



UNIVERSIDAD NACIONAL DE COLOMBIA
SEDE BOGOTÁ

Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

FABIO ALEJANDRO MERCHÁN RINCÓN

Universidad Nacional de Colombia
Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica
Bogotá, Colombia
2020

Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

FABIO ALEJANDRO MERCHÁN RINCÓN

Trabajo de investigación presentado como requisito para optar al título de:
Magíster en Ingeniería, Materiales y Procesos

Director:
M. Ing. EDGAR ESPEJO MORA

Línea de Investigación:
Mecanismos de falla de elementos de máquinas
Grupo de Investigación:
AFIS (Análisis de Falla, Integridad y Superficies)

Universidad Nacional de Colombia
Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica
Bogotá, Colombia
2020

Dedico este trabajo a Dios quien me dio la fuerza, tranquilidad y constancia para culminar esta etapa en mi vida en la formación como Magister, fueron varios años de trabajo constante, a veces momentos difíciles que con su compañía logre superar.

A mis padres Luis y Marina, mis hermanos Laura y Fernando que de una u otra manera estuvieron atentos en mi proceso de formación y que en cada momento estaban ahí para escucharme y darme una voz de apoyo.

Agradecimientos

Quiero agradecer al Ingeniero Edgar Espejo, director del proyecto de grado, que a través de su experiencia aportó en el desarrollo del proyecto y dio lineamientos que permitieron culminar exitosamente la investigación propuesta.

Quiero agradecer al Ingeniero Diego Romero, laboratorista de ensayos mecánicos, por su colaboración en la realización de las pruebas experimentales punto principal para el desarrollo del proyecto.

Quiero agradecer al Ingeniero Arnold Escobar por su colaboración en la donación del material utilizado en la investigación, gracias a su aporte la investigación fue posible.

Resumen

Con este proyecto se evaluó el comportamiento a tenacidad de fractura y resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si utilizadas en las estructuras de las aeronaves, teniendo como variables tipo de material, dirección de laminado y temperatura de envejecimiento. Se llevó a cabo tratamiento térmico de precipitación a tres temperaturas diferentes de acuerdo con la dirección de laminado para cada uno de los tres materiales, con el fin de evaluar el efecto de la Microestructura en la tenacidad a la fractura y resistencia a la corrosión.

Como parte del proceso de análisis se fabricaron probetas bajo la norma E399 en configuración SENB, se determinó el montaje para el preagretamiento, se calcularon los valores de tenacidad de fractura en términos de K_{Ic} , $J_{elastico}$ y $J_{plastico}$. Las probetas fueron preagrietadas por fatiga y flectadas para el ensayo de tenacidad de fractura, al realizar la flexión se obtuvo diferentes superficies de fractura que debieron ser clasificadas y evaluadas microscópica y macroscópicamente. Cada aleación se caracterizó por análisis de composición química, dureza y metalografía.

Palabras Claves:

Envejecimiento, resistencia a la corrosión, aleación Al-Cu-Si, aleación Al-Mg-Si, aleación Al-Si, microestructura, tenacidad de fractura.

Abstract

In this project, the behavior of fracture toughness and corrosion resistance of three alloys Al-Cu-Si, Al-Mg-Si, Al-Si used in aircraft structures was evaluated, taking as variables material type, laminate direction and aging temperature. It was accomplished a precipitation heat treatment at three different temperatures according to the laminate direction for each one of the three materials, to evaluate the effect of microstructure on the fracture toughness and corrosion resistance.

As part of the analysis process, specimens under standard E399 and SENB configuration were fabricated, assembly for precracking was determined; the values of fracture toughness were calculated in terms of K_{IC} , and $J_{elastic}$, $J_{plastic}$. The specimens were fatigue precracking and bent precracking for fracture toughness test, with the bending process was possible obtain various bending fracture surfaces that should be classified and evaluated microscopically and macroscopically. Each alloy was characterized by analysis of chemical composition, hardness, and metallography.

Keywords:

Aging, corrosion resistance, Al-Cu-Si alloy, Al-Mg-Si alloy, Al-Si alloy, microstructure, fracture toughness.

Contenido

1. MARCO TEÓRICO	4
1.1 Tenacidad de Fractura.....	4
1.1.1 Tipos de carga que experimenta una grieta.....	5
1.1.2 Ensayo de tenacidad de fractura	7
1.1.3 Generalidades sobre el aluminio [5] [6] [7].....	10
1.1.4 Designaciones de temple.....	14
1.1.5 Tratamiento de precipitación.....	14
1.2 Teoría de fractografía	16
1.2.1 Tipos de fractura [8] [9].....	17
1.3 Teoría de corrosión.....	21
1.3.1 Métodos para evaluar la corrosión.....	21
1.3.2 Efecto de la corrosión en las propiedades mecánicas	21
1.3.3 Efecto de la corrosión en los aluminios.....	22
1.3.4 Métodos electroquímicos.....	22
1.3.5 Equipo de pruebas	24
1.3.6 Corrosión por picadura	24
1.3.7 Corrosión intergranular y transgranular.....	26
1.3.8 Corrosión uniforme	26
1.4 Revisión de antecedentes	26
2. Desarrollo experimental.....	33
2.1 Materiales de partida	33
2.2 Dimensionamiento de las probetas de ensayo para tenacidad de fractura.	34
2.3 Diseño de experimentos	38
2.4 Mecanizado de las probetas de ensayo para tenacidad de fractura.....	40
2.5 Designación de las probetas para el análisis de tenacidad	42

2.6	Tratamientos térmicos de las probetas	43
2.7	Pre-agrietamiento de probetas por fatiga a flexión.....	46
2.8	Caracterización de las probetas ensayadas y del material.....	52
2.8.1	Selección de probetas para realizar ensayos de caracterización.....	52
2.8.2	Fractografía	54
2.8.3	Dureza.....	58
2.8.4	Metalografía	58
2.9	Pruebas de Tafel	66
2.10	Ensayo difracción de rayos X	73
3.	Resultado de las pruebas	75
3.1	Preagrietamiento máquina de fatiga	75
3.2	Flexión en la máquina universal.....	77
3.3	Fractografía, metalografía, dureza y tenacidad de fractura	79
3.3.1	Fractografía	79
3.3.2	Tenacidad de fractura.....	80
3.3.3	Tipo de textura en la zona de fractura	87
3.4	Análisis de discontinuidades.....	91
3.5	Metalografía.....	92
3.6	Durezas	93
3.7	Pruebas de Tafel	95
3.8	Difracción de rayos X.....	97
3.9	Resumen de resultados por tratamiento	98
4.	Análisis de pruebas y resultados	100
4.1	Análisis estadístico de los resultados de tenacidad de fractura	100
4.1.1	Análisis de varianza de acuerdo con los modelos planteados	102
4.2	Análisis de metalografía y difracción de rayos X.....	107
4.2.1	Identificación de fases	107
4.3	Análisis del comportamiento de la tenacidad de fractura	115
4.4	Análisis del compartimiento de la resistencia a la corrosión.....	137
5.	Conclusiones	144
6.	Referencias	146

Lista de figuras

Figura 1-1. Modo I	6
Figura 1-2. Modo II	6
Figura 1-3. Modo III	7
Figura 1-4. Aplicación carga P sobre probeta estandarizada	8
Figura 1-5. Cálculo de P_Q	8
Figura 1-6. Cálculo de parámetro J	9
Figura 1-7. Tratamiento de precipitación	15
Figura 1-8. Etapas del tratamiento térmico en el endurecimiento por precipitación	16
Figura 1-9. Aptitud para el servicio [1]	17
Figura 1-10. Análisis de fractura macroscópico y microscópico	18
Figura 1-11. Micromecanismos de crecimiento de grieta, (a) intergranular, (b) transgranular.	19
Figura 1-12. Micromecanismos de crecimiento de grieta, (a) microvacíos, (b) estrías de fatiga.....	20
Figura 1-13. Pendientes de Tafel.....	23
Figura 1-14. Esquema general del dispositivo de medición de velocidad de corrosión.....	25
Figura 2-1. Configuración geometría y requerimientos de la probeta de flexión en tres puntos.....	37
Figura 2-2. Probeta mecanizada con entalla	42
Figura 2-3. Corte de probetas respecto a la dirección del lingote (a) Al-Mg-Si, (b) Al-Si, (c) Al-Cu-Si, unidades en milímetros	43
Figura 2-4. Paso a paso realización tratamientos térmicos.....	45
Figura 2-5. Límite inferior y superior del crecimiento de grieta	46
Figura 2-6. Máquina BALDWIN modelo SF-10-U	47
Figura 2-7. Aplicación carga P sobre probeta estandarizada	48
Figura 2-8. Montaje de la probeta para pre-agrietamiento por fatiga.....	49
Figura 2-9. Vista lateral montaje probeta.....	49
Figura 2-10. Monitoreo del crecimiento de grieta.....	50
Figura 2-11. Montaje flexión en tres puntos, máquina universal de ensayos.....	50
Figura 2-12. Fotos estereoscopio para verificar tamaño de grieta según normatividad ASTM E 399-12	51

Figura 2-13. Flexión probeta después de ensayo de flexión.....	51
Figura 2-14. Ejemplo de selección de probetas para análisis de estereoscopia, SEM, metalografía, dureza, difracción de rayos X y corrosión	53
Figura 2-15. Corte probeta flexionada	54
Figura 2-16. Superficie de fractura de una probeta flectada y mapeo de fotos.	55
Figura 2-17. Microscopio electrónico de barrido FEI Quanta 200	56
Figura 2-18. Zonas para mapeo de fotos en SEM a diferentes aumentos.....	56
Figura 2-19. Detalle zona de preagrietamiento por fatiga, con presencia de estrías a 6000X	57
Figura 2-20. Detalle de la zona de fractura final, micro vacíos, fractura intergranular. 800X.	57
Figura 2-21. Durómetro, escala y carga utilizados para medida de dureza	58
Figura 2-22. Corte longitudinal para análisis de la sección transversal.....	59
Figura 2-23. Montaje probetas para metalografía.....	59
Figura 2-24. Desbaste manual y pulido final.....	60
Figura 2-25. Discontinuidades encontradas durante inspección con el analizador de imágenes; (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e) D5 y (f) D6	61
Figura 2-26. Fotografías de discontinuidades para su cuantificación de acuerdo con la dirección del lingote; (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e) D5 y (f) D6	62
Figura 2-27. Mapa de fotos de la trayectoria de grieta.....	63
Figura 2-28. Visualización de granos después de ataque químico. 50X.....	64
Figura 2-29. Foto a 100X para determinar el tamaño de grano.....	64
Figura 2-30. Visualización de segregados. 200X.....	65
Figura 2-31. Visualización de precipitados. 800X	65
Figura 2-32. Montaje prueba de corrosión	67
Figura 2-33. Curva Tafel	68
Figura 2-34. Zonas de ataque resultantes de la prueba de corrosión Tafel, (a) corresponde a un ataque uniforme en la sección de prueba, (b) corresponde a un ataque sectorizado en la sección de prueba.	69
Figura 2-35. Seccionamiento de la probetas de corrosión para posterior analisis de metalografía.....	69
Figura 2-36. Disposición de las probetas seccionadas en el molde en frio para obtener la pastilla de montaje para realizar posterior preparación para analisis metalografico	70
Figura 2-37. Morfologías encontradas durante inspección con el analizador de imágenes de las probetas corroídas; (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e) D5 y (f) D6	71
Figura 2-38. Foto 200X para realizar inspección de la superficie corroída e identificar el camino del ataque; transgranular, intergranular ó interdendriticas	72
Figura 2-39. Verificación a 800X si el ataque corrosivo fue influenciado por los precipitados generados durante el envejecimiento artificial o por los precipitados interdendriticos.....	72
Figura 3-1. Grafica tipo L.....	78

Figura 3-2. Grafica tipo D	78
Figura 3-3. Tipo de fractura	79
Figura 3-4. Jtotal para dos direcciones y tres temperaturas de envejecimiento para Al-Mg-Si (unidades para tenacidad N/m)	86
Figura 3-5. Jtotal para dos direcciones y tres temperaturas de envejecimiento para Al-Si (Unidades para tenacidad N/m)	86
Figura 3-6. Jtotal para dos direcciones y tres temperaturas de envejecimiento para Al-Cu-Si (unidades tenacidad N/m)	86
Figura 3-7. Tipología superficie de fractura, aspecto granular en la zona de fractura final	87
Figura 3-8. División zonas de inspección SEM	88
Figura 3-9. Mecanismo microscópico de fractura por fatiga en zona de preagrietamiento, evidencia de estricciones de fatiga. 3000X. SEM.....	88
Figura 3-10. Mecanismo microscópico de fractura en zona de preagrietamiento, evidencia de estrías, microvacíos y precipitados dentro de microvacíos. 3000X. SEM.....	89
Figura 3-11. Evidencia en zona de fractura por flexión de rechupes y microgrietas. 200X. SEM.....	89
Figura 3-12. Evidencia de dendritas en zona de preagrietamiento. 800X. SEM.....	90
Figura 3-13. Combinación de mecanismo de fractura por clivaje con micro vacíos y microgrietas en zona fracturada durante flexión. 1600X. SEM.....	90
Figura 3-14. Cuantificación de poros en probetas pulidas, (A) Al-Mg-Si, (B) Al-Si y (C) Al-Cu-Si.....	91
Figura 3-15. Superficie de fractura Al-Cu-Si, fractura predominantemente intergranular siguiendo línea de precipitados.....	92
Figura 3-16. Superficie de fractura Al-Si, fractura predominantemente transgranular.....	92
Figura 3-17. Durezas vs temperatura de envejecimiento de acuerdo con la dirección del lingote Al-Mg-Si.....	93
Figura 3-18. Durezas vs temperatura de envejecimiento de acuerdo con la dirección del lingote Al-Si	94
Figura 3-19. Durezas vs temperatura de envejecimiento de acuerdo con la dirección del lingote Al-Cu-Si.....	94
Figura 3-20. Curva Tafel, comparación de graficas obtenidas del software Gamry en función de la temperatura.	95
Figura 3-21. Difractograma para el material Al-Mg-Si (probeta D277), se observan los picos identificados por el software Highscore Plus, el pico identificado con la letra P hace alusión al precipitado encontrado en la muestra.....	97
Figura 4-1. Identificación de fases constituyentes, material Al-Mg-Si, temperatura de envejecimiento 167°C. 800x.....	108
Figura 4-2. Identificación de fases constituyentes, material Al-Mg-Si, temperatura de envejecimiento 177°C. 800x.....	108
Figura 4-3. Identificación de fases constituyentes, material Al-Mg-Si, temperatura de envejecimiento 187°C. 800x.....	109

Figura 4-4. Evolución de presencia de precipitados en el material Al-Mg-Si.....	109
Figura 4-5. Identificación de fases constituyentes, material Al-Si, temperatura de envejecimiento 150°C. 800x.....	110
Figura 4-6. Identificación de fases constituyentes, material Al-Si, temperatura de envejecimiento 160°C. 800x.....	111
Figura 4-7. Identificación de fases constituyentes, material Al-Si, temperatura de envejecimiento 170°C. 800x.....	111
Figura 4-8. Evolución de presencia de precipitados en el material Al-Si	112
Figura 4-9. Identificación de fases constituyentes, material Al-Cu-Si, temperatura de envejecimiento 181°C. 800x.....	113
Figura 4-10. Identificación de fases constituyentes, material Al-Cu-Si, temperatura de envejecimiento 191°C. 800x.....	113
Figura 4-11. Identificación de fases constituyentes, material Al-Cu-Si, temperatura de envejecimiento 201°C. 800x.....	114
Figura 4-12. Evolución de presencia de precipitados en el material Al-Cu-Si.....	115
Figura 4-13. Micrografía superficie de fractura predominantemente intergranular a temperatura de envejecimiento de 181°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	118
Figura 4-14. Micrografía superficie de fractura predominantemente intergranular a temperatura de envejecimiento de 191°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	120
Figura 4-15. Micrografía superficie de fractura predominantemente intergranular a temperatura de envejecimiento de 201°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	122
Figura 4-16. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 167°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	124
Figura 4-17. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 177°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	125
Figura 4-18. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 187°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	127
Figura 4-19. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 150°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	128
Figura 4-20. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 160°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	130

Figura 4-21. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 170°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller	132
Figura 4-22. Cambio valores de dureza en función de la temperatura de envejecimiento (a) direcciones D1 y D2 aleación Al-Mg-Si, (b) direcciones D3 y D4 aleación Al-Si, (c) D5 y D6 aleación Al-Cu-Si.....	136
Figura 4-23. Comportamiento de velocidad de corrosión Vs temperatura, (a) direcciones D1 y D2 aleación Al-Mg-Si, (b) direcciones D3 y D4 Al-Si, (c) direcciones D5 y D6 Al-Cu-Si	139
Figura 4-24. Tendencia velocidad de corrosión en materiales ensayados	140
Figura 4-25. Zonas de corrosión intergranular e interdendrítica en la aleación Al-Mg-Si.	141
Figura 4-26. Zonas de corrosión intergranular e interdendrítica en la aleación Al-Si.....	142
Figura 4-27. Zonas de corrosión intergranular e interdendrítica en la aleación Al-Cu-Si .	142

Lista de Tablas

Tabla 1-1. Sistema de designación y principales aleantes	11
Tabla 1-2. Designación de temple	14
Tabla 2-1. Composición química Al-Si	33
Tabla 2-2. Composición química Al-Cu-Si.....	34
Tabla 2-3. Composición química Al-Mg-Si	34
Tabla 2-4. Variables diseño factorial	38
Tabla 2-5. Factor A x Factor B	39
Tabla 2-6. Factor B x Factor C	40
Tabla 2-7. Designación de materiales y dimensiones material base	40
Tabla 2-8. Cantidad de probetas a fabricar por cada material	41
Tabla 2-9. Numeración de probetas para cada material de acuerdo con la dirección del lingote	42
Tabla 2-10. Definición de tratamientos térmicos	43
Tabla 2-11. Selección de probetas para ensayos de Fractografía, dureza, metalografía, corrosión y difracción de rayos X.....	53
Tabla 2-12. Especificaciones de cortes para análisis.....	54
Tabla 2-13. Configuración software para prueba Tafel	66
Tabla 2-14. Resultados prueba Tafel	68
Tabla 2-15. Constituyentes de fase presentes en aluminios comerciales [39].....	74
Tabla 3-1. Datos pre-agrietamiento probetas Al-Mg-Si dirección D2.....	76
Tabla 3-2. Datos pre-agrietamiento probetas Al-Cu-Si dirección D6.....	76
Tabla 3-3. Ejemplo de datos obtenidos con el software trapezium de la máquina universal de ensayos	77
Tabla 3-4. Valores tenacidad de fractura probetas D1 según temperatura de envejecimiento	80
Tabla 3-5. Valores tenacidad de fractura probetas D2 según temperatura de envejecimiento	81
Tabla 3-6. Valores tenacidad de fractura probetas D3 según temperatura de envejecimiento	82
Tabla 3-7. Valores tenacidad de fractura probetas D4 según temperatura de envejecimiento	83

Tabla 3-8. Valores tenacidad de fractura probetas D5 según temperatura de envejecimiento	84
Tabla 3-9. Valores tenacidad de fractura probetas D6 según temperatura de envejecimiento	85
Tabla 3-10. Valores de dureza para las probetas D1 y D2.....	93
Tabla 3-11. Valores de dureza para las probetas D3 y D4.....	93
Tabla 3-12. Valores de dureza para las probetas D5 y D6.....	94
Tabla 3-13. Valores de corriente de corrosión en función del tipo de material, temperatura de envejecimiento y dirección	96
Tabla 3-14. Valores de potencial de corrosión en función del tipo de material, temperatura de envejecimiento y dirección	96
Tabla 3-15. Tabla resumen de los picos identificados en los difractogramas de acuerdo con la altura de estos (cuentas) y el plano cristalográfico, material Al-Mg-Si (probeta D277).....	98
Tabla 3-16. Resumen de resultados por tratamiento para evaluación de la tenacidad de fractura	98
Tabla 3-17. Resumen de resultados por tratamiento para evaluación del comportamiento bajo corrosión.....	99
Tabla 4-1. Datos para J_{total} para verificar la diferencia entre materiales	102
Tabla 4-2. Análisis de varianza para J_{total}	104
Tabla 4-3. Comparaciones múltiples de Tukey	104
Tabla 4-4. Análisis de varianza de J_{total} para Al-Mg-Si.....	105
Tabla 4-5. Análisis de varianza de J_{total} para Al-Si	105
Tabla 4-6. Comparaciones múltiples de Tukey para temperaturas, material Al-Si.....	105
Tabla 4-7. Interacción entre temperatura y dirección, material Al-Si y valores de J_{total} ..	106
Tabla 4-8. Análisis de varianza de J_{total} para Al-Cu-Si	106
Tabla 4-9. Comparaciones múltiples de Tukey para direcciones, material Al-Cu-Si.....	106
Tabla 4-10. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Cu-Si, Zona P de preagrietamiento y zona F fractura final por flexión.....	119
Tabla 4-11. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Cu-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión	121
Tabla 4-12. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Cu-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión	123
Tabla 4-13. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Mg-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión	124
Tabla 4-14. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Mg-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión	126
Tabla 4-15. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Mg-Si, Zona A de preagrietamiento y zona E fractura final por flexión.....	127
Tabla 4-16. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Si, Zona B de preagrietamiento y zona F fractura final por flexión.....	129

Tabla 4-17. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Si, Zona A de preagrietamiento y zona E fractura final por flexión.....	131
Tabla 4-18. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Si, Zona A de preagrietamiento y zona E fractura final por flexión.....	132
Tabla 4-19. Tamaño de grano ASTM para aleación Al-Mg-Si	134
Tabla 4-20. Tamaño de grano ASTM para aleación Al-Si	134
Tabla 4-21. Tamaño de grano ASTM para aleación Al-Cu-Si.....	134
Tabla 4-22. Resumen de datos de corriente y velocidad de corrosión para análisis por regresión múltiple	137
Tabla 4-23. Análisis de varianza regresión múltiple, valor F.....	138
Tabla 4-24. Análisis de varianza regresión múltiple, estadístico t y valor P	138

Introducción

En el sector aeronáutico la fractura de materiales se considera como un hecho poco deseable en elementos principales estructurales y secundarios, ya que afecta la aeronavegabilidad, seguridad operacional y explotación continua de las aeronaves, acarreando altos costos en modificaciones, alteraciones y reparaciones mayores, que ocasionan paradas en tierra prolongadas conllevando a pérdidas económicas y laborales.

La industria en vista de estos problemas se ha preocupado en ahondar en investigaciones que permitan reducir el índice de falla en los materiales, aumentando los índices de confiabilidad y disponibilidad de las aeronaves.

Para los explotadores de aeronaves es necesario contar con aeronaves que muestren buen desempeño, durabilidad y reducción de peso en sus estructuras, representando esto reducciones en combustible, lo que se traduce, en que es necesario tener estructuras que permitan una mayor tolerancia al daño, lo que va de la mano con obtener altos valores de tenacidad de fracturas de los materiales a evaluar, aumentando así la vida útil de estructuras y componentes aeronáuticos ante la presencia de discontinuidades o defectos.

Con el panorama anterior, con el desarrollo de este proyecto se tiene por objetivo general establecer la relación entre la resistencia a la corrosión y la tenacidad de fractura con la microestructura, entre aleaciones de las familias Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si bajo el tratamiento (T6), en dos orientaciones respecto a la dirección del lingote colado, utilizando el ensayo de tenacidad de fractura en deformación plana o integral J (análisis área bajo la curva) usando probetas con flexión en tres puntos y grieta de borde. Teniendo en cuenta que para el cumplimiento de esto se debió cumplir con los siguientes objetivos específicos:

1. Evaluar el efecto en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión, de tres temperaturas de envejecimiento en las aleaciones propuestas envejecidas mediante tratamiento T6.
2. Evaluar el efecto de dos orientaciones dentro de la pieza colada de las aleaciones propuestas, en la resistencia a la corrosión y la tenacidad de fractura, sometidas a tratamiento T6.

3. Relacionar la microestructura obtenida con la tenacidad de fractura y resistencia a la corrosión medida para las combinaciones de material, tratamiento y orientación dentro del lingote.

En el capítulo 1 se inició con la investigación de alguna teoría básica que permitió entender las herramientas principales para el análisis y desarrollo de las variables planteadas para el proyecto como: concepto de tenacidad de fractura, ensayo de tenacidad de fractura, envejecimiento de aluminios, análisis fractográfico, propiedades básicas de los aluminios a trabajar, mecanismo de corrosión y su evaluación.

En el capítulo 2 se presentó el diseño experimental por medio del cual se realizó un análisis de composición química de las familias de aleaciones, se determinó el número de probetas a mecanizar junto con sus designaciones, dimensiones y direcciones de corte de acuerdo con la dirección del lingote, también se especificó el tratamiento térmico realizado a los materiales de estudio. Para el desarrollo del preagrietamiento de las probetas se especificó las cargas a utilizar en la máquina de fatiga, así como las especificaciones de montaje de acuerdo con la normatividad empleada, se describe el ensayo de flexión realizado a las probetas siguiendo lo estipulado por la normatividad. Con las probetas ya preagrietadas y flectadas se presentó la caracterización de las superficies obtenidas realizando una inspección visual y con el microscopio electrónico de transmisión (SEM). Se describe el procedimiento adelantado para la toma de durezas, así como la metalografía en donde se especifica los pasos seguidos para preparación de las probetas. Para la prueba de corrosión se presentaron las generalidades del montaje y realización de los ensayos de acuerdo con lo establecido en la normatividad para la prueba Tafel y por último dentro de este capítulo se describe la realización de difracción de rayos X en las probetas.

En el capítulo 3 se presentaron los resultados de las pruebas realizadas a los materiales en estudio, iniciando con el pre-agrietamiento en la máquina de fatiga donde se listaron los datos de pre-agrietamiento de los materiales ensayados, siguiendo con los resultados del ensayo de flexión como carga máxima, esfuerzo máximo, energía al máximo y total, se continuo con la fractografía en donde se especificó la selección de las probetas para realizar los ensayos de caracterización y los cortes realizados a las probetas seleccionadas para proceder con metalografía, tomas de dureza, corrosión y difracción de rayos X. A través de un análisis de cajas se demostró diferencias e interacciones de las variables planteadas para el proyecto. Se procedió con el análisis de las superficies de fractura con ayuda del estereoscopio y el SEM identificando tipos de texturas y mecanismos de fractura. Se realizó un análisis de discontinuidades cuantificando los poros en las probetas pulidas, también se analizó a través de metalografía la superficie de fractura determinando un recorrido intergranular o transgranular, se listaron los valores de dureza tomados en la escala Rockwell B de las probetas seleccionadas, así mismo se encontraron las pendientes de Tafel y potenciales de corrosión para las probetas ensayadas.

En la parte final del documento en el capítulo 4 se analizaron los resultados de las pruebas, iniciando con un análisis estadístico en donde con base en hipótesis planteadas se verificó la interacción entre las variables planteadas para el proyecto, continuando con un análisis del comportamiento de la tenacidad de fractura de las familias de aluminios trabajadas, especificando el comportamiento y mecanismo de fractura en cada una de las etapas de la superficie de fractura de las probetas preagrietadas y flectadas, teniendo en cuenta la influencia del tamaño de grano, dureza, precipitados y crecimiento estable o no de la grieta. Luego de ello, se presentó los resultados de la velocidad de corrosión obtenidos bajo el ensayo potenciodinámico Tafel, verificando así, la influencia de los tratamientos térmicos en la resistencia a la corrosión y la posible influencia de los precipitados con ayuda de los difractogramas dados por el ensayo de difracción sobre las probetas seleccionadas.

1. MARCO TEÓRICO

En ingeniería cuando se realiza un diseño o modificación estructural que va a estar al servicio de personas, la fractura de materiales es algo no deseable porque atenta con la seguridad de vidas humanas, genera pérdidas económicas y baja la disponibilidad del producto. Es por esto, que es de gran interés identificar la presencia de grietas en un material, determinar cuánto tiempo de servicio tiene la pieza o componente del material en específico y qué resistencia tiene a la fractura después de presentada la grieta, sin llegar a causar una falla catastrófica. Es donde entra la mecánica de fractura la cual se enfoca en el estudio del comportamiento de materiales con grietas y otros defectos, entonces lo que se pretende es conocer el esfuerzo máximo que puede soportar el material si contiene defectos de un determinado tamaño y geometría, definimos entonces a la tenacidad de fractura como la capacidad del material que contiene un defecto tipo grieta a resistir una carga aplicada.

Para el cumplimiento del objetivo del proyecto es necesario iniciar con la investigación de alguna teoría básica, que permita entender las herramientas básicas para el análisis y desarrollo de las variables planteadas en la introducción, algunos temas como: concepto de tenacidad de fractura, envejecimiento de aluminios, análisis fractográfico, propiedades básicas de los aluminios a trabajar, mecanismo de corrosión y su evaluación.

1.1 Tenacidad de Fractura

Dentro del análisis de materiales se encuentra la resistencia de los materiales, que se encarga del análisis y diseño de elementos considerando los materiales homogéneos, por otro lado se encuentra la mecánica de fractura, que tiene como finalidad estudiar el comportamientos de los materiales bajo la presencia de defectos tipo grieta que pueden afectar la integridad de un elemento o pieza, que de no ser detectadas a tiempo y manejadas adecuadamente pueden llegar a convertirse en una falla catastrófica, de acuerdo a las condiciones de servicio presentadas.

Cuando se tiene un elemento bajo cargas normales y si este tiene alguna grieta, alrededor de esta se suele generar un campo de esfuerzos complejo, la intensidad con la que se afecta la estructura interna de manera elástica del material, se cuantifica a través de un

factor conocido como factor de intensidad de esfuerzo, cuyo valor límite (la tenacidad de fractura) depende de variables metalúrgicas, geométricas, temperatura y condiciones de aplicación de carga. A partir de éste se puede considerar el crecimiento inestable de una grieta, es decir, si este factor alcanza un valor límite, con solo una pequeña deformación plástica en la punta de grieta se puede tener el crecimiento rápido de ésta; en conclusión, se dice que la tenacidad de fractura de un material es la habilidad de éste de resistir cargas bajo la presencia de una grieta. Se considera que hay un crecimiento inestable de grieta cuando el factor de intensidad de esfuerzos aplicado supera el factor de intensidad de esfuerzos crítico o tenacidad de fractura.

El análisis de la tenacidad de fractura del material se puede realizar en función del tamaño de la zona plástica alrededor de la grieta, inicialmente si esta zona es pequeña y es rodeada de un campo de esfuerzos elásticos cuya intensidad es cuantificada por el factor de intensidad, se dice que cuando K_I factor que cuantifica la intensidad de los esfuerzos alrededor de la punta de grieta en función del esfuerzo nominal y el tamaño de grieta, alcanza un valor crítico K_{IC} (tenacidad de fractura) se presenta un crecimiento de grieta rápido e inestable. Para un espesor $B_0 \geq 2,5(K_{IC}/S_y)^2$ [1], se presenta un valor mínimo de la tenacidad de fractura invariante con el espesor, conocido como tenacidad de fractura en deformación plana K_{IC} . La deformación en la dirección del espesor es aproximadamente cero; K_{IC} es una propiedad del material que cuantifica la resistencia a la propagación inestable de grieta. El crecimiento de la grieta puede presentarse también por el modo en el cual se aplique la carga, lo cual se explicará en el siguiente apartado.

1.1.1 Tipos de carga que experimenta una grieta

Hay tres tipos de carga que puede experimentar una grieta bajo la acción de determinadas cargas de servicio, ellos son:

- **Modo o tipo I**

Para el análisis de cada uno de los modos se tiene en cuenta el eje coordenado en la punta de grieta según figura, el eje z se puede considerar que está alineado con el extremo de grieta, adicional a ello si se considera un estado idealizado las tensiones y deformaciones en la punta de grieta se pueden expresar en función de los ejes definidos x e y. De acuerdo a esta aclaración, en este modo I la carga principal es aplicada normal al plano de la grieta (Figura 1-1), es decir, las tensiones y deformaciones son simétricas respecto al eje x, este modo es conocido como de apertura o tensión [2].

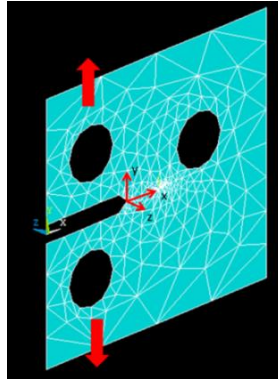


Figura 1-1. Modo I

- **Modo II**

En el modo II, corresponde a una carga cortante en el plano y tiende a deslizar una cara de la grieta sobre otra, aquí las tensiones y deformaciones son antisimétricas con respecto al eje x (Figura 1-2), este se conoce como modo de cortante o deslizamiento en el plano, según la siguiente gráfica.

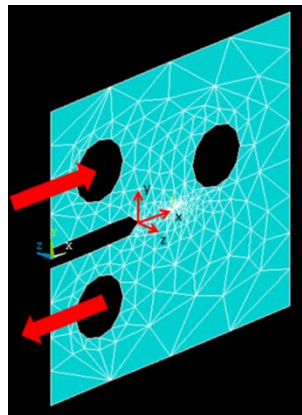


Figura 1-2. Modo II

- **Modo III**

En el modo III, las cargas producen cortante en la punta de grieta fuera del plano, las tensiones y deformaciones fuera del plano son antisimétricas respecto al eje x (Figura 1-3), este modo se conoce como cortante antiplanar, de acuerdo con la siguiente figura.

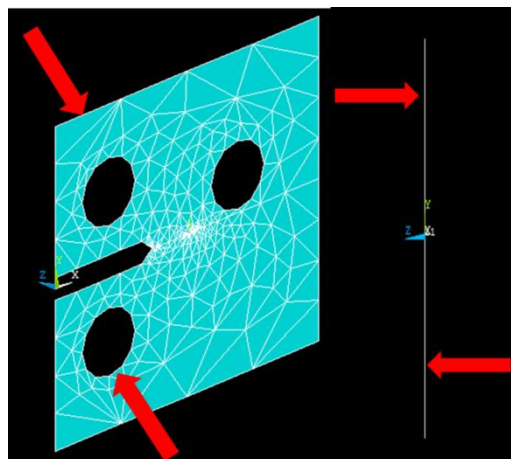


Figura 1-3. Modo III

1.1.2 Ensayo de tenacidad de fractura

El ensayo de tenacidad de fractura consiste en la aplicación de una carga sobre una probeta con una entalla, la cual termina en un ángulo de 90 grados (flexión de tres puntos con grieta en un borde, Figura 1-4), que intensifica la concentración de esfuerzos y por la acción de la carga cíclica se genera el pre-crecimiento de una grieta de fatiga en la raíz de la entalla (Figura 1-4), en la práctica se pueden utilizar algunas técnicas de corte muy precisas como el corte por hilo, en donde el acabado es muy aceptable sin necesidad de la fabricación de la entalla según norma. Este pre-crecimiento de grieta por fatiga en la raíz de la entalla debe ser de por lo menos $0,5 w$ (siendo w el alto de la probeta), buscando eliminar cualquier efecto geométrico de la entalla maquinada en la probeta y la longitud total de la grieta se debe encontrar entre $0,45 w$ y $0,55 w$ según norma ASTM E399-09 [3] para K_{Ic} y entre $0,45 w$ a $0,70 w$ según norma ASTM E1820 – 11 [4] para integral J. Este pre-agrietamiento se realizó con la máquina de fatiga BALDWIN modelo SF-10-U disponible en la Universidad Nacional. Adicional a esto, en la norma citada se encuentra descrita la geometría, parámetros y limitaciones para la fabricación de las probetas, configuración de montaje, tipos de probetas, de las cuales la seleccionada para el proyecto es el tipo SENB (single edge notched bend, Figura 1-4).

Con la probeta ya preagrietada dentro de los límites ya mencionados, se procede a realizar el ensayo de flexión a la misma, en donde la máquina universal de ensayos arroja una gráfica de carga P Vs desplazamiento v , adicional a ello permite conocer todos los datos tomados para la gráfica, de esta manera y según norma ASTM E399 se obtiene la carga máxima P_{max} , la norma contempla el cálculo de un factor de intensidad de esfuerzos K_Q empleando una carga P_Q , las gráficas utilizadas se muestran en la Figura 1-5.

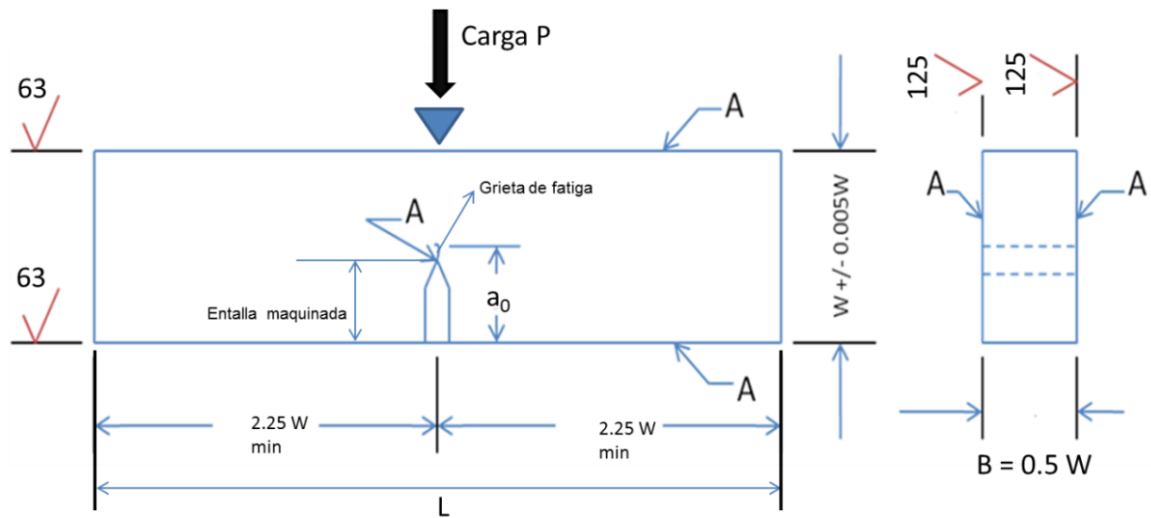


Figura 1-4. Aplicación carga P sobre probeta estandarizada

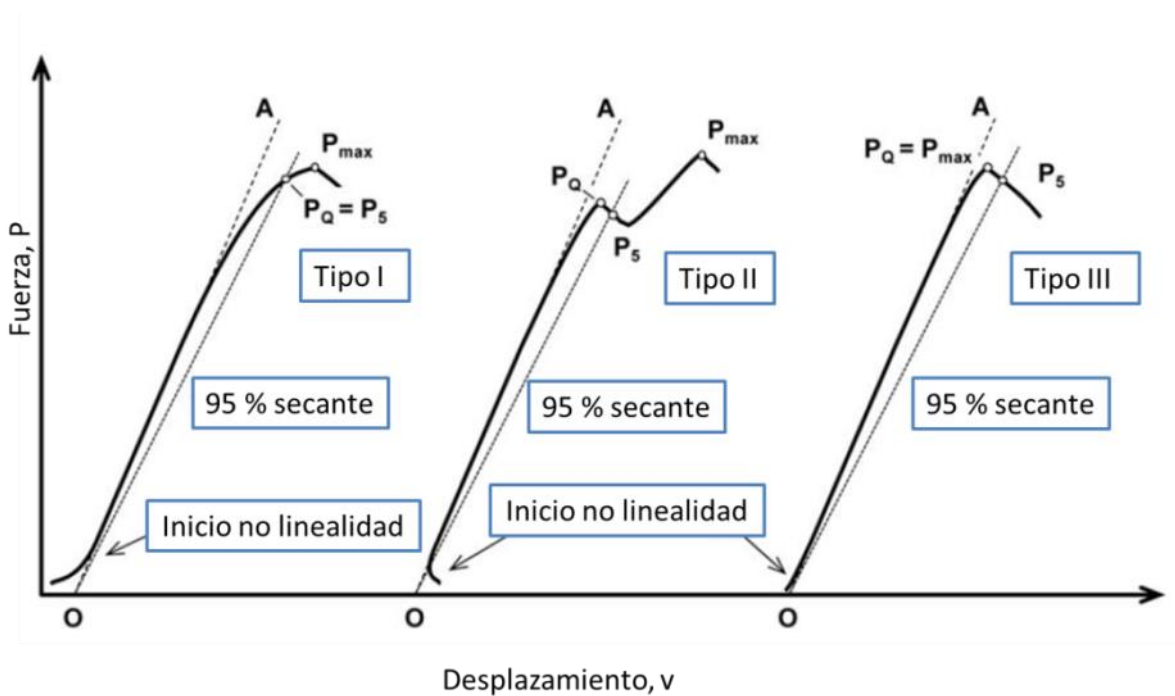


Figura 1-5. Cálculo de P_Q

El procedimiento es el siguiente:

- Trazar una línea secante OP_5 a partir del origen de la curva $P - v$ con una pendiente $(P/v)_5 = 0,95(P/v)_{0,}$ el lado derecho de la ecuación es la pendiente de la tangente OA de

la parte inicial de la curva, el punto de intersección de la secante con la curva define una carga P_5 .

- Se procede entonces a definir la carga P_Q , así: si la carga en cada punto de la curva que precede a P_5 es menor que P_5 entonces P_5 es P_Q (tipo I Figura 1-5), pero si se presenta una carga máxima que precede a P_5 la cual es mayor que esta, entonces esta carga máxima es P_Q (tipo II y tipo III Figura 1-5).

La norma específica que la siguiente relación P_{max}/P_Q , debe ser menor a 1,10 para utilizar la teoría de la mecánica de fractura lineal elástica, de lo contrario se debe utilizar la norma ASTM E 1820 [4] para tenacidad de fractura elástico-plástica, recordando que la mecánica de fractura lineal elástica (MFEL) es válida únicamente si la deformación no-lineal está limitada a una pequeña región alrededor del frente de grieta.

En el caso de no cumplirse la anterior relación es necesario utilizar el concepto de integral J, que se conoce físicamente como la tasa de decrecimiento de la energía de deformación por aumento de tamaño de grieta. Para el análisis bajo el parámetro de la integral J se utiliza el cálculo bajo el método de prueba básico en donde se usa la gráfica de carga P Vs desplazamiento v, teniendo en cuenta el área bajo la curva (A_{pl} área total), de acuerdo con la Figura 1-6.

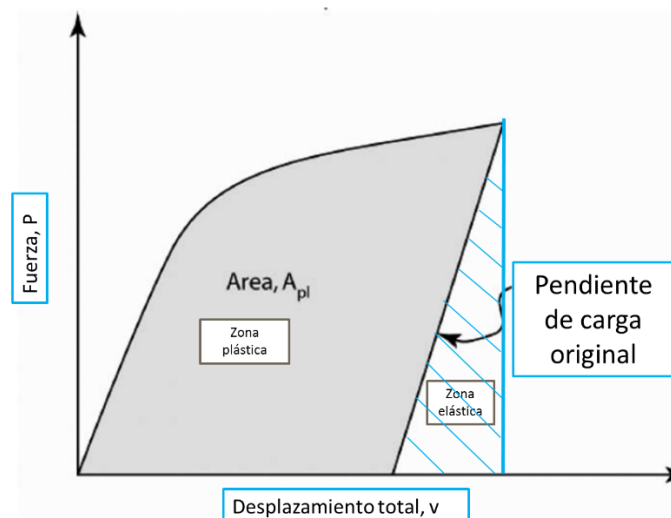


Figura 1-6. Cálculo de parámetro J

Esta área es proporcional a J_c , mientras que el área hasta la primera inestabilidad o paso a la zona no lineal es proporcional a J_{el} . El J_c se obtiene teniendo en cuenta que $J_c = J_{el} + J_{pl}$, por lo cual, de acuerdo con la ecuación 1-1:

$$J_{pl} = \frac{\eta A_{pl}}{Bb} \quad \text{Ecuación 1-1}$$

Dónde: $\eta = 2$
B = Ancho de la probeta
 $b = (W - a_0)$
 A_{pl} = área total bajo la curva según Figura 1-6

Para el cálculo del J_{el} se utiliza la ecuación 1-2, así:

$$J_{el} = \frac{\eta A_{elástica}}{Bb} \quad \text{Ecuación 1-2}$$

Dónde: $\eta = 2$
B = Ancho de la probeta
 $b = (W - a_0)$
 $A_{elástica}$ = área bajo la curva de la zona elástica según Figura 1-6

El J_{IC} está relacionado con la zona elástica, por lo cual, se tiene una relación directa con K_{Ic} de acuerdo con la ecuación 1-3:

$$J_{el} = \frac{K_I^2}{E'} \quad \text{Ecuación 1-3}$$

Dónde: $E' = \frac{E}{(1-\nu^2)}$ en deformación plana
 $E' = E$ Para esfuerzo plano
E = Modulo de elasticidad
 ν = relación de Poisson

1.1.3 Generalidades sobre el aluminio [5] [6] [7]

El aluminio se considera como uno de los elementos metálicos con más abundancia en la corteza terrestre, las principales propiedades que presenta son: baja densidad, buena resistencia a la corrosión, conductividad eléctrica (debido a que el aluminio es no-ferromagnético propiedad importante en la industria eléctrica y electrónica) y térmica, no presenta una toxicidad elevada, es dúctil y maleable lo que permite laminarlo en chapas y láminas delgadas. En la actualidad existe varias designaciones de aluminio que se diferencian unas de otras dependiendo del elemento de aleación principal y por consiguiente en propiedades mecánicas y eléctricas. Estas propiedades pueden ser mejoradas a través del sometimiento del material a un tratamiento térmico, cuyo proceso

general es así: etapa de solubilización, etapa de enfriamiento rápido o lento con agua u otro líquido, etapa de endurecimiento por precipitación (envejecimiento).

Aluminio y sus aleaciones

Al aluminio se le adicionan una serie de elementos de aleación cuya finalidad es mejorar las propiedades mecánicas, como la resistencia a la tensión, dureza, rigidez, maleabilidad y algunas veces mejorar la fluidez del material. Los aluminios pueden clasificarse en aleaciones forjadas y aleaciones fundidas, a continuación, se describen algunas propiedades de cada una.

- Aleaciones de aluminio forjadas

Para este tipo de aleaciones se utiliza un sistema de designación de cuatro dígitos, donde el primer dígito indica la adición de aleación principal del aluminio, de acuerdo a la Tabla 1-1, el segundo dígito representa un control de la composición, cuando se tiene un cero corresponde a que no hay control de las impurezas, cuando este dígito está entre 1 a 9 representa un control especial o una adición de una o más impurezas, esto para el caso de aleaciones 1XXX. En el caso de aleaciones de 2XXX hasta 8XXX, los dos últimos dígitos representan un tipo determinado de aleación, el segundo dígito cuando tiene un cero representa la primera aleación de las que tienen las mismas adiciones de aleación principales, si este dígito tiene valores entre 1 y 9 indica que hay una modificación de la composición de la aleación original.

Designación	Elemento de aleación principal
1XXX	Ninguno, aluminio al 99,00%
2XXX	Cobre (Cu)
3XXX	Manganeso (Mn)
4XXX	Silicio (Si)
5XXX	Magnesio (Mg)
6XXX	Magnesio y Silicio
7XXX	Zinc (Zn)
8XXX	Otros elementos
9XXX	No se usa

Tabla 1-1. Sistema de designación y principales aleantes

Las aleaciones de la serie 1000 y 3000 tienen una sola fase, cuyas propiedades se controlan por endurecimiento por deformación, solución sólida y por control de tamaño de grano. Las aleaciones de la serie 4000 tienen dos fases, α y Silicio casi puro β . Las aleaciones de la serie 5000 contienen α una solución sólida de magnesio en aluminio la cual se endurece mediante una dispersión fina de β (Mg_2Al_3) [5]. Las aleaciones 2000, 6000 y 7000 son ternarias las cuales se endurecen por envejecimiento.

Así mismo las aleaciones de aluminio forjadas se clasifican en dos tipos básicos: aleaciones no termotratables y aleaciones termotratables, así: No termotratables, son las cuales incluyen diversas calidades de aluminio puro y todas aquellas aleaciones donde su resistencia es acorde al endurecimiento por disolución de sólido y al trabajo en frío o endurecimiento de deformación derivado del temple de recocido, entre las aleaciones no termotratables se encuentran las series 1XXX, 3XXX, 4XXX y 5XXX. Termotratables, estas son las aleaciones que contienen uno o más de los elementos cobre, magnesio, silicio y zinc, que tienen la cualidad de incrementar su solubilidad en aluminio a medida que la temperatura aumenta y poseen las características genéricas para el endurecimiento por precipitación, entre las cuales se encuentran las series 2XXX, 6XXX y 7XXX, las principales características de la serie 2XXX y 6XXX son las siguientes:

Serie 2XXX: El principal elemento de aleación para esta serie es el cobre, el cual da una alta resistencia mecánica pero una baja resistencia a la corrosión y bajo ciertas condiciones ellas pueden ser sometidas a corrosión intergranular. Por lo cual, estas aleaciones que se encuentran en forma de lámina usualmente son "Clad" (este término "Clad" es usado para las láminas que consisten en un núcleo de aleación de aluminio revestido con aluminio puro).

Estas aleaciones requieren un tratamiento térmico de solución con el propósito de obtener óptimas propiedades; en la condición de tratamiento térmico de solución las propiedades son similares y en ocasiones exceden o sobrepasan aquellos aceros de bajo carbono. Principalmente se utiliza el tratamiento térmico por precipitación (envejecimiento) para incrementar las propiedades mecánicas de las aleaciones de esta serie. Dentro de las principales propiedades mejoradas está la resistencia a la fluencia con una pequeña pérdida en la deformación.

Estas aleaciones son particularmente utilizadas para partes y estructuras que requieren altas relaciones Resistencia/peso, como lo es el caso de los rines de camiones y trenes de aterrizaje de aeronaves, partes de la suspensión de camiones, fuselaje de aeronaves y pieles del ala de aeronaves y partes estructurales que requieren una buena resistencia a temperaturas sobre los 150 °C (300 °F) [6]. Estas aleaciones tienen una limitada soldabilidad, pero tienen una alta maquinabilidad.

Serie 6XXX: Las aleaciones en este grupo contienen magnesio y silicio en proporciones que forman Siliciuro de magnesio (Mg_2Si). Esta serie presenta un buen balance entre la resistencia última y resistencia a la corrosión. Las aleaciones de la serie 6XXX son fácilmente trabajadas en la extrusión y son usadas en aplicaciones estructurales y de construcción. Estas aleaciones tienen una buena formabilidad, soldabilidad, maquinabilidad y resistencia a la corrosión con una resistencia última media. Entre los principales usos se encuentran marcos de bicicletas, equipos de transporte, rieles de puentes y estructuras soldadas.

- Aleaciones de aluminio fundidas

La designación del aluminio y de las aleaciones fundidas se da mediante tres dígitos XXX, adicional a esto un cuarto dígito Y separado por un punto decimal que indica la composición de una pieza fundida o lingote, cuando se tiene que Y=0 indica la composición de la aleación de una pieza fundida, pero si se tiene Y=1,2 indica la composición de aleaciones específicas en lingotes. Al igual que en las designaciones para materiales forjados, el primer dígito de la designación de tres dígitos indica la adición de aleación principal; el "1" designa un aluminio prácticamente puro o sin adición de aleación. Una variante importante respecto a las aleaciones forjadas es que el 3 en las aleaciones fundidas indica la adición de silicio con cobre o magnesio, en tanto que el 3 en las aleaciones forjadas indica la adición de manganeso. En las aleaciones fundidas la designación 6XXX no se utiliza. En el caso de piezas fundidas o lingotes de aluminio prácticamente puro, los dos últimos dígitos del código de tres dígitos, 1XX, tienen el mismo significado que en las aleaciones forjadas. Las modificaciones a las designaciones de aleación originales se representan mediante prefijos de letras mayúsculas que se agregan al código de tres dígitos y que se indican en secuencia a partir de A, B, C, y así sucesivamente, pero omitiendo las letras I, O, Q y X; la X se reserva para las aleaciones experimentales [5].

Las aleaciones de aluminio para moldeo se clasifican en: Aleaciones 1XX.O aluminio puro, Aleaciones 2XX.O Al-Cu, Aleaciones 3XX.O Al-Si-Cu o Mg, Aleaciones 4XX.O Al-Si, Aleaciones 5XX.O Al-Mg, Aleaciones 7XX.O Al-Zn, Aleaciones 8XX.O Al-Ti. Para la presente investigación se profundiza en aleaciones Al-Cu, presentan alta resistencia y dureza a temperatura ambiente y altas temperaturas. La plata en esta aleación acelera la respuesta al envejecimiento y reduce el riesgo de corrosión por esfuerzo, este tipo de aleaciones son susceptibles al agrietamiento por solidificación y rechupes interdendriticos. Para la aleación Al-Cu-Si, el cobre contribuye al aumento de la resistencia y maquinabilidad, las aleaciones de Al-Si presentan excelente fluidez y resistencia a la corrosión, estas aleaciones presentan la desventaja de tener una baja resistencia y pobre maquinabilidad, la ductilidad y resistencia de esta aleación han presentado mejoras con la adición de sodio y estroncio, presenta un bajo coeficiente de expansión térmica; por ultimo las aleaciones Al-Mg-Si presentan buena resistencia a la corrosión y presentan un bajo coeficiente de expansión térmica, su resistencia mecánica comparada con las aleaciones Al-Cu, Al-Cu-Si es baja pero se considera que su resistencia es excelente de acuerdo a diferentes condiciones de servicio, se les puede adicionar berilio con la finalidad de mejorar su resistencia mecánica y ductilidad.

1.1.4 Designaciones de temple

El tratamiento del aluminio y de sus aleaciones se codifica mediante letras y números, lo cual se indica después de la designación de la aleación seguida de un guion e indica cómo se va a tratar el material, entre las cuales se encuentran la letra T, significa que la aleación de aluminio forjada o fundida es térmicamente tratada, las comunes se presentan en la Tabla 1-2.

Por su pertinencia en el desarrollo del proyecto se especificará el temple T6, el cual es aplicable en productos que no se trabajan en frío después de un tratamiento térmico por disolución, donde las propiedades mecánicas, estabilidad dimensional o ambas han sido mejoradas por medio del envejecimiento artificial.

T1	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad
T2	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada, trabajado en frío y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad
T3	Térmicamente tratado por disolución, trabajado en frío y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad
T4	Térmicamente tratado por disolución y envejecido de forma natural hasta una condición de considerable estabilidad
T5	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada y envejecimiento de forma artificial
T6	Térmicamente tratado por disolución y envejecimiento de forma artificial
T7	Térmicamente tratado por disolución y sobre-envejecimiento o estabilizado
T8	Térmicamente tratado por disolución, trabajado en frío y envejecido de forma artificial
T9	Térmicamente tratado por disolución, envejecimiento artificial y trabajado en frío
T10	Enfriado desde un proceso de conformado a temperatura elevada, trabajado en frío y envejecimiento artificial

Tabla 1-2. Designación de temple

1.1.5 Tratamiento de precipitación

El endurecimiento por precipitación es usado para aumentar la resistencia mecánica de algunas aleaciones de aluminio, la razón de este endurecimiento es la formación de precipitados en soluciones sobresaturadas, estos precipitados bloquean el movimiento de las dislocaciones haciendo el metal más resistente. Al envejecimiento a temperatura ambiente se les llama envejecimiento natural y el envejecimiento a elevadas temperaturas se conoce como envejecimiento artificial. Dentro de las aleaciones que son endurecibles por precipitación se encuentran: aluminio-cobre (CuAl_2), aluminio-cobre-magnesio, aluminio-magnesio-silicio (Mg_2Si), aluminio-zinc-magnesio (MgZn_2) y aluminio-zinc-magnesio-cobre.

