicar parte de su tiempo y por recibirme en su grupo de trabajo.

A la Mtra. Itzel Reyes Chaparro por todos su apoyo, consejos, aclaraciones y aportaciones en este trabajo.

Al Dr. Bernardo Campillo Illanes y al Dr. Octavio Lozada Flores por hacerme saber sus puntos de vista de lo pretendido en este trabajo y aconsejarme para llevarlo a buen puerto.

Al grupo de trabajo del Laboratorio de Espectroscopía del Instituto de Ciencias Físicas ICF UNAM Cuernavaca por el recibimiento y trato, por las aportaciones, las aclaraciones y las ideas en razón de un mejor trabajo de Tesis.

Por su colaboración en el desarrollo del proyecto al Ing. Héctor Hugo Hinojosa del taller de maquinado del ICF, al profesor Iván Puente de los laboratorios de microscopía electrónica de la USAII, al Dr. Ciro Eliseo Márquez Herrera por la caracterización.

Agradezco al proyecto DGAPA-PAPIIT "IN115616" por el financiamiento y apoyo para la realización del presente trabajo de investigación.

## Contenido

Resumen .....	1
Hipótesis y Objetivos .....	4
Capítulo 1. Marco teórico .....	5
1.1 Latones.....	5
1.2 El amoníaco.....	7
1.3 Agrietamiento inducido por corrosión bajo esfuerzo (SCC).....	9
1.3.1 Teoría propuesta para el SCC .....	11
1.3.1.1 Inicio y propagación de SCC.....	12
1.3.2 Definiciones relevantes para SCC.....	13
1.3.3 Latón en ambientes que contienen amoníaco .....	15
1.3.4 Prevención o control de SCC .....	16
1.4 Tratamientos térmicos .....	16
1.4.1 Tratamiento de recocido de revelado de esfuerzos .....	17
1.5 Técnicas de Caracterización .....	19
1.5.1 Caracterización Metalográfica .....	19
1.5.2 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB) .....	20
1.5.3 Microanálisis por espectroscopia de energía dispersa de rayos X (EDS) .....	23
1.5.4 Análisis vía húmeda de espectroscopía ICP-OES .....	24
Capítulo 2 Antecedentes .....	26
2.1 Técnicas Fractomecánicas .....	26
2.1.1 Carga constante .....	27
Capítulo 3 Desarrollo Experimental .....	29
3.1 Probetas metálicas .....	30
3.2 Método de prueba .....	30
3.2.1 Equipo .....	30
3.2.2 Resumen del método de prueba .....	31
3.2.3 Tamaño de la muestra, configuraciones y preparación.....	33
3.2.4 Procedimiento general y condiciones de operación .....	35
3.2.5 Solución amoniaca .....	38
3.3 Procedimiento de Tratamiento Térmico .....	39

3.4 Procedimiento de caracterización del material y del fenómeno de agrietamiento.....	41
3.4.1 Ensayo Metalográfico. ....	41
3.4.2 Análisis vía húmeda de espectroscopía ICP-OES .....	42
3.4.3 Microanálisis por espectroscopia de energía dispersa de rayos X (EDS) .....	42
3.4.4 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB) .....	42
Capítulo 4. Resultados y análisis.....	44
4.1 Caracterización de la aleación .....	44
4.1.1 Ensayo Metalográfico .....	44
4.1.1.1 Cuantificación de fases. ....	47
4.1.2 Análisis vía húmeda de espectroscopía ICP-OES .....	50
4.1.3 Microanálisis por espectroscopia de energía dispersa de rayos X (EDS) .....	51
4.2 Evaluación del SCC en la aleación .....	57
4.2.1 Monitoreo de crecimiento promedio de grieta .....	57
4.2.2 Cálculo de $K_{Ic}$ .....	59
4.2.3 Análisis de morfología de grietas por microscopia .....	63
4.2.3.1 Resultados Microscopia Óptica .....	63
4.2.3.2 Resultados Microscopia Electrónica de Barrido .....	68
Capítulo 5. Conclusiones.....	72
Referencias bibliográficas .....	72
Anexo I .....	75

## Índice de Figuras.

<i>Figura 1. Diagrama de equilibrio binario Cu-Zn [2]</i> .....	6
<i>Figura 2. Ensayo metalográfico. Principio de funcionamiento [8]</i> .....	20
<i>Figura 3. Interacción de los electrones con la materia [9]</i> .....	21
<i>Figura 4. Las dos partes principales del MEB. La columna del microscopio y la consola de controles [10]</i> .....	22
<i>Figura 5. Dibujo esquemático de la columna de electrones que muestra el cañón de electrones, las lentes, el sistema de deflexión y el detector de electrones [10]</i> .....	23
<i>Figura 6. Pera de interacción de electrones enfocados con la muestra [10].</i> .....	24
<i>Figura 7. Dibujo esquemático de la estructura de un ICP-OES [11]</i> .....	25
<i>Figura 8. Arreglos de carga constante [12]</i> .....	27
<i>Figura 9. Esfuerzo vs Tiempo [12]</i> .....	28
<i>Figura 10. Diagrama de flujo de las actividades realizadas</i> .....	29
<i>Figura 11. Espécimen compacto en forma de disco. Proporciones y tolerancias estándar [6]</i> .....	34
<i>Figura 12. a) Probeta maquinada y preparada metalográficamente con el tornillo para tensionar. b) Torquímetro Airon Tools</i> .....	36
<i>Figura 13. Apariencia de tipos comunes de grietas</i> .....	37
<i>Figura 14. Hidróxido de Amonio calidad reactivo</i> .....	39
<i>Figura 15. A) Horno de Tratamientos Térmicos. B) Probeta expuesta después del TT. C) Probeta previo al TT. D) Probeta después al TT</i> .....	40
<i>Figura 16. Proceso de preparación metalográfica</i> .....	41
<i>Figura 17. Imágenes obtenidas de microscopio óptico del material sin tratamiento térmico, previo y posterior al ataque químico</i> .....	45
<i>Figura 18. Imágenes obtenidas de microscopio óptico del material con tratamiento térmico, previo y posterior al ataque químico</i> .....	46
<i>Figura 19. Imagen obtenida de microscopio óptico a 10X previo al tratamiento térmico.</i> .....	47
<i>Figura 20 a, b y c. Imágenes extraídas del software analizador de imágenes. En imagen c se muestran datos obtenidos</i> .....	48
<i>Figura 21 Imagen obtenida de microscopio óptico a 10X posterior al tratamiento térmico.</i> .....	49
<i>Figura 22 a, b y c. Imágenes extraídas del software analizador de imágenes. En imagen c se muestran datos obtenidos.</i> .....	49
<i>Figura 23. Electron Image 87</i> .....	52

<i>Figura 24. Espectrum 379. Análisis de área correspondiente con una zona de la matriz sin presencia de otras fases. ....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 25. Espectrum 380. Análisis puntual representativo de la fase intergranular en color blanco. Compuesta mayoritariamente de Pb. ....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 26. Espectrum 381. Análisis puntual de fase en color oscuro, presentando mayor presencia de oxígeno. ....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 27. Espectrum 382. Análisis puntual de la fase en color oscuro, presentando menor presencia de oxígeno. ....</i>	<i>54</i>
<i>Figura 29. Mapeo de la zona analizada por cada elemento especificado. ....</i>	<i>56</i>
<i>Figura 30 a, b, y c. Imágenes aspecto macro obtenidas de microscopio estereográfico. Correspondientes a las Probetas I, II y III ....</i>	<i>63</i>
<i>Figura 31. Seguimiento de trayectoria de agrietamiento. Imágenes macro obtenidas de microscopio óptico 6.2x. Probeta I. ....</i>	<i>64</i>
<i>Figura 32. Seguimiento de trayectoria de agrietamiento. Imágenes macro obtenidas de microscopio óptico 6.2x. Probeta II. ....</i>	<i>64</i>
<i>Figura 33. Seguimiento de trayectoria de agrietamiento. Imágenes macro obtenidas de microscopio óptico 6.2x. Probeta III. ....</i>	<i>65</i>
<i>Figura 34. Imagen macroscópica sin aumentos representando las distintas etapas de agrietamiento. Probeta sin tratamiento térmico. ....</i>	<i>66</i>
<i>Figura 35. Imagen macroscópica sin aumentos representando las distintas etapas de agrietamiento. Probeta con tratamiento térmico. ....</i>	<i>67</i>
<i>Figura 36 a, b. En la figura a se aprecia la zona de transición maquinado-fractura a bajos aumentos 35X. La figura b representa la zona de fractura a 150X. ....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 37 a, b. En la figura a se representa la superficie de fractura a 400X. En la figura b se aprecia la trayectoria de una grieta en la parte superior de forma horizontal. ....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 38 a, b. Imágenes a 200X de la zona fracturada, donde se muestran microgrietas dentro de la estructura granular. ....</i>	<i>69</i>
<i>Figura 39 a, b. En la figura a se aprecia la zona de transición donde comienza la fractura. En la figura b se representa la zona fracturada a 400X. ....</i>	<i>70</i>
<i>Figura 40 a, b. Figuras representativas de una grieta en la parte centras de manera vertical a 900X y 2000X. ....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 41 a, b. La figura a corresponde a la zona de arresto de grieta. La figura b muestra la morfología de fractura a 1000X con evidencia de productos de corrosión. ....</i>	<i>71</i>
<i>Figura 42. Acercamiento al agrietamiento que se da preferencialmente en la zona de límite de grano. ....</i>	<i>71</i>

Índice de Tablas.

<i>Tabla 1. Constituyentes en función de la composición en Latón [1] .....</i>	<i>5</i>
<i>Tabla 2. Ambientes en los que se presenta susceptibilidad de los constituyentes de Latón [1].....</i>	<i>7</i>
<i>Tabla 3. Ambientes en los que se presenta susceptibilidad al SCC en distintos tipos de aleaciones [1] .....</i>	<i>10</i>
<i>Tabla 4. Condiciones de operación .....</i>	<i>38</i>
<i>Tabla 5. Análisis químico por ICP-OES.....</i>	<i>51</i>
<i>Tabla 6. Longitudes de grieta.....</i>	<i>57</i>
<i>Tabla 7. Valores para la relación de función de <math>a/W</math> [6] .....</i>	<i>60</i>
<i>Tabla 8. Relación <math>a/w</math> y la función en relación con la ecuación especificada .....</i>	<i>62</i>

## Resumen

A pesar de la introducción al mercado de materiales poliméricos y compuestos en los últimos años, los metales siguen siendo importantes en innumerables aplicaciones debido a sus altas propiedades.

Desafortunadamente los metales son materiales que están sujetos a reacciones de corrosión. La corrosión puede presentarse de muchas maneras. La forma que se estudiará en este trabajo es aquella en la que la corrosión tiene una interacción con el esfuerzo mecánico para producir una falla por aparición de discontinuidades (grietas).

Este tipo de falla, y en general la interacción de la corrosión con algún tipo de tensión en el material, se conoce como agrietamiento por corrosión bajo tensión, a menudo abreviado como SCC (Stress Corrosion Cracking por sus siglas en inglés).

El SCC es una forma insidiosa de corrosión, produce una marcada pérdida de resistencia mecánica con poca o casi nula pérdida de metal y el daño no es obvio para una inspección visual.

Afortunadamente, la aparición de SCC depende del cumplimiento simultáneo de tres requisitos:

- Un entorno que cause SCC para un material específico.
- Un material susceptible a SCC.
- Suficiente esfuerzo para inducir SCC.

En la presente tesis se plantea un proceso experimental para evaluar en qué manera se ve afectado el mecanismo del SCC con la variación de la carga remanente en el sistema.

Adicionalmente se busca identificar cómo los cambios logrados en la microestructura metálica por un tratamiento térmico de recocido de

revelado de esfuerzos afectarían la respuesta del material a condiciones constantes de prueba.

Para llevar a cabo el proceso de evaluación se caracterizó por distintas técnicas el material a utilizar y se fabricaron probetas experimentales siguiendo especificaciones de la norma ASTM E 399 "*Método de prueba estándar para resistencia a la fractura por deformación plana de materiales metálicos.*"

Se calcularon las dimensiones finales de las probetas para su corte y posterior maquinado. A lo largo del desarrollo experimental se trabajó con 5 probetas para las distintas variables a evaluar en el sistema.

Se caracterizó el material de llegada con micrografías, espectroscopía ICP-OES y por microanálisis por espectroscopía de energía dispersa de rayos X.

Una de las probetas fué sometida a un tratamiento de recocido de revelado de esfuerzos para modificar la posible estructura dentrítica remanente del proceso de fundición y para disminuir tensiones internas ocasionadas por el proceso de corte y maquinado.

Para la evaluación del coeficiente de tenacidad a la fractura ( $K_{Ic}$ ) se determinó el esfuerzo de cedencia del material y se realizaron pruebas de resistencia a SCC a 90, 70 y 50% del esfuerzo medido, incluyendo la probeta sometida al tratamiento térmico, todas con un medio corrosivo a concentración constante.

Finalmente se caracterizó la morfología de la superficie de agrietamiento por microscopía óptica y electrónica de barrido.

Con los resultados de esta tesis se puede concluir lo siguiente:

- La trayectoria de agrietamiento por SCC en el sistema Latón-Hidróxido de amonio se da preferentemente de manera transgranular.
- El tratamiento térmico de recocido de revelado de esfuerzos no previene el agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo, pero logra aumentar considerablemente el tiempo de incubación de grieta.
- Al aplicar un esfuerzo mayor la longitud final del agrietamiento no aumenta considerablemente, en las probetas con diferente carga aplicada el arresto se da a longitudes de grieta similares, únicamente variando el tiempo de propagación.

## Hipótesis

El desempeño a SCC de los latones está influenciado por la composición química del material, la concentración de reactivos específicos en el medio y por el esfuerzo predominante.

## Objetivos

- Determinar el desempeño del Latón 70-30 a SCC en hidróxido de amonio a tres diferentes cargas correspondientes a 90, 70 y 50 % del esfuerzo de cedencia.
- Caracterizar la trayectoria de crecimiento de la grieta propagándose por SCC.
- Determinar el efecto del tratamiento térmico de recocido en el desempeño a SCC.

## Capítulo 1. Marco teórico

### 1.1 Latones

Los materiales metálicos son clasificados de distintas formas con base en su desempeño, historial de manufactura o composición. Los latones son una familia de aleaciones metálicas que es utilizada ampliamente debido a su alta conductividad térmica y eléctrica, además de su facilidad de maquinado y relativa buena resistencia a la corrosión.

Esta familia de aleaciones base Cobre contienen Zinc como el principal elemento de aleación con o sin otros elementos aleantes como: Hierro, Aluminio, Níquel y Silicio.

Los latones que contienen un mínimo de 63% de Cobre se denominan latones  $\alpha$  o latón de trabajo en frío. Los latones que contienen 32.5% - 45.5% de zinc se conocen como latones  $\alpha - \beta$  o dúplex porque contienen una mezcla de la solución sólida original (fase  $\alpha$ ) y una nueva solución sólida de mayor contenido de zinc (fase  $\beta$ ), ver Tabla 1. En la actualidad hay más de 40 composiciones estándar de latón comerciales.

*Tabla 1. Constituyentes en función de la composición en Latón [1]*

Composición, % en peso		Constituyente justo debajo del punto de solidificación	Constituyente después de enfriamiento lento de 400°C
Cobre	Zinc		
100 a 67.5	0 a 32.5	$\alpha$	$\alpha$
67.5 a 63	32.5 a 37	$\alpha + \beta$	$\alpha$
63 a 61	37 a 39	$\beta$	$\alpha$
61 a 55.5	39 a 45.5	$\beta$	$\alpha + \beta$

El hecho de que una aleación de Latón muestre un comportamiento bueno o malo al trabajado en frío depende de la cantidad de Zn que contenga.

Típicamente, las aleaciones de Latón con un bajo contenido de Zn tienen buenas o excelentes características de trabajo en frío, mientras que aquellas con un alto contenido de Zn tienen características de trabajo en frío deficientes.

Los latones para forja son los que presentan mejores propiedades mecánicas y son más ampliamente utilizados; estos se suelen clasificar técnicamente según su principal constituyente que lo forme.

Los latones dúplex están constituidos por las fases alfa más beta ( $\alpha + \beta$ ) a temperatura ambiente. A esta temperatura, la fase  $\beta$  es más dura y frágil que la fase  $\alpha$ ; por lo que estas aleaciones pueden presentar dificultades con el trabajado en frío. A temperaturas elevadas la fase beta adquiere gran plasticidad por lo que en la mayoría de estas aleaciones con el calentamiento pueden alcanzar la región monofásica  $\beta$ , presentando excelentes propiedades de trabajado en caliente. Las regiones de estabilidad de las diferentes aleaciones Cu-Zn se muestran en el diagrama de fases mostrado en la Figura 1. [2]

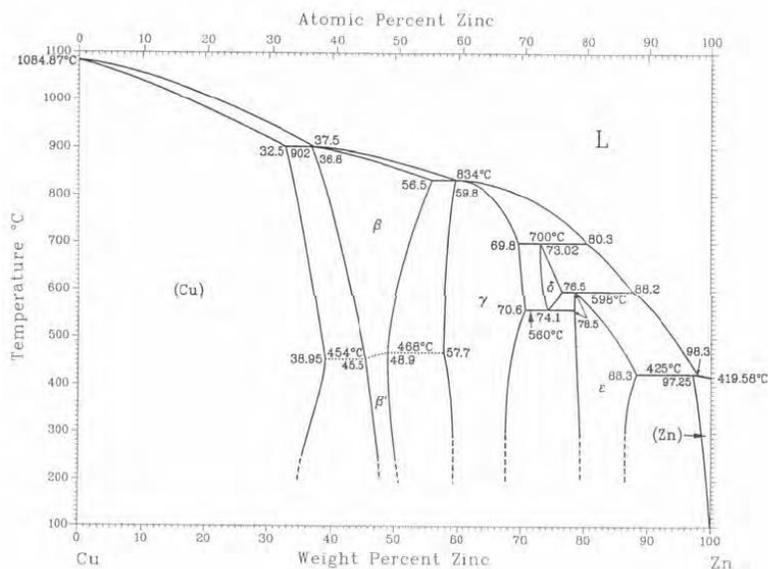


Figura 1. Diagrama de equilibrio binario Cu-Zn

La temperatura de fusión de las aleaciones Cu-Zn disminuye al aumentar el contenido de Zinc. El intervalo de solidificación es pequeño ( $\sim 35^{\circ}\text{C}$ ), lo que permite tener aleaciones homogéneas. La solución sólida de Zinc en Cobre, fase Cu- $\alpha$ , existe a cualquier temperatura inferior a la línea solidus ( $\sim 915^{\circ}\text{C}$ ) (Temperaturas aproximadas para la composición trabajada).

Es costumbre distinguir entre aquellas aleaciones que contienen menos del 15% de Zinc, como las que mejor resistencia a la corrosión presentan, de aquellas con mayores cantidades. Los principales problemas con las aleaciones con contenidos  $>15\%$  Zn son la deszincificación y el agrietamiento por corrosión bajo tensión (SCC). En la Tabla 2 se muestran los diferentes ambientes en que el latón presenta susceptibilidad a SCC según sus constituyentes.

*Tabla 2. Ambientes en los que se presenta susceptibilidad de los constituyentes de Latón [1]*

<b>Tipo</b>	<b>Ambiente</b>
<b>Cobre puro</b>	Nitratos
<b>Latón en general</b>	HgNO <sub>3</sub> , (NH <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> + CuSO <sub>4</sub>
	Exteriores
	NaNO <sub>2</sub> , citratos y tartratos, sulfuros más humedad
	Agua Amoniacal
<b>Latón <math>\alpha</math></b>	Hidróxidos de amonio
<b>Latón <math>\beta</math></b>	Agua desionizada

## 1.2 El amoníaco

El amoníaco es un gas incoloro. Más ligero que el aire, su densidad es 0.589 veces la del aire y se condensa fácilmente.

## Marco Teórico

El amoníaco se encuentra en pequeñas cantidades en la atmósfera, producido naturalmente por la putrefacción de la materia nitrogenada, proveniente de plantas y de desechos producidos por animales. El amoníaco y sales de amonio también se encuentran en pequeñas cantidades en el agua de lluvia, de los que el cloruro de amonio y sulfato de amonio se encuentran sobre todo en regiones cercanas a zonas volcánicas. En animales y humanos para neutralizar el exceso de ácido durante procesos digestivos, el riñón secreta amoníaco. Además, las sales de amoníaco se encuentran distribuidas a través del suelo fértil y en el océano.

