



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ZACATECAS

“FRANCISCO GARCÍA SALINAS”

UNIDAD ACADÉMICA DE INGENIERÍA I

MAESTRÍA EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES



**COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICO DE LAS
ALEACIONES Al-5Cu Y Al-7Si APLICADAS EN CABEZALES DE
CILINDRO EN MOTORES A DIÉSEL**

TESIS

PARA OBTENER EL GRADO DE

MAESTRO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES

PRESENTA

Ing. Ramón Lamas Martínez

ASESOR

Dr. Sergio Haro Rodríguez

COASESORES

Dr. Omero Alonso González

Dr. Josep Picas Barrachina

Dr. Dheerendra Kumar Dwivedi

Zacatecas, Zac. Diciembre del 2017

Dedicatorias

A Dios por permitirme llegar hasta donde estoy hoy en día y cumplir mis metas.

A mi madre Verónica Martínez Ávila y mi padre José Guadalupe Lamas Montalvo quienes son mi orgullo y mi ejemplo de vida, siempre han sido y serán un apoyo y una gran motivación para mí, por sus consejos y sus valores.

A mis hermanos Karla Yohana, Ricardo y Aarón quienes siempre me han apoyado, aconsejado, me alientan a ser mejor y nunca renunciar.

A mi amigo José García Sánchez quien confió, me apoyo y me brindó su amistad en esos momentos difíciles, durante años hemos compartido experiencias, conocimientos y momentos únicos que a la vez son grandes secciones de vida que me ayudaron a cumplir mis metas y ser mejor persona.

Ramón Lamas Martínez

Agradecimientos

A la Universidad Autónoma de Zacatecas (UAZ) y a la Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales por darme la oportunidad de integrarme al programa, al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por su apoyo económico durante la maestría.

Al Dr. Sergio Haro Rodríguez por brindarme su apoyo, su tiempo en la realización y contribución para el enriquecimiento de este trabajo y sobre todo la amistad que me ha brindado.

A Mariana Leños con la que he compartido cosas importantes de mi vida, gracias por convertirme en mi apoyo incondicional.

Al M. en P. y M. Julián Ramírez Carrillo, Ricardo Leyva y Ángel González por el apoyo durante el desarrollo de esta investigación.

A mis amig@s Diana Minerva, Dalila, Luis Ernesto Villegas, Chriss Villegas, Claudia Villegas, Gerardo Godoy, Héctor Gabriel, Lorenzo Antonio, José Salvador, José Lara, Samuel por brindarme su amistad y compartirme sus conocimientos.

Ramón Lamas Martínez

Contenido

Índice de tablas	13
Resumen	14
CAPÍTULO I INTRODUCCIÓN	16
1.1 Antecedentes.....	16
1.2 Justificación	19
1.3 Objetivos.....	19
1.4 Metas	20
1.5 Hipótesis	20
CAPÍTULO II MARCO TEORICO	21
2.1 Aleaciones de aluminio en la industria automotriz	21
2.2 Generalidades del aluminio	22
2.3 Aleaciones de aluminio para fundición.	23
2.3.1 Serie 2xx.x	23
2.3.2 Serie 5xx.x	23
2.4 Efecto de los elementos de aleación.	24
2.5 Tratamiento del metal en estado líquido.....	26
2.6 Desgasificado del metal líquido	26
2.7 Cabezales de los motores a Diésel.....	27
2.8 Tratamiento térmico	28
2.8.1 Tratamiento de solución.	29
2.8.2 Temple	30
2.8.3 Envejecido	30
2.8.4 Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio.....	31
2.9 Endurecimiento por precipitación.	33

2.10 Sistema de aleación Al-Cu	34
2.10.1 Sistema de aleación Al-Cu-Mg.....	35
2.10.2 Velocidad de enfriamiento.....	35
2.10.3 Proceso de vaciado	35
2.10.4 Nucleación y Crecimiento [□]	36
2.10.5 Defectos durante la solidificación	39
2.11 Ensayo de tensión.	41
2.11.1 Curva de esfuerzo deformación ingenieril.	42
2.12 Ensayo de tensión a alta temperatura.	43
2.13 Índice de Calidad (IQ)	44
2.13.1 Probable esfuerzo de cedencia.....	44
2.14 Índice de calidad.....	45
Capitulo III Desarrollo Experimental	46
3.1 Efecto del desgasificado y selección de técnica	46
3.2 Análisis Químico	46
3.3 Vaciado en Moldes	47
3.4 Tratamiento térmico.	48
3.5 Evaluación de propiedades mecánicas a temperatura ambiente y alta temperatura.	50
3.6 Microscopía electrónica de barrido de las muestras.....	52
3.6.1 Toma de durezas	52
3.7 Diseño de experimento para pruebas de desgaste	53
Capitulo IV Resultados y discusión.....	54
4.1 Efecto de la adición de V, Ti y Zr en la microestructura y comportamiento mecánico de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn.....	54
4.1.1 Efecto del tratamiento térmico T7 en la microestructura y comportamiento mecánico de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y con adición de V, Ti y Zr.....	56

4.1.2 Comportamiento mecánico de las aleaciones tratadas térmicamente.....	59
4.2 Efecto de la adición de magnesio a la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr en condición vaciada.	61
4.2.1 Efecto del tratamiento térmico T7 sobre las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn-xMg-0.20V- 0.22Ti-0.15Zr.	63
4.2.2 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr) en condición de tratamiento térmico.	69
4.2.3 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti- 0.15Zr con adiciones de xMg en condición de tratamiento térmico.....	70
4.2.4 Estudio de desgaste seco deslizante en aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr) y xMg en condiciones de vaciado y con tratamiento térmico.	73
4.2.5 Estudio de desgaste seco deslizante en aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr) y xMg en condiciones de vaciado y con tratamiento térmico.	74
4.3 COMPORTAMIENTO MECÁNICO A ALTAS TEMPERATURAS.....	76
4.3.1 Efecto del envejecido a 250 y 300°C durante 100 horas, sobre la microestructura en las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr).	76
4.3.2 Comportamiento mecánico a alta temperatura	78
4.3.3 Efecto de la adición de magnesio a la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr en condición vaciada.	80
4.3.4 Comportamiento mecánico a altas temperaturas de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn- 0.20V-0.22Ti-0.15Zr con adiciones de xMg, en condición de envejecidas a 250 y 300°C durante 100 horas.	82
4.4 Índice de calidad.....	84
4.5 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-5Cu-0.34Mn con adiciones de V-Ti-Zr en condición de tratamiento térmico y post envejecido durante 100 h.	85
4.6 Fractura de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con adición de magnesio con post envejecido a 100 hrs.....	86
4.7 Aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn.....	88

4.7.1 Efecto de la adición de V, Ti y Zr en la microestructura y comportamiento mecánico de la aleación vaciada Al-7Si-4Cu-0.16Mn.	88
4.7.2 Efecto del tratamiento térmico T7 en la microestructura y comportamiento mecánico de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y con adición de V, Ti y Zr.	90
4.8 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr) en condición de tratamiento térmico.	94
4.9 Comportamiento de aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn a alta temperatura.	95
4.9.1 Efecto del envejecido a 250 y 300°C durante 100 horas, sobre la microestructura en las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr).....	95
CAPÍTULO V CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	99
5.1 Conclusiones.....	99
5.2 Recomendaciones	100
Referencias Bibliográficas.....	101

Índice de Figuras

Figura 1 Relación entre procesamiento-estructura y propiedades.....	18
Figura 2 Diagrama de fase Al-Cu ^[5]	24
Figura 3 Diagrama de fase Al-Si ^[6]	25
Figura 4 Solubilidad de hidrógeno en aluminio con respecto a la temperatura ^[7]	27
Figura 5 Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura de la aleación Al-4Cu.	34
Figura 6 Formación de una interfase, se forma un sólido a partir del líquido.....	36
Figura 7 La energía libre total de un sistema solido-liquido cambia según el tamaño del sólido. El sólido se denomina embrión si su radio es menor que el radio crítico. O se le llama núcleo si su radio es mayor que el radio crítico.....	37
Figura 8 Muestra las características de una interfase plana, la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación la protuberancia existente en la interfase sólido-liquido no crecerá y el calor latente se eliminará de la interface a través del sólido.....	38
Figura 9 Líquido subenfriado, una protuberancia en la interface sólido líquido puede crecer rápidamente en forma dendrítica. El calor latente de fusión es absorbido por el líquido subenfriado y se eleva su temperatura hasta la temperatura de solidificación.	39
Figura 10 Representación de los diferentes tipos de porosidad en una aleación de aluminio. a) poros redondos. b) poros alargados. c) poros pequeños. d) microporosidad.....	41
Figura 11 Gráfica esfuerzo-Deformación Ingenieril.	42
Figura 12 Efecto de la temperatura en la resistencia y la ductilidad ^[1]	43
Figura 13 Diagrama Resistencia última a la tensión (UTS) – Elongación ^[16]	44
Figura 14 Vaciado en Molde metálico para pruebas de tensión.....	48
Figura 15 tratamiento térmico T7 para aleaciones Al-5Cu.	48
Figura 16 tratamiento térmico T7 para aleaciones Al-7Si.....	49
Figura 17 Esquema de experimentos para ensayos de tensión.....	49
Figura 18 Máquina de tensión marca Zwick/Roell.	51
Figura 19 Microscopio electrónico de barrido.	52
Figura 20 Durómetro	53
Figura 21 Micrografías de las aleaciones a 500X vaciadas: a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	54
Figura 22 Microscopía electrónica de barrido de la aleación Al-5Cu vaciada a 1000X.....	54

Figura 23 a) Microscopía electrónica de barrido a 500X de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn.	
b) Microscopía electrónica de barrido a 500X de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
c) EDX de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn.	
d) EDX de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	55
Figura 24 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada.	56
Figura 25 Micrografías de las aleaciones tratadas térmicamente a 500X: a) Al-5Cu-0.36Mn.	
b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	57
Figura 26 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente. a) Al-5Cu-0.36Mn vaciada.	
b) Al-5Cu-0.36Mn tratada térmicamente.	
c) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada.	
d) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.	58
Figura 27 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.	58
Figura 28 Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	59
Figura 29 Esfuerzo a la cedencia al 0.2% de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratadas térmicamente.	59
Figura 30 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	60
Figura 31 Micrografías de las aleaciones a 500X vaciadas: a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
b) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
c) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	61
Figura 32 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones vaciadas. a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
b) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
c) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	62
Figura 33 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr Vaciada.	63
Figura 34 Micrografías de las aleaciones a 500X con tratamiento térmico T7: a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
b) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	
c) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	64
Figura 35 Microscopía electrónica de barrido a 500X de las aleaciones a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada.	
b) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.	
c) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada.	
d) Al-5Cu-	

0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente. e) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. f) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.	65
Figura 36 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.	66
Figura 37 Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr y Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	67
Figura 38 Esfuerzo a la cedencia al 0.2% de las aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr y Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	68
Figura 39 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr y Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratadas térmicamente.	69
Figura 40 a) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por BES b) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por SEI. c) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por BES d) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI.	70
Figura 41 a) Análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. b) EDX del análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) Análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. d) EDX del análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. e) Análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. f) EDX del análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	72
Figura 42 a) Fractografía de aleación con 0.15Mg obtenida por SEI. b) Fractografía de aleación con 0.15Mg obtenida por SEI. c) Fractografía de aleación con 0.15Mg obtenida por SEI.	73
Figura 43 Dureza de aleaciones para desgaste	73
Figura 44 Resultados de la prueba de desgaste expresado como velocidad de desgaste, m ³ /m.	75
Figura 45 Resultados de la prueba de desgaste expresado como velocidad de desgaste, g/m.	75
Figura 46 Microscopía electrónica de barrido a 1000X de aleaciones tratadas térmicamente con post envejecido a 250°C. a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	76

Figura 47 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente. a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	77
Figura 48 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente con post envejecido a 250°C, 100 h.....	78
Figura 49 Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr ..	78
Figura 50 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.....	79
Figura 51 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.....	80
Figura 52 Microscopía electrónica de barrido de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.25Mg-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. a) con post envejecido a 250 °C. b) con post envejecido a 300 °C.	80
Figura 53 a) Microscopía electrónica de barrido a 1000X de la aleación vaciadas Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250°C. b) EDX de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250°C. c) Microscopía electrónica de barrido a 1000X de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 300°C. c) EDX de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 300°C.....	81
Figura 54 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250 °C.	82
Figura 55 Esfuerzo de cedencia al 0.2% para las siete aleaciones de aluminio con post envejecido a 250 °C y 300 °C.....	83
Figura 56 Resistencia última a la tensión de las aleaciones ensayadas a altas temperaturas	84
Figura 57 Índice de calidad de las aleaciones con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.....	85
Figura 58 a) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 250 °C. b) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 300 C. c) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 250 °C. d) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 300 C.7 ...	86
Figura 59 Fractografías obtenidas por SEI a) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.15Mg-V-Ti-Zr ensayada a 250 °C b) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.15Mg-V-Ti-Zr	

ensayada a 300 °C. c) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20Mg-V-Ti-Zr SEI ensayada a 250 °C. d) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20Mg-V-Ti-Zr ensayada a 300 °C. e) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.25Mg-0V-Ti-Zr ensayada a 250 °C. f) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.25Mg-V-Ti-Zr ensayada a 250 °C.	87
Figura 60 Micrografías de las aleaciones tratadas térmicamente a 500X: a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	90
Figura 61 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente: a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.	91
Figura 62 Mapeo químico de la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.	91
Figura 63 dureza de aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciadas y tratadas térmicamente.	92
Figura 64 Resistencia a la tensión de aleaciones ensayadas a temperatura ambiente.	93
Figura 65 Resistencia a la tensión de aleaciones ensayadas a temperatura ambiente.	93
Figura 66 a) Fractografía de aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn obtenida por SEI ensayada a temperatura ambiente. b) Fractografía de aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI ensayada a temperatura ambiente.	94
Figura 67 Microscopía electrónica de barrido a 1000X de aleaciones tratadas térmicamente con post envejecido a 250°C. a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con análisis puntual en eutéctico Al ₂ Cu. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con análisis puntual en eutéctico AlSi.	95
Figura 68 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente. a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250 °C durante 100 h. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 300 °C durante 100 h.	96
Figura 69 Mapeo químico de la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente con post envejecido a 250°C durante 100 h.	96
Figura 70 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.	97
Figura 71 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratadas térmicamente, con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.	98

Índice de tablas

Tabla 1 Solubilidad en solido de elementos en el aluminio	22
Tabla 2 Pruebas de tensión para la selección de desgasificado.....	46
Tabla 3 Análisis químico de aleación inicial y para desgaste.	47
Tabla 4 Diseño de experimento para pruebas de tensión.	50
Tabla 5 Dimensiones de las probetas en base a la norma ASTM E8/E8M.....	51
Tabla 6 Diseño de experimento para pruebas de desgaste.	53

Resumen

En la actualidad una gran cantidad de los nuevos vehículos vendidos en el mercado están equipados con motores diésel. Estos motores se someten a altos niveles de esfuerzo termomecánico en los cabezales de motores a diésel, de las cuales la más importante parece ser la fatiga térmica en las cámaras de combustión y la fatiga mecánica en las zonas del conducto de agua.