- Proceso de tratamiento térmico

El proceso común realizado a los metales se presenta en la Figura 1-7, donde se encuentran las tres principales partes del proceso de tratamiento de disolución, temple y envejecimiento o revenido de la aleación:

- Homogenización o tratamiento de disolución

La aleación que se tiene en esta parte del proceso debe tener al menos dos fases, la cual está a temperatura ambiente y se calienta a una temperatura a la cual se tiene una solución sólida, es decir, aumenta la cantidad de soluto en el solvente. Representada en la Figura 1-7 por 1 y 2.

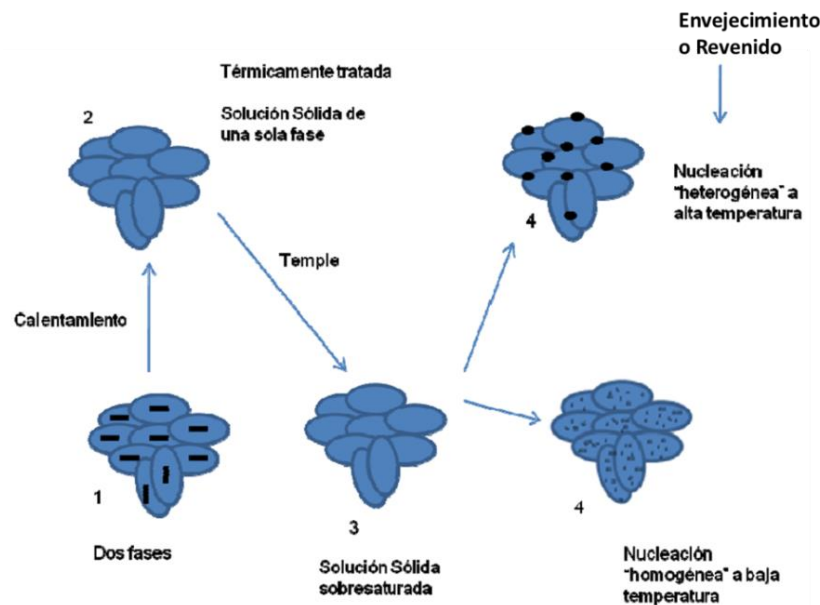


Figura 1-7. Tratamiento de precipitación

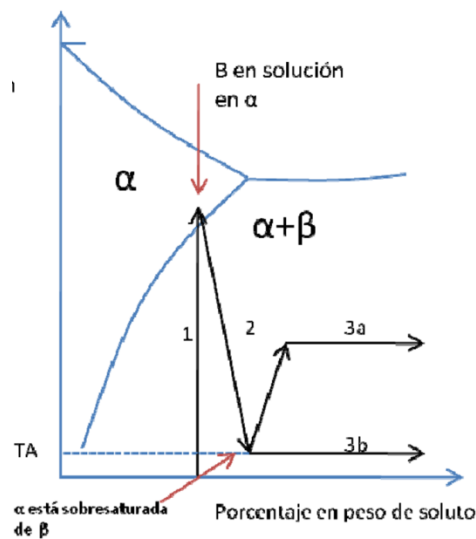
- Templado para formación de una solución sobresaturada

En esta parte del proceso se enfría la aleación a una velocidad mayor que la velocidad de enfriamiento crítica, con el fin de conservar la composición a la temperatura de recocido por disolución y así formar la solución sobresaturada. Representada en la Figura 1-7 por 3.

- Envejecimiento o revenido de la aleación

Se realiza para obtener las propiedades deseadas, este se puede hacer a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o a temperaturas elevadas (envejecimiento artificial), con esto se logra un cambio de fase, el exceso de soluto o fase se precipita y endurece el material por la deformación de la red. Representada en la Figura 1-7 por 4.

En la Figura 1-8 se muestran las etapas del tratamiento térmico por precipitación de acuerdo con los conceptos tratados.



Donde:

- 1 tratamiento de disolución.
 - 2 templado para formación de una solución sobresaturada.
 - 3 envejecimiento o revenido de la aleación.
 - 3 a (envejecimiento artificial).
 - 3 b (envejecimiento natural).
- TA temperatura ambiente

Figura 1-8. Etapas del tratamiento térmico en el endurecimiento por precipitación

1.2 Teoría de fractografía

Para analizar las superficies de fractura de los materiales, es importante iniciar con el concepto de aptitud para el servicio, el cual se ve reflejado en la Figura 1-9, en donde se discrimina las funciones de las dos herramientas con la que se cuenta para el análisis de fractura de materiales.

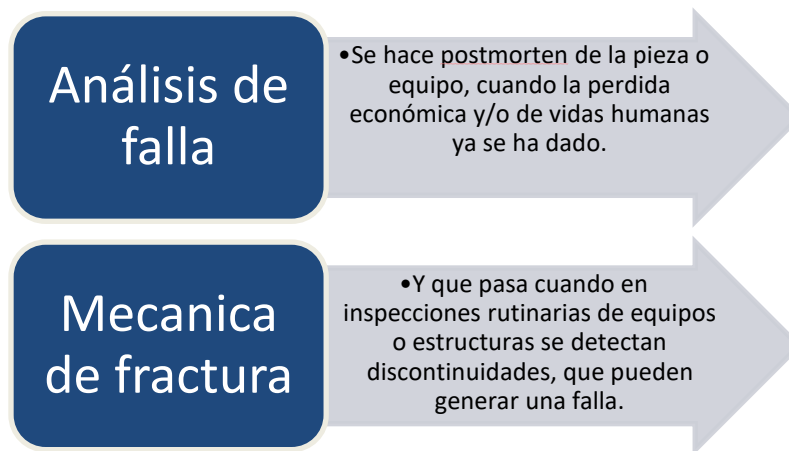


Figura 1-9. Aptitud para el servicio [1]

Es decir, los análisis de aptitud para el servicio determinan la integridad de un equipo o componente, prediciendo de manera segura cuándo deberá reemplazarse o si es factible repararlo, utilizando como herramientas de predicción a la mecánica de fractura y los estudios cinéticos de corrosión. Por otro lado, cuando ya ha fallado el equipo o componente es posible analizar las superficies para determinar los posibles mecanismos de falla y su causa raíz. En este aspecto la fractografía juega un papel importante, debido a que la zona de fractura permite indagar sobre el estado de esfuerzos y análisis de la microestructura, en ocasiones una revisión macroscópica permite obtener información de posibles comportamientos dúctiles o frágiles del material en el que es fabricado un equipo o componente. El análisis de las zonas de fractura se puede realizar de dos formas escala macroscópica y microscópica, como se diferencia en la Figura 1-10.

1.2.1 Tipos de fractura [8] [9]

Los diferentes tipos de fractura se pueden clasificar de acuerdo con las condiciones de carga, por la apariencia macroscópica y por el análisis microscópico. Respecto a las condiciones de carga fracturas súbitas, progresivas, por creep, entre otras.

- Fracturas súbitas

Son aquellas que se forman en un evento (ciclo) de sobrecarga por encima del esfuerzo de fractura en la pieza.

- Fracturas progresivas

Son aquellas que se forman en un largo intervalo de tiempo y/o durante varios ciclos de carga. El término fatiga se le denomina a la falla de un material sometido a cargas variables, después de cierto número de repeticiones (ciclos) de carga.

- Creep (Fluencia bajo altas temperaturas)

Se define como una deformación plástica progresiva en el tiempo, que se da bajo carga constante (hasta fractura). Este mecanismo de falla predomina en los materiales cuando operan a temperaturas superiores del 40% de su temperatura de Fusión absoluta.

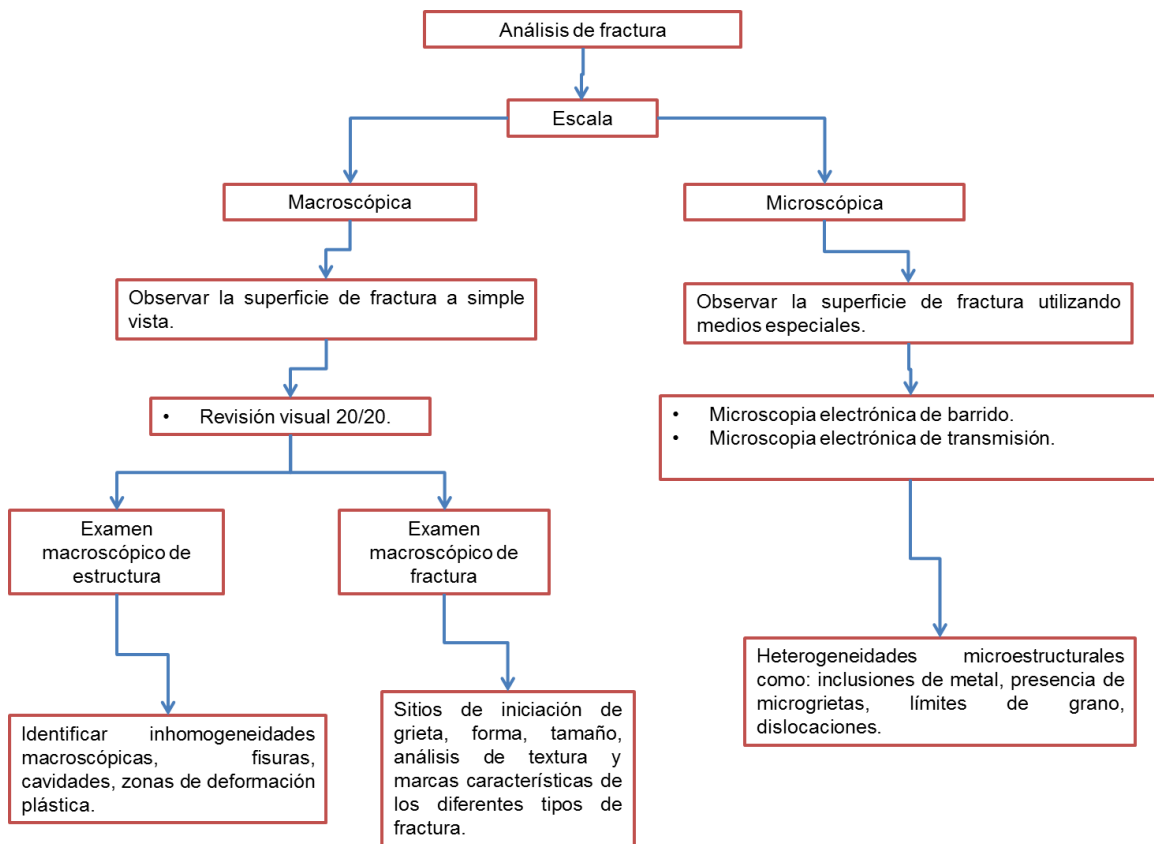


Figura 1-10. Análisis de fractura macroscópico y microscópico

Por su apariencia macroscópica los diferentes tipos de fracturas se dividen en dúctiles, frágiles, fatiga, entre otras.

- Dúctiles: Alrededor de la fractura se nota una apreciable deformación plástica.
- Frágiles: Alrededor de la fractura la deformación plástica es mínima.
- Fatiga

Alrededor de la zona de propagación estable de grieta, no se nota una apreciable deformación plástica; y en la zona de propagación inestable se puede presentar fractura frágil, dúctil o mixta.

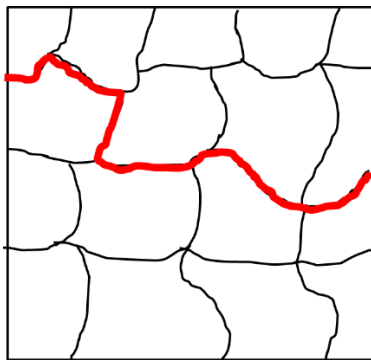
Dependiendo de la apariencia microscópica, los diferentes tipos de fractura se pueden dividir en intergranulares, transgranulares, clivaje, microvacíos, estrías de fatiga, entre otras.

- Intergranular

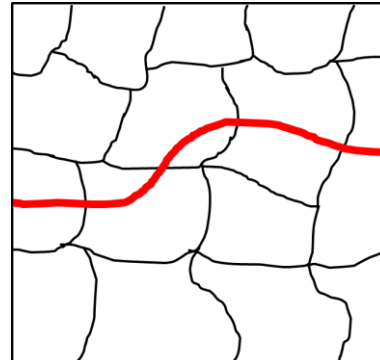
Se caracteriza porque en la zona de fractura se observa que la trayectoria del defecto tipo grieta siguió los límites de grano, como se observa en la Figura 1-11 (a).

- Transgranular

Se caracteriza porque en la zona de fractura se observa que la trayectoria del defecto tipo grieta atraviesa los granos. Esta trayectoria está relacionada con la fractura por clivaje, que ocurre por la rotura de enlaces atómicos a lo largo de planos cristalográficos orientados preferentemente, estos planos se caracterizan porque tienen baja densidad de empaquetamiento. Este tipo de fractura se observa en la Figura 1-11 (b).



(a)



(b)

Figura 1-11. Micromecanismos de crecimiento de grieta, (a) intergranular, (b) transgranular.

- Clivaje

Se considera como un mecanismo de fractura frágil originado en materiales cristalinos, la grieta bajo este concepto crece rápidamente, en la cual se ve involucrada la separación de enlaces atómicos, sobre algún plano cristalográfico preferente, es decir, aquellos que presentan la menor densidad de empaquetamiento dado que el número de enlaces a separar es menor, así como la distancia interplanar es mayor. Es un tipo de fractura transgranular, como se observa en la Figura 1-11 (b).

- Microvacíos

Los materiales contienen partículas secundarias e inclusiones no metálicas, las cuales pueden variar en tamaños, entre las cuales se encuentran aquellas visibles al microscopio óptico con tamaños aproximados de 20µm, partículas de tamaño intermedio que se encuentran en el rango de 50 y 500 nm, las cuales son visibles solo bajo inspección con microscopio electrónico, por otro lado se encuentran las partículas pequeñas que se encuentran en el rango de 5 a 50 nm, este tipo de partículas se producen durante tratamientos térmicos de envejecimiento. Al hablar de microvacíos, es necesario considerar que las partículas de gran tamaño tienen a ser más frágiles, lo que conlleva a que su deformación plástica sea mínima respecto a la plasticidad de la matriz, es decir, estas partículas se fracturan antes de que la matriz se deforme plásticamente formando así los microvacíos. La formación de microvacíos es también un tipo de fractura transgranular, en la Figura 1-12(a) se observa un ejemplo de microvacíos.

- Estrías de fatiga

Las estrías presentes durante la fatiga suelen ser paralelas entre sí y perpendiculares a la dirección de crecimiento de la grieta, cada una de las estrías presente en la superficie de fractura corresponden a un ciclo de tensión y la distancia de las estrías es igual al avance de la grieta en un ciclo, en la Figura 1-12(b) se observa un ejemplo de estrías.

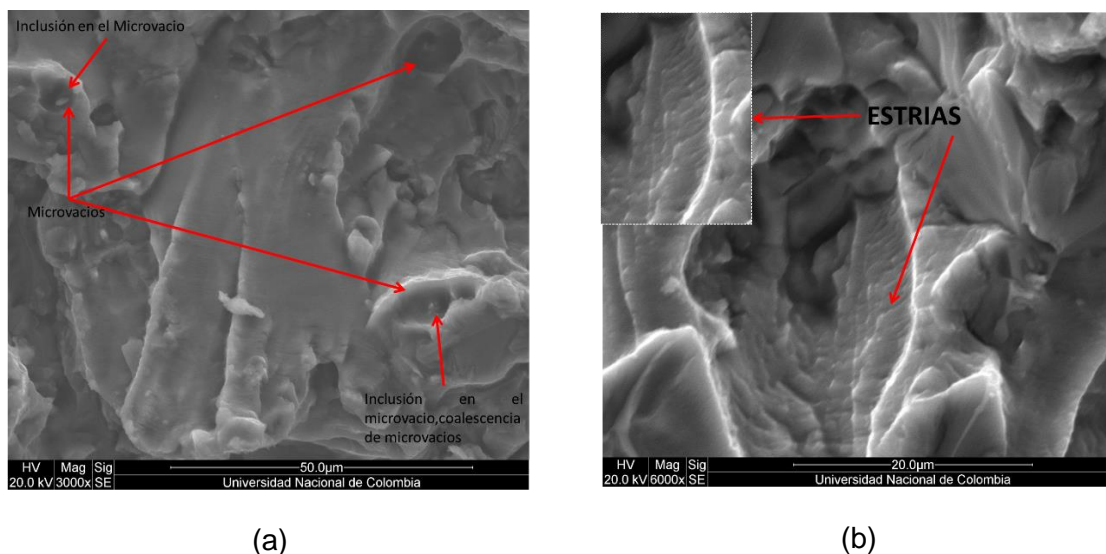


Figura 1-12. Micromecanismos de crecimiento de grieta, (a) microvacíos, (b) estrías de fatiga.

1.3 Teoría de corrosión

El medio ambiente en el cual se encuentre el material puede propiciar el deterioro de este que se da como resultado de un ataque químico, la corrosión es la conversión de un elemento de un estado de valencia cero o más bajo, a un estado de valencia positivo o más alto, esto es conocido como oxidación. Es común la formación de celdas electroquímicas que se producen porque los materiales tienen electrones libres, ocasionando que se forme una reacción química. Los dos tipos de reacciones que se producen son: reacción de oxidación y de reducción, la primera consiste en la producción de electrones a partir de un metal que tiene electrones libres, en la segunda consiste en el consumo de electrones producidos en la reacción de oxidación.

1.3.1 Métodos para evaluar la corrosión

Para evaluar el efecto de la corrosión lo mejor es exponer al material a un ambiente de trabajo determinado por un determinado lapso y luego se evalúa la cantidad de corrosión que se generó. Los principales métodos de evaluar el efecto de degradación de la corrosión son por medio de: cambio presentado en las dimensiones de las piezas, pérdida de peso en la pieza, cantidad de resistencia eléctrica y la determinación de las características electroquímicas.

Las principales técnicas de medición de corrosión son:

- “Wetting”: sumergir la superficie metálica en un medio saturado con vapor de agua, puede simular lluvia ácida o atmósferas con alto porcentaje de contaminación.
- Rocío de un medio agresivo: esta prueba puede simular corrosión provocada en un ambiente salino como en el océano, por medio del rocío de una solución de NaCl y NaCl + ácido acético para simular ataque salino.
- Corrosión – erosión: impacto, corrosión por cavitación debidas al impacto de un líquido y/o partículas sólidas.
- Desgaste por corrosión: desgaste en un medio muy agresivo como HCl o HNO₃.

Estas técnicas se dividen a la vez dependiendo del tiempo de exposición e inmersión, así: inmersión parcial, inmersión total e inmersión alternada.

1.3.2 Efecto de la corrosión en las propiedades mecánicas

Debido a que la pieza tiene una pérdida significativa de material durante la prueba de corrosión, la carga que el material está en capacidad de soportar cuando se ensaya es

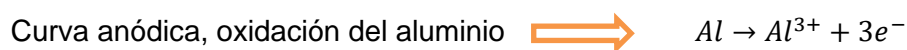
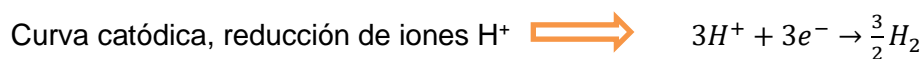
menor, ya que hay una reducción de área y porque se generan efectos de concentración de esfuerzos por la corrosión localizada [10]. La corrosión afecta de manera importante la tenacidad de fractura y la resistencia a la fatiga del material, en un ambiente corrosivo el número de ciclos permisibles del material disminuyen, la fatiga por corrosión se puede presentar en agua natural, agua de mar, en un ambiente químico general, cuando mayor es la rapidez de corrosión más corta es la resistencia a la fatiga.

1.3.3 Efecto de la corrosión en los aluminios

El aluminio posee una buena resistencia a la corrosión atmosférica y otros medios acuosos, esto combinado con una conductividad térmica y eléctrica favorable. En algunas ocasiones se forman películas pasivantes que están compuestas por óxido de aluminio, la cual para aluminio expuesto al aire presente un valor de espesor de alrededor de 2 a 10 nm. El comportamiento del aluminio frente a la corrosión es sensitivo a la presencia de pequeñas cantidades de impurezas en el metal, estas impurezas tienden a que el aluminio sea anódico. La serie 7XXX que son aleaciones tratables térmicamente y que no contienen cobre como adición a la aleación, entregan una alta resistencia a la corrosión generalizada, este tipo de aleaciones son usadas en la industria aeronáutica por su resistencia a la corrosión intercrystalina y a la corrosión asistida por el ambiente (SCC).

1.3.4 Métodos electroquímicos

Los métodos de prueba de corrosión electroquímicos son los más usados porque para realizar la prueba solo se toman pocas horas, estos métodos de prueba se basan en la medición de la corriente (i) como una función del voltaje aplicado a la pieza de prueba, la curva de polarización que se obtiene en este tipo de método de prueba de corrosión se obtiene de la suma de las siguientes reacciones electroquímicas [10].



Por medio de estas curvas es posible obtener la corriente de corrosión (i_{corr}), teniendo en cuenta el área alrededor del potencial de corrosión o potencial de disolución, esta corriente se puede determinar por medio de las pendientes de Tafel o por el cálculo de la resistencia de polarización. En el primer caso, las pendientes de Tafel se trazan a partir de las tangentes de las curvas anódicas y catódicas cerca del potencial de corrosión en una gráfica

semilogarítmica $\text{Plot}(E)=\log(i)$ tangente a la curva se prolongan una línea hasta llegar a un punto común en el eje y, donde se determina el potencial de corrosión (E_{corr}) del proceso y en el eje x se ubica la corriente de corrosión (i_{corr}) según Figura 1-13, con el valor de esta corriente es posible obtener un parámetro cinético muy importante como lo es la densidad de corriente de corrosión que se obtiene dividiendo esta corriente entre el área del metal. En los aluminios la curva de polarización anódica no tiene porción lineal, por consiguiente, la curva catódica debe ser usada. Estas curvas deben ser determinadas en una solución en la cual las burbujas de las moléculas de aire sean eliminadas por medio de la inclusión de un gas inerte, el que ha sido de uso común es el hidrógeno, esto se realiza con el fin de evitar la reacción reducción del oxígeno de acuerdo a la siguiente expresión: $\frac{1}{2}O_2 + H_2O + 2e^- \rightarrow 2OH^-$.

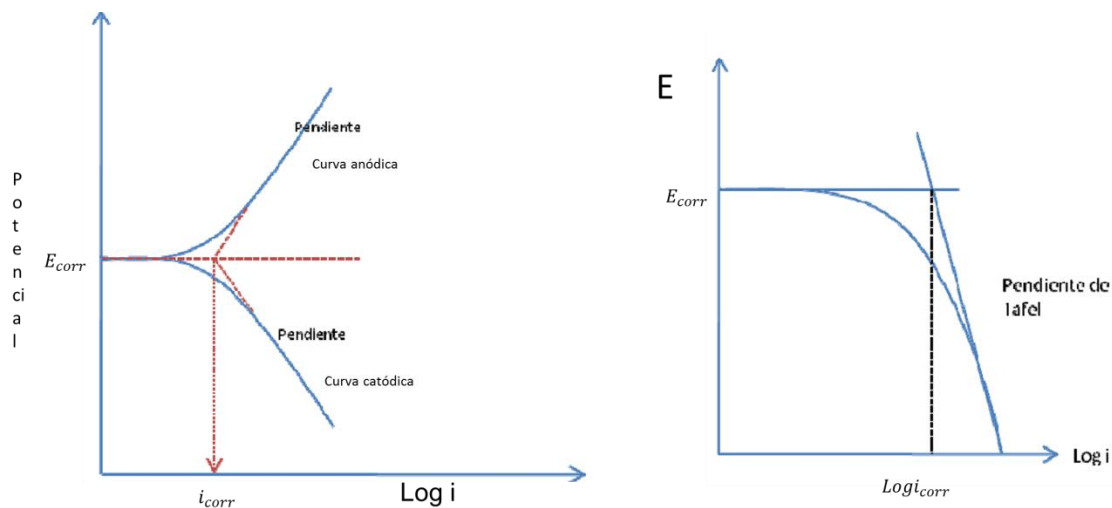


Figura 1-13. Pendientes de Tafel

En el segundo caso se ha demostrado que las curvas de resistencia de polarización $E = f(i)$, presentan un comportamiento lineal cerca del potencial de corrosión, dentro de una zona de cerca de 10mV en las direcciones anódicas y catódicas y su pendiente es inversamente proporcional a la velocidad de corrosión.

El electrodo muestra es inmerso en el electrolito (sustancia que contiene electrones libres), en este momento se inicia el proceso corrosivo, lo primero que ocurre es que el ánodo se disuelve mediante la reacción de oxidación, lo que produce que haya un exceso de electrones en la superficie metálica. Estos electrones fluyen al cátodo, allí se genera la reacción de reducción y se deposita el material producto de la reacción de oxidación; cuando se produce este proceso se genera un flujo de electrones entre el ánodo y cátodo que se conoce como la corriente de corrosión (i_{corr}).

1.3.5 Equipo de pruebas

En la Figura 1-14 se muestra el esquema general del dispositivo, el cual consta de cuatro partes principales: electrodo de referencia, electrodo de trabajo, electrodo auxiliar y potenciostato, cada uno cumple las siguientes funciones:

Electrodo de referencia: este electrodo tiene un potencial constante y conocido, entonces en el proceso que se lleve a cabo se podrá conocer a que potencial se está realizando.

Electrodo de trabajo: este electrodo es la probeta con la que se está trabajando y es donde se producirán las reacciones.

Electrodo auxiliar: este electrodo sirve de puente para hacer la conexión con el electrolito para que una corriente pueda ser aplicada al electrodo de trabajo su función es pasar la corriente necesaria para equilibrar la corriente en el electrodo de trabajo, este acoplado al electrodo de trabajo.

Potenciostato: es el encargado de controlar la celda de tres electrodos, suministra el voltaje entre el electrodo de referencia en el electrodo de trabajo, también toma la medición de la corriente que circula entre el electrodo de trabajo y de referencia.

1.3.6 Corrosión por picadura

Este tipo de corrosión es localizada, la cual es caracterizada por la formación irregular de cavidades en la superficie del metal, su diámetro y profundidad depende de varios parámetros relacionado con el metal, el medio y las condiciones de servicio. El aluminio es propenso a la corrosión por picadura en un medio con un pH cercano al neutro, el cual cubre ambientes naturales como agua de mar y ambientes húmedos [10].

Este tipo de corrosión ocurre en aquellos casos en los cuales el metal de trabajo es expuesto a un medio acuoso como los nombrados en el párrafo anterior, estas cavidades se desarrollan en las primeras semanas de exposición [10].

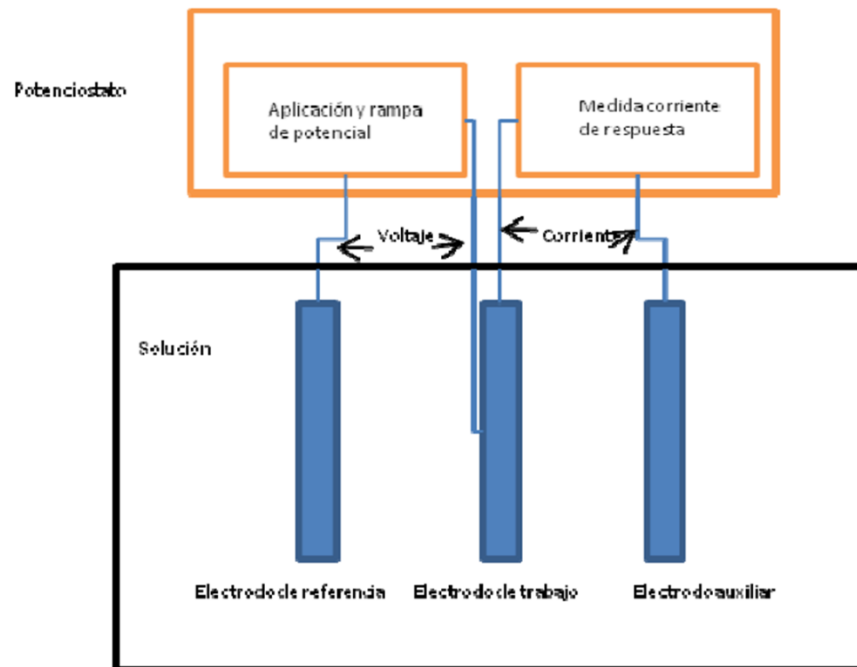


Figura 1-14. Esquema general del dispositivo de medición de velocidad de corrosión

- Etapas de la corrosión por picadura

El proceso de corrosión por picadura presenta dos etapas, la primera conocida como etapa de iniciación y la segunda como etapa de propagación. En la primera etapa el principal agente que facilita este tipo de corrosión es el cloruro [11], se presenta la fractura de la capa pasivante del material ya que los iones Cl^- son absorbidos en la capa de óxido natural, estas picaduras inician su crecimiento pero hay un punto en el cual paran de crecer, es el punto conocido como repasivación. En la segunda etapa una vez ha iniciado la picadura esta sigue una propagación de acuerdo con dos reacciones químicas, oxidación para el ánodo formado por el punto más profundo en el interior de la cavidad y reducción para el cátodo afuera de la cavidad. Los puntos de iniciación, como inclusiones, heterogeneidades estructurales y heterogeneidades en la composición del metal sobre la superficie son los lugares más comunes en donde inicia la picadura [12].

1.3.7 Corrosión intergranular y transgranular

La corrosión a nivel microscópico puede tener dos caminos de propagación uno está relacionado con los límites de grano (intergranular) y el otro está relacionado con la propagación a través del grano (transgranular). La propagación de la corrosión intercrystalina inicia en la picadura [10].

La corrosión intergranular ataca únicamente una pequeña cantidad de metal, por lo cual, la pérdida de masa no es un parámetro significativo de este tipo de corrosión. Este tipo de corrosión es causada por la diferencia en los potenciales electroquímicos entre el grano y sus límites donde las fases intermetálicas se precipitan.

Esta se desarrolla al tener la presencia de un medio corrosivo, que haya diferencias de potencial en el orden de 100 mV entre partículas intermetálicas y la solución sólida y la continua precipitación de partículas intermetálicas, esta precipitación de partículas depende de la secuencia seguida para el proceso de envejecimiento del metal incluyendo el templado, enfriamiento y las condiciones del envejecimiento artificial. La susceptibilidad a la corrosión de aleaciones endurecidas por precipitación depende de su microestructura y del tratamiento térmico que tenga el metal [10].

1.3.8 Corrosión uniforme

Este tipo de corrosión es desarrollada como picaduras de muy pequeño diámetro, en el orden de micrómetros, lo que conlleva a una uniforme y continua disminución del espesor de la superficie completa del metal. En los aluminios es posible observar este tipo de corrosión cuando se tiene un medio de pH muy alcalino o ácidos en el cual la capa de óxido natural se solubiliza, por lo cual, la velocidad de disolución puede variar de micrómetros por año a pocos micrómetros por hora dependiendo de la naturaleza del ácido o la base. La velocidad de ataque de la corrosión uniforme puede determinarse teniendo en cuenta la pérdida de masa o la cantidad de hidrógeno liberado [10].

1.4 Revisión de antecedentes

Nikolaos D. Alexopoulos [13] desarrollo una investigación del efecto de diferentes condiciones de envejecimiento artificial para el Al 2024-T3 donde la degradación de las propiedades mecánicas debido a la exposición a un ambiente corrosivo fue estudiada. Utilizó diferentes condiciones de envejecimiento artificial que fueron aplicadas a probetas de tensión y tenacidad de fractura las cuales fueron expuestas posteriormente a un ambiente corrosivo de exfoliación. Al analizar la microestructura se encontró que para las probetas bajo altos tiempos de exposición se presentaron picaduras inducidas por la corrosión seguidas por la formación de una red de microgrietas, en las probetas sobre-

envejecidas se encontró largas picaduras sobre la superficie. Para los ensayos de tensión se encontró que las probetas sobre-envejecidas presentaron una baja degradación debido al ambiente corrosivo al que fueron expuestas. En el caso de las probetas de tenacidad se encontró que la disminución de esta propiedad debida a la corrosión fue baja en las probetas sobre-envejecidas.

F. Ozturk, A. Sisman, S. Toros, S. Kilic, R.C. Picu [14], en el año de 2009, realizaron un trabajo de investigación donde se analizaba la influencia del tratamiento de envejecimiento en las propiedades mecánicas del aluminio 6061. Llegando a la conclusión que la presencia de los precipitados β después de alcanzadas las condiciones de envejecimiento después de 200 minutos de tratamiento a una temperatura de 200°C, conlleva a significativos cambios en el comportamiento mecánico del material, el esfuerzo de fluencia aumenta significativamente, la dureza varía linealmente con el esfuerzo de fluencia y la capacidad de endurecimiento por deformación es reducida.

Mahmoud Chemingui, Mohamed Khitouni, Karol Jozwiak, Gérard Mesmacque, Abdelwaheb Kolsi [15], investigaron la precipitación de la aleación AL-Zn-Mg para varias etapas de un tratamiento de envejecimiento convencional de dos pasos a 70 y 135° C. Se concluyó que el esfuerzo de fluencia del material incrementa y mantiene su ductilidad bajo el tratamiento de envejecimiento propuesto.

Emma Sjölander, Salem Seifeddine [16], analizaron un compendio de 60 artículos titulado “El tratamiento térmico de fundiciones de aleación Al-Si-Cu-Mg”, considerando que las aleaciones aluminio – silicio que contienen cobre y magnesio mejoran las propiedades mecánicas bajo tratamiento térmico. Se analizan las secuencias de cambios microestructurales que ocurren durante un tratamiento térmico y su influencia en las propiedades mecánicas. Los cambios ocurridos durante el tratamiento de solubilización, usando los diagramas de fase de equilibrio como una herramienta para predecir la estabilidad de las fases en la temperatura del tratamiento de la solubilización, por otro lado, se cita la influencia de la tasa de enfriamiento y envejecimiento natural en un envejecimiento artificial subsecuente. Como conclusiones se obtuvieron:

- Cuando el estroncio es usado para modificar la fase eutéctica del silicio permite usar tiempos de tratamiento de solubilización mucho más cortos, como un proceso de esferoidización más rápido.
- La resistencia después del proceso de envejecimiento aumenta con el incremento de la tasa de enfriamiento, pero únicamente un pequeño incremento en resistencia es obtenido cuando la tasa de enfriamiento excede los 4°C/s.
- El envejecimiento natural de la aleación Al-Si-Mg en cualquier valor del rango de temperatura entre 170 -210 °C, da como resultado el mismo pico de resistencia a la fluencia, mientras que las aleaciones que contienen cobre muestran una disminución en el pico de resistencia a la fluencia con un incremento en la temperatura de envejecimiento.

Los autores de esta revisión concluyen que es de vital importancia tomar completamente el proceso de tratamiento térmico en consideración con el fin de alcanzar unas propiedades mecánicas óptimas de una aleación. No es suficiente considerar únicamente el tratamiento de la solución y los parámetros de envejecimiento artificial.

D. Lassance, D. Fabregue, F. Delannay, T. Pardoen [17], realizaron una revisión de los micromecanismos de fractura de aluminios serie 6XXX a altas temperaturas y temperatura ambiente, se presenta la investigación de la resistencia a la fractura de aluminio serie 6XXX producida por extrusión donde la elongación detrimental de las partículas tipo β Al₅FeSi son transformadas en partículas tipo α Al₁₂(Fe,Mn)₃ bajo tratamiento térmico. Pruebas de tensión revelan que a temperatura ambiente las partículas α y β orientadas a lo largo del eje longitudinal perpendiculares a la dirección de carga principal experimentan una interfase de decohesión a altas temperaturas. El flujo de esfuerzos para aleaciones 6XXX, como para otros metales disminuyen con el aumento de la temperatura. Pruebas de tensión uniaxial en barras redondeadas lisas y con muescas en su parte central fueron realizadas a dos diferentes aleaciones en un rango de temperaturas de 20 a 600°C, bajo diferentes velocidades de carga, mientras se muestra una variación en el contenido de las partículas α y β , la ductilidad incrementa con la disminución de la cantidad de partículas β , incrementando la temperatura y las tasas de deformación y disminuyendo la triaxialidad de esfuerzos.

A. Albístur Goñi, J. Pérez-Illarbe y J. Fernández Carrasquilla [18], llevaron a cabo una investigación que tenía como objeto el estudio del comportamiento a fractura de un perfil extruido en aleación de aluminio 6063 en dos estados de entrega diferentes. El estado T4, puesto en solución y maduración o envejecimiento natural y el estado T6, puesto en solución y maduración o envejecimiento artificial. Se usó microscopía óptica, electrónica de barrido y electrónica de transmisión para interpretar el comportamiento a fractura. Las propiedades mecánicas se obtienen mediante ensayos de tracción tanto en la dirección de extrusión como en la dirección perpendicular a la de extrusión. En el comportamiento a fractura, se llevan a cabo ensayos de flexión por choque sobre probeta Charpy y ensayos para la obtención de la tenacidad de fractura (KI). Se concluyó que el tratamiento de maduración artificial después del tratamiento de puesta en solución ha producido un endurecimiento del material y una mejora de las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 6063 que se refleja en un incremento de la resistencia a tracción (Rm), límite elástico (Rp=0.2) y dureza (HV 30). La tenacidad de fractura (KIQ) de la aleación de aluminio en estado T6 es mayor que la tenacidad de fractura de la misma aleación en estado T4, esto se atribuye a la presencia de precipitados de Mg₂Si (siliciuro de magnesio) en la matriz de aluminio y a las zonas libres de precipitados cerca de los bordes de grano.

K. S. GHOSH, Md. HILAL, Sagnik BOSE [19], analizaron el comportamiento a corrosión de la aleación de aluminio 2024 Al-Cu-Mg a diferentes temperaturas de envejecimiento, el comportamiento a corrosión fue evaluado con el estudio de polarización potenciodinámica bajo tres soluciones así: NaCl 3,5%, NaCl 3,5% + H₂O₂ 1,0% y NaCl 3,5% para un pH 12.

Encontraron que las curvas de polarización mostraron un desplazamiento del potencial de corrosión (φ_{corr}) hacia un potencial más negativo con el incremento del tiempo de envejecimiento, adicional a ello observaron un desplazamiento de φ_{corr} en la dirección positiva con la adición de H_2O_2 en la solución NaCl. Realizaron micrografía óptica de las superficies corroídas en donde encontraron corrosión general, picadura extensiva y corrosión intergranular.

Supriya Nandy, Md Abu Bakkar, Debdulal Das [20], analizaron la respuesta de la aleación 6063 Al-Mg-Si bajo diferentes estados de envejecimiento. Se analizó la respuesta de un envejecimiento a $175^\circ C$ para una duración de 10 minutos a 14 días mediante la medición e propiedades de dureza y tensión, examinación de las superficies de fractura de tensión y un detallado análisis del comportamiento de endurecimiento por deformación. Encontraron que independientemente del estado de envejecimiento se observó a través de análisis estadísticos una correlación lineal entre la dureza y el esfuerzo de fluencia.

N.D. Alexopoulos y P. Papanikos [21], realizaron un estudio de la influencia del tiempo de exposición a un ambiente corrosivo en la degradación de las propiedades mecánicas de la aleación de Al 2024-T3, realizaron ensayos de tensión y tenacidad de fracturas en la probetas corroídas, las cuales se expusieron a diferentes tiempos bajo un solución corrosiva, observaron que las dos propiedades mecánicas estudiadas disminuían exponencialmente con el incremento en el tiempo de exposición, adicional ello realizaron un modelo mecánico para calcular el espesor efectivo remanente de las probetas después de diferentes tiempos de exposición, con lo cual encontraron que la tenacidad de fractura en esta aleación es principalmente relacionada con la disminución del espesor por el mecanismo de degradación y una pequeña reducción es debida a la fragilidad por hidrogeno. El mecanismo de degradación de fragilidad por hidrogeno es saturado para tiempo de exposición por encima de las 24 horas, para tiempos más altos el mecanismo de degradación que prevalece en la tenacidad de fractura de la aleación es la formación de grietas en la superficie inducidas por la corrosión y el resultado de la reducción en el espesor efectivo en las probetas ensayadas.

R. Vera, R. Schrebler, G. Layana, F. Orellana y A. Olguín [22], realizaron un estudio de la corrosión por picaduras del aluminio y de la aleación Al-6201 en soluciones de NaCl, donde sabiendo las excelentes propiedades anticorrosivas en diversos medios del aluminio y sus aleaciones se encontró que la aleación comercial Al-6201 presentaban picaduras profundas y roturas, por lo cual evaluaron la corrosión por picadura por la aleación utilizando diferentes concentraciones de la solución NaCl, determinando los potenciales de corrosión (E_c), de repasivación (E_r) y de picado (E_p), mediante el empleo de curvas de polarización potenciodinámicas y técnica de raspado, determinando la morfología del ataque por medio de microscopia electrónica de barrido. Concluyendo que los comportamientos tanto en el aluminio como en la aleación Al-6201 presentan comportamientos muy parecidos y observando también que el aumento en la concentración de cloruro conlleva a una disminución en los potenciales de corrosión de picaduras y de repasivación de ambos materiales.

R. J. Romero, Soleil Herrera Esparza, Diana Hernández García, Erik I Castañeda Robles, Sotsil Silva Sotelo, W. Rivera [23], realizaron una evaluación de la corrosión en aluminio expuesto a un fluido usado en bombas de calor avanzadas y convencionales, el aluminio al 99.9% fue atacado por una solución acuosa de bromuro de litio, se evaluaron las

concentraciones de solución de 51.28% y 48.33%, calcularon la evaluación de la corrosión para una temperatura constante de 40°C a partir de las técnicas de potencial libre de corrosión (Ecorr) y curvas de polarización potencio dinámicas, observando que el electrodo utilizado de aluminio al 99.9 % que fue expuesto a soluciones acuosas de bromuro de litio, resulto afectado con corrosión localizada, la velocidad de corrosión en este material a temperatura de 40 °C fue de 0.0076 mm/año, para soluciones al 48.33 % en peso. La corrosión en aluminio con soluciones acuosas de bromuro de litio a 51.28 % es de 0.048 mm por año.

Shengwei Yuan, Liang Chen, Jianwei Tang, Guoqun Zhao, Cunsheng Zhang & Junquan Yu [24] , realizaron la correlación entre tratamiento de homogenización y subsecuente extrusión en caliente para aleación de Aluminio Al-Mg-Si, teniendo en cuenta que el tratamiento de homogenización fue realizado a varias temperaturas y tiempos de sostenimiento (520°C por 8 horas, 570°C por 8 horas y 570°C por 14 horas), realizando experimentos subsecuentes de extrusión en caliente con la finalidad de clarificar la correlación entre las condiciones de homogenización y microestructura extruida. Observando que, con el incremento en la temperatura de homogenización o tiempo, los granos extruidos llegan a ser más gruesos y la cantidad de partículas intermetálicas continuamente disminuye. Fue común encontrar que durante la extrusión en caliente la fase Mg₂Si presentaba una reprecipitación. Los lingotes homogenizados exhibieron un alta dureza y mejores propiedades eléctricas que aquellos lingotes sin homogenizar, mientras que la dureza disminuyó y la conductividad eléctrica mejoro después de la extrusión. La resistencia última y la deformación de las aleaciones extruidas se incrementaron con el aumento de la temperatura de homogenización o tiempo de sostenimiento, teniendo en cuenta que si la homogenización es realizada a altas temperaturas y durante largos periodos de tiempo la resistencia ultima de la extrusión decae considerablemente. Al material en estudio se le realizaron ensayos de tensión en donde la superficie de fractura fue observada bajo SEM, en donde se encontraron micro vacíos indicando modo de fractura intergranular y buena ductilidad, donde la aleación sin homogenización mostró pocos puntos de microvacíos y zonas planas, lo cual es coherente con la baja capacidad de elongación de esta.

Alan P. Druschitz y John Griffin [25] , en su investigación sobre aleaciones de aluminio fundidas avanzadas, en donde se especifica que una aleación fundida permite obtener piezas de geometría complejas en moldes de arena seca, adicional a ello, bajo un tratamiento térmico estas aleaciones pueden llegar a tener propiedades mecánicas casi cercanas a una aleación forjada, como es el caso de la aleación 2519, debido a ello la investigación se centró en mejorar la aleación de Al-Cu, buscando que tanto las propiedades mecánicas y eléctrica se equiparen o excedan la aleación forjada. A la micro aleación de cobre se le realizaron experimentaciones con la finalidad de verificar la influencia de siete elementos químicos aleantes (Cu, Ag, Cr, Mg, Mn, V, Zr), dos variantes de esta aleación fueron desarrolladas, alta tenacidad y resistencia; la variante de alta tenacidad fue obtenida reduciendo el contenido de Cu menor de 5.60 wt% y eliminado la adición de Ag. Para la variante de alta resistencia el contenido de Cu debe ser alto y estar por encima de 0.40 wt% y la adición de Ag fue necesaria.

Sergio Valadez, Adrianni Zanatta, Said Robles Y Socorro Valdez [26] , realizaron el análisis microestructural de una aleación Al-Mg-Si-Zn, esta aleación fue desarrollada con la finalidad de encontrar propiedades de carácter estructural adecuadas, buscando así los

investigadores correlacionar la microestructura con el tratamiento térmico, esta aleación presenta precipitados tanto en la matriz α Al y los límites de grano los cuales permiten correlacionar la dureza y la resistencia mecánica. Para el análisis de la microestructura se tuvo en cuenta la condición de colada y la condición después del tratamiento térmico por envejecimiento (450°C durante tres horas homogeneización, seguido de envejecimiento artificial a 160°C por una hora). Obteniendo resultados en donde se indica la presencia de dendritas α Al, además de un eutéctico binario y partículas Mg_7Zn_3 dentro de las regiones interdendríticas, verificando que tanto el eutéctico y las partículas fueron modificadas por el envejecimiento. La microestructura observada en la condición de colada consiste en dendritas α -Al, en las regiones interdendríticas se observó la presencia de eutéctico y partículas esféricas, el eutéctico siguió el contorno de los brazos de las dendritas, adicional a ello presentando una morfología de plaqueta mostrando la presencia de hileras de partículas esféricas. En la condición de envejecimientos se presentó que este eutéctico tomó la morfología de partículas esféricas blancas, incrementando su número las cuales seguían el contorno de los brazos dendríticos secundarios. Difracción de rayos X fue adelantada con el fin de verificar las fases presentes en las muestras con y sin tratamiento térmico, en donde los picos principales corresponden a solución sólida α -Al, destacando así que en las condiciones de envejecimiento se tuvo intensidades mayores, lo que indica desde un punto de vista cualitativo la precipitación o crecimiento de partículas después del tratamiento térmico de envejecimiento.

Yu-Mi Kim, Se-Weon Choi, Young-Chan Kim, Chang-Seok Kang y Sung-Kil Hong [27], analizaron la influencia de precipitación de segunda fase en el cambio de la difusividad térmica de aleaciones de aluminio Al-Mg₂Si, se investigó el comportamiento de la fase Mg₂Si, con varios contenidos de Mg₂Si y diferentes condiciones de tratamiento de envejecimiento (tratamiento de solución sólida 80°C – envejecimiento 180° a 240°C por 5 horas). La difusividad térmica de la aleación de aluminio Al-Mg₂Si, fue afectada por la precipitación de la fase Mg₂Si. La difusividad térmica de la aleación incrementa con la temperatura cuando la precipitación de la fase β metaestable fue incompleta, sin embargo, a la misma temperatura las muestras en las cuales la precipitación fue completa no se presentó ningún incremento en la difusividad térmica, en los casos en que la difusividad térmica disminuyó se encuentra cuando la fase metaestable Mg₂Si, es disuelta en la matriz.

D. Scott MacKenzie [28], realizó un resumen de las aplicaciones del aluminio tratado térmicamente en el sector aeroespacial, especificando que en la mayoría de las aleaciones de aluminio de aplicación aeroespacial son envejecidas artificialmente, destacando que la secuencia de precipitación ocurre por la agrupación de vacancias, formación de zonas de Guinier-Preston, que incluyen nucleación de precipitados coherentes, precipitación de precipitados incoherentes. En general, el incremento en la resistencia a la fluencia que ocurre durante el envejecimiento artificial incrementa más rápido que el esfuerzo a tensión último, lo que se traduce en una disminución de la ductilidad y la tenacidad, por otro lado, se considera el sobre-envejecimiento que disminuye la resistencia a tensión e incrementa la resistencia de la formación de grietas bajo un ambiente corrosivo y sometido a cargas. En algunas curvas de endurecimiento por precipitación de aleaciones de aluminio demuestran la evidencia la reversión en las zonas GP, identificadas por la disminución en la dureza, lo anterior causado por la destrucción de las pequeñas zonas GP que están por debajo del tamaño crítico.

Locales

Sánchez león Lina mercedes, Oyuela Moreno Sandra Eyiced [29] de la Universidad Nacional de Colombia Sede Manizales, realizaron un estudio de las variables de proceso para el envejecimiento térmico de rines elaborados por la empresa Madeal S.A. a partir de la aleación Aluminio Silicio al 7% (Al Si 7), se realizaron pruebas fisicoquímicas que permiten evaluar la incidencia de las variables de proceso tales como prueba de tensión, dureza, impacto, estudio de la composición química, pruebas de resistencia a la corrosión por solventes a través de cámara salina. En este estudio se llegó a las siguientes conclusiones: el tratamiento indicado para el rin XL7 a una temperatura de 250°C y por un tiempo de 30 minutos los cuales generaron valores de resistencias mecánica y comportamiento de las pinturas dentro de las especificaciones dadas, lo que les permitió trabajar a una temperatura de horneado de pintura mayor a la que está establecida. La evaluación de propiedades como elongación, punto de cedencia y resistencia última deben realizarse de forma integral, ya que una sola prueba no indica el nivel de envejecimiento del rin y es necesario complementarse con pruebas de impacto y análisis metalográfico.

C. Bohórquez A, M. Sierra C, J. Lemus [30], realizaron un estudio de la influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en las propiedades mecánicas de los aluminios 6061 T6 y 6063 T5, los cuales se trataron térmicamente a 120°C, 150°C y 180°C durante 8, 12, 24, 48 y 72 horas con un posterior temple en agua. Se realizó un diseño experimental para establecer el número de probetas necesarias que permitieran analizar el fenómeno; posteriormente, se desarrollaron pruebas de tensión y de forma que se pudiese verificar el cambio de propiedades sufrido durante el tratamiento térmico. Los resultados se presentan en gráficas de comportamiento que muestran la influencia del tiempo y la temperatura en las propiedades mecánicas de los aluminios seleccionados. Los resultados muestran que el tratamiento térmico de envejecimiento en aleaciones de aluminio afecta de manera significativa las propiedades del material, después de las pruebas realizadas se encontró que para el aluminio 6061 T6 el mejor resultado se encuentra a 180°C y 18 horas, y para el aluminio 6063 T5 a 180°C y 12 horas. El cambio en las propiedades de resistencia a la tensión en los aluminios seleccionados para este estudio está acorde a la teoría, la precipitación y la disolución de compuestos de silicio afecta directamente las propiedades del material, y para cada tipo de aleación este pico se presenta en diferentes tiempos, pero a la misma temperatura 180°C.

2.Desarrollo experimental

2.1 Materiales de partida

El material empleado para este proyecto fue donado por una empresa del sector aeronáutico, este material fue entregado en bloques, los materiales suministrados eran las aleaciones de aluminio Al-Mg-Si, Al-Si y Al-Cu-Si, estos materiales no contaban con los certificados de composición química ni colada, los fabricantes del material eran nacionales, por lo cual, se intentó contactarlos para saber si había la posibilidad de obtener dichos certificados y tener la certeza de que se trabajaría con los materiales designados, al no obtener respuesta positiva alguna, se procedió a realizar una caracterización del material por composición química, para adelantar este ensayo se utilizó un espectrómetro de chispa UV-VIS marca BAIRD-DV4, el ensayo se realizó en los bloques de material en estado de suministro.

En la Tabla 2-1 se relaciona la composición química del aluminio 6070, en la Tabla 2-2 se relacionan los componentes del aluminio 2024 y en la Tabla 2-3 se relacionan los componentes del aluminio 6061. Con las composiciones químicas de los materiales se comprobó a través de comparaciones con bibliografía que exactamente no se trataba de los materiales designados en el estado de suministro, por lo cual, se tomó la designación Al-Si, Al-Cu-Si y Al-Mg-Si.