El amoníaco es uno de los químicos inorgánicos producidos en mayor volumen en las industrias de procesos químicos. Aproximadamente el 80% del amoníaco producido se usa para fabricar fertilizantes para cultivos agrícolas. De 1980 a 2010, la capacidad típica de una planta de amoníaco de corriente única estaba en el rango de 1500-2000 toneladas por día. Pero en la presente década, la capacidad de las nuevas plantas de amoníaco ha aumentado drásticamente desde 2000 hasta casi 4000 toneladas por día.

Con este crecimiento, estas grandes plantas de producción de amoníaco también presentan mayor peligro y riesgos asociados con su operación, debido a las condiciones de máximo desempeño requeridas en el material y equipo utilizado.

La razón principal del aumento en la capacidad de las plantas es que basan su operación en una única corriente para poder reducir el costo de producción específico, a través de la llamada economía de escala, es decir, si la producción de diseño se duplica, el costo de capital aumenta solo en un 50-60%. También hay algunos ahorros en los costos de operación, particularmente en términos de economía térmica y mano de obra.

## Marco Teórico

Aunque la planta de amoníaco tenga una tecnología bien probada, siempre existen problemas y fallas en los equipos de proceso, maquinarias, instrumentos y sistemas de control, etc.

La seguridad de una planta se puede mejorar, pero no se puede garantizar al 100% y es lógico pensar que este porcentaje disminuya con la tendencia creciente que se tiene de aumentar las exigencias a los materiales utilizados en reactores y conductos en este tipo de industrias.

Si todo funciona según su propósito previsto, la planta funcionará sin problemas. Pero esta situación ideal rara vez se logra. Habrá algunas fallas que resultarán en pérdidas económicas, ambientales y/o humanas. [3]

Es por todo lo anterior que es primordial hacer una correcta selección de los materiales empleados en la fabricación de las piezas aplicadas a estos procesos. Y en el caso de presentarse fallas hacer un correcto análisis para entender el mecanismo que la provocó y así poder prevenirlo o disminuirlo de manera significativa.

### 1.3 Agrietamiento inducido por corrosión bajo esfuerzo (Stress Corrosion Cracking)

El fenómeno de SCC es el agrietamiento inducido por la influencia combinada del esfuerzo de tensión y un entorno corrosivo. El impacto del SCC en un material generalmente se da entre el agrietamiento mecánico (en seco) y el umbral de fatiga de ese material. Las tensiones de tracción requeridas pueden ser en forma de tensiones aplicadas directamente o en forma de esfuerzo residual. [4]

La deformación, la soldadura, el tratamiento térmico, el mecanizado y el rectificado pueden introducir esfuerzos residuales. La magnitud e

## Marco Teórico

importancia de tales tensiones a menudo se subestima. Las tensiones residuales establecidas como resultado de las operaciones de soldadura tienden a aproximarse al límite elástico. La acumulación de productos de corrosión en espacios confinados también puede generar tensiones significativas y no debe pasarse por alto.

Por lo general, la mayor parte de la superficie permanece sin atacar, pero con grietas finas que penetran en el material. En la microestructura, estas grietas pueden tener una morfología intergranular o transgranular. Macroscópicamente, las fracturas de SCC tienen una apariencia frágil. El SCC está clasificado como una forma catastrófica de corrosión, ya que la detección de tales grietas finas puede ser muy difícil y el daño no puede predecirse fácilmente. Una falla desastrosa puede ocurrir inesperadamente, con una pérdida de material total mínima.

Afortunadamente, la aparición de SCC depende del cumplimiento simultáneo de tres requisitos:

- Un entorno que cause SCC para un material específico.
- Un material susceptible a SCC.
- Suficiente esfuerzo para inducir SCC.

Cabe señalar que este fenómeno se da en varias combinaciones de material, esfuerzo y ambientes corrosivos, como se muestra en la Tabla 3. En el presente trabajo es estudiado el sistema Latón-Hidróxido de Amonio, específicamente su susceptibilidad al agrietamiento inducido por corrosión bajo esfuerzo.

*Tabla 3. Ambientes en los que se presenta susceptibilidad al SCC en distintos tipos de aleaciones [1]*

<b>Material</b>	<b>Ambiente</b>	<b>Concentración</b>	<b>Temperatura</b>
<b>Acero al carbón</b>	Hidróxidos	Alta	Alta
	Nitratos	Moderada	Moderada
	Carbonatos/bicarbonatos	Baja	

	Agua amoniacal		
	CO/CO <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> O		
	Agua aireada		
<b>Acero de baja aleación</b>	Agua		Moderada
<b>Aceros inoxidables auténticos</b>	Cloruros	Alta	Alta
<b>Acero inoxidable austenítico sensitizado</b>	Agua aireada	-	Muy alta
	Tiosulfatos	Baja	Baja
<b>Acero inoxidable dúplex</b>	Cloruros + H <sub>2</sub> S	Alta	Alta
<b>Acero inoxidable martensítico</b>	Cloruros (usualmente + H <sub>2</sub> S)	Alta	Moderada
<b>Aleaciones de aluminio</b>	Cloruros	Baja	Baja
<b>Aleaciones de titanio</b>	Cloruros	Alta	Baja
<b>Aleaciones de cobre</b>	N <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	-	Baja
	<i>Soluciones amoniacaes</i>	<i>Baja</i>	<i>Baja</i>

### 1.3.1 Teoría propuesta para el SCC.

Una teoría electroquímica-mecánica [5] ha sido propuesta por E. H. Dix Jr. de la siguiente manera:

Primero debe existir en la aleación una susceptibilidad a la corrosión selectiva a lo largo de secciones más o menos continuas, como, por ejemplo, los límites de grano. Esta susceptibilidad está presente cuando la estructura interna de la aleación es microscópicamente heterogénea y la fase que forma las secciones continuas es anódica en el medio corrosivo específico de las áreas que componen la mayor parte de la estructura. En segundo lugar, debe existir una condición de alto esfuerzo que actúe en una dirección que tienda a separar el metal a lo largo de estas secciones continuas. Si estas dos condiciones existen simultáneamente y el metal está sometido a un ambiente corrosivo capaz de producir los potenciales de reacción indicados, la corrosión comenzará a lo largo de las secciones anódicas, lo cual a su vez producirá una concentración del esfuerzo en estas zonas que desencadenará en la formación de discontinuidades en el

## Marco Teórico

material. A medida que aumenta el esfuerzo, las fisuras comenzarán a desarrollarse, destruyendo cualquier película protectora y exponiendo el material anódico fresco al medio corrosivo. La corrosión procederá más rápidamente y, al mismo tiempo, la tensión aumentará a un ritmo acelerado, especialmente si el material está sujeto a una carga externa elevada creciente o constante. Estas acciones mutuamente aceleradas continuarán a un ritmo creciente hasta que finalmente el metal falla.

Esta teoría explica por qué se observan grietas solo en medios corrosivos específicos. Lo anterior ha sido bien fundamentado para el agrietamiento intergranular de aleaciones de aluminio, y probablemente se aplique a muchos sistemas de aleaciones. Hay otras áreas en el material o "secciones continuas" que se pueden encontrar en los metales además de los límites del grano, por ejemplo, planos, sistemas de deslizamiento y las interfaces entre los microconstituyentes o precipitados. Por lo tanto, la teoría puede aplicarse al agrietamiento por corrosión bajo tensión transgranular. El soporte para la teoría se encuentra en el hecho de que un potencial aplicado que hace que el sistema tienda a ser catódico evita el agrietamiento por corrosión bajo tensión de aluminio, latón, acero inoxidable y magnesio.

La teoría de la sección anterior ha sido desarrollada por J. T. waber y H. J. McDonald en una teoría general de "Precipitación". La característica adicional distintiva es que se dice que los altos esfuerzos locales aceleran la formación de celdas galvánicas al acelerar la precipitación. Las grietas luego crecen por disolución del material anódico recién formado.

### 1.3.1.1 Inicio y propagación de grietas en SCC

La corrosión bajo esfuerzo es generalmente discutida en términos de iniciación (incubación y nucleación) y propagación de grietas. La iniciación

## Marco Teórico

de SCC en superficies lisas muestra un esfuerzo umbral ( $\sigma_{Th}$ ) que varía desde 20% hasta 100% del esfuerzo de fluencia ( $\sigma_Y$ ) dependiendo de las características mecánicas del metal y del ambiente.

El SCC usualmente inicia en alguna de las formas de corrosión localizada, como picaduras, corrosión intergranular, imperfecciones en la superficie del metal o disolución de planos cristalográficos, generándose una concentración mayor de esfuerzos en esta zona.

La interacción del ambiente con la superficie metálica genera un potencial electroquímico mayor al potencial de corrosión del metal, formándose zonas más activas (pares galvánicos) dando lugar a la corrosión localizada, donde se puede iniciar la SCC.

Aún cuando no existe un mecanismo que pueda considerarse como general para describir el proceso de SCC, debido en gran parte a que no existe un agente corrosivo universal. Este proceso comprende principios esenciales como son: existencia de un concentrador de esfuerzos actuando en la punta de la grieta; interacción mecánica-química del sistema de SCC y disolución en la punta de la grieta (formación de un camino activo en el metal).

Después de haber iniciado la grieta, esta puede propagarse por las zonas más activas mediante disolución anódica. Las paredes de la grieta son protegidas por la formación de una capa pasiva de óxido. Posteriormente la capa pasiva es fracturada como resultado de la deformación plástica localizada (es posible observar deslizamiento de planos de la estructura cristalina) debido a la concentración de esfuerzo en la punta de la grieta, dando lugar a la disolución del metal acompañada de un crecimiento de la grieta.

## Marco Teórico

La propagación de la grieta puede ser vista como una serie de repeticiones, iteraciones y propagación de eventos de esta naturaleza en la punta de la grieta. Los ciclos son asociados con la ruptura de las capas pasivas exponiendo el metal desnudo, el cual reacciona con el ambiente para la reconstrucción de la misma. [5]

### 1.3.2 Definiciones relevantes para SCC

- Esfuerzo: La intensidad de las fuerzas o componentes de las fuerzas distribuidas internamente que resisten un cambio en el volumen o la forma de un material que está o ha estado sometido a fuerzas externas. El esfuerzo se expresa en fuerza por unidad de área y se calcula sobre la base de las dimensiones originales de la sección transversal de la muestra. El esfuerzo puede ser de tensión (modo I) o en corte (modo II).
- Factor de intensidad de esfuerzo: Un factor de escala, generalmente indicado por el símbolo  $K$ , utilizado en la mecánica de fractura elástica lineal para describir la intensificación del esfuerzo aplicado en la punta de una grieta de tamaño y forma conocida. En el inicio de la propagación rápida de grieta, el factor se denomina factor de intensidad de esfuerzo crítico o resistencia a la fractura. Varios subíndices se utilizan para denotar diferentes condiciones de carga o tenacidad a la fractura:
  - $K_{Ic}$ : tenacidad a la fractura por tensión plana. El valor de la intensidad de esfuerzo a la que la propagación de grietas se vuelve rápida en secciones más delgadas que aquellas en las que prevalecen condiciones de deformación plana.
  - $K_{I}$ : factor de intensidad de esfuerzo para una condición de carga que desplaza las caras de la fisura en una dirección normal al plano

## Marco Teórico

de agrietamiento (también conocido como modo de deformación de apertura o modo I).

- $K_{Ic}$ : tenacidad a la fractura por deformación plana. El valor mínimo de  $K_{Ic}$  para cualquier material y condición dada, que se alcanza cuando la propagación rápida de grietas en el modo de apertura se rige por condiciones de deformación plana. [6]

### 1.3.3 Latón en ambientes que contienen amoníaco

El SCC se produce fácilmente en los latones con alto contenido de zinc en presencia de humedad y amoníaco. Esto se documentó por primera vez cuando se descubrió que los cartuchos de latón utilizados por el ejército británico en la India sufrían fisuras (el amoníaco provenía de la descomposición del material orgánico).

Se han dado dos explicaciones para el nombre que se le aplica de 'agrietamiento de temporada o estacional'; en primer lugar, debido a que ocurría durante la temporada de lluvias y, en segundo lugar, que las grietas se asemejaban a las grietas en la madera sazonada. El agrietamiento es de tipo intergranular preferentemente pero también se presenta de tipo transgranular. [1]

El costo adicional asociado a la elección de un material con mayor resistencia a la corrosión, durante el proceso de selección de materiales, es invariablemente menor que al debido a la contaminación del producto o la pérdida de producción y los altos costos de mantenimiento debido a fallas prematuras. Sin una adecuada resistencia a la corrosión o tolerancia a la corrosión, los componentes a menudo no alcanzan la vida útil prevista.

A diferencia de las propiedades mecánicas, no existen códigos que rijan las propiedades de corrosión. Para algunas aplicaciones o servicios, las

## Marco Teórico

prácticas recomendadas han sido publicadas por NACE International u otras sociedades. Se han publicado muchas fuentes de información extensas sobre la resistencia a la corrosión específica de cierto material o los datos de evaluación de la corrosión en forma de manuales. Los datos que se pueden tomar para la selección de materiales también están disponibles en la literatura relativamente accesible y las publicaciones de los fabricantes están disponibles a pedido o pueden descargarse de Internet. Es viable desarrollar una cultura de la prevención a nivel laboratorio e industrial.

### 1.3.4 Prevención o control de SCC

Los medios más efectivos para prevenir SCC son:

- 1) Diseñar adecuadamente con los materiales correctos
- 2) Reducir tensiones externas o internas en el material
- 3) Eliminar especies ambientales críticas como hidróxidos, cloruros y oxígeno.
- 4) Evitar áreas estancadas e imperfecciones en las superficies donde el cloruro y el hidróxido pueden concentrarse.

En la última década, el SCC de las aleaciones de latón se ha evitado principalmente únicamente de dos maneras.

La primera es mediante el uso de una aleación con alta resistencia a este fenómeno (una aleación con un bajo contenido de Zn) y el otro es mediante la reducción de esfuerzos residuales mediante procesos de recocido. Este tratamiento térmico de los latones, que se lleva a cabo comúnmente a aproximadamente 250 °C, también se realiza para minimizar la distorsión que puede ocurrir durante el maquinado. Este tratamiento térmico a baja temperatura se conoce como "recocido de

alivio de tensiones" y no influye en las propiedades mecánicas del material. [4]

### 1.4 Tratamientos Térmicos

El tratamiento térmico de los metales es un conjunto de ciclos de calentamiento y enfriamiento a los que se someten los metales para modificar su microestructura y, por lo tanto, sus propiedades. Metals Handbook, es una colección de libros sobre metalurgia editada por la American Society for Metals, en ella se define los tratamientos térmicos; como una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, de tiempos determinados y aplicadas a un metal o aleación en una forma tal que producirá propiedades deseadas.

La naturaleza, la forma, el porcentaje y la distribución de los constituyentes de los metales y aleaciones conforman la microestructura del material metálico considerado. La microestructura, consecuencia de las reacciones en estado sólido generadas entre las fases existentes a lo largo de los tratamientos térmicos, es responsable de las propiedades físicas, químicas y metálicas del metal.

Los fundamentos termodinámicos (diagramas de equilibrio de fases de los sistemas considerados) y cinéticos (velocidades de formación y desaparición de fases) y las técnicas aplicadas con la finalidad de obtener las propiedades deseadas son el área de estudio de los tratamientos térmicos. [7]

#### 1.4.1 Tratamiento de recocido de relevado de esfuerzos

La eliminación de tensión se lleva a cabo, en productos metálicos, con el fin de minimizar las tensiones residuales presentes en la estructura,

## Marco Teórico

reduciendo así el riesgo de fallas futuras por la modificación de las propiedades buscadas en el material.

El mecanizado y el corte, así como la deformación plástica, provocan una acumulación de tensiones en el material. Tales tensiones podrían provocar cambios dimensionales no deseados si se liberan en forma no controlada, como por ejemplo durante un tratamiento térmico posterior. Para minimizar las tensiones tras el mecanizado y el riesgo de que el componente sufra cambios de dimensión, puede realizarse la eliminación de esfuerzos residuales.

La eliminación de esfuerzos residuales se realiza normalmente después del desbaste, pero antes del acabado final, como el pulido o el esmerilado.

Para piezas que tienen tolerancias dimensionales muy limitadas y que serán procesadas adicionalmente mediante, por ejemplo, nitrócarburo, deben someterse a la eliminación de esfuerzos residuales.

La eliminación de esfuerzos residuales no modifica la estructura del material y no afecta en forma significativa a su dureza.

Las piezas templadas y revenidas que deban someterse a la eliminación de esfuerzos residuales deben ser tratadas a una temperatura situada alrededor de los 50 °C por debajo de la temperatura utilizada para el revenido previo, para evitar un impacto en la dureza.

Características del proceso.

La temperatura de eliminación de esfuerzos residuales para las piezas de cobre es, dependiendo de la aleación, de entre 150 y 275 °C y para los componentes de latón, de entre 250 y 500 °C. El tiempo de tratamiento es de entre una y dos horas. Transcurrido el tiempo de tratamiento, los componentes deben enfriarse lentamente en el horno o al aire. Una velocidad lenta de enfriamiento es importante para evitar los esfuerzos

## Marco Teórico

residuales provocados por las diferencias de temperatura en el material; esto es especialmente importante cuando se someten a la eliminación de esfuerzos residuales de los componentes de gran tamaño.

Cuando es necesaria la aplicación de un tratamiento térmico de eliminación de esfuerzos residuales se puede realizar en un horno con gas de protección, para proteger las superficies de la oxidación. En condiciones extremas se pueden utilizar hornos de vacío. [7]

### 1.5 Técnicas de caracterización.

#### 1.5.1 Caracterización Metalográfica.

La metalografía es la parte de la metalurgia que estudia las características estructurales o de constitución de los metales y aleaciones, para relacionarlas con las propiedades físicas, mecánicas y químicas de los mismos. La importancia del examen metalográfico radica en que, aunque con ciertas limitaciones, es capaz de revelar la historia del tratamiento mecánico y térmico que ha sufrido el material.

Básicamente, el procedimiento que se realiza en un ensayo metalográfico incluye la extracción, preparación y ataque químico de la muestra, para terminar en la observación microscópica. Si bien la fase más importante de la metalografía es la observación microscópica, la experiencia demuestra que poco se puede hacer si alguna de las operaciones previas se realiza deficientemente. Si la etapa de preparación no se realiza cuidadosamente es posible que se obtenga una superficie poco representativa del metal y sus características. Una preparación incorrecta puede arrancar inclusiones no metálicas, barrer las láminas de grafito en una muestra de fundición, o modificar la distribución de fases si la muestra ha sufrido un sobrecalentamiento excesivo. A continuación, se

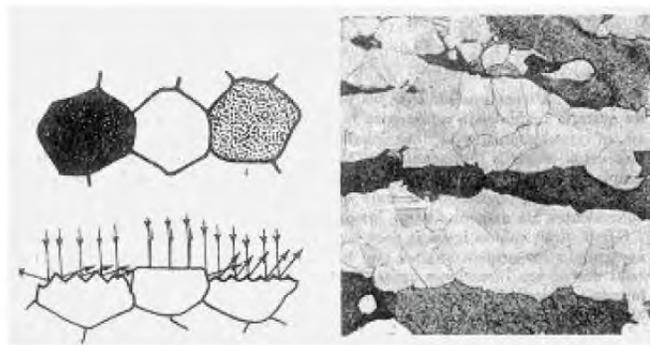
## Marco Teórico

presenta una lista de cada uno de los pasos previos a la observación en el microscopio:

- I Extracción de la muestra
- II Preparación de la muestra
- III Ataque Químico

Como los cristales de un metal tienen usualmente distintas orientaciones, los cristales adyacentes se disuelven por la solución de ataque a diferentes profundidades, produciendo el efecto de altiplano.

Después del ataque las interacciones de los límites de grano atacados en la superficie quedan marcados por una red de escarpaduras poco profundas. Estas superficies casi verticales no reflejan la luz en las lentes objetivo de un microscopio en la misma forma que las superficies horizontales y formas de los cristales que quedan entre ellos, y como resultado, se observará la posición de los límites de los cristales, ver Figura 2. Para la selección del reactivo se tiene en consideración al material y el objetivo buscado por el ataque. A este respecto existen las normas ASTM E 304 (macroataque) y E 407 (microataque)[8].