Es por lo anterior que se consideró de gran impacto el desarrollo de este trabajo que consiste en evaluar el comportamiento de las propiedades mecánicas de los dos tipos principales de aleaciones empleadas en cabezales de motores a Diésel, en la actualidad: las del tipo Al-5Cu y las de Al-7Si.

Así mismo, existe una tendencia importante de adicionar elementos como vanadio titanio y zirconio en pequeñas cantidades para elevar su resistencia mecánica a altas temperaturas. Para poder comprobar sus beneficios, en este trabajo se adicionaron estos elementos a ambas aleaciones para conocer su efecto.

Po otra parte, existe cierta controversia en cuanto a la conveniencia de adicionar magnesio en las aleaciones Al-5Cu para elevar su comportamiento mecánico a temperatura ambiente, por ello se estudió en efecto de la adición de magnesio en estas aleaciones.

Adicionalmente se hicieron tratamientos térmicos convencionales a las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si para observar su efecto en conjunto con la adición de vanadio, titanio, zirconio y en su caso de magnesio.

Para las pruebas de alta temperatura se aplicó un tratamiento de envejecido a alta temperatura, 250 y 300°C, durante 100 horas para analizar el deterioro de las propiedades mecánicas en las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si, con la adición de vanadio, titanio y zirconio, así como magnesio.

El comportamiento mecánico fue relacionado con el comportamiento microestructural de cada una de las aleaciones estudiadas. La caracterización se hizo mediante técnicas convencionales de microscopía óptica y electrónica de barrido.

Los resultados muestran que la adición de vanadio, titanio y zirconio a la aleación Al-5Cu vaciada, elevaron su dureza y resistencia última a la tensión debido a la mayor homogeneidad

de la microestructura, presencia de partículas Al_2Cu más finas y homogéneamente distribuidas. El efecto combinado de adición de vanadio, titanio y zirconio más el tratamiento térmico fue favorable debido a que modifica la microestructura y disuelve las fases eutécticas durante el tratamiento por solución, mientras que durante el envejecido se produce el endurecido por precipitación.

La adición de magnesio a la aleación Al-5Cu con V, Ti y Zr más tratamiento térmico, mostró que el magnesio incrementó la dureza debido a una mayor homogeneidad de la microestructura y presencia de partículas Al_2CuMg .

La adición de V, Ti y Zr en la aleación Al-5Cu-0.36Mn incrementó el índice de calidad en ambas temperaturas de ensayo, 250 °C y 300 °C, al igual que con la adición de Mg en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr también presentó un incremento en ambas temperaturas de ensayo, siendo la adición de 0.25Mg la mejor condición, debido a que presenta mayor homogeneidad en su microestructura y a una mayor presencia de partículas Al_2CuMg . Aunque las aleaciones tomaron una misma tendencia a reducir su resistencia mecánica conforme se incrementó la temperatura de post envejecido y de ensayo.

La adición de vanadio titanio y zirconio y la aplicación del tratamiento térmico T7 resultan conveniente para la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn porque produjo un aumento en la dureza y resistencia última, debido a la mayor homogeneidad de la microestructura, presencia de partículas AlSi y Al_2Cu más finas y homogéneamente distribuidas, el endurecimiento por precipitación y la probable presencia de dispersoides.

CAPÍTULO I INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

El aluminio es un metal ampliamente utilizado para diversas aplicaciones debido a su gran potencial tecnológico. No solo es de baja densidad, sino que además sus propiedades físicas (dureza, conductividad eléctrica y térmica, resistencia a la corrosión, etc.) cumplen con una gran variedad de requerimientos, es de gran abundancia en la corteza terrestre y posee bajo costo. Naturalmente, los metales "livianos"(o de baja densidad) se suelen vincular a la industria del transporte (aeronáutica y automotriz) ya que en general se puede sustituir piezas estructurales y funcionales de los vehículos aliviando así el peso de los mismos y reduciendo, por lo tanto, costos de combustible y emisiones atmosféricas contaminantes ^[1].

Debido a esta tendencia se ha incrementado el uso de componentes vaciados de aluminio en vehículos ligeros principalmente en monoblocks y cabezas de motor. La sustitución de hierro vaciado en monoblocks por aluminio está en aumento, incluso motores diésel se han ido desarrollando en aleaciones de aluminio, donde los altos requerimientos de resistencia y durabilidad solo eran logrados por aleaciones de hierro normalmente.

El progreso en el desarrollo de aleaciones de aluminio (del tipo Al-Si-Cu-Mg-Fe) está fuertemente influenciado por diversos tratamientos que se le dan al metal líquido, tal es el caso de agentes modificadores como son el titanio, vanadio y zirconio, con mejores propiedades mecánicas principalmente a altas temperaturas.

El aluminio es un metal fuerte (aleado y con tratamiento térmico), se usa extensivamente en vehículos utilitarios y de todo terreno. El aluminio absorbe la energía cinética que lleva el vehículo, en un impacto que involucre un vehículo con estructura de aluminio, una alta proporción del impacto es absorbido por la estructura y no por los ocupantes como en los vehículos con estructuras de acero. Se estima que el 90 % de los tracto-camiones y autobuses tienen estructuras de aluminio, los componentes de aluminio pueden recortar 1800 kg del peso de un tracto-camión y esto se refleja en que puede llevar más carga sin exceder los límites de peso. En vehículos comerciales pequeños, las estructuras de aluminio pueden pesar 45% menos que las estructuras de acero, por lo tanto, pueden ser ensamblados en un chasis más pequeño. En un estudio se demostró que por cada kilogramo de aluminio que reemplace a otro de un metal

más pesado, se tendrá un ahorro de 20 kg de CO₂. Este reemplazo puede llegar a ahorrar hasta 2.5 toneladas métricas de CO₂ lo cual representa un ahorro de 878 litros de gasolina, en un vehículo con 125 kg de aluminio que hayan reemplazado a un material de mayor peso, por lo tanto, el ahorro en gasolina será mayor y el impacto ecológico será menor.

Las ventajas de usar aluminio han permitido el incremento de este metal en los vehículos comerciales, presentando las siguientes ventajas:

1. El bajo peso del vehículo provee una capacidad de carga mayor o un consumo más bajo de combustible, lo anterior conduce a una reducción en el impacto ecológico.
2. La resistencia a la corrosión da una vida de servicio mayor, aunado con la reducción de los costos de reparación y mantenimiento.
3. La excelente ductilidad del aluminio hace posible un amplio uso de diseños multifuncionales.

El desgasificado consiste en eliminar el gas de hidrógeno disuelto en el aluminio líquido, que llega a ser alta debido a una deficiente combustión en el horno, utilizar herramientas que no estén totalmente secas en el manejo del metal, alta humedad en el ambiente o sobrecalentamiento en el metal, ya que a mayor temperatura el metal fundido tiene mayor solubilidad de hidrógeno, el nivel de este gas debe ser controlado para evitar altos porcentajes de porosidad en las piezas vaciadas y como consecuencia obtener piezas con bajas propiedades mecánicas.

Las aleaciones comerciales de aluminio de la serie 2XX y 3XX son usualmente las más empleadas para la producción de componentes automotrices, por su elevada resistencia, obtenida por la precipitación de compuestos de cobre (CuAl₂) y magnesio (Mg₂Si) en forma fina y dispersa en toda la estructura.

En la serie 2XX el cobre es el principal elemento de aleación, en general con magnesio como una adición secundaria. Estas aleaciones requieren un tratamiento térmico de solución para obtener propiedades óptimas. En condición de solubilizada estas aleaciones muestran propiedades mecánicas similares y veces superiores a los aceros de bajo carbono. En algunos casos se emplea el tratamiento térmico de precipitación(envejecimiento) para aumentar aún más las propiedades mecánicas. Este tratamiento aumenta la tensión de fluencia, con las

consiguientes pérdidas en alargamiento; su efecto sobre la resistencia a la tracción no es tan grande. Cuenta con las aleaciones vaciadas de mayor resistencia lograda por el endurecimiento por precipitación y dispersión de compuestos intermetálicos que dan estabilidad y resistencia aún a elevadas temperaturas de trabajo (250°C aproximadamente), se utilizan para pistones de motores diésel y monoblocks.

De este grupo la aleación 206 en particular se utiliza en aplicaciones donde altos valores de resistencia a la tensión y resistencia al impacto se requieren tal es el caso de la industria automotriz, militar y aeroespacial.

En orden de satisfacer los requerimientos cada vez más exigentes de la industria automotriz, el objetivo de la presente investigación es evaluar la respuesta en propiedades mecánicas de una aleación base 206 (Al-Cu-5, Mg). El desarrollo de este proyecto se relaciona con el esquema de procesamiento – estructura – propiedades como es mostrado en la Figura 1. Desarrollo del proyecto: Fusión y preparación de la aleación variando los contenidos de magnesio, desgasificada y modificada con vanadio, titanio zirconio contenidos de magnesio propuestos son: % de Mg en relación con su peso (0.0, 0.15, 0.20, 0.25).

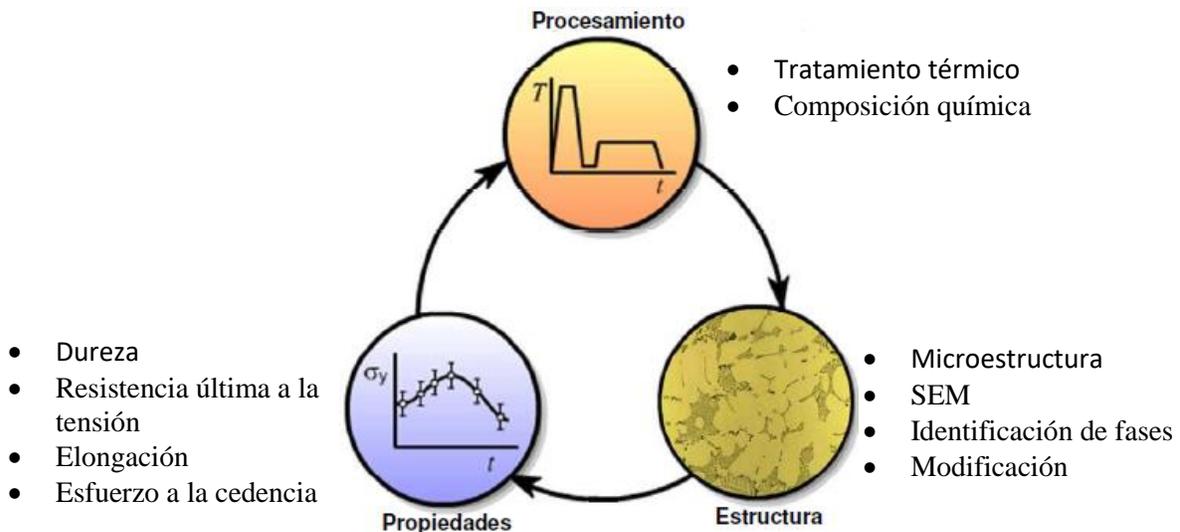


Figura 1 Relación entre procesamiento-estructura y propiedades.

1.2 Justificación

Ya que en la actualidad está creciendo la demanda de automóviles de motores a diésel, y se requiere una aleación que tengan mayor resistencia, ductilidad, resistencia al desgaste, resistencia a temperatura ambiente y a altas temperaturas. Se proponen las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si con adición de $x\text{Mg}-(0.12-0.15)\text{Fe}-(0.35-0.40)\text{Mn}-(0.20-0.25)\text{Ti} 0.15\text{Zr}-(0.16-0.22)\text{V}$.

Impacto del proyecto

El proyecto tendrá un impacto sobre el conocimiento de las aleaciones, principalmente de la aleación de Al-5Cu y Al-7Si, que tendrá una aplicación en los cabezales de motores a diésel con la cual la industria automotriz podrá ofrecer cabezales de motores a diésel que funcionen con mayor eficiencia, potencia, rendimiento y con menor costo de fabricación.

1.3 Objetivos

Objetivos generales

Investigar la influencia del contenido de magnesio, vanadio, titanio y zirconio en la microestructura y comportamiento mecánico en las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si, empleadas en cabezales de cilindro en motores Diésel.

Objetivos particulares

1. Determinar el efecto de la adición de elementos tales como titanio, vanadio y zirconio.
2. Determinar el efecto de la adición del magnesio en conjunto con los elementos formadores de dispersoides (Al_3Zr , $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) tales como el zirconio, vanadio y manganeso para inhibir la resistencia a la termo-fluencia en la aleación Al-Cu.
3. Trabajar con una aleación de composición reducida en hierro, con la intención de eliminar fases intermetálicas frágiles, elevar la ductilidad, así como para soportar desgarre en caliente.
4. Observar el comportamiento mecánico (resistencia y ductilidad) en función de la adición de magnesio a la temperatura ambiente.
5. Determinar la resistencia a la tensión y ductilidad de las aleaciones a elevada temperatura (250 y 300°C).
6. Analizar el comportamiento al desgaste de las aleaciones estudiadas.

7. Determinar el índice de calidad de las aleaciones producidas.
8. Determinar la mejor aleación, según su respuesta al tratamiento térmico, resistencia al desgaste y operación a temperatura ambiente y alta temperatura.

1.4 Metas

- Obtener una aleación óptima que pueda ser utilizada en la industria automotriz específicamente en motores a diésel, con mejor comportamiento mecánico.
- Lograr un mayor conocimiento de los fenómenos de precipitación que permiten las propiedades mecánicas a alta temperatura.
- Determinar el efecto de la aplicación de elementos como Mg, V, Ti y Zr combinados, para mejorar la resistencia a alta temperatura.
- Analizar los resultados de propiedades mecánicas, metalografía óptica, microscopía electrónica de barrido, desgaste y dureza.