Number of burns : 3					
Element	Average	S.D.	R.S.D.	Minimum	Maximum
Al (%)	94.754	0.6118	0.6	94.353	95.458
Si (%)	2.357	0.2114	9.0	2.114	2.496
Fe (%)	0.980	0.0555	5.7	0.916	1.016
Cu (%)	0.229	0.0710	31.0	0.147	0.276
Mn (%)	0.637	0.1286	20.2	0.491	0.732
Mg (%)	0.723	0.0921	12.7	0.617	0.777
Ni (%)	0.009	0.0048	52.4	0.006	0.015
Zn (%)	0.183	0.0271	14.8	0.152	0.201
Sn (%)	0.026	0.0225	86.0	0.000	0.042
Ti (%)	0.029	0.0006	2.0	0.028	0.029
Pb (%)	0.023	0.0029	12.5	0.021	0.027
Cr (%)	0.030	0.0008	2.8	0.029	0.030
V (%)	0.011	0.0036	33.4	0.007	0.013
Co (%)	0.008	0.0099	130.8	0.000	0.015

Tabla 2-1. Composición química Al-Si

Element	Average	S.D.	R.S.D.	Minimum	Maximum
Al (%)	89.105	0.6058	0.7	88.407	89.497
Si (%)	1.529	0.0462	3.0	1.500	1.583
Fe (%)	0.686	0.0062	0.9	0.679	0.691
Cu (%)	6.591	0.4457	6.8	6.285	7.102
Mn (%)	0.636	0.0358	5.6	0.608	0.677
Mg (%)	0.788	0.0349	4.4	0.761	0.828
Ni (%)	0.012	0.0010	8.5	0.011	0.013
Zn (%)	0.330	0.0185	5.6	0.318	0.351
Sn (%)	0.030	0.0056	18.7	0.026	0.037
Ti (%)	0.030	0.0010	3.3	0.029	0.031
Pb (%)	0.238	0.0131	5.5	0.227	0.253
Cr (%)	0.007	0.0001	1.0	0.007	0.007
V (%)	0.007	0.0012	16.3	0.006	0.009
Co (%)	0.010	0.0018	17.8	0.009	0.012

Tabla 2-2. Composición química Al-Cu-Si

Element	Average	S.D.	R.S.D.	Minimum	Maximum
Al (%)	96.176	0.4401	0.5	95.905	96.684
Si (%)	1.268	0.4024	31.7	0.804	1.502
Fe (%)	0.741	0.0132	1.8	0.728	0.755
Cu (%)	0.230	0.0160	7.0	0.211	0.240
Mn (%)	0.185	0.0122	6.6	0.171	0.193
Mg (%)	1.158	0.0143	1.2	1.150	1.175
Ni (%)	0.002	0.0012	48.0	0.002	0.004
Zn (%)	0.106	0.0036	3.4	0.103	0.110
Sn (%)	0.027	0.0104	38.4	0.015	0.033
Ti (%)	0.022	0.0003	1.3	0.021	0.022
Pb (%)	0.032	0.0023	7.0	0.030	0.034
Cr (%)	0.033	0.0001	0.4	0.033	0.033
V (%)	0.010	0.0019	19.7	0.007	0.011
Co (%)	0.009	0.0041	46.9	0.004	0.011

Tabla 2-3. Composición química Al-Mg-Si

2.2 Dimensionamiento de las probetas de ensayo para tenacidad de fractura.

A continuación, se presenta el dimensionamiento de las probetas para la realización del ensayo de tenacidad de fractura, primer paso para el desarrollo de la investigación. Partiendo de las aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si, Al-Si de un proveedor seleccionado, se inició con el dimensionamiento de la probeta que fue usada en los ensayos y así mismo tener una idea de cuánto material sería utilizado, ya que se tenía una restricción en la cantidad de material suministrado, para ello se siguió el siguiente procedimiento:

Es requerido que tanto el espesor de la probeta (B) y la longitud de la grieta (a) sea mayor que $2.5 (K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$, es decir que se cumpla lo establecido por la ecuación 2-1:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2$$

Ecuación 2-1

De acuerdo a los valores de K_{Ic} y esfuerzo de fluencia de la aleación Al-Mg-Si obtenidos del volumen dos del ASM Handbook [31] y la página de internet www.matweb.com [32], se tiene:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{29 \text{ Mpa}\sqrt{m}}{276 \text{ Mpa}} \right)^2 \cong 0,027601 \text{ m}$$

Con este valor obtenido cumpliendo la igualdad se toman los siguientes valores de a, B y W, así: a= 27 mm; B= 27 mm; W= 54 mm y longitud= 226 mm.

Para la aleación Al-Si no se contaba con el valor de tenacidad de fractura, por lo cual, se tomó las mismas dimensiones de la aleación Al-Mg-Si por ser de la misma familia.

Se repite el cálculo para la aleación Al-Cu-Si, tomando los valores de tenacidad y esfuerzo de fluencia según [31] y [32]:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{21 \text{ Mpa}\sqrt{m}}{345 \text{ Mpa}} \right)^2 \cong 0,009263 \text{ m}$$

Con este valor obtenido cumpliendo la igualdad se toman los siguientes valores de a, B y W, así: a= 10 mm; B= 15 mm; W= 20 mm y longitud= 80 mm.

En este punto del dimensionamiento se tenía una restricción y era la cantidad de material, ya que con el material que proporcionó la empresa no alcanzaba para fabricar las probetas de la aleación Al-Mg-Si y Al-Si, por lo cual, se decidió recalcular las dimensiones bajo el concepto de integral J ya que esta permite probetas más pequeñas y se ciñe a la cantidad de material con que se contaba para el mecanizado de las probetas.

Para evaluar los requerimientos del concepto bajo integral J se tomó como referencia los parámetros de dimensionamiento para probetas según la norma E1820 – 11, ya que en los casos en los cuales no es válido utilizar K_{Ic} es necesario utilizar algún criterio de dicha norma; en el apéndice A6, apartado A6.2.2, la norma da una restricción para el trabajo bajo integral J de acuerdo a las exigencias de tamaño, la primera condición para trabajar bajo este concepto es la siguiente, ecuación 2-2:

$$B, b_0 \geq 100 \left(\frac{J_Q}{\sigma_y} \right)$$

Ecuación 2-2

Dónde:

B = Espesor de la probeta

σ_y = Esfuerzo de fluencia del material

b_0 = distancia desde el frente de grieta original al borde final de la probeta, es decir, $b_0 = W - a_0$

$J_Q = J_{el}$, debido a que el J_{el} corresponde a la zona de comportamiento elástico, se tiene una relación directa con K_{IC} según la ecuación 2-3:

$$J_{el} = \frac{K_{IC}^2}{E'}$$

Ecuación 2-3

Donde K_i es la tenacidad del material y E' está definida por $E' = \frac{E}{(1-\nu^2)}$, E es el módulo de elasticidad del material y ν la relación de Poisson.

Con las consideraciones anteriores se procedió a verificar la condición para la aleación Al-Cu-Si, así:

$$E' = \frac{72,4 \text{ Gpa}}{(1 - 0,33^2)} = 81,247 \text{ Gpa}$$
$$J_{el} = \frac{(21 \text{ Mpa } \sqrt{m})^2}{81,247 \text{ Gpa}} = 5427,83 \text{ N/m} = J_Q$$

Lo cual, se reemplaza en;

$$B, b_0 \geq 100 \left(\frac{J_Q}{\sigma_y} \right) = 100 \left(\frac{5427,83 \text{ N/m}}{345 \text{ Mpa}} \right) = 0,001573 \text{ m} = 1,573 \text{ mm}$$

Teniendo en cuenta estos resultados y comparándolos con los obtenidos para K_{IC} , se observó que los de K_{IC} cumplen perfectamente los requerimientos dados por la integral J, se definen entonces las siguientes dimensiones:

B = 10 mm

$W = B/0,5 \rightarrow W = 20 \text{ mm}$

S = (2, 25 W) (2) = 90 mm

a_0 = entalla maquinada + grieta de fatiga, debe estar en el rango de 0,45 a 0,70 W para trabajar bajo el concepto de integral J, para el caso de estudio se tomó 0,5 W.

El procedimiento anterior se repitió para la aleación Al-Mg-Si así:

$$E' = \frac{68,96 \text{ Gpa}}{(1 - 0,33^2)} = 77,3875 \text{ Gpa}$$

$$J_{el} = \frac{(29 \text{ Mpa } \sqrt{m})^2}{77,3875 \text{ Gpa}} = 10867,4 \text{ N/m} = J_Q$$

Lo cual, se reemplaza en;

$$B, b_0 \geq 100 \left(\frac{J_Q}{\sigma_y} \right) = 100 \left(\frac{10867,4 \text{ N/m}}{276 \text{ Mpa}} \right) = 0,003937 \text{ m} = 3,937 \text{ mm}$$

Teniendo en cuenta estos resultados y comparándolos con los obtenidos para K_{IC} , se observa que los de K_{IC} cumplen perfectamente los requerimientos dados por la integral J, se definen entonces las mismas dimensiones que la aleación Al-Si:

$$B = 10 \text{ mm}$$

$$B = 0,5 W \rightarrow W = 20 \text{ mm}$$

$$S = (2,25 W) (2) = 90 \text{ mm}$$

$a_0 = \text{entalla maquinada} + \text{grieta de fatiga}$, debe estar en el rango de 0,45 a 0,70 W para trabajar bajo el concepto de integral J, para el caso de estudio se tomó 0,5 W.

En la Figura 2-1 se muestran las dimensiones generales de la probeta, la entalla puede variar en función del método de fabricación que se escoja teniendo como variable de selección el factor costo. Se tienen dos opciones para hacer la entalla: una es por electro erosión (corte por hilo), otra opción es por fresa de forma; la primera más rápida y buen acabado y costos moderados, la segunda es más barata por su fabricación, pero las superficies obtenidas no son buenas, es decir, el escariador puede perder filo y afectar la entalla, lo que impide el rápido preagrietamiento de las probetas.

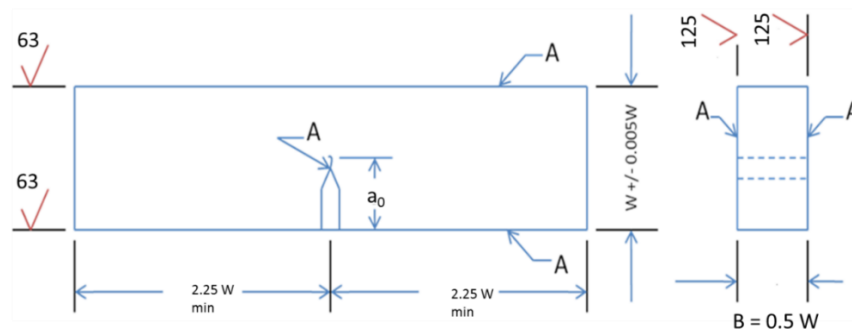


Figura 2-1. Configuración geometría y requerimientos de la probeta de flexión en tres puntos

2.3 Diseño de experimentos

Se determinó el número de repeticiones necesarias para cada tratamiento y con el número de repeticiones se obtuvo una estimación del error experimental, lo que permitió calcular de una manera más precisa la respuesta del efecto de estudio. Cuando se obtiene un valor alto de repeticiones para cada experimento el resultado será mucho mejor. Se debe conocer la desviación estándar que se utilizará para determinar el número de réplicas de cada tratamiento, en donde según estudio anterior realizado en la Universidad Nacional de Colombia, se determinó una desviación estándar de 1,91 Mpa \sqrt{m} [33], este valor fue utilizado como punto de partida para determinar el número de repeticiones, ya que no se realizó prueba piloto. Con el valor de la desviación estándar se identificó el criterio para poder encontrar el número de repeticiones requeridas para la ejecución del proyecto. Con este valor de la desviación estándar, y con base en la teoría de diseños factoriales y tamaño de muestra, que van a ser utilizados en el proyecto (Tabla 2-4), se determinó el número del tamaño de la muestra.

Factores	Niveles
Factor A (τ) Tipo de material	Material 1 (Al-Cu-Si)
	Material 2 (Al-Mg-Si)
	Material 3 (Al-Si)
Factor B (β) Temperatura de envejecimiento	Inferior
	Recomendado
	Superior
Factor C (γ) dirección del lingote	L
	T

Tabla 2-4. Variables diseño factorial

El diseño de experimentos que se utilizó en este caso es de tipo factorial con 3 factores, ya que en el desarrollo del proyecto se pretende estudiar el efecto conjunto de los factores: tipo de material, temperatura de envejecimiento y dirección del lingote, donde el diseño factorial se considera el más eficiente para este tipo de experimento.

Se proponen entonces probar hipótesis nula (H_0) y alterna (H_1), así:

- Probar hipótesis acerca de la igualdad de los efectos de los tratamientos de los tipos de materiales:

$$H_0: \tau_1 = \tau_2 = \dots = \tau_a = 0$$

$$H_1: \text{al menos una } \tau_i \neq 0$$

- Probar hipótesis acerca de la igualdad de los efectos de los tratamientos de las temperaturas de envejecimiento:

$$H_0: \beta_1 = \beta_2 = \dots = \beta_b = 0$$

$$H_1: \text{al menos una } \beta_j \neq 0$$

- Probar hipótesis acerca de la igualdad de los efectos de los tratamientos según dirección del lingote:

$$H_0: \gamma_1 = \gamma_2 = \dots = \gamma_k = 0$$

$$H_1: \text{al menos una } \gamma_k \neq 0$$

- Probar hipótesis acerca de la interacción entre los tratamientos:

$$H_0: (\tau\beta)_{ij} = (\tau\gamma)_{ik} = (\beta\gamma)_{jk} = 0 \text{ para todas las } i, j, k$$

$$H_1: \text{al menos una } (\tau\beta)_{ij}, (\tau\gamma)_{ik}, (\beta\gamma)_{jk} \neq 0$$

Para calcular el número de réplicas n , se utilizan las curvas de operación características del apéndice V del libro de Montgomery [34], donde se muestra el valor apropiado de $\Phi^2\phi^2$, como los grados de libertad del numerador y del denominador, de acuerdo a la siguiente ecuación 2-4:

$$\Phi^2 = \frac{naD^2}{2b\sigma^2}$$

Ecuación 2-4

Donde:

n = número de réplicas necesarias para el experimento.

a y b = número de variables de los factores definidos A, B y C.

σ = desviación estándar.

Se realizaron las Tabla 2-5 y Tabla 2-6, con el fin de obtener un valor de riesgo β muy pequeño, cuando se obtenga este valor de β , entonces se puede determinar el número de réplicas (n) necesarias para el experimento. El valor de D es la distancia entre el efecto máximo y mínimo entre tratamientos, se toma 2 veces la desviación estándar ($1,91 \cdot \sigma$).

Factor A (tipo de material) x Factor B (temperatura de envejecimiento)

Φ^2	Φ	n	a	b	D^2	σ^2	V1	V2	β	
4,0		2	2	3	3	14,5924	3,6481	2	9	0,58
6,0	2,449489743	3	3	3	3	14,5924	3,6481	2	18	0,22
8,0	2,828427125	4	3	3	3	14,5924	3,6481	2	27	0,06
10,0	3,16227766	5	3	3	3	14,5924	3,6481	2	36	<0,01
12,0	3,464101615	6	3	3	3	14,5924	3,6481	2	45	<0,01
14,0	3,741657387	7	3	3	3	14,5924	3,6481	2	54	<0,01

Tabla 2-5. Factor A x Factor B

Factor B (temperatura de envejecimiento) x Factor C (dirección del lingote)

Φ^2	Φ	n	a	b	D^2	σ^2	V1	V2	β
6	2,449489743	2	3	2	14,5924	3,6481	2	6	0,22
9		3	3	3	14,5924	3,6481	2	12	0,02
12	3,464101615	4	3	2	14,5924	3,6481	2	18	<0,01
15	3,872983346	5	3	2	14,5924	3,6481	2	24	<0,01
18	4,242640687	6	3	2	14,5924	3,6481	2	30	<0,01
21	4,582575695	7	3	2	14,5924	3,6481	2	36	<0,01

Tabla 2-6. Factor B x Factor C

De acuerdo a la Tabla 2-5 y Tabla 2-6, se concluye que con un número de réplicas de $n = 5$, se obtiene un riesgo β de cerca de 0,01 o una probabilidad aproximada de 99% de rechazar la hipótesis nula. Por lo cual, se decidió utilizar este número de réplicas por tratamiento.

2.4 Mecanizado de las probetas de ensayo para tenacidad de fractura.

Se contaba con tres bloques de material con base a las aleaciones nombradas en el apartado 2.1 de este documento, los cuales se designaron con la numeración de uno a tres y en la Tabla 2-7 se relacionan las dimensiones de cada material. En el anexo A se adjuntan los planos de los bloques de material.

Designación material	Ancho (mm)	Espesor (mm)	Largo (mm)
Material 1 (Al-Mg-Si)	270	58	305
Material 2 (Al-Cu-Si)	300	63	305
Material 3 (Al-Si)	305	57	427

Tabla 2-7. Designación de materiales y dimensiones material base

Con el material suministrado e identificado se procedió a realizar el corte de las probetas según las dimensiones del apartado 2.2, utilizando sierra mecánica y refrigeración adecuada.

En la Tabla 2-8 se discrimina la cantidad de probetas mecanizadas para cada uno de los materiales. Por experiencia en proyectos similares previos es necesario tener un remanente de probetas adicionales al cálculo obtenido, que para el presente proyecto se ha calculado en un 36% adicional. De acuerdo con el diseño de experimentos de tipo factorial de tres factores con tres, tres y dos niveles respectivamente para cada variable, se tendrá un total

de 18 posibles combinaciones y se requieren 5 repeticiones de las 18 combinaciones, para un total de 90 probetas, sumado el 36% adicional se deben fabricar y mecanizar 126 probetas.

Material 1					
Temperatura 1	Temperatura 2	Temperatura 3		Total 6	Como son 5 repeticiones + % Adicional
Dirección de laminado T	Dirección de laminado T	Dirección de laminado T		21 probetas para dirección de laminado T	21 probetas para dirección de laminado L
Dirección de laminado L	Dirección de laminado L	Dirección de laminado L			Total, Probetas a mecanizar material 1
					42

Material 2					
Temperatura 1	Temperatura 2	Temperatura 3		Total 6	Como son 5 repeticiones + % Adicional
Dirección de laminado T	Dirección de laminado T	Dirección de laminado T		21 probetas para dirección de laminado T	21 probetas para dirección de laminado L
Dirección de laminado L	Dirección de laminado L	Dirección de laminado L			Total, Probetas a mecanizar material 2
					42

Material 3					
Temperatura 1	Temperatura 2	Temperatura 3		Total 6	Como son 5 repeticiones + % Adicional
Dirección de laminado T	Dirección de laminado T	Dirección de laminado T		21 probetas para dirección de laminado T	21 probetas para dirección de laminado L
Dirección de laminado L	Dirección de laminado L	Dirección de laminado L			Total, Probetas a mecanizar material 3
					42

Tabla 2-8. Cantidad de probetas a fabricar por cada material

Para lograr el preagrietamiento en cada una de las probetas, fue necesario mecanizar en cada probeta la entalla, la cual se realizó por medio del proceso de corte por hilo de acuerdo con las ventajas comentadas anteriormente, donde esta brinda mayor exactitud en el terminado y esta característica a su vez permite que la grieta crezca fácilmente a través del concentrador que genera la entalla; la profundidad de la entalla realizada fue de 8 mm.

El mecanizado de las probetas se realizó utilizando el proceso de fresado frontal, debido a que el corte inicial de las probetas fue realizado por medio de sierra mecánica y se utilizaron sobremedidas de 3 mm para el ancho y alto de las probetas. Un ejemplo de una probeta finalizada se muestra en la Figura 2-2.

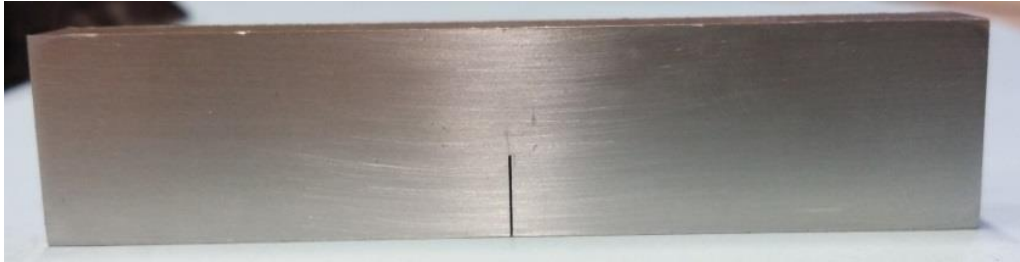


Figura 2-2. Probeta mecanizada con entalla

2.5 Designación de las probetas para el análisis de tenacidad

Las probetas que fueron cortadas y mecanizadas, según las indicaciones en el apartado anterior, para tener mayor control en el tratamiento térmico y análisis de tenacidad, fueron marcadas de acuerdo con la Tabla 2-9. En donde las designaciones de D1, D2, D3, D4, D5 y D6 corresponden al corte de las probetas respecto a la dirección de laminado.

Material	Numeración
Al – Si (D4)	1 a 23
Al – Si (D3)	24 a 51
Al – Mg – Si (D1)	52 a 76
Al – Mg – Si (D2)	77 a 101
Al – Cu – Si (D5)	102 a 129
Al – Cu – Si (D6)	130 a 158

Tabla 2-9. Numeración de probetas para cada material de acuerdo con la dirección del lingote

En la Figura 2-3 se esquematiza los cortes realizados para obtener las probetas respecto a la dirección del lingote, partiendo de los bloques de suministro.

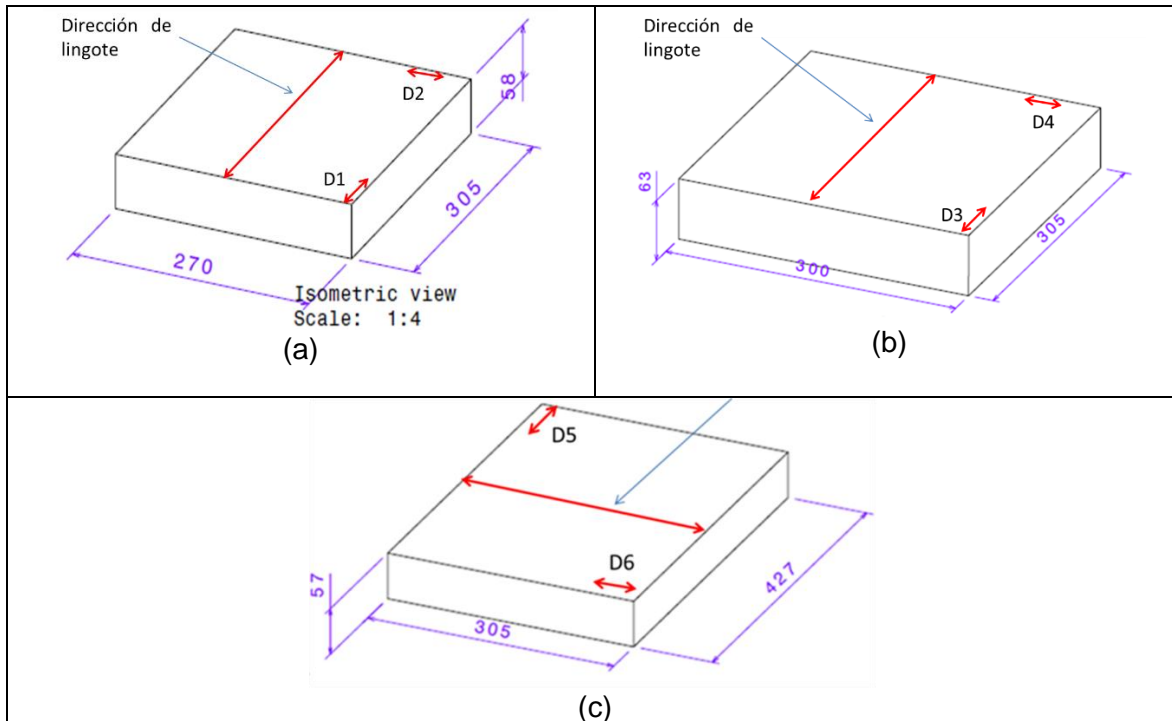


Figura 2-3. Corte de probetas respecto a la dirección del lingote (a) Al-Mg-Si, (b) Al-Si, (c) Al-Cu-Si, unidades en milímetros

2.6 Tratamientos térmicos de las probetas

Para realizar los tratamientos térmicos de envejecimiento a los materiales de análisis, se realizó la revisión de varias fuentes bibliográficas, que brindan una base inicial en la definición de las temperaturas adecuadas para la etapa de disolución y envejecimiento, así como tiempos de permanencia en cada una de estas etapas, por lo cual, se proponen los siguientes (Tabla 2-10):

Material	Temperatura de solución N3	Temple N2	Criterios de permanencia	Temperaturas de envejecimiento N1			Tiempo de envejecimiento
				T 1	T 2	T 3	
Al-Si	545 ° C	Temple en agua(1min)	ASM [35]	150 ° C	160 ° C	170 ° C	18 horas
Al-Mg-Si	530 ° C		ASM [35] / Boeing [36]	167 ° C	177 ° C	187 ° C	18 horas
Al-Cu-Si	493 ° C		ASM [35]	181 ° C	191 ° C	201 ° C	12 horas

Tabla 2-10. Definición de tratamientos térmicos

N1: De acuerdo con las referencias citadas en la tabla anterior se tomó como temperatura base para cada uno de los materiales, las siguientes: Al-Si (160°C), Al-Mg-Si (177°C), Al-Cu-Si (191°C), a partir de ellas se tomó 10°C por encima y 10°C por debajo, para definir las temperaturas de envejecimiento.

N2: El temple en agua se realizará por un minuto teniendo presente agitarlo constantemente por el tiempo estipulado.

N3: la temperatura de permanencia de solución fue de dos (2) horas para todos los materiales.

Algunas notas adicionales para tener en cuenta en el desarrollo de los tratamientos térmicos:

- El tiempo máximo permitido desde que se sacan las probetas de horno hasta el medio de enfriamiento debe ser de 15 segundos [36].
- Según norma para enfriamiento por inmersión, la probeta debe ser sumergida en agua así: dos minutos por pulgada de la sección más delgada, en el caso de estudio 10 mm (0.3937 in), con lo que se obtiene que la probeta debe ser sumergida en agua por 1 minuto aproximadamente [36].

ESPACIO DEJADO EN BLANCO INTENCIONALMENTE

En la Figura 2-4 se observa el proceso adelantado para los tratamientos térmicos.



Inicialmente se realizó un precalentamiento del horno hasta llegar a la temperatura seleccionada. Posteriormente, se colocaron las probetas por dirección de laminado y material.



Cumplido el tiempo de disolución, se procede a realizar el temple de las probetas en agua durante un minuto.



Se procede a realizar el envejecimiento a las temperaturas seleccionadas y tiempos predeterminados.

Figura 2-4. Paso a paso realización tratamientos térmicos

2.7 Pre-agrietamiento de probetas por fatiga a flexión.

Luego de realizado los tratamientos térmicos, las probetas quedaron listas para ejecutar el pre-agrietamiento por fatiga a flexión, pero antes de ello era necesario lijar una de las caras de la probeta para poder observar con facilidad y con la ayuda de una lupa la grieta que va creciendo a partir de la entalla mecanizada. El proceso de lijado se realizó utilizando lijas de grado 280, 600, 1000 y 1200.

Terminado el lijado, se procedió a realizar una marca en la probeta que permitió saber el tamaño mínimo y máximo que debe tener la grieta para validar el ensayo. De acuerdo a la norma ASTM E 399 [3] la grieta se debe encontrar entre $0,45 W$ y $0,55 W$, estos límites fueron marcados en las probetas para tener un control en el crecimiento de grieta (Figura 2-5).

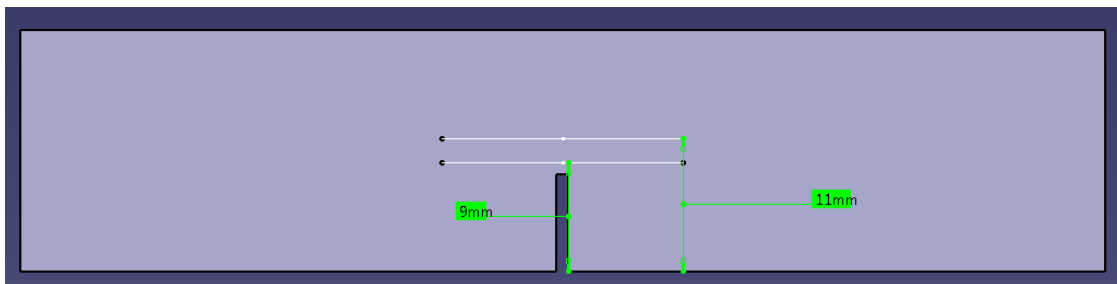


Figura 2-5. Límite inferior y superior del crecimiento de grieta

Para realizar el pre-agrietamiento de fatiga se utilizó la maquina BALDWIN modelo SF-10-U (Figura 2-6). Según Rivera Flórez [37], en su tesis de grado describe la máquina Baldwin así:

“la máquina de ensayos a la fatiga BALDWIN SF-10-U está diseñada para el ensayo de elementos de máquinas, componentes estructurales y en general materiales sujetos a esfuerzos de tensión, compresión, flexión, torsión o esfuerzos combinados. Forma parte del grupo de máquinas de ensayos a la fatiga que producen su carga constante repetida a través de un oscilador mecánico, que básicamente es una masa montada excéntricamente conducida por medio de acoples flexibles por un motor sincrónico.”

La máquina se usa para generar la grieta a partir de la entalla mecanizada en la probeta, por medio de la aplicación de una carga dinámica progresivamente creciente que simula ciclos de fatiga necesarios para generar un crecimiento inestable de la grieta, este pre-crecimiento de grieta en la raíz de la entalla se debe encontrar entre $0,45w$ y $0,55w$ para K_{Ic} y $0,45w$ y $0,70w$ para integral J. En la Figura 2-8 se muestra el montaje de la probeta.



Figura 2-6. Máquina BALDWIN modelo SF-10-U

Un parámetro importante en la configuración del ensayo fue encontrar la carga dinámica y estática para cada uno de los materiales, este procedimiento se describe a continuación:

2.7.1 Configuración carga estática y dinámica para preagrietamiento de probetas

Para determinar la carga P (Figura 2-7) que hay que aplicar a la probeta para adelantar el ensayo de fatiga se utilizó la siguiente ecuación 2-5 [3]:

$$K_I = \frac{PL}{Bw^{3/2}} \left[2,9 \left(\frac{a}{w} \right)^{1/2} - 4,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{3/2} + 21,8 \left(\frac{a}{w} \right)^{5/2} - 37,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{7/2} + 38,7 \left(\frac{a}{w} \right)^{9/2} \right]$$

Ecuación 2-5

Dónde:

- P es la carga aplicada.
- L es la distancia entre los apoyos de los extremos (85 mm).
- a tamaño de grieta de fatiga (incluida la entalla).
- w es el alto de la probeta.

Como estos valores ya están definidos, se procede a realizar el despeje de P de la ecuación;

$$P = \frac{K_I B w^{3/2}}{L} \left[2,9 \left(\frac{a}{w} \right)^{1/2} - 4,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{3/2} + 21,8 \left(\frac{a}{w} \right)^{5/2} - 37,6 \left(\frac{a}{w} \right)^{7/2} + 38,7 \left(\frac{a}{w} \right)^{9/2} \right]^{(-1)}$$

Antes de reemplazar los valores, se debe tener en cuenta, que según la norma E399-12e3, durante la etapa inicial del ensayo, la carga de fatiga debe ser tal que el factor de intensidad de esfuerzos no exceda el 80 % del valor estimado de K_{Ic} del material. Es decir, para el

cálculo se utilizó $K_I = 0,8 (21) [MPa \sqrt{m}]$ y $a = 10 \text{ mm}$ para el material Al-Cu-Si, $K_{II,III} = 0,8 (29) [MPa \sqrt{m}]$ y $a = 10 \text{ mm}$, para el material Al-Mg-Si y Al-Si, valores de tenacidad para los materiales tomados de [32].

$$P_I = \frac{(0,8 * 21 \text{Mpa.m}^{1/2})(10\text{mm})(0,02\text{m})^{3/2}}{85\text{mm} \left[2,9 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{1/2} - 4,6 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{3/2} + 21,8 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{5/2} - 37,6 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{7/2} + 38,7 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{9/2} \right]} = 2097,75 \text{N} = 213,97 \text{Kg}$$

Este valor de P se debe dividir de la siguiente manera; 70 % de carga estática y 30 % de carga dinámica, tomando como referencia experiencias en trabajos anteriores [33] quedando la distribución; carga estática 149.8 kg-f, carga dinámica 64.2 kg-f.

$$P_{II,III} = \frac{(0,8 * 29 \text{Mpa.m}^{1/2})(10\text{mm})(0,02\text{m})^{3/2}}{85\text{mm} \left[2,9 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{1/2} - 4,6 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{3/2} + 21,8 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{5/2} - 37,6 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{7/2} + 38,7 \left(\frac{10\text{mm}}{20\text{mm}} \right)^{9/2} \right]} = 2896,89 \text{N} = 295,483 \text{Kg}$$

Para estas cargas la distribución queda así: carga estática 207,2 kg-f y carga dinámica 88,8 kg-f.

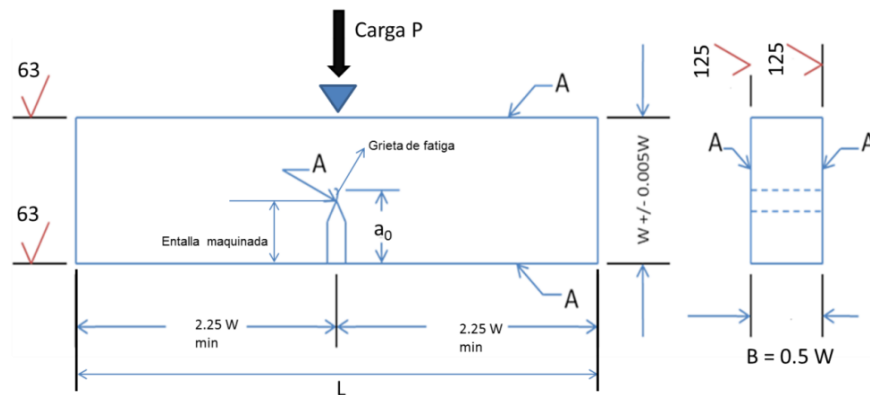


Figura 2-7. Aplicación carga P sobre probeta estandarizada

En el cálculo anterior de las cargas no se había tenido en cuenta que de acuerdo con la norma E399-12e3, se debía evitar que la carga máxima aplicada superara el 60% de la tenacidad de fractura esperada, es decir, el 60% de las tenacidades tomadas de referencias, por lo cual, la primera probeta se fracturó a pocos ciclos de haber iniciado la prueba, después de ello fueron bajadas las cargas con el propósito de cumplir dicho requerimiento.

Un punto importante al momento de realizar la prueba fue cerciorarse que la entalla quedara alineada con el punzón superior garantizando fácilmente la nucleación y crecimiento de grieta (Figura 2-8), así mismo lateralmente fue necesario verificar la ubicación de la probeta a una distancia equidistante del punzón superior (Figura 2-9).



Figura 2-8. Montaje de la probeta para pre-agrietamiento por fatiga

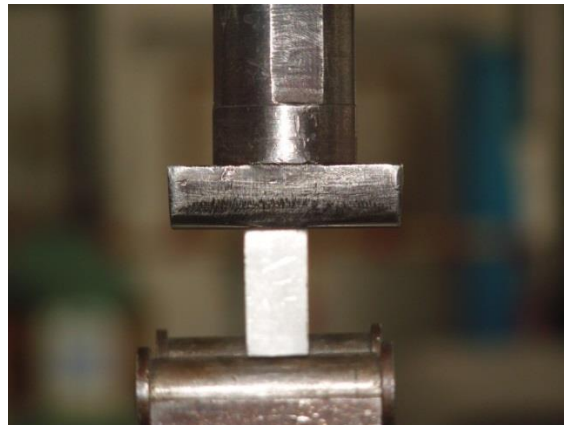


Figura 2-9. Vista lateral montaje probeta

Con el propósito de detectar el inicio de la grieta y monitorear su crecimiento, fue útil el uso de una luz led y una lupa de 10 aumentos (10X), como se aprecia en la Figura 2-10. En los casos de los materiales que contaban con una alta tenacidad como el Al-Si y Al-Mg-Si, observar la nucleación y crecimiento de la grieta fue fácil, ya que en las probetas de este material se detuvo el crecimiento de la grieta aproximadamente en la mitad del intervalo dado por la norma, aproximadamente 10 mm. Al contrario, con referencia al Al-Cu-Si como es de una tenacidad baja (más frágil) este proceso de monitoreo de la grieta fue complicado, donde en algunos casos, el crecimiento de la grieta no alcanzó ni el límite inferior. Por lo anterior fue necesario realizar un ciclaje adicional hasta que alcanzará por lo menos este

límite; en este material en todas las probetas se realizó el crecimiento de grieta hasta el límite inferior (9 mm).



Figura 2-10. Monitoreo del crecimiento de grieta

Después de realizado el preagrietamiento de cada una de las probetas, se procedió a realizar el ensayo por flexión en tres puntos en la máquina universal de ensayos Shimadzu UH-500Kn, Figura 2-11.



Figura 2-11. Montaje flexión en tres puntos, máquina universal de ensayos

No sin antes verificar que el tamaño de grieta estuviera dentro de los límites ya establecidos para que el ensayo fuera válido, se tomaron fotos con ayuda del estereoscopio a 6X y 20X, según la Figura 2-12. Las fotografías de todas las probetas se encuentran en el anexo C.

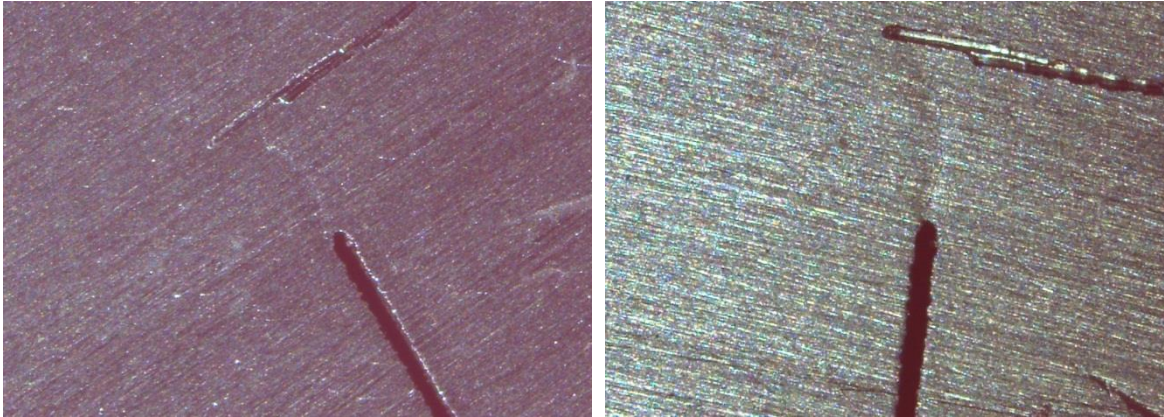


Figura 2-12. Fotos estereoscopio para verificar tamaño de grieta según normatividad ASTM E 399-12

Los apoyos fueron colocados a una distancia de 80 mm. Al igual que en el pre-agrietamiento por fatiga se debió verificar que el punzón superior quedará centrado con la entalla y se aplicará una carga progresiva hasta producir su fractura, Figura 2-13.

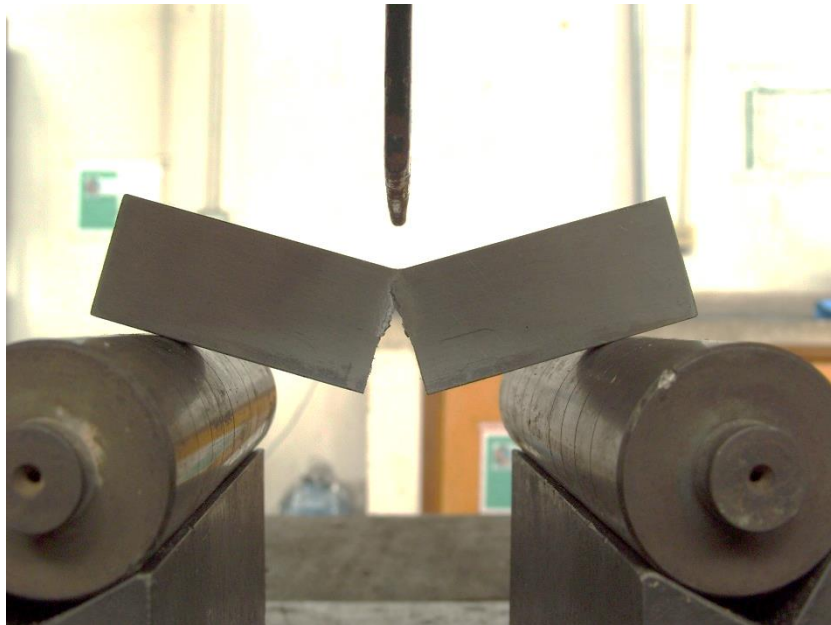


Figura 2-13. Flexión probeta después de ensayo de flexión

Del ensayo de flexión se obtuvo la gráfica de carga Vs. desplazamiento, con el propósito de obtener el área bajo la curva tanto en la zona elástica como la total; para facilitar los cálculos la máquina universal de ensayos se configuró de tal manera que arrojará los siguientes datos: carga máxima, esfuerzo máximo, energía total y energía hasta el punto

máximo de carga. Con las dimensiones de las probetas y las áreas bajo la curva establecidas fue posible obtener los valores de J elástico y J plástico.

2.8 Caracterización de las probetas ensayadas y del material

Como parte de la caracterización, inicialmente se realizó un análisis a la superficie de fractura obtenida durante preagrietamiento y flexión, así como al material. Para el análisis de la superficie de fractura se realizó una visualización de esta en el estereoscopio, posterior a ello un análisis en SEM, con el propósito de encontrar características de la topografía de la superficie de fractura y asociarlas con algún tipo de fractura ya conocido. Respecto al material se realizaron técnicas de caracterización como composición química, dureza y metalografía. Las probetas escogidas para la caracterización fueron aquellas cuyo valor de la tenacidad fue más cercana al promedio del grupo de ensayo.

2.8.1 Selección de probetas para realizar ensayos de caracterización

Para cada dirección dentro del lingote y temperatura de envejecimiento se ensayaron 5 probetas, valor obtenido del diseño de experimentos, por lo cual, se procedió a seleccionar una probeta para continuar con los análisis de estereoscopia y SEM, así como metalografía, dureza, difracción de rayos X y corrosión.

Esta selección se realizó trazando una línea de tendencia lineal de los datos de tenacidad obtenidos analizados bajo el área bajo la curva hasta el punto máximo, en donde se tomó aquella probeta que se encontrará más cercana a la línea de tendencia definida, en la Figura 2-14 para una temperatura de 181 °C los puntos azules corresponden a los valores; estos se organizan de menor a mayor, la línea negra representa la línea de tendencia, para este caso la probeta seleccionada fue D6132 ya que se encontraba sobre esta línea de tendencia, este procedimiento fue seguido con las demás probetas, en el anexo F se especifica la selección de las probetas para cada dirección así como temperatura de envejecimiento, en la Tabla 2-11 se muestra el compendio de las probetas seleccionadas.

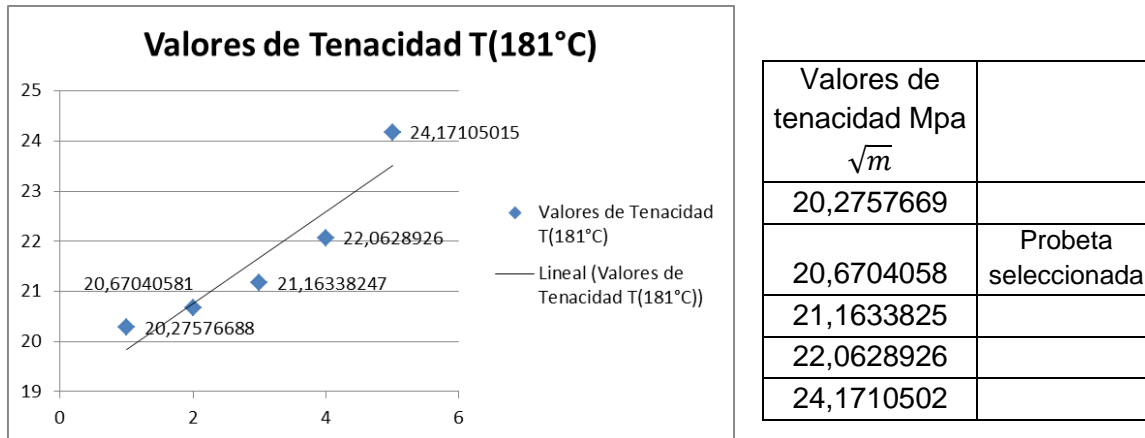


Figura 2-14. Ejemplo de selección de probetas para análisis de estereoscopia, SEM, metalografía, dureza, difracción de rayos X y corrosión

De acuerdo con el análisis de normalidad realizado a los materiales según la dirección dentro del lingote, a continuación, se muestran las probetas seleccionadas para análisis de fractografía, dureza, metalografía, corrosión y difracción de rayos X.

TemperaturaMaterial	Al-Mg-Si		Al-Si		Al-Cu-Si	
T1	D1 (Probeta 54)	D2 (Probeta 77)	D3(Probeta 27)	D4(Probeta 5)	D5(Probeta 103)	D6(Probeta 132)
T2	D1 (Probeta 64)	D2 (Probeta 86)	D3 (Probeta 37)	D4(Probeta 10)	D5(Probeta 115)	D6(Probeta 140)
T3	D1 (Probeta 68)	D2 (Probeta 95)	D3 (Probeta 47)	D4(Probeta 19)	D5(Probeta 125)	D6(Probeta 152)

Tabla 2-11. Selección de probetas para ensayos de Fractografía, dureza, metalografía, corrosión y difracción de rayos X

A cada una de las probetas ya flectadas, se le realizaron cortes como se observa en la Figura 2-15, para después proceder con las pruebas citadas en posteriores apartados. En la Tabla 2-12 se observan las especificaciones de los cortes realizados, respecto a la dimensión, la cual fue seleccionada de acuerdo con el área de inspección de cada uno de los equipos utilizados para realizar el análisis o ensayo correspondiente.

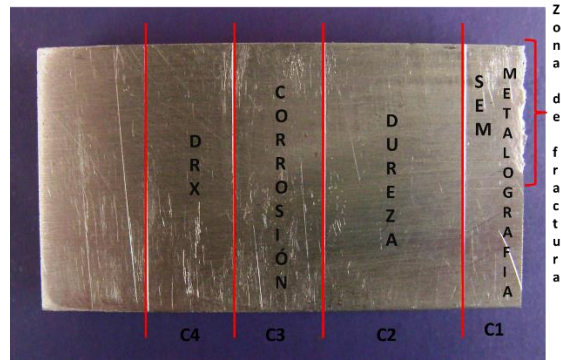


Figura 2-15. Corte probeta flexionada

Corte	Ensayo	Tamaño del corte (mm)
C1	SEM y metalografía	5 mm
C2	Dureza	10 mm
C3	Corrosión	5 mm
C4	DRX	5 mm

Tabla 2-12. Especificaciones de cortes para análisis

2.8.2 Fractografía

Inspección visual

Con la superficie de fractura obtenida se inició la identificación inicial de posibles marcas, aspecto granular o fibroso y color. A continuación con el uso del estereoscopio óptico se procedió a realizar un mapeo de fotografías de la superficie en un orden de 1 a 9 (Figura 2-16), la fotografía 1 con un aumento de 6,5X corresponde a una fotografía general de la superficie en donde fue posible identificar las tres zonas características (preagrietamiento por fatiga, zona de transición, y zona de fractura por flexión), las fotos de 2 a 4 con un aumento de 25X corresponden a él mapeo de la zona central de la superficie y finalmente las fotos de 5 a 9 con un aumento de 50X, corresponden a un barrido más detenido de la superficie de fractura, así como la zona final.

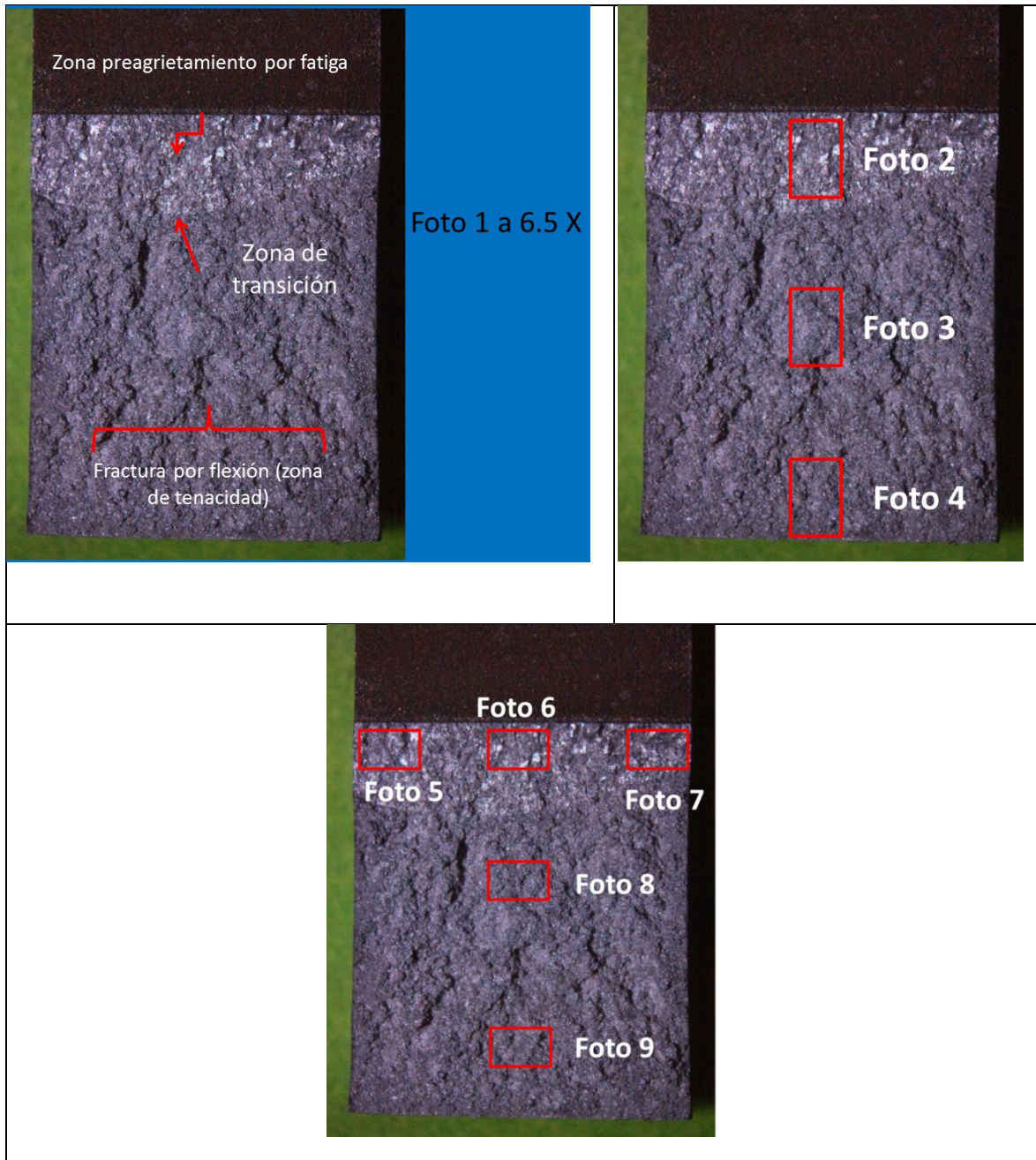


Figura 2-16. Superficie de fractura de una probeta flectada y mapeo de fotos.

Inspección superficie de fractura con microscopio electrónico de barrido SEM

En esta inspección se utilizó el microscopio electrónico de barrido (SEM), marca FEI referencia Quanta 200, Figura 2-17. Se procedió a realizar un mapeo de fotos en la zona central de la superficie de fractura, en cada una de las zonas especificadas en la Figura

2-18; se tomaron fotos a los siguientes aumentos 50X, 200X, 800X, 3000X y 6000X. En la Figura 2-19, a 6000X que corresponde a la zona de preagrietamiento en la máquina de fatiga, fue factor común encontrar estrías características de una superficie de fatiga. En la zona de fractura final que corresponde a la generada en el ensayo de flexión (zona D, E y F Figura 2-18), se observó en la probeta seleccionada una superficie de fractura constituida por marcas de clivaje, formación de microvacíos y precipitados en algunas zonas acompañado de una fractura intergranular, Figura 2-20.



Figura 2-17. Microscopio electrónico de barrido FEI Quanta 200

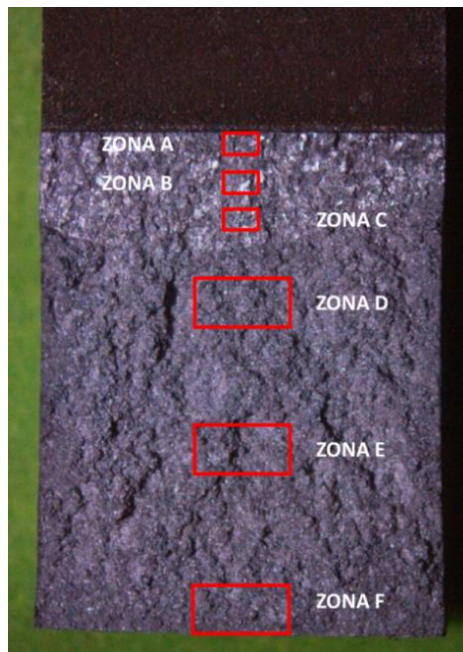


Figura 2-18. Zonas para mapeo de fotos en SEM a diferentes aumentos

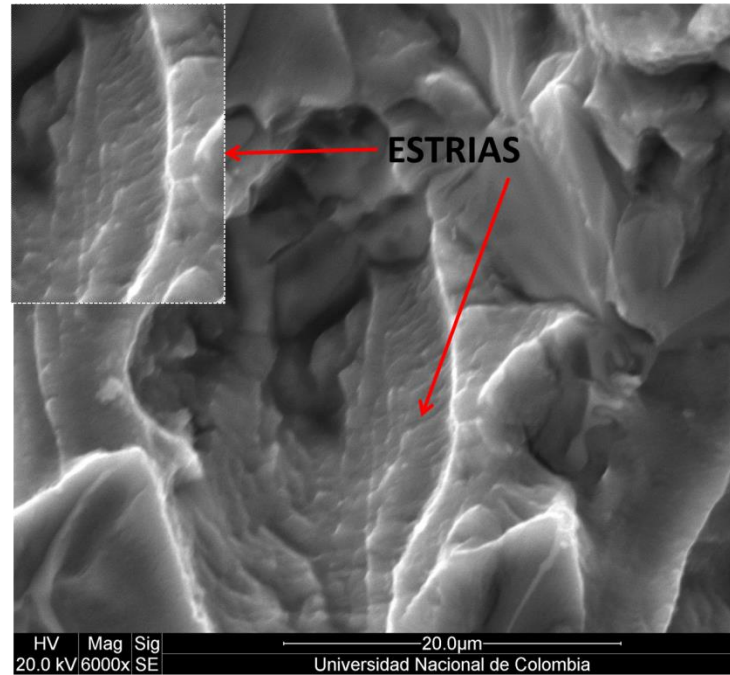


Figura 2-19. Detalle zona de preagrietamiento por fatiga, con presencia de estrías a 6000X

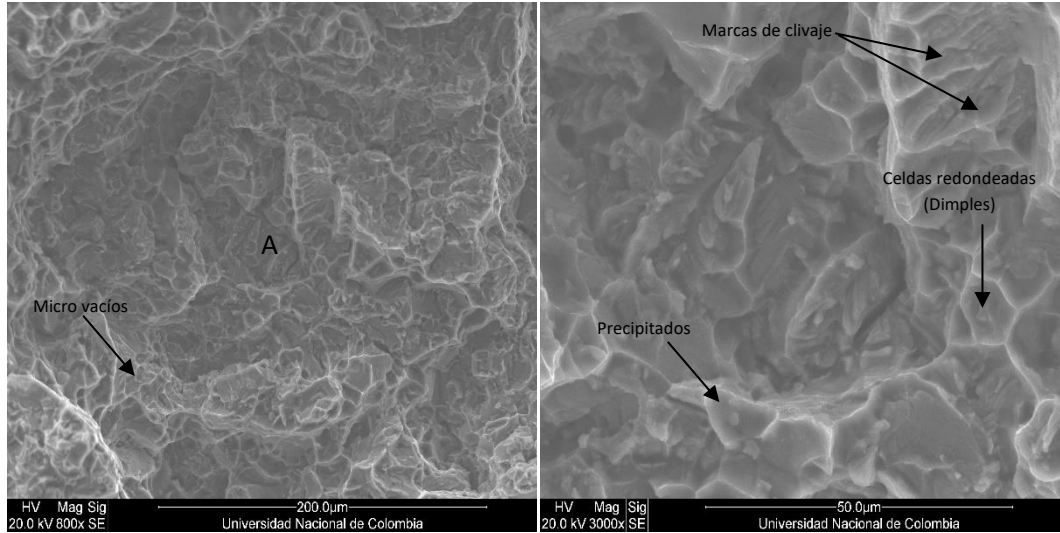


Figura 2-20. Detalle de la zona de fractura final, micro vacíos, fractura intergranular. 800X.