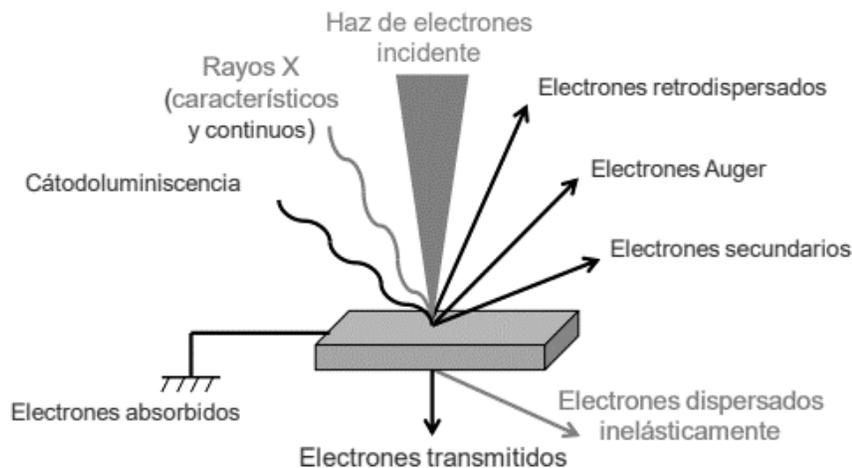
*Figura 2. Ensayo metalográfico. Principio de funcionamiento [8]*

### 1.5.2 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

## Marco Teórico

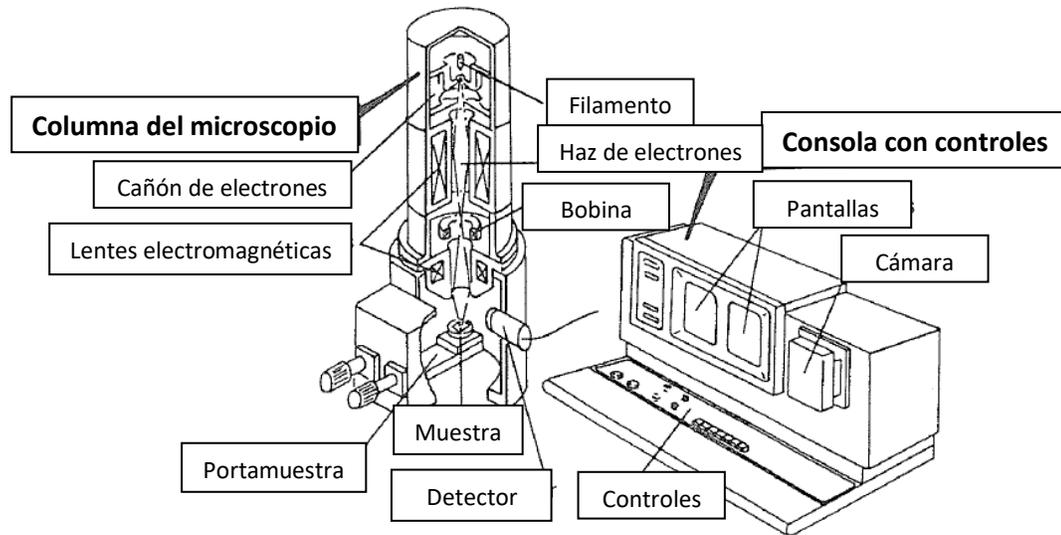
Esta técnica es utilizada para poder observar y caracterizar las morfologías en la microestructura que presenta un material, inicialmente se utilizaron este tipo de microscopios para obtener imágenes a no menos de 1000 aumentos, 1000X (número de aumentos que son difíciles de alcanzar en un microscopio óptico).

La versatilidad que tiene este tipo de técnica es que no solo se puede observar una imagen a grandes aumentos, sino también observar su topografía dependiendo de la señal que se observe (Secundarios o Retrodispersados), ver Figura 3. [9]



*Figura 3. Interacción de los electrones con la materia [9]*

Los dos componentes principales de MEB son la columna de electrones y la consola de control (Figura 4). La columna electrónica consiste en un cañón de electrones y dos o más lentes electromagnéticas, que controlan las trayectorias de los electrones que viajan por un tubo evacuado al alto vacío. La base de la columna generalmente se evacua con bombas de vacío que producen una presión aproximada de  $10^{-4}$  Pa. La consola de control consiste en una pantalla de visualización (CRT, LCD, plasma) y las perillas y el teclado de la computadora que controlan el haz de electrones.

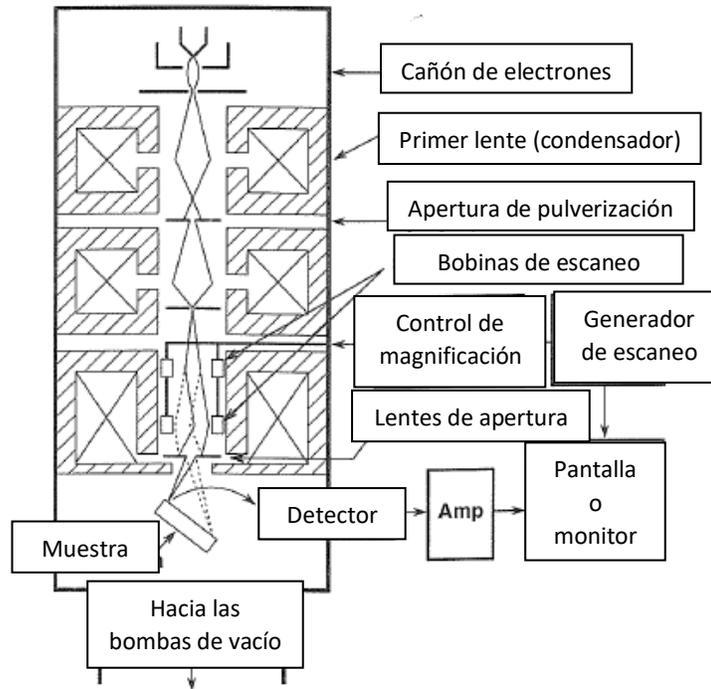


*Figura 4. Las dos partes principales del MEB. La columna del microscopio y la consola de controles [10].*

Su principio físico se basa en la generación de un haz de electrones emitidos termoiónicamente en un filamento típicamente de W, dichos electrones son acelerados por una diferencia de potencial entre el cañón de electrones y la entrada a las lentes electromagnéticas. Como se observa en la Figura 5, el microscopio electrónico cuenta con:

1. Un cañón de electrones el cual contiene el filamento que actúa como cátodo.
2. La copa Wehnelt, que actúa como ánodo.
3. Lentes electromagnéticas encargadas de controlar el haz.

En el equipo utilizado estas lentes son la condensadora y la lente objetivo, y sistema de detectores. Estos últimos son los que se encargan de obtener la señal generada por la interacción del haz de electrones y la muestra, en un microscopio electrónico de barrido puede haber detectores de señales secundarios y retrodispersados, entre otros.



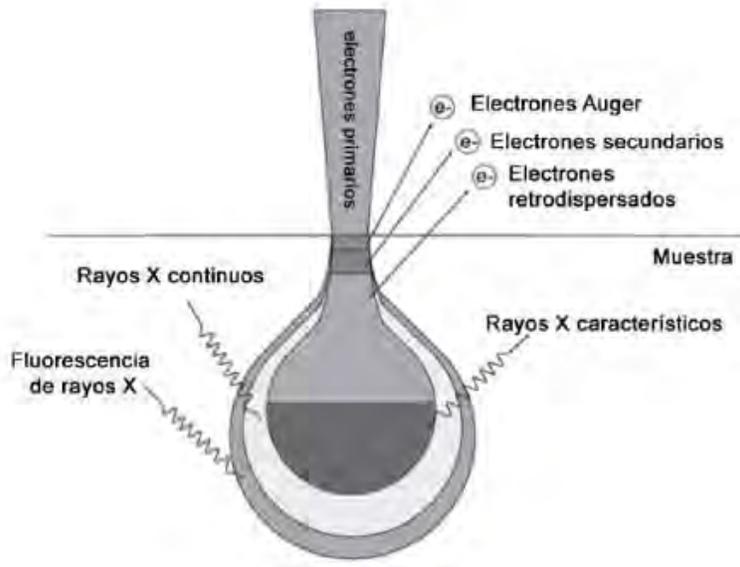
*Figura 5. Dibujo esquemático de la columna de electrones que muestra el cañón de electrones, las lentes, el sistema de deflexión y el detector de electrones [10].*

Se suele acoplar a este tipo de microscopios un sistema de *microanálisis* con el cual se puede hacer un análisis semicuantitativo de áreas selectas de la pieza.

### 1.5.3 Microanálisis por espectroscopia de energía dispersa de rayos X (EDS o EDX)

EDS es un sistema de detección adaptado a un MEB, su principio se basa en la detección de rayos X característicos. Este tipo de radiación es causada por la interacción del haz de electrones con la muestra, pues al incrementar la energía del haz de electrones, este interactúa con los átomos de la muestra, como se ejemplifica en la Figura 6. El haz de electrones de alta energía excita la superficie lo suficiente para que emita electrones de la capa de valencia y consecuentemente dejando una

vacancia. Cuando el átomo estabiliza su energía al bajar un electrón de las capas externas y llenar la vacancia, se genera un fotón de rayos X característico de cada elemento.



*Figura 6. Pera de interacción de electrones enfocados con la muestra [10].*

Los electrones del haz pierden energía al interactuar con la muestra, posteriormente llega a la capa interna donde los electrones están unidos al núcleo con mayor fuerza, cuando un electrón acelerado interactúa con un átomo tiene que atravesar en primer lugar la capa externa donde los electrones del átomo están más débilmente enlazados, y finalmente puede llegar hasta el núcleo atómico. Cuanto más profundamente penetre el electrón en el átomo, mayor será la cantidad de energía que pierda y sea transmitida al objeto observado.

#### 1.5.5 Análisis vía húmeda de espectroscopía ICP-OES

El plasma de acoplamiento inductivo (ICP) es una fuente de ionización que junto a un espectroscopio de emisión óptico (OES) constituye el equipo de ICP-OES.

## Marco Teórico

En esta técnica, la introducción continua de la muestra disuelta líquida y un sistema de nebulización forma un aerosol que es transportado por el Argón a la antorcha del plasma, acoplado inductivamente por radio frecuencia, ver Figura 7. En el plasma, debido las altas temperaturas generadas, los analitos son atomizados e ionizados generándose la emisión óptica característica de la muestra a analizar. La emisión óptica es entonces analizada en el espectroscopio, para ello la luz es dispersada por la red de difracción y el detector sensible a la luz se encarga de medir las intensidades de las líneas detectadas. La información es procesada por el sistema informático.

Los análisis que se realizan incluyen prácticamente todos los elementos de la tabla periódica en una amplia variedad de muestras líquidas y sólidas. [11]

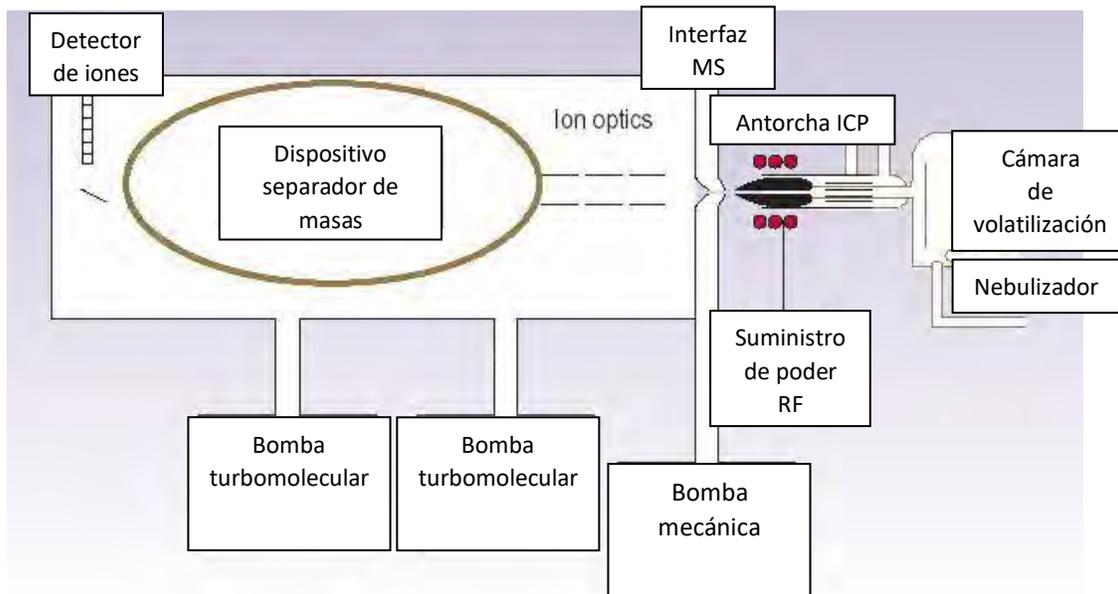


Figura 7. Dibujo esquemático de la estructura de un ICP-OES [11]

## Capítulo 2. Antecedentes

### 2.1 Técnicas Fractomecánicas

Las técnicas fractomecánicas son un grupo de métodos de ensayo de laboratorio para acelerar controladamente el proceso de corrosión bajo esfuerzo empleándose especímenes lisos o preagrietados.

Una de las ventajas de los ensayos a carga constante es que el espécimen sufrirá una ruptura por una falla por sobrecarga cuando la corrosión bajo esfuerzo ha reducido la sección transversal hasta el punto en el cual el UTS es alcanzado. Una desventaja es que, para realizar pruebas en especímenes de secciones transversales grandes, las dimensiones de los mecanismos son usualmente grandes, requieren mucho mayor espacio y el tiempo de ensayo usualmente es largo. [12]

Este método de prueba puede ser aplicado a los siguientes propósitos:

- En investigación y desarrollo para establecer, en términos cuantitativos, un rendimiento significativo para el servicio, los efectos de variables metalúrgicas como composición o tratamiento térmico, o de operaciones de fabricación como soldadura o conformado, sobre la resistencia a la fractura de materiales nuevos o existentes.
- En la evaluación del servicio, para establecer la idoneidad de un material para una aplicación específica para la cual se prescriben las condiciones de tensión y para la cual se pueden establecer con máxima confianza tamaños máximos de defectos.
- Para especificaciones de aceptación y control de calidad de fabricación.

### 2.1.1 Carga constante.

La Figura 8 muestra algunos arreglos empleados en ensayos a carga constante. En las probetas la carga que se está aplicando es constante en todo el desarrollo del ensayo, el esfuerzo aplicado incrementa con el crecimiento de la grieta en la muestra al reducirse el área de trabajo hasta llegar a la fractura total.

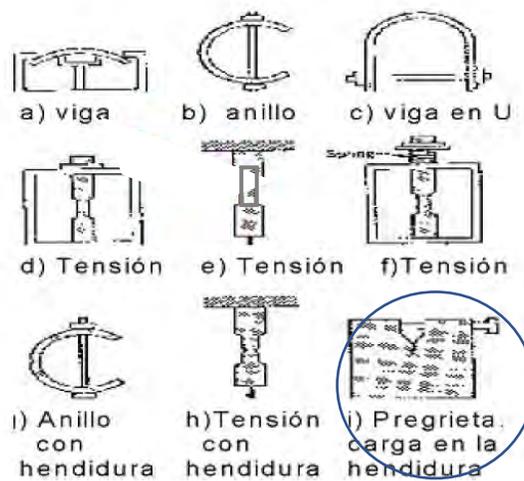
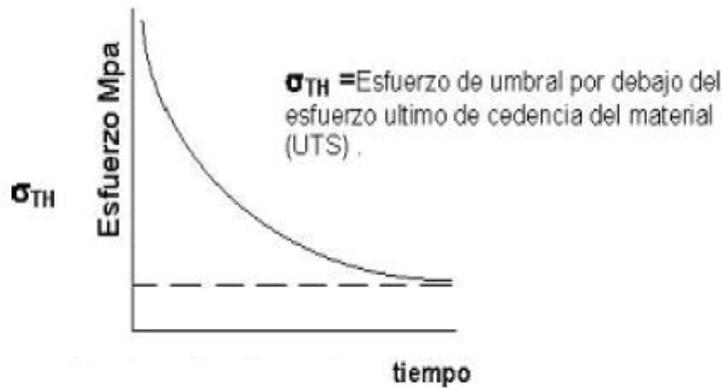


Figura 8. Arreglos de carga constante [12]

Uno de los parámetros más usado para evaluar la susceptibilidad al agrietamiento es el tiempo total de falla. Este depende del esfuerzo inicial aplicado, evaluado por debajo del esfuerzo último de cedencia donde la fractura total no ocurre. (ver Figura 9)

## Antecedentes



*Figura 9. Esfuerzo vs Tiempo [12]*

Por razones prácticas es usual terminar la prueba después de un tiempo arbitrario si la falla no ocurre y en este caso el número de grietas por unidad de longitud en el metal puede ser usado para una evaluación comparativa de la susceptibilidad, con respecto a la iniciación de la corrosión bajo esfuerzo.

La técnica utilizada para determinar el número y longitud de grietas debe ser especificado en el caso de emplear algún método destructivo.

Una estimación aproximada de la velocidad de agrietamiento puede ser determinada a partir de la longitud de la grieta dividida por el tiempo de prueba.

Los especímenes con fractura total debido a SCC generalmente exhiben en la superficie de la fractura la morfología característica de corrosión intergranular y transgranular, mientras que en la parte formada por la fractura final de sobre carga está caracterizada por deformación plástica (desgarre mecánico, formación de cavidades). [12]

### Capítulo 3. Desarrollo Experimental

En este capítulo se detalla la metodología del trabajo experimental realizado para determinar la susceptibilidad al fenómeno de falla por corrosión bajo esfuerzo en las probetas, así como la caracterización del material. La secuencia de la metodología se muestra en la Figura 10.

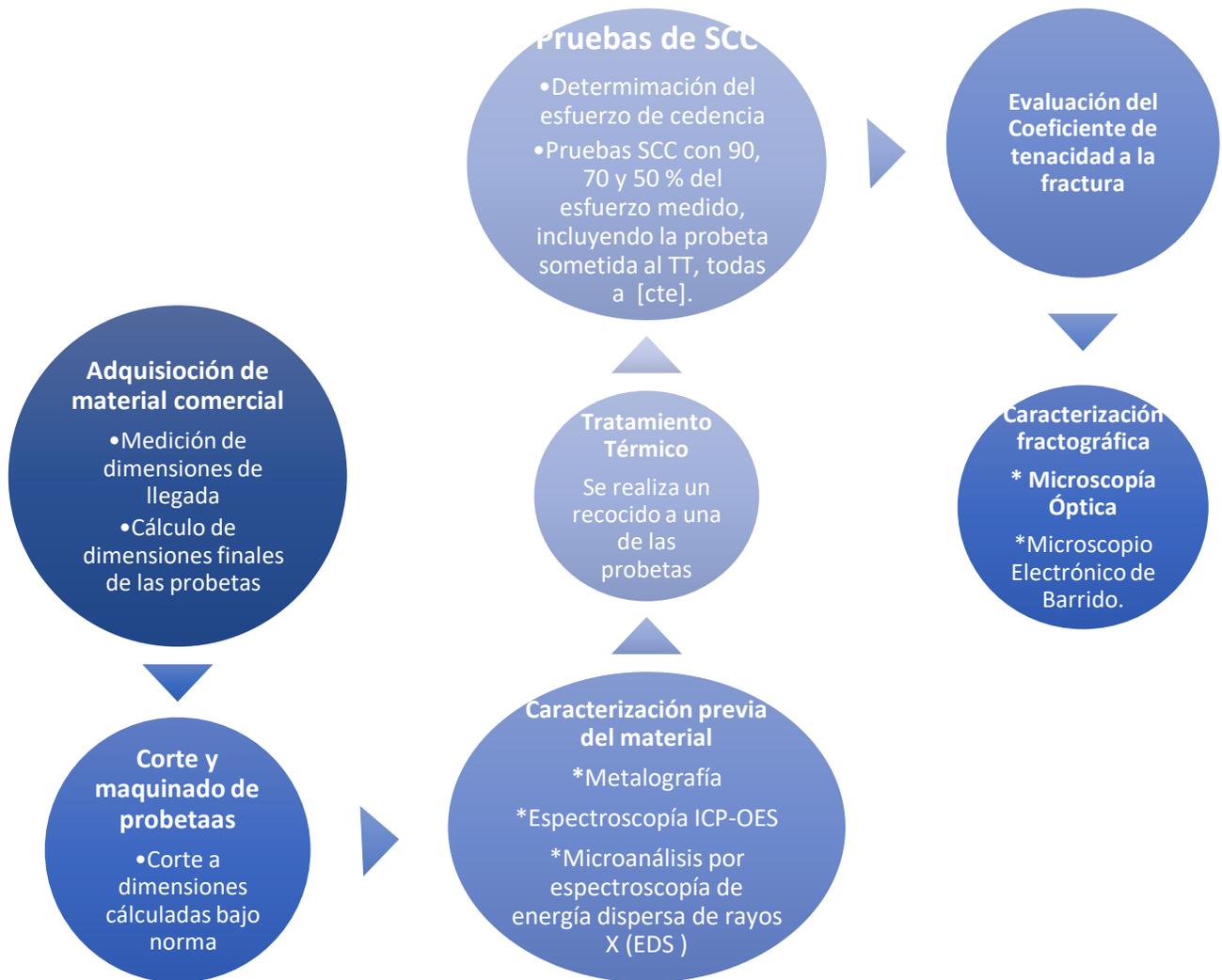


Figura 10. Diagrama de flujo de las actividades realizadas

## Desarrollo Experimental

### 3.1 Probetas Metálicas

El material utilizado para el maquinado de las probetas es de origen comercial. Se adquirió una barra redonda de Latón común o Latón 70-30.