1.5 Hipótesis

1. El comportamiento de las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si influirá según el contenido de magnesio, vanadio, titanio y zirconio.
2. Un mayor contenido de magnesio en la aleación Al-5Cu en conjunto con Zr, V y Mn mejorara la respuesta al tratamiento térmico, su resistencia al desgaste y su comportamiento mecánico a temperatura ambiente y a alta temperatura lo que permite el uso de esta aleación en cabezales de cilindro de motores a diésel que trabajan a temperaturas y esfuerzos mayores.
3. El contenido de hierro y las fases intermetálicas que se forman durante la solidificación. A menores contenidos de hierro en las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si se obtendrá mejor comportamiento mecánico a temperatura ambiente y a alta temperatura.
4. El índice de calidad de las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si depende del contenido de hierro, el contenido de magnesio, vanadio, titanio y zirconio, la velocidad de enfriamiento en la solidificación y de la respuesta al tratamiento térmico.

CAPÍTULO II MARCO TEORICO

2.1 Aleaciones de aluminio en la industria automotriz

Los desarrollos tecnológicos en la industria automotriz, aeroespacial, ferrocarrilera y en otros campos como la ingeniería mecánica han creado recientemente una demanda para disminuir el peso de sus productos y los grandes esfuerzos, que se generan entre los componentes de los motores de combustión interna obligan a un diseño, tanto de los componentes como de los materiales, que satisfaga los índices de calidad, rendimiento y operación. En el caso particular de los cabezales de motor a diésel, el reto de un nuevo diseño que incluya aleaciones de aluminio reforzadas con partículas duras dispersas debe satisfacer una alta resistencia mecánica, alta resistencia al desgaste, estabilidad dimensional, alta conductividad térmica, resistencia a la corrosión, bajo peso, costo competitivo ^[2].

Los requerimientos esperados para las nuevas aleaciones de aluminio pueden ser formulados como:

- Alta resistencia, mayor a 200 MPa en combinación con una buena resistencia a la fractura.
- Resistencia excepcional a altas temperaturas. Las temperaturas de servicio pueden ser mayores a 300°C.
- Alta rigidez.
- Resistencia al desgaste.
- Coeficiente de expansión térmico compatible con otras aleaciones.
- Buenas conductividades eléctricas y térmicas.
- Buena ductilidad en procesos de manufactura convencionales.
- Metal 100% reciclable, la prueba está en las latas de aluminio, en las cuales al reciclar 1 kg de Al se puede ahorrar cerca de 8 kg de bauxita y 14 kilowatts-hr. de electricidad ^[3].

2.2 Generalidades del aluminio

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por su baja densidad (2.7g/cm^3 comparada con 7.9g/cm^3 del acero), elevada conductividad eléctrica; térmica y resistencia a la corrosión en algunos medios. A muchas aleaciones de aluminio se les puede dar forma con facilidad debido a su elevada ductilidad. El aluminio tiene una estructura cúbica centrada en las caras, es dúctil incluso a temperatura ambiente. En la Tabla 1 se muestran las características físicas y químicas del aluminio. Entre las aplicaciones más comunes de las aleaciones de aluminio se producen: partes estructurales para aviones, latas para bebidas refrescantes, partes de carrocerías de autobuses y componentes automotrices etc. El uso de aluminio en las partes que conforman a vehículos y camiones ha aumentado en forma constante en las últimas décadas.

Tabla 1 Solubilidad en solido de elementos en el aluminio

Elemento	Temperatura (°C)	Solubilidad	
		% en peso	% Atómico
Cadmio	649	0.4	0.09
Cinc	443	70	66.4
Cobalto	657	<0.02	0.01
Cobre	548	5.65	2.4
Cromo	661	0.77	0.4
Germanio	424	7.2	2.7
Hierro	655	4.2	0.025
Litio	600	4.2	16.3
Magnesio	450	17.4	18.5
Manganeso	658	1.82	0.9
Níquel	640	0.04	0.02
Silicio	577	1.65	1.59
Plata	566	55.6	23.8
Estaño	228	~0.06	0.01
Titanio	665	~1.3	0.74
Vanadio	661	~0.4	0.21
Zirconio	660.5	0.28	0.08

2.3 Aleaciones de aluminio para fundición.

Estas aleaciones se encuentran estandarizadas por diferentes organismos. Por ejemplo, en los Estados Unidos de América, las aleaciones de aluminio se agrupan de acuerdo con los límites de composición registrados por The Aluminium Association. Las agencias gubernamentales (militares, federales y otras), tienen sus propias especificaciones, de igual forma lo hacen las sociedades técnicas como The American Society for Testing and Materials (ASTM) y The Society of Automotive Engineers (SAE). En términos de composición química, "The Aluminium Association" presenta los grupos de aleación de la siguiente manera:

Serie 1xx.x Aluminio con un mínimo de pureza del 99.0 %.

Serie 2xx.x Cobre.

Serie 3xx.x Manganeso.

Serie 4xx.x Silicio.

Serie 5xx.x Magnesio.

Serie 6xx.x Magnesio-Silicio.

Serie 7xx.x Zinc.

Serie 8xx.x Otros elementos.

Serie 9xx.x Serie no utilizada.

2.3.1 Serie 2xx.x

2xx.x (Al-Cu) Esta aleación tiene contenidos del 4-8% de cobre, con algunas impurezas. Son tratables térmicamente y pueden alcanzar alta resistencia y ductilidad, especialmente si se preparan a partir de un lingote que contenga menos de 0.15 % de hierro. Las aleaciones Al-Cu son de fase única. El principal atributo de las aleaciones altas en cobre (4 a 8%) es su insensibilidad a las impurezas. Esta aleación es utilizada donde se requiera esfuerzo a la cedencia y elongación moderada. Las aplicaciones de esta aleación incluyen: cabezas automotrices, pistones, engranes, carcazas de bombas.

2.3.2 Serie 5xx.x

5xx.x (Al-Mg) En este tipo de aleaciones el magnesio es el elemento aleante principal; son esencialmente aleaciones binarias de una sola fase con resistencia entre moderada y alta, lo mismo que su tenacidad. La principal ventaja de estas aleaciones es su alta resistencia a la corrosión, especialmente en atmósferas marinas, algunas de las aleaciones usadas en ambientes corrosivos. Para la alta resistencia a la corrosión se requiere un bajo contenido de impurezas, por lo cual estas aleaciones se deben de preparar con metal de alta calidad. En general este tipo

de aleaciones posee buena maquinabilidad, de apariencia atractiva cuando se anodizan; pero la baja característica de vaciado y la tendencia del magnesio a oxidarse, aumenta la dificultad de manejo y por lo tanto su costo [4].

2.4 Efecto de los elementos de aleación.

La principal función de los elementos de aleación es incrementar la resistencia a la aleación (el punto de cedencia en el aluminio puro es muy bajo, $\sigma_{0.2} < 60\text{MPa}$). El efecto de endurecimiento es logrado por solución sólida y en algunos casos vía dispersión de segundas fases de mayor dureza. Por otro lado, la presencia de elementos de aleación afecta fuertemente la fluidez durante el llenado de moldes [5].

Cobre (Cu): Mejora la resistencia mecánica, aumenta la dureza por la formación de precipitados intermetálicos Al_2Cu , mejora la maquinabilidad y fluidez. Hace la aleación tratable térmicamente y éste es más efectivo en aleaciones con 4 a 6%Cu (Figura 2). Disminuye la conductividad térmica y la resistencia a la fractura en caliente junto con la resistencia a la corrosión.

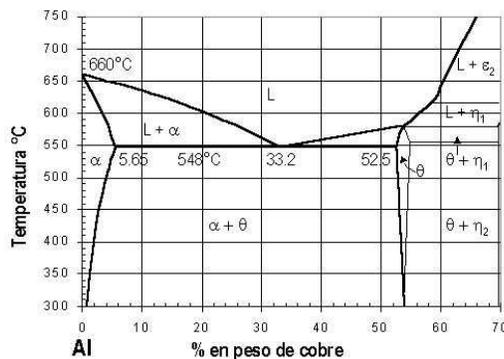


Figura 2 Diagrama de fase Al-Cu [5].

Silicio (Si): El aluminio puro funde a 660.4°C, pero a su vez cuenta con baja resistencia y fluidez, esto no es suficiente para ser utilizada en la fundición por lo que sólo es usado para aplicaciones eléctricas (donde la alta conductividad es esencial), y muy poco para otras aplicaciones especiales. La mayoría de las aleaciones de fundición contienen silicio como principal elemento de aleación. El silicio forma un eutéctico con el aluminio a 577°C y 11.7%Si (Figura 3). El silicio mejora las características de fundición como la fluidez y resistencia a la fractura en caliente. La fase rica en silicio es de alta dureza por lo que la dureza de la aleación se incrementa con el silicio, pero la ductilidad y maquinabilidad se reducen [6].

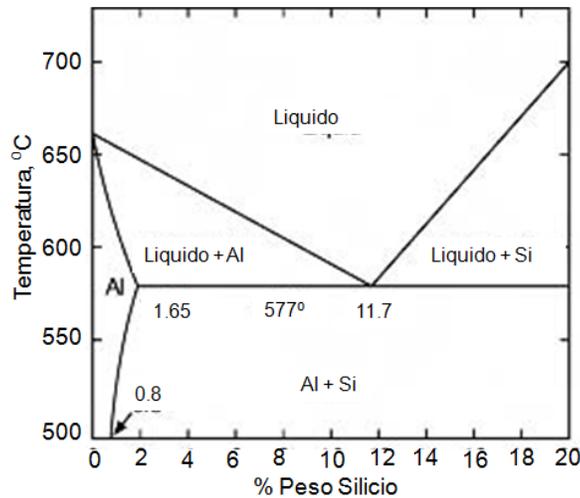


Figura 3 Diagrama de fase Al-Si [6].

Magnesio (Mg): La adición de pequeños contenidos de magnesio (0.25-0.5% peso) en aleaciones Al-Si, provocan el aumento en propiedades mecánicas por endurecimiento mediante el tratamiento térmico de precipitación de Mg_2Si en forma finamente dispersa. La resistencia a la tensión llega a incrementarse hasta el doble. Pero en consecuencia tiende a formar escoria y óxidos además de disminuir la fluidez del metal [6].

El Mg es usado en niveles de alrededor de 1% en aleaciones de alto silicio. Los niveles todavía más altos 3 a 6% Mg, se utilizan en aleaciones de bajo silicio para mejorar las características de anodizado y dar un acabado de superficie brillante de los componentes decorativos. En aleaciones de fundición bajo presión los niveles de Mg se mantienen bajos para evitar fragilidad. La presencia de Mg aumenta las pérdidas por oxidación en el aluminio líquido [6].

Hierro (Fe): Niveles de 0.9 a 1% Fe son utilizados en aleaciones de vaciado bajo presión para evitar que se adhiera al molde. Altos contenidos de Fe disminuyen la ductilidad, resistencia al choque y la maquinabilidad. La fluidez disminuye por el Fe debido a la formación de lodos; fases con magnesio y cromo. En procesos diferentes al de presión el contenido está limitado a menos del 0.8% Fe [6].

Manganeso (Mn): En contenidos mayores a 0.4% Mn controla la formación de intermetálicos de hierro en la aleación cambiando su estructura de tipo beta (placas) a tipo alfa (α), lo que mejora la ductilidad y el nivel de porosidad [6].

Titanio (Ti): Refina la estructura de grano cuando es combinado con boro y mejora las propiedades mecánicas en la aleación [6].

Vanadio (V): Sus principales propiedades son su elevada dureza, el tener puntos de ebullición y fusión elevados y ser buenos conductores de la electricidad y el calor ^[6].

Zirconio (Zr): Este metal se utiliza en la industria para el revestimiento de elementos combustibles ya que tiene una sección transversal de baja absorción de neutrones. Es muy resistente a la corrosión por ácidos y álcalis del agua, por lo tanto, es ampliamente utilizado en la industria química, donde se emplean agentes corrosivos ^[6].

2.5 Tratamiento del metal en estado líquido.

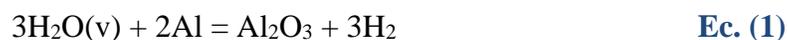
Cada proceso requiere características específicas del metal, el uso que una pieza tendrá, es de gran importancia, e influye en la selección de la aleación, ya que se establecen requerimientos de resistencia y ductilidad, resistencia a la corrosión, susceptibilidad a tratamientos térmicos y de superficie.

Es por ello por lo que se realizan una serie de tratamientos al metal en estado líquido para asegurarnos de cumplir con la demanda en productos de calidad con propiedades y características específicas para cada sistema.

2.6 Desgasificado del metal líquido

Tratamiento que consiste en eliminar el gas (hidrógeno) que está disuelto en el aluminio. La importancia del desgasificado radica en efectuar un barrido del gas contenido en el metal, ya que de no ser así el metal mantendría dicho gas y provocaría un alto porcentaje de porosidad en las piezas vaciadas. El hidrógeno, es el único elemento gaseoso que tiene solubilidad en el aluminio líquido.

La contaminación por hidrógeno puede originarse debido a una deficiente combustión en el horno o por utilizar herramientas con humedad presente en el manejo del metal y alta humedad ambiental, esta es la principal fuente de introducción de hidrógeno al metal ya sea en el interior o el exterior del horno, la cual al contacto con el baño metálico se disocia y el hidrógeno es disuelto tal como se muestra en la reacción de evolución de gas: ^[7]



Otra de las causas es por sobrecalentamiento del metal ya que a mayor temperatura del metal fundido aumenta la solubilidad y la cantidad de hidrógeno absorbida en el baño, el diagrama de solubilidad de hidrogeno en aluminio como se observa en la Figura 4. El hidrógeno absorbido en el metal líquido es expulsado durante la solidificación debido a la reducción de solubilidad. Este hidrógeno forma los poros presentes en toda la estructura cristalina del metal, porosidad.

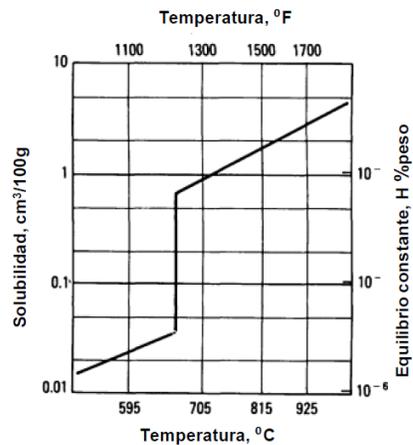


Figura 4 Solubilidad de hidrógeno en aluminio con respecto a la temperatura^[7].

2.7 Cabezales de los motores a Diésel

Parte del motor que cierra los cilindros por su lado superior y en correspondencia con la cual suelen ir colocadas las válvulas de admisión y de escape.