2.8.3 Dureza

Se tomaron durezas en la escala Rockwell B en un durómetro marca WILSON TT ROCKWELL (Figura 2-21), que de acuerdo al medio por el cual se realiza la aplicación de la carga y el control de ésta, es un durómetro de lazo abierto, es decir, se utiliza un sistema de peso muerto, por lo cual, para el ensayo adelantado se utilizó un peso de 100 Kg, seleccionado acuerdo a la escala y penetrador utilizado.

Este durómetro tiene una escala de resolución de una unidad, para realizar las tomas de durezas se procedió a realizar un corte transversal en la probeta flectada en el ensayo de flexión, sobre esta sección se procedió a realizar la indentación, tomando 5 valores de dureza de los cuales a su vez se tomó el promedio para registrar el valor final de la misma para el material ensayado.



Figura 2-21. Durómetro, escala y carga utilizados para medida de dureza

2.8.4 Metalografía

Para realizar la caracterización por metalografía se procedió a hacer un corte longitudinal sobre la superficie de fractura, Figura 2-22. Sobre la zona transversal resultante del corte se realizó el análisis de la superficie, y este procedimiento se repitió en las probetas en función de la dirección ya especificada. Luego por material se procedió a realizar el montaje

en frío para obtener una pastilla y así realizar todo el proceso de pulido hasta obtener un término especular. En la Figura 2-23 se observa la probeta con su montaje final, así como su disposición.

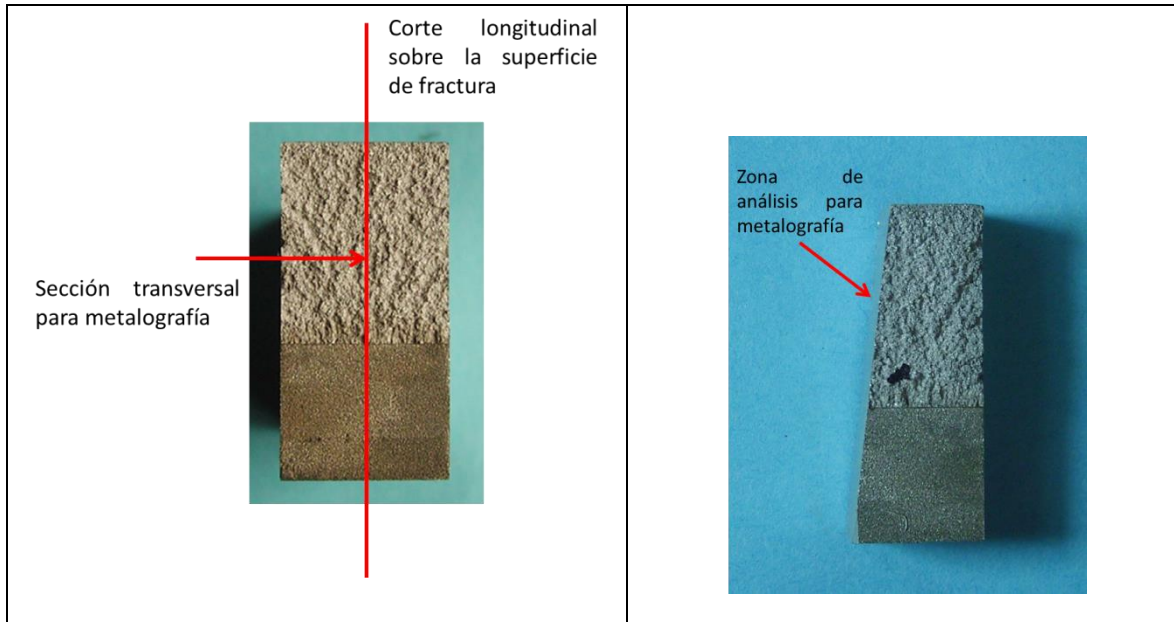


Figura 2-22. Corte longitudinal para análisis de la sección transversal

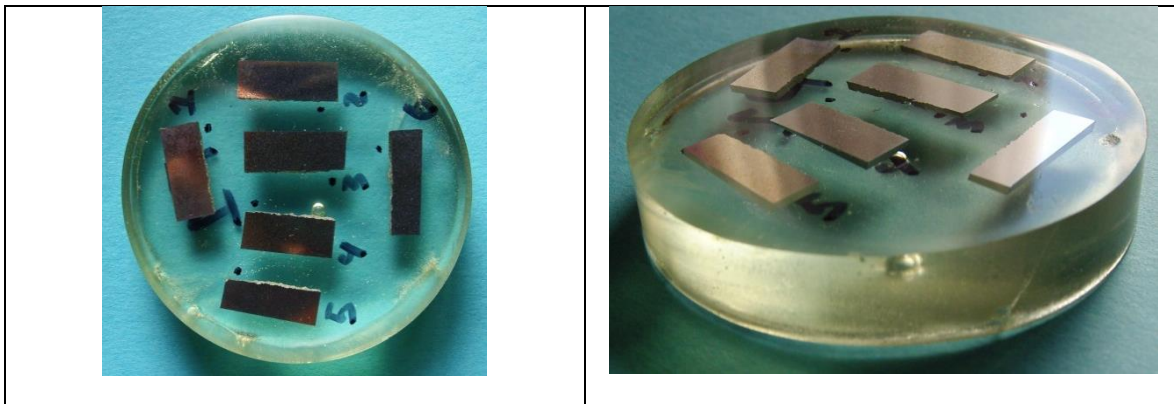


Figura 2-23. Montaje probetas para metalografía

Ya con el montaje realizado se continuó con el lijado y pulido, para el lijado se utilizó la desbastadora manual (Figura 2-24) utilizando papel de lija 240, 320, 400, 600, 1000, 1500 y 2500, tomando importancia que con la lija 1000 en adelante no se generará mucha presión sobre la pastilla ya que la dureza del material es baja y tiende a rayarse con facilidad. Terminada esta fase se continuó con el pulido utilizando alúmina (Al_2O_3) como agente de remoción, utilizando un paño de pelusa corta y velocidad de 500 rpm siempre haciendo

círculos con la pastilla en sentido contrario al giro del disco, después se procedió con la fase de pulido final en donde se utilizó como agente de remoción el óxido de magnesio (MgO), donde fue importante la velocidad, por lo cual, se utilizó 150 rpm; en este punto es recomendable mantener la pastilla en un solo lugar e ir girándola sobre su propio eje sin aplicar nada de presión solo con el peso de la pastilla (Figura 2-24).

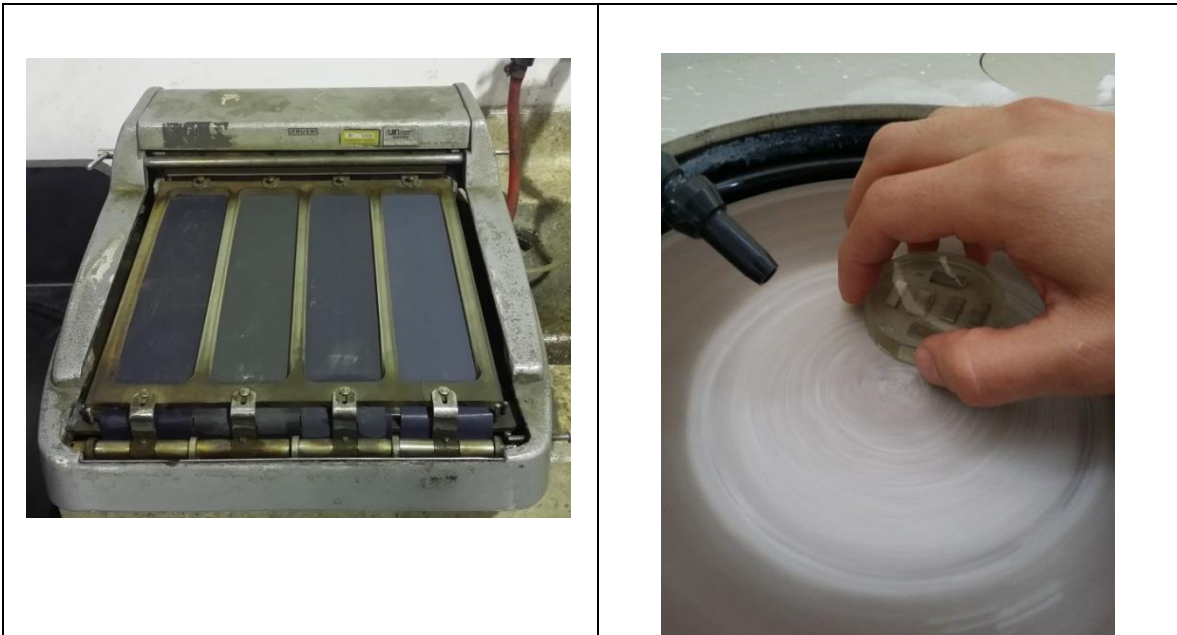


Figura 2-24. Desbaste manual y pulido final

Se realizó con la ayuda del analizador de imágenes marca leco modelo IA32 y el uso del microscopio invertido metalográfico marca leco modelo 500 la inspección de la superficie, previamente lijada, pulida y sin atacar, para verificar qué tipo de análisis sería necesario de acuerdo con lo encontrado. Después de realizada la inspección se encontró que el material tenía discontinuidades redondeadas (entre poros y micro rechupes) según Figura 2-25, por consiguiente se procedió a realizar el conteo de poros de acuerdo al porcentaje de área ocupada por los mismos a un aumento de 50X en el analizador de imágenes, de acuerdo al software utilizado el área de evaluación fue de 5,56 mm² y el promedio representa el porcentaje de área ocupado, es decir en el ejemplo 1,56 % del área son cavidades (Figura 2-26).

Adicional a lo anterior, fue necesario tomar un mapa de fotos de la trayectoria de grieta, analizando su comportamiento en función de las discontinuidades, así como los precipitados encontrados sobre toda la trayectoria, evidenciando claramente las dendritas presentes a lo largo de la superficie de grieta, donde fue característico encontrar que la grieta seguía las dendritas, así como las discontinuidades (Figura 2-27).

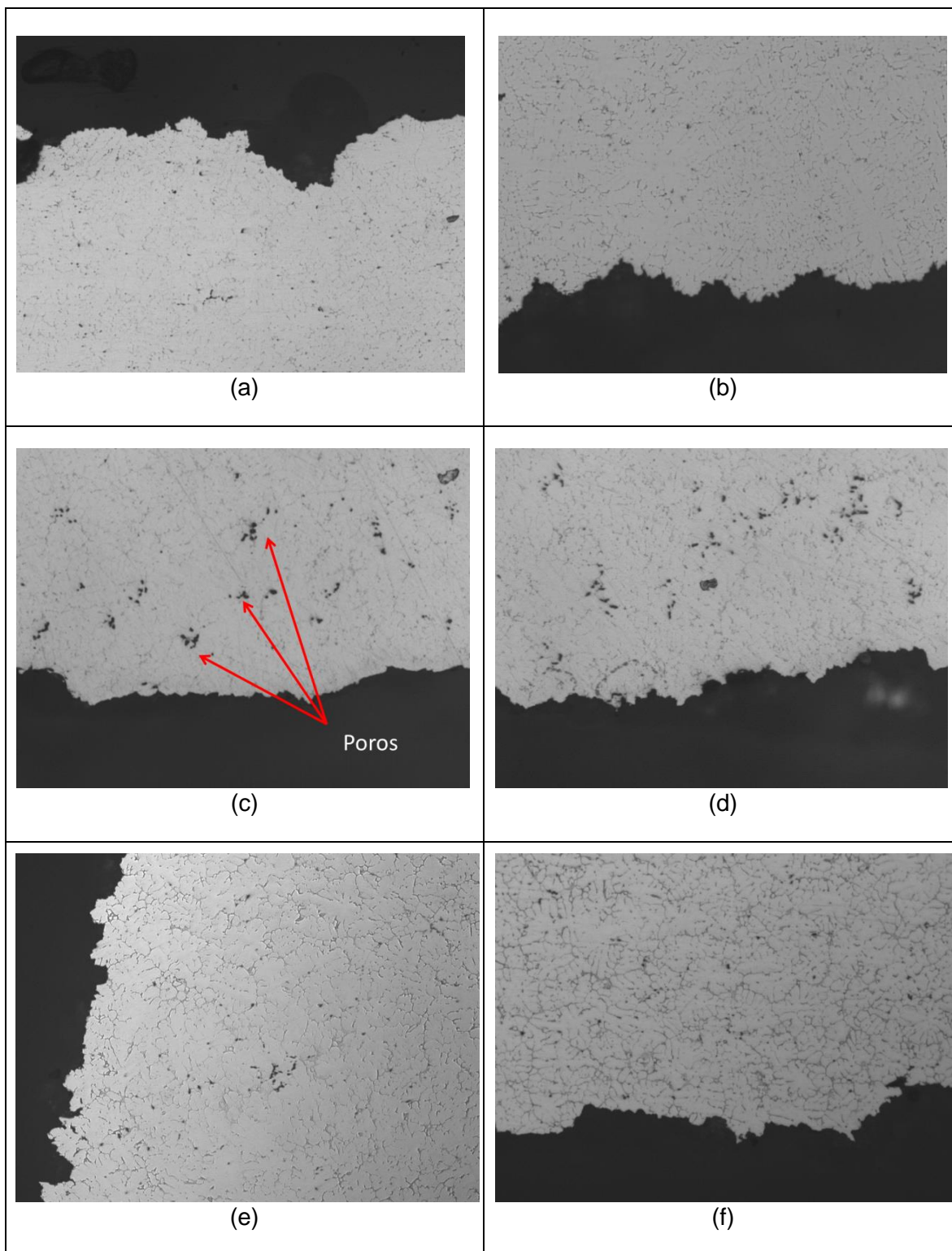


Figura 2-25. Discontinuidades encontradas durante inspección con el analizador de imágenes; (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e) D5 y (f) D6

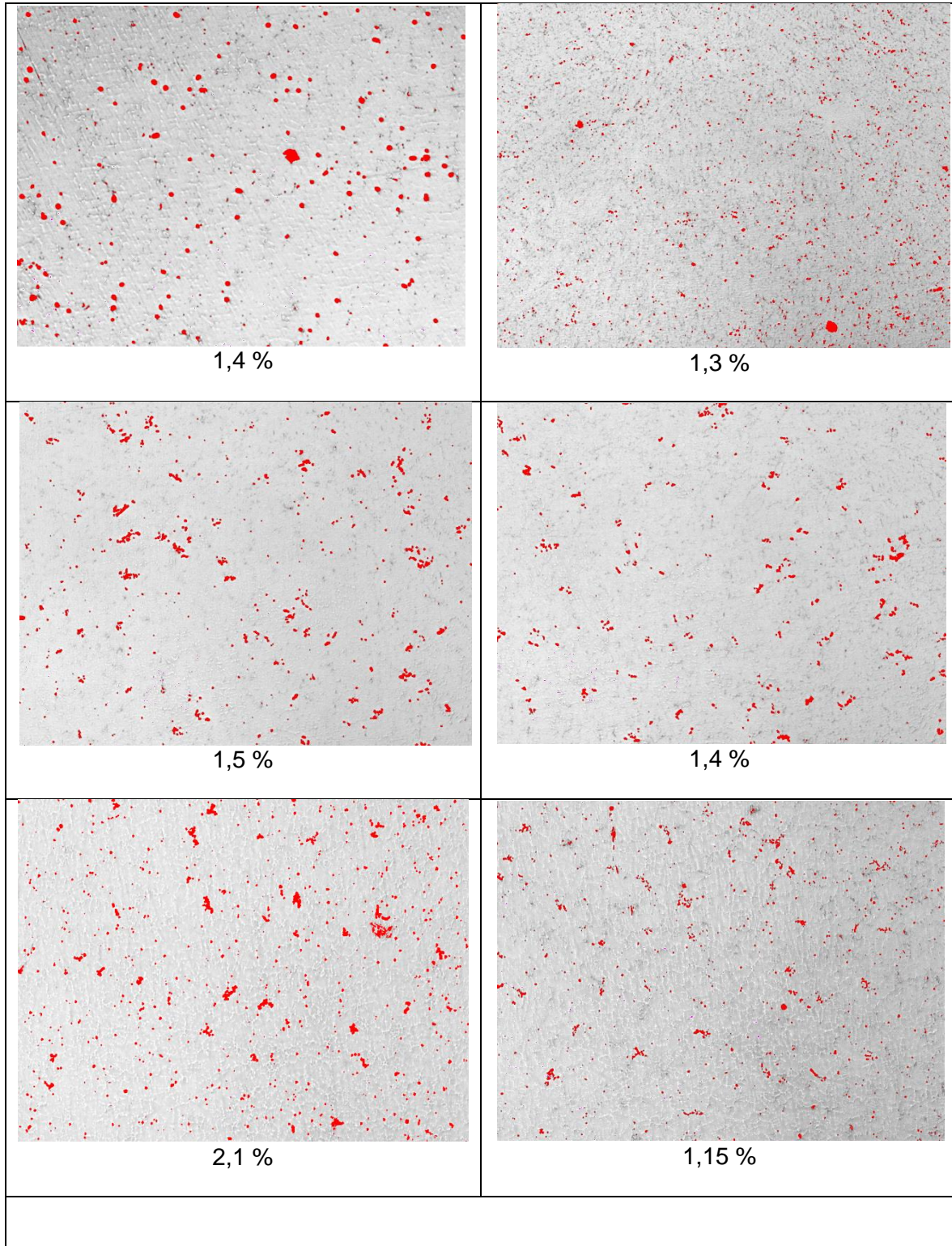


Figura 2-26. Fotografías de discontinuidades para su cuantificación de acuerdo con la dirección del lingote; (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e) D5 y (f) D6

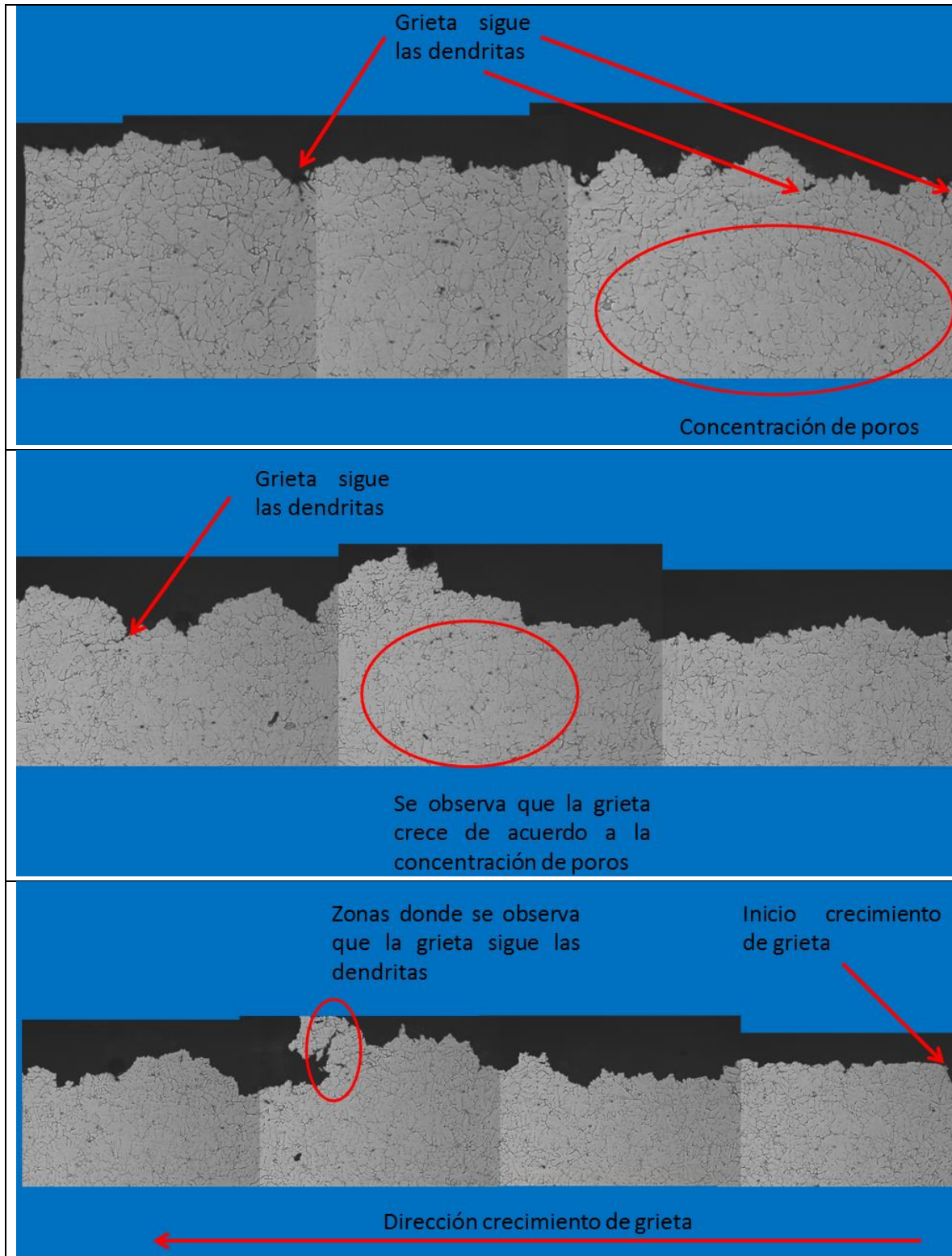


Figura 2-27. Mapa de fotos de la trayectoria de grieta

Luego se procedió a realizar el ataque químico para poder revelar la microestructura; para ello se utilizó el reactivo Keller's con la siguiente composición: 2 ml de HF, 3 ml de HCl, 5 ml de HNO₃, 190 ml de agua, el tiempo de exposición o sumersión fue muy variable. Realizado el ataque se observó la superficie en el analizador de imágenes en donde se pudo observar los granos, según la Figura 2-28 a 50X.

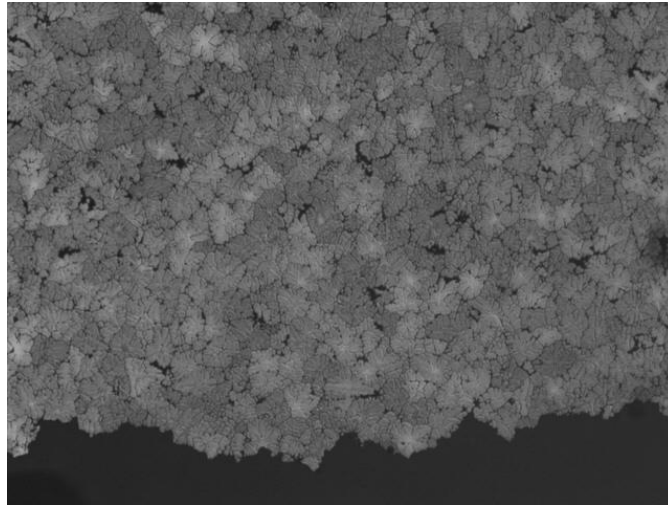


Figura 2-28. Visualización de granos después de ataque químico. 50X

Identificando los granos se verificó si la fractura siguió un camino intergranular o transgranular a 50X. Con un aumento de 100X, se tomaron 3 fotos en la parte central de la zona de evaluación para medir el tamaño del grano, bajo comparación visual a través de retícula para ocular KR808K (Figura 2-29).

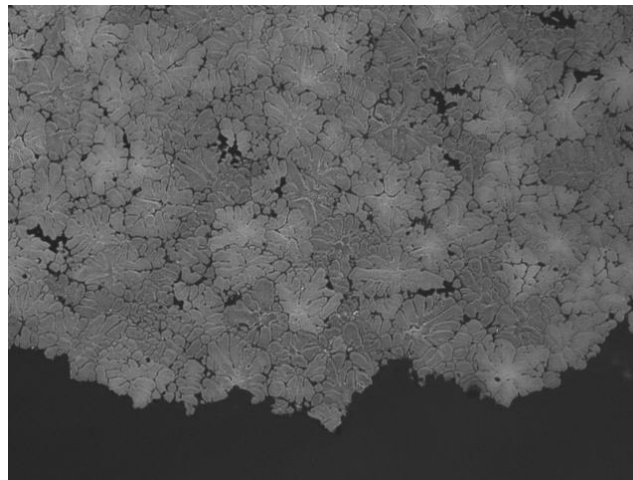


Figura 2-29. Foto a 100X para determinar el tamaño de grano

Se tomaron fotos de la superficie de fractura a 200X con la finalidad de identificar los precipitados e identificar segregación (Figura 2-30).

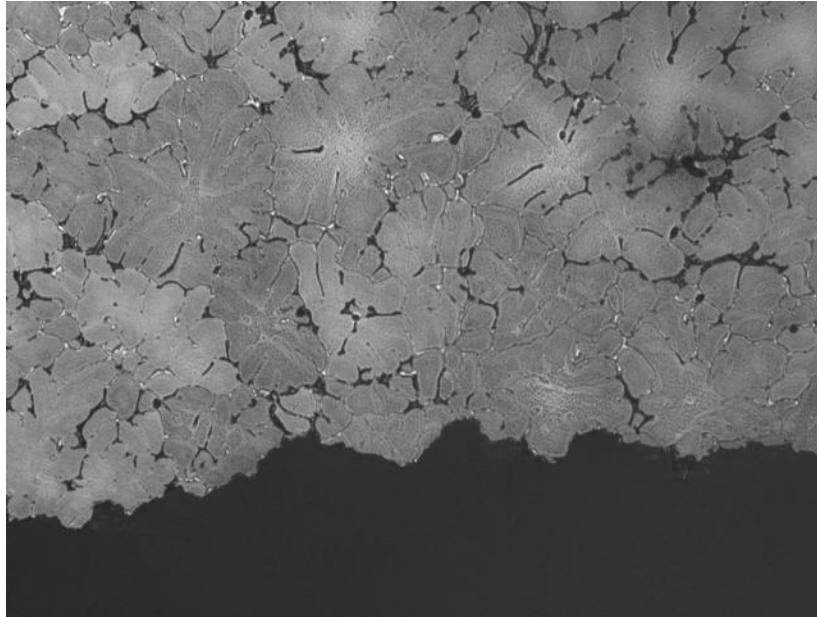


Figura 2-30. Visualización de segregados. 200X

Por último, en la parte central de la zona de evaluación se tomaron tres fotos a 800X, en donde fue más fácil poder observar los precipitados generados por el envejecimiento, como se observa en la Figura 2-31.

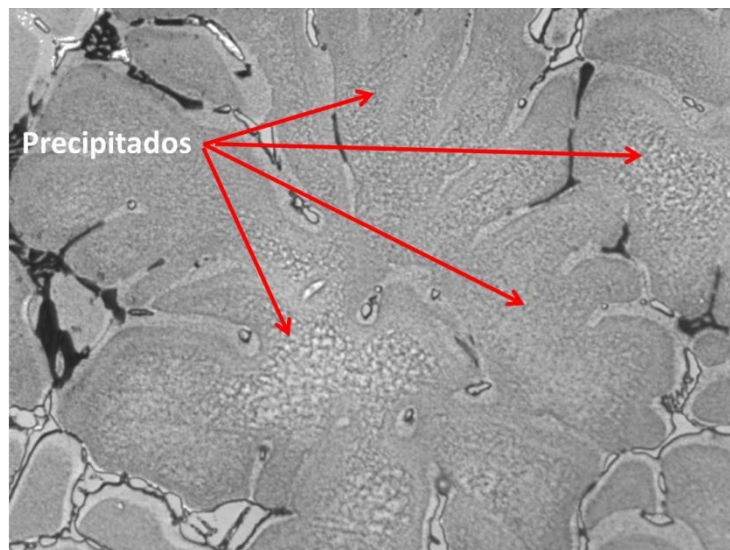


Figura 2-31. Visualización de precipitados. 800X

2.9 Pruebas de Tafel

Para realizar las pruebas de corrosión potenciodinámica (curvas de polarización Tafel), se utilizó el equipo Gamry potencióstato y galvanostato referencia 600, para la realización y configuración del equipo fue necesario calcular los pesos equivalentes de las probetas de acuerdo con la composición química de los materiales (para dicho cálculo se usaron solo los elementos químicos mayoritarios), con base en la ecuación 2-6:

$Equiv\ Wt = \frac{(fa)(AW\ a)}{(na)} + \frac{(fb)(AW\ b)}{(nb)}$ <p>Ecuación 2-6</p>	<p>Donde:</p> <p>fa = fracción del elemento principal</p> <p>fb = fracción del elemento secundario</p> <p>AW a = masa atómica elemento principal</p> <p>AW b = masa atómica elemento secundario</p> <p>na = Electronegatividad elemento principal</p> <p>nb = Electronegatividad elemento secundario</p>
---	--

- Peso equivalente Al-Si

$$WE = \frac{(0,94754)(26,98)}{1,61} + \frac{(0,02357)(28,08)}{1,90} = 16,227\ UMA$$

- Peso equivalente Al-Cu-Si

$$WE = \frac{(0,89105)(26,98)}{1,61} + \frac{(0,01529)(28,08)}{1,90} + \frac{(63,54)(0,06591)}{1,90} = 17,36\ UMA$$

- Peso equivalente Al-Mg-Si

$$WE = \frac{(0,96176)(26,98)}{1,61} + \frac{(0,01268)(28,08)}{1,90} + \frac{(24,30)(0,0158)}{1,31} = 16,6\ UMA$$

Los parámetros adicionales de configuración se presentan en la Tabla 2-13:

Voltaje inicial	-0,3
Voltaje final	0,4
Velocidad de escaneo (mV/s)	0,5
Periodo de muestreo	1
Área de muestra	0,159
Densidad [32]	$\rho_{Al-Cu-Si} = 2,78\ gr/cm^3$ $\rho_{Al-Si} = 2,71\ gr/cm^3$ $\rho_{Al-Mg-Si} = 2,70\ gr/cm^3$

Tabla 2-13. Configuración software para prueba Tafel

Con la configuración establecida para el equipo se procede a realizar el montaje de la muestra, la solución conductora empleada (electrolito) fue 35 gramos de cloruro de sodio disueltos en 1000 ml de agua destilada, utilizando un electrodo de referencia saturado en cloruro de potasio y electrodo auxiliar. En la Figura 2-32 se muestra el montaje realizado en las probetas. Antes de iniciar cada una de las pruebas fue necesario verificar que en la zona de prueba no se encontrará ninguna burbuja ya que esto invalidaría el ensayo, por consiguiente, fue útil el uso de un gotero para eliminar la presencia de estas, esto se realiza durante el periodo de estabilización de la solución el cual fue de 45 minutos, y adicionalmente se tuvo en cuenta el garantizar que los electrodos quedarán a una altura media en el agujero de la sección de prueba.

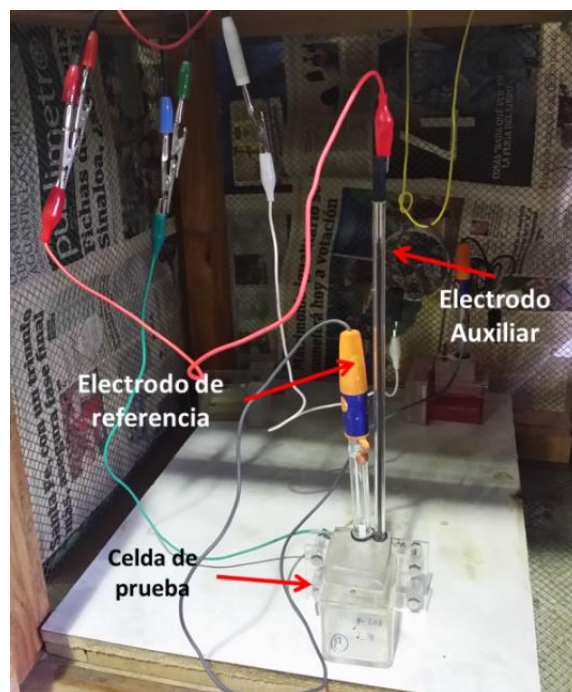


Figura 2-32. Montaje prueba de corrosión

Cada una de las pruebas tomó un tiempo aproximado de 30 minutos, obteniéndose la gráfica característica de Tafel, en donde se identificó el potencial de corrosión E_{corr} , así como la corriente de corrosión I_{corr} , adicional a ello se encontró la velocidad de corrosión de cada material dada en mmpy (milímetros por año) ó mpy (milésimas de pulgada por año). La grafica arrojada por el software de análisis Gamry se observa en la Figura 2-33.

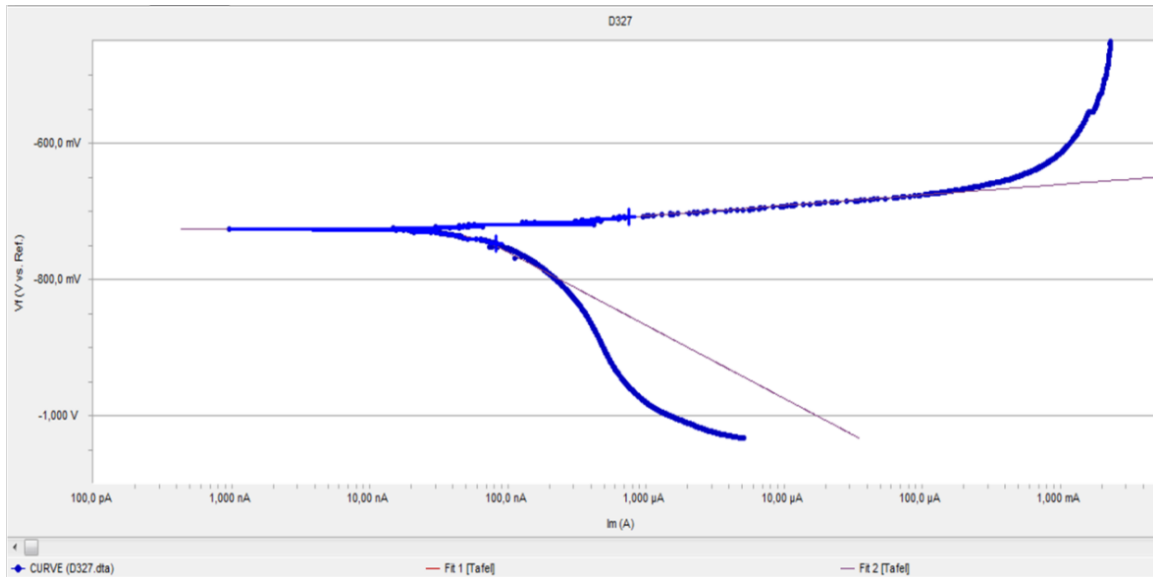


Figura 2-33. Curva Tafel

De la Figura 2-33 y con la ayuda del software de análisis Gamry que tiene el equipo se obtuvieron los parámetros nombrados con anterioridad, así:

Parameter	Value
I _{corr}	52,70 nA
E _{corr}	-734 mV
Corrosion rate	255,9 e-3 mpy
Data file	D327.dta

Tabla 2-14. Resultados prueba Tafel

Después de obtener las graficas de Tafel, se procedió a realizar una inspección de la superficie afectada por picadura utilizando el estereoscopio óptico con el propósito de observar si el ataque sobre la superficie de exposición fue uniforme o sectorizado en la zona de prueba, la Figura 2-34 muestra dos casos presentados.

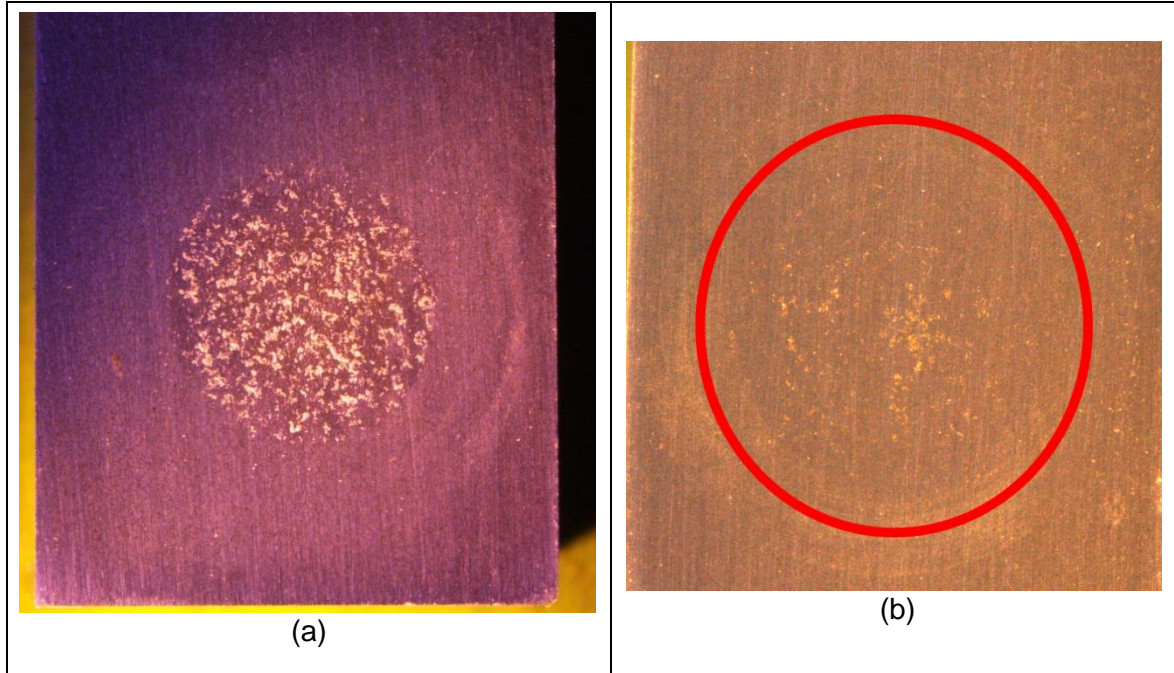


Figura 2-34. Zonas de ataque resultantes de la prueba de corrosión Tafel, (a) corresponde a un ataque uniforme en la sección de prueba, (b) corresponde a un ataque sectorizado en la sección de prueba.

Se continuó con el seccionamiento de cada una de las probetas transversal al área atacada (Figura 2-35) para exponer la zona de análisis y realizar la inspección del ataque producto de su exposición con el agua salada.

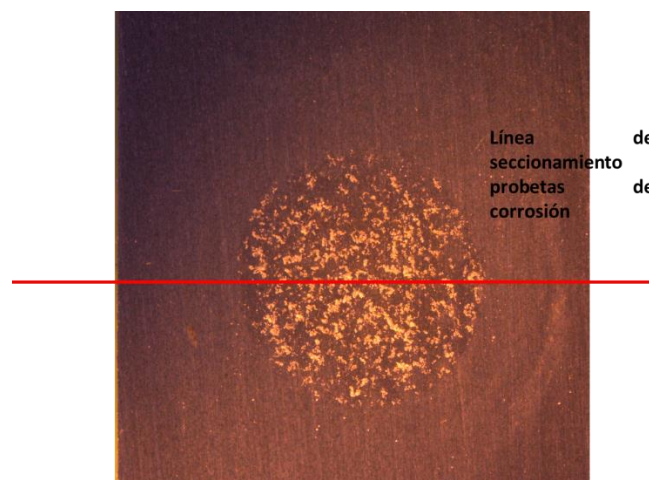


Figura 2-35. Seccionamiento de la probetas de corrosión para posterior analisis de metalografía

Realizado el seccionamiento se procedió con el montaje en frio de las probetas organizadas por material (Figura 2-36) con la finalidad de obtener una pastilla de montaje y así realizar

todo el proceso de pulido hasta obtener un término especular, la pastilla obtenida es idéntica a la mostrada en la Figura 2-23.



Figura 2-36. Disposición de las probetas seccionadas en el molde en frío para obtener la pastilla de montaje para realizar posterior preparación para análisis metalográfico

Ya con el montaje realizado se continuó con el lijado y pulido, para el lijado se utilizó la desbastadora manual (Figura 2-24) utilizando papel de lija 240, 320, 400, 600, 1000, 1500 y 2500, tomando importancia que con la lija 1000 en adelante no se generará mucha presión sobre la pastilla ya que la dureza del material es baja y tiende a rayarse con facilidad. Terminada esta fase se continuó con la fase de pulido; iniciando con el pulido rugoso utilizando alúmina (Al_2O_3) como agente de remoción, utilizando un paño de pelusa corta y velocidad de 500 rpm siempre haciendo círculos con la pastilla en sentido contrario al giro del disco, después se procedió con el pulido final en donde se utilizó como agente de remoción el óxido de magnesio (MgO) donde fue importante la velocidad, por lo cual, se utilizó 150 rpm; en este punto es recomendable mantener la pastilla en un solo lugar e ir girándola sobre su propio eje sin aplicar nada de presión solo con el peso de la pastilla (Figura 2-24).

Se realizó con la ayuda del analizador de imágenes leco IA 32 la inspección de la superficie, previamente lijada, pulida y sin atacar, para verificar la morfología del ataque producido sobre la superficie del material producto de la exposición al agente reactivo y tener un indicio preliminar de cual fue camino tomado por el ataque corrosivo, verificando si durante su desarrollo los precipitados estaban involucrados, Figura 2-37.

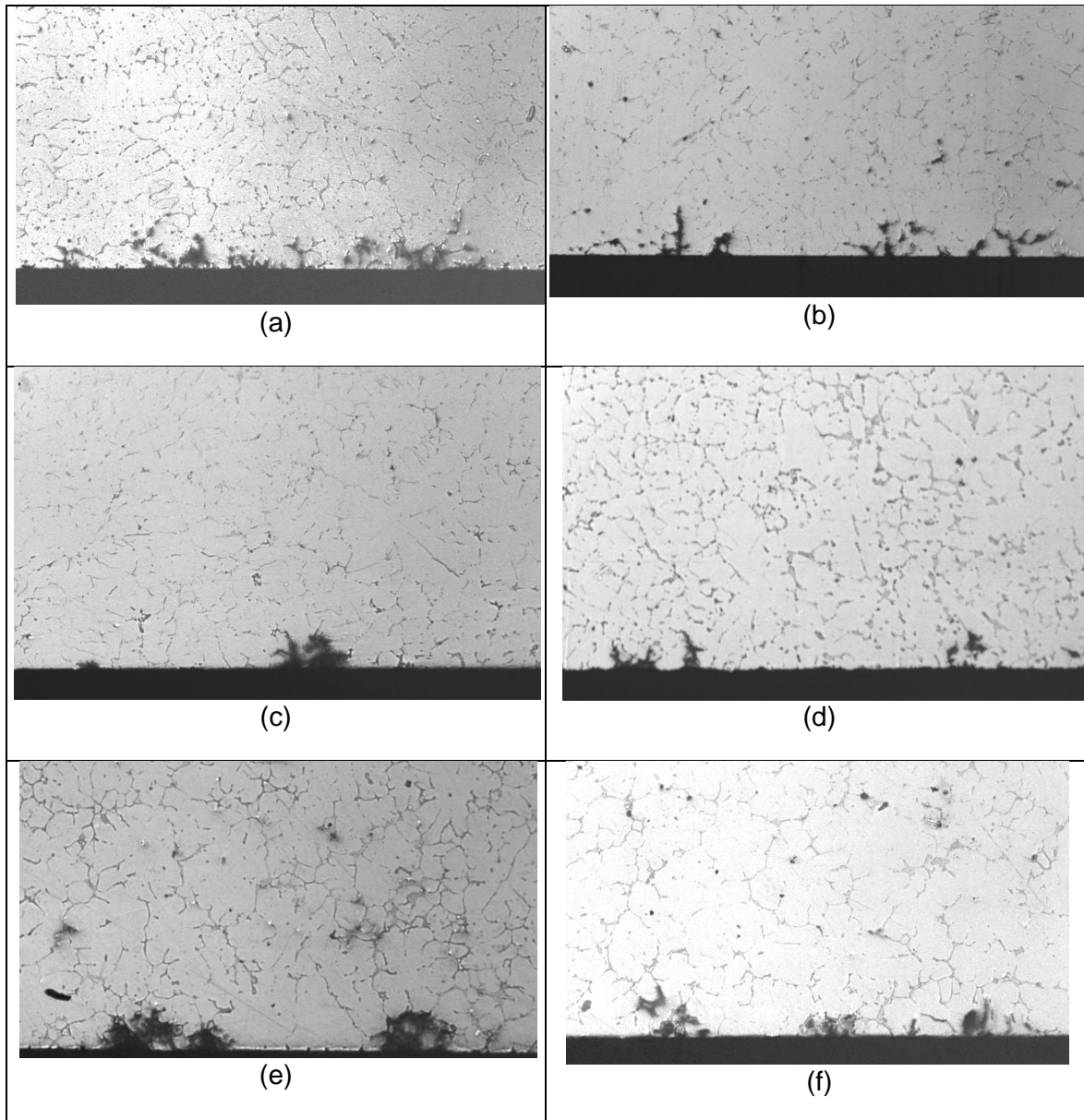


Figura 2-37. Morfologías encontradas durante inspección con el analizador de imágenes de las probetas corroídas; (a) D1, (b) D2, (c) D3, (d) D4, (e) D5 y (f) D6

Luego se procedió a realizar el ataque químico para poder revelar la microestructura; para ello se utilizó el reactivo Keller's con la siguiente composición 2ml de HF, 3ml de HCl, 5ml de HNO₃, 190 ml de agua, el tiempo de exposición o sumersión fue muy variable, se utilizó un tiempo inicial de sumersión de 30 segundos para el Al-Cu-Si el cual fue un tiempo adecuado para un ataque correcto, para los Aluminios Al-Si y Al-Mg-Si se tomó el mismo tiempo pero se observó que no ataco correctamente, por lo cual, se hicieron sumersiones posteriores de 10 segundos para ir verificando que el ataque fuera correcto. Realizado el ataque se observó la superficie corroída en el analizador de imágenes en donde se pudo

observar si se tenía una corrosión intergranular, transgranular, o interdendríticas en esta última se observa que la trayectoria siguió los límites de las dendritas en donde se encuentran los precipitados generados por la fundición del material, según la Figura 2-38 a 200X.

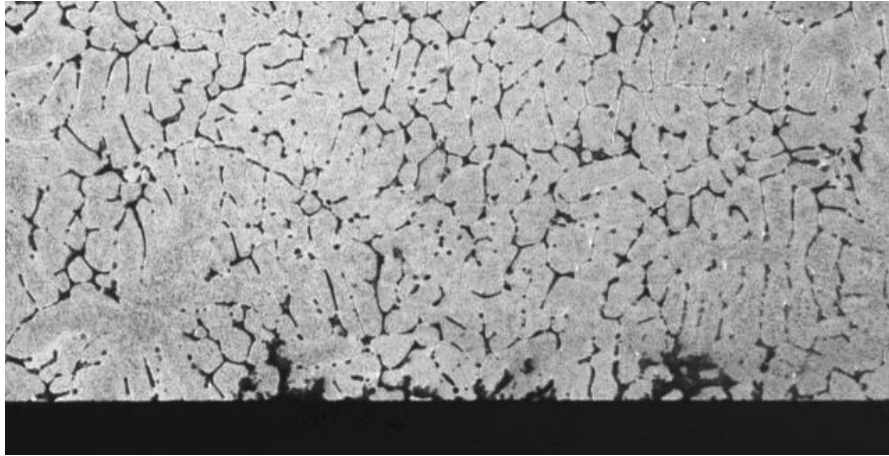


Figura 2-38. Foto 200X para realizar inspección de la superficie corroída e identificar el camino del ataque; transgranular, intergranular ó interdendríticas

Adicional a ello, se tomaron fotos a 800X en cada una de las picaduras causadas por el ataque de corrosión en la superficie de evaluación, en donde fue más fácil poder observar los precipitados generados por el envejecimiento e identificar su interacción en el proceso corrosivo, como se observa en la Figura 2-39.

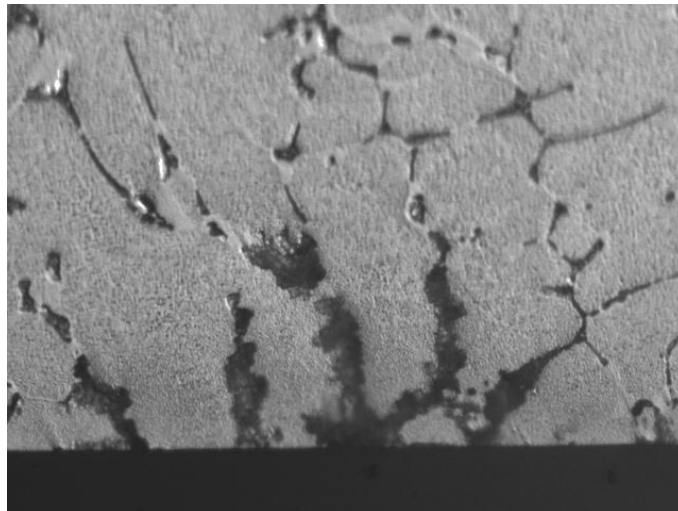


Figura 2-39. Verificación a 800X si el ataque corrosivo fue influenciado por los precipitados generados durante el envejecimiento artificial o por los precipitados interdendríticos.

2.10 Ensayo difracción de rayos X

El ensayo de difracción se realizó con el equipo Phillips X'pert MRD (PW 3050/20 HR), el cual cuenta con las siguientes especificaciones técnicas: fuente de rayos x el cual es un tubo sellado cerámico de alta intensidad Philips (3kW), longitud de onda Cu $K\alpha$ (1.5405 Å), el rango de posiciones angulares 2θ tomado fue de 30° a 119° . Con el ensayo de difracción se verificó a través de los difractogramas obtenidos los picos para saber cuáles fueron los precipitados presentados en cada uno de los materiales. Esta técnica utiliza radiación de aproximadamente la misma longitud de onda que la distancia entre los planos de la red cristalina [38]

Para determinar los compuestos encontrados en cada probeta seleccionada se requirió realizar una serie de pasos que permitieran encontrar las fases desconocidas en el patrón de difracción, a continuación, se especifica lo realizado:

- a) Determinar una base respecto al difractograma a partir de la cual se realizarán las comparaciones de energía, de una longitud de onda característica basado en la intensidad del haz de rayos X difractado en función de los ángulos de difracción 2θ .
- b) Eliminar picos no deseables con la herramienta "strip k-alpha2", lo que permitió evaluar de manera más sencilla los posibles candidatos de compuestos encontrados en los difractogramas.
- c) Buscar los picos principales dentro del difractograma los cuales identifica el software (HighScore Plus) para su posterior análisis. Se localiza automáticamente las posiciones de los picos y las intensidades de estos, se usa una significancia mínima de 5 lo que permite obtener un cálculo de probabilidad de que un posible pico no sea inducido por ruido durante la prueba realizada.
- d) Se realiza un control por refinamiento en donde se selecciona la base de análisis obtenida en el punto a, para luego realizar un ajuste del perfil del difractograma que permite definir mejor los parámetros de los picos, verificando que con cada ajuste realizado las alturas de estos no tengan una variación considerable.
- e) Con el acondicionamiento del perfil del difractograma se procedió a realizar el análisis del mismo, encontrando inicialmente los posibles compuestos candidatos, para ello fue útil contar con una base de datos adecuada que permitiera encontrar los compuestos dados por cada uno de los picos identificados dentro del difractograma, se utilizó la Tabla 2-15 tomada del handbook ASM international volumen 9, en la cual de acuerdo a la familia del aluminio analizado se verificó qué compuestos se deberían encontrar en el difractograma.

ALEACIONES –FUNDIDAS	CONSTITUYENTES DE FASES	ESTADO – TRATAMIENTO TERMICO
1xx.x (Al > 99.00%), 7xxx(Zn)	Si, β -AlFeSi, α -Al(FeSi)	...
2xx.x (Cu), Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mn, Al-Cu-Si-Mg, Al-Cu-Mn-Mg-Ni, Al-Cu-Mg-Ni, Al-Cu-Si	Si, Al ₂ Cu, Al ₂ CuMg, Al ₇ Cu ₂ Fe, Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ , β -AlFeSi, α -Al(FeMnSi), AlCuFeNi, Al ₆ Cu ₃ Ni	Al ₂ Cu, Al ₂ CuMg, Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃ , Al ₇ Cu ₂ Fe, AlCuFeNi, Al ₆ Cu ₃ Ni, Al ₃ Ni
3xx.x (Si + Cu/Mg), Al-Cu-Si, Al-Si-Cu-Mg-Ni, Al-Si-Cu-Mg, Al-Si-Mg, Al-Si-Mg-Fe, Al-Si-Mg-Ti, Al-Si-Mn-Mg-Cu	Si, Al ₂ Cu, Al ₂ CuMg, Al ₇ Cu ₂ Fe, Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ , β -AlFeSi, α -Al(FeMnSi), AlCuFeNi, Al ₆ Cu ₃ Ni, Mg ₂ Si, Al ₃ Ni, Al ₉ NiFe, Al ₈ Mg ₃ FeSi ₂	Si, Al ₂ Cu, Al ₂ CuMg, Al ₇ Cu ₂ Fe, AlCuFeNi, Al ₆ Cu ₃ Ni, Al ₃ Ni, Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃ , Al ₈ Mg ₃ FeSi ₂ , Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ , β -AlFeSi, α -Al(FeMnSi)
4xx.x (Si), Al-Si, Al-Si-Cu, Al-Si-Fe	Si, Al ₂ Cu, β -AlFeSi, α -Al(FeMnSi)	Si, Al ₂ Cu, β -AlFeSi, α -Al(FeMnSi)
5xx.x (Mg), Al-Mg	Mg ₂ Si, Al ₆ (FeMn), Al ₃ Mg ₂ , Al ₁₈ Mg ₃ Cr ₂	Mg ₂ Si, Al ₆ (FeMn), Al ₃ Mg ₂ , Al ₁₈ Mg ₃ Cr ₂
7xx.x (Zn)	Al ₁₈ Mg ₃ Cr ₂ , Al ₃ Fe, Al ₇ FeCr, MgZn ₂	...
8xx.x (Sn)	Si, Sn, Cu ₆ Sn ₅ , Al ₃ Ni	Si, Sn, Cu ₆ Sn ₅ , Al ₃ Ni, Al ₆ Cu ₃ Ni

Tabla 2-15. Constituyentes de fase presentes en aluminios comerciales [39]

Con base en la Tabla 2-15 se tenía una guía para saber qué se debía buscar y validar su presencia en los difractogramas obtenidos de las muestras ensayadas.