Para el diseño de las probetas de medición de  $K_{IC}$  en la aleación mencionada se siguieron las especificaciones marcadas en la norma ASTM E399, a la que se le realizaron adaptaciones que serán mencionadas a lo largo del trabajo.

### 3.2 Método de prueba.

Condiciones de operación y Maquinado de probetas bajo Norma ASTM E 399. *"Método de prueba estándar para resistencia a la fractura por deformación plana de materiales metálicos."*

Este método de prueba cubre la determinación de la resistencia a la fractura por deformación plana ( $K_{IC}$ ) de los materiales metálicos mediante ensayos. Para esto se utiliza una variedad de especímenes con un agrietamiento inicial preferentemente realizado por fatiga en muestras que tienen un espesor de 0.063 in. (1.6 mm) o mayor

Este método de prueba también cubre la determinación de la relación de resistencia de la muestra  $R_{s_x}$ , donde x se refiere a la configuración específica de la muestra que se está probando. Esta relación de resistencia es una función de la carga máxima que puede soportar la muestra, sus dimensiones iniciales y la resistencia a la fluencia del material.

#### 3.2.1 Equipo

Proceso de maquinado

## Desarrollo Experimental

- Fresadora Bridgeport
- Herramientas de corte (buriles, brocas, sierra dentada, etc.)
- Equipo para machuelado fino

## Tratamiento térmico

- Horno de tratamientos térmico. Marca Barnstead-Thermolyne
- Pinzas para tratamientos térmicos
- Equipo de protección personal

## Pruebas SCC

- Torquímetro. Marca Airon Tools
- Redondo de latón comercial
- Puntas guía
- Tornillos de alta resistencia **1/8" cuerda fina**
- Recipientes herméticos
- Vasos precipitados
- Pipeta volumétrica
- Matraz volumétrico

Para cada técnica de caracterización se utilizaron distintos equipos y material que será especificado particularmente al exponer cada método.

### 3.2.2 Resumen del método de prueba.

Este método de prueba implica la evaluación de especímenes con muescas en tensión o en flexión que preferentemente han sido preagrietadas. Se registró la carga aplicada contra el desplazamiento impuesto en la grieta, que corre a partir de la muesca maquinada en la probeta.

## Desarrollo Experimental

El valor de  $K_{IC}$  se calculó a partir de esta carga mediante ecuaciones que se han establecido sobre la base del análisis de tensión elástica de especímenes específicos. Se debe considerar que la validez de la determinación del valor de  $K_{IC}$  por este método de prueba depende del establecimiento de una condición de grieta aguda en la punta de la probeta, en un espécimen de tamaño adecuado.

La propiedad  $K_{IC}$  determinada por este método de prueba caracteriza la resistencia de un material a la fractura en un entorno específico en presencia de una fisura y bajo un fuerte esfuerzo de tracción, de modo que el estado de tensión cerca del frente de fisura se acerca a la deformación del plano tri-tensil, y la región plástica en la punta de grieta es pequeña en comparación con el tamaño de grieta y las dimensiones de la muestra en la dirección de la restricción.

*El valor de  $K_{IC}$  representa un valor límite inferior de la tenacidad a la fractura. Este valor se puede usar para estimar la relación entre el esfuerzo de falla y el tamaño del defecto para un material en servicio en el que se esperarían las condiciones de alta restricción descritas anteriormente. [6]*

El valor de  $K_{IC}$  del material caracterizado es una función de la velocidad y la temperatura de prueba. Por lo tanto, la aplicación de  $K_{IC}$  obtenido en el diseño de los componentes en servicio debe hacerse con conocimiento de la diferencia que puede existir entre las pruebas de laboratorio y las condiciones del campo.

Claramente no era posible determinar el  $K_{IC}$  si alguna dimensión del stock disponible del material era insuficiente para proporcionar una muestra del tamaño requerido.

### 3.2.3 Tamaño de la muestra, configuraciones y preparación

Para que un resultado se considere válido de acuerdo con este método, se requiere que tanto el grosor de la muestra,  $B$ ; como la longitud de la grieta,  $a$ , exceda de  $2.5 (K_{IC}/\sigma_Y)^2$ , donde  $\sigma_Y$  es el valor obtenido por el criterio de 0.2% del límite de elasticidad del material para la temperatura y la velocidad de carga de la prueba.

La relación del límite de elasticidad al módulo de Young se puede utilizar para seleccionar un tamaño de muestra que sea adecuado para todos, excepto para los materiales más duros.

Para especímenes considerados estándar la longitud de grieta es nominalmente igual al espesor,  $B$ , y está entre 0.45 y 0.55 veces el ancho,  $W$ . La relación  $W/B$  es nominalmente igual a dos.

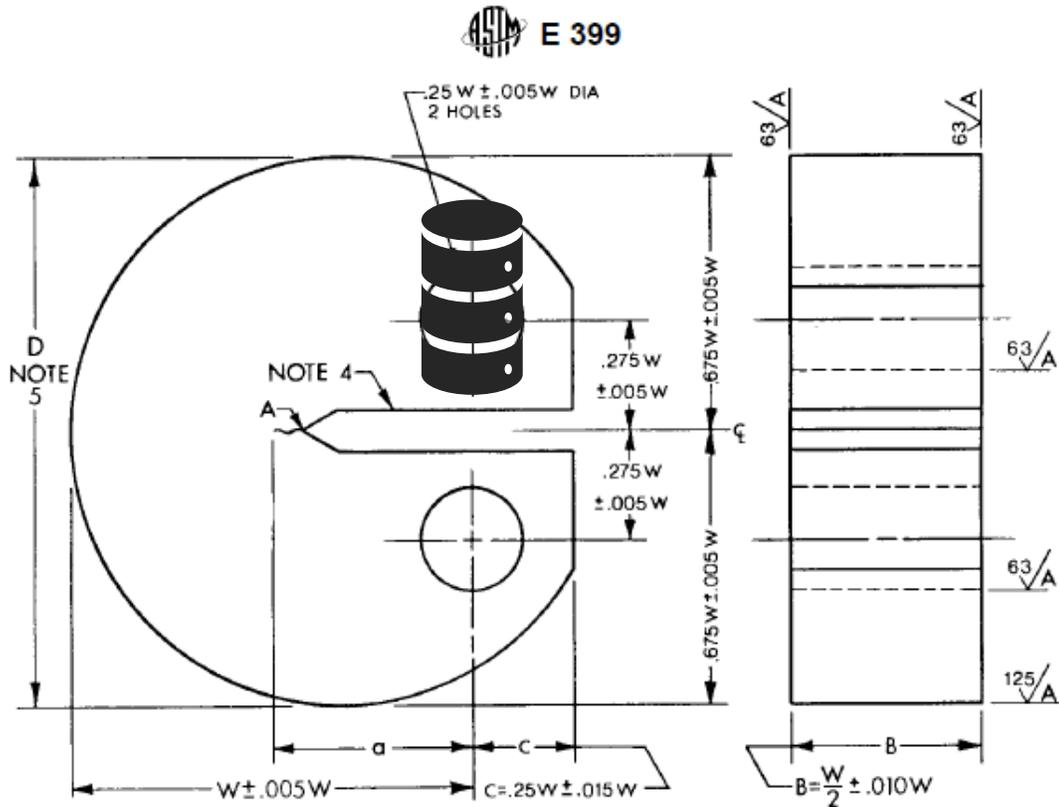
Requisitos especiales para la prueba de la muestra compacta en forma de disco:

La muestra compacta estándar en forma de disco es un segmento de disco agrietado con una muesca maquinada y preferentemente una rotura de fatiga, para someter a carga en tensión.

Se debe medir el ancho,  $W$  y la longitud de fisura,  $a$ , desde el plano de la línea central de los orificios de carga (el borde con muesca es una línea de referencia conveniente), pero la distancia desde la línea central de los orificios hasta el borde con muescas debe restarse para determinar  $W$  y  $a$ ). Medir el espesor,  $W$ , a una tolerancia de 0.001 pulg. (0.025 mm) o 0.1%, lo que sea mayor, a no menos de tres posiciones cerca de la ubicación de la muesca, y registre el valor promedio. Las dimensiones de la probeta se muestran en la Figura 11.

## Desarrollo Experimental

El diseño fue modificado para aplicar el esfuerzo estático a través de un tornillo de alta resistencia y la medición de la carga aplicada se hizo de manera indirecta a través de la medición del torque aplicado a dicho tornillo.



Nota 1. Las superficies deben ser perpendiculares y paralelas, según corresponda, dentro del rango  $0.002 W \pm$ .

Nota 2. La intersección de las puntas de muesca del arranque de grieta en cada superficie de la muestra debe ser igual a la distancia dentro del rango  $0.005 \pm$ .

Nota 3. Se pueden usar bordes de cuchilla integrales o galgas extensiométricas para la zona de la boca de la grieta

*Figura 11. Espécimen compacto en forma de disco. Proporciones y tolerancias estándar [6]*

### 3.2.3 Procedimiento general y condiciones de operación

#### Carga Aplicada

Debe señalarse, que no se siguieron todas las especificaciones establecidas en la norma ASTM E399, respetando dimensiones y otras especificaciones marcadas, pero aplicando la carga de manera análoga debido principalmente al alto grado de instrumentación requerido. Como lo son el empleo de galgas extensiométricas, la utilización de una máquina de ensayos universal (Instron) por periodos prolongados superiores a 5 días sin interrupción y mordazas específicas para este tipo de prueba.

Para aplicar la carga uniaxial a la probeta se adaptaron cuerdas para tornillo mediante el barrenado y machuelado posibilitando usar tornillos de alta resistencia de 1/8" cuerda fina (40 hilos por pulgada), ver Figura 14. El esfuerzo de tensión en la probeta se establece con el torque medido sobre el tornillo mediante un torquímetro digital de la marca Airon Tools. Para relacionar el esfuerzo aplicado se emplean factores de conversión de torque a esfuerzo desarrolladas por algunos de los fabricantes de tornillos.



*Figura 12. a) Probeta maquinada y preparada metalográficamente con el tornillo para tensionar. b) Torquímetro Airon Tools*

Tres mediciones fundamentales son necesarias para el cálculo de  $K_{IC}$ , el espesor,  $B$ , la longitud de la grieta,  $a$ , y el ancho,  $W$ . (ver Figura 13)

Se debe medir el grosor,  $B$ , con una tolerancia de 0.001 pulg. (0.025 mm) o al 0.1% de  $W$ , lo que sea mayor, a no menos de tres posiciones igualmente espaciadas a lo largo de la línea de extensión de grieta intencionada desde la punta de la grieta de fatiga hasta el lado sin ranura de la muestra. El promedio de estas tres mediciones debe registrarse como  $B$ .

## Desarrollo Experimental

Medir la longitud de grieta,  $a$ , después de la fractura al 0.5% más cercano en las siguientes tres posiciones: en el centro del frente de fisura, a mitad de camino entre el centro del frente de fisura y el extremo del frente de fisura en cada superficie de la muestra. Use el promedio de estas tres medidas como la longitud de grieta para calcular  $K_{Ic}$ .

Fractografía.

La apariencia de la fractura es información complementaria valiosa y se debe observar para cada espécimen. Los tipos comunes de apariencia de fractura se muestran en la Figura 13. Para las fracturas de los Tipos (a) o (b), mida el ancho promedio,  $f$ , del área central de fractura plana, y anote y registre la proporción de fracturas oblicuas.

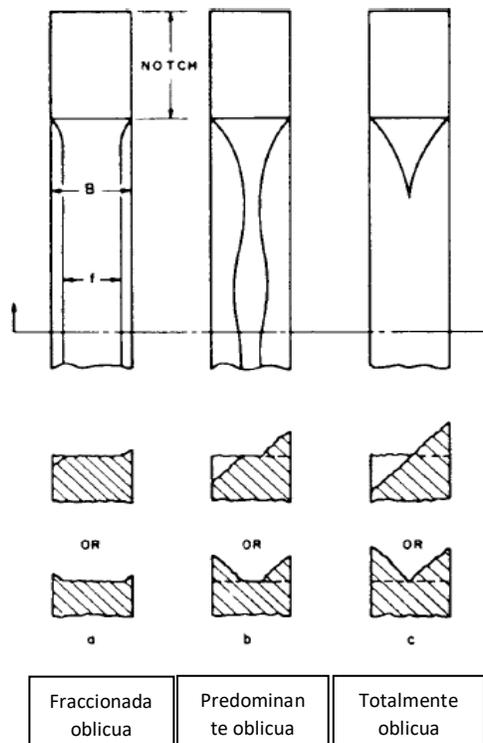


Figura 13. Apariencia de tipos comunes de grietas

Una vez maquinadas las probetas y preparadas metalográficamente las caras laterales se establece la carga de prueba como función de la resistencia a la fluencia del latón. La manera de determinar este

## Desarrollo Experimental

esfuerzo de fluencia específico del material fué someter una probeta a una carga externa aplicada mediante el torquímetro y se registró el valor máximo antes que cedería la probeta y comenzara a fallar. El medio seleccionado para la prueba de SCC del latón es una solución amoniacal 1M.

En la Tabla 4 se indican las condiciones a las que fueron sometidas las distintas probetas:

*Tabla 4. Condiciones de operación*

<b>Probeta</b>	<b>Torque aplicado</b>	<b>Concentración del medio</b>
<i>Blanco</i>	-	-
<i>I</i>	2.5 N*m	[1M]
<i>II</i>	2.75 N*m	[1M]
<i>III</i>	3.0 N*m	[1M]
<i>IV (Recocido)</i>	2.75 N*m	[1M]

El esfuerzo de cedencia encontrado en el material fue 3.35 N\*m

### 3.2.5 Solución amoniacal

El medio corrosivo al que fueron expuestas las probetas fué una solución de Hidróxido de Amonio, con concentración 1M. La solución aplicada se obtuvo a partir de Hidróxido de Amonio calidad reactivo (ver Figura 14), con un %v/v 28-30 de NH<sub>4</sub>OH en H<sub>2</sub>O. A continuación se presentan los cálculos hechos para preparar un litro de la solución.

$$\text{Masa Molar } NH_4OH = 35.04 \frac{g}{mol}$$

$$\text{Densidad } NH_4OH = \left(880 \frac{kg}{m^3}\right) * \left(\frac{1m}{100cm}\right)^3 * \left(\frac{1000g}{1kg}\right) = \frac{0.8g}{cm^3}$$

$$\mu = \frac{n}{V} \quad \therefore n = \mu V = 1M * 1l = 1mol$$

$$1 \text{ mol} = 35.04 \text{ g} * \left( \frac{1 \text{ cm}^3}{0.8 \text{ g}} \right) = 43.81 \text{ cm}^3 \text{ de } \text{NH}_4\text{OH} * \left( \frac{100 \text{ ml de reactivo}}{29 \text{ ml de } \text{NH}_4\text{OH}} \right)$$

$$= 151 \text{ ml reactivo}$$

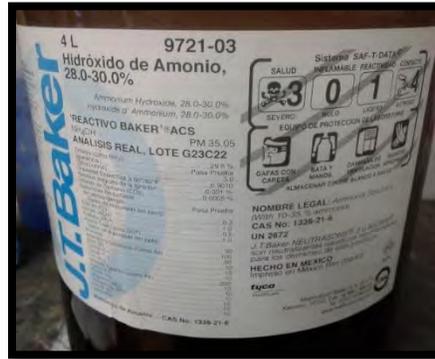


Figura 14. Hidróxido de Amonio calidad reactivo

### 3.3 Procedimiento de Tratamiento Térmico

El objetivo de someter una probeta al tratamiento térmico de recocido, además de disminuir los esfuerzos residuales provenientes del proceso de fundición y conformado, es destruir la posible estructura dendrítica remanente y obtener una estructura más equiaxial para lograr mejores propiedades mecánicas, sobre todo de resistencia a la fractura.

Para realizar un tratamiento térmico de relevado de esfuerzos se somete el material a temperaturas relativamente altas por lo que se tuvo que hacer frente a un fenómeno que se presenta en este tipo de aleaciones con tan elevado contenido de Zinc, la deszincificación. Este fenómeno elimina selectivamente el Zinc de la aleación, dejando atrás una estructura porosa y rica en cobre que tiene poca resistencia mecánica. En las piezas en servicio que fallan por este fenómeno es recurrente encontrar polvo blanco o manchas de minerales en las paredes exteriores del material.

## Desarrollo Experimental

Generalmente se controla este fenómeno con una correcta selección del material en función de la aplicación que se le dé.

Particularmente se decidió proteger la probeta con un recubrimiento de lámina de cobre, con la cual se lograría crear una barrera para que el material fuera menos propenso al fenómeno de deszincificación y a la oxidación. La protección de Cu reduce el libre paso de oxígeno o la pérdida de Zinc en la probeta. En la Figura 15 se muestran imágenes de la probeta con el recubrimiento y el horno para tratamientos térmicos utilizado.

El procedimiento consistió en someter la probeta a una temperatura promedio de 300°C durante 2:30 horas y su posterior enfriamiento al aire.



*Figura 15. A) Horno de Tratamientos Térmicos. B) Probeta expuesta después del TT. C) Probeta previo al TT. D) Probeta después al TT.*

## Desarrollo Experimental

3.4 Procedimiento de caracterización del material y del fenómeno de agrietamiento.

La preparación que se realizó a las probetas fué dividido en 2 grupos para las distintas técnicas, por una parte las técnicas enfocadas en la caracterización de la composición y morfología de la microestructura presente en la aleación, y por otro las técnicas aplicadas para caracterizar el fenómeno de crecimiento de grieta.

### 3.4.1 Ensayo Metalográfico.

Esta técnica se realizó previamente a los ensayos de SCC buscando revelar la estructura granular y/o dendrítica presente en el material antes y después de someterlo al tratamiento térmico. La preparación metalográfica consistió en desbaste a partir del número de lija 600 y posteriormente 1000, 1200 y 2000. Se continuó con pulido en paño fino y alúmina con tamaño de partícula de  $0.1\ \mu\text{m}$  y  $0.05\ \mu\text{m}$ , ver Figura 16.



*Figura 16. Proceso de preparación metalográfica*

El ataque químico se hizo en dos pasos, primero se utilizó un reactivo para un ataque de revelado de límite grano en Latón, que estaba

## Desarrollo Experimental

compuesto por: 150 ml de alcohol etílico + 35ml de ácido clorhídrico + 10g de cloruro férrico. Y posteriormente para lograr un mejor ataque del límite de grano se realizó un ataque por 3 segundos en  $K_2Cr_2O_7$ .

### 3.4.2 Análisis via húmeda de espectroscopía ICP-OES

Para esta técnica, cuya finalidad es conocer la composición de la aleación de manera cuantitativa, se muestreo una cantidad próxima a 0.1g de rebaba de una de las probetas (blanco) para su posterior disolución ácida y someterla al ensayo en el equipo Modelo AVIO 500 de la Marca Perkin Elmer con el funcionamiento antes explicado.