En el estudio de cabezales de motores de combustión interna existen varios objetivos: buena resistencia, mayor potencia, mayor resistencia a altas temperaturas, buen rendimiento, poca contaminación y bajo costo de construcción.

En la actualidad más del 50% de los nuevos vehículos vendidos en el mercado de Europa Occidental están equipados con motores diésel, una creciente proporción. Estos motores ponen altos niveles de esfuerzo termo-mecánico en los cabezales de motores a diésel, de las cuales la más importante parece ser la fatiga térmica en las cámaras de combustión y la fatiga mecánica en las zonas del conducto de agua. Mejorar las actuaciones de las aleaciones de aluminio a elevada temperatura sigue siendo un problema, ya que el rendimiento de los motores específicos continúa aumentando.

Entre los elementos que existen para remover el hidrógeno del metal líquido se puede mencionar al cloro y al nitrógeno que son los más ampliamente utilizados en la industria, los cuales son inyectados al baño metálico en forma de burbujas pequeñas creando un mecanismo de arrastre que elimina impurezas y reduce el contenido de hidrógeno presente en el metal [7].

2.8 Tratamiento térmico

Tratamiento térmico de una manera más amplia se refiere a cualquier operación de calentamiento y enfriamiento que se realiza con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica o el estado de esfuerzos residuales del metal.

Cuando se aplica el término de las aleaciones de aluminio, se refiere con frecuencia a operaciones específicas de precipitación empleadas para incrementar la resistencia y la dureza en aleaciones trabajadas o fundidas. Estas últimas se conocen como aleaciones tratables, ya que mediante calentamientos y enfriamientos se logra un incremento en propiedades, mientras que las primeras conocidas como no tratables térmicamente, dependen de un trabajado en frío para incrementar su dureza.

Las aleaciones de aluminio son tratables para:

- Homogenizarlas
- Relajar esfuerzos residuales
- Mejorar la estabilidad dimensional y la maquinabilidad
- Optimizar resistencia, ductilidad, dureza y resistencia a la corrosión.

La microestructura en fundiciones en condición de vaciado no es homogénea, esto es porque los elementos de aleación e impurezas tienden a segregarse dentro de la estructura eutéctica, la homogenización es deseable para distribuir los elementos en la matriz y las propiedades en la pieza de vaciado sean uniformes.

Los esfuerzos residuales se crean durante el enfriamiento desde temperaturas de solución y vaciado, calentando las piezas a una temperatura intermedia se pueden relevar los esfuerzos residuales.

Varios ciclos de tratamiento mecánico es decir, diferentes combinaciones de temperatura y tiempo son utilizados dependiendo del proceso de vaciado, la composición de la aleación y las

propiedades mecánicas deseadas. La Asociación de Aluminio estandarizó la definición y nomenclatura para los tratamientos térmicos.

El tratamiento térmico típico para proceso de arena y gravedad implica las siguientes etapas:

1. Tratamiento de solución a relativamente alta temperatura para disolver las partículas ricas en Cu y Mg formadas durante la solidificación para lograr una solución sólida de alta concentración.
2. Temple, enfriamiento generalmente a una temperatura ambiente para obtener una solución sólida supersaturada de átomos de soluto y vacancias.
3. Endurecimiento por envejecido, causa la precipitación de solución sólida supersaturada, puede ser a temperatura ambiente (envejecido natural) o a elevada temperatura (envejecido artificial).

2.8.1 Tratamiento de solución.

Tres eventos ocurren durante el tratamiento de solución, éste se lleva a cabo a una temperatura alta, por arriba de la temperatura de solvus de la aleación. El propósito de este tratamiento es:

- Homogenizar los elementos de aleación.
- Esferoidizar las partículas de Si.
- Disolver las fases solubles que contienen Cu y Mg formados durante la solidificación.

El primer propósito del tratamiento de solución es disolver fases constituyentes y enriquecidas de solución sólida de aluminio en soluto.

El segundo efecto del tratamiento de solución es, esferoidizar constituyentes que están presentes en cantidades que no pueden ser completamente disueltas.

El tercer efecto del tratamiento de solución es la homogenización de la estructura. Los elementos constitutivos de las fases presentes son redistribuidos cuando se disuelven. Sin embargo, algunas fases constituidas, particularmente intermetálicos ricos en hierro, contienen elementos insolubles y estos son modificados morfológicamente por el tratamiento de solución.

El tratamiento de solución puede incluir dos etapas de calentamiento durante su proceso para evitar la fusión insipiente. Primeramente, las piezas son calentadas por debajo de la temperatura

eutéctica para disolver las fases eutécticas fuera de equilibrio, posteriormente de forma segura se calienta a la temperatura final de solución para disolver los elementos adicionales de endurecimiento y generar una buena homogenización [7].

2.8.2 Temple

El objetivo del temple es evitar la precipitación mediante el enfriamiento de la pieza vaciada desde la temperatura de solución hasta el ambiente, esta operación finaliza el tratamiento de solución. La pieza es enfriada desde la temperatura de solución y la solubilidad de los elementos de endurecimiento disminuye.

Si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente alta el soluto y un gran número de vacancias son retenidas en solución sólida. Por otro lado, si el enfriamiento es lento, las partículas precipitan homogéneamente en los límites de grano o en dislocaciones que resulta en reducción de la sobresaturación de soluto y consecuente bajo límite de elasticidad después del envejecido.

Se pierde el soluto de la solución sólida enriquecida con aluminio por difusión y por precipitación en los límites de grano, proceso que ocurre rápidamente entre 500 y 750 °F (260 Y 400 °C). Por lo tanto, el rápido enfriamiento o temple es necesario para retener la alta concentración en equilibrio conseguida a la temperatura de solución, particularmente cerca de los bordes de grano. Aunque el enfriamiento rápido incrementa el endurecimiento por envejecido como consecuencia crea esfuerzos residuales y distorsión factores muy poco deseables en fundiciones de la industria automotriz [8].

2.8.3 Envejecido

El exceso de soluto en una solución sobresaturada aluminio, eventualmente precipita, pero esto ocurre lentamente a temperatura ambiente. Después de días y semanas a temperatura ambiente, algunas aleaciones, que pertenecen al sistema Al-Cu-Mg (2XX), endurecen apreciablemente, a este proceso se le conoce como envejecido natural.

Sin embargo, el envejecimiento puede ser acelerado calentando las muestras en condición posterior al temple a temperaturas intermedias, a este proceso se le conoce como envejecido artificial.

Los tratamientos térmicos impactan directamente sobre las propiedades mecánicas de los materiales, es por ello por lo que la selección de tiempos y temperaturas están en función de la aleación y propiedades requeridas en determinada aplicación.

En el caso particular de las aleaciones Al-Si-Mg se sigue la siguiente secuencia de precipitación durante la etapa de envejecido;



La precipitación comienza con la formación de zonas esféricas Guiner-Preston (GP), estas zonas empiezan a formarse en la dirección [100] de la matriz y asumen una forma de agujas. Estas agujas crecen para convertirse en rodillos y eventualmente plaquetas. Picos en dureza se alcanzan a medida que se forman las plaquetas. La dureza máxima es alcanzada antes que se formen las plaquetas. La fase S' es una fase semicoherente. La fase de equilibrio final nuclea como S.

El tamaño de los precipitados es función de la temperatura y el tiempo de mantenimiento, a mayor temperatura o tiempo, el tamaño de los precipitados aumenta, lo cual disminuye las propiedades mecánicas, una adecuada combinación de temperatura de envejecido y tiempo de exposición, es determinante para obtener una pieza con alta dureza ^[8].

2.8.4 Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio.

La designación del tratamiento se coloca después de la designación de la aleación, separando ambas por un guion. La designación de los tratamientos básicos consiste en letras y sus subdivisiones, cuando se requiere, se indican por uno o más dígitos a continuación de la letra correspondiente:

F Estado bruto. Es el material tal como sale del proceso de fabricación.

O Recocido. Se aplica a materiales ya sea de trabajo como de fundición que han sufrido un recocido completo.

O1 Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.

O2 Sometido a tratamiento termomecánico.

O3 Homogeneizado. Esta designación se aplica a los alambrones y a las bandas de colada continua, que son sometidos a un tratamiento de difusión a alta temperatura.

W Solución tratada térmicamente. Se aplica a materiales que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.

H Estado de Trabajado. Viene con materiales a los que se ha realizado un endurecimiento por deformación.

H1 Endurecido por deformación hasta obtener el nivel deseado y sin tratamiento posterior.

H2 Endurecido en exceso por deformación y recocido parcial para recuperar suavidad sin perder ductilidad.

H3 Acritud y estabilizado.

H4 Acritud y lacado o pintado. Son aleaciones endurecidas en frío y que pueden sufrir un cierto recocido en el tratamiento de curado de la capa de pintura. En esta clasificación se usa un segundo dígito (en 31 ocasiones es necesario un tercer dígito) que indica el grado de endurecimiento por deformación.

T Denomina a materiales que han sido endurecidos por tratamiento térmico con o sin endurecimiento por deformación posterior. Las designaciones de W y T se aplican a aleaciones de aluminio ya de trabajo o de fundición que sea termotratables.

Existen variantes del estado T, a estas variantes se les añaden a la T dos dígitos. Estos dos dígitos son específicos para cada producto y se usan para estado de alivio de tensiones en productos fabricados mediante el proceso de trabajado, mientras que para aleaciones de fundición se emplea solo un dígito ^[7].

T1 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido de forma natural.

T2 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una alta temperatura, trabajado en frío y envejecido de forma natural.

T3 Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.

T4 Solución tratada térmicamente y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable. Es un tratamiento similar a T3, pero sin el trabajo en frío.

T5 Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura envejecida artificialmente.

T6 Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente. Son designados de esta forma los productos que después de un proceso de conformado a alta temperatura (moldeo o extrusión) no son endurecidos en frío, sino que sufren un envejecimiento artificial.

T7 Solución tratada térmicamente y sobre-envejecida para su completa estabilización.

T8 Térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.

T9 Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.

T10 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente hasta una condición sustancialmente estable.

2.9 Endurecimiento por precipitación.

Es el tratamiento térmico más importante que se aplica a las aleaciones de aluminio, este tratamiento eleva notablemente la resistencia mecánica de las aleaciones endurecibles por tratamiento térmico.

Consiste en la dispersión de fases secundarias formadas durante la precipitación en estado sólido de la matriz. Los requisitos fundamentales para que una aleación presente endurecimiento por precipitación son:

- Que la aleación presente solubilidad creciente de un soluto o de una segunda fase a medida que la temperatura aumenta.
- Que el material a alta temperatura, donde hay más solutos en solución pueda ser templado o congelado a temperatura ambiente o por debajo de ella. Esto implica que la curva C de la aleación presente un régimen de enfriamiento crítico factible y razonable con los medios de inmersión disponible. Puesto que la aleación templada contiene más

soluto a temperatura ambiente que cuando está en equilibrio, se trata de una solución sobresaturada, inestable, que tiende a precipitar el exceso de solución o fase (Figura 5).

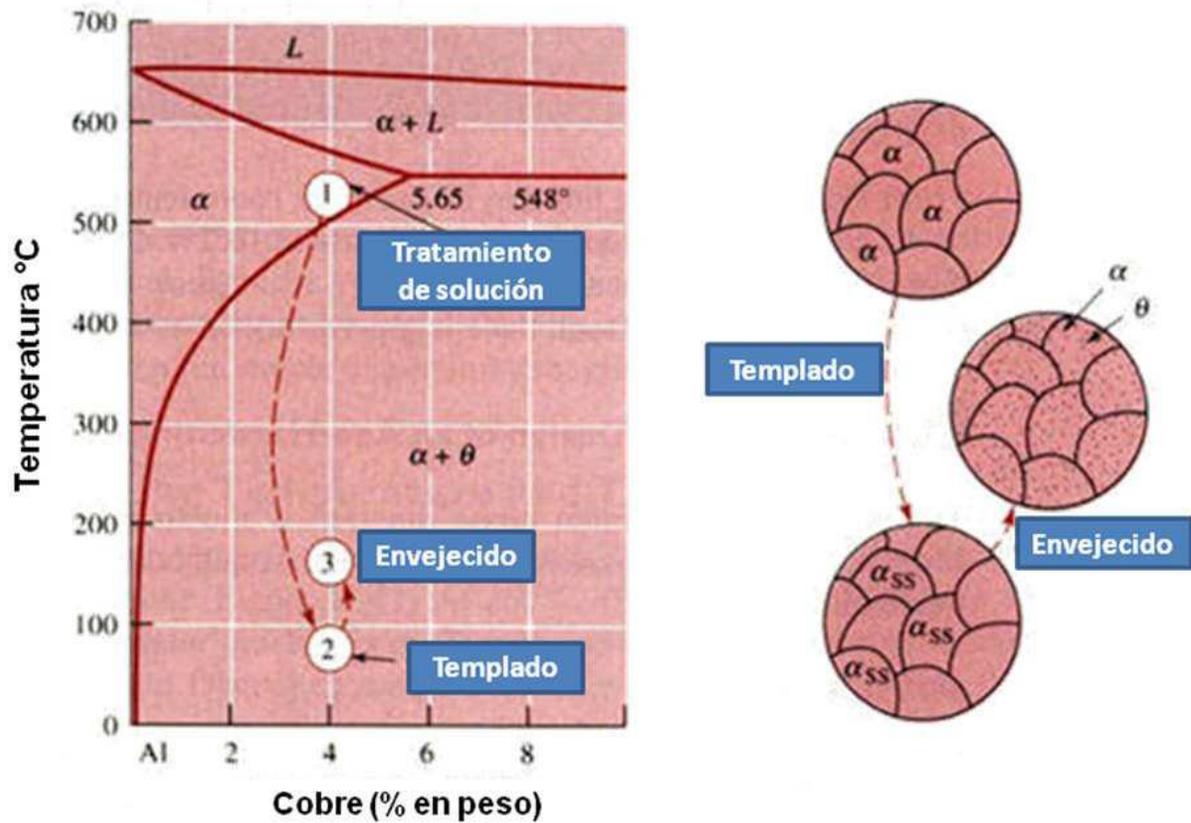
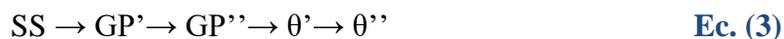


Figura 5 Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura de la aleación Al-4Cu.