3.Resultado de las pruebas

3.1 Preagrietamiento máquina de fatiga

Utilizando las cargas dinámicas y estáticas definidas para cada material, se observó que para los materiales Al-Mg-Si y Al-Si, la nucleación y crecimiento de la grieta fue rápido, tomando un tiempo aproximado promedio de 20 minutos hasta llegar a 0,5W; en algunos casos se presentó la ruptura de las probetas a bajos ciclos sin llegar a la mínima dimensión de la grieta de 0,45W.

En algunas probetas fue necesario realizar un ciclaje adicional, pues en el momento de la prueba con ayuda de la lupa no se observaba bien hasta donde había crecido la grieta, al realizar la comprobación en el estereoscopio óptico se verificaba que no alcanzaron la mínima longitud 0,45W.

Se realizó una prueba piloto con una probeta en estado de suministro y se tomaron las siguientes cargas: carga estática 149,8 kg-f y carga dinámica 64,2 kg-f. Estas cargas se mantuvieron sin variación en el transcurso de la prueba, el pre-crecimiento de la grieta hasta 0,5W se alcanzó a los 32000 ciclos y este ensayo duró aproximadamente 20 minutos. Con base en esta prueba se decidió bajar las cargas para iniciar el pre-agrietamiento con las probetas tratadas térmicamente, para este caso la grieta nucleó a los 15000 ciclos y se detuvo a los 28000 ciclos. Como un factor importante en la selección de las cargas fue la tenacidad de fractura del material, por lo cual, para seguir con el pre-agrietamiento se tomaron como base las cargas calculadas en el apartado 2.6.1, observando así la necesidad de bajar cargas tanto estática como dinámica, ya que el Al-Cu-Si tiene menor tenacidad comparado con el Al-Mg-Si y Al-Si. De este modo, ya establecidas las cargas finales se inició el preagrietamiento con las probetas D2.

En la Tabla 3-1, se relaciona el desarrollo del preagrietamiento de fatiga a flexión, donde para las probetas D2 se observan las cargas dinámicas y estáticas utilizadas, el número de ciclos a los cuales nucleó la grieta en punta de entalla, el número de ciclos a los cuales la grieta alcanzó aproximadamente la longitud de 0,5W, los ciclos a los cuales se rompió la probeta en los casos en que ocurrió este evento y en la última columna se consigna el tamaño final aproximado de la grieta respecto a la punta de entalla. Como se mencionó anteriormente, fue necesario realizar un ciclaje adicional en algunas probetas, por lo cual, como se muestra en la Tabla 3-2, fue necesario adicionar tres columnas: ciclaje adicional, cambios en la carga dinámica y estática utilizando el ciclaje adicional.

Las tablas con la relación de carga y número de ciclos para el ensayo de preagrietamiento para el resto de las probetas se muestran en el anexo B. Con el propósito de verificar que el tamaño de grieta final se encontrará entre los límites establecidos por norma, en cada

| Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

una de las probetas se realizó una inspección de la zona de pre-agrietamiento verificando así el tamaño adecuado, en el anexo C se puede observar la trayectoria seguida en todas las probetas, verificando así que la grieta generada durante el preagrietamiento si cumplía lo establecido en la norma encontrándose entre 0,45 W a 0,55 W.

Probetas Al-Mg-Si (D2 perpendicular a la dirección del lingote)							
Designación probeta de acuerdo a la dirección del lingote	Carga estática (Kg-f)	Carga Dinámica (Kg-f)	Nucleación de grieta (número de ciclos)	Parada de preagrietamiento (número de ciclos)	Ciclo de ruptura (número de ciclos)	Tamaño final de la grieta (mm)	Temperatura de envejecimiento (°C)
77	204,96	60	8000	17000		9,47	167
78	204,96	60	9000	20000		9,46	
79	204,96	60	9000	24000		9,29	
80	204,96	60	7000	22000		9,91	
81	204,96	60	8000	21000		9,8	
82	204,96	60	10000	20000		9,61	
83	204,96	60	8000	21000		9,94	
84	204,96	60	10000	20000		9,42	
85	204,96	60	8000	22000		9,34	
86	204,96	60	10000	22000		9,7	
87	204,96	60	8000	20000		9,47	177
88	204,96	60	9000	21000		9,36	
89	204,96	60	10000	26000		9,6	
90	204,96	60	8000	20000		9,62	
91	204,96	60	9000	21000		9,51	
92	204,96	60	9000	21000		9,25	
93	204,96	60	8000	22000		9,54	187
94	204,96	60	9000	22000		9,74	
95	204,96	60	9000	16000		9,28	
96	204,96	60	8000	23000		9,37	
97	204,96	60	8000	20000		9,6	
98	204,96	60	9000	25000		9,31	
99	204,96	60	10000	26000		9,56	
100	204,96	60	9000	25000		9,71	
101	204,96	60	9000	21000		9,92	

Tabla 3-1. Datos pre-agrietamiento probetas Al-Mg-Si dirección D2.

Probetas Al-Cu-Si (D6 paralelo a la dirección del lingote)										
Designación probeta de acuerdo a la dirección del lingote	Carga estática (Kg-f)	Carga Dinámica (Kg-f)	Nucleación de grieta (número de ciclos)	Parada de preagrietamiento (número de ciclos)	Ciclaje adicional	Ciclaje adicional carga estática	Ciclaje adicional carga dinámica	Ciclo de ruptura (número de ciclos)	Tamaño final de la grieta (mm)	Temperatura de envejecimiento (°C)
130	112,728	50	19000	60000					9,6	181
131	112,728	50	13000	80000					9,67	
132	112,728	50	13000	65000					9,41	
133	112,728	50	21000	88000					9,6	
134	112,728	50	11000	30000	13000	112,728	45		9	
135	112,728	50	21000	97000	5000	112,728	45		9,01	
136	112,728	50	11000	50000					9,1	
137	112,728	50	14000	55000					9,15	
138	112,728	50	11000	47000	4000	112,728	45		9,14	
139	112,728	50	14000	28000	13000	112,728	45		9,17	
140	112,728	50	7000	50000					9,25	191
141	112,728	50	12000	28000					9,33	
142	112,728	50	13000	55000					9,41	
143	112,728	50	23000	100000						
144	112,728	50	12000	67000					9,71	
145	112,728	50	20000	80000					9,64	
146	112,728	50	14000	57000					9,6	201
147	112,728	50	11000	45000					9,4	
148	112,728	50	11000	24000					9,44	
149	112,728	50	6000	17000					9,42	
150	112,728	50	12000	25000	2000	112,728	45		9,48	
151	112,728	50	10000	49000					9,76	
152	112,728	50	12000	33000					9,68	
153	112,728	50	13000	41000					9,72	
154	112,728	50	12000	60000					9,81	
155	112,728	50	10000					20000		
156	112,728	50	10000	22000					10	
157	112,728	50	13000	33000					9,49	
158	112,728	50	15000	40000					9,74	

Tabla 3-2. Datos pre-agrietamiento probetas Al-Cu-Si dirección D6.

3.2 Flexión en la máquina universal

De acuerdo con el montaje de flexión descrito con anterioridad, en la máquina universal de ensayos se obtuvo la gráfica carga Vs. desplazamiento para cada una de las probetas preagrietadas. Para cada una se relacionan los datos de carga máxima, esfuerzo máximo, energía total (área bajo la curva) y energía hasta el punto máximo de carga, en la Tabla 3-3 se relacionan los datos obtenidos para una probeta ensayada a flexión, en el anexo D se relacionan las tablas con los datos para todas las probetas flectadas.

Probeta	Carga Máxima kgf	Esfuerzo Máximo kgf/mm ²	Energía al máximo kgf.mm	Energía kgf.mm
D277	345,748	10,3724	64,3074	185,302
D278	333,001	9,99003	62,3222	169,034
D279	356,901	10,707	125,817	658,314
D280	336,188	10,0856	72,8874	471,949
D281	371,24	11,1372	73,12	289,539

Tabla 3-3. Ejemplo de datos obtenidos con el software trapezium de la máquina universal de ensayos

Se procedió a realizar un análisis de cada una de las gráficas obtenidas en donde se observaron dos tipos de comportamientos, por lo cual, se clasificó cada gráfica así: gráfica tipo L (Figura 3-1), la cual presenta un incremento proporcional entre carga y deformación, al llegar al punto máximo de carga se presenta una caída aproximadamente lineal aunque se aprecia un leve cambio en la pendiente o una caída escalonada hasta llegar al valor de cero, observando que las variaciones en deformaciones son muy pequeñas. Por otro lado, está la gráfica tipo D (Figura 3-2), la cual presenta el mismo comportamiento que la anterior hasta el punto máximo de carga, de allí en adelante presenta en el eje de la deformación un decremento gradual hasta llegar al valor de cero.

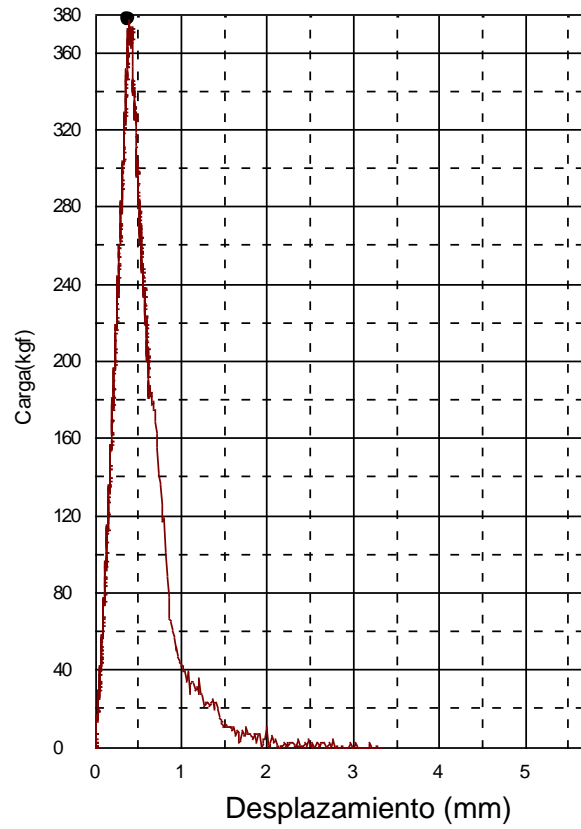


Figura 3-1. Grafica tipo L

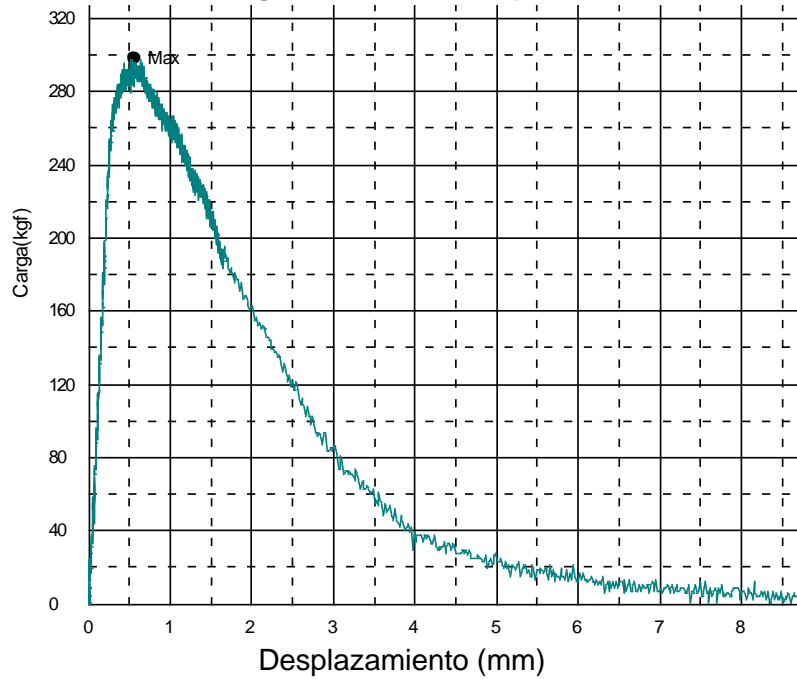


Figura 3-2. Grafica tipo D

En el anexo E se encuentran todas las gráficas de las probetas ensayadas junto con la trayectoria de grieta obtenida.

3.3 Fractografía, metalografía, dureza y tenacidad de fractura

Pre-agrietadas y fracturadas todas las probetas, se procedió a realizar la inspección de la zona de fractura con el propósito de determinar la textura de esta, esta inspección se realizó con el estereoscopio y con el microscopio electrónico de barrido (SEM). Paso siguiente se procedió a determinar la microestructura, en la sección transversal de las probetas, se toman durezas y por último se calcularon las tenacidades de fractura.

3.3.1 Fractografía

Una vez realizada la prueba de flexión se clasificaron las trayectorias de la fractura de cada una de las probetas teniendo dos comportamientos característicos, fracturas transversales (tipo I, Figura 3-3A) y fracturas inclinadas (tipo II, Figura 3-3B), se inspeccionó cada probeta y se clasificó (en el anexo E se puede observar dicha clasificación).

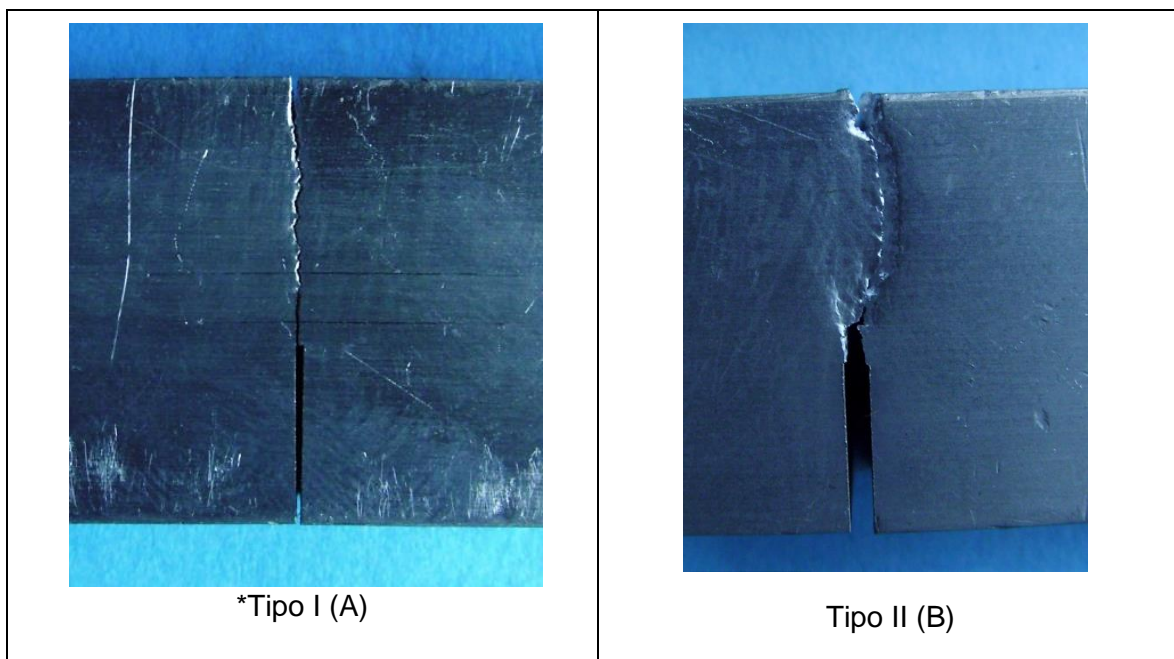


Figura 3-3. Tipo de fractura

3.3.2 Tenacidad de fractura

Desde el diseño de experimentos se especificó que las dimensiones tomadas para la fabricación de las probetas se rigieron por la norma E1820-09 [40], en donde se especifica que se debe utilizar el parámetro elasto-plástico como la integral J, cuyo método de cálculo para $J_{elástico}$ y $J_{plástico}$ se encuentra en dicha norma y se mencionó en el marco teórico.

A continuación, en las tablas de la 3-4 a la 3-9 se relacionan los resultados de los valores obtenidos, de acuerdo con el diseño de experimentos establecido. En dichas tablas el k se calcula como si fuera lineal elástico a partir del J_{total} , su objetivo es colocarlo como referencia para verificar el orden de magnitud del resultado experimental.

Temperatura de envejecimiento 167°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl (N/m)	Jtotal	k (Mpa√m)
D152	0,00958	0,01	0,0104	22601179,7	22,6012	3015,6387	6600,7215	0,8038	14655,7657	21256,4871	40,5584
D153	0,0094	0,01	0,0106	24603373,9	24,6034	3375,0150	7822,0128	0,3042	5451,7628	13273,7756	32,0503
D154	0,0094	0,01	0,0106	25514649,7	25,5146	3500,0210	8412,1772	0,2348	4208,2470	12620,4241	31,2516
D155	0,0096	0,01	0,0104	25843093,0	25,8431	3437,5131	8630,1466	0,0000	0,0000	8630,1466	25,8431

Temperatura de envejecimiento 177°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl (N/m)	Jtotal	k (Mpa√m)
D161	0,00985	0,01	0,0102	26877821,8	26,8778	3437,5131	9335,0647	0,0000	0,0000	9335,0647	26,8778
D162	0,0094	0,01	0,0106	23692169,6	23,6922	3250,0188	7253,3537	0,0000	0,0000	7253,3537	23,6922
D163	0,00946	0,01	0,0105	25175367,1	25,1754	3421,8911	8189,9418	0,0000	0,0000	8189,9418	25,1754
D164	0,00976	0,01	0,0102	248118145,8	24,8118	3218,7649	7955,1310	0,1203	2232,7533	10187,8843	28,0787

Temperatura de envejecimiento 187°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl (N/m)	Jtotal	k (Mpa√m)
D168	0,00916	0,01	0,0104	26142882,1	26,1429	3718,7693	8831,5335	0,0000	0,0000	8831,5335	26,1429
D169	0,0092	0,01	0,0107	25968692,1	25,9687	3671,8933	8714,2365	0,0197	349,6714	9063,9079	26,4846
D170	0,0091	0,01	0,0109	27107076,1	27,1071	3890,6415	9494,9906	0,0000	0,0000	9494,9906	27,1071

Tabla 3-4. Valores tenacidad de fractura probetas D1 según temperatura de envejecimiento

Temperatura de envejecimiento 167°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl(N/m)	Jtotal	k (Mpa√m)
D277	0,0095	0,01	0,01053	24983844,7	24,9838	3390,6469	8065,8053	0,0000	0,0000	8065,8053	24,9838
D278	0,0095	0,01	0,01054	24025811,3	24,0258	3265,6409	7459,0808	0,0000	0,0000	7459,0808	24,0258
D279	0,0093	0,01	0,01071	25091416,8	25,0914	3500,0210	8135,4122	0,5827	10882,0798	19017,4919	38,3630
D280	0,0099	0,01	0,01009	26025634,5	26,0256	3296,8949	8752,4944	0,1549	3071,2778	11823,7722	30,2492
D281	0,0098	0,01	0,0102	28241528,7	28,2415	3640,6393	10306,3668	0,1236	2424,3221	12730,6889	31,3878

Temperatura de envejecimiento 177°C											
D286	0,0097	0,01	0,0103	22550719,5	22,5507	2953,1406	6571,2804	0,0000	0,0000	6571,2804	22,5507
D287	0,0095	0,01	0,01053	21529803,7	21,5298	2921,8867	5989,7588	0,6250	11871,1014	17860,8602	37,1780
D288	0,0094	0,01	0,01064	21736684,1	21,7367	3000,0166	6105,4233	0,0000	0,0000	6105,4233	21,7367
D289	0,0096	0,01	0,0104	26782883,4	26,7829	3562,5191	9269,2341	0,0000	0,0000	9269,2341	26,7829
D290	0,0096	0,01	0,01038	24745246,4	24,7452	3281,2630	7912,4824	0,0620	1194,2334	9106,7157	26,5471

Temperatura de envejecimiento 187°C											
D294	0,0097	0,01	0,01026	24853922,9	24,8539	3234,3870	7982,1353	0,0000	0,0000	7982,1353	24,8539
D295	0,0093	0,01	0,01072	23487590	23,4876	3281,2630	7128,6305	0,0000	0,0000	7128,6305	23,4876
D296	0,0094	0,01	0,01063	24150859,4	24,1509	3328,1390	7536,9281	0,2830	5324,7240	12861,6520	31,5489
D297	0,0096	0,01	0,0104	23141315,4	23,1413	3078,1368	6919,9869	0,0000	0,0000	6919,9869	23,1413
D298	0,0093	0,01	0,01069	26628172,8	26,6282	3703,1472	9162,4565	0,0000	0,0000	9162,4565	26,6282

Tabla 3-5. Valores tenacidad de fractura probetas D2 según temperatura de envejecimiento

| Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

Temperatura de envejecimiento 150°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl	Jtotal	k (Mpa√m)
D324	0,0096	0,01	0,0104	29719627,0	29,7196	3953,1494	11423,3618	0,2064	3968,6433	15392,0050	34,4980
D325	0,00945	0,01	0,01055	28006278,6	28,0063	3812,5213	10144,2054	0,1427	2705,9799	12850,1853	31,5211
D326	0,00949	0,01	0,01051	24021405,5	24,0214	3250,0188	7462,8387	0,0000	0,0000	7462,8387	24,0214
D327	0,00995	0,01	0,01005	21227075,1	21,2271	2671,8844	5827,5705	0,0000	0,0000	5827,5705	21,2271
D329	0,00996	0,01	0,01004	22131504,6	22,1315	2781,2684	6334,7445	0,0000	0,0000	6334,7445	22,1315
Temperatura de envejecimiento 160°C											
D334	0,0102	0,01	0,0098	23525357,5	23,5254	2843,7665	7157,8021	0,0000	0,0000	7157,8021	23,5254
D335	0,0095	0,01	0,0105	24405426,2	24,4054	3296,8949	7703,3568	0,0538	1023,9830	8727,3398	25,9769
D336	0,00974	0,01	0,01026	20651618,0	20,6516	2687,5163	5515,8873	0,0000	0,0000	5515,8873	20,6516
D337	0,00959	0,01	0,01041	23574608,2	23,5746	3140,6447	7187,8034	0,0000	0,0000	7187,8034	23,5746
D339	0,00918	0,01	0,01082	24238203,5	24,2382	3437,5131	7598,1537	0,0000	0,0000	7598,1537	24,2382
Temperatura de envejecimiento 170°C											
D344	0,00952	0,01	0,01048	21812283,5	21,8123	2937,5185	6153,3198	0,0518	987,7474	7141,0672	23,4978
D345	0,0091	0,01	0,0109	23405734,1	23,4057	3359,3930	7085,1941	0,0000	0,0000	7085,1941	23,4057
D346	0,00951	0,01	0,01049	25717323,3	25,7173	3468,7671	8553,7933	0,1935	3688,8457	12242,6390	30,7669
D347	0,0093	0,01	0,0107	21539511,5	21,5395	3000,0166	6000,3823	0,0000	0,0000	6000,3823	21,5395
D348	0,01004	0,01	0,00996	23929277,4	23,9293	2968,7627	7405,7047	0,0618	1241,1074	8646,8121	25,8568

Tabla 3-6. Valores tenacidad de fractura probetas D3 según temperatura de envejecimiento

Temperatura de envejecimiento 150°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl	Jtotal	k (Mpa√m)
D41	0,00985	0,01	0,01015	21990959	21,9910	2812,5125	6254,5427	0,0000	0,0000	6254,5427	21,9910
D42	0,0109	0,01	0,0091	20944427,2	20,9444	2250,0100	5673,4103	0,0000	0,0000	5673,4103	20,9444
D43	0,00951	0,01	0,01049	22126201,6	22,1262	2984,3946	6331,7091	0,0382	727,3941	7059,1032	23,3626
D44	0,01062	0,01	0,00938	24814021,3	24,8140	2796,8905	7963,4548	0,0000	0,0000	7963,4548	24,8140
D45	0,01089	0,01	0,00911	24392866,5	24,3929	2625,0182	7695,4301	0,0000	0,0000	7695,4301	24,3929

Temperatura de envejecimiento 160°C											
D48	0,01008	0,01	0,00992	24718308,5	24,7183	3046,8927	7902,1399	0,0000	0,0000	7902,1399	24,7183
D49	0,00994	0,01	0,01006	19953773,2	19,9538	2515,6343	5149,4078	0,0000	0,0000	5149,4078	19,9538
D410	0,01056	0,01	0,00944	21818990,2	21,8190	2484,3902	6157,1044	0,0000	0,0000	6157,1044	21,8190
D411	0,01011	0,01	0,00989	21909107	21,9091	2687,5163	6208,0696	0,0523	1057,1249	7265,1945	23,7012
D412	0,0096	0,01	0,0104	23611247,5	23,6112	3140,6447	7210,1631	0,0765	1470,6701	8680,8332	25,9076

Temperatura de envejecimiento 170°C											
D415	0,00999	0,01	0,01001	27360528,8	27,3605	3421,8911	9681,8020	0,0709	1416,0101	11097,8121	29,2931
D416	0,01045	0,01	0,00955	24518150,9	24,5182	2843,7665	7774,6823	0,0997	2087,1135	9861,7958	27,6137
D417	0,01074	0,01	0,00926	28439472,6	28,4395	3140,6447	10460,4483	0,0758	1636,7530	12097,2013	30,5836
D418	0,0096	0,01	0,0104	30776789,8	30,7768	4093,7677	12250,5012	0,1868	3591,7239	15842,2251	34,9989
D419	0,01059	0,01	0,00941	27446740,2	27,4467	3109,3908	9742,9117	0,2488	5288,1651	15031,0768	34,0911

Tabla 3-7. Valores tenacidad de fractura probetas D4 según temperatura de envejecimiento

| Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

Temperatura de envejecimiento 181°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	Jel (N/m)	Apl	Jpl (N/m)	Jtotal	k (Mpa√m)
D5103	0,0091	0,01	0,0109	18180249,7	18,1802	2609,3863	4068,0620	0,0894	1639,8216	5707,8836	21,5349
D5104	0,00976	0,01	0,01024	20114452,0	20,1145	2609,3863	4979,7127	0,0745	1455,7007	6435,4134	22,8662
D5106	0,00975	0,01	0,01025	17797924,9	17,7979	2312,5081	3898,7610	0,0000	0,0000	3898,7610	17,7979
D5107	0,00961	0,01	0,01039	18353643,3	18,3536	2437,5141	4146,0301	0,0891	1715,2710	5861,3011	21,8224
D5108	0,0093	0,01	0,0107	18173978,2	18,1740	2531,2662	4065,2558	0,0000	0,0000	4065,2558	18,1740

Temperatura de envejecimiento 191°C											
D5112	0,01	0,01	0,01	16893183,0	16,8932	2109,3819	3512,4557	0,0388	776,6439	4289,0995	18,6676
D5114	0,01017	0,01	0,00983	16078497,3	16,0785	1953,1318	3181,8433	0,0000	0,0000	3181,8433	16,0785
D5115	0,0102	0,01	0,0098	19001231,6	19,0012	2296,8860	4443,7680	0,0000	0,0000	4443,7680	19,0012
D5116	0,00927	0,01	0,01073	18203325,7	18,2033	2546,8883	4078,3957	0,0613	1143,1202	5221,5159	20,5970
D5117	0,00997	0,01	0,01003	22416028,1	22,4160	2812,5125	6184,5087	0,0555	1106,6081	7291,1168	24,3390

Temperatura de envejecimiento 201°C											
D5121	0,0095	0,01	0,0105	17581172,8	17,5812	2375,0160	3804,3772	0,0000	0,0000	3804,3772	17,5812
D5123	0,00981	0,01	0,01019	18574239,3	18,5742	2390,6381	4246,2929	0,0000	0,0000	4246,2929	18,5742
D5124	0,00943	0,01	0,01057	15562291,3	15,5623	2125,0138	2980,8146	0,0000	0,0000	2980,8146	15,5623
D5125	0,00915	0,01	0,01085	17110048,9	17,1100	2437,5141	3603,2167	0,0567	1044,3906	4647,6073	19,4321
D5126	0,00948	0,01	0,01052	19141450,5	19,1415	2593,7643	4509,5953	0,0531	1009,9812	5519,5764	21,1767

Tabla 3-8. Valores tenacidad de fractura probetas D5 según temperatura de envejecimiento

Temperatura de envejecimiento 181°C											
Probeta	a	B	b	K (Pa√m)	k (Mpa√m)	N	J _{el} (N/m)	A _{pl}	J _{pl} (N/m)	J _{total}	k (Mpa√m)
D6130	0,0096	0,01	0,0104	17385348,1	17,3853	2312,5081	3720,1004	0,0000	0,0000	3720,1004	17,3853
D6131	0,00967	0,01	0,01033	19001133,0	19,0011	2500,0122	4443,7219	0,0000	0,0000	4443,7219	19,0011
D6132	0,00941	0,01	0,01059	14944310,1	14,9443	2046,8838	2748,7777	0,0430	812,9399	3561,7176	17,0112
D6134	0,009	0,01	0,011	16625326,5	16,6253	2421,8921	3401,9525	0,0079	144,3695	3546,3220	16,9744
D6137	0,00915	0,01	0,01085	13271240,0	13,2712	1890,6337	2167,7584	0,0589	1085,5443	3253,3027	16,2580

Temperatura de envejecimiento 191°C											
D6140	0,00925	0,01	0,01075	14696859,7	14,6969	2062,5059	2658,5019	0,0320	595,1533	3253,6552	16,2589
D6141	0,00933	0,01	0,01067	15777524,6	15,7775	2187,5119	3063,8367	0,0375	702,1852	3766,0219	17,4923
D6142	0,00941	0,01	0,01059	17682247,1	17,6822	2421,8921	3848,2457	0,0592	1117,7891	4966,0348	20,0868
D6144	0,00971	0,01	0,01029	17088961,0	17,0890	2234,3879	3594,3403	0,0000	0,0000	3594,3403	17,0890
D6145	0,00964	0,01	0,01036	16784760,1	16,7848	2218,7659	3467,5135	0,0000	0,0000	3467,5135	16,7848

Temperatura de envejecimiento 201°C											
D6150	0,00948	0,01	0,01052	16489326,6	16,4893	2234,3879	3346,5223	0,0617	1172,8493	4519,3716	19,1622
D6151	0,00976	0,01	0,01024	16139745,8	16,1397	2093,7599	3206,1310	0,0000	0,0000	3206,1310	16,1397
D6152	0,00968	0,01	0,01032	14986837,9	14,9868	1968,7637	2764,4446	0,0584	1131,6616	3896,1063	17,7919
D6153	0,00972	0,01	0,01028	16756715,2	16,7567	2187,5119	3455,9357	0,0372	723,4104	4179,3461	18,4272
D6154	0,00981	0,01	0,01019	16631828,7	16,6318	2140,6359	3404,6140	0,0401	786,4063	4191,0204	18,4530

Tabla 3-9. Valores tenacidad de fractura probetas D6 según temperatura de envejecimiento

Respecto a los valores de tenacidad obtenidos bajo el análisis del parámetro elasto-plástico de J_{el} y J_{pl} , a continuación, se relaciona la Figura 3-4, Figura 3-5 y Figura 3-6 (en dichas figuras se colocó barras de error con base a la desviación estándar del grupo de probetas ensayadas), de variación para cada material, temperatura y dirección. Respecto a los valores de J_{Total} en la Figura 3-4 según el diagrama de barras de error respecto a la desviación estándar para cada temperatura y dirección, se observó que no hay una diferencia respecto a la dirección y temperatura, sin embargo, para saber si es significativa se corroborará con el análisis por anovas del capítulo 4.

En la Figura 3-6 según el diagrama de barras de error para cada temperatura y dirección se observó que no existen diferencias entre las direcciones de corte, esto observado de acuerdo a que las barras de error se traslapan lo que aduce que puede ser que haya o no diferencias significativas, por ello es conveniente corroborar con el análisis por anovas del

| Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

capítulo 4, es importante anotar que este traslape fue característico en los tres materiales y se evidencia en la graficas mostradas.

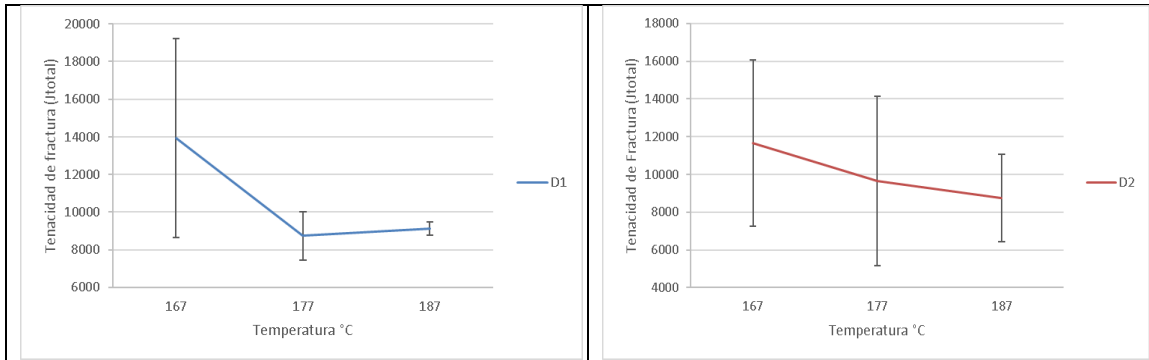


Figura 3-4. Jtotal para dos direcciones y tres temperaturas de envejecimiento para Al-Mg-Si (unidades para tenacidad N/m)

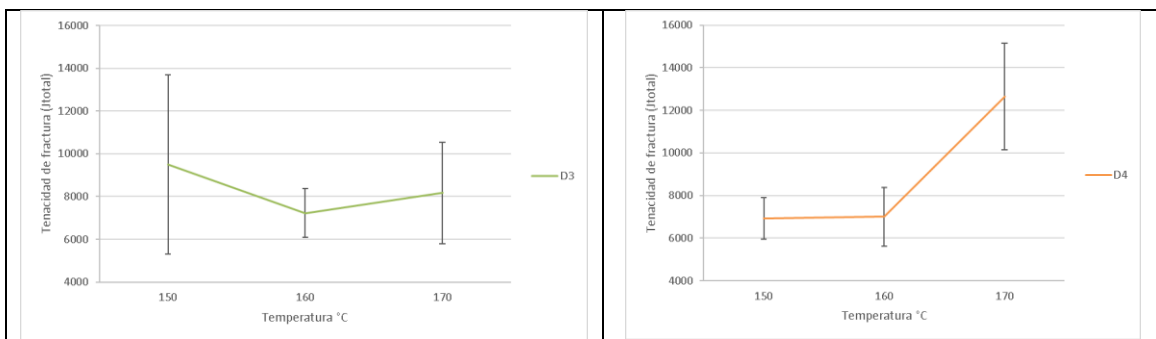


Figura 3-5. Jtotal para dos direcciones y tres temperaturas de envejecimiento para Al-Si (Unidades para tenacidad N/m)

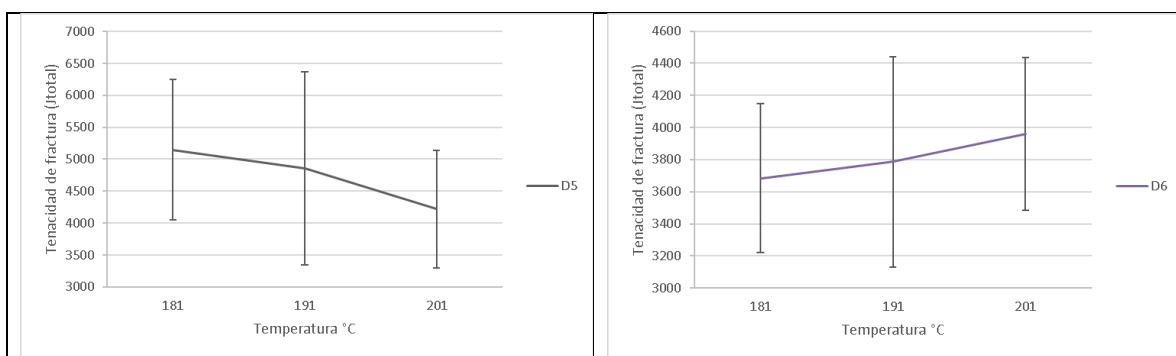


Figura 3-6. Jtotal para dos direcciones y tres temperaturas de envejecimiento para Al-Cu-Si (unidades tenacidad N/m)

3.3.3 Tipo de textura en la zona de fractura

A cada una de las probetas seleccionadas de acuerdo con la Tabla 2-11, se procedió a verificar el tipo de textura en la zona de fractura y preagrietamiento (Figura 3-7), a cada una de las probetas con ayuda del estereoscopio óptico, así como con el microscopio electrónico de barrido (SEM). En la revisión con el estereoscopio se encontró que se tenía un solo tipo de superficie granular (Tipo 1, Figura 3-7), allí se puede observar las marcas de chevron las cuales son características de la fractura frágil. En el anexo G se encuentran las probetas analizadas y la superficie relacionada.

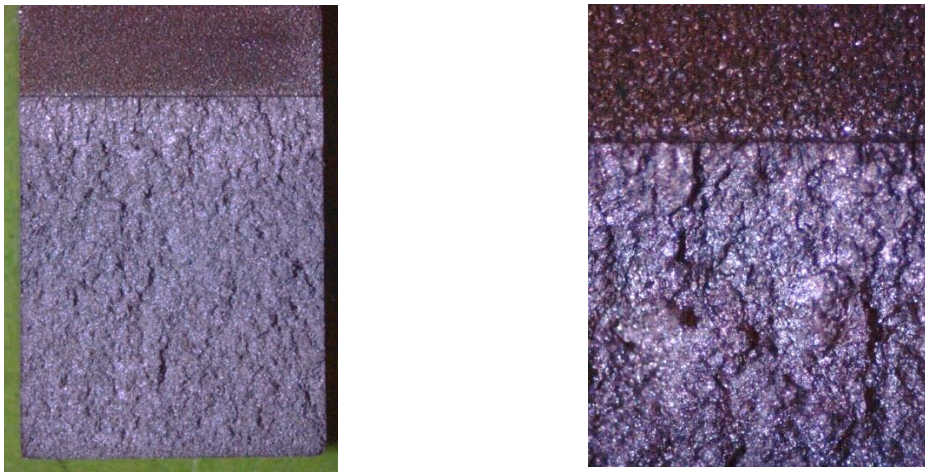


Figura 3-7. Tipología superficie de fractura, aspecto granular en la zona de fractura final

La inspección de la zona de fractura (Figura 3-8) realizada con el microscopio electrónico de barrido SEM, se realizó en tres zonas de la superficie de fractura, la primera en la zona obtenida por preagrietamiento, la segunda zona de transición, es decir, entre el preagrietamiento y la fractura de flexión, la tercera zona de tenacidad o fractura final por flexión.

En la zona de fatiga se evidenció la presencia de estrías, Figura 3-9, así mismo en algunas probetas se identificó presencia de microvacíos dentro de los cuales se observan precipitados evidenciando también la presencia de estrías todo esto en la zona de fatiga o pre-agrietamiento, Figura 3-10. En la zona de fractura generada durante la flexión se presentaron varios tipos de mecanismos microscópicos de fractura, entre los cuales, se pueden identificar, microrechupes y microgrietas (grietas secundarias) teniendo así una fractura transgranular, Figura 3-11.



Figura 3-8. División zonas de inspección SEM

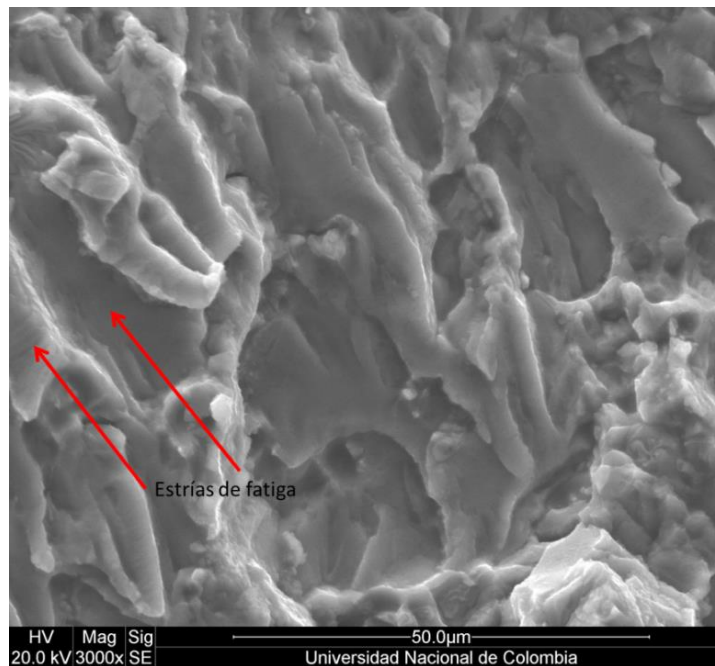


Figura 3-9. Mecanismo microscópico de fractura por fatiga en zona de preagrietamiento, evidencia de estrías de fatiga. 3000X. SEM.

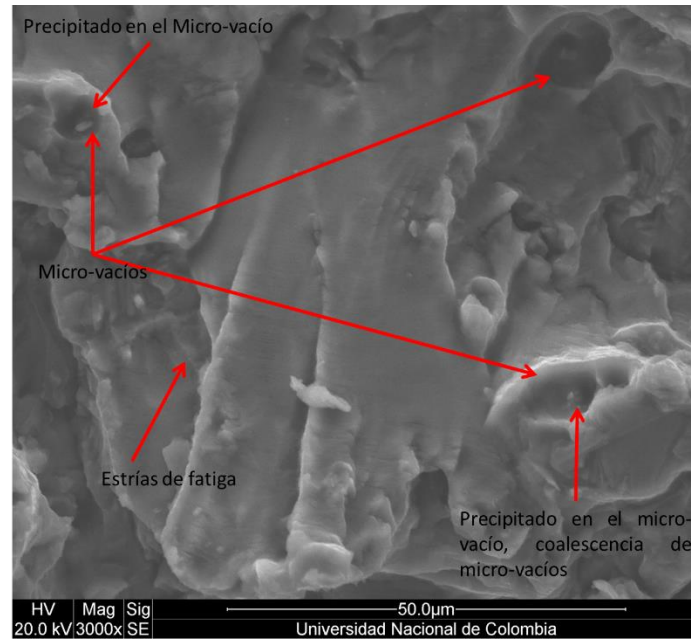


Figura 3-10. Mecanismo microscópico de fractura en zona de preagrietamiento, evidencia de estrías, microvacíos y precipitados dentro de microvacíos. 3000X. SEM.

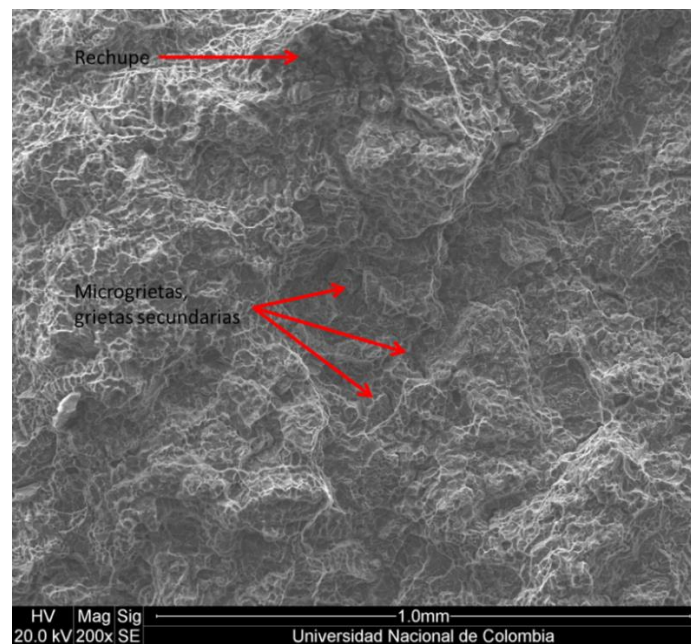


Figura 3-11. Evidencia en zona de fractura por flexión de rechupes y microgrietas. 200X. SEM.

En algunos casos en la zona de preagrietamiento se observó la presencia de células dendríticas rodeadas de precipitados y cristales que fracturaron de forma transgranular como se ve en la Figura 3-12.

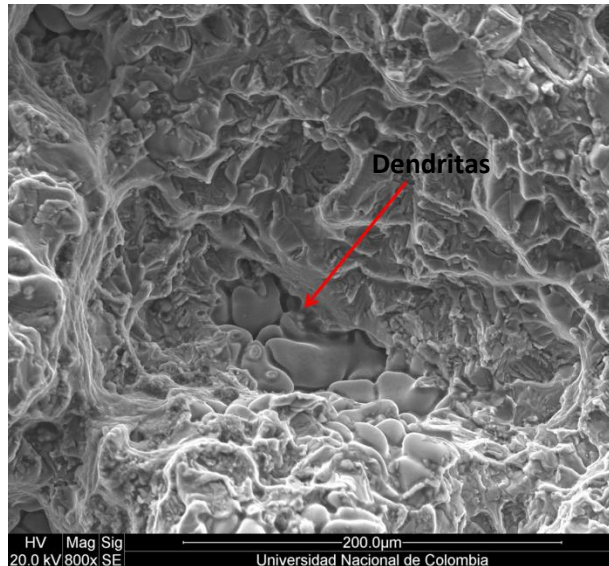


Figura 3-12. Evidencia de dendritas en zona de preagrietamiento. 800X. SEM

Con fotos a altos aumentos fue posible encontrar evidencia de microvacíos (Dimples C) y microgrietas en los cristales (D), Figura 3-13, que se generaron durante el avance de la grieta a través de varios planos de clivaje. En el anexo H se encuentra el tipo de fractura para cada probeta.

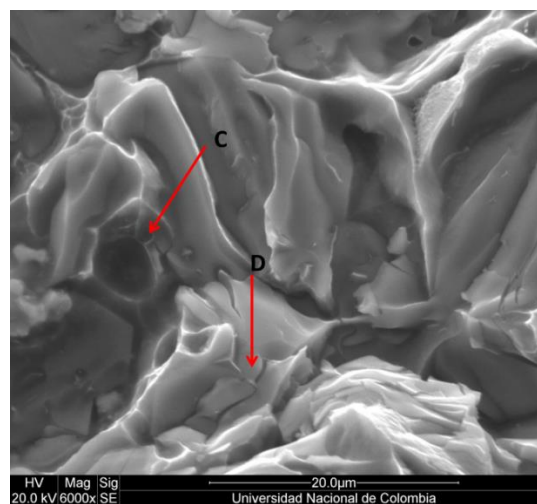


Figura 3-13. Combinación de mecanismo de fractura por clivaje con micro vacíos y microgrietas en zona fracturada durante flexión. 1600X. SEM.

3.4 Análisis de discontinuidades

Después de realizado todo el proceso de pulido como se describió en el capítulo 2, se inspeccionó la sección metalográfica cerca de la superficie de fractura, de cada una de las probetas en el microscopio óptico invertido; en donde se encontró que el material de análisis tenía gran cantidad de discontinuidades, lo que dio indicio a que el material no era laminado como se había dicho por parte del fabricante del material sino que era fundido, por ello se realizó un conteo del porcentaje de discontinuidades en las probetas seleccionadas de acuerdo a la Tabla 2-11, este análisis de discontinuidades fue importante para identificar si ellos cooperaron en la fractura del material como posibles concentradores de esfuerzos. En la Figura 3-14 se aprecian las fotos con las discontinuidades marcadas en rojo de los materiales analizados, el conteo de discontinuidades para todas las probetas se encuentra en el anexo I. En cada una de las probetas se tomaron 3 conteos de discontinuidades en tres diferentes secciones de esta, luego se promediaron los valores.

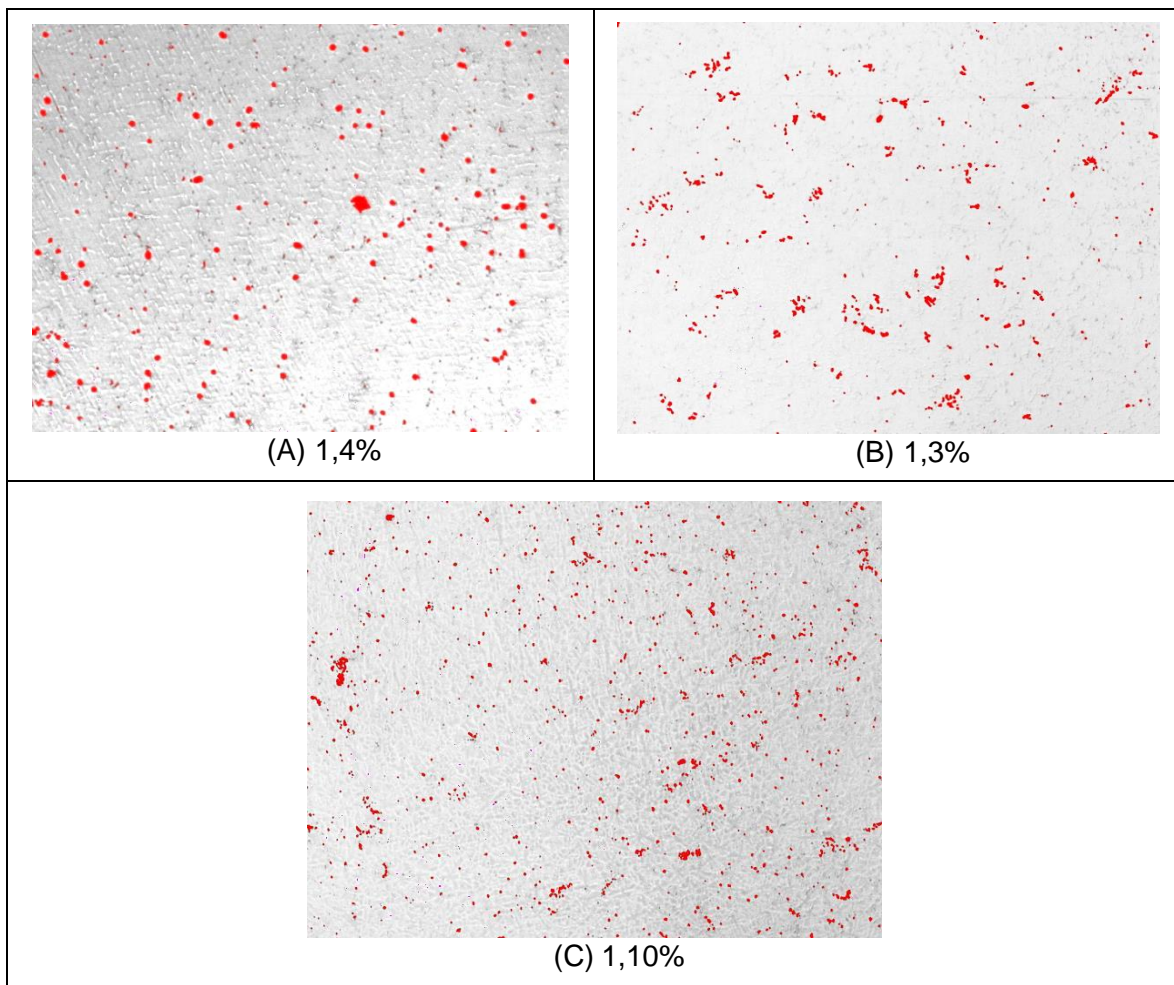


Figura 3-14. Cuantificación de poros en probetas pulidas, (A) Al-Mg-Si, (B) Al-Si y (C) Al-Cu-Si

3.5 Metalografía

Las probetas con la superficie de fractura expuesta y atacada químicamente según se especificó en el capítulo 2, permitieron cotejar las fotos de SEM con las obtenidas en el microscopio óptico invertido; se identificó en cada una de las probetas el tipo de fractura característica, ya fuera intergranular o transgranular. En las probetas de material Al-Cu-Si fue característico la fractura intergranular (Figura 3-15), mientras que en las probetas de material Al-Si y Al-Mg-Si fue característico la fractura transgranular (Figura 3-16). En el anexo H se encuentra los tipos de fractura característicos para cada probeta.

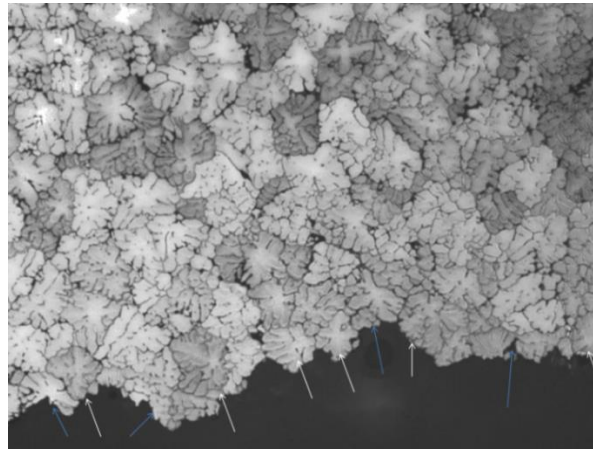


Figura 3-15. Superficie de fractura Al-Cu-Si, fractura predominantemente intergranular siguiendo línea de precipitados

Las flechas blancas en la Figura 3-15 indican fractura intergranular y azules fractura transgranular, pero la fractura predominante fue la intergranular.

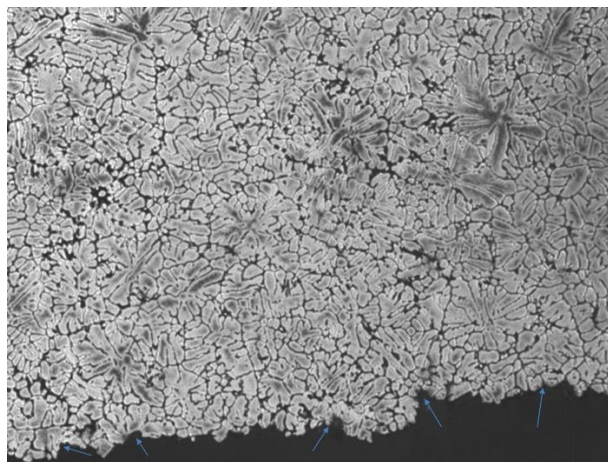


Figura 3-16. Superficie de fractura Al-Si, fractura predominantemente transgranular

3.6 Durezas

Se tomaron durezas en la escala Rockwell B a las probetas seleccionadas, se tomaron 5 mediciones en la sección transversal de acuerdo con el corte C2 (Figura 2-15), luego se procedió a sacar el promedio de las lecturas, así como su desviación estándar, para tomar un valor de su dureza. Las durezas obtenidas se muestran en la Tabla 3-10, Tabla 3-11 y Tabla 3-12 para las probetas D1, D2, D3, D4, D5 y D6.