### 3.4.3 Microanálisis por espectroscopia de energía dispersa de rayos X (EDS)

Para lograr obtener un correcto análisis de la composición química mediante esta técnica, se utilizó una probeta preparada metalográficamente. Esta técnica tiene la ventaja que además de determinar una composición semicuantitativa puede hacer un mapeo para revelar la distribución de los elementos dentro de la pieza y poder analizar de manera puntual la composición de inclusiones o precipitados.

### 3.4.4 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

El objetivo de la aplicación de esta técnica fue lograr conocer la morfología del agrietamiento dentro de la estructura granular para poder determinar el tipo de ruta que tomó la falla (transgranular o intergranular) analizando la superficie de fractura.

Tanto para las técnicas EDS como MEB se utilizó un equipo con las siguientes características:

## Desarrollo Experimental

- Microscopio electrónico de barrido USAII-FQ
- Barrido: JEOL JSM-5900-LV
- Resolución: 3.0 nm (SEI)HV, 5.0 nm (BEI)LV
- Voltaje de aceleración: 0.3 a 3 kV (pasos de 100V), 3 a 30kV (pasos de 1kV)
- Amplificación: 18X-300,000X
- Cañón: Termoiónico de W
- Olympus MG 22 MO/001

## Capítulo 4. Resultados y análisis

### 4.1 Caracterización de la aleación

La aleación utilizada es de origen comercial. Es importante mencionar que la composición reportada en la ficha técnica del Latón comercial a esta composición es un punto de referencia para el conocimiento previo de la aleación. [anexo 1]

#### 4.1.1 Ensayo Metalográfico:

A continuación, se presenta una serie de imágenes obtenidas del microscopio óptico a los aumentos especificados previo y posterior al ataque químico, ver Figura 17.

La primer serie de imágenes representa la microestructura encontrada en el material de llegada, es decir, con la microestructura de colada y la posible modificación que hubo en ella debido al proceso de manufactura al que fue sometido para obtener la geometría y dimensiones deseadas en las probetas.

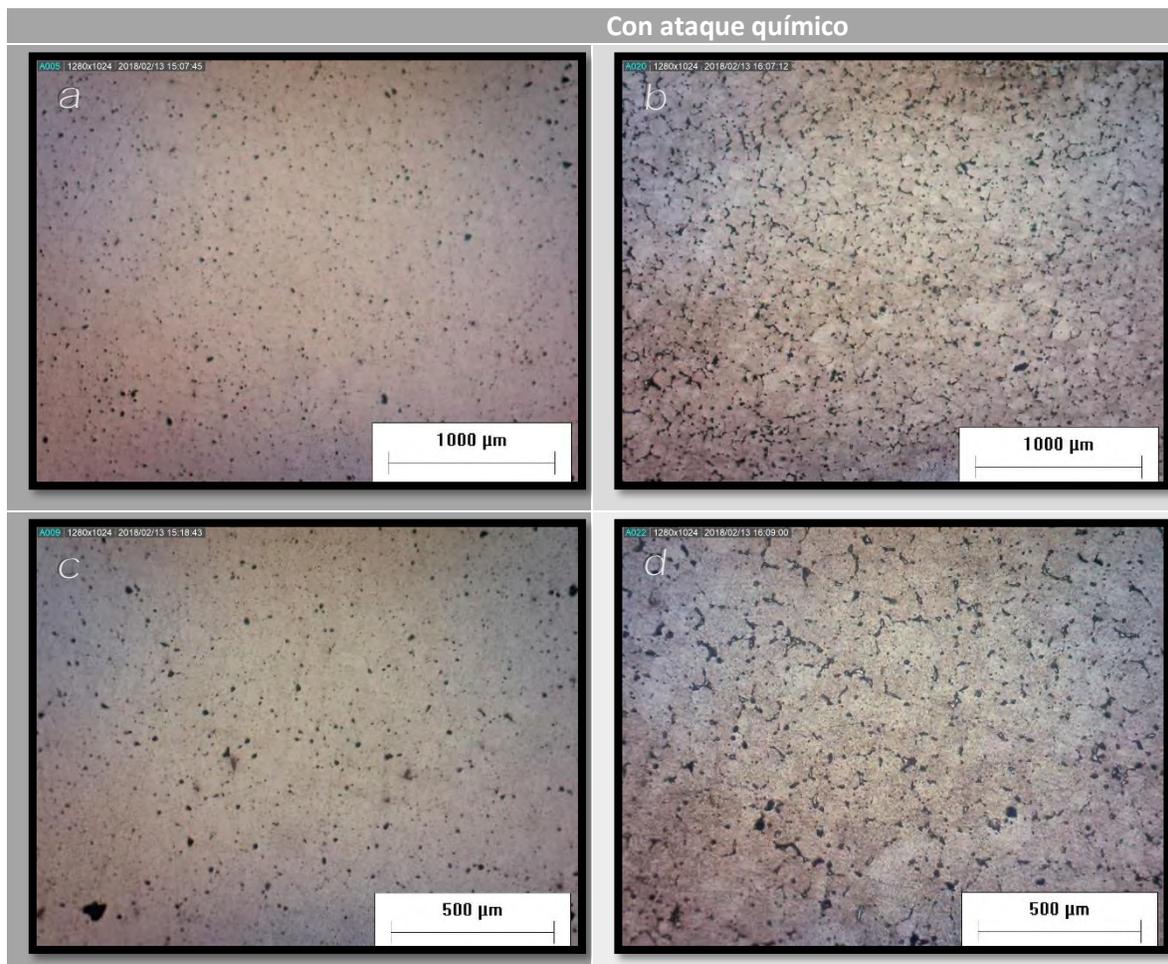
Por la composición encontrada en el material caracterizado se esperaría una estructura de Latón Dúplex o Latón alfa-beta, pero al analizar las imágenes no se logra distinguir claramente la fase  $\beta$ , debido principalmente al bajo porcentaje en que se encuentra esta segunda solución sólida.

En esta primera serie de imágenes resalta un conjunto de precipitados de color oscuro presentes en la matriz, los cuales se podrían manejar como

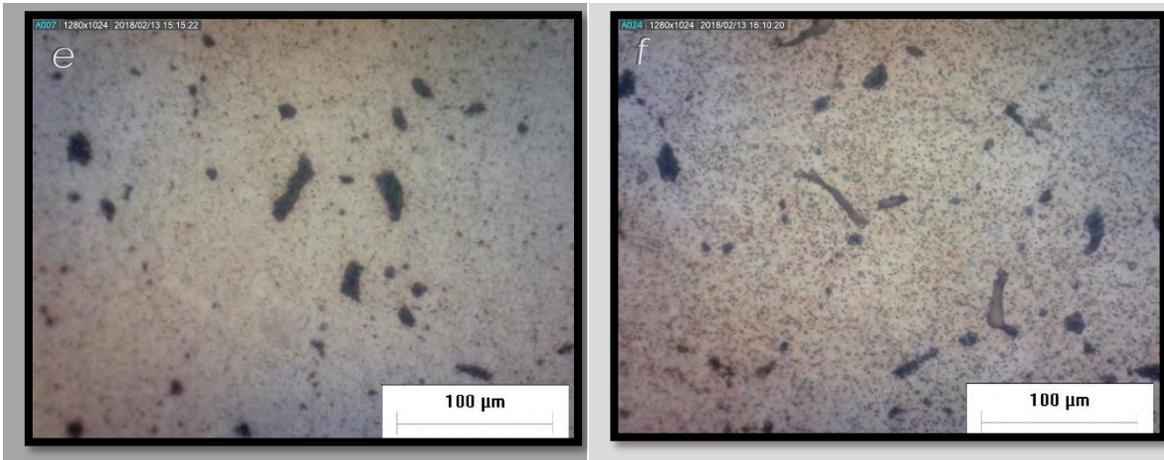
## Resultados y análisis

algún tipo de contaminación proveniente del proceso de fundición, como puede ser, algún óxido remanente (recordando el origen comercial del material). En las imágenes del material con ataque químico se logra distinguir la microestructura granular de la aleación, con una preferente formación de precipitado en las zonas donde aparece el límite de grano.

En el par de imágenes a máximos aumentos, ver Figura 17 e y f, se nota la distribución no homogénea de los precipitados en la matriz, el distinto tamaño y morfología que presentan estos.



## Resultados y análisis

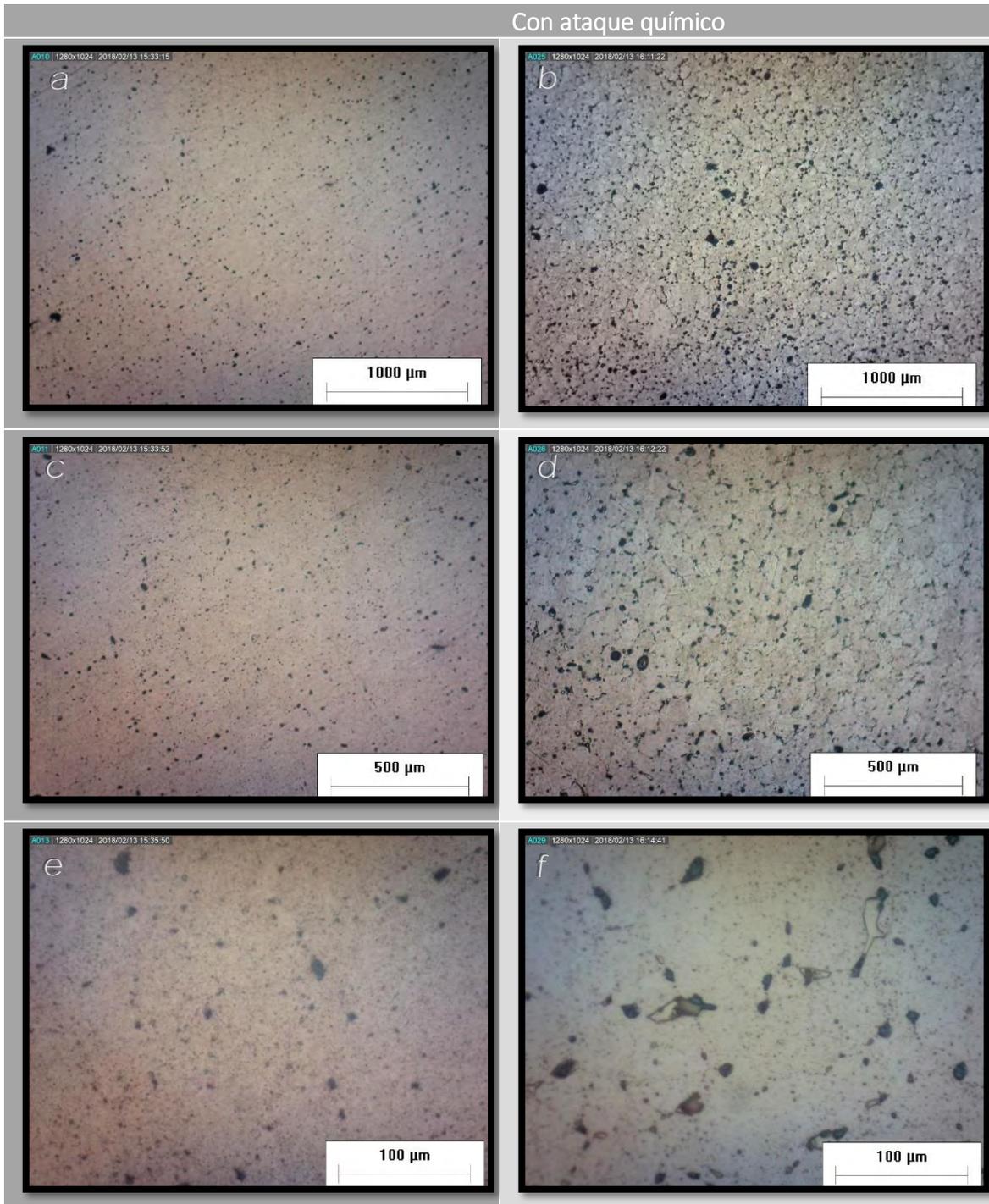


*Figura 17. Imágenes obtenidas de microscopio óptico del material sin tratamiento térmico, previo y posterior al ataque químico*

En la segunda serie de imágenes, presentada en la Figura 18, se representa la microestructura en la pieza que fué sometida al tratamiento térmico previa y posterior al ataque químico de revelado.

En esta segunda serie de imágenes del material con tratamiento térmico, se aprecia una leve disminución en el tamaño de los precipitados en la matriz (lo cual se cuantifica más adelante con un programa analizador de imágenes) además de una estructura granular más equiaxial la cual nuevamente se aprecia de mejor manera a mayores aumentos en la pieza ya atacada químicamente.

Resultados que suponen una respuesta diferente del material tratado hacia el fenómeno de agrietamiento.



*Figura 18. Imágenes obtenidas de microscopio óptico del material con tratamiento térmico, previo y posterior al ataque químico*

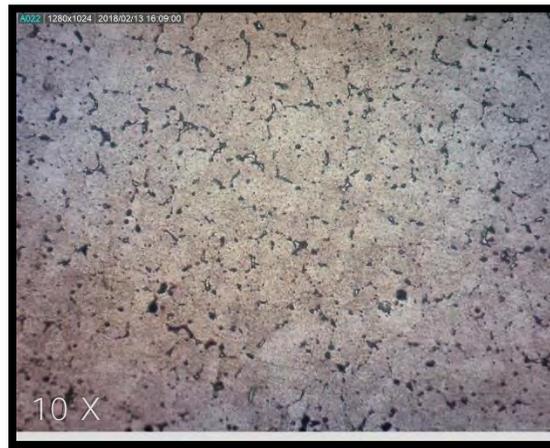
## Resultados y análisis

### 4.1.1.1 Cuantificación de fases.

Se analizó la cantidad de precipitados presentes, comparando la microestructura de la aleación previa al tratamiento termico y la de la probeta a la que se realizó el recocido.

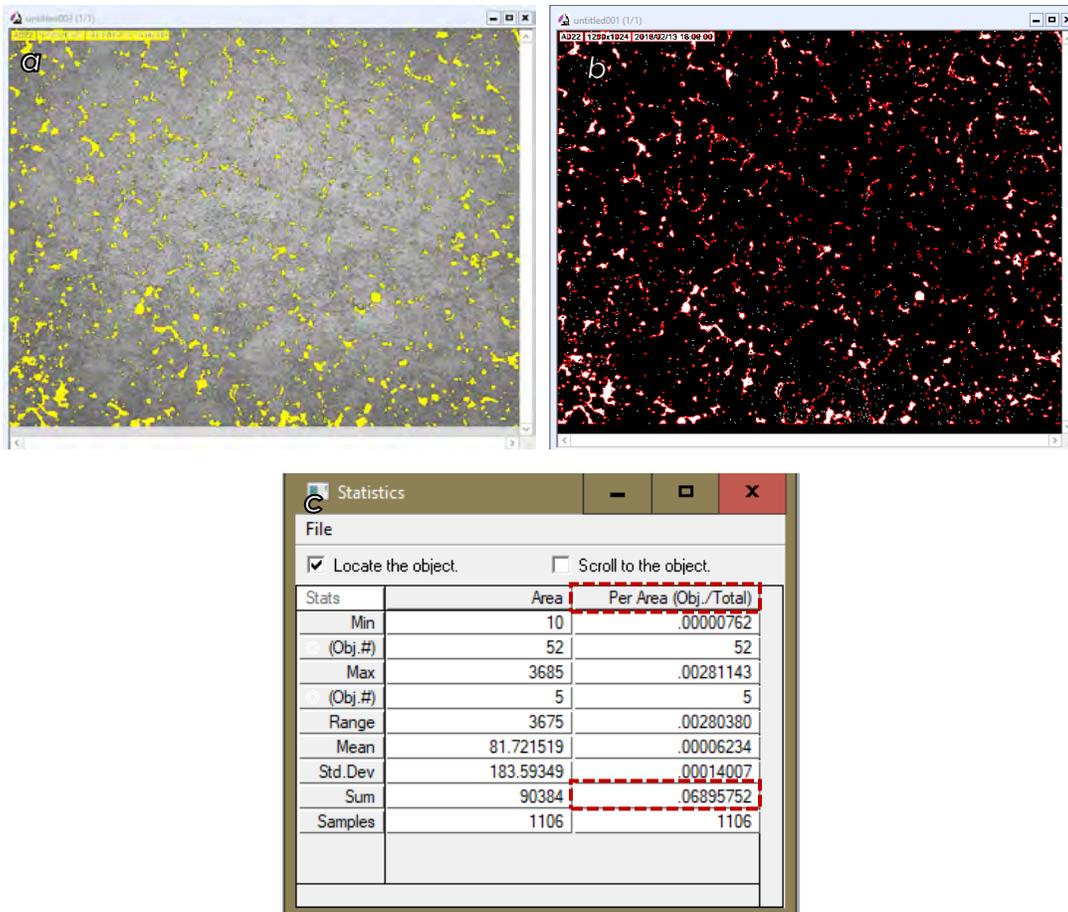
Se muestran imágenes de los análisis metalográficos con ataque químico donde, como se mencionó anteriormente, además de los precipitados se aprecia la morfología microestructural de la aleación. Ambas imágenes metalográficas fueron obtenidas a 10 aumentos en microscopio óptico metalográfico.

El primer conteo es correspondiente a la aleación previa al tratamiento térmico de recocido, seguida de la aleación tratada.



*Figura 19. Imagen obtenida de microscopio óptico a 10 aumentos, previo al tratamiento térmico.*

## Resultados y análisis



*Figura 20 a, b y c. Imágenes extraídas del software analizador de imágenes. En imagen c se muestran datos obtenidos.*

En la segunda imagen metalográfica, que se presenta a continuación, es notorio que los precipitados oscuros disminuyen y además el límite de grano forma una microestructura granular mayoritariamente equiaxial, características que deben otorgar una distribución más homogénea de sus propiedades.

## Resultados y análisis

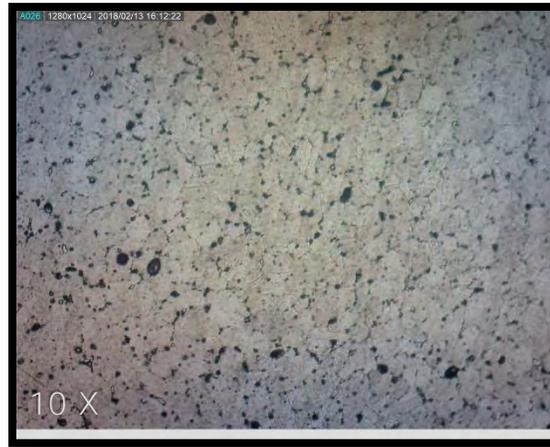


Figura 21 Imagen obtenida de microscopio óptico a 10X posterior al tratamiento térmico.

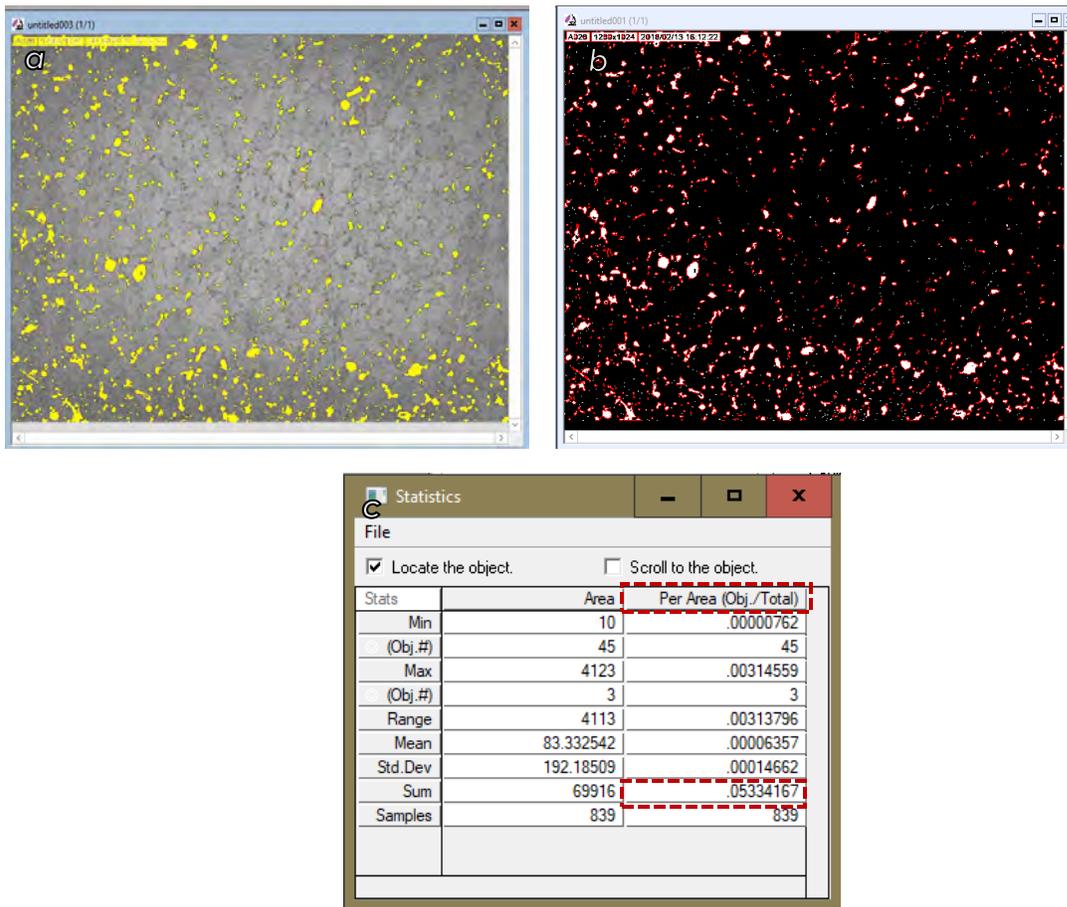


Figura 22 a, b y c. Imágenes extraídas del software analizador de imágenes. En imagen c se muestran datos obtenidos.