2.10 Sistema de aleación Al-Cu

En estas aleaciones, el endurecimiento se observa a temperatura ambiente, esto atribuido a la localizada concentración de átomos de cobre que forman zonas de Guinier-Preston, llamadas GP'. Esto consiste en dos regiones dimensionales ricas en cobre en forma de disco, orientadas paralelamente al plano {100}. El diámetro de las zonas es estimado de 3 a 5 nm (30 a 50 Å) y este no varía con el tiempo de envejecido a temperatura ambiente. La secuencia de estructura en aleaciones aluminio-cobre es la siguiente;



A temperaturas por arriba de 100 °C (212 °F), las zonas GP'' se disipan y son remplazadas por estructuras designadas GP'' o θ'' aunque sólo unas pocas capas atómicas de espesor se consideran ordenados con arreglo atómico tridimensional. La fase de transición θ' , es una fase estable que tiene la misma composición y exhibe coherencia con la solución sólida de la red, se forma después de la zona GP'', pero coexiste con ella en cierto rango de tiempo y temperatura. La etapa final en la secuencia es la transformación de θ' en la fase no coherente de equilibrio θ (CuAl_2) [9].

2.10.1 Sistema de aleación Al-Cu-Mg

Aleaciones comerciales, donde la reacción de endurecimiento por precipitación principal está influenciada por el sistema ternario aluminio-cobre-magnesio ya que el silicio se agrega en cantidades muy pequeñas que no llegan a influir para considerarlo como un sistema cuaternario. Las aleaciones más importantes contienen cobre en mayor cantidad, la reacción de fase ocurre entre la solución sólida de aluminio y las fases intermetálicas Al_2Cu y Al_2CuMg .

A 510 °C (950 °F) la reacción eutéctica ternaria ocurre entre líquido con 33.1% de cobre y 6.25% magnesio, Al_2Cu , Al_2CuMg y la solución sólida de aluminio con 4.28% de cobre y 1.35% de magnesio.

El endurecimiento por precipitación con mayores proporciones de cobre en magnesio es logrado siguiendo la secuencia de precipitación a través de las fases coherentes de las zonas GP a las fases coherentes θ' hasta θ (Al_2Cu).

El endurecimiento por precipitación con menores proporciones de cobre en magnesio se logra con la secuencia de precipitación a través de zonas GP a fases coherentes de Al_2CuMg [9].

2.10.2 Velocidad de enfriamiento

Velocidad de enfriamiento durante la solidificación: se refiere a las condiciones bajo las cuales la solidificación toma lugar, determinan los cambios estructurales que a la postre afectan las propiedades físicas y mecánicas de una aleación.

2.10.3 Proceso de vaciado

Existe un gran número de procesos de vaciado, en estos casos se imponen diferentes velocidades de extracción de calor, velocidades de solidificación y de compensación en la solidificación

relación microestructural y tendencias microestructurales, así como complejidad en el diseño a fabricar, en base a estos conceptos es como se debe seleccionar el proceso de vaciado. Para la aleación Al-5Cu normalmente se emplea el vaciado por gravedad en molde metálico.

2.10.4 Nucleación y Crecimiento^[10]

Nucleación

Cuando se forma el sólido, se crea una interfase entre éste y el resto del líquido (Figura 6). A esta interface se le asocia una energía libre de superficie σ , cuanto más grande sea el sólido mayor será el incremento en energía de superficie. Entonces, El cambio total de energía ΔG , está dado por la siguiente ecuación:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta Gv + 4\pi r^2 \sigma \quad \text{Ec. (4)}$$

$\frac{4}{3}\pi r^3$ Es el volumen de un embrión esférico de radio r.

$4\pi r^2$ Es el área de superficie del embrión.

σ Es la energía libre de la superficie.

ΔGv Es el cambio de energía libre de volumen (negativo).

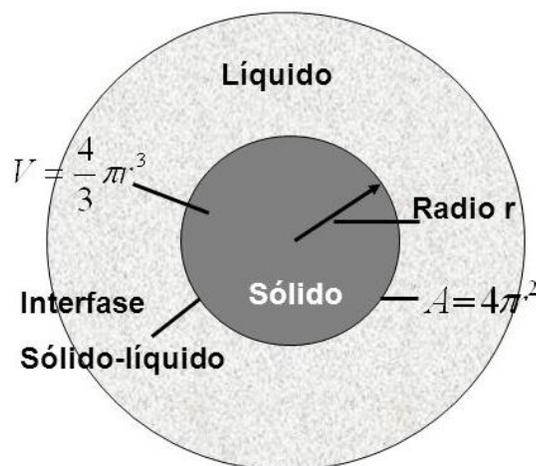


Figura 6 Formación de una interfase, se forma un sólido a partir del líquido.

Cuando el sólido es muy pequeño [menor que r^* (radio crítico) en la Figura 7] un crecimiento adicional hace que aumente la energía libre. En vez de crecer, el sólido se vuelve a fundir para reducir la energía libre; entonces, el metal permanece en estado líquido. Este sólido pequeño se conoce como embrión. El líquido está subenfriado ya que está por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio. El subenfriamiento ΔT es la temperatura de solidificación al equilibrio menos la temperatura real del líquido.

Pero cuando es mayor que r^* , el crecimiento adicional hace que la energía total del sistema se reduzca, por lo que el sólido formado es estable. La nucleación ocurrió con éxito y ahora se dará el crecimiento de la partícula sólida denominada núcleo.

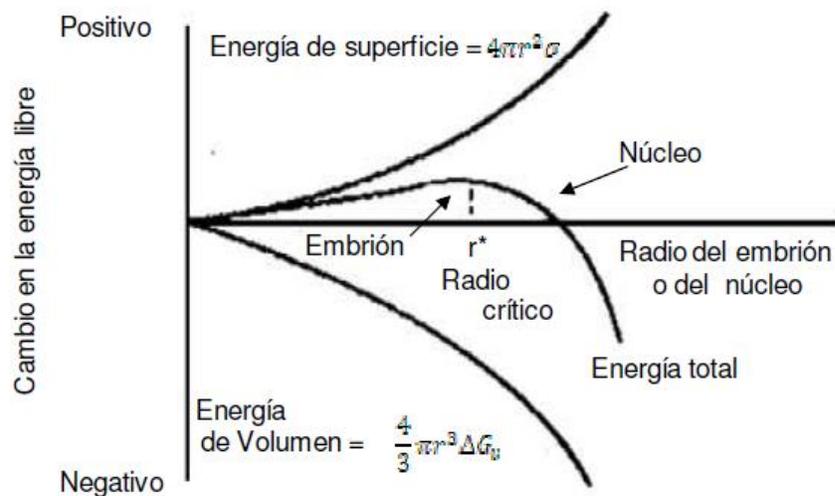


Figura 7 La energía libre total de un sistema solido-liquido cambia según el tamaño del sólido. El sólido se denomina embrión si su radio es menor que el radio crítico. O se le llama núcleo si su radio es mayor que el radio crítico.

Crecimiento

El crecimiento ocurre una vez que están formados los núcleos conforme los átomos se integran a la superficie del sólido. El crecimiento del sólido estará en función de la extracción del calor. Se deben considerar dos tipos de calor: el calor específico del líquido y el calor latente de fusión. El calor específico deberá ser eliminado ya sea por radiación o por conducción a través del medio que rodea al material hasta que el líquido se enfríe alcanzando su temperatura de solidificación. Antes de completar la solidificación se debe eliminar de la interfase sólido-

líquido el calor latente de fusión. La manera en la cual se libere o retire este calor determinará el mecanismo de crecimiento de los núcleos y la estructura final

Crecimiento planar: es un mecanismo de crecimiento que ocurre por el desplazamiento de la interfase sólido-líquido plana hacia el líquido. Cualquier protuberancia que empiece a crecer en la interfase estará rodeada de líquido con una temperatura mayor a la de solidificación, la representación de este crecimiento se muestra en la Figura 8.

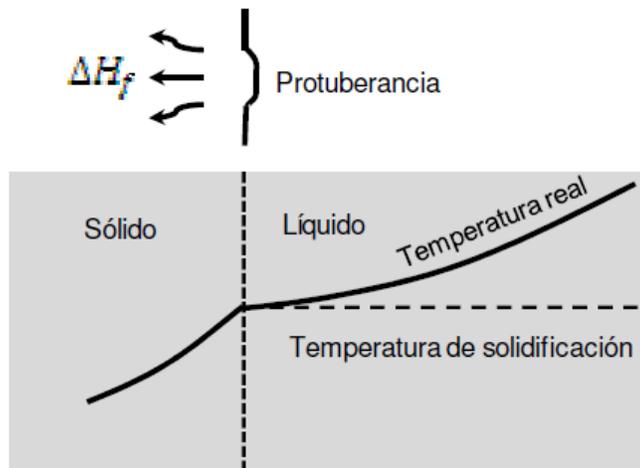


Figura 8 Muestra las características de una interfase plana, la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación la protuberancia existente en la interfase sólido-líquido no crecerá y el calor latente se eliminará de la interface a través del sólido.
Crecimiento dendrítico

Este tipo de crecimiento ocurre cuando la nucleación es débil, el líquido se sub enfría antes de que se forme el sólido (ver Figura 9), bajo estas condiciones la protuberancia se forma y se crea en la interfase, y creciendo mientras el calor latente pasa al líquido subenfriado, elevando su temperatura hacia la solidificación, durante el crecimiento de la protuberancia crecen brazos primarios y secundarios este tipo de formación también es conocida como dendrita debido al tipo de forma que presenta.

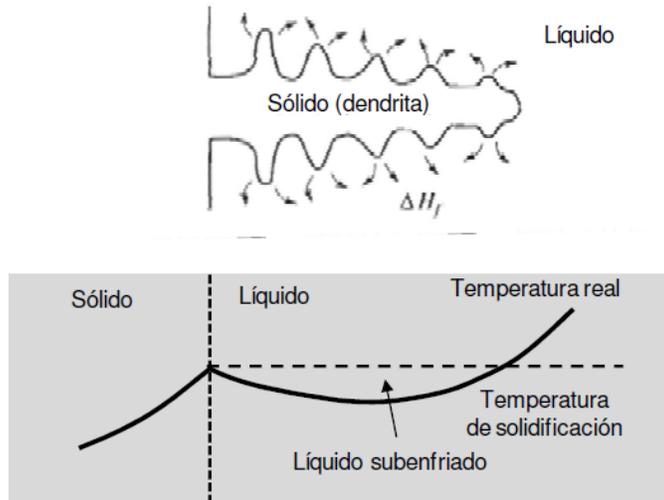


Figura 9 Líquido subenfriado, una protuberancia en la interface sólido líquido puede crecer rápidamente en forma dendrítica. El calor latente de fusión es absorbido por el líquido subenfriado y se eleva su temperatura hasta la temperatura de solidificación.

2.10.5 Defectos durante la solidificación

Durante la solidificación, vaciados ingenieriles son susceptibles a defectos internos y defectos superficiales. Las complejidades geométricas, formas de la pieza vaciada, dinámica de fluidos y mecanismos de solidificación combinados representan una dificultad para la obtención de partes libres de defectos. El defecto más común es la porosidad interna, generada por el efecto del hidrogeno el cual también puede generar rechupes, así como otro tipo de defectos visualmente detectables tales como, óxidos, grietas en caliente e inclusiones no metálicas.

La porosidad es uno de los factores críticos que afectan la calidad de las piezas moldeadas. Esta se manifiesta como un deterioro en la calidad superficial después del maquinado, pero también afecta en las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión.

La aparición de porosidad en los procesos de fundición adjudicada al hidrogeno (el cual es el único gas capaz de disolverse en gran medida en aluminio líquido resultando en el gasificado del metal fundido) este gas queda atrapado en la pieza durante su solidificación, la falta de líquido entre los espacios interdendriticos debido a la concentración volumétrica que experimenta el metal durante la solidificación ^[11].

La morfología que presentan los poros es irregular, sin embargo, en algunos casos es posible determinar si la porosidad es del tipo gas o por contracción. A continuación, se describen las características de cada tipo.

Poros redondos

Las burbujas de hidrógeno se precipitan en la fase líquida al iniciar la solidificación. Durante este período, cuando la muestra consiste principalmente en metal fundido, las burbujas pueden crecer sin obstrucción ^[12]. Tales poros son gruesos y esféricos como el que se muestra en la Figura 10a, su forma no es influenciada por la formación posterior de cristales/dendritas.

Poros alargados

Las burbujas precipitan internamente, mientras las dendritas están creciendo, éstas se alojan en los espacios interdendríticos elongándose gradualmente hasta donde el crecimiento dendrítico se lo permite, mientras continúe la solidificación. Tales poros se presentan en un momento en que la red dendrítica se ha formado, pero un número de canales de metal líquido todavía están abiertos, sus formas son determinadas fuertemente por la estructura dendrítica, un ejemplo típico de porosidad alargada se muestra en la Figura 10b^[13].

Poros pequeños

Son el resultado de la precipitación de burbujas en la última etapa de la solidificación. El crecimiento de la burbuja se ve limitado, debido a la pequeña cantidad de metal líquido residual disponible. La forma del poro es determinada por el espacio interdendrítico disponible. Por lo tanto, los poros pequeños se encuentran en la estructura. La contracción en zonas residuales interdendríticas de metal líquido puede también ser responsable de la formación de porosidad, particularmente en las últimas etapas de la solidificación, un ejemplo típico de porosidad pequeña se muestra en la Figura 10c ^[12,13].

Microporosidad

Es el resultado de la evolución del hidrógeno en el metal en estado líquido, combinada a la contracción sólida donde la evolución del hidrógeno es el único factor. En teoría, la

microporosidad podría ser una consecuencia del líquido en aluminio sólido, una ocurrencia imposible obtener en un ambiente productivo. Un ejemplo típico se muestra en la Figura 10d.