Probeta	Durezas probetas Al-Mg-Si (D1 y D2)					Promedio	Desviación
D1 (Probeta 54)	30	33	31	31	31	31,2	1,095445115
D1 (Probeta 64)	61	61	61	65	62	62	1,732050808
D1 (Probeta 68)	55	57	55	56	57	56	1
D2 (Probeta 77)	59	59,5	59	59,5	58	59	0,6
D2 (Probeta 86)	59	60	59	58	59	59	0,7
D2 (Probeta 95)	47	46	47,5	48	47	47,1	0,7

Tabla 3-10. Valores de dureza para las probetas D1 y D2

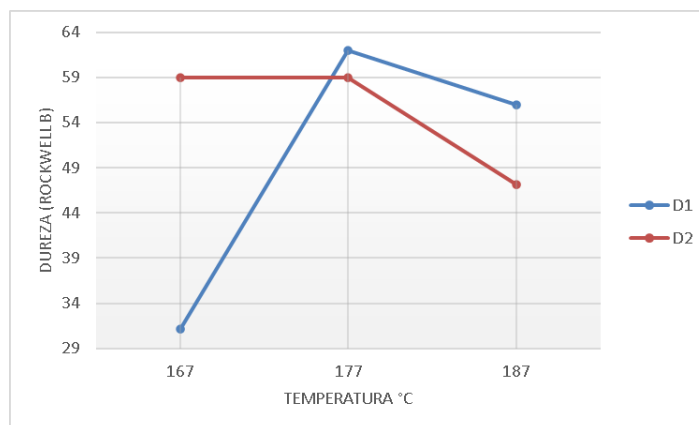


Figura 3-17. Durezas vs temperatura de envejecimiento de acuerdo con la dirección del lingote Al-Mg-Si

Probeta	Durezas probetas Al-Si (D3 y D4)					Promedio	Desviación
D3(Probeta 27)	57,5	59,5	60	60	59,3	59,26	1,031018914
D3 (Probeta 37)	64,5	66	66	66,5	66	65,8	0,758287544
D3 (Probeta 47)	65	66	67	67	66	66,2	0,836660027
D4(Probeta 5)	62	62	65	62	62	62,6	1,341640786
D4(Probeta 10)	64,5	66	64,5	65,5	65	65,1	0,651920241
D4(Probeta 19)	61	63	63	62,5	62	62,3	0,836660027

Tabla 3-11. Valores de dureza para las probetas D3 y D4

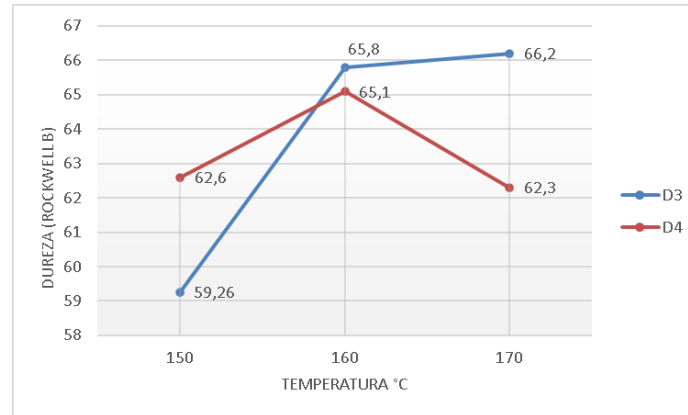


Figura 3-18. Durezas vs temperatura de envejecimiento de acuerdo con la dirección del lingote Al-Si

Probeta	Durezas Al-Cu-Si (D5 y D6)					Promedio	Desviación
D5(Probeta 103)	60	61	61,5	62	62	61,3	0,836660027
D5(Probeta 115)	64	66	65,5	65	65,5	65,2	0,758287544
D5(Probeta 125)	44	45	44	44	44	44,2	0,447213595
D6(Probeta 132)	68	68	67,5	67,5	66	67,4	0,821583836
D6(Probeta 140)	42	44,5	44	43	42,5	43,2	1,036822068
D6(Probeta 152)	41	43,5	43	43	41,5	42,4	1,083974169

Tabla 3-12. Valores de dureza para las probetas D5 y D6

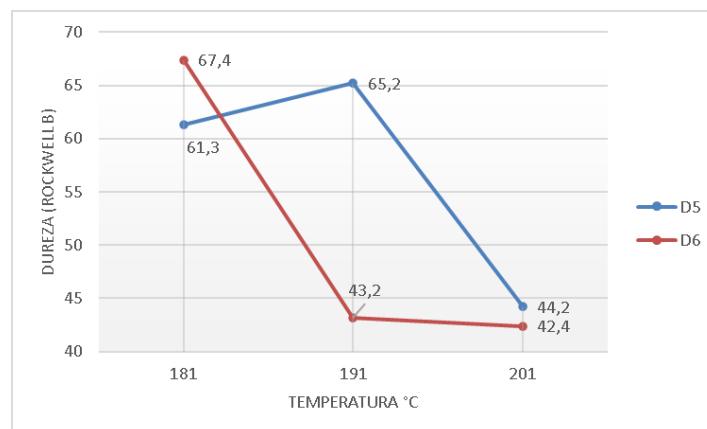


Figura 3-19. Durezas vs temperatura de envejecimiento de acuerdo con la dirección del lingote Al-Cu-Si

3.7 Pruebas de Tafel

De acuerdo al montaje realizado según apartado 2.8 a cada una de las probetas seleccionadas y al correr el ensayo, se obtuvo la gráfica Tafel a través del software Gamry Echem Analyst, allí se determinaron las pendientes de Tafel; para ello, de acuerdo a la norma ASTM G102-89 [41] en el apartado 5.3.5 se aconseja tomar un voltaje en el rango de 20 a 50 mV respecto al potencial de corrosión E_{corr} , es decir, tomar dos puntos uno por arriba y otro por debajo de E_{corr} de acuerdo a la gráfica Tafel obtenida, con estos dos puntos en el software en la sección potenciodinámica se utiliza la herramienta “Tafel Fit”, la cual arroja los valores de Rp (resistencia a la polarización), los coeficientes de Tafel anódico y catódico β_a y β_c , I_{corr} , E_{corr} . En la Figura 3-20 se muestran las curvas Tafel características. En el anexo J se encuentran las curvas para cada una de las probetas ensayadas y los valores arrojados por el software.

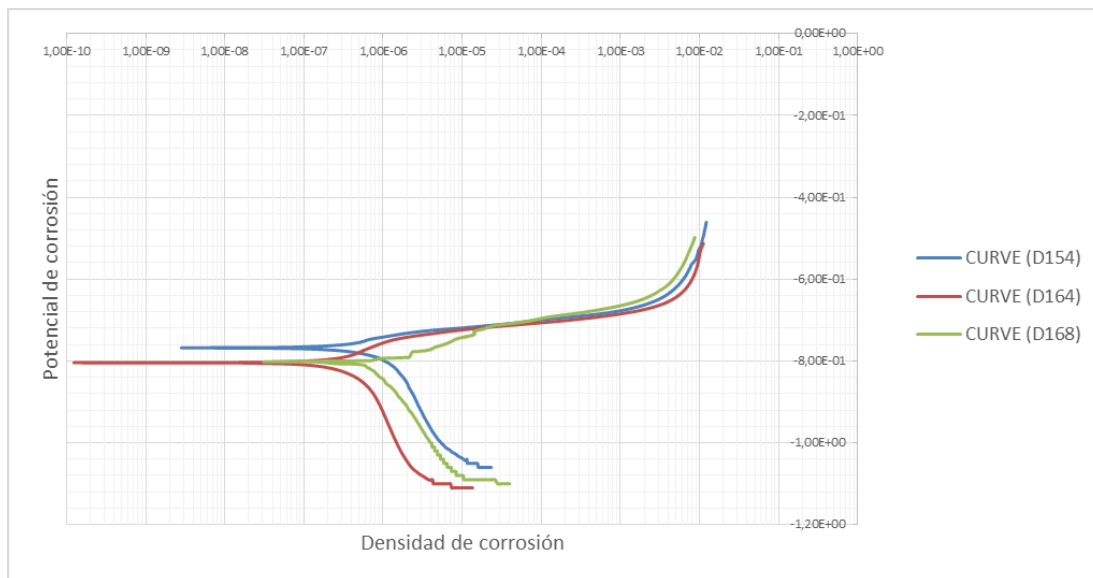


Figura 3-20. Curva Tafel, comparación de graficas obtenidas del software Gamry en función de la temperatura.

Acorde a las probetas significativas seleccionadas se obtuvo el valor de la corriente de corrosión y potencial de corrosión, para cada uno de los materiales, temperaturas y direcciones analizados, que se presentan en la Tabla 3-13 para valor de corriente de corrosión y la Tabla 3-14 para valores de potencial de corrosión, a partir de ellos es posible realizar un análisis ANOVA e identificar las diferencias significativas para cada uno de los tratamientos.

Material	Al-Mg-Si		
	Temperatura °C		
Dirección lingote	167	177	187
D1	25,9	140	196
D2	201	36,8	52,2
Material	Al-Si		
	Temperatura °C		
Dirección lingote	150	160	170
D3	52,7	54	66,2
D4	24,8	142	56,3
Material	Al-Cu-Si		
	Temperatura °C		
Dirección lingote	181	191	201
D5	8,4	108	73
D6	36,2	37,4	154

Tabla 3-13. Valores de corriente de corrosión en función del tipo de material, temperatura de envejecimiento y dirección

Material	Al-Mg-Si		
	Temperatura °C		
Dirección de lingote	167	177	187
D1	-762	-804	-805
D2	-765	-747	-763
Material	Al-Si		
	Temperatura °C		
Dirección de lingote	150	160	170
D3	-734	-821	-803
D4	-746	-804	-816
Material	Al-Cu-Si		
	Temperatura °C		
Dirección de lingote	181	191	201
D5	-683	-740	-766
D6	-693	-734	-740

Tabla 3-14. Valores de potencial de corrosión en función del tipo de material, temperatura de envejecimiento y dirección

3.8 Difracción de rayos X

Con base en el arreglo de cada uno de los difractogramas de acuerdo al apartado 2.10, se obtuvo los compuestos para cada material, lo que permitió verificar la presencia de precipitados en los materiales envejecidos, en la Figura 3-21 se observa un difractograma característico del material Al-Mg-Si en donde se observan los picos identificados por el software Highscore Plus, así como los posibles candidatos de acuerdo a la base de datos utilizada o revisión de patrones en artículos de investigación y su correspondiente selección de acuerdo a los constituyentes de fase esperados. En el anexo K se encuentran los difractogramas para cada una de las probetas ensayadas y los valores arrojados por el software.

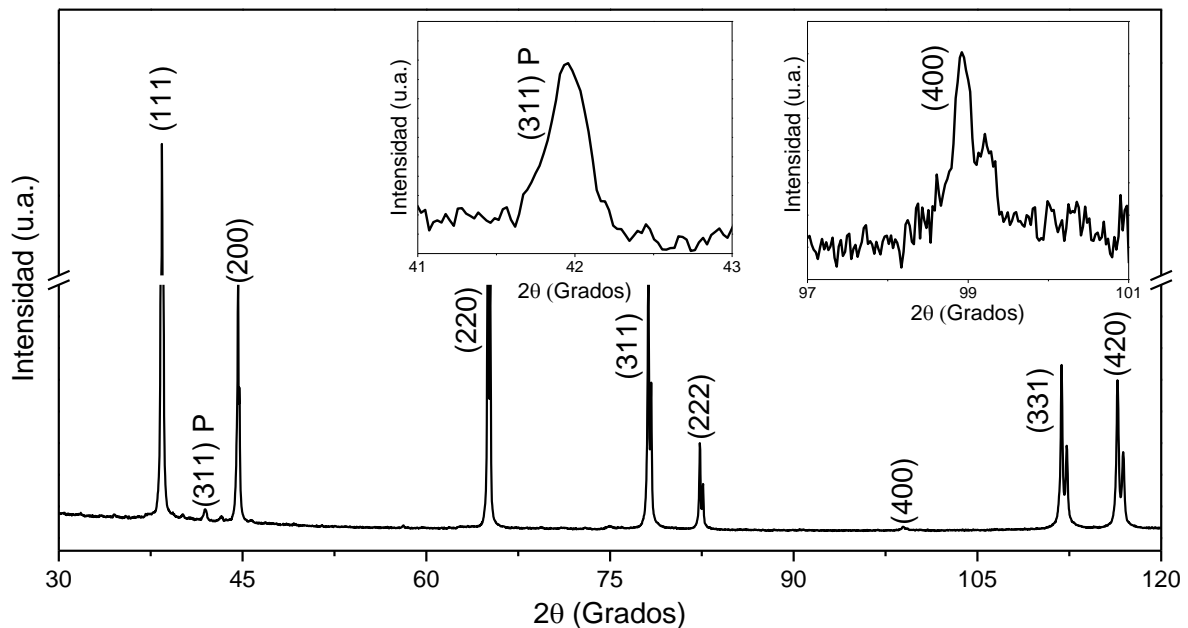


Figura 3-21. Difractograma para el material Al-Mg-Si (probeta D277), se observan los picos identificados por el software Highscore Plus, el pico identificado con la letra P hace alusión al precipitado encontrado en la muestra

Por cada probeta analizada por difracción de rayos X, se obtuvo una tabla resumen (Tabla 3-15) de cada uno de los picos, relacionando la base de datos de la cual se obtuvo la identificación, la identificación del compuesto, así como el plano cristalográfico con sus índices de Miller correspondientes. En el anexo K se presentan por probeta la tabla resumen.

| Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en la tenacidad de fractura y la resistencia a la corrosión de tres aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si y Al-Si

No.	Pos. [°2θ]	d-spacing [Å]	Height [cts]	PDF	Compuesto	h	k	l	Estructura	Grupo espacial
1	22,42	3,96	444	96-901-1647	Si	2	0	0	Orthorhombic	C m c a
2	26,51	3,3615	198	96-433-4345	Al-Mg-Si	0	2	0	Tetragonal	P 4/n c c
3	38,4058	2,34194	62414,67	ICDD 03-065-2869	Al	1	1	1	Cubic	Fm-3m
4	40,1385	2,2525	256	96-433-4345	Al-Mg-Si	0	0	6	Tetragonal	P 4/n c c
5	41,9255	2,15667	842	96-901-6682	Fe-Si	0	1	2	Hexagonal	P 63/m c m
6	43,2771	2,10017	315	96-433-4345	Al-Mg-Si	1	3	1	Tetragonal	P 4/n c c
7	44,6226	2,02903	16864,43	ICDD 03-065-2869	Al	2	0	0	Cubic	Fm-3m
8	45,7482	1,98	162	96-901-1647	Si	4	0	0	Orthorhombic	C m c a
9	65,0396	1,43287	37373,72	ICDD 03-065-2869	Al	2	2	0	Cubic	Fm-3m
10	75,06	1,26893	174	96-433-4345	Al-Mg-Si	5	1	2	Tetragonal	P 4/n c c
11	78,1252	1,22237	21343,31	ICDD 03-065-2869	Al	3	1	1	Cubic	Fm-3m
12	82,3376	1,17017	6595,63	ICDD 03-065-2869	Al	2	2	2	Cubic	Fm-3m
13	98,9288	1,01355	273,55	ICDD 03-065-2869	Al	4	0	0	Cubic	Fm-3m
14	111,8671	0,92988	12777,44	ICDD 03-065-2869	Al	3	3	1	Cubic	Fm-3m
15	116,436	0,90617	11714,96	ICDD 03-065-2869	Al	4	2	0	Cubic	Fm-3m

Tabla 3-15. Tabla resumen de los picos identificados en los difractogramas de acuerdo con la altura de estos (cuentas) y el plano cristalográfico, material Al-Mg-Si (probeta D277)

3.9 Resumen de resultados por tratamiento

En la Tabla 3-16 se realiza un resumen de los resultados por tratamiento, de esta forma se puede observar de forma global los resultados de las pruebas realizadas a las probetas seleccionadas, en la primera columna se especifica el material, en la segunda y en su respectivo orden temperatura de envejecimiento, dirección, J_{total} , el equivalente de J_{el} con K_{Ic} .

Material	Temperatura	Dirección	J total (N/m)	K _{Ic} (Mpa√m)	Tipo de gráfica	Textura de fractura en flexión	Tipo de trayectoria	Tipo de fractura zona de flexión
Al-Mg-Si	167	D1	12620,42	31,25	L	I	II	Transgranular + micro vacíos
Al-Mg-Si	177	D1	10187,88	28,08	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Mg-Si	187	D1	8831,53	26,14	L	I	II	Transgranular + micro vacíos
Al-Mg-Si	167	D2	8065,81	24,98	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Mg-Si	177	D2	6571,28	22,55	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Mg-Si	187	D2	7128,63	23,49	L	I	II	Transgranular + micro vacíos
Al-Si	150	D3	5827,57	21,23	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Si	160	D3	7187,80	23,57	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Si	170	D3	6000,38	21,54	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Si	150	D4	7695,43	24,39	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Si	160	D4	6157,10	21,82	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Si	170	D4	14766,67	33,79	L	I	I	Transgranular + micro vacíos
Al-Cu-Si	181	D5	5625,89	21,38	L	I	I	Intergranular
Al-Cu-Si	191	D5	4443,77	19,00	L	I	I	Intergranular
Al-Cu-Si	201	D5	4595,39	19,32	L	I	I	Intergranular
Al-Cu-Si	181	D6	3521,07	16,91	L	I	I	Intergranular
Al-Cu-Si	191	D6	3223,90	16,18	L	I	I	Intergranular
Al-Cu-Si	201	D6	3839,52	17,66	L	I	II	Intergranular

Tabla 3-16. Resumen de resultados por tratamiento para evaluación de la tenacidad de fractura

En la Tabla 3-17, se observa el resumen de los datos de corriente de corrosión, potencial de corrosión, así como la tasa de corrosión de cada uno de los materiales analizados, con esto tener un mejor análisis y entendimiento de los resultados obtenidos en los ensayos realizados.

Material	Temperatura	Dirección	Probeta	Icorr (nA)	Ecorr (mV)	CR (mpy)
Al-Mg-Si	167	D1	D154	25,9	-762	1,29E-01
Al-Mg-Si	177	D1	D164	140	-804	6,98E-01
Al-Mg-Si	187	D1	D168	196	-805	9,78E-01
Al-Mg-Si	167	D2	D277	201	-765	1
Al-Mg-Si	177	D2	D286	36,8	-747	1,83E-01
Al-Mg-Si	187	D2	D295	52,2	-763	2,60E-01
Al-Si	150	D3	D327	52,7	-734	2,56E-01
Al-Si	160	D3	D337	54	-821	2,62E-01
Al-Si	170	D3	D347	66,2	-803	3,21E-01
Al-Si	150	D4	D45	24,8	-746	1,20E-01
Al-Si	160	D4	D410	142	-804	6,88E-01
Al-Si	170	D4	D419	56,3	-816	2,73E-01
Al-Cu-Si	181	D5	D5103	8,4	-683	4,26E-02
Al-Cu-Si	191	D5	D5115	108	-740	5,47E-01
Al-Cu-Si	201	D5	D5125	73	-766	3,70E-01
Al-Cu-Si	181	D6	D6132	36,2	-693	1,83E-01
Al-Cu-Si	191	D6	D6140	37,4	-734	1,90E-01
Al-Cu-Si	201	D6	D6152	154	-740	7,79E-01

Tabla 3-17. Resumen de resultados por tratamiento para evaluación del comportamiento bajo corrosión

4. Análisis de pruebas y resultados

4.1 Análisis estadístico de los resultados de tenacidad de fractura

Para determinar la influencia de las temperaturas y las direcciones sobre las tenacidades obtenidas, se realizó un análisis de datos por anovas, el ANOVA (Analysis Of Variance) o análisis de varianza es un procedimiento estadístico que permite comparar efectos de tratamientos en la respuesta observada sobre unidades experimentales.

Para el análisis de este proyecto se utilizaron dos modelos, el primero es para los materiales y está dado a continuación:

$$Y_{ijkl} = \mu + \alpha_i + \beta_{j(i)} + \gamma_{k(i)} + \epsilon_{i(jkl)}$$

Donde Y_{ijkl} es la observación de la tenacidad de la i -ésima unidad con la k -ésima dirección de corte, la j -ésima temperatura y el i -ésimo material; μ es el efecto medio, α_i es el efecto del i -ésimo material, $\beta_{j(i)}$ es el efecto de la j -ésima temperatura dentro del material i -ésimo y $\gamma_{k(i)}$ es el efecto de la k -ésima dirección en el material i -ésimo, $\epsilon_{i(jkl)}$ es el error experimental, el cual se distribuye normalmente con media cero y varianza constante (homocedasticidad) $\epsilon_{i(jkl)} \sim N(0, \sigma^2)$.

En este modelo se está interesado en el efecto del material, por lo cual, se plantean las hipótesis siguientes:

$$\begin{cases} H_0: \alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 \\ \quad \quad \quad \text{vs} \\ H_a: \alpha_i \neq \alpha_{i'} \text{ para algun } i \neq i' \end{cases}$$

En caso de rechazar la hipótesis nula se obtienen diferencias entre los tres materiales, la hipótesis se rechaza si F Calculado es mayor al F crítico.

Después se analizó cada material, ya que las temperaturas de envejecimiento eran diferentes para cada uno, es decir, se planteó el siguiente modelo para cada grupo de material.

$$Y_{jkl} = \mu + \beta_j + \gamma_k + (\beta\gamma)_{jk} + \epsilon_{jkl}$$

Donde Y_{jkl} es la observación de la tenacidad de la l -ésima unidad con la k -ésima dirección de corte y la j -ésima temperatura; μ es el efecto medio, β_j es el efecto de la j -ésima temperatura, γ_k es el efecto de la k -ésima dirección de corte, ϵ_{jkl} es el error experimental, el cual se distribuye normalmente con media cero y varianza constante (homocedasticidad) $\epsilon_{i(jkl)} \sim N(0, \sigma^2)$.

En este modelo se está interesado en el efecto de la dirección, la temperatura y la interacción, por lo cual se plantea las 3 pruebas de hipótesis siguientes:

$$\left\{ \begin{array}{l} H_0: \beta_1 = \beta_2 = \beta_3 \\ \quad \quad \quad vs \\ H_a: \beta_j \neq \beta_{j'} \text{ para algun } j \neq j' \end{array} \right.$$

$$\left\{ \begin{array}{l} H_0: \gamma_1 = \gamma_2 \\ \quad \quad \quad vs \\ H_a: \gamma_1 \neq \gamma_2 \end{array} \right.$$

En cada una de las hipótesis se rechaza la hipótesis nula si el F Calculado es mayor al F crítico.

Es de aclarar que cuando se rechazan las hipótesis nulas y se tienen más de dos niveles de tratamiento, como en el caso de material y temperatura hay que realizar una prueba de comparaciones múltiples, para este proyecto se usó la prueba de Tukey, es un método basado en intervalos de confianza, este es usado para comparar la totalidad de los contrastes de medias, se basa en el hecho que bajo la hipótesis nula la totalidad de comparaciones al nivel de significancia de la tabla ANOVA se ubican dentro del intervalo con región crítica dado por la distribución de Tukey, este método exige balanceamiento lo cual se cumple en este diseño, para los resultados en adelante las letras indican los grupos de tratamientos con efectos que no difieren significativamente.

Cuando la interacción entre la temperatura y la dirección es significativa en alguno de los materiales, ésta se debe a que existe por lo menos un nivel de temperatura y una dirección con efecto distinto a otra posible combinación. La tabla ANOVA identifica si globalmente existen estas diferencias o no, pero no da información de cual pareja o parejas de combinaciones son las diferentes. Para este objetivo es necesario plantear un modelo de regresión lineal y por medio de pruebas t para diferencia de medias comparar los efectos de cada combinación contra el número cero [42]. Se pueden presentar tres casos para cada combinación: si es significativamente igual a cero y se concluye que esta combinación no tiene un efecto sobre la tenacidad, si es significativamente mayor a cero y se concluye que esta combinación tiene un efecto positivo sobre la tenacidad y por último si es significativamente menor a cero y se concluye que esta combinación tiene un efecto negativo sobre la tenacidad.

4.1.1 Análisis de varianza de acuerdo con los modelos planteados

Para los análisis de varianzas se dividió así: se realizó el anova para los valores de J_{total} a nivel global y por grupo de materiales. Para el J_{total} primero se realizó la tabla ANOVA tomado los datos presentados en la Tabla 4-1, este análisis sirvió para comprobar las diferencias entre materiales, más no respecto a las temperaturas por ser estas diferentes para cada material.

J Total (N/m)	Material	Temperatura	Dirección
21256,4871	Al-Mg-Si	167	D1
13273,7756	Al-Mg-Si	167	D1
12620,4241	Al-Mg-Si	167	D1
8630,1466	Al-Mg-Si	167	D1
9335,0647	Al-Mg-Si	177	D1
7253,3537	Al-Mg-Si	177	D1
8189,9418	Al-Mg-Si	177	D1
10187,8843	Al-Mg-Si	177	D1
8831,5335	Al-Mg-Si	187	D1
9063,9079	Al-Mg-Si	187	D1
9494,9906	Al-Mg-Si	187	D1
8065,8053	Al-Mg-Si	167	D2
7459,0808	Al-Mg-Si	167	D2
18473,3879	Al-Mg-Si	167	D2
11670,2083	Al-Mg-Si	167	D2
12609,4728	Al-Mg-Si	167	D2
6571,2804	Al-Mg-Si	177	D2
17267,3051	Al-Mg-Si	177	D2
6105,4233	Al-Mg-Si	177	D2
9269,2341	Al-Mg-Si	177	D2
9047,0041	Al-Mg-Si	177	D2
7982,1353	Al-Mg-Si	187	D2
7128,6305	Al-Mg-Si	187	D2
12595,4158	Al-Mg-Si	187	D2
6919,9869	Al-Mg-Si	187	D2
9162,4565	Al-Mg-Si	187	D2
15193,5729	Al-Si	150	D3
12714,8863	Al-Si	150	D3
7462,8387	Al-Si	150	D3
5827,5705	Al-Si	150	D3

Tabla 4-1. Datos para J_{total} para verificar la diferencia entre materiales

6334,7445	Al-Si	150	D3
7157,8021	Al-Si	160	D3
8676,1407	Al-Si	160	D3
5515,8873	Al-Si	160	D3
7187,8034	Al-Si	160	D3
7598,1537	Al-Si	160	D3
7091,6798	Al-Si	170	D3
7085,1941	Al-Si	170	D3
12058,1967	Al-Si	170	D3
6000,3823	Al-Si	170	D3
8584,7568	Al-Si	170	D3
6254,5427	Al-Si	150	D4
5673,4103	Al-Si	150	D4
7022,7335	Al-Si	150	D4
7963,4548	Al-Si	150	D4
7695,4301	Al-Si	150	D4
7902,1399	Al-Si	160	D4
5149,4078	Al-Si	160	D4
6157,1044	Al-Si	160	D4
7212,3383	Al-Si	160	D4
8607,2997	Al-Si	160	D4
11027,0116	Al-Si	170	D4
9757,4401	Al-Si	170	D4
12015,3636	Al-Si	170	D4
15662,6389	Al-Si	170	D4
14766,6685	Al-Si	170	D4
5625,8925	Al-Cu-Si	181	D5
6362,6283	Al-Cu-Si	181	D5
3898,7610	Al-Cu-Si	181	D5
5775,5376	Al-Cu-Si	181	D5
4065,2558	Al-Cu-Si	181	D5
4250,2673	Al-Cu-Si	191	D5
3181,8433	Al-Cu-Si	191	D5
4443,7680	Al-Cu-Si	191	D5
5164,3598	Al-Cu-Si	191	D5
7235,7864	Al-Cu-Si	191	D5
3804,3772	Al-Cu-Si	201	D5

Continuación Tabla 4-1. Datos para Jtotal para verificar la diferencia entre materiales

4246,2929	Al-Cu-Si	201	D5
2980,8146	Al-Cu-Si	201	D5
4595,3877	Al-Cu-Si	201	D5
5469,0774	Al-Cu-Si	201	D5
3720,1004	Al-Cu-Si	181	D6
4443,7219	Al-Cu-Si	181	D6
3521,0706	Al-Cu-Si	181	D6
3539,1035	Al-Cu-Si	181	D6
3199,0255	Al-Cu-Si	181	D6
3223,8975	Al-Cu-Si	191	D6
3730,9126	Al-Cu-Si	191	D6
4910,1453	Al-Cu-Si	191	D6
3594,3403	Al-Cu-Si	191	D6
3467,5135	Al-Cu-Si	191	D6
4460,7291	Al-Cu-Si	201	D6
3206,1310	Al-Cu-Si	201	D6
3839,5232	Al-Cu-Si	201	D6
4143,1756	Al-Cu-Si	201	D6
4151,7001	Al-Cu-Si	201	D6

Continuación Tabla 4-1. Datos para J_{total} para verificar la diferencia entre materiales

La Tabla 4-2 muestra el análisis de varianza ANOVA obtenido:

	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	F calculado	Valor P	F crítico
Material	2	553529960	276764980	44,3800	4,65E-13	3,1317

Tabla 4-2. Análisis de varianza para J_{total}

Por lo cual, se observó efecto significativo del material porque el F crítico es menor que el F calculado, después se realizó la prueba de comparaciones múltiples para observar las diferencias entre materiales, esto se realiza por medio de comparaciones múltiples de Tukey y los resultados se muestran en la Tabla 4-3:

Grupos	Tratamiento	Medias
a	Al-Mg-Si	10325.551
b	Al-Si	8578.553
c	Al-Cu-Si	4275.038

Tabla 4-3. Comparaciones múltiples de Tukey

De acuerdo con los resultados de la Tabla 4-3 el material Al-Mg-Si genera un mayor J_{total} , le sigue el material Al-Si y por último el Al-Cu-Si.

Se continuó con el análisis de varianza por grupo de material, iniciando con el material Al-Mg-Si, se realizó la tabla ANOVA de un factorial 2*3 para medir posibles efectos de dirección y de temperatura, los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4-4:

	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado Medio	F Calculado	Valor P	F crítico
Temperatura	2	75351590.1	37675795	2.8002	0.0847	3.4928
Dirección	1	3271459.32	3271459.32	0.2431	0.6273	4.3512
Interacción	2	11511163.4	5755581.71	0.4278	0.6278	3.4928
Errores	20	269088971	13454448.3			

Tabla 4-4. Análisis de varianza de J_{total} para Al-Mg-Si

Observando que no existen diferencias significativas entre las temperaturas y las direcciones de corte dentro del lingote.

Ahora para el material Al-Si se realizó la tabla ANOVA de un factorial 2*3 para medir posibles efectos de dirección y de temperatura, los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4-5:

	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado Medio	F Calculado	Valor P	F crítico
Temperatura	2	56062003,9	28031002	5,0148	0,0151	3,4028
Dirección	1	2339346,73	2339346,73	0,4185	0,5238	4,2597
Interacción	2	64702331,3	32351165,7	5,7877	0,0088	3,4028
Errores	24	134151136	5589630,65			

Tabla 4-5. Análisis de varianza de J_{total} para Al-Si

Por lo cual, existen diferencias significativas entre las temperaturas y su interacción con las direcciones de corte, observando que los F-calculados fueron mayores que el F-crítico razón por la que se presenta el orden para estos dos factores:

Para temperaturas (Tabla 4-6),

Grupos	Tratamiento (°C)	Medias
a	170	13240
ab	150	11110
b	160	10030

Tabla 4-6. Comparaciones múltiples de Tukey para temperaturas, material Al-Si

Donde se observa que la diferencia existe entre 170 °C que genera valores significativamente más grandes que 160 °C; 150°C no se diferencia de las otras dos.

Respecto a las interacciones se presentan en la Tabla 4-7.

Grupos	Jtotal	Interacción
a	12645.825	170-D4
ab	9506.723	150-D3
ab	8164.042	170-D3
b	7227.157	160-D3
b	7005.658	160-D4
b	6921.914	150-D4

Tabla 4-7. Interacción entre temperatura y dirección, material Al-Si y valores de Jtotal

Como la interacción fue significativa esta se debe a que la combinación de temperatura 170 y dirección de corte 4 genera valores de Jtotal más altos que las demás posibles combinaciones que no difieren entre sí.

Ahora para el material Al-Cu-Si se realizó la tabla ANOVA de una factorial 2*3 para medir posibles efectos de dirección y de temperatura, los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4-8:

	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado Medio	F Calculado	Valor P	F crítico
Temperatura	2	560096,651	280048,326	0,3227	0,7272	3,4028
Dirección	1	6485782,56	6485782,56	7,4747	0,0116	4,2597
Interacción	2	1879630,99	939815,497	1,0831	0,3545	3,4028
Errores	24	20824592,5	867691,352			

Tabla 4-8. Análisis de varianza de Jtotal para Al-Cu-Si

Por lo cual, existen diferencias significativas entre las direcciones de corte dado que el F calculado es mayor que el F crítico y por esta razón se presenta el orden para estos dos factores:

Para dirección (Tabla 4-9),

Grupos	Tratamientos	Medias
a	D5	4740.003
b	D6	3810.073

Tabla 4-9. Comparaciones múltiples de Tukey para direcciones, material Al-Cu-Si

Donde se observa que la diferencia existe dado que la dirección 5 genera valores más altos que la dirección 6.

4.2 Análisis de metalografía y difracción de rayos X

4.2.1 Identificación de fases

Después de realizado el ataque químico en las muestras de los materiales en estudio, es posible identificar de cierta manera los colores naturales de las fases presentes. Para ello fue importante verificar las morfologías presentes a un aumento de 800x, las fases que se distinguen pueden ser granos de fase alfa, posiblemente compuestos que no contienen aluminio o compuestos que contienen aluminio y uno o más elementos de aleación. En la Tabla 2-15, se relacionaron las fases más comunes en aleaciones comerciales, con ello dando la indicación de lo que se debe encontrar en la microestructura y contrastar con lo expuesto en los difractogramas. A continuación, se presentarán las evidencias de lo encontrado en las metalografías por material.

Material Al-Mg-Si

Para este material en la Figura 4-1, realizado el pulido en la fase de preparación metalográfica fue arrancado el material producto de los precipitados gruesos que están interdendritas, por ello se puede decir que posiblemente los precipitados que allí se encontraban pueden ser de silicio puro en función de la morfología presentada y compuestos Inter metálicos de $Al_xSi_yMg_z$. En especial en este material con base al pulido y ataque realizado en la Figura 4-2 y Figura 4-3, también se presenta que el precipitado grueso interdendritas arrancado por el proceso mencionado, hecho que permite decir que la posibilidad de encontrar el compuesto $Al_xSi_yMg_z$ es una opción válida. En la Figura 4-3 se aprecia a la temperatura de 187°C por encima de la recomendada la coalescencia de precipitados finos producto del tratamiento térmico de envejecimiento, estos precipitados finos en concordancia a la composición química y la Tabla 2-15 pueden ser Mg_xSi_y o $Al_xCu_yMg_zSi_a$. De acuerdo con los picos identificados en los difractogramas se encuentran picos 26.51°, 40.13°, 43.27°, 75.06° de $Al_xSi_yMg_z$ COD 96-433-4345, también se encontró un pico de Silicio ICDD 96-901-1647 en 22.42° lo que permite contrastar lo encontrado en las metalografías. En la Figura 4-4 es evidente que al aumentar la temperatura la presencia de los precipitados es más notable, para ello, en el análisis de los difractogramas se observó que para $Al_xSi_yMg_z$ a la temperatura de 167°C por ejemplo para el ángulo 40.13° el número de cuentas fue de 256, para la temperatura de 177°C a este ángulo fue de 319 cuentas y para 187°C fue de 626 cuentas, la cinética del crecimiento de los precipitados está en función directa de la temperatura [35].

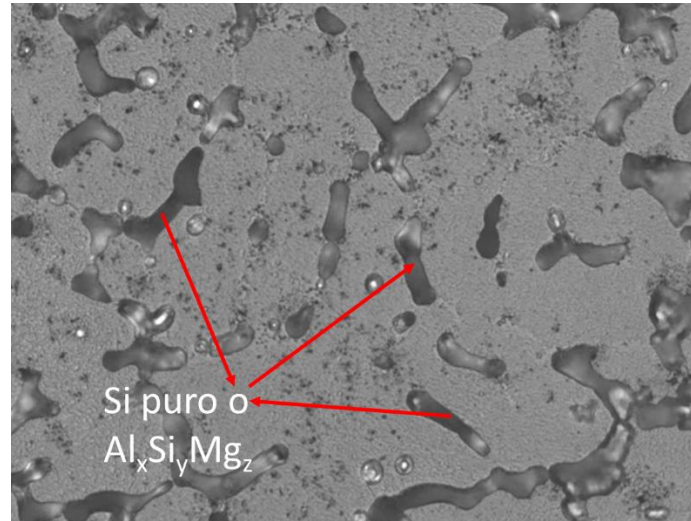


Figura 4-1. Identificación de fases constituyentes, material Al-Mg-Si, temperatura de envejecimiento 167°C. 800x

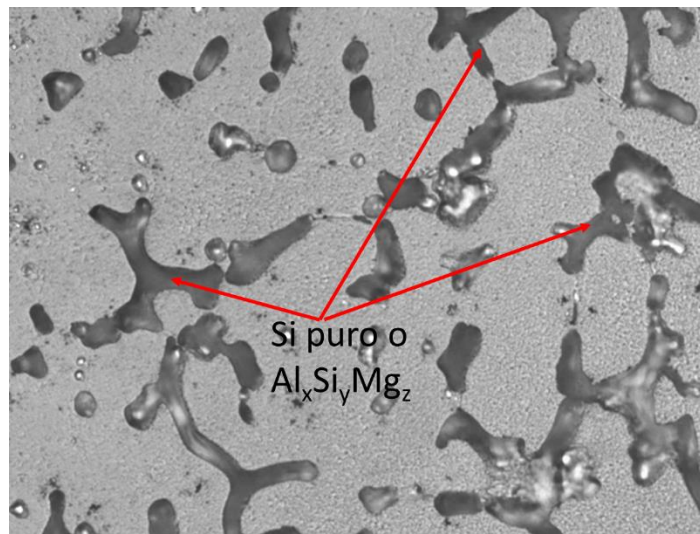


Figura 4-2. Identificación de fases constituyentes, material Al-Mg-Si, temperatura de envejecimiento 177°C. 800x

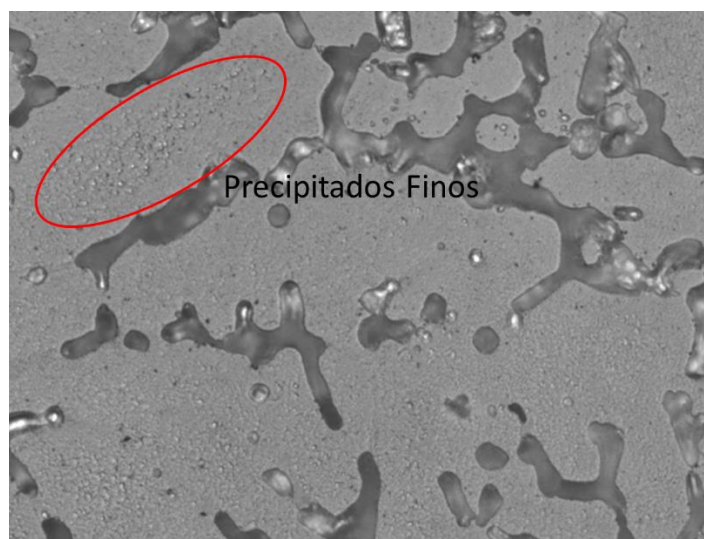


Figura 4-3. Identificación de fases constituyentes, material Al-Mg-Si, temperatura de envejecimiento 187°C. 800x

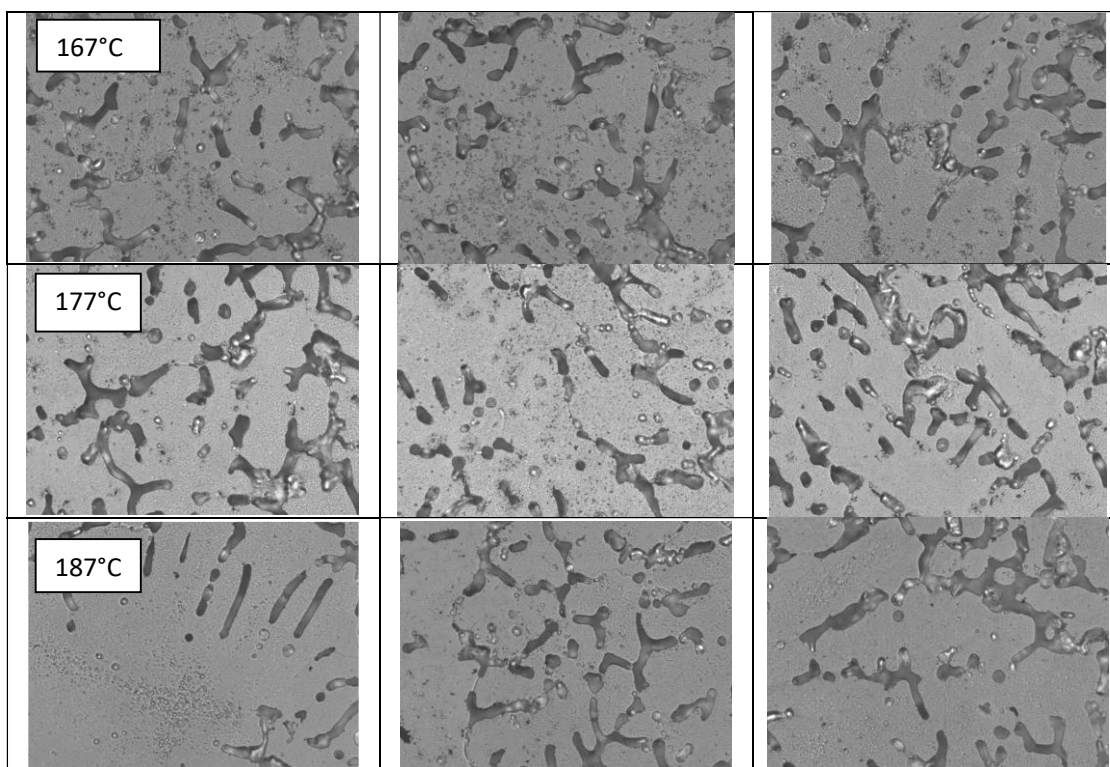


Figura 4-4. Evolución de presencia de precipitados en el material Al-Mg-Si

Material Al-Si

En esta aleación según Figura 4-5, se tienen precipitados gruesos de silicio metálico puro, indica que hay segregación, es decir, que la composición química en el centro de grano respecto los límites de grano tienen un gradiente muy severo, por lo cual, en donde se ve muy blanco puede indicar que en esa zona habían pocos aleantes y por lo tanto precipito poco en el tratamiento térmico, pareciera que es otro tipo de grano pero realmente son los mismo granos de la solución sólida de aluminio, solo que tienen una composición química distinta, posiblemente se puede considerar como un defecto de fundición. Así mismo, intragranos se observan los precipitados, los cuales son producto del tratamiento térmico realizado y sugieren ser compuestos de $Al_xFe_ySi_z$, en donde los posibles candidatos se pueden observar en la Tabla 2-15. En la Figura 4-6 se presenta la metalografía a una temperatura de 160°C en donde es común encontrar segregación de fundición, así como precipitados duros de silicio. Adicional a ello, en la Figura 4-7, en la cual se realizó tratamiento térmico a 170°C, se observa intragranos una textura más rugosa, lo que sugiere que hay más precipitado fino que en las anteriores y las secciones blancas no se presentan cambio alguno al observar las tres temperaturas, indicando que prácticamente es aleación de aluminio puro, es decir, que esta segregada la aleación, en dicha figura se puede inferir mayor agrupación de precipitados finos posible indicación de un sobre envejecimiento, visualmente se observan las agrupaciones de una tonalidad negra debido a la mayor cantidad de precipitados.

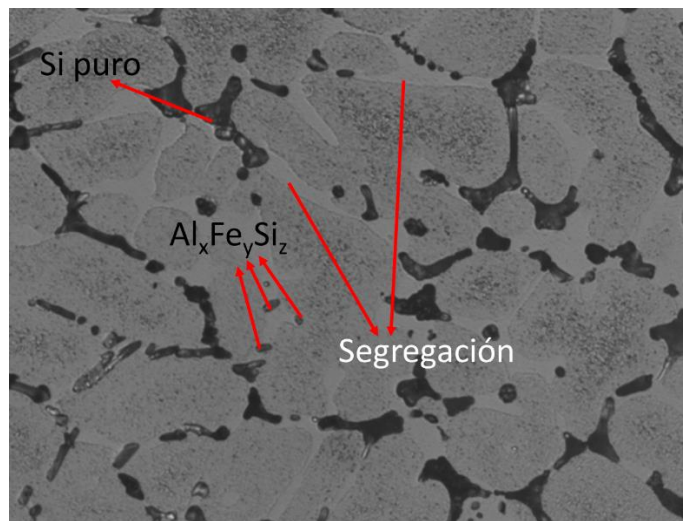


Figura 4-5. Identificación de fases constituyentes, material Al-Si, temperatura de envejecimiento 150°C. 800x.

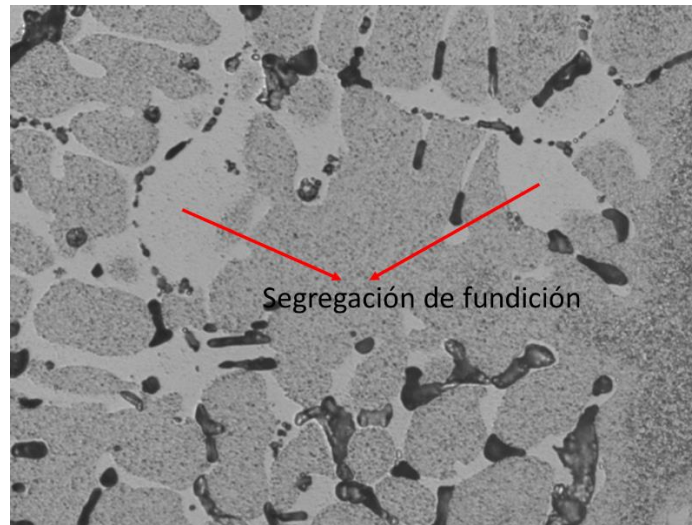


Figura 4-6. Identificación de fases constituyentes, material Al-Si, temperatura de envejecimiento 160°C. 800x.

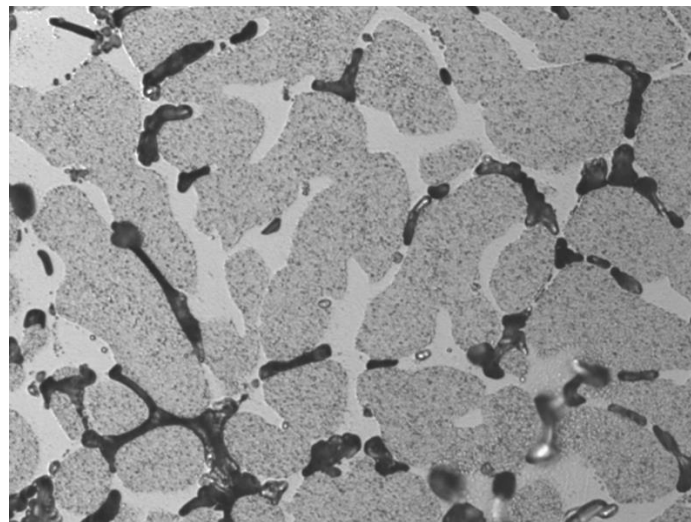


Figura 4-7. Identificación de fases constituyentes, material Al-Si, temperatura de envejecimiento 170°C. 800x.

De acuerdo con los picos identificados en los difractogramas se encuentran picos 41.94° , 45.58° , de Fe_xSi_y COD 96-901-6188, también se encontraron picos de $Al_xFe_ySi_z$ ICDD 96-200-5763 en 22.35° y 74.75° , en las orientaciones de 34.58° y 46.77° picos de Al-Fe lo que permite contrastar lo encontrado en las posible fases identificadas en la metalografía y que son coherentes con la composición química de la aleación y pertenecen a los órdenes mayoritarios en intensidad para cada patrón del difractograma analizado para el posible

compuesto identificado a través del análisis de los picos. Adicional a ello, es apreciable que a la temperatura inferior de 150°C en el drx a un ángulo de 41.94° se presenta un pico que corresponde a Fe_xSi_y con una intensidad de 1023 cuentas y al observar este pico a 170°C tiene mayor intensidad 1471 cuentas, el mismo comportamiento se observó a un ángulo de 45.58°C con una intensidad de 383 cuentas para baja temperatura y en alta temperatura se observó una intensidad de 870 cuentas, hecho que se contrasta con lo observado en la Figura 4-8 en donde a 170°C se aprecia mayor agrupación de precipitados finos, respecto a la temperatura inferior de 150°C, en general a mayor temperatura mayor intensidad en los picos arrojados en el drx.

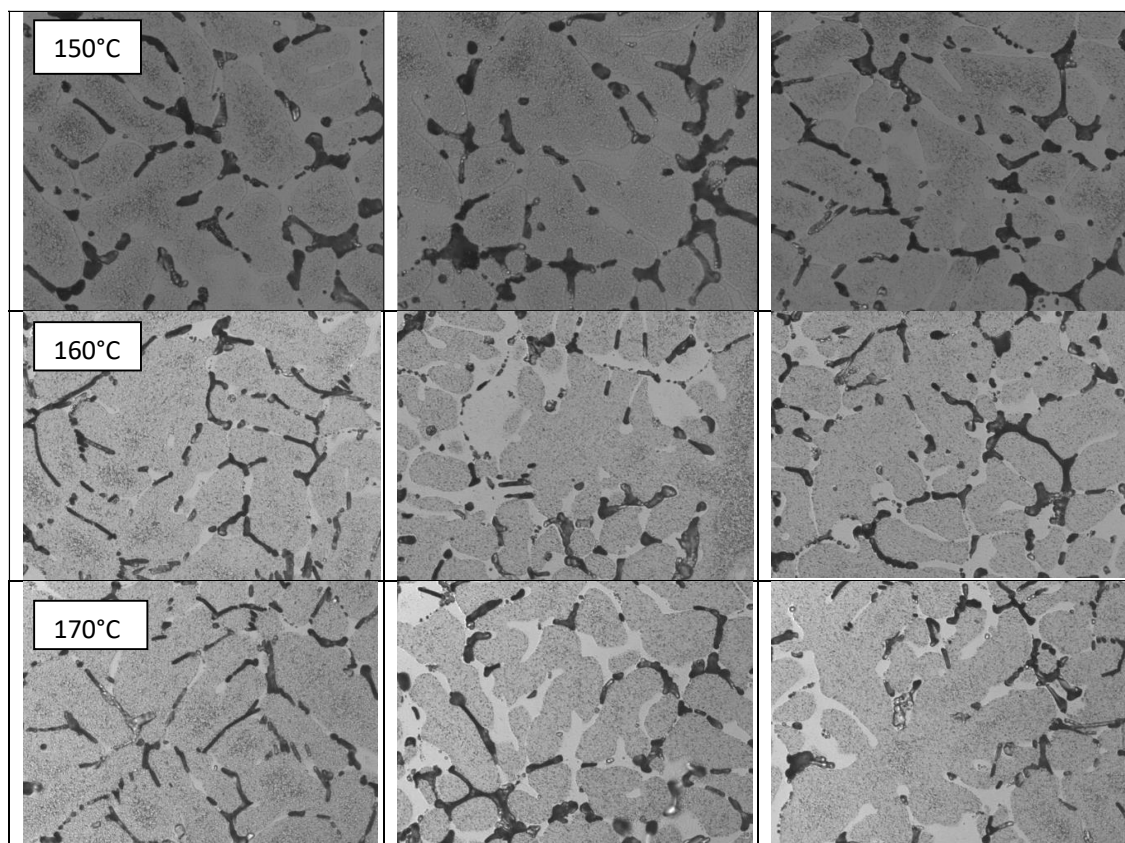


Figura 4-8. Evolución de presencia de precipitados en el material Al-Si

Material Al-Cu-Si

De acuerdo con la preparación metalográfica especificada en el capítulo dos, en la Figura 4-9, se pueden observar las partículas de Al_2Cu , redondeando la fase de granos alfa aluminio a una temperatura de envejecimiento de 181°C, así mismo, en la Figura 4-10 y Figura 4-11 a temperaturas de 191°C y 201°C. En esta aleación como el silicio es alto, entre

dendritas puede aparecer el silicio, en la Figura 4-9, se identifican los posibles lugares donde se encontraba el Silicio pero este fue arrancado en el proceso de preparación metalográfica (pulido), tanto el Al_2Cu y el Si se conocen como los precipitados gruesos e intragranos se encuentran los precipitados del tratamiento térmico, probablemente en estas zonas y de acuerdo a lo que se observa en los difractogramas de rayos X y la metalografía se tienen compuestos Inter metálicos de Al_xCu , $\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Fe}_z$ y Si en donde los posibles candidatos se pueden encontrar en la Tabla 2-15, pero debido a la composición de la aleación pueden estar presentes $\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Mg}_z\text{Si}_a$.

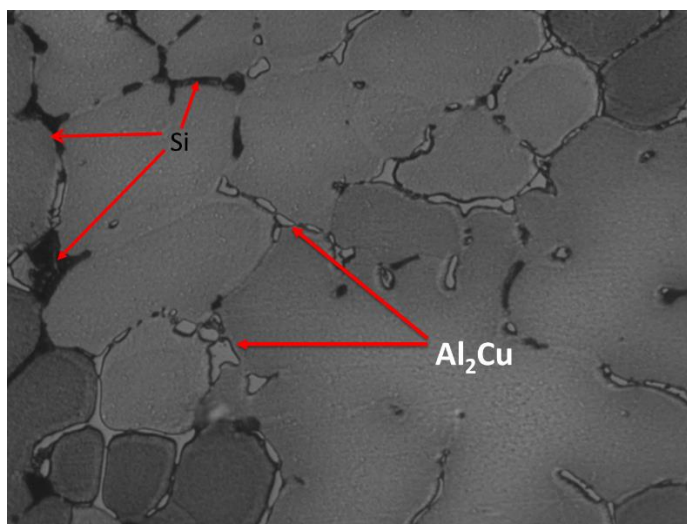


Figura 4-9. Identificación de fases constituyentes, material Al-Cu-Si, temperatura de envejecimiento 181°C. 800x.

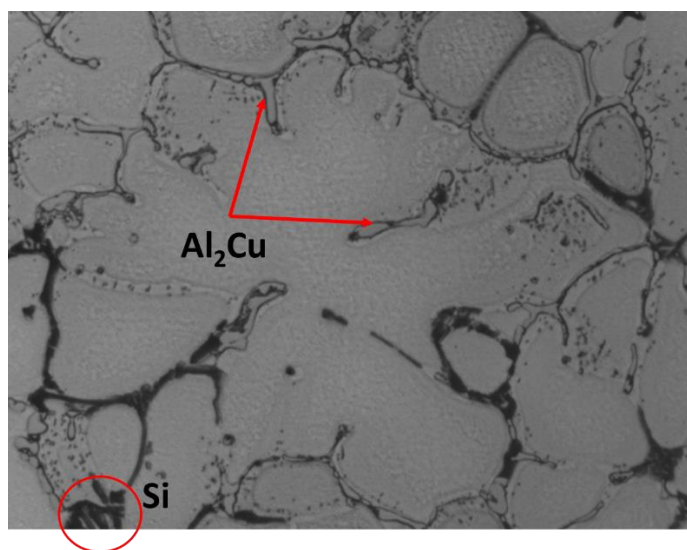


Figura 4-10. Identificación de fases constituyentes, material Al-Cu-Si, temperatura de envejecimiento 191°C. 800x.