## Resultados y análisis

Para determinar el área ocupada en la imagen por los precipitados primero se realizó un mayor contraste en la imagen permitiendo identificar en que zonas estaba presente esta fase de apariencia mucho más oscura.

Como se muestra en los señalamientos hechos en las tablas de datos estadísticos de cada imagen, el porcentaje de área que ocupa el precipitado disminuye en la aleación que fue sometida al tratamiento de recocido térmico (de 6.8% a 5.3%).

La disminución de los precipitados esta justificada por el leve incremento en la solubilidad que pudo presentar la matriz al aumentar la temperatura durante el tiempo que duro el recocido térmico.

Estos cambios en la microestructura cristalina supondrían una mejor respuesta al fenómeno de agrietamiento, ya sea en las etapas de incubación de grieta o en la de propagación.

### 4.1.2 Analisis vía húmeda de espectroscopia ICP-OES

Se realizó la determinación de la composición química de la aleación mediante análisis vía húmeda de espectroscopía de absorción atómica, con plasma de acoplamiento inductivo (ICP) y una fuente de ionización dirigido a un espectroscopio de emisión óptico (OES). Los resultados de este análisis se muestran en la Tabla 5. Analizando los resultados y comparando con las composiciones reportadas para un latón 70-30 comercial [anexo 1] se puede aseverar que la composición difiere de los límites permitidos con un bajo porcentaje de Zinc y muy altos porcentajes de Hierro y Plomo.

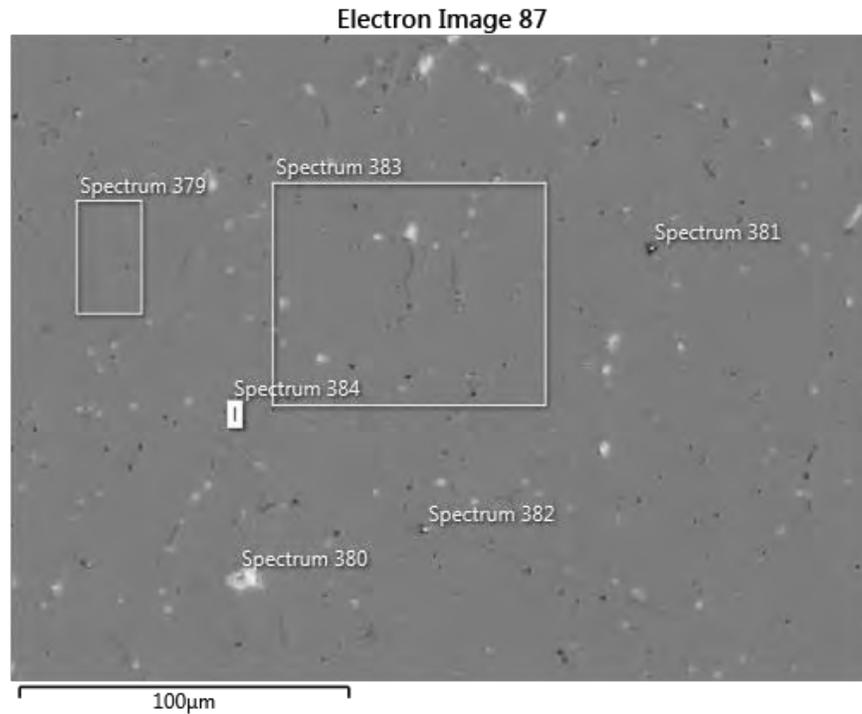
Tabla 5. Análisis químico por ICP-OES

<i>Elemento</i>	<i>% en peso</i>
<i>Cu</i>	Resto
<i>Zn</i>	24.55
<i>Fe</i>	0.26
<i>Pb</i>	1.93

Con los resultados de este análisis es posible conjeturar acerca de la composición del precipitado presente en la matriz

4.1.3 Microanálisis realizados en el MEB por espectroscopía de energía dispersa de rayos X (EDS).

El análisis se realizó con el objetivo de encontrar la composición semicuantitativa del material, además de conocer cómo estaban distribuidos los elementos que la componen dentro de su microestructura. Se obtuvieron espectros de zonas puntuales y de áreas específicas en la matriz. En la Figura 23 se indican las regiones donde se obtuvieron los espectros 379 a 384, realizando distintos tipos de análisis dependiendo si la composición buscada era de un precipitado, la búsqueda de una fase o la composición promedio en general de la aleación. En la imagen se observa una matriz uniforme, una fase intergranular de color blanco y algunos límites de grano.



*Figura 23. Electron Image 87*

Los espectros obtenidos indican la presencia de Pb y Al además del Cu y el Zn característicos de esta aleación. La fase de color blanco corresponde con una fase rica en Pb como lo muestra el análisis puntual del Spectrum 380, mientras que el Al se asocia con la contaminación de la muestra con alúmina empleada en el proceso de la preparación metalográfica, esto se puede asegurar pues en el análisis vía ICP-OES no existe reporte de la presencia de Al en el Latón. Otro elemento que se presenta en porcentajes importantes es el C, el cual típicamente aparece en este tipo de análisis derivado de los aceites utilizados para crear el alto vacío y otras fuentes orgánicas del medio, por lo que es posible prever que este elemento no proviene del material, aunado a que tampoco aparecen en el análisis vía ICP-OES.

## Resultados y análisis

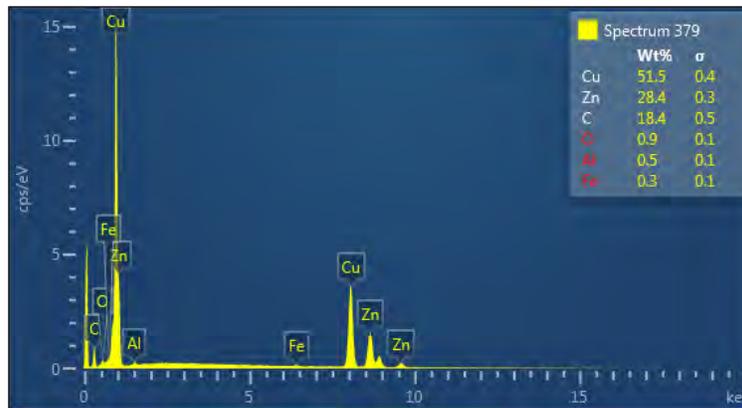


Figura 24. Espectrum 379. Análisis de área correspondiente con una zona de la matriz sin presencia de otras fases.

En el microanálisis mostrado en la Figura 24 se representa un área "limpia" de la matriz, donde no hay aparición de discontinuidades como límites de grano u otras fases, en ella se muestra que los principales elementos encontrados y sus porcentajes corresponden de manera cercana con la composición esperada para un latón 70-30.

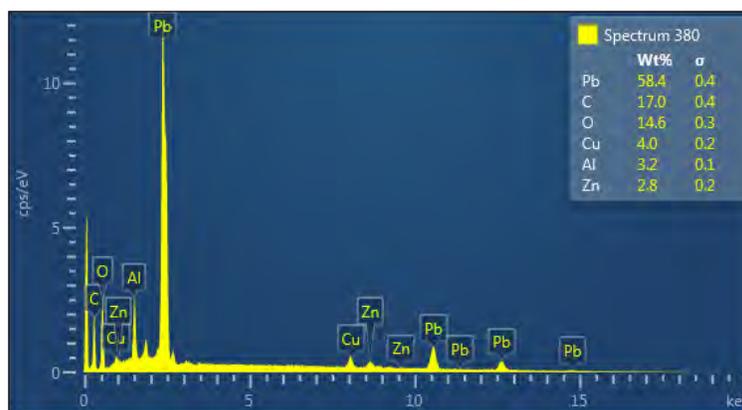
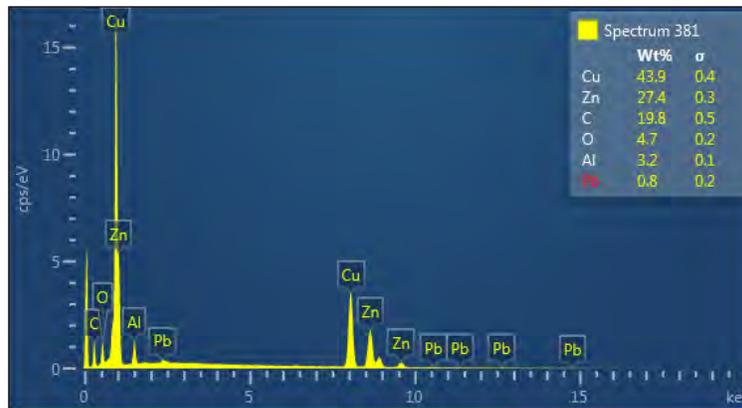


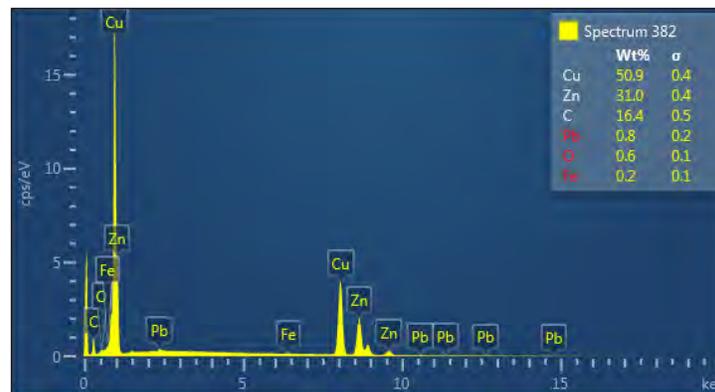
Figura 25. Espectrum 380. Análisis puntual representativo de la fase intergranular en color blanco. Compuesta mayoritariamente de Pb.

El microanálisis anterior es de gran relevancia debido a que muestra la composición de la fase intergranular oscura, que en este análisis se aparece en color blanco, compuesta en su mayoría por Plomo elemental.

## Resultados y análisis



*Figura 26. Espectrum 381. Análisis puntual de fase en color oscuro, presentando mayor presencia de oxígeno.*

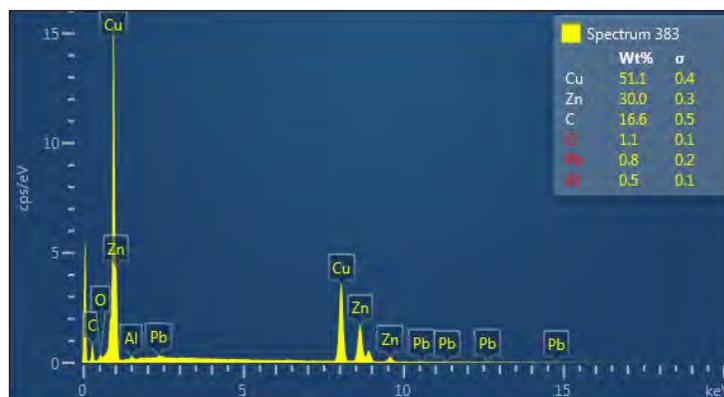


*Figura 27. Espectrum 382. Análisis puntual de la fase en color oscuro, presentando menor presencia de oxígeno.*

En las Figuras 26 y 27 se hacen microanálisis puntuales en pequeñas zonas oscuras en busca de otra fase dentro de la matriz, pero las composiciones encontradas son muy próximas a las que se encontró en la matriz del material.

Se muestran dos elementos en menores porcentajes, el Oxígeno y Plomo que están presentes de manera no homogénea en toda la matriz metálica

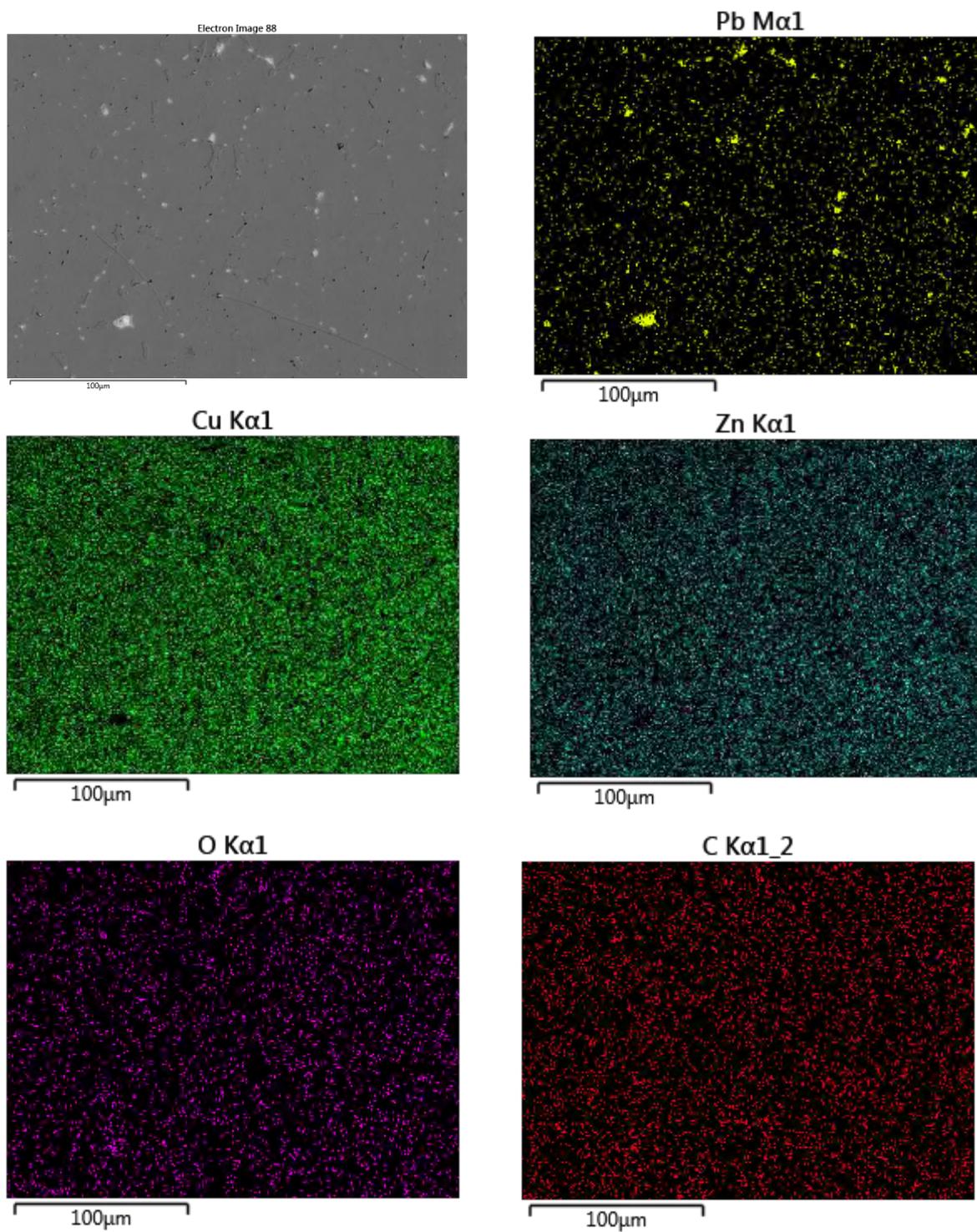
## Resultados y análisis



*Figura 28. Espectrum 383. Análisis de área correspondiente a una zona representativa de la composición con todas las fases presentes.*

Finalmente, en la Figura 28 se muestra un microanálisis representativo de la composición con todas las fases presentes en el material.

Para lograr conocer de manera más acertada cual es la distribución real de elementos específicos en el material se realizó un mapeo a la pieza. En la figura 23 se presenta la región seleccionada para realizar el mapeo por elemento mediante EDS en el MEB. La distribución de los elementos Cu, Zn y O es relativamente homogénea, en contraste con el mapeo de Pb, que se encuentra concentrado en la fase intergranular de color blanco, ver Figura 29.



*Figura 29. Mapeo de la zona analizada por cada elemento especificado.*

## Resultados y análisis

Con el resultado de este análisis se reafirma el hecho que la fase puntual que se encontró en la matriz se compone principalmente de Plomo elemental. El cual al encontrarse en exceso en el material comienza a precipitar de manera preferencial en los límites de grano.

### 4.2 Evaluación del SCC en la aleación

#### 4.2.1 Monitoreo de crecimiento promedio de grieta.

La evaluación del nivel de susceptibilidad al SCC se realizó de acuerdo con la norma ASTM E399 para medir agrietamientos en materiales metálicos bajo una carga estática. En la Tabla 6 se muestran los resultados obtenidos de las dimensiones del defecto en función del tiempo.