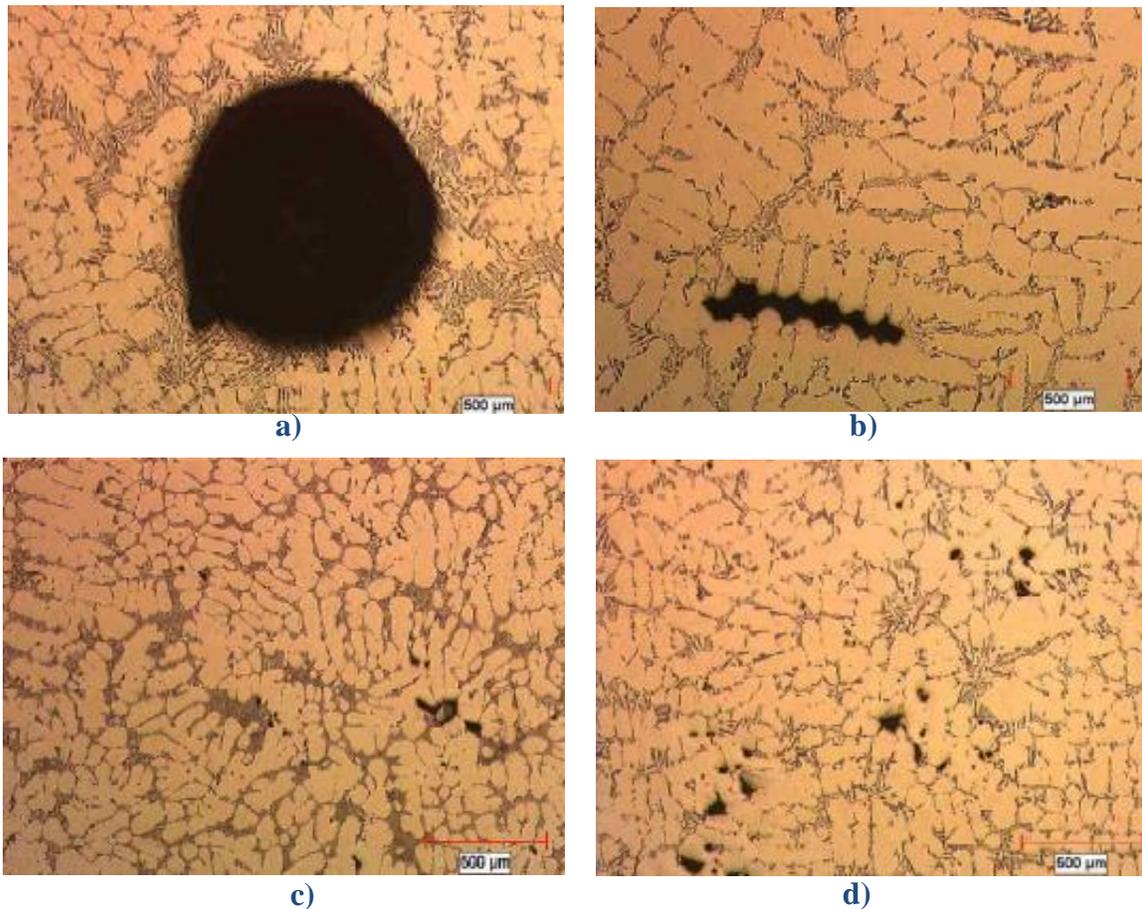


Figura 10 Representación de los diferentes tipos de porosidad en una aleación de aluminio. a) poros redondos. b) poros alargados. c) poros pequeños. d) microporosidad.

2.11 Ensayo de tensión.

Los datos obtenidos de este ensayo para aleaciones de aluminio están fuertemente influenciados por factores relacionados entre sí como; ^[14]

- Velocidad de solidificación
- Tipo de fundición
- Tratamiento térmico (solubilizado, temple, envejecido)
- Modificación de eutéctico
- Contenido de magnesio

2.11.1 Curva de esfuerzo deformación ingenieril.

El esfuerzo ingenieril s , usado en la curva esfuerzo-deformación, es la deformación promedio en el espécimen de tensión. Se obtiene al dividir la carga (P) entre el área original de la sección transversal del espécimen (A_o); ^[14]

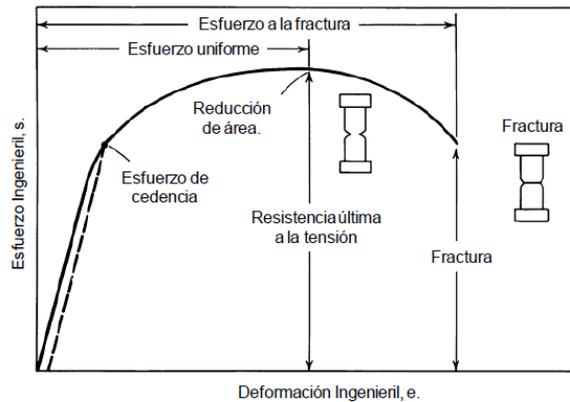


Figura 11 Grafica esfuerzo-Deformación Ingenieril.

La deformación e , utilizada para la curva esfuerzo deformación, es el promedio de la deformación lineal la cual es obtenida dividiendo la longitud de la elongación de la muestra (δ) entre la longitud original (L_o).

$$S = \frac{P}{A_o} \quad \text{Ec. (5)}$$

En la zona plástica el esfuerzo es linealmente proporcional a la deformación. Al punto donde el esfuerzo se excede se le denomina esfuerzo de cedencia, punto a partir del cual, si retiramos la carga, la muestra sigue deformada permanentemente.

$$e = \frac{\delta}{L_o} = \frac{\Delta L}{L_o} = \frac{L - L_o}{L_o} \quad \text{Ec. (6)}$$

La resistencia a la tensión o la resistencia última a la tensión (S_u) es la máxima carga aplicada dividida entre el área transversal de la sección original ^[14].

$$Su = \frac{P_{max}}{A_0}$$

Ec. (7)

2.12 Ensayo de tensión a alta temperatura.

En general la resistencia es reducida a altas temperaturas y los materiales se vuelven más blandos y más dúctiles cuando las temperaturas incrementan. Sin embargo, la velocidad y dirección de los cambios en propiedades mecánicas como el límite elástico y la elongación pueden variar ampliamente en función de la composición y temperatura como se muestra en la Figura 12.

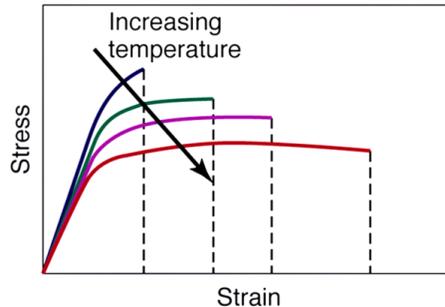


Figura 12 Efecto de la temperatura en la resistencia y la ductilidad [15].

Cuando la temperatura incrementa la resistencia del material usualmente disminuye y la ductilidad aumenta, esto se debe a la deformación del material por la temperatura. A temperatura ambiente, la deformación plástica ocurre cuando las dislocaciones en el material se deslizan.

Las dislocaciones pueden irse acumulando al interceptarse mientras se deslizan, esto impide que las dislocaciones se sigan deslizando y esto ocasiona que aumente el esfuerzo requerido para continuar la deformación. A este proceso se le denomina endurecimiento por deformación o endurecimiento por trabajado.

A elevadas temperaturas, el acumulamiento de dislocaciones se debe a otros mecanismos de deformación. Además, la acumulación de energía por deformación puede ser relajada a altas temperaturas cuando las imperfecciones dentro de los cristales son eliminadas o reorganizadas en nuevas configuraciones [15].

2.13 Índice de Calidad (IQ)

El término de Índice de Calidad fue introducido por primera vez por Drouzy en su trabajo sobre interpretación de resultados de tensión por medición de índices de calidad y probable esfuerzo de cedencia aplicado para aleaciones de fundición Al-Si7-Mg [16].

Mediante el índice de calidad los resultados del ensayo de tensión como la resistencia última a la tensión (UTS), el esfuerzo de cedencia al 0.2% (YS) y el porcentaje de elongación, se analizan en conjunto para evaluar la calidad de una aleación de fundición o cuando se desea demostrar la influencia de un parámetro dado como la composición, proceso de producción, enfriamiento, y tratamiento térmico.

En el diagrama de esfuerzo último a la tensión vs elongación, podemos observar el comportamiento del material en dos direcciones, estas dos funciones tienen una relación directa con los fenómenos físicos que gobiernan las propiedades en la aleación, Figura 13.

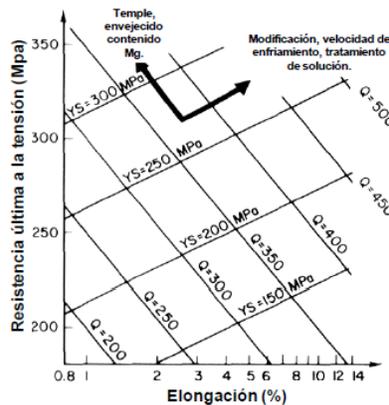


Figura 13 Diagrama Resistencia última a la tensión (UTS) – Elongación [16].

2.13.1 Probable esfuerzo de cedencia

El estudio de la correlación entre el esfuerzo último de tensión, esfuerzo de cedencia al 0.2% y la elongación en aleaciones de fundición de aluminio, muestran que el esfuerzo de cedencia estimado a partir de la carga de esfuerzo último de tensión y la elongación se muestra de la forma:

$$YS_{\text{probable}} = a \text{ UTS} - b \log \text{Elong.} + C. \quad \text{Ec. (8)}$$

El coeficiente a, b y c depende de la naturaleza de la aleación. Sin embargo, es posible distinguir tres grupos de aleaciones donde los coeficientes no son muy diferentes:

- Al-Cu₅ Mg Ti y aleaciones con gran proporción de solución sólida de aluminio, Al-Zn₅Mg, Al-Mg₃Ti, Al-Mg₆.
- Aleaciones que contienen una proporción considerable de eutéctico Al-Si y no están tratadas térmicamente.
- Aleaciones similares de eutéctico Al-Si con tratamiento térmico.

2.14 Índice de calidad

En general se define el índice de calidad con la expresión:

$$Q = UTS + K \text{ Log Elong.} \quad \text{Ec. (9)}$$

K es el coeficiente elegido para que Q sea prácticamente independiente del grado de endurecimiento de la aleación. Para aleaciones AlCu5Mg y Al-Si7Mg, K es igual a 150:

$$Q = UTS + 150 \log \text{ Elong.} \quad \text{Ec. (10)}$$

Para el esfuerzo de cedencia, nos limitamos a elongaciones $\geq 1\%$. En el diagrama UTS-Elongación es posible graficar líneas de igual índice de calidad, o también llamadas líneas “iso-Q” [16].

Capítulo III Desarrollo Experimental

3.1 Efecto del desgasificado y selección de técnica

La realización del desgasificado fue con el fin de seleccionar la mejor técnica para su aplicación en el proyecto en base a los medios con los que contamos para poder seleccionar la mejor técnica en base a la menor porosidad y mejores resultados de tensión.

Se hicieron tres condiciones: sin desgasificado, pastilla de hexacloroetano y gas argón durante 5 minutos.

Una vez realizadas las pruebas se optó por el desgasificado con gas argón de ultra alta pureza ya que fue la que arrojó menores porcentajes de porosidad y mejores pruebas mecánicas.

Tabla 2 Pruebas de tensión para la selección de desgasificado.

Condición	UTS (Mpa)
Al 356 Base	130.64
Al 356 desgasificado con pastilla	160.75
Al 356 desgasificado con gas argón	175.54

3.2 Análisis Químico

Para el vaciado de las siete aleaciones que se emplean se utilizó un horno eléctrico donde se llevó a cabo la fusión del aluminio y sus elementos de aleación Cu y Mn a una temperatura de 800 °C y los elementos Mg, V, Ti y Zr a 750 °C, para corroborar que cada una de las composiciones químicas estuviera dentro de especificación, se tomó una muestra antes del vaciado la cual fue analizada en un espectrómetro de chispa. Las composiciones químicas obtenidas para cada una de las aleaciones se presentan en la Tabla 3, donde:

Aleación inicial= fundición para pruebas de tensión

Aleación desgaste= fundición para pruebas de desgaste pin on disc.

Tabla 3 Análisis químico de aleación inicial y para desgaste.

		Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ti	V	Zr
		%	%	%	%	%	%	%	%	%
Al-5Cu-Mn	Aleación inicial	94.27	0.033	0.136	5.04	0.012	0.352	0.002	0.006	0.002
	Aleación desgaste	94.58	0.094	0.129	4.964	0.009	0.382	0.005	0.01	0.003
Al-5Cu-Mn-V-Ti-Zr	Aleación inicial	93.61	0.073	0.125	4.968	0.006	0.346	0.224	>0.144	0.152
	Aleación desgaste	95.1	0.064	0.088	4.861	0.003	0.319	0.203	>0.144	0.146
Al-5Cu-0.15Mg-Mn-V-Ti-Zr	Aleación inicial	93.608	0.046	0.126	4.982	0.156	0.36	0.218	>0.144	0.148
	Aleación desgaste	93.98	0.085	0.1	4.858	0.146	0.339	0.196	>0.144	0.152
Al-5Cu-0.20Mg-Mn-V-Ti-Zr	Aleación inicial	93.426	0.048	0.132	5.023	0.201	0.357	0.221	>0.144	0.151
	Aleación desgaste	94.15	0.076	0.126	4.928	0.207	0.339	0.205	>0.144	0.145
Al-5Cu-0.25Mg-Mn-V-Ti-Zr	Aleación inicial	93.021	0.062	0.128	4.988	0.256	0.362	0.216	>0.144	0.146
Al-7Si-4Cu-Mn	Aleación inicial	88.72	6.926	0.128	3.992	0.024	0.176	0.021	0.001	0.002
Al-7Si-4Cu-Mn-V-Ti-Zr	Aleación inicial	89.68	6.972	0.136	3.916	0.021	0.175	0.243	>0.144	0.175

3.3 Vaciado en Moldes

Para el desarrollo del presente trabajo se vaciaron siete aleaciones de aluminio diferentes, las cuales se presentan a continuación:

1. Al-5Cu-0.36Mn.
2. Al-5Cu-0.36Mn-0.22Ti-0.20V-0.15Zr.
3. Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.22Ti-0.20V-0.15Zr.
4. Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.22Ti-0.20V-0.15Zr.
5. Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.22Ti-0.20V-0.15Zr.
6. Al-7Si-4Cu-0.16Mn.
7. Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.22Ti-0.20V-0.15Zr.

Se utilizó un molde metálico sin precalentamiento para el vaciado de las probetas para ensayos de tensión.



Figura 14 Vaciado en Molde metálico para pruebas de tensión.

3.4 Tratamiento térmico.

Para un mejoramiento en las aleaciones se consideró pertinente realizar un tratamiento térmico T7 correspondiente para cada aleación, tal como se muestra en la Figura 15 y Figura 16 , los diferentes tratamientos tanto para las aleaciones Al-5Cu y Al-7Si .