En la Figura 4-11, se hace más notorio que empiezan a aparecer los precipitados finos, empiezan a verse más grandes y coalescen unos con otros, hecho que se presenta cuando inicia a sobreenvjecer la aleación.

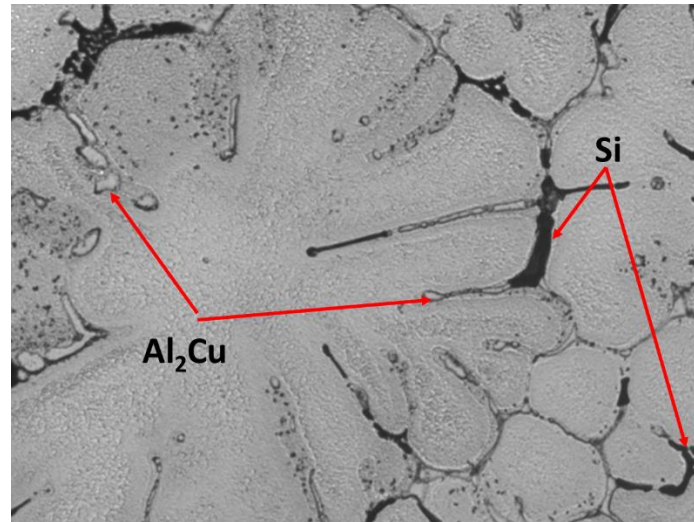


Figura 4-11. Identificación de fases constituyentes, material Al-Cu-Si, temperatura de envejecimiento 201°C. 800x.

De acuerdo con los picos identificados en los difractogramas se encuentran picos 41.98°, 42.61°, 47.27°, 47.76°, 57.09° de Al₂Cu COD 96-901-2197 [43], también se encontraron picos de Silicio ICDD 03-065-9054 en 43.3° y 75.01° lo que permite contrastar lo encontrado en las metalografías. Adicional a ello, es apreciable que a la temperatura inferior de 181°C en el drx a un ángulo de 41.98° se presenta un pico que corresponde a Al₂Cu con una intensidad de 1259 cuentas y al observar este pico a 201°C tiene mayor intensidad 1457 cuentas, el mismo comportamiento se observó a un ángulo de 47.27° con una intensidad de 864 cuentas para baja temperatura y en alta temperatura se observó una intensidad de 1156 cuentas, hecho que se contrasta con lo observado en la Figura 4-12 en donde a 201°C se aprecia la coalescencia de precipitados finos y se observan más grande al compararlos con 181°C, en general la tendencia a mayor temperatura mayor intensidad de los picos.

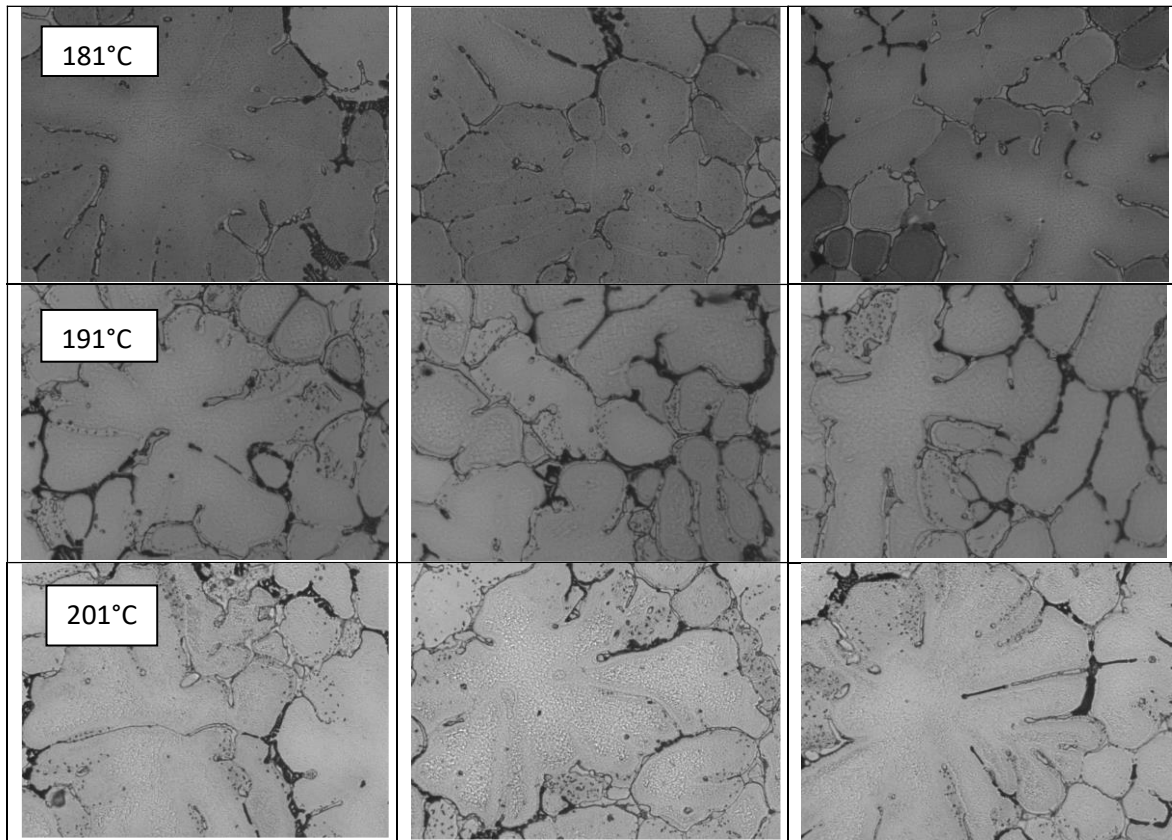


Figura 4-12. Evolución de presencia de precipitados en el material Al-Cu-Si

4.3 Análisis del comportamiento de la tenacidad de fractura

De acuerdo a la Figura 3-1 y Figura 3-2 obtenidas en el ensayo de flexión, se puede concluir que en la mayoría de probetas se tuvo una propagación de grieta inestable frágil; según Arana y González [44] en un régimen elástico lineal, la relación P-v es lineal y, con la geometría y condiciones de carga de las probetas de flexión, al alcanzarse la carga crítica la propagación ocurriría de manera inestable, es decir, corresponde a la propagación inestable frágil de un material, hecho que se corroboró con la superficie de fractura granular la cual es característica de una fractura frágil obtenida en la zona de fractura final Figura 3-7. Las gráficas en el ensayo de flexión tuvieron dos comportamientos característicos, grafica tipo L (Figura 3-1) caída aproximadamente lineal, por otro lado, está la gráfica tipo D (Figura 3-2), la cual presenta una caída no lineal, la gráfica tipo L tuvo como característica general una área plástica = 0, debido a que el punto de carga máxima estaba casi en línea con el origen, es decir, toda la energía absorbida por la probeta fue de naturaleza lineal

elástica, por lo cual, tuvieron mejor tenacidad de fractura las probetas que presentaron graficas tipo no lineales debido a que el área bajo la curva fue mayor. Para el material Al-Cu-Si para la dirección D5 las gráficas de flexión presentaron un área menor bajo la curva que las probetas D6, que al presentar un área bajo la curva mayor obtuvieron un valor de tenacidad a la fractura mayor. En las gráficas no se tomó en cuenta el área derecha, ya que se consideró como criterio: “que como ya comenzó la grieta a propagarse entonces se considera falla y no se incluye dentro de la medida de tenacidad, se toma como criterio de falla el inicio del crecimiento estable de grieta”. En muchas de las probetas se observó que con el valor que se calculó la energía elástica basado en K, se va toda la energía de tenacidad de fractura. La barriga de la derecha presentada en las gráficas mete mucho ruido, los materiales que se trabajaron si presentaron un comportamiento de plasticidad cuando la gráfica presentaba dicha tendencia en el área bajo la curva. Cuando empieza a caer la carga ya hay proceso de falla, entonces hasta ahí se considera el ensayo, con base en la graficas analizadas por material se evidencio que no se presentó propagación inestable, si la hubo, pero ya al final, hubo una gran cantidad de propagación estable, característico de las gráficas tipo L.

Para el material Al-Si hubo diferencia significativa entre temperaturas, debido a que las cargas máximas en las gráficas de flexión fueron variables en cada una de las temperaturas así como el desplazamiento, razón por la cual para la dirección D3 a una temperatura de 150°C, la tenacidad fue mayor ya que el área bajo la curva fue mayor; para la temperatura de 160°C comparado con la temperatura de 150°C, la diferencia en áreas es considerable, el área bajo la curva para J_{total} a 150°C fue mayor, para la temperatura de 170°C el área bajo la curva para la dirección D4 fue mayor respecto a 150°C hecho que se vio reflejado en el análisis de comparaciones múltiples de Tukey. Con base en la evidencia obtenida en las imágenes de la metalografía y lo dictaminado por el análisis ANOVA para el material Al-Si se encontró diferencia significativa entre temperatura e interacción, con base a la Figura 4-8, se puede evidenciar en las metalografía que con el cambio de temperatura se observa un incremento en la agrupación de los precipitados obtenidos del tratamiento térmico de envejecimiento, la cinética del crecimiento de los precipitados está en función directa de la temperatura [35], a mayor temperatura la energía interna es mayor, por lo tanto la difusividad aumenta y los precipitados crecen más rápido [45]. Con base en lo anterior es coherente el comportamiento que presenta dicha aleación tenacidad versus dureza, en donde para durezas más bajas la tenacidad de fractura aumenta y viceversa, y va en línea con lo expuesto en [46] donde se encontró dicho comportamiento.

Para el material Al-Mg-Si no se presentaron diferencias significativas respecto a las direcciones ni temperaturas respecto a J_{total} , hecho que se corroboró en que las áreas bajo la curva son aproximadamente iguales. El comportamiento de las probetas por cada material y dirección no se ve muy marcado por el tipo de gráfica ya que predominó el tipo L, el cambio en la tenacidad se dio por la máxima carga alcanzada lo cual modificaba el área total bajo la curva hasta la rotura. Esto se respalda con el hecho que la distribución de

precipitados y forma de los granos es isotrópica, dando una posible explicación al porque las propiedades en cuanto a dirección son iguales, lo mismo para la temperatura no se encontró cambios notables en los espectros de difracción de rayos X contrastándolos con las metalografías, ello indica que no hubo un efecto notorio en precipitados, en tamaño de grano y forma de los granos en ninguna de las tres variables para este material.

Para el caso del material Al-Cu-Si se encontró diferencias significativas en la dirección, hecho que no se esperará debido a que las piezas de material iniciales eran fundidas, por lo cual, si se esperaría que de isotrópico en todas las direcciones por el tipo de proceso, en el caso que se encuentre alguna diferencia en la dirección del lingote puede deberse en función del espesor del material en bruto de donde se sacaron las probetas, si la pieza cuando se solidifica el material es de poca altura hay direcciones en las que el calor sale más rápido que en otras, espesores más delgados podría implicar que aunque la pieza sea fundida tenga propiedades de anisotropía, es decir, que se presenten diferencias notables en la dirección. Todo esto puede ser una razón por la cual la dirección presenta incidencia. Esto se evidencia en el anexo A donde se encuentran las dimensiones de los materiales de entrada y se ve que en el Al-Cu-Si se tiene menor espesor, entonces va a enfriarse muy rápido a lo largo del espesor, respecto a la otra dirección de referencia tomada en el lingote.

En los casos donde no hay incidencia significativa de la temperatura, quiere decir, que los grados elegidos no tienen una incidencia muy notable en la estructura y es lo que se pudo observar en la metalografía.

Durante el análisis de las superficies de fractura de las probetas ensayadas, se obtuvieron las dos superficies características de acuerdo con los lineamientos seguidos por la norma ASTM E399 [3], que son la superficie de pre-agrietamiento y la de fractura final o flexión. La superficie generada en el preagrietamiento por fatiga evidenció apariencia similar en todas las probetas, es decir, estrías; en la zona de fractura final fue un factor común encontrar la presencia de marcas chevron, que son características de fractura frágil. De acuerdo a los objetivos planteados para el proyecto se centró el análisis de la superficie de fractura generada en el ensayo de flexión, la cual corresponde a la zona remanente después de pasar la interfaz entre la grieta generada por fatiga y el inicio de la zona de fractura final, sin embargo, se analizó también la zona de pre-agrietamiento por fatiga; en los apartados 4.3.1 a 4.3.3 se presenta un análisis por material en una sola dirección de corte, esto debido a que la estructura de colada o fundición la cual al no ser homogénea presenta esas características, es decir, que no se observen cambios en las superficies de fractura a nivel microscópico, sin embargo, el hecho de ser de tipo dendritas no quiere decir que no haya habido cambios en su resistencia, el tratamiento térmico endureció el material porque las partículas de precipitados se diseminaron en toda la estructura y aumentaron la resistencia.

4.3.1 Aleación Al-Cu-Si

- **Dirección D5 (Microscopía Óptica) Temperatura de envejecimiento 181°C**

En la fractografía de la aleación Al-Cu-Si, Figura 4-13 se aprecia estructura dendrítica con morfología equiaxial y agrietamiento predominantemente intergranular en varias zonas de la superficie de fractura. En la Tabla 4-10 se analiza las zonas de preagrietamiento por fatiga (Zona P) y fractura final (Zona F).

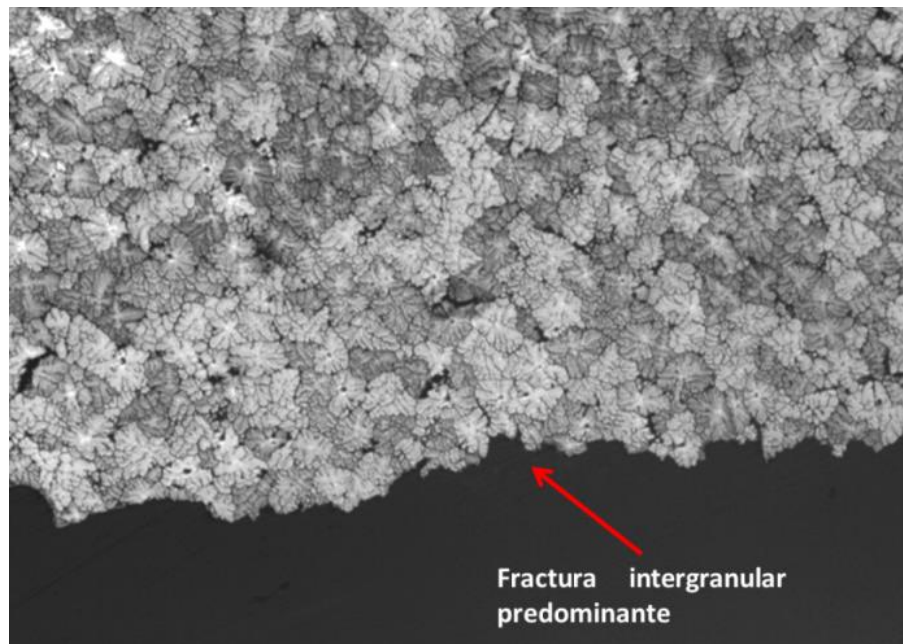


Figura 4-13. Micrografía superficie de fractura predominantemente intergranular a temperatura de envejecimiento de 181°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

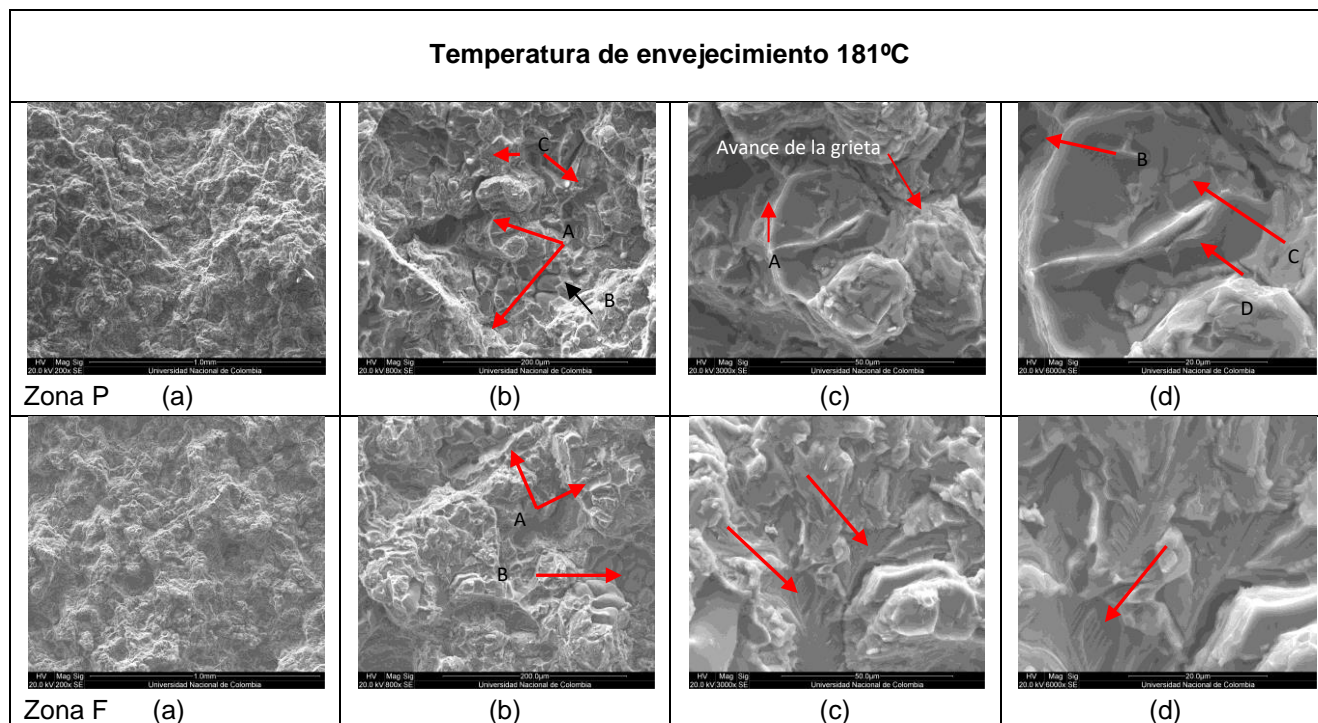


Tabla 4-10. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Cu-Si, Zona P de preagrietamiento y zona F fractura final por flexión

Realizada la inspección de la superficie de fractura con SEM como se puede observar en la Tabla 4-10, en las fotos es característico encontrar zonas con morfología dendrítica de tipo celular (figura (a) Zonas P y F) cuyo avance de la grieta fue intergranular. En la zona P (figura b) se puede observar que las grietas bordean las dendritas y se desplazan (A) utilizando como medio de avance los precipitados adyacentes a estas, mientras que en el punto B se observa un agrietamiento de un grupo de dendritas en cuyo interior están agrupadas una serie de precipitados redondeados posiblemente del compuesto Al_2Cu ; que se ubican en las fronteras de los cristales (Zona P (fig.c en el punto A)). La figura d (zona P) muestra un cristal que presenta marcas de estrías de fatiga (D) grietas secundarias que se originaron dentro del cristal (C) y precipitados (B).

La zona F que corresponde a la zona de fractura final se observa un agrietamiento generalizado producto del avance de la grieta hacia su fractura, presencia de micro grietas en los cristales (fig. b punto A), partículas dispersas ubicadas dentro de las dendritas (punto B) lo que hace suponer que el avance de la grieta fue favorecido por la presencia de dichos compuestos de ahí que, al observar la figura c se puede apreciar la fractura del material con múltiples grietas que se generaron cerca de los precipitados, al ampliar la imagen con el microscopio (figura d), se manifiestan las bandas paralelas al plano de clivaje.

- **Dirección D5 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 191°C**

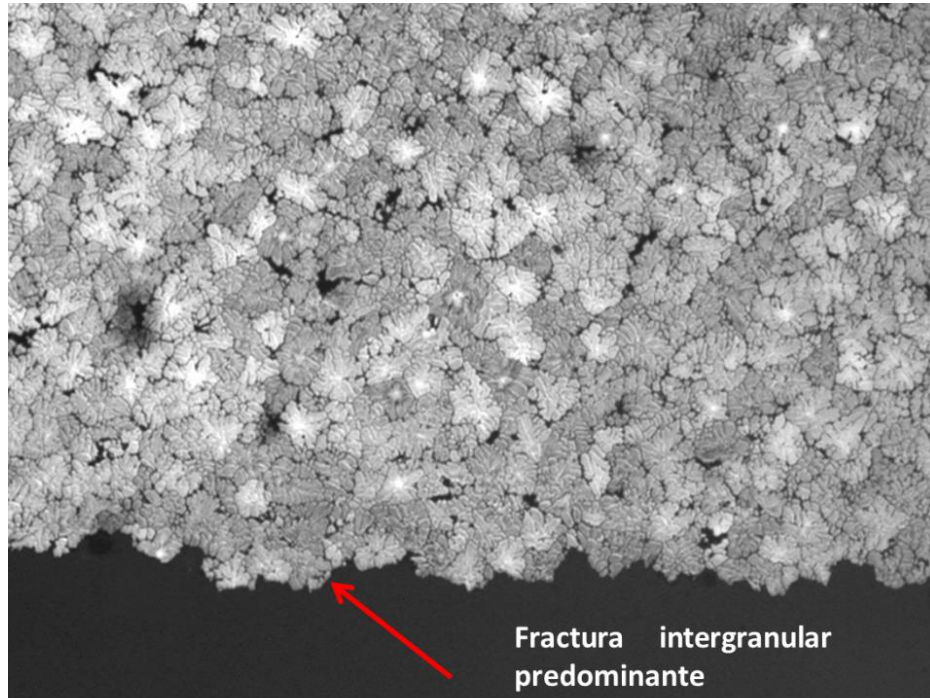


Figura 4-14. Micrografía superficie de fractura predominantemente intergranular a temperatura de envejecimiento de 191°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

En la micrografía de la aleación Al-Cu-Si, Figura 4-14 se aprecia estructura dendrítica con morfología equiaxial y agrietamiento intergranular en varias zonas de la muestra y superficie de fractura. En la Tabla 4-11 se analiza las zonas A y D correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

Como se puede apreciar en la Tabla 4-11 la zona A muestra una línea que divide el área en dos partes (figura a), la zona A es la superficie producto del proceso de manufactura de la entalla inicial, en la zona B se observa planos de clivaje con agrietamiento secundario.

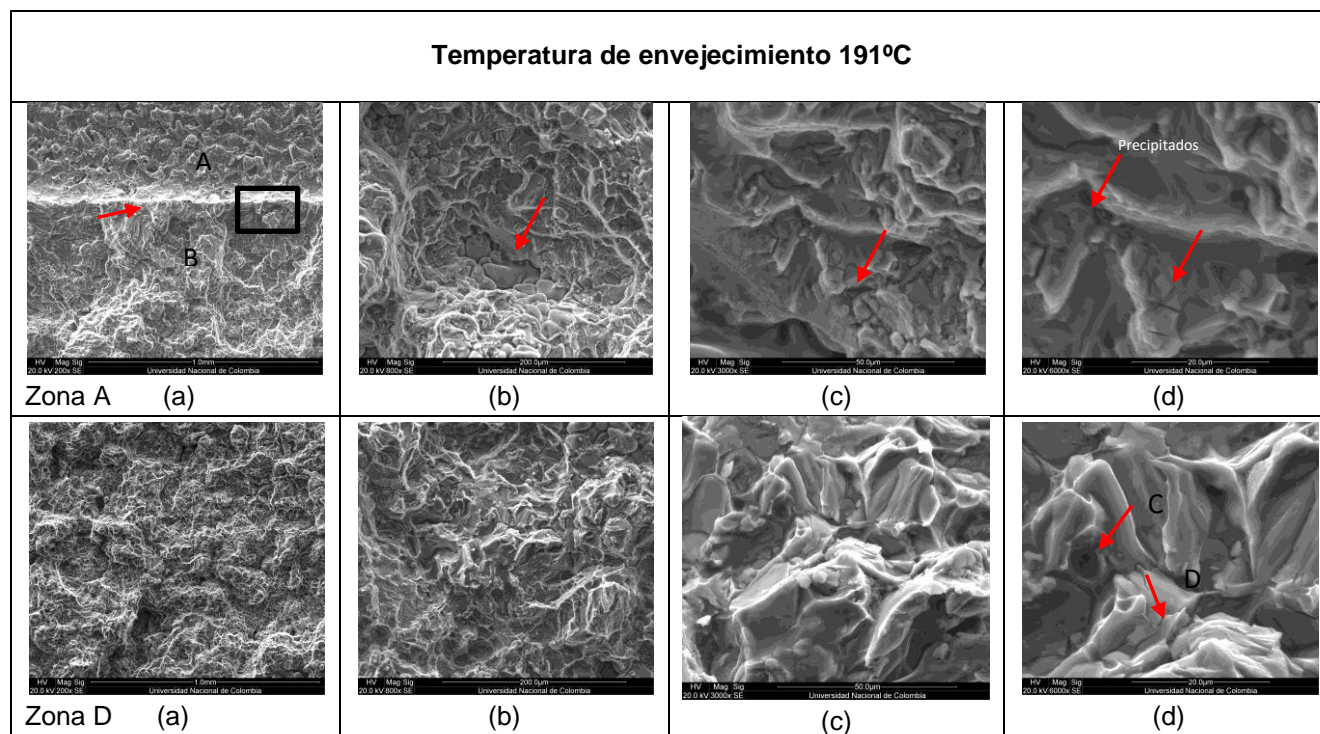


Tabla 4-11. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Cu-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión

En la zona B la presencia de micro grietas y muchos planos de clivaje en esa zona son evidencia de cambios de velocidad en el avance de la grieta. En la figura b de la zona A se indica la presencia de células dendríticas rodeadas de precipitados y cristales que fracturaron de forma transgranular, cabe destacar que, aunque el mecanismo predominante de fractura fue intergranular algunos cristales en especial los del eutéctico Al₂-Cu pueden fracturar de forma transgranular por ser estos eutécticos muy resistentes.

La zona D corresponde a la zona de fractura final donde se puede observar el mismo comportamiento que se evidenció en la Tabla 4-10, partículas dispersas, racimos de dendritas dispersos en la morfología celular con micro grietas, figuras a y b. Las figuras c y d muestran una panorámica vista a 3000x donde se aprecia los cristales del material rodeados de precipitados y a 6000x se evidencia Dimples o microvacíos (C) y micro grietas en los cristales (D) que se generaron durante el avance de la grieta a través de varios planos de clivaje.

- **Dirección D5 (Microscopía Óptica) Temperatura de envejecimiento 201°C**

En la micrografía de la aleación Al-Cu-Si, Figura 4-15 se aprecia estructura dendrítica con morfología equiaxial y agrietamiento intergranular en varias zonas de la muestra. En la Tabla 4-12 se analiza las zonas A y D correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

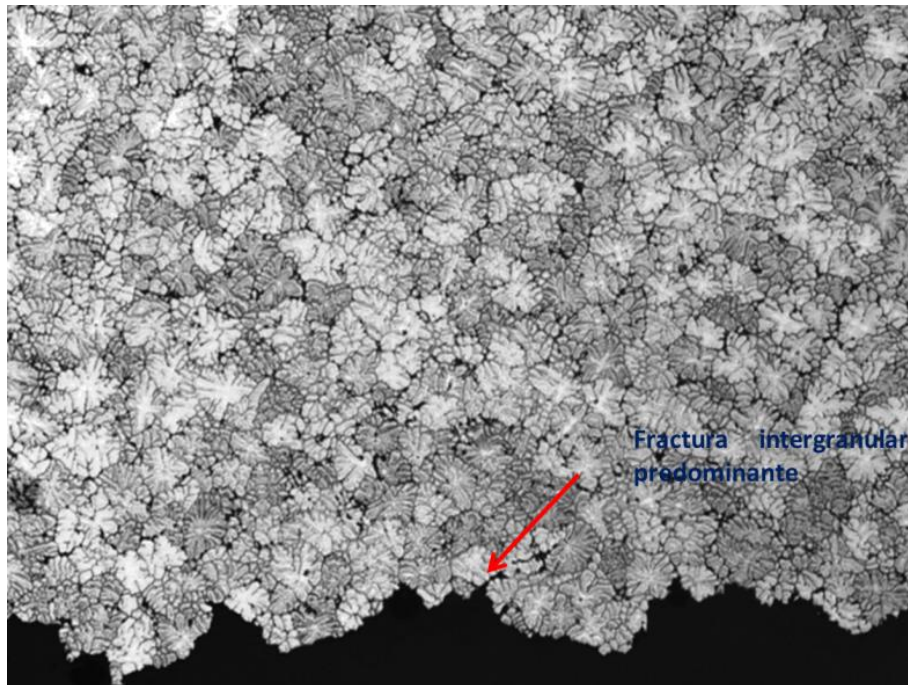


Figura 4-15. Micrografía superficie de fractura predominantemente intergranular a temperatura de envejecimiento de 201°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

Como se puede apreciar en la Tabla 4-12 el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 201 °C es idéntico a las muestras tratadas a 181 y 191 °C, desde el punto de vista de superficie de fractura se observa una morfología tipo celular figura a zonas A y D, agrietamiento intergranular con presencia de precipitados (figuras b y c), en la figura b de la zona A se observa la presencia de grietas que se propagan desde la porosidad, finas estrías de fatiga que se aprecian a 6000x (figura d), mientras que la zona D que es la zona final de ruptura muestra grietas intergranulares rodeadas de precipitados.

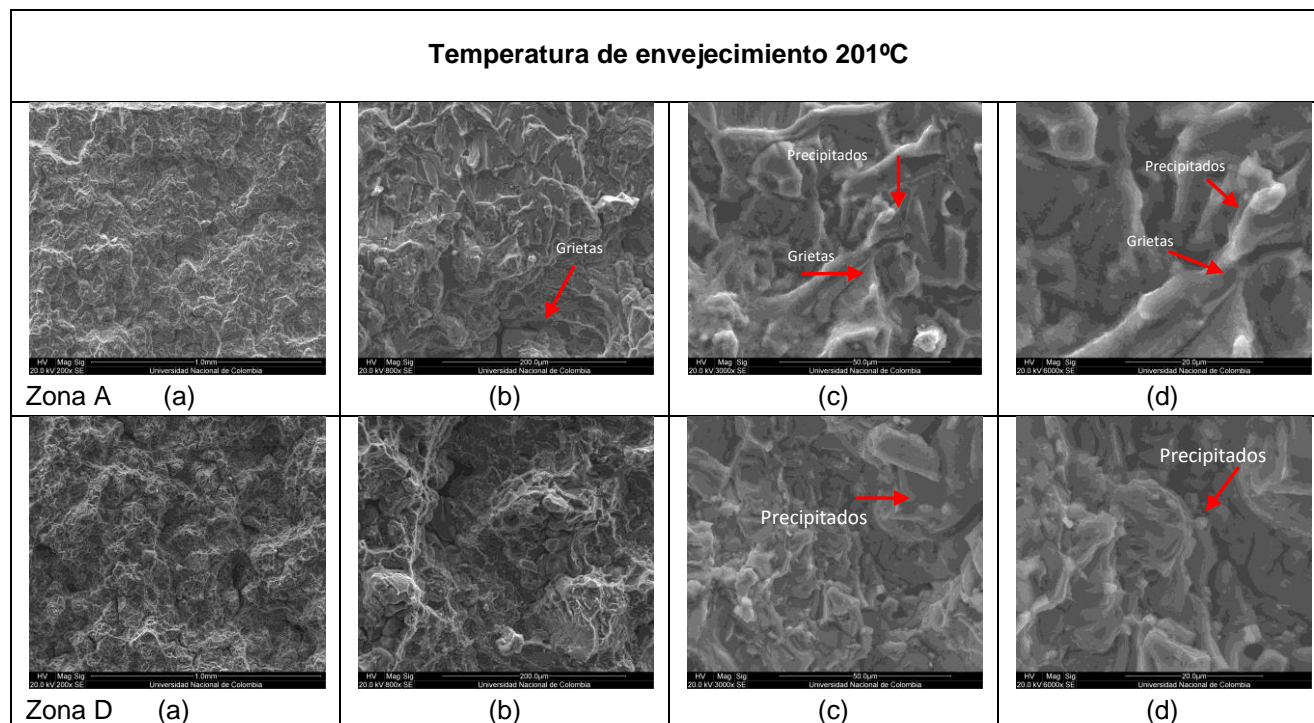


Tabla 4-12. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Cu-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión

En el caso de la aleación Al-Cu-Si se puede concluir que:

- El tratamiento térmico de envejecimiento a temperaturas de 181, 191 y 201 °C generó una fractura intergranular en este tipo de aleación.
- Pese a tener la aleación una estructura dendrítica, ésta presentó una morfología equiaxial por lo que el envejecido diseminó los precipitados a través del límite de grano y estos a su vez actuaron como una vía de avance de las grietas.

4.3.2 Aleación Al-Mg-Si

- **Dirección D1 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 167°C**

En la micrografía de la aleación Al-Mg-Si, Figura 4-16 se aprecia estructura dendrítica con agrietamiento transgranular en forma de zigzag. En la Tabla 4-13 se analiza las zonas A y D correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

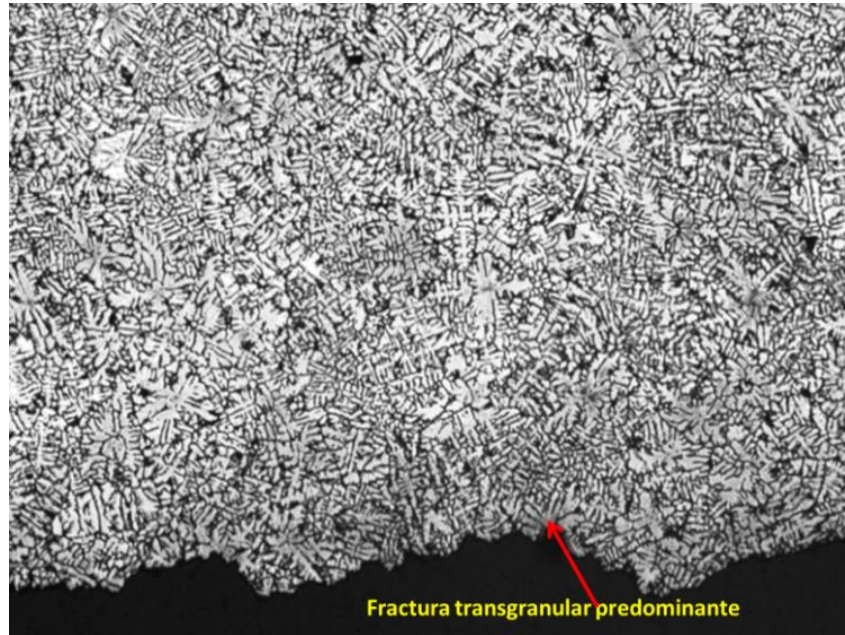


Figura 4-16. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 167°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

Temperatura de envejecimiento 167°C			
<p>Zona A (a)</p>	<p>(b)</p>	<p>(c)</p>	<p>(d)</p>
<p>Zona D (a)</p>	<p>(b)</p>	<p>(c)</p>	<p>(d)</p>

Tabla 4-13. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Mg-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión

Como se puede apreciar en la Tabla 4-13 se mantiene la morfología de tipo celular (figura b, zona A) y a diferencia de la aleación Al-Cu-Si se pueden apreciar los brazos dendríticos con estrías de fatiga (figura c zona A). En la zona D que es el punto final de fractura se observan grietas secundarias y una morfología celular (micro vacíos) que se formaron alrededor de los precipitados (figura c) y en algunos se observa su fractura.

- **Dirección D1 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 177°C**

En la micrografía de la aleación Al-Mg-Si, Figura 4-17 se aprecia estructura dendrítica con agrietamiento transgranular en forma de zig zag. En la Tabla 4-14 se analiza las zonas A y D correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

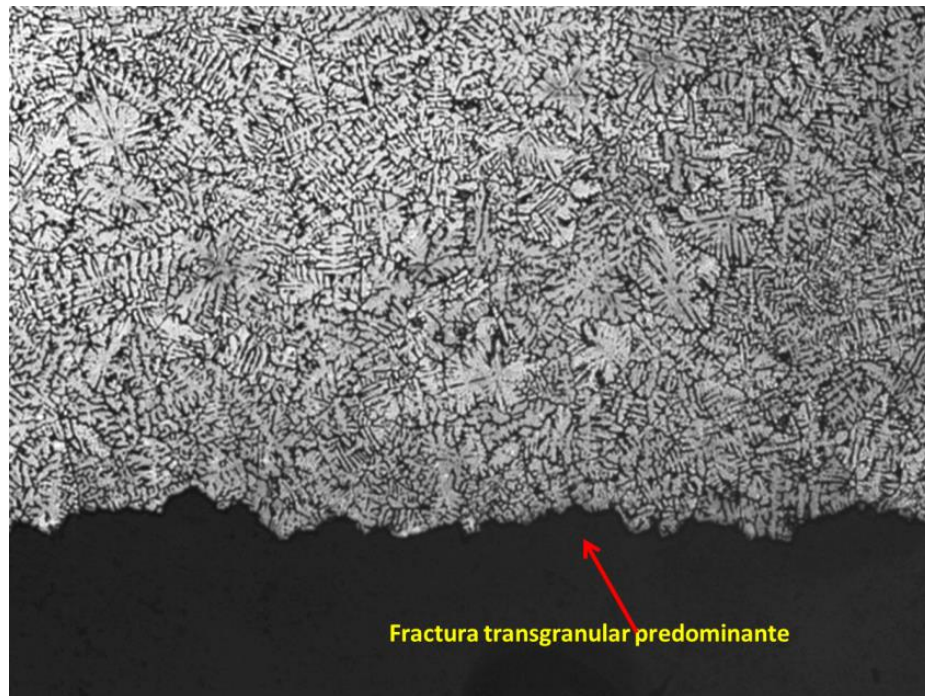


Figura 4-17. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 177°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

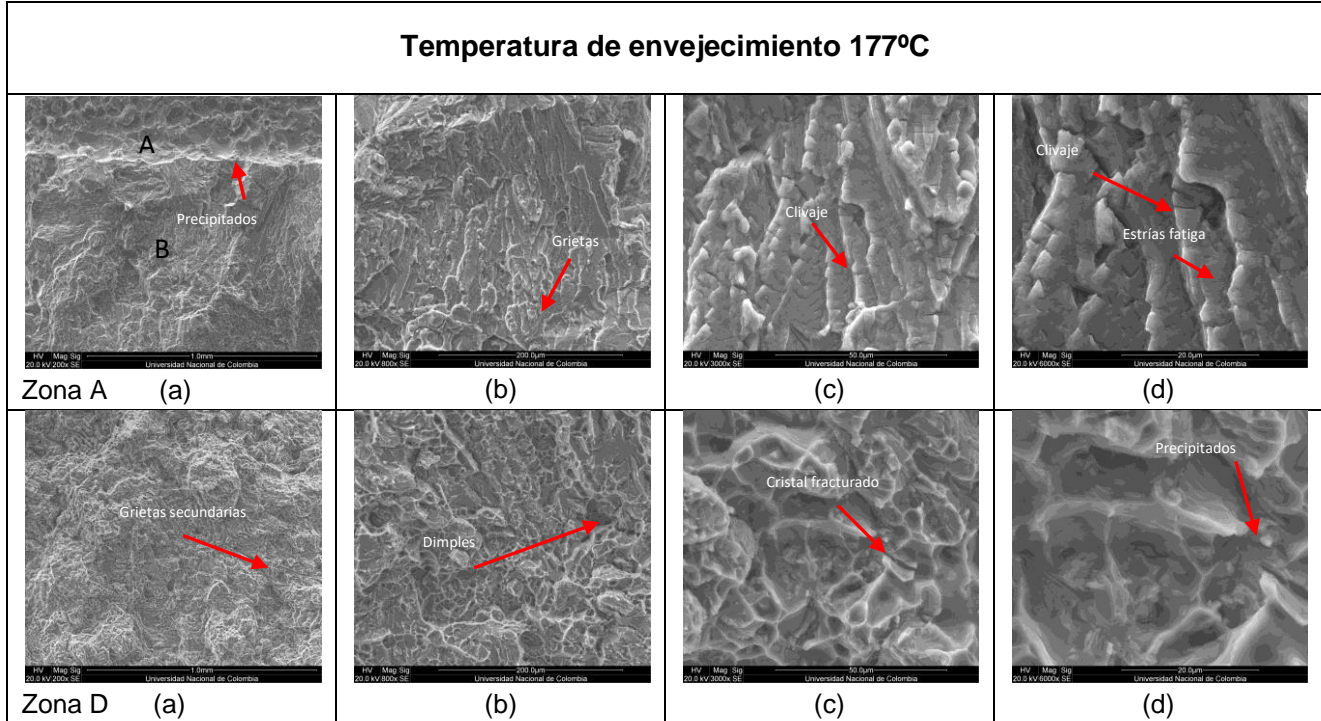


Tabla 4-14. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Mg-Si, Zona A de preagrietamiento y zona D fractura final por flexión

Como se puede apreciar en la Tabla 4-14 el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 177 °C presenta una zona A idéntica a la encontrada en la misma zona tratada a 167 °C sin embargo, en la figura c y d se puede apreciar que además de las estrías de fatiga se observan planos de clivaje. En la zona D (zona final de fractura) se observan grietas secundarias y una morfología celular (micro vacíos - Dimples) que se formaron de los precipitados que rodean a los cristales fracturados y que presentaron una micro deformación plástica alrededor de estos (fig. c y d).

▪ **Dirección D1 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 187°C**

En la micrografía de la aleación Al-Mg-Si, Figura 4-18 se aprecia estructura dendrítica con agrietamiento transgranular en forma de zigzag. En la Tabla 4-15 se analiza las zonas A y D correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

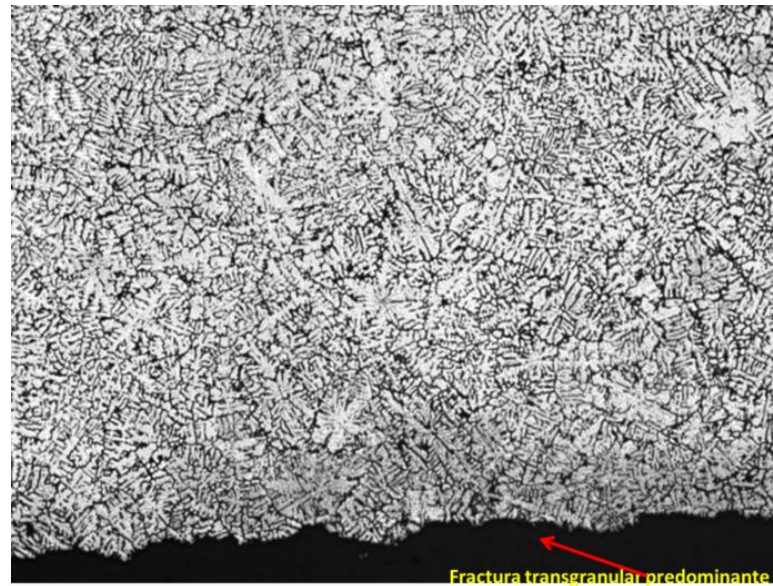


Figura 4-18. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 187°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

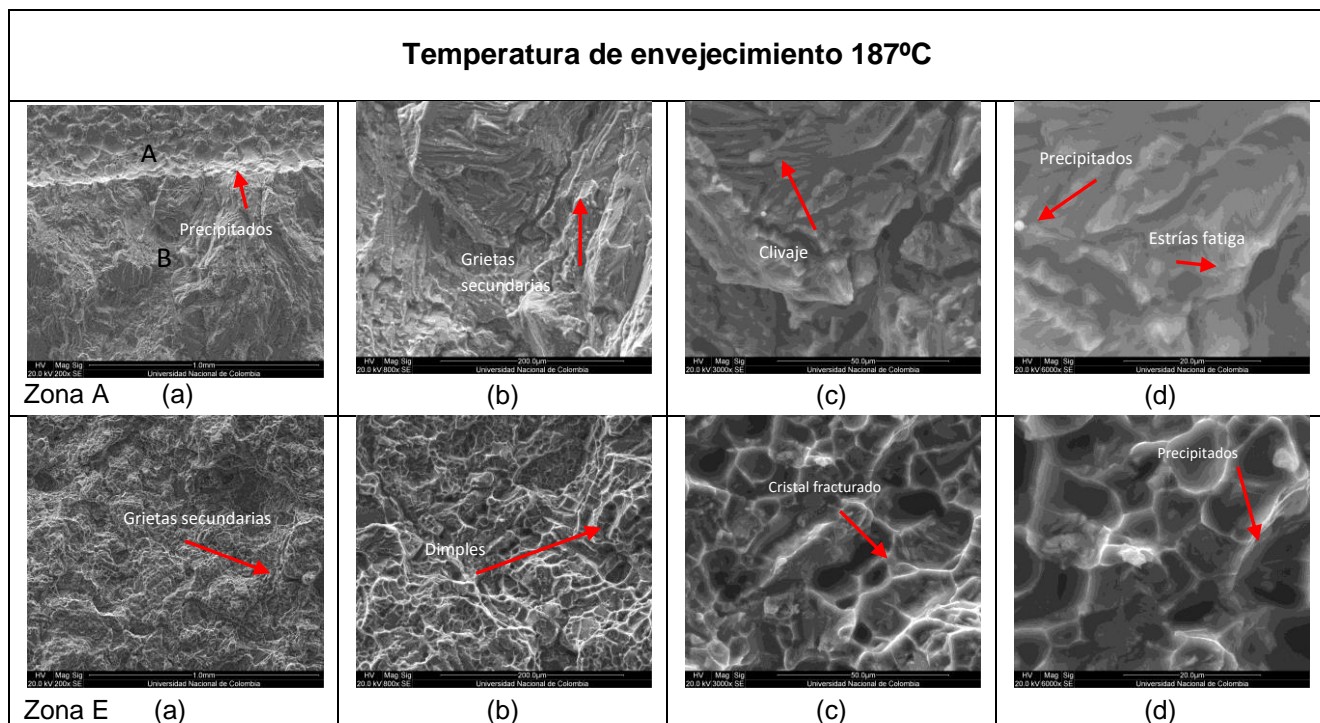


Tabla 4-15. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Mg-Si, Zona A de preagrietamiento y zona E fractura final por flexión

En la Tabla 4-15 el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 187 °C presenta unas zonas A y E idénticas a las encontradas a 167 y 177 °C sin embargo, en la figura b se aprecia grietas secundarias que se formaron a partir de precipitados adyacentes a estas y planos de clivaje (figs. c y d). En la zona E (zona final de fractura) se observan grietas secundarias y micro vacíos - Dimples que se formaron de los precipitados que rodean a los cristales fracturados y que presentaron una micro deformación plástica alrededor de estos (fig. c y d).

4.3.3 Aleación Al-Si

- **Dirección D4 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 150°C**

En la micrografía de la aleación Al-Si, Figura 4-19 se aprecia estructura dendrítica con agrietamiento transgranular. En la Tabla 4-16 se analiza las zonas B y F correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

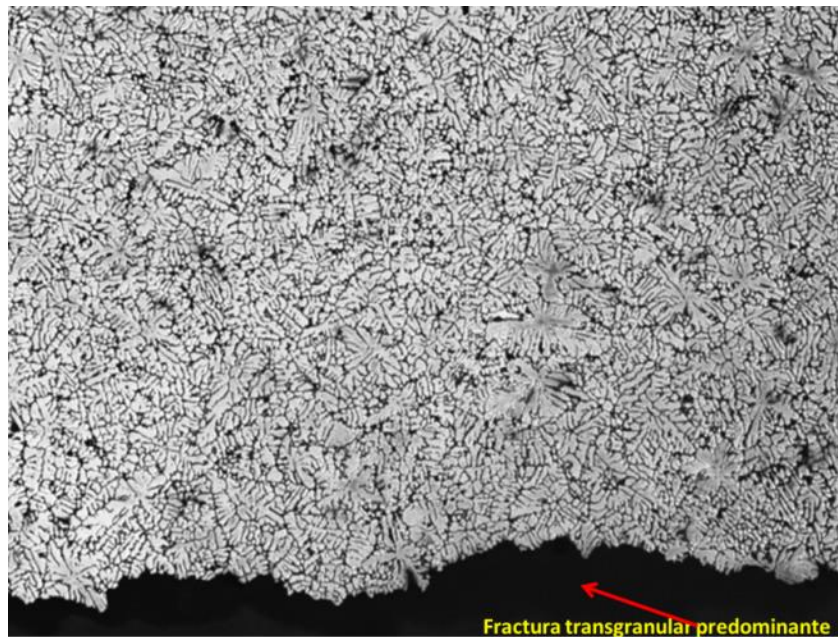


Figura 4-19. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 150°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

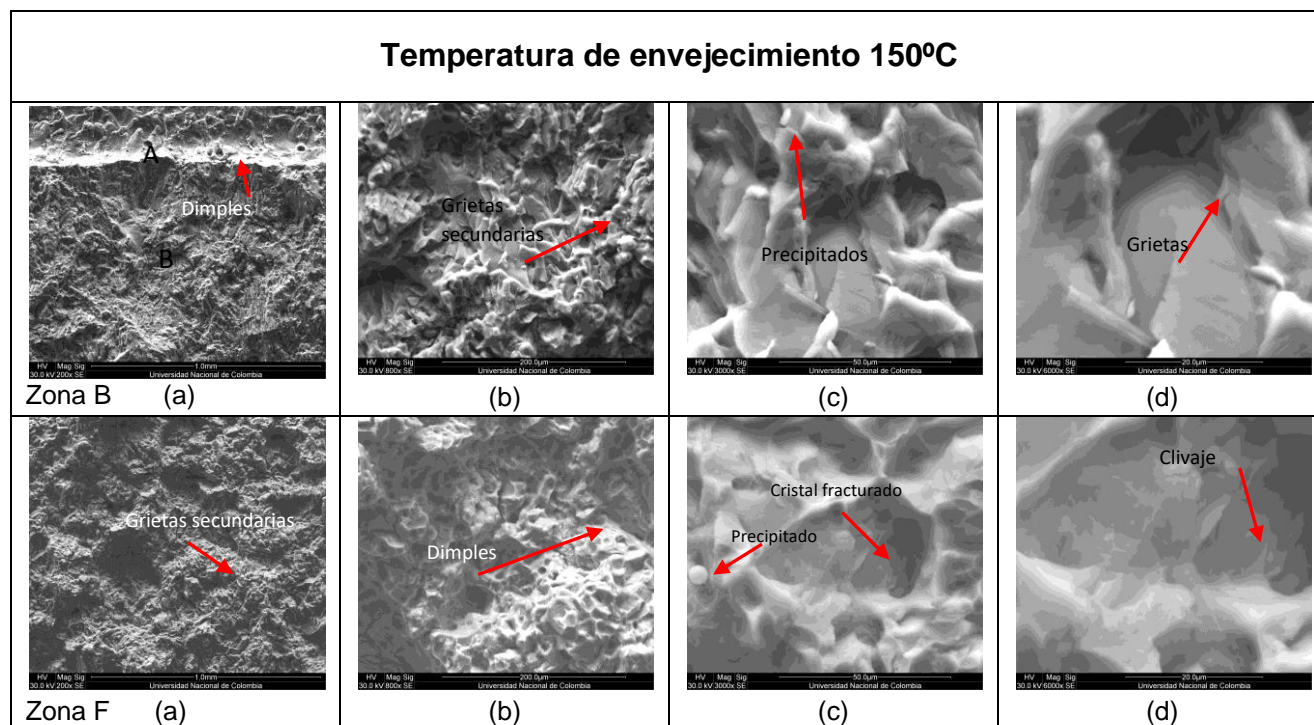


Tabla 4-16. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Si, Zona B de preagrietamiento y zona F fractura final por flexión

En la Tabla 4-16 se aprecia el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 150 °C que presenta unas zonas B y F idénticas a las encontradas en las aleaciones Al-Mg-Si. En la zona A se aprecia la presencia de precipitados y micro vacíos - Dimples mientras que en la zona B se puede observar la morfología celular y microgrietas en los cristales. En este tipo de aleación Al-Si estos cristales agrietados pueden atribuirse a cristales de Silicio o el eutéctico que forman el Aluminio con el silicio que representan los compuestos más resistentes. En la zona F que es el punto final de fractura se evidencia la misma morfología encontrada en el resto de las aleaciones (micro vacíos rodeados de precipitados), en este caso los precipitados como en la figura c adquieren forma redondeada y se ubican en estos micro vacíos que se producen por la micro deformación plástica de la matriz.

- Dirección D4 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 160°C

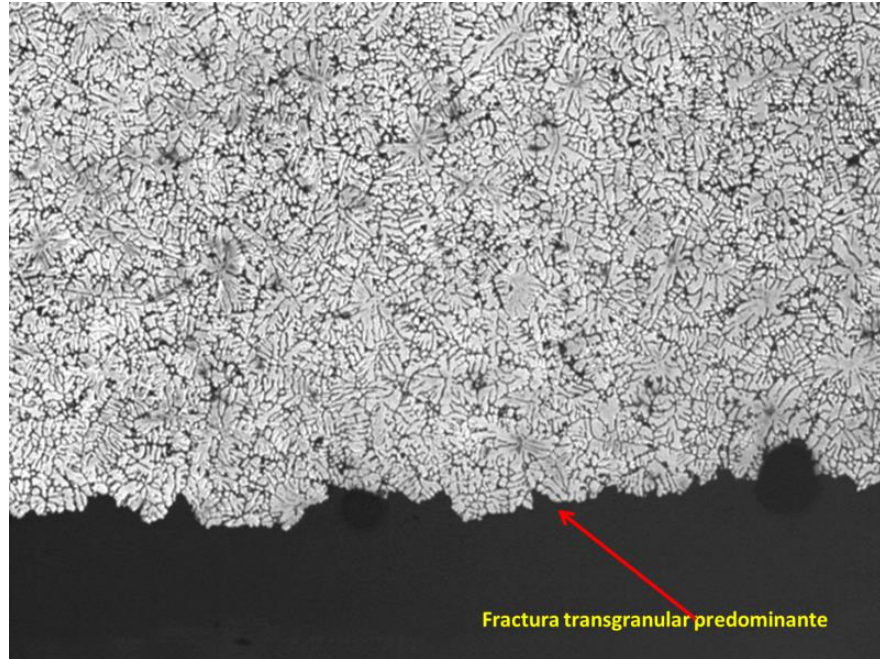


Figura 4-20. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 160°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

En la micrografía de la aleación Al-Si, Figura 4-20 se aprecia estructura dendrítica con agrietamiento transgranular. En la Tabla 4-17 se analiza las zonas A y E correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

En la Tabla 4-17 se aprecia el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 160 °C, que presenta unas zonas A y E idénticas a las encontradas en la Tabla 4-16. En la zona A se aprecia la presencia de precipitados y micro vacíos mientras que en la zona B se puede observar la morfología celular y microgrietas en los cristales. La figura c de la zona A muestra la fractura de los cristales de silicio (clivaje) y en su interior microgrietas (fig. d). En la zona E se aprecia la morfología celular de la fractura, presencia de micro vacíos, precipitados y fractura de los cristales de silicio que dejan micro vacíos ovalados producto de la deformación plástica de la matriz de aluminio.