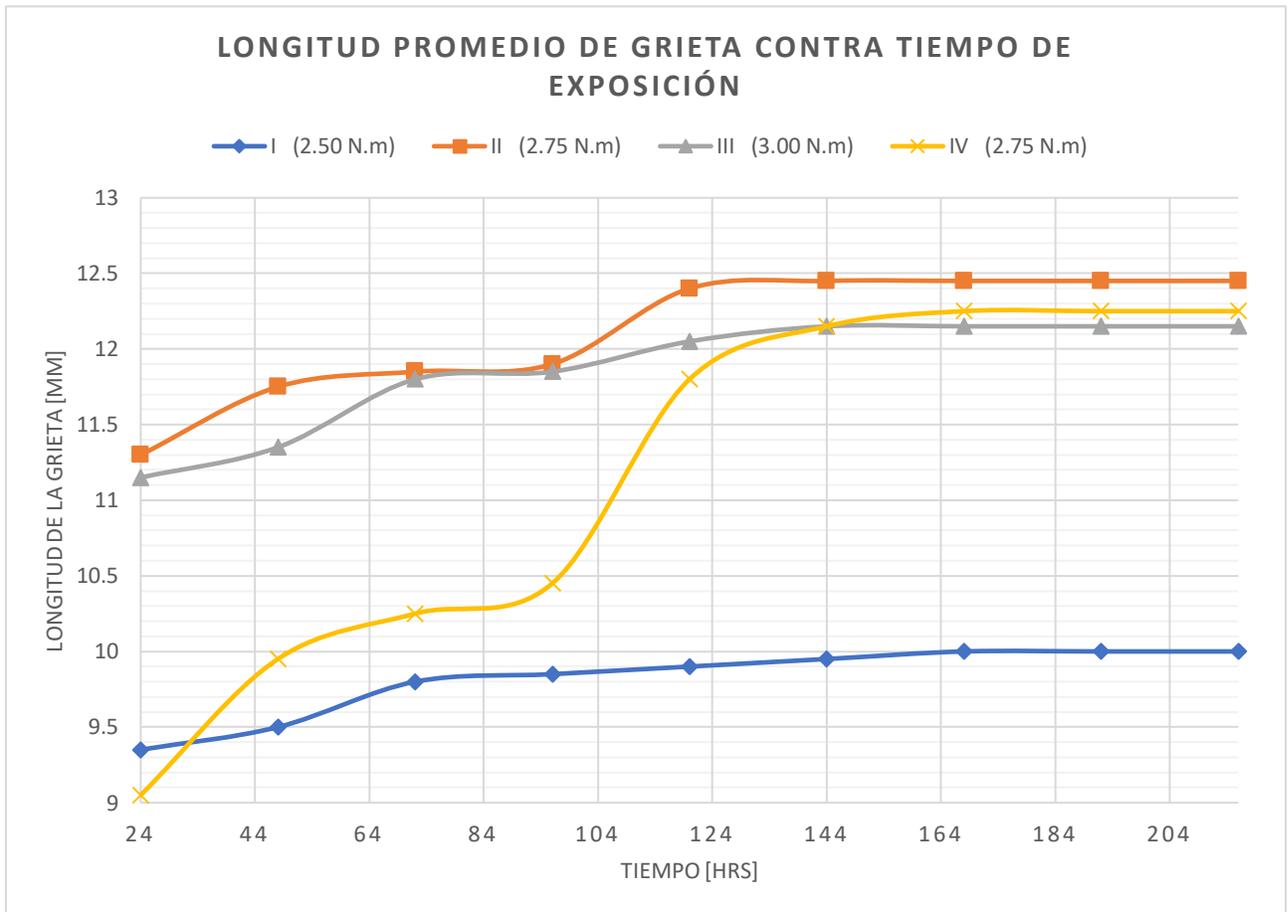
*Tabla 6. Longitudes de grieta*

Mediciones de longitud promedio de la grieta (a) en [mm]										
Probeta\Tiempo exposición[hr]	0	24	48	72	96	120	144	168	192	216
I (2.50 N.m)	6.6	9.35	9.5	9.8	9.85	9.9	9.95	10	10	10
II (2.75 N.m)	6.6	11.3	11.75	11.85	11.9	12.4	12.45	12.45	12.45	12.45
III (3.00 N.m)	6.6	11.15	11.35	11.8	11.85	12.05	12.15	12.15	12.15	12.15
IV (2.75 N.m)	6.6	9.05	9.95	10.25	10.45	11.8	12.15	12.25	12.25	12.25

La tasa de crecimiento de grieta bajo estas condiciones es alta comparada con otras reportadas en la literatura [21], donde de manera general, se utiliza concentraciones del medio corrosivo más bajas. En nuestras pruebas encontramos que la máxima longitud de la grieta se alcanza en promedio en los primeros 6 días de exposición, pero para asegurar el arresto de la grieta se verificó que mantuviera constante sus dimensiones al menos 72 horas más.

## Resultados y análisis

La evaluación del  $K_{Ic}$  o coeficiente de tenacidad a la fractura se inicia con el seguimiento del crecimiento de la grieta en las muestras. Como se especificó la solución utilizada fue de hidróxido de amonio 1M. En la gráfica 1 se puede observar la evolución de las grietas en función de la carga aplicada y el tiempo de exposición.



Grafica 1. Longitud de la grieta o defecto "a" en función del tiempo

Al analizar la evolución de cada grieta se nota un comportamiento similar en las curvas de las primeras tres probetas, las cuales corresponden al material que no fue tratado. Este comportamiento describe una pendiente inicial que decrece con tiempo, hasta alcanzar la longitud máxima de grieta y finalmente permanece constante.

## Resultados y análisis

Mientras que en la curva de la probeta IV, correspondiente al material con tratamiento térmico, se observa que en los primeros cuatro días de exposición hay una tendencia marcada y no hay un aumento considerable de longitud, hecho que cambia en las siguientes mediciones donde se aprecia una mayor pendiente, lo que nos habla de un tiempo necesario más largo para la incubación de grieta provocado por la modificación interna en la microestructura del material.

### 4.2.2 Calculo de $K_{IC}$

Para la muestra compacta en forma de disco, se calcula  $K_{IC}$  en unidades de  $\text{ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$  ó  $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  a partir de la siguiente expresión:

$$K_{IC} = \left( \frac{P_Q}{BW^{3/2}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right) \dots\dots\dots \text{I}$$

Donde:

$$f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{+ 11.43 \left( \frac{a}{W} \right)^3 - 4.08 \left( \frac{a}{W} \right)^4}{\left( 1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \dots\dots\dots \text{II}$$

Que proviene de la relación:

$$\left( 2 + \frac{a}{W} \right) \left( 0.76 + \frac{4.8a}{W} - 11.58 \left( \frac{a}{W} \right)^2 \right) \dots\dots\dots \text{III}$$

Donde:

- $P_Q = \text{carga, klf (kN)},$
- $B = \text{espesor de la muestra, in. (cm)},$
- $W = \text{ancho de la muestra, in. (cm)},$
- $a = \text{longitud de grieta, in. (cm)}.$

NOTA: esta expresión se considera precisa dentro de  $\pm 0.3\%$  en el rango de  $a/W$  de 0.2 a 1.0

## Resultados y análisis

Para facilitar el cálculo de  $K_{IC}$ , los valores de  $f(a/W)$  se tabulan en la siguiente Tabla para valores específicos de  $a/W$ :

*Tabla 7. Valores para la relación de función de  $a/W$  [6]*

$a/W$	$f(a/W)$	$a/W$	$f(a/W)$
0.450	8.71	0.500	10.17
0.455	8.84	0.505	10.34
0.460	8.97	0.510	10.51
0.465	9.11	0.515	10.68
0.470	9.25	0.520	10.86
0.475	9.40	0.525	11.05
0.480	9.55	0.530	11.24
0.485	9.70	0.535	11.43
0.490	9.85	0.540	11.63
0.495	10.01	0.545	11.83
		0.550	12.04

Para obtener la carga [N] que se aplicó a las probetas a partir del torque empleado [N\*m] se utilizó una expresión de aproximación experimental encontrada por la Portland Bolt and Manufacturing Company [13] para tornillos con las especificaciones utilizadas, que relaciona las siguientes variables.

$$T = \frac{KDP}{12} \dots\dots\dots IV$$

*Donde:*

$T = \text{Torque [N * m]}$

$D = \text{Diametro nominal [m]}$

$P = \text{Carga en tension deseada [N]}$

$K = \text{Coeficiente del par de torque [adimensional]}$

## Resultados y análisis

Por tanto, para las probetas de I, II, III y IV con 2.5, 2.75 y 3.0 N\*m de torque respectivamente se obtienen las siguientes cargas. Se debe recordar que a las probetas II y IV se les aplico la misma cantidad de torque.

$$P = \frac{T * 12}{K * D} = \frac{(2.50 \text{ N * m}) * (12)}{(0.21) * (3.175 * 10 - 3\text{m})} = 4499.33 \text{ N para la probeta I}$$

$$P = \frac{T * 12}{K * D} = \frac{(2.75 \text{ N * m}) * (12)}{(0.21) * (3.175 * 10 - 3\text{m})} = 49493.81 \text{ N para la probeta II}$$

$$P = \frac{T * 12}{K * D} = \frac{(3.00 \text{ N * m}) * (12)}{(0.21) * (3.175 * 10 - 3\text{m})} = 53993.25 \text{ N para la probeta III}$$

Con las cargas calculadas y las longitudes promedio finales de grieta en cada probeta se calcula el  $K_{IC}$  específico del material en este ambiente. Utilizando la ecuación I y III como se muestra a continuación.

$$K_{IC} = \left( \frac{P_Q}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right)$$

Para obtener la relación de función de  $f \left( \frac{a}{W} \right)$  se utiliza la expresión III o la Tabla 7 en caso de encontrar los valores necesarios:

$$f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{+ 11.43 \left( \frac{a}{W} \right)^3 - 4.08 \left( \frac{a}{W} \right)^4}{\left( 1 - \frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}}}$$

Tabla 8. Relación  $a/w$  y la función en relación con la ecuación especificada

<b>Probeta</b>	<b><math>a/w</math></b>	<b><math>f(a/w)</math></b>
I	0.684	15.56
II	0.852	86.39
III	0.832	67.20
IV	0.839	73.19

Conociendo la relación se sustituyen los valores necesarios en la ecuación original I:

$$\therefore K_{IC I} = \left( \frac{PQ}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{0.0449 \text{ Mpa}}{(0.731 \text{ cm})(1.46 \text{ cm}^{0.5})} * 15.56 = 0.654 \text{ Mpa} * \text{m}^{0.5}$$

$$K_{IC II} = \left( \frac{PQ}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{0.0494 \text{ Mpa}}{(0.731 \text{ cm})(1.46 \text{ cm}^{0.5})} * 86.39 = 3.998 \text{ Mpa} * \text{m}^{0.5}$$

$$K_{IC III} = \left( \frac{PQ}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{0.0539 \text{ Mpa}}{(0.731 \text{ cm})(1.46 \text{ cm}^{0.5})} * 67.20 = 3.393 \text{ Mpa} * \text{m}^{0.5}$$

$$K_{IC IV} = \left( \frac{PQ}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{0.0494 \text{ Mpa}}{(0.731 \text{ cm})(1.46 \text{ cm}^{0.5})} * 73.19 = 3.387 \text{ Mpa} * \text{m}^{0.5}$$

Los valores encontrados de  $K_{IC}$  para las cuatro probetas son muy próximos entre sí, exceptuando el primer valor, debido a que para el cálculo de esta propiedad se tomaron los valores promedio de longitud final de grieta y en todas las probetas el arresto se dio a longitudes similares, por lo que únicamente varió el tiempo.

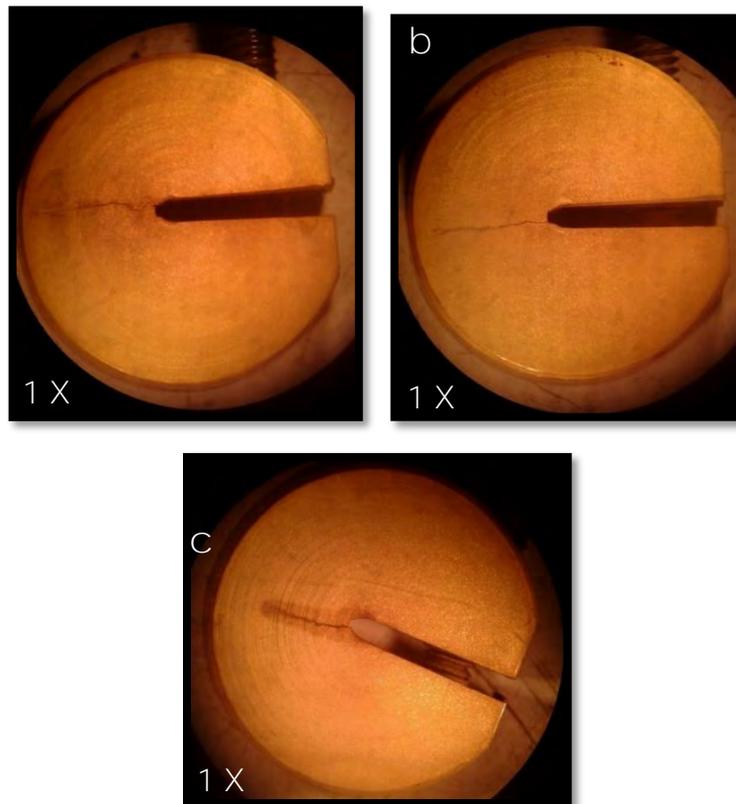
## Resultados y análisis

Lo anterior es muestra que el material tendrá un comportamiento similar, mostrando valores de  $K_{Ic}$  cercanos, sin importar el esfuerzo remanente en la pieza y que éste solo afectará la velocidad de propagación de grieta.

### 4.2.3 Análisis de morfología de grietas por microscopía

El agrietamiento provocado por SCC de manera general presenta características de una falla frágil, por esto es importante caracterizar el tipo de agrietamiento que se está presentando en el material bajo estudio. En las Figuras 30 a 33 se muestra el aspecto macro de las grietas obtenidas mediante microscopio estereográfico.

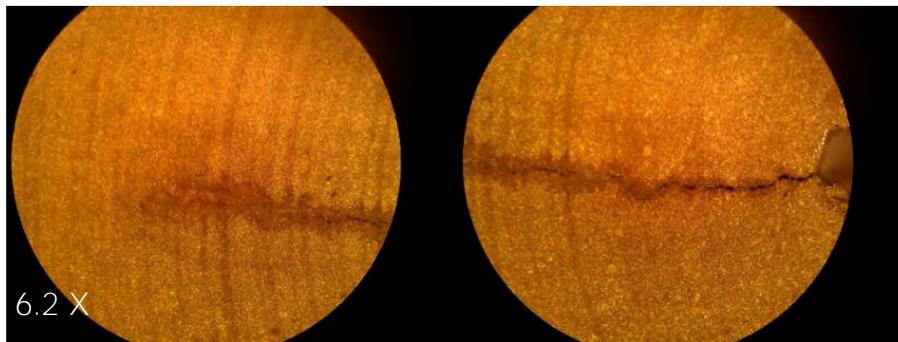
#### 4.2.3.1 Resultados microscopio óptico.



*Figura 30 a, b, y c. Imágenes aspecto macro obtenidas de microscopio estereográfico. Correspondientes a las Probetas I, II y III.*

## Resultados y análisis

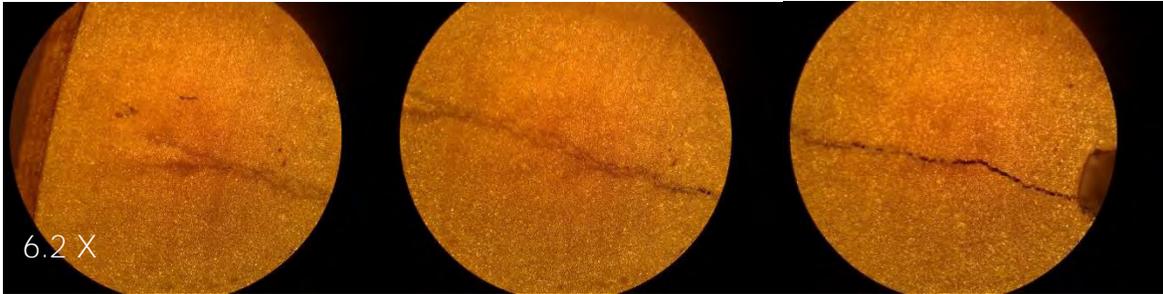
El agrietamiento asistido por SCC se caracteriza por tomar trayectorias con tendencias lineales como en cualquier fractura frágil. Al analizar el aspecto macroscópico del agrietamiento de las probetas se notan pocas o casi nulas ramificaciones, no se presenta deformación plástica y se tiene una trayectoria de agrietamiento preferente en el plano donde fue maquinada la muesca (concentrador de esfuerzo). A simple vista no se observan productos de corrosión en la grieta, ni la formación de alguna capa pasiva.



*Figura 31. Seguimiento de trayectoria de agrietamiento. Imágenes macro obtenidas de microscopio óptico 6.2x. Probeta I*



*Figura 32. Seguimiento de trayectoria de agrietamiento. Imágenes macro obtenidas de microscopio óptico 6.2x. Probeta II*



*Figura 33. Seguimiento de trayectoria de agrietamiento. Imágenes macro obtenidas de microscopio óptico 6.2x. Probeta III*

Con un mayor acercamiento a las grietas de cada probeta (representado en las Figuras 31, 32 y 33) se evidencian 3 principales zonas a lo largo de las discontinuidades. El inicio o incubación de la grieta, la trayectoria y el arresto de la grieta.

En las tres probetas se observa que el inicio de agrietamiento no se da justo en el centro del maquinado, ya que este no fue lo suficientemente fino para lograr concentrar el esfuerzo justo en la punta, si no que comienza en un costado de la zona final de la muesca, hecho que se podría corregir con equipo de maquinado más sensibles a dimensiones tan pequeñas.

En la Figura 31 correspondiente a la probeta con el menor esfuerzo aplicado, además de tener una longitud menor de grieta, en la zona final o de arresto de grieta no se notan ramificaciones, fenómeno que si se presenta en el arresto de grieta de las otras dos probetas.

Aunque de manera general en los agrietamientos por SCC se presenta una morfología macroscópica comparable con un agrietamiento frágil, en el aspecto microscópico comienzan a distinguirse características que tienden a un agrietamiento dúctil como el microescalamiento o formación de microcavidades y una trayectoria de grieta que no se da forzosamente sobre un solo plano, además que al presentarse pequeñas cavidades nos

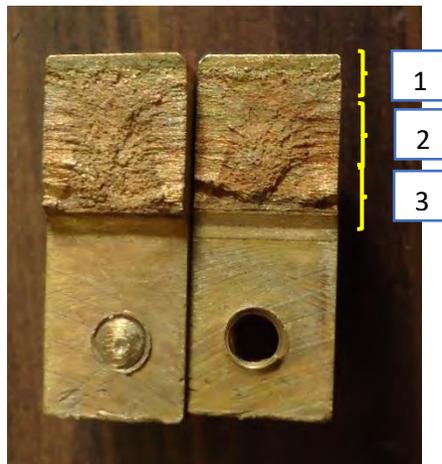
## Resultados y análisis

habla de un proceso de deformación antes de la fractura. En las trayectorias de las tres grietas se presentan estos micro escalamientos.

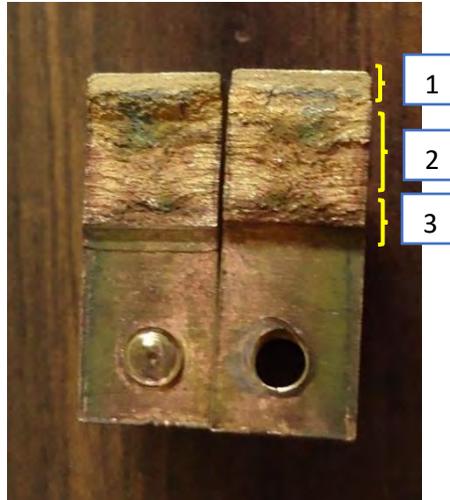
Vista superior superficies de fractura.

Para finalizar el análisis de la morfología de grietas mediante imágenes ópticas se tomaron imágenes digitales sin aumentos a las grietas de forma transversal.

Para obtener estas imágenes se continuó con la fractura de manera asistida hasta lograr separar completamente las probetas. Se aplicó un esfuerzo mecánico mayor y así se logró continuar con la grieta que ya se había arrestado.



*Figura 34. Imagen macroscópica sin aumentos representando las distintas etapas de agrietamiento. Probeta sin tratamiento térmico.*



*Figura 35. Imagen macroscópica sin aumentos representando las distintas etapas de agrietamiento. Probeta con tratamiento térmico.*

La comparación se hace a las dos probetas sujetas a la misma cantidad de esfuerzo, con la diferencia que la segunda fue sometida al tratamiento de recocido.

En ambas fracturas se marcan las zonas de las tres etapas del agrietamiento. La primera de ellas correspondiente con el número 3 es en la cual comienza la grieta en la muesca maquinada que funcionó como un concentrador de esfuerzos, en ella se ve una mayor cantidad de productos de corrosión y sería correspondiente con la etapa donde se da la incubación de la grieta. Posteriormente en la zona marcada con el número 2 corresponde con la etapa de propagación de grieta donde macroscópicamente muestra más evidencias de un agrietamiento con características frágiles y finalmente en la zona marcada con un uno es la transición de la zona de arresto de grieta con la zona que fue agrietada totalmente por esfuerzo mecánico.

Haciendo la comparación presentada en la Figura 13 el agrietamiento es preferencialmente oblicuo, presentando escalonamiento, con un

## Resultados y análisis

agrietamiento más limpio en la probeta con tratamiento, es decir, se tiende más a agrietar en un solo plano.

### 4.2.3.2 Resultados Microscopía Electrónica de Barrido

Fractografía.