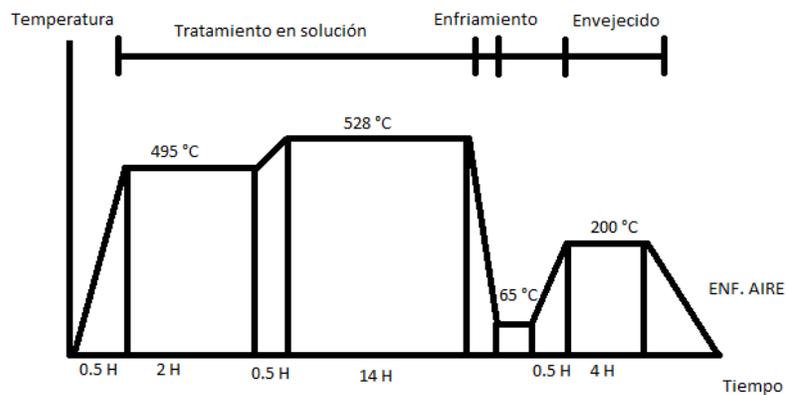


Figura 15 tratamiento térmico T7 para aleaciones Al-5Cu.

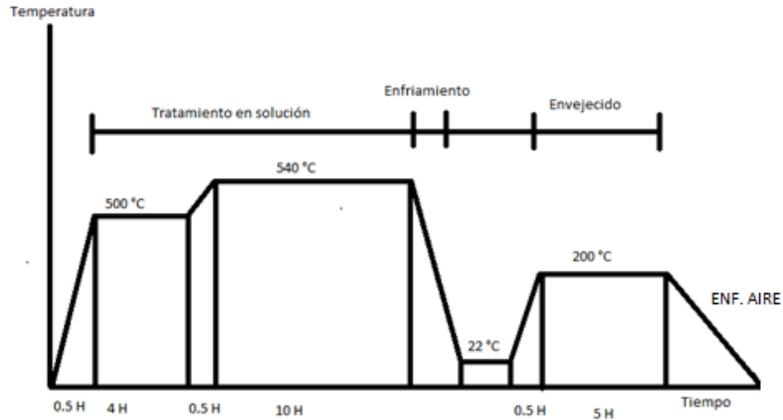


Figura 16 tratamiento térmico T7 para aleaciones Al-7Si.

Posterior al tratamiento térmico las muestras fueron llevadas a un tratamiento de post envejecido cuya principal función es simular las condiciones de trabajo en un cabezal de motor a Diesel, el post envejecido consiste en mantener las muestras por 100 hrs a la temperatura en la cual serán ensayadas; 250 y 300 °C.

Las aleaciones analizadas recibieron un tratamiento térmico comercial, (solución, temple y envejecido artificial), y posteriormente se llevaron a un tratamiento de post envejecido a la temperatura de ensayo por 100 hrs.

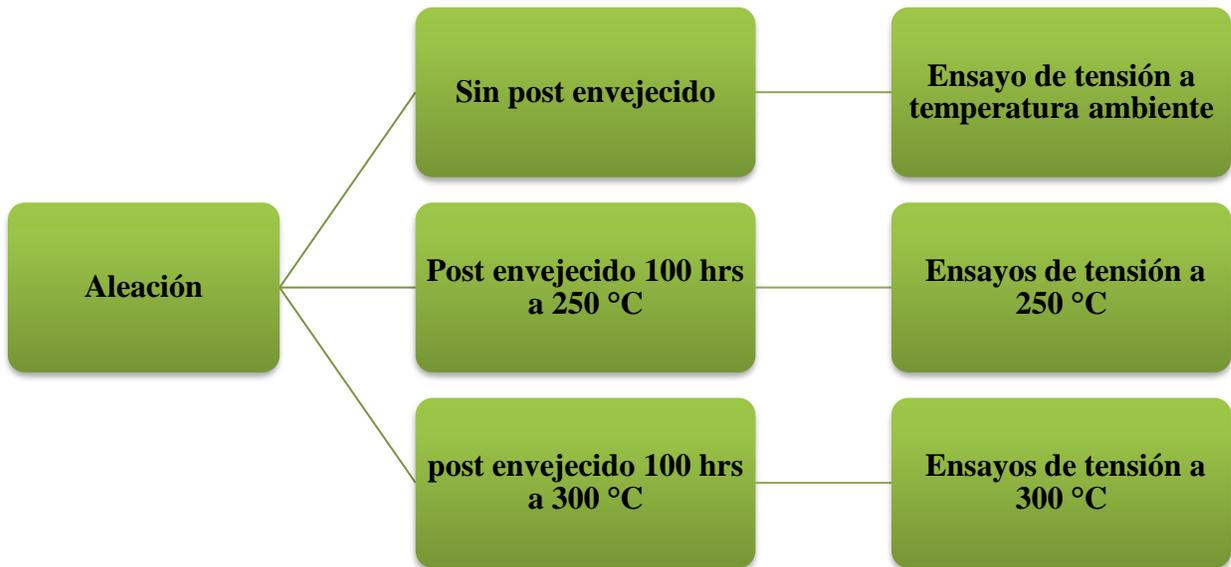


Figura 17 Esquema de experimentos para ensayos de tensión.

3.5 Evaluación de propiedades mecánicas a temperatura ambiente y alta temperatura.

El diseño de experimento para pruebas de tensión se muestra en la Tabla 4, el cual muestra un total de 15 probetas por cada condición, de las cuales 5 se realizaron a temperatura ambiente, 5 probetas a 250 °C y 5 probetas a 300 °C.

Tabla 4 Diseño de experimento para pruebas de tensión.

Condición	Pruebas de tensión			
	Temperatura ambiente	250°C	300°C	Total, de muestras
Al-5Cu-0.36Mn	5	5	5	15
Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	5	5	5	15
Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	5	5	5	15
Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	5	5	5	15
Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	5	5	5	15
Al-7Si-4Cu-0.16Mn	5	5	5	15
Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	5	5	5	15

Se maquinaron las probetas en base a la norma ASTM E8/E8M posteriormente se aplica el tratamiento térmico T7 para realizar los ensayos mecánicos a temperatura ambiente y el tratamiento de post envejecido para los ensayos mecánicos a altas temperatura.

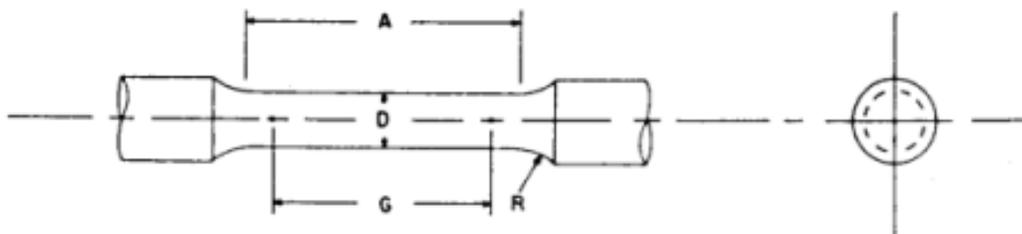


Tabla 5 Dimensiones de las probetas en base a la norma ASTM E8/E8M.

	Dimensiones de probetas para ensayos a temperatura ambiente (mm)	Dimensiones de probetas para ensayos a alta temperatura (mm)
G Longitud Calibrada	50.0±0.1	76.2±0.1
D Diámetro	12.5±0.2	12.5±0.2
R Radio	10	10
A longitud sección reducida	56	82.4

Para la evaluación de propiedades mecánicas se empleó una máquina de tensión marca Zwick/Roell (Figura 18) que cuenta con un macro extensómetro que mide la deformación hasta la fractura y una cámara ambiental (mufla) que permite el ensayo de muestras hasta 300°C, los ensayos de tensión a 250 y 300°C se realizaron bajo la norma ASTM E21-09, la cual indica el método estándar para pruebas de tensión a elevada temperatura de materiales metálicos.



Figura 18 Máquina de tensión marca Zwick/Roell.

El ensayo de tensión a alta temperatura consiste en sujetar la probeta en las mordazas que se encuentran dentro de la mufla instalada en el equipo, programar el ensayo a la temperatura deseada y posteriormente iniciar el ciclo de prueba todo esto mediante el software. Una vez

alcanzada la temperatura, las muestras se mantuvieron por 25 minutos dentro de la cámara ambiental, con el principal objetivo de homogenizar la temperatura en la probeta.

Los ensayos de tensión fueron a temperatura ambiente, 250°C y 300°C, para cada condición se realizó un total de cinco repeticiones, obteniendo así un total de 105 muestras ensayadas.

3.6 Microscopía electrónica de barrido de las muestras

Para la realización de microscopía se pulieron las muestras y se llevó a cabo un ataque químico por inmersión en solución Keller (2 ml HF, 3 ml de HCl, 5 ml de HNO₃ en 100 ml de agua) durante 45 segundos para obtener una mejor revelación de los eutécticos e intermetálicos, se tomaron BES, SEI, microanálisis y mapeo químico en el microscopio electrónico de barrido, Figura 19.

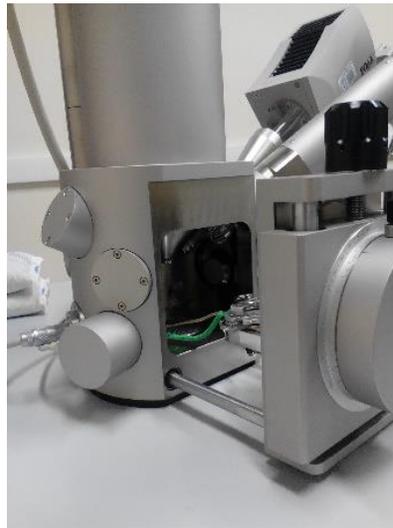


Figura 19 Microscopio electrónico de barrido.

3.6.1 Toma de durezas

Para la toma de las durezas se realizaron sobre la superficie de la muestra 5 tomas en diferente lugar esto para promediar las posibles variaciones existentes en la superficie, Figura 20.



Figura 20 Durómetro

3.7 Diseño de experimento para pruebas de desgaste

Para la realización de pruebas de desgaste se tomó como base la norma ASTM G99-DIN 50324, las dimensiones del disco fueron de 50mm de diámetro y 10mm de altura, el radio de la esfera es de 6mm.

Para calcular la cantidad de material eliminado (volumen) del disco, se determina el área del canal de desgaste mediante un rugosímetro-perfilómetro, se realizó un diseño de experimento para el desarrollo de las pruebas de desgaste, Tabla 6.

Tabla 6 Diseño de experimento para pruebas de desgaste.

Condición	Velocidad	Carga	Ra (μm)		Pruebas de Desgaste	
			Vaciada	Tratada térmicamente	Seco deslizante	Total, de muestras
Al-5Cu-0.36Mn	10m/s	2N/5N	0.37	0.4	5	5
Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	10m/s	2N/5N	0.34	0.39	5	5
Al-Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	10m/s	2N/5N	0.14	0.34	5	5
Al-Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr	10m/s	2N/5N	0.16	0.42	5	5

Capítulo IV Resultados y discusión

4.1 Efecto de la adición de V, Ti y Zr en la microestructura y comportamiento mecánico de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn.

Caracterización microestructural

La aleación Al-5Cu-0.36Mn tiene una microestructura dendrítica, matriz de aluminio con partículas eutécticas de Al_2Cu e intermetálicos AlFeSi localizadas ambas en lugares interdendríticos, lo anterior se asemeja a lo reportado por M. F. Ibrahim ^[17]. La adición de los elementos dispersoides como son: Vanadio, titanio y Zirconio modifican la microestructura como se puede observar en la Figura 21.

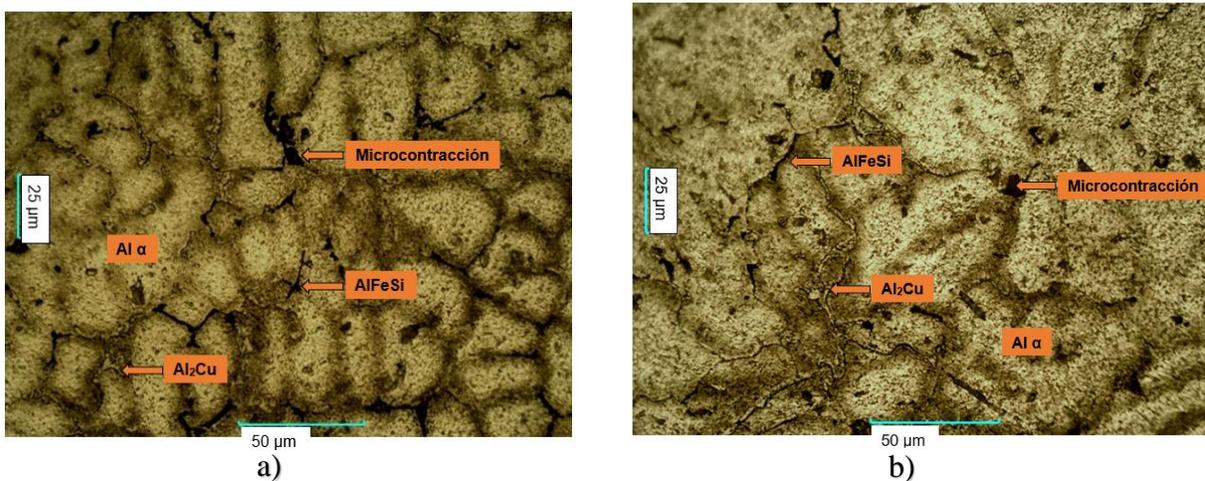


Figura 21 Micrografías de las aleaciones a 500X vaciadas: a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

Microscopía electrónica de Barrido

Se realizó microscopía electrónica de barrido y EDX de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, para determinar las fases presentes y su distribución.