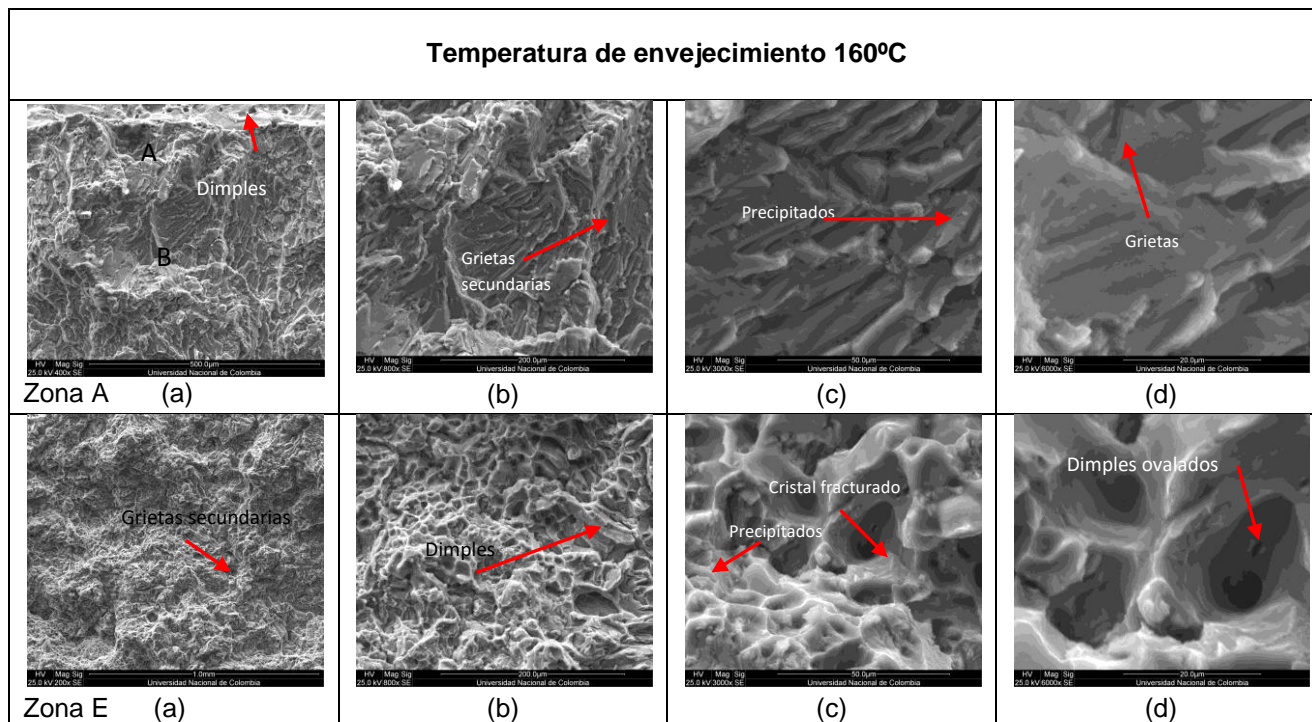


Tabla 4-17. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Si, Zona A de preagrietamiento y zona E fractura final por flexión

- **Dirección D4 (Microscopía Óptica) temperatura de envejecimiento 170°C**

En la micrografía de la aleación Al-Si Figura 4-21, se aprecia estructura dendrítica con agrietamiento transgranular. En la Tabla 4-18 se analiza las zonas A y E correspondientes al área de agrietamiento por fatiga y fractura final respectivamente.

En la Tabla 4-18 se aprecia el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 170 °C. En la zona A, grafica (a) recuadro B se caracteriza por su morfología celular como en la mayoría de las aleaciones estudiadas. La figura b muestra los cristales de silicio presentes y morfología celular, algunos de estos cristales presentan agrietamiento (fig. c y d). La zona E donde fractura el material el comportamiento es idéntico a lo observado en las Tabla 4-16 y Tabla 4-17 salvo en las figuras c y d donde se puede observar una agrupación de microvacíos en forma de escalera generado por los cristales de silicio y la fractura de dichos cristales.

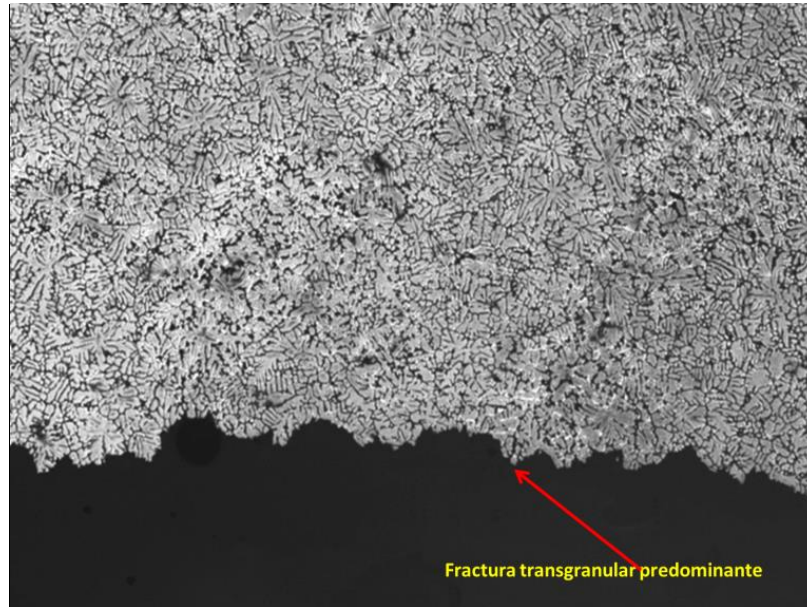


Figura 4-21. Micrografía superficie de fractura predominantemente transgranular a temperatura de envejecimiento de 170°C, es la zona de fractura en flexión. 50 X, ataque con reactivo Keller

Temperatura de envejecimiento 170°C			
<p>Zona A (a)</p>	<p>Clivaje</p> <p>(b)</p>	<p>Micro grietas</p> <p>(c)</p>	<p>Grietas</p> <p>(d)</p>
<p>Grietas secundarias</p> <p>Zona E (a)</p>	<p>Dimples</p> <p>(b)</p>	<p>Cristal fracturado</p> <p>Precipitados</p> <p>(c)</p>	<p>Dimples</p> <p>(d)</p>

Tabla 4-18. Microscopía Electrónica superficie de fractura Aleación Al-Si, Zona A de preagrietamiento y zona E fractura final por flexión

Las aleaciones de la serie Al-Si-Mg y Al-Si presentaron una fractura tipo transgranular, en ocasiones la grieta avanzó en forma de zigzag a través del grano. Las fracturas en las aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si fue por clivaje de las dendritas presentes en el material. En el caso de las aleaciones Al-Si la fractura se pudo observar en los cristales de silicio presentes, microgrietas son iniciadas en las partículas de silicio.

La combinación temperatura 170°C y dirección D4 obtuvieron los mayores valores de tenacidad de fractura, esto puede ser debido a que los cristales con enlaces covalentes, la densidad de dislocaciones es menor y la fuerza de Peierls-Nabarro es alta, esta es la razón del alto esfuerzo de fluencia del silicio y su inclinación a la fractura frágil [47], así mismo con el fin de aumentar la tenacidad de fractura la distribución de las partículas de silicio debe ser cuidadosamente controlada [48], en la aleación Al-Si se observó una distribución homogénea de los precipitados que contribuyó al aumento de la tenacidad.

La aleación Al-Cu presentó un comportamiento desde el punto de vista de faceta de fractura muy frágil, porque fue la que dio más granular, mientras que las de Al-Si y Al-Mg-Si, fueron más tendientes a un comportamiento dúctil. El hecho de haber presentado la aleación Al-Cu este comportamiento frágil y tener una tendencia a presentar fractura intergranular, se concatena con los bajos valores de tenacidad y el alto contenido de Cu alrededor del 6%, lo que conlleva a que se tenga una alta cantidad de precipitados de compuestos de Cu, además de los que generan envejecimiento que vienen desde el proceso de fundición que son los precipitados gruesos que están interdendriticos, esa densidad alta de compuestos intermetálicos que se presume es mayor que en las aleaciones Al-Si y Al-Mg-Si porque en estos casos el porcentaje tanto de sil como Mg están en un bajo porcentaje, ninguno pasa del 2%, entonces en la aleación Al-Cu se tiene mucho precipitado lo que significa que se tiene una posible tendencia al comportamiento frágil que es coherente con los valores de tenacidad encontrados para esta aleación.

Fue factor común encontrar que las aleaciones fracturaron por clivaje, aunque en ocasiones se presentó pequeñas deformaciones plásticas que presentaron formación de microvacíos, esto se puede relacionar con el tamaño de grano en las aleaciones, según [44], los metales de grano fino son tenaces y por el contrario un metal con tamaño de grano grueso presenta una alta tendencia a la rotura por clivaje al disminuir el esfuerzo necesario para desencadenarlo, esto se puede corroborar en las aleaciones estudiadas ya que las tres presentaron tamaños de grano grueso de acuerdo a la clasificación ASTM en la norma E112-10 [49], que para valores de tamaño de grano ASTM entre 1 a 3 se considera grano grueso, los valores promedio de las aleaciones fueron entre 2 y 3, estos valores se muestran en la Tabla 4-19, Tabla 4-20 y Tabla 4-21.

Tamaño de grano ASTM Aleación Al-Mg-Si			
Probeta y dirección	Tamaño de grano ASTM	Probeta y dirección	Tamaño de grano ASTM
D1 (Probeta 54)	2	D2 (Probeta 77)	1
D1 (Probeta 64)	2	D2 (Probeta 86)	2
D1 (Probeta 68)	2	D2 (Probeta 95)	2

Tabla 4-19. Tamaño de grano ASTM para aleación Al-Mg-Si

Tamaño de grano ASTM Aleación Al-Si			
Probeta y dirección	Tamaño de grano ASTM	Probeta y dirección	Tamaño de grano ASTM
D3(Probeta 27)	2	D4(Probeta 5)	2
D3 (Probeta 37)	2	D4(Probeta 10)	2
D3 (Probeta 47)	2	D4(Probeta 19)	2

Tabla 4-20. Tamaño de grano ASTM para aleación Al-Si

Tamaño de grano ASTM Aleación Al-Cu-Si			
Probeta y dirección	Tamaño de grano ASTM	Probeta y dirección	Tamaño de grano ASTM
D5(Probeta 103)	3	D6(Probeta 132)	2
D5(Probeta 115)	3	D6(Probeta 140)	3
D5(Probeta 125)	3	D6(Probeta 152)	3

Tabla 4-21. Tamaño de grano ASTM para aleación Al-Cu-Si

La dureza del material en función del tratamiento térmico de precipitación (envejecimiento), se ve influenciada por la formación de precipitados en la matriz, es decir, a menor cantidad de precipitados dispersos la dureza será menor, a mayor cantidad de precipitados dispersos la dureza aumentará. En los resultados de las tomas de dureza en la aleación Al-Mg-Si a la temperatura de 167°C se presentaron diferencias de una dirección respecto a la otra ya que para la dirección D1 se obtuvo un valor de 31,2 HRB y para D2 59 HRB esto se puede atribuir a que en la dirección D1 se presentó la formación de precipitados pequeños y poco desarrollados por ello la baja en dureza. Para la temperatura de 177 °C se puede considerar como el pico de envejecimiento óptimo ya que se obtienen los valores de dureza mayores, es decir se puede atribuir en el tamaño y distribución de precipitados es adecuado.

Para la temperatura de 187 °C la dureza disminuyó que puede ser consecuencia de un sobre-envejecimiento ya que se presenta que las partículas precipitadas aumenten en tamaño. Para la aleación Al-Si se presentó el mismo comportamiento para las temperaturas de envejecimiento, se considera el mismo análisis mencionado para la aleación Al-Mg-Si. En la aleación Al-Si-Cu para la temperatura de 191°C se presentó una disminución de la dureza en la D6 respecto a la D5, esta disminución que permanece constante para la misma dirección y temperatura de 201°C se puede atribuir a que se presentó un sobre-envejecimiento de la aleación y temperaturas utilizadas.

Las curvas de dureza promedio se graficaron en función de las tres temperaturas de envejecimiento, todas siguen el comportamiento típico para el tratamiento de envejecimiento, primero la dureza va en aumento, hasta alcanzar su valor máximo, y después decrece, todo esto debido a la formación y crecimiento de los precipitados de Mg_2Si [45], en las durezas obtenidas según el material, dirección de lingote y temperatura de envejecimiento se observan en la Figura 4-22, el comportamiento general de los tratamientos realizados es coherente con lo encontrado en la bibliografía, dicho comportamiento acorde a los precipitados Mg_2Si y Al_2Cu presentados en los materiales en estudio.

En los casos, en los cuales se presenta disminución en la dureza, está directamente relacionado a la formación de precipitados de mayor tamaño [50], adicional a ello, al ser mayor la temperatura, la energía interna es lo suficientemente alta como para que los elementos de aleación formen precipitados de mayor tamaño con lo que la dureza máxima decrece [50].

Durante el preagrietamiento de la probetas de un total de 158 probetas ensayadas, se rompieron 9 probetas, de las cuales 4 corresponden al material Al-Cu-Si; en estas probetas en las dos direcciones la fractura se dio antes de llegar a el límite inferior dado por norma de 0,45 W, o a veces al momento de iniciarse la grieta ésta se disparaba y atravesaba toda la probeta, lo cual indicó que este material presentaba una menor tenacidad de fractura en las tres temperaturas, adicional a ello se observó que el aumento de la tenacidad de fractura con el envejecimiento fue mínimo, es decir, se mantuvo muy cercano a la tenacidad dada por bibliografía. Las cargas utilizadas para el preagrietamiento de estas probetas se mantuvieron por debajo de las cargas calculadas en el capítulo 2, lo que facilitó que no se rompieran más probetas.

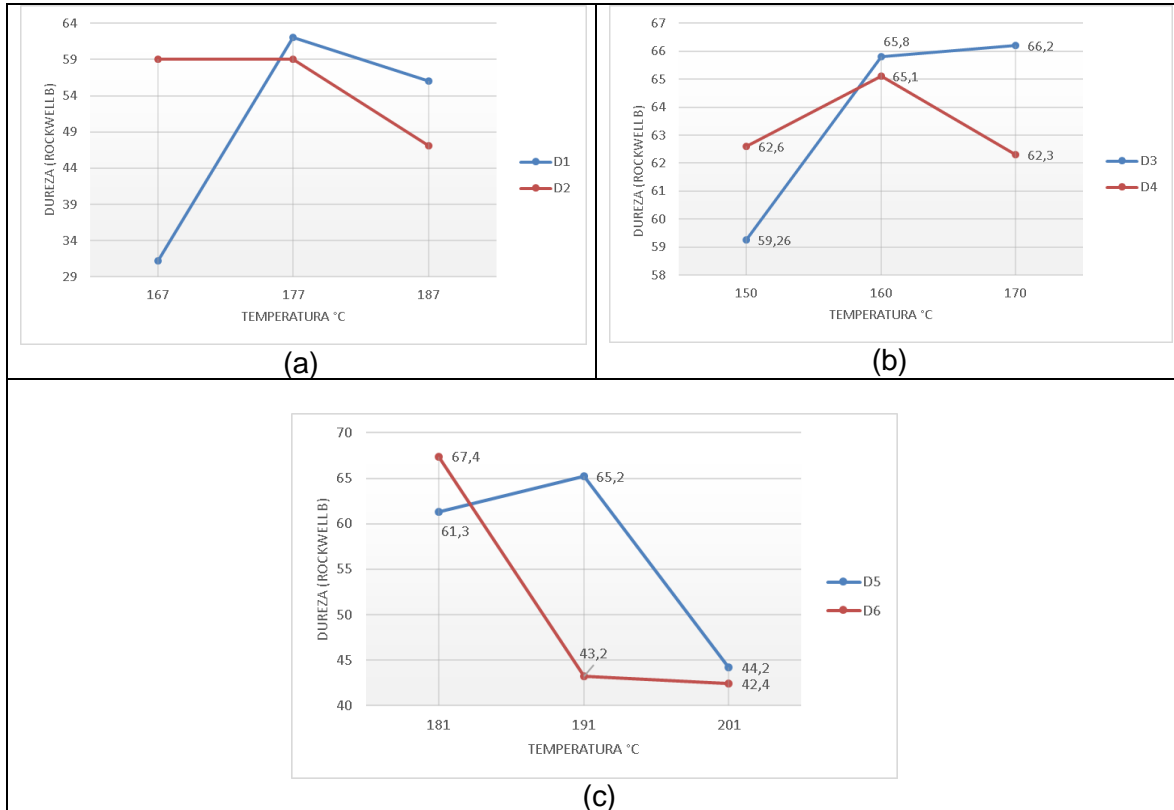


Figura 4-22. Cambio valores de dureza en función de la temperatura de envejecimiento (a) direcciones D1 y D2 aleación Al-Mg-Si, (b) direcciones D3 y D4 aleación Al-Si, (c) D5 y D6 aleación Al-Cu-Si

La Aleación Al-Si a pesar de presentar más probetas fracturadas (cinco), se debió a que al inicio del preagrietamiento las cargas tomadas fueron muy altas, razón por la cual las probetas se fracturaron, sin embargo, esta aleación al igual que la aleación de Al-Mg-Si fueron las que obtuvieron mayores valores de tenacidad, destacando que la mejora en esta propiedad no fue muy notoria puesto que la tenacidad inicial del material fue de $29 \text{ MPa}\sqrt{m}$, y la máxima alcanzada para el Al-Si fue a 170°C en la dirección 4, el valor fue de $34.8 \text{ MPa}\sqrt{m}$, y la máxima alcanzada para el Al-Mg-Si fue de $32 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

De acuerdo con el análisis Anova se observó que la variable material presentó diferencias significativas y ello se puede deber por la alta aleación del cobre y la elevada cantidad de precipitados observados en las micrografías y drx analizados en el apartado 4.2, en este apartado se observó también que la intensidad de los picos asociados con los precipitados de Cu y Al los cuales son más fuertes que las aleaciones de Al-Si y Al-Mg-Si.

Por otro lado, acorde a la Figura 3-14, se observó que la influencia de la porosidad no fue notoria ya que los valores obtenidos para las diferentes direcciones y materiales fueron

muy similares entre sí, a razón de ello se considera que no tuvieron una incidencia importante en los resultados obtenidos de tenacidad.

4.4 Análisis del compartimiento de la resistencia a la corrosión

En la Tabla 4-22, se presenta un resumen de los datos de corriente de corrosión (I_{corr}), velocidad de corrosión (CR) y potencial de corrosión (E_{corr}) obtenidos de los ensayos potenciostáticos realizados a los tres materiales. En la Tabla 4-22 en la columna material se designa el valor de 1 para el material Al-Mg-Si, el valor de 2 para Al-Si y valor de 3 para Al-Cu-Si, en la columna dirección el valor de 0 y 1 representan cada una de las direcciones analizadas en cada material.

Material	Temperatura	Dirección	I_{corr} (nA)	CR (mpy)	E_{corr} (mV)
1	167	0	25,9	0,1292	-762
1	177	0	140	0,6983	-804
1	187	0	196	0,9776	-805
1	167	1	201	1	-765
1	177	1	36,8	0,1831	-747
1	187	1	52,2	0,2598	-763
2	150	0	52,7	0,2559	-734
2	160	0	54	0,2619	-821
2	170	0	66,2	0,3214	-803
2	150	1	24,8	0,1201	-746
2	160	1	142	0,6878	-804
2	170	1	56,3	0,2729	-816
3	181	0	8,4	0,0426	-683
3	191	0	108	0,547	-740
3	201	0	73	0,3699	-766
3	181	1	36,2	0,1833	-693
3	191	1	37,4	0,1895	-734
3	201	1	154	0,7788	-740

Tabla 4-22. Resumen de datos de corriente y velocidad de corrosión para análisis por regresión múltiple

Con base en los datos referenciados en la Tabla 4-22, se buscó verificar diferencias significativas entre los tratamientos propuestos, para ello se utilizó la regresión lineal múltiple con la finalidad de verificar si las variables independientes (temperatura, dirección y material) tienen influencia o están relacionadas con la variable respuesta, para este caso velocidad de corrosión (CR). En este caso solo se hizo una medición por probeta escogida

y como solo es un dato un modelo ANOVA no se pudo realizar, puesto que no hubo repeticiones como si se hizo para tenacidad, con base a esto se decidió emplear el modelo de regresión, donde se analiza la dispersión de cada punto de la medición tomada respecto a la línea media de la regresión, entonces no importa que solo haya un dato, porque para el modelo cada punto que se mide es como si fuera un dato del mismo proceso. Para ello se planteó el siguiente modelo de regresión lineal múltiple:

$$Y = \beta_0 + \beta_1x_1 + \beta_2x_2 + \beta_3x_3 + \varepsilon$$

Donde; x_1, x_2, x_3 representan las variables independientes o regresoras.

Y representa a variable respuesta.

$\beta_0, \beta_1, \beta_2, \beta_3$ representan los coeficientes de regresión, los cuales miden el cambio esperado en Y por el cambio unitario en x_1, x_2, x_3 .

ε representa el error relativo.

	<i>Grados de libertad</i>	<i>Suma de cuadrados</i>	<i>Promedio de los cuadrados</i>	<i>F</i>	<i>Valor crítico de F</i>
Regresión	3	0,281	0,094	1,051	0,401
Residuos	14	1,249	0,089		
Total	17	1,531			

Tabla 4-23. Análisis de varianza regresión múltiple, valor F

	Estadístico t	Probabilidad
Intercepción	-0,653	0,524
Material	-1,545	0,145
Temperatura	1,394	0,185
Dirección	0,056	0,956

Tabla 4-24. Análisis de varianza regresión múltiple, estadístico t y valor P

Como se presenta en la Tabla 4-23 según los resultados obtenido del análisis ANOVA para la variable CR no fueron significativos ninguno de los tratamientos, es decir, ni temperatura, ni material, ni dirección. Lo anterior se corrobora comparando el valor P con el nivel de significancia, que en este caso fue de 0.05, es decir, hay un riesgo del 5% de concluir cuando existe una diferencia cuando no hay una diferencia real.

En función de ello si $p \leq \alpha$, se puede concluir que hay diferencias significativas entre tratamientos, si $p > \alpha$ no son estadísticamente significativas, al verificar la Tabla 4-24 los valores de P son mayores al alfa utilizado de 0.05, con lo cual, por el análisis estadístico se concluye que ninguno de los tratamientos fue significativo, como se mencionó

anteriormente. Esto es consecuencia de haber realizado una sola réplica para la medición por probeta.

Análisis comportamiento a corrosión de los materiales en estudio

A pesar de haber encontrado que las diferencias entre los valores de velocidad de corrosión no son estadísticamente significativas, con las curvas potenciodinámicas de tafel y las microestructuras se puede analizar la influencia de estas en la tendencia marcada por los datos. En los siguientes apartados se mostrará el análisis con base a la velocidad de corrosión ya que al observar que no hay diferencias significativas se tendrá en cuenta la tendencia de los datos y por ello se especifica dicho análisis.

En la seis graficas de comportamiento de velocidad de corrosión respecto a la temperatura se observa que hay una tendencia que a mayor temperatura menor resistencia a la corrosión, aun cuando se demostró que no es estadísticamente significativo.

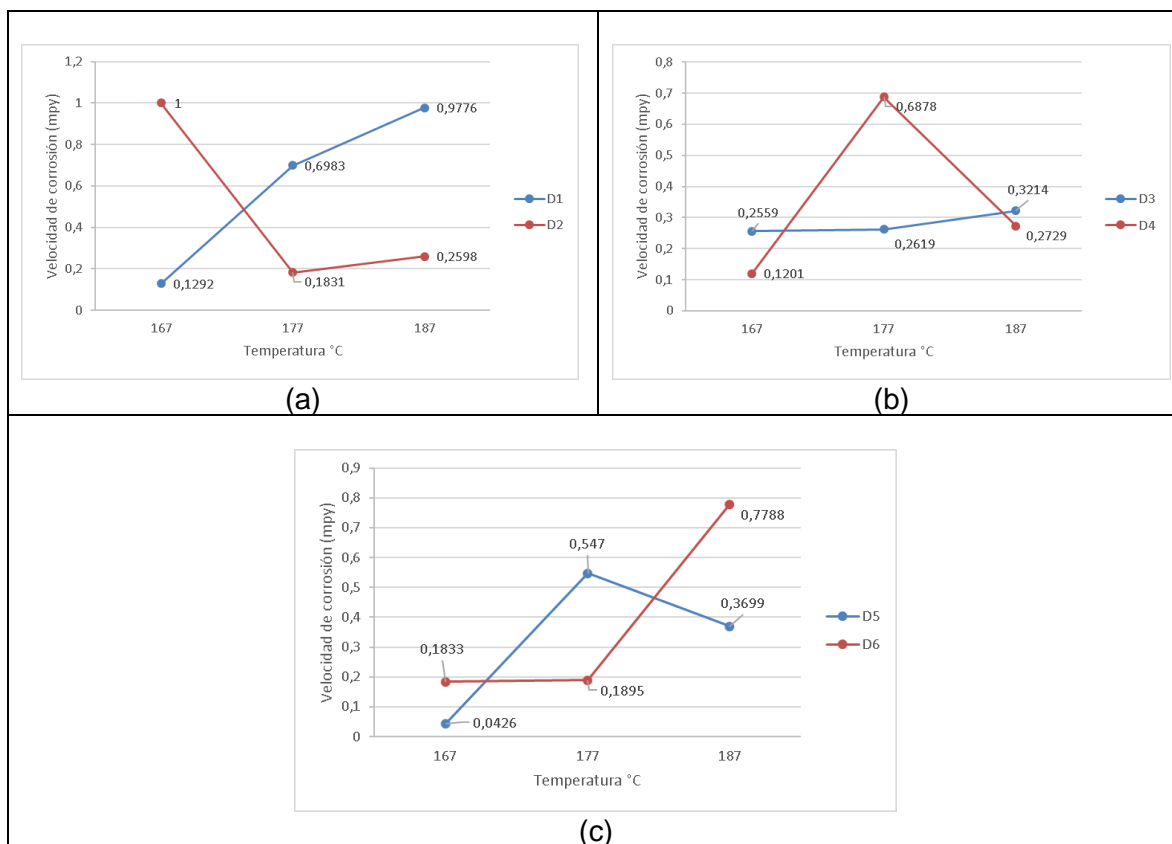


Figura 4-23. Comportamiento de velocidad de corrosión Vs temperatura, (a) direcciones D1 y D2 aleación Al-Mg-Si, (b) direcciones D3 y D4 Al-Si, (c) direcciones D5 y D6 Al-Cu-Si

En el apartado 4.1 se evidencio la presencia y coalescencia de mayor numero de precipitados finos en cada una de las aleaciones, en donde fue característico que a la

temperatura de envejecido por encima de la recomendada por Boeing fuera coherente con la tendencia presentada en la Figura 4-23, debido a que se presentan más pares galvánicos en la estructura. Sin embargo al revisar la Figura 4-23, en algunas direcciones se presenta un comportamiento anormal, por lo cual, se puede especular que ello se debe a la influencia de la dirección de fundición en donde se tiene mayor segregación en una dirección que en otra, por lo que los espesores no son iguales en todas las direcciones, también puede influir errores en la experimentación, pero en general si se cumple con la tendencia esperada nombrada anteriormente.

En el caso de la aleación Al-Cu-Si, al tener un alto porcentaje de Cu en la aleación facilitará que se presenten altas velocidades de corrosión por encima de un 4% en la composición [51], este hecho fue relevante pues el contenido de Cu según composición química es alto, adicional a ello, producto del tratamiento térmico de envejecimiento se tuvo una alta cantidad de precipitados de Cu. Sin embargo, con base en la Tabla 4-22 fue útil realizar un promedio de los valores de velocidad de corrosión por material para observar las tendencias en el comportamiento respecto a la resistencia al ataque corrosivo, en ella se observa que la mayor velocidad la presenta la aleación Al-Mg-Si, esta aleación tiene más baja aleación si se compara con el cobre aparentemente sería más resistente que la del cobre, pero esta aleación por su alto contenido de cobre como se reportó en este documento en la composición química tiene más precipitados hecho que se corroboró con los espectros drx analizados previamente en donde los picos son mal altos que las otras dos aleaciones. Dicho comportamiento se puede presentar debido a que los precipitados del material Al-Mg-Si son de más par galvánico que los presentados en el material Al-Cu-Si, dicho par galvánico se puede producir entre las zonas de presencia de Mg y Si y la matriz adyacente, considerando esta matriz adyacente como anódica [52], [53].

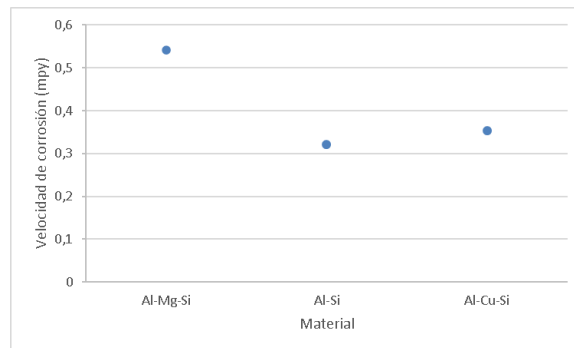


Figura 4-24. Tendencia velocidad de corrosión en materiales ensayados

La forma de corrosión presente es por picaduras visualmente de acuerdo con la Figura 4-25, Figura 4-26 y Figura 4-27, lo que se observan son picaduras, que estas inician en corrosión intergranular e interdendrítica, allí es donde inicia el proceso de daño como corrosión intergranular e interdendrítica y cuando se da el crecimiento por la acción continua

del medio que ataca se forma la picadura de corrosión hecho que es evidente en las microestructuras evaluadas.

En los límites de grano están precipitados gruesos (vienen desde el proceso de fundición) y ellos no se corroen ellos, y los precipitados ya del tratamiento térmico que son los que vienen dentro de los granos blancos, en donde se corroe la matriz metálica circundante al precipitado por formación de par galvánico, es el par galvánico entre esa fase Inter metálica y la metálica la que genera el proceso de corrosión. En la aleación Al-Mg-Si en común encontrar en la región interdendrítica precipitados de Mg y Si [53], donde el aluminio y el silicio actúan como elementos del soluto y forman una solución solida en la matriz de aluminio en extensiones específicas en donde se forman los posibles pares galvánicos [53], ello se corrobora en la Figura 4-25 los ataques selectivos sobre la superficie atacada. Para la aleación Al-Si según Figura 4-26, se puede observar que el ataque sobre la superficie se presenta en lugares confinados y localizados, el ataque que se puede apreciar sigue los caminos Inter dendríticos. Los pequeños cambios en la corriente de corrosión observados en las ramas catódica y anódicas indican una baja velocidad de corrosión en las aleaciones de Al-Si. Respecto a la aleación Al-Cu-Si con base a la observación microestructural en la Figura 4-27, la característica microestructural se basa en el par galvánico que se produce entre Al_2Cu el Si y la matriz de aluminio favoreciendo la corrosión intergranular e interdendrítica [54].

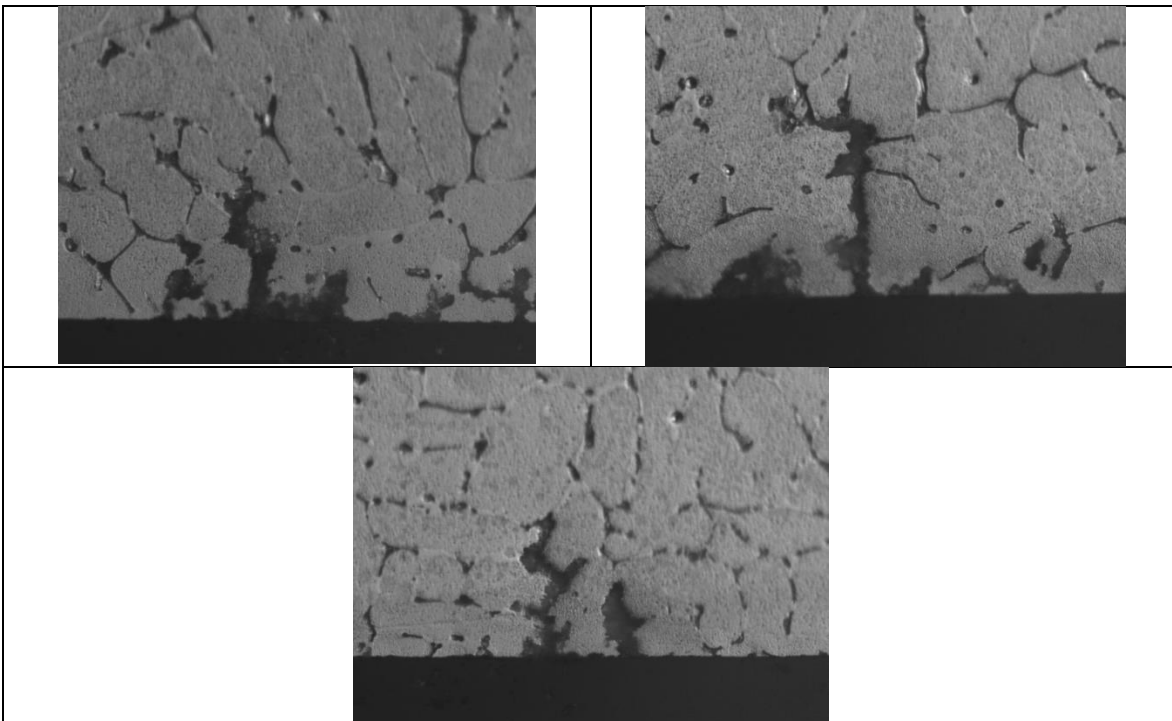


Figura 4-25. Zonas de corrosión intergranular e interdendrítica en la aleación Al-Mg-Si

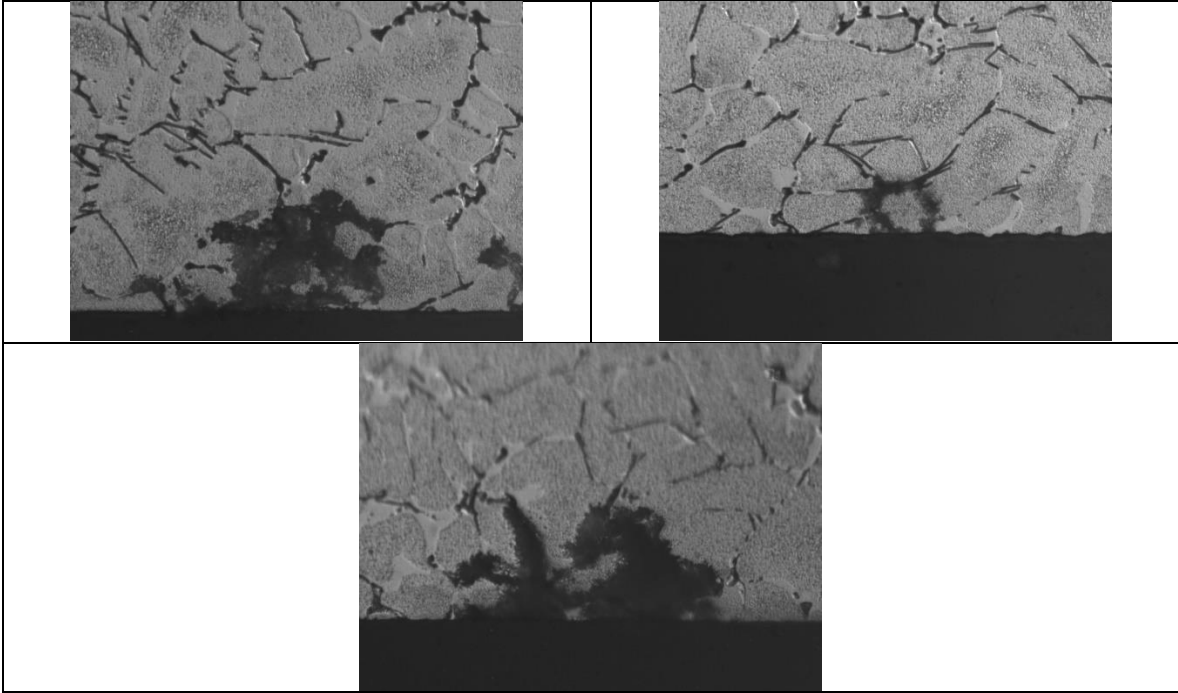


Figura 4-26. Zonas de corrosión intergranular e interdendrítica en la aleación Al-Si

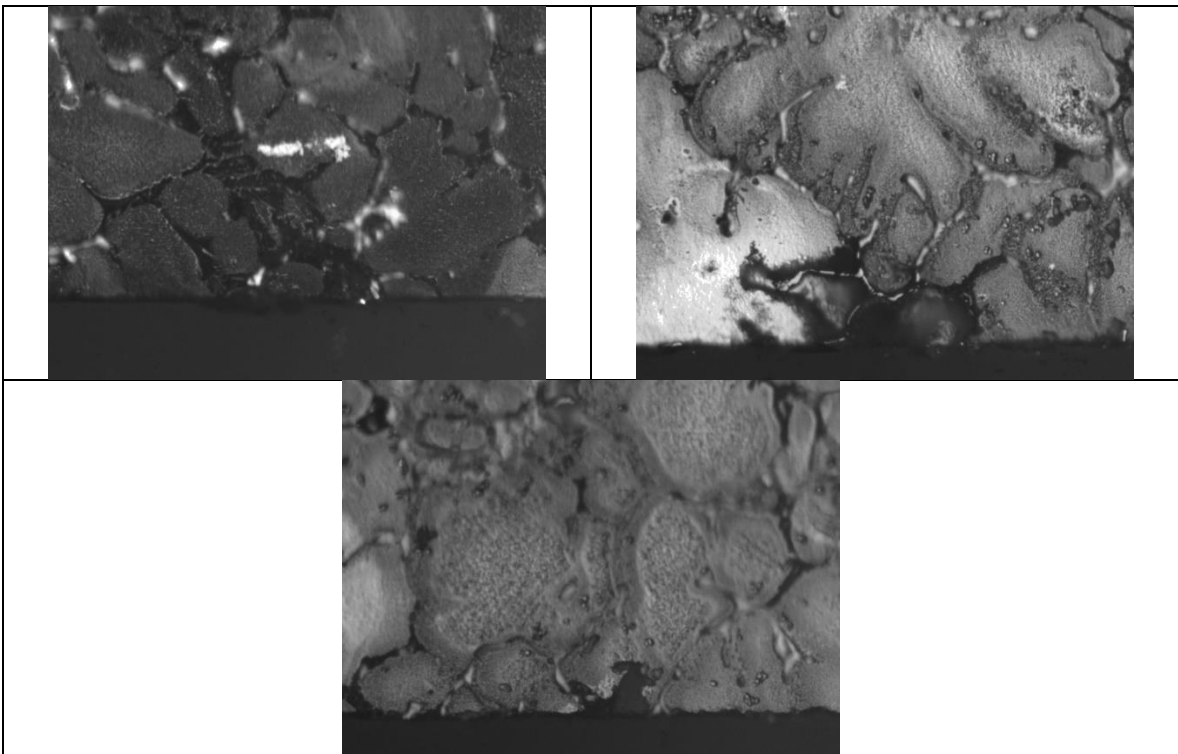


Figura 4-27. Zonas de corrosión intergranular e interdendrítica en la aleación Al-Cu-Si

El mecanismo de corrosión encontrado como general es corrosión interdendrítica, las regiones de la frontera de grano pueden ser muy reactivas causando la corrosión intergranular que provoca la pérdida de resistencia de la aleación [38], ello se debe a la precipitación de compuestos en los límites de grano.

Este fenómeno responde a que el aluminio se corroe en el área de paso de corriente en proporción a la cantidad de corriente conducida. A bajas densidades de corriente, la corrosión puede tomar la forma de picadura, mientras que a densidades de corriente más altas se puede presentar la afectación considerable del material [55], en las probetas se tuvo una densidad de corriente baja y por ello evolucionó como picaduras

Los elementos presentados en las aleaciones causan la formación de celdas microgalvanicas en la matriz del aluminio, los diferentes compuestos intermetálicos generados por el tratamiento de envejecimiento pueden generar la formación de las celdas microgalvanicas debido al potencial de corrosión entre los intermetálicos y la matriz de aluminio, usualmente esta diferencia de potencial se da en la superficie en donde se encuentran los más comunes compuestos intermetálicos o elementos individuales [56]. Por consiguiente, a través del análisis de los difractogramas se verificó la presencia de compuestos intermetálicos que pudieron ser formados a través del tratamiento térmico de envejecimiento, los difractogramas obtenidos están en el anexo K, a través de los cuales se verificaron los compuestos encontrados y así determinar su influencia en el comportamiento a corrosión de los materiales analizados, para el material Al-Mg-Si y Al-Si, se encontró el compuesto Mg_2Si , para el material Al-Cu-Si fue evidente la presencia de $CuAl_2$.

La corrosión interdendrítica fue el mecanismo de deterioro común en los materiales, las regiones de las fronteras de granos pueden ser muy reactivas y causar este tipo de corrosión provocando la pérdida de resistencia de la aleación [38], hecho que se ve influenciado por las fases precipitadas por el tratamiento de envejecimiento las cuales mostraron ser susceptibles a la corrosión en el ambiente corrosivo utilizado. En el material Al-Si se observaron zonas de corrosión interdendrítica posiblemente relacionada a su reducido contenido de cobre o precipitados anódicos en los límites de grano [56].

5. Conclusiones

- En el ensayo de fatiga utilizado para realizar el preagrietamiento de las probetas de tenacidad fue importante la selección del método de corte para realizar la entalla, el método de corte por hilo fue el adecuado ya que su acabado permitió tener una entalla aguda que permitió tener una nucleación rápida de la grieta.
- Las gráficas obtenidas en el ensayo de flexión al tener un comportamiento de caída aproximadamente lineal después de llegar al punto máximo de carga permitieron corroborar un comportamiento de fractura frágil.
- En el caso de tenacidad si hay diferencias significativas respecto al comportamiento de material, en cuanto a comportamiento de dirección no lo hay, a veces hay en temperatura, allí se observó que la diferencia se encuentra entre los extremos, entre el valor máximo y el mínimo, el valor de la mitad casi no muestra diferencias, probablemente ello significa que se tomó una partición de temperaturas muy fina.
- Se encontró que en las tres aleaciones a la mayor temperatura la dureza tendió a disminuir, esto pudo ser debido a que hubo un sobrevejecimiento de la aleación producto del tratamiento térmico.
- Para las tres aleaciones en las condiciones de estudio se observó una tendencia general en que la tenacidad de la fractura incrementó conforme la dureza disminuía.
- En los casos que no hubo diferencia significativa ni en temperatura, ni dirección, ni interacción se evidencio en las imágenes de microscopía una distribución de precipitados isotrópica, lo que explicaría que las propiedades en función de las variables sean muy parecidas, ello acompañado de los espectros de rayos x cuyos picos presentados fueron muy similares en cuanto a orientación e intensidad.
- El resultado de la prueba potenciodinamica, aunque según el análisis estadístico no mostro diferencias significativas entre temperatura, dirección y material, si se observó una tendencia general, donde la velocidad de corrosión aumento a medida que aumentaba la temperatura, hecho coherente con la mayor presencia de precipitados en los materiales a la mayor temperatura de envejecimiento.
- No se encontró influencia marcada de las direcciones de lingote tomadas inicialmente para el corte de las probetas ni para la tenacidad de fractura ni para la velocidad de corrosión, esto fue debido a que el material no era laminado de acuerdo con los proveedores de este, al contrario, era una fundición.
- Entre los tres materiales, las dos direcciones y las temperaturas no hay diferencias estadísticas significativas para las velocidades de corrosión.
- Por el tipo de proceso de los materiales analizados (piezas fundidas) se esperaría que de un comportamiento isotrópico, sin embargo, en el análisis estadístico se encontró una diferencia significativa en la dirección en el material Al-Cu-Si, ello se puede atribuir al menor espesor del lingote de material, si la pieza cuando se solidifica es de poca altura hay direcciones en las que el calor sale más rápido que en otras, esto es una razón por la cual la dirección presentó incidencia.
- Para la aleación Al-Cu-Si el tratamiento térmico de envejecimiento a temperaturas de 181, 191 y 201 °C generó una fractura intergranular en este tipo de aleación. Pese a tener la aleación una estructura dendrítica esta presento una morfología equiaxial por

lo que el envejecido diseminó los precipitados a través del límite de grano y estos a su vez actuaron como una vía de avance de las grietas.

- Las aleaciones de la serie Al-Si-Mg y Al-Si presentaron una fractura tipo transgranular, en ocasiones la grieta avanzó en forma de zigzag a través del grano. Las fracturas en las aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si fue por clivaje de las dendritas presentes en el material.
- La precipitación de compuestos como Mg_2Si y $CuAl_2$ a lo largo de los límites de grano pueden ser la causa principal de la corrosión interdendrítica presentada en cada uno de los materiales analizados.
- El contenido de silicio en la aleación Al-Si contribuye de manera significativa al deterioro del material bajo la presencia de un ambiente corrosivo, en algunos casos presentándose a la temperatura recomendada donde se logra obtener tamaño y distribución óptimo del precipitado.

6. Referencias

- [1] H. Hernandez Albañil y E. Espejo Mora, Mecánica de fractura y análisis de falla, Bogotá: Universidad Nacional de Colombia, 2002.
- [2] T.L. ANDERSON, Fracture Mechanics, Boca Raton: CRC, 1995.
- [3] N. A. E399-12, "Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials¹," Unites states, ASTM standars, 2013, p. 33.
- [4] E. 1. –. 1. ASTM, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness," ASTM, Unites States, 2014.
- [5] P. L. MANGONON, CIENCIA DE MATERIALES: SELECCION Y DISEÑO, Mexico: Prentice Hall, 2001.
- [6] D. S. M. George E. Totten, Handbook of aluminum, United States of America: MARCEL DEKKER, INC., 2003.
- [7] Pedro Coca, Manual del aluminio Vol. I, Barcelona: Reverté S.A., 1992.
- [8] A. F. Liu, Mechanics and Mechanisms of Fracture: An Introduction, United States of america: ASM international, 2005.
- [9] J. P. . P. Šandera, Micromechanisms of Fracture and Fatigue, Berlin: Springer, 2010.
- [10] C. VARGEL, Corrosion of Aluminium, Paris, 1998.
- [11] F. F. Bogar F.D., "The influence of chloride ion on the pitting of aluminium," *Journal of the Electrochemical Society*, vol. 119, pp. 464-464, 1973.

- [12] UPV, UPV, [En línea]. Available:
http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm12/pfcm12_4_3.html. [Último acceso: 03 12 2014].
- [13] P. P. ND Alexopoulos, «Experimental and theoretical studies of corrosion-induced mechanical properties degradation of aircraft 2024 aluminum alloy,» *Materials Science and Engineering-Elsevier*, vol. 498, p. 9, 2008.
- [14] A. S. S. T. S. K. R. P. F. Ozturk, «Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy,» *Materials and Design*, vol. 31, p. 4, 2010.
- [15] M. K. K. J. G. M. A. K. Mahmoud Chemingui, «Characterization of the mechanical properties changes in an Al–Zn–Mg alloy after a two-step ageing treatment at 70°C and 135 °C,» *Materials and Design*, vol. 31, p. 6, 2010.
- [16] S. S. Emma Sjölande, «The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys,» *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 210, p. 11, 2010.
- [17] D. F. F. D. T. P. D. Lassance, «Micromechanics of room and high temperature,» *Progress in material science*, vol. 52, p. 68, 2007.
- [18] J. P.-I. J. F. C. A. Albístur Goñi, «Estudio de la influencia del tratamiento de maduración artificial en el comportamiento a fractura de un perfil de aleación de aluminio 6063,» *Anales de la mecanica a la fractura*, vol. 1, p. 6, 2007.
- [19] M. H. S. B. K. S. GHOSH, «Corrosion behavior of 2024 Al-Cu-Mg alloy of various tempers,» *transactions of nonferrous metals society of china*, vol. 23, p. 13, 2013.
- [20] M. A. B. D. D. Supriya Nandy, «Influence of Ageing on Mechanical Properties of 6063 Al Alloy,» *materialstoday: proceedings*, vol. 2, p. 9, 2015.
- [21] P. P. N.D. Alexopoulos, «Experimental and theoretical studies of corrosion-induced mechanical properties degradation of aircraft 2024 aluminum alloy,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 498, p. 10, 2008.
- [22] R. S. G. L. O. A. O. R. Vera, «Corrosión por picaduras del aluminio y de la aleación Al-6201 en soluciones de NaCl,» *Revista de metalurgia*, vol. 3, p. 6, 1998.
- [23] S. H. E. D. H. G. E. I. C. S. S. S. W. R. R. J. Romero, «CUANTIFICACIÓN DE LA CORROSIÓN EN ALUMINIO EXPUESTO A UN FLUIDO USADO EN BOMBAS DE CALOR AVANZADAS Y CONVENCIONALES,» *researchgate*, p. 6, 2011.

- [24] L. C. J. T. G. Z. C. Z. a. J. Y. Shengwei Yuan, «Correlation between homogenization treatment and subsequent hot extrusion of Al–Mg–Si alloy,» *Journal of Materials Science*, vol. 54, nº 13, p. 17, 2019.
- [25] J. G. Alan P. Druschitz, «Advanced Cast Aluminum Alloys,» *The Minerals, Metals & Materials Society*, p. 9, 2009.
- [26] A. Z. S. R. S. V. SERGIO VALADEZ, «MICROSTRUCTURAL ANALYSIS OF AlMgSiZn ALLOY,» *DYNA*, vol. 77, nº 163, p. 4, 2010.
- [27] «Influence of the Precipitation of Secondary Phase on the Thermal Diffusivity Change of Al-Mg₂Si Alloys,» *APPLIED SCIENCES*, p. 11, 2018.
- [28] D. S. MacKenzie, «Heat Treating Aluminum for Aerospace Applications,» *Heat Treating Progress*, vol. 5, nº 4, p. 6, 2005.
- [29] S. E. O. M. LINA MERCEDES SÁNCHEZ LEÓN, «ESTUDIO DE LAS VARIABLES DE PROCESO EN EL ENVEJECIMIENTO DE RINES DE ALUMINIO (ALEACIÓN AL Si 7) EN LA EMPRESA MADEAL S.A.,» Universidad Nacional de Colombia, Manizales, 2003.
- [30] M. S. C. J. L. Carlos Arturo Bohórquez A, «Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento en las propiedades mecánicas de los aluminios 6061 T6 y 6063 T5,» *Avances investigación en ingeniería*, p. 6, 2010.
- [31] ASM International, "Properties and selection: Nonferrous Alloys and special - purpose materials," United states of America, ASM, 1990, p. 401.
- [32] Matweb material property data, "Matweb," Matweb database, 1990. [Online]. Available: <http://www.matweb.com/>. [Accessed 17 agosto 2013].
- [33] J. C. M. ROMERO, «CARACTERIZACIÓN DE LA TENACIDAD DE FRACTURA BAJO LA NORMA ASTM E 399-08 (PROBETA SENB), EN ACEROS AISI-SAE 5160 H, UTILIZADO EN FABRICACIÓN DE BALLESTAS,» Bogotá, 2011.
- [34] Montgomery, Diseño y análisis de experimento, Mexico: Limusa Wiley, 2004.
- [35] ASM international, Heat treating volume 4, United states of America: ASM, 1991.
- [36] Boeing, *Boeing process specification*, United states of America: Boeing, 2001.

- [37] J. F. RIVERA, «DIAGNOSTICO DE LA MAQUINA DE FATIGA BALDWIN MODELO SF-10-U UBICADA EN EL LABORATORIO DE ENSAYOS MECANICOS,» Bogotá, 2007.
- [38] W. F. Smith, de *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*, Mexico, McGraw Hill, 2014, p. 518.
- [39] Brent L. Adams, Brigham Young University, *Metallography and Microstructures*, United States of America: ASM International, 2004.
- [40] ASTM, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness1," ASTM standards, United states, 2013.
- [41] Norma ASTM G102-89, "Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements," ASTM, United States, 20114.
- [42] Montgomery, *Introducción al análisis de regresión lineal 3ed*, 2002: Cecsca, 2002.
- [43] F. Mokdad, D. Chen, . L. Z.Y., X. B.L. , N. D.R. y M. Z.Y. , «Deformation and strengthening mechanisms of a carbon nanotube reinforced aluminum composite,» *Carbon*, vol. 104, pp. 64-77, 2016.
- [44] J. J. G. Jose Luis Arana, *Mecánica de Fractura*, Bilbao: Servicio Editorial de la Universidad del País Vasco.
- [45] C. Jose, «tratamiento termico de un aleación de aluminio 6063,» Mexico, 1998.
- [46] M. T. D. Giovannia, J. T. O. de Menezes, E. Cerri y E. M. Castrodeza, «Influence of microstructure and porosity on the fracture toughness of Al-Si-Mg alloy,» *Journal of material research and technology*, p. 10, 2019.
- [47] M. Warmuzek, *Aluminum-Silicon Casting Alloys Atlas of Microfractographs*, United States of America: ASM International, 2004.
- [48] Y. N. K. S. L. Kyuhong Lee, "Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeeze-casting processes," *Journal of Alloys and Compounds* 461 (2008) 532–541, p. 10, 2008.
- [49] A. Standard, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size," ASTM international, United States of America, 2012.

- [50] D. S. J.-F. N. Q. Ian Polmear, *Metallurgy of the Light Metals*, United Kingdom: Elsevier, 2017.
- [51] D. R. D. V. Jelena Šćepanović, «Investigation of AlMgCu Alloy Corrosion in 0.5M NaCl: Polarization and EIS studies,» *International Journal of ELECTROCHEMICAL SCIENCE*, p. 10, 2018.
- [52] C. Schnatterer y D. Zander, «Influence of the grain boundary chemistry on the intergranular corrosion mechanisms of a high-strength Al-Mg-Si alloy,» *Surf. Interface Anal.*, p. 5, (2015).
- [53] R. A. Rodríguez-Díaz, J. U. Chavarrín, A. M. C. Villegas, S. Valdez y J. A. Juárez-Islas, «Corrosion Behavior of AlMgSi Alloy in Aqueous Saline Solution,» *International Journal of ELECTROCHEMICAL SCIENCE*, vol. 10, pp. 1792 - 1808, 2015.
- [54] M. Okayasu, S. Takeuchi y T. Shiraishi, «Corrosion and mechanical properties of cast,» *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 26, nº 6, 2013.
- [55] E. Ghali, *Corrosion resistance of Aluminum and Magnesium Alloys*, New Jersey: Wiley, 2010.
- [56] J. Davis, «Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys,» de *Localized Corrosion*, ASM International, 1999.