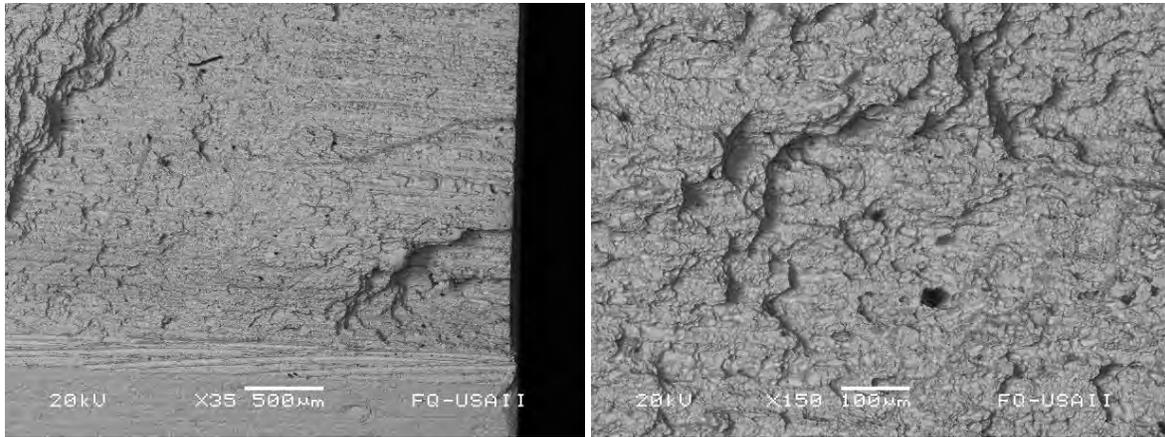
Con el propósito de caracterizar el relieve de la superficie de agrietamiento y determinar si la grieta siguió una trayectoria intergranular o transgranular dentro de la microestructura del material, se obtuvieron imágenes en el MEB con señal de electrones retrodispersados.

Con este tipo de análisis es posible obtener información más específica de la morfología de grieta y conocer si hay otras fases en la superficie, como productos de corrosión, también permite determinar si existen grietas secundarias o si el desprendimiento en la superficie se da puntualmente o en áreas proporcionalmente grandes.

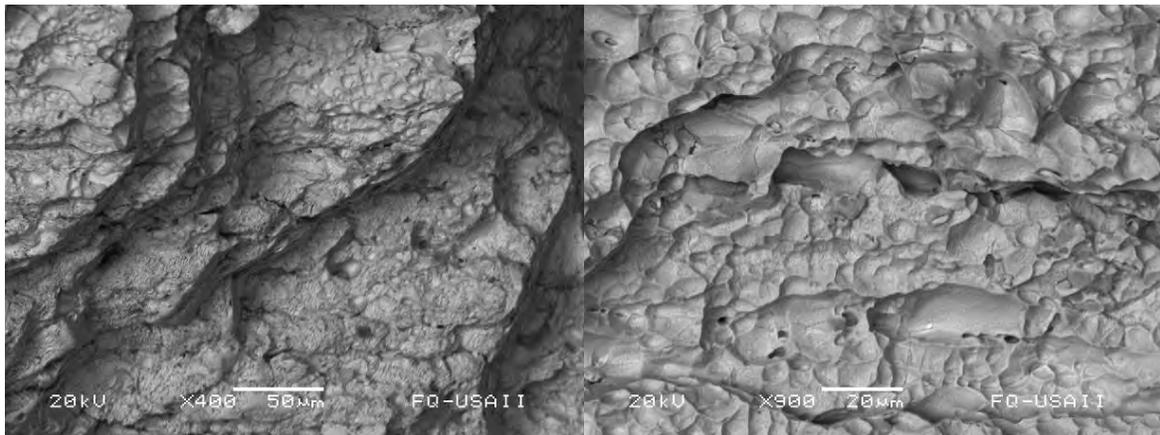
Las primeras imágenes que se presentan corresponden con la superficie de fractura de la probeta II representativa del material de llegada sin tratamiento térmico. Posteriormente, en la segunda serie de imágenes, para lograr una comparación adecuada se muestran imágenes de la probeta IV, la cual fue expuesta al tratamiento de recocido y se le aplicó la misma cantidad de esfuerzo que la probeta II.

En la Figura 36a se aprecia la zona de transición de fractura – zona maquinada, donde se representa el evidente cambio en las texturas de superficie. Posteriormente se hacen acercamientos para apreciar más claramente características de la superficie de fractura como microgrietas o grietas secundarias.

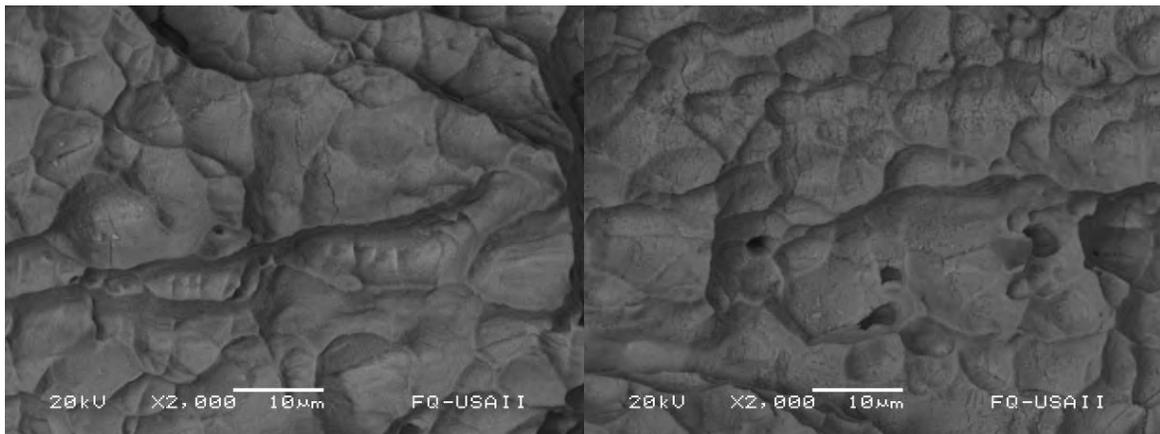
## Resultados y análisis



*Figura 36 a, b. En la figura a se aprecia la zona de transición maquinado-fractura a bajos aumentos 35X. La figura b representa la zona de fractura a 150X*



*Figura 37 a, b. En la figura a se representa la superficie de fractura a 400X. En la figura b se aprecia la trayectoria de una grieta en la parte superior de forma horizontal.*

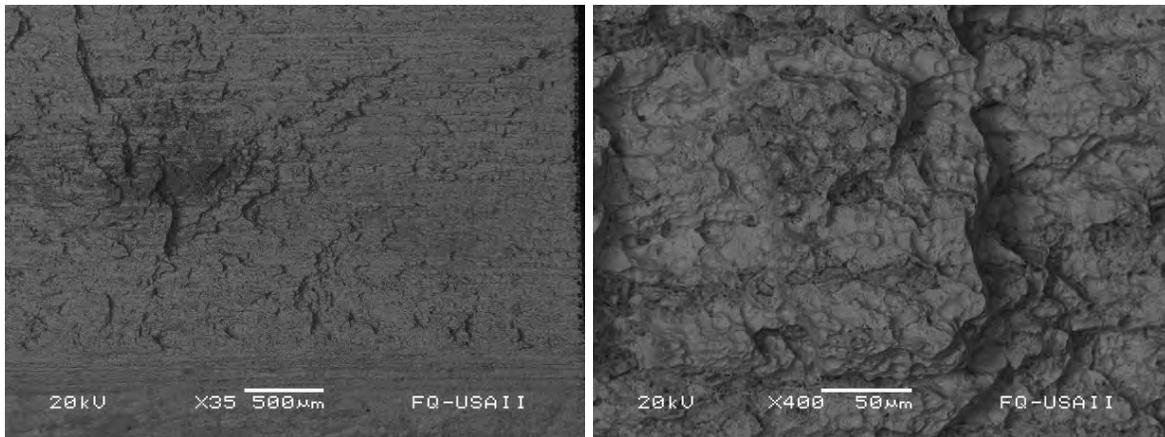


*Figura 38 a, b. Imágenes a 200X de la zona fracturada, donde se muestran microgrietas dentro de la estructura granular.*

## Resultados y análisis

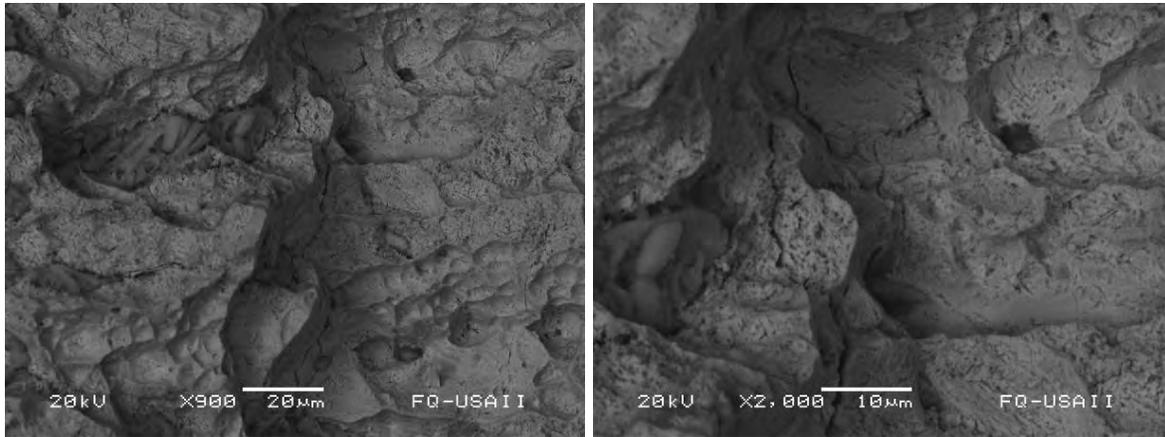
En las siguientes imágenes, correspondientes al material sometido al tratamiento térmico de recocido, se nota la presencia de productos de corrosión, agrietamiento transgranular y una superficie de fractura con zonas muy marcadas de desprendimiento grano-grano, como se ejemplifica en la figura 42.

A diferencia del material que no fue sometido al tratamiento térmico, en esta fractura se nota una superficie en la que la grieta no corrió de manera tan "limpia", es decir, se aprecia que la separación de planos debido a la carga y ambiente corrosivo tuvo un proceso adicional que lo alento y dejó rastros de productos de corrosión inmersos en la estructura granular, situación que se confirmó con el comportamiento que mostró este material en el monitoreo de crecimiento de grieta.

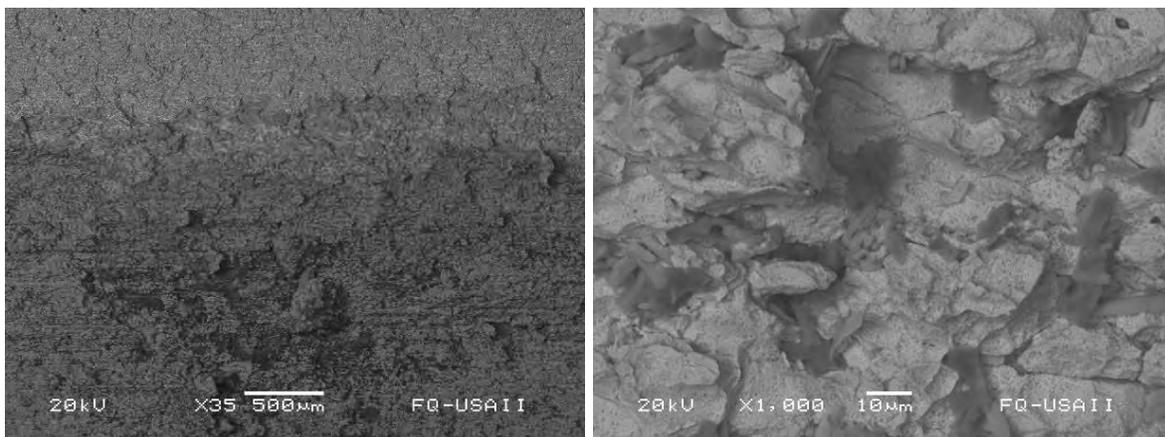


*Figura 39 a, b. En la figura a se aprecia la zona de transición donde comienza la fractura. En la figura b se representa la zona fracturada a 400X*

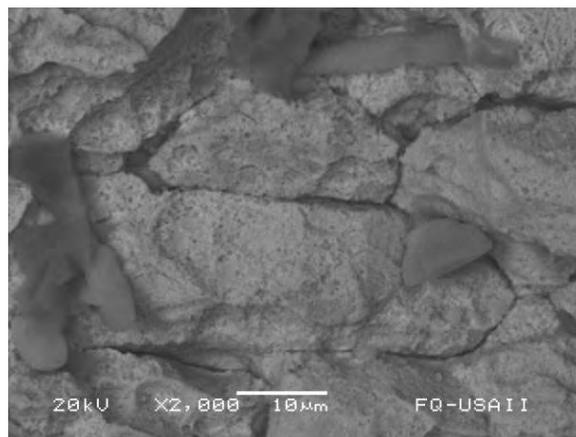
## Resultados y análisis



*Figura 40 a, b. Figuras representativas de una grieta en la parte centras de manera vertical a 900X y 2000X.*



*Figura 41 a, b. La figura "a" corresponde a la zona de arresto de grieta. La figura b muestra la morfología de fractura a 1000X con evidencia de productos de corrosión.*



*Figura 42. Acercamiento al agrietamiento que se da preferencialmente en la zona de límite de grano.*

### Capítulo 5. Conclusiones

- Con el método utilizado para determinar el  $K_{IC}$  del material se evidenció que al aplicar un esfuerzo mayor la longitud final del agrietamiento no aumentó considerablemente, en las probetas el arresto se da a longitudes de grieta similares, únicamente variando el tiempo de propagación.
- El agrietamiento en este sistema (Latón-Hidróxido de amonio) se da preferencialmente transgranular.
- El tratamiento térmico de recocido no previene el agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo, pero logra aumentar considerablemente el tiempo de incubación de grieta, dando un lapso mayor de respuesta al fallo.
- Otro factor que fue determinante en los resultados obtenidos fue la composición original del material. La cual contenía niveles muy superiores a los permitidos de Plomo, lo que propició que se obtuvieran respuestas mecánicas pobres.

### Referencias bibliográficas

[1] R. A. Cottis (2000) *Guides to Good Practice in Corrosion Control*. National Physical Laboratory, Queens Road, Teddington, Middlesex.

[2] T. Massalski. (1990) *Binary alloy phase diagrams*. Second edition, Vol. 2, ASM, USA.

[3] Madhusoodan Ojha y A. K. Dhiman. (2010). *Problem, Failure and Safety Analysis of Ammonia Plant: a Review*. *Praise Worthy Prize S.r.l. Vol. 2, N. 6*

## Conclusiones y Bibliografía

- [4] Cheng- Kuo Lee (2012) Susceptibility to Stress Corrosion Cracking and Electrochemical Behavior of Electroless Ni-P /nano-TiO<sub>2</sub> Composite Coatings on 70-30 Brass in Fluoride Solutions. Chien Hsin. University of Science and Technology, Chung-Li, Taiwan
- [5] K. Elayaperumal, V. R. (2015). Corrosion Failures. Theory, Case Studies, and Solutions. New Jersey: John Wiley and Sons, Inc.
- [6] E 399 – 90 (Reapproved 1997). Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials
- [7]. Pere Molera Solá. (1991) . Tratamientos Térmicos de los metales. Marcombo Boixareu editores. España
- [8] <http://tesis.ipn.mx/bitstream/handle/123456789/12065/ANALISISACERO.pdf> Consultado el 13/03/18
- [9] Isaac Alan Sil Álvarez. (2017). *Caracterización y estudio de la tribocorrosión de películas delgadas de óxido de Titanio*. Tesis de Licenciatura. UNAM
- [10] Joseph Goldstein, Dale E. Newbury, David C. Joy, Charles E. Lyman, Patrick Echlin, Eric Lifshin, Linda Sawyer y J.R. Michael. (2003). Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis. 2003 Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York.
- [11] <https://ssyf.ua.es/es/formacion/documentos/cursos-programados/2012/especifica/tecnicas-instrumentales-en-el-analisis-de-superficie/26-noviembre-tecnicas-de-analisis-quimico-superficies.pdf> Consultada 18/11/17
- [12] Jesús Daniel Reyes Flores. (2011). *Agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo en materiales austénicos usados en reactores de agua en ebullición (BWR)*. Tesis de Licenciatura. UNAM.
- [13] D. TROMANS (1997) Cu and Zn equilibria in concentrated ammonia solutions. University of British Columbia. Vancouver, British Columbia, Canada
- [14] Chirag G. Shah. (2011). Failure Analysis of Brass Component. International Blvd, Glendale Heights, IL.
- [15] Quiao Lijie, Liu Rui y Xiao Jimei. (1992). Correlation between stress components and stress SCC in brass". University of Science and Technology Beijing, China. March
- [16] M. Wollmann "Structural Integrity: stress corrosion cracking, corrosion fatigue" Universidad Polytechnica de Madrid, May 2012
- [17] <http://www.portlandbolt.com/technical/faqs/tension-vs-torque-explained-sort-of/> Consultado el 14/02/18
- [18] Walter Vladimir Medrano Vertiz. (2011). *Caracterización de la estructura de borde de grano en dentritas de Latón con Microscopia de Orientación de Imagen*. Tesis de Maestría. UNAM.
- [19] Robert P. Wei. (2010). Fracture Mechanics. Integration of Mechanics, Materials Science, and Chemistry.. New York, USA: Cambridge University Press.

## Conclusiones y Bibliografía

[20] Michinori Takano Y Saburo Shimodaira. (1968). The Mechanism Of Stress-Corrosion Cracking In The Brass-Ammonia System. Corrosion Science.

[21] Qi Zhao, Zhiyi Liu, Tiantian Huang, Peng Xia y Fudong Li. (2016). Enhanced fracture toughness in an annealed Al-Cu-Mg alloy by increasing Goss/Brass texture ratio. Elsevier.



## FICHA TÉCNICA

## LATÓN C260 (CuZn30)

ESTÁNDARES APLICABLES:

ASTM B19, B36, B129, B569, B888

EQUIVALENTES:

DIN: CuZn30, UNS: C26000

JIS: C2800

C260	COMPOSICIÓN QUÍMICA (%)					
	Cu	Pb	Fe	Zn		
	68.5-71.5	0.07 máx.	0.05 máx.	balance		

PROPIEDADES FÍSICAS TÍPICAS						
PUNTO DE FUSIÓN	DENSIDAD	CALOR ESPECÍFICO CAP. A 20°C	CONDUCTIVIDAD ELÉCTRICA	CONDUCTIVIDAD TÉRMICA	MÓDULO DE ELASTICIDAD	COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA
955°C	8.55 g/cm <sup>3</sup> (0.308 lb/in <sup>3</sup> )	0.38 kJ/kg <sup>o</sup>	28% IACS	121 W/m°C	110 GPa	20.0 · 10 <sup>-6</sup> /K <sup>o</sup>

PROPIEDADES MECÁNICAS TÍPICAS PARA CINTAS (ASTM B36)						
TEMPER.	RESISTENCIA A LA TENSION (Mpa)	RESISTENCIA A LA TENSION (KSI)	DUREZA APROX. (Rc)			
			ESPESOR 0.0254-0.2032"	ESPESOR MAYOR A 0.2032"		
M20 (as rolled)	285-350	41-51	-	-		
H01 (1/4 hard)	340-405	49-59	40-51	44-55		
H02 (1/2 hard)	395-460	57-67	60-74	63-77		
H03 (3/4 hard)	440-510	64-74	72-79	75-82		
H04 (hard)	490-560	71-81	79-84	81-88		
H06 (extra hard)	570-635	83-92	85-89	87-91		
H08 (spring)	625-690	91-100	88-92	90-93		
H10 (extra spring)	655-715	95-104	91-94	92-95		

NOTA: OTROS TEMPEROS PUEDE ESTAR DISPONIBLES. CONSULTE AL REPRESENTANTE.

## CARACTERÍSTICAS

Latón al 70% de Cu, esta aleación tiene una composición nominal de 70% de Cu y 30% de Zn, esta aleación es ampliamente usada debido a sus características de endurecimiento y alto desempeño, el nombre de "latón de cartucho" se origina por el uso en los casquillos de artillería. Actualmente la aleación es usada en clips, contactos, brackets en dispositivos eléctricos, diversas piezas en instalaciones comerciales y residenciales, frecuentemente es fabricado con recubrimiento de zinc. El latón 260 endurecido es susceptible a la corrosión (Stress-Corrosion Cracking) en medios con contenido de amoníaco o sus compuestos, mercurio y sus compuestos. Un relevado de esfuerzos puede usarse para minimizar esta susceptibilidad. La exposición a medios ácidos puede resultar en desulfuración.

## APLICACIONES

Dispositivos de sujeción contacto eléctricos, radiadores y equipos de transferencia de calor, lámparas, resortes y dispositivos de muelle, cuerpos de cartucho, accesorios decorativos y arquitectónicos.