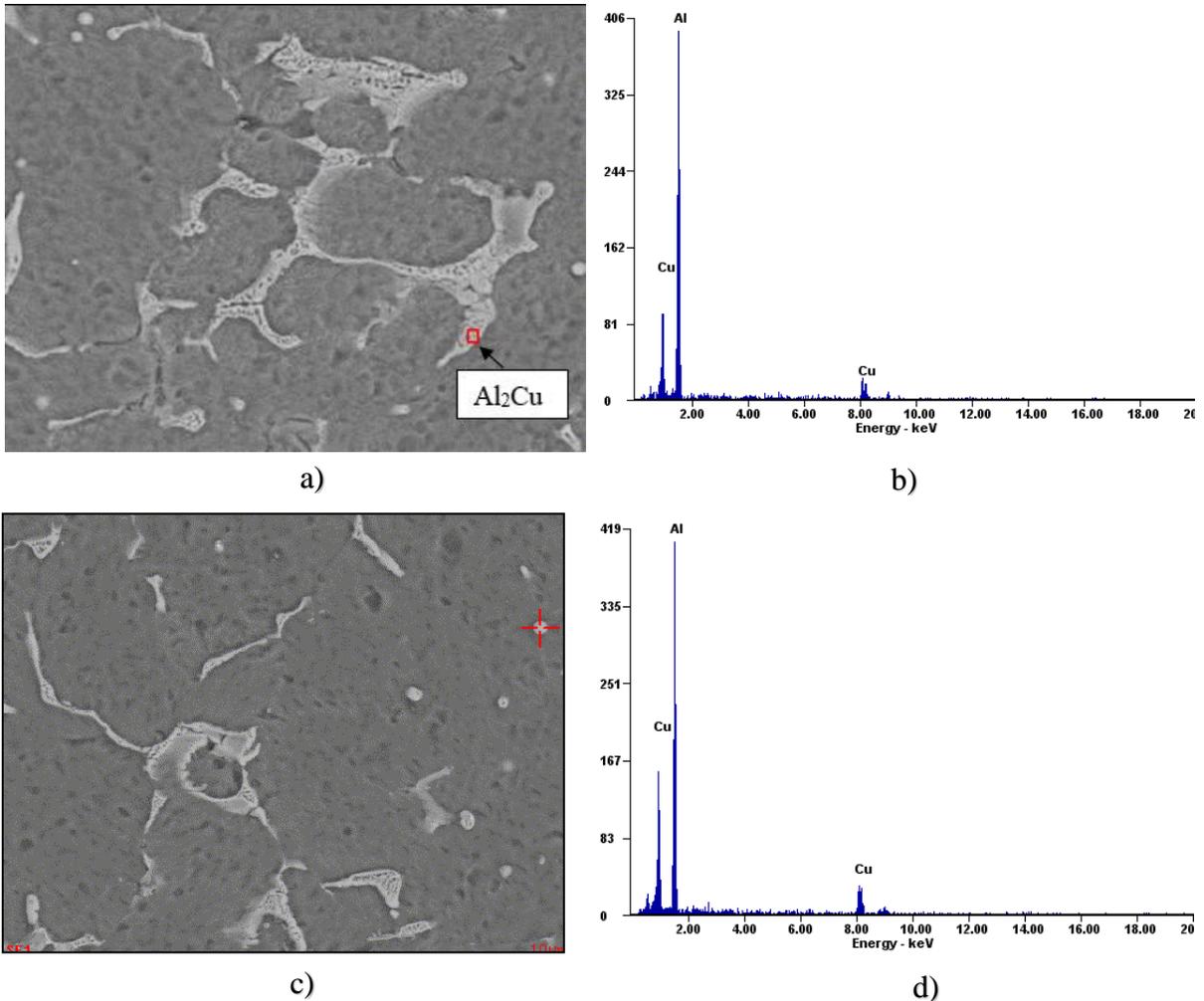


Figura 23 a) Microscopía electrónica de barrido a 500X de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn. b) Microscopía electrónica de barrido a 500X de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) EDX de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn. d) EDX de la aleación vaciada Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

En ambas aleaciones se pueden observar partículas eutécticas de Al₂Cu, localizada en lugares interdendríticos con una matriz de aluminio. En el análisis no se encontró otro tipo de fases.

La adición de vanadio, titanio y zirconio en la aleación Al-5Cu-0.36Mn modificó la forma, tamaño de las partículas Al₂Cu, Figura 23.

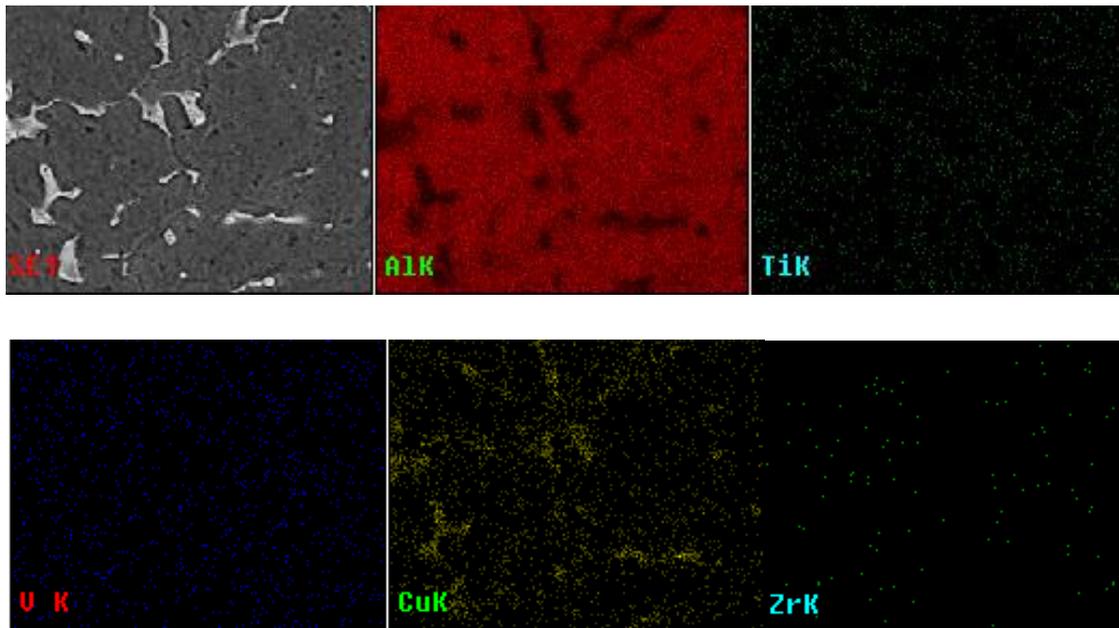


Figura 24 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada. En el análisis por EDX se buscó identificar la localización de los elementos vanadio, titanio y zirconio, los resultados mostraron que se encuentran en solución y dispersos homogéneamente.

Durezas de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con la adición de elementos tales como Vanadio titanio y zirconio.

Como se observa en la Figura 28 la dureza en ambas aleaciones fue semejante, sin embargo, hubo diferencias en cuanto a la dispersión de los resultados, la dureza de la aleación con los elementos vanadio, titanio y zirconio obtuvo una menor dispersión.

4.1.1 Efecto del tratamiento térmico T7 en la microestructura y comportamiento mecánico de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y con adición de V, Ti y Zr.

Caracterización microestructural

El tratamiento térmico T7 modifica la microestructura y disuelve las fases eutécticas, excepto los intermetálicos AlFeSi como se muestra en la Figura 25 durante el tratamiento por solución, mientras que durante el envejecido se produce el endurecido por precipitación, como lo ha reportado A. G. Esmeralda, A. Rodríguez ^[18].

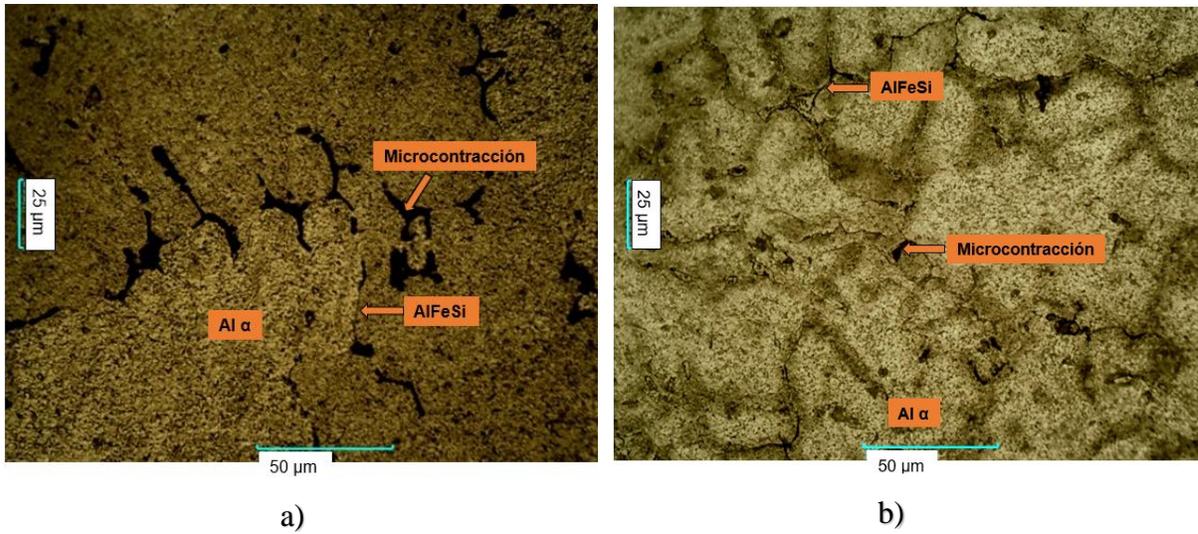
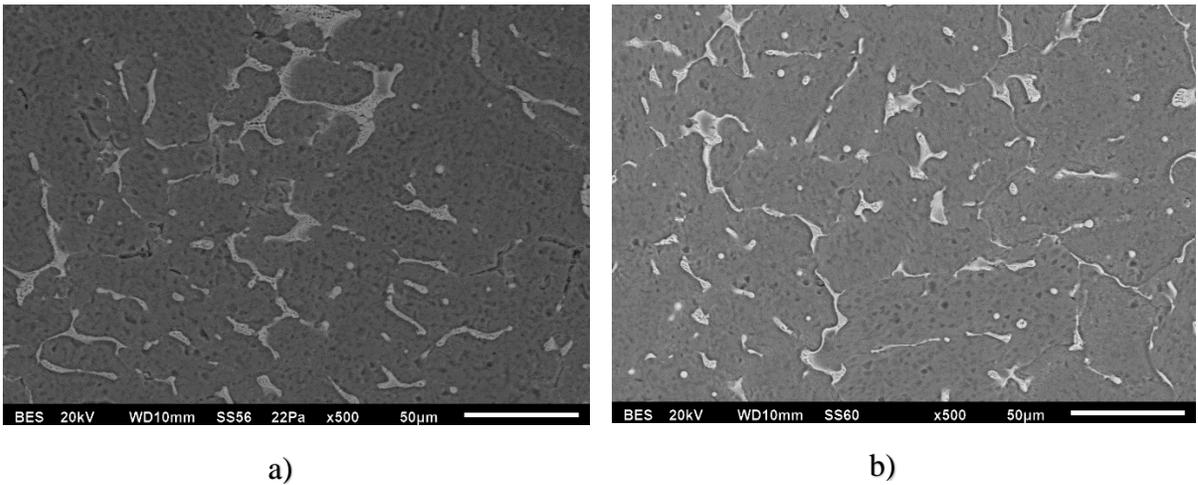


Figura 25 Micrografías de las aleaciones tratadas térmicamente a 500X: a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

Microscopía electrónica de Barrido

Se realizó microscopía electrónica de barrido en la cual se puede observar (Figura 26) una disminución en las partículas eutécticas de Al_2Cu , localizada en lugares interdendríticos, además se observa que los elementos después de la aplicación del tratamiento térmico T7 se encuentran en solución y dispersos homogéneamente (Figura 27).



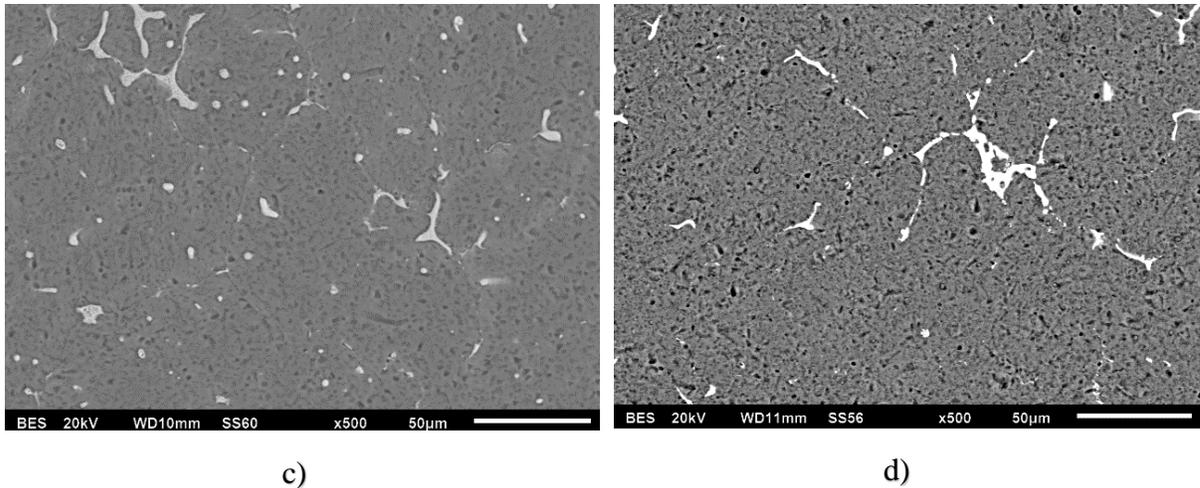


Figura 26 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente. a) Al-5Cu-0.36Mn vaciada. b) Al-5Cu-0.36Mn tratada térmicamente. c) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada. d) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.

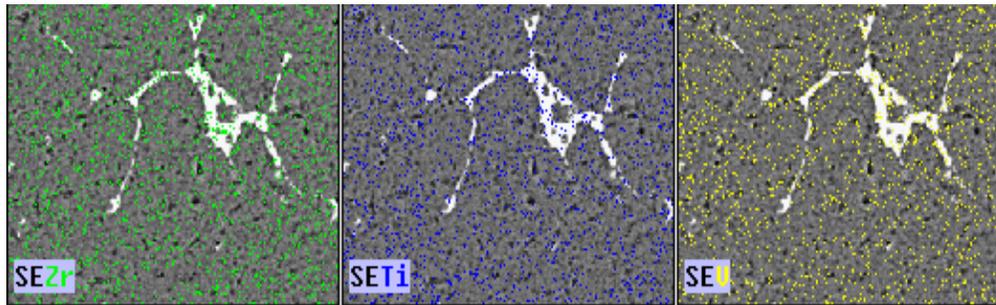


Figura 27 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.

Tratando de identificar el efecto del tratamiento térmico sobre la aleación añadida con vanadio, titanio y zirconio se realizó un mapeo químico y los resultados mostraron que aun con el tratamiento térmico se encuentran en solución y dispersos homogéneamente.

Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr aplicando tratamiento térmico T7.

En la Figura 28 se puede observar el aumento de dureza para la aleación Al-5Cu-0.36Mn desde 55.2 HRF vaciada hasta 65.7 tratada térmicamente, lo que significa un incremento del 15.38%, al igual se obtuvo un aumento en la dureza correspondiente a un 29.34%, pasando de 56.9 a 73.6 HRF en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente. La adición de Ti, V y Zr en conjunto con la aplicación del tratamiento térmico T7, muestra un efecto positivo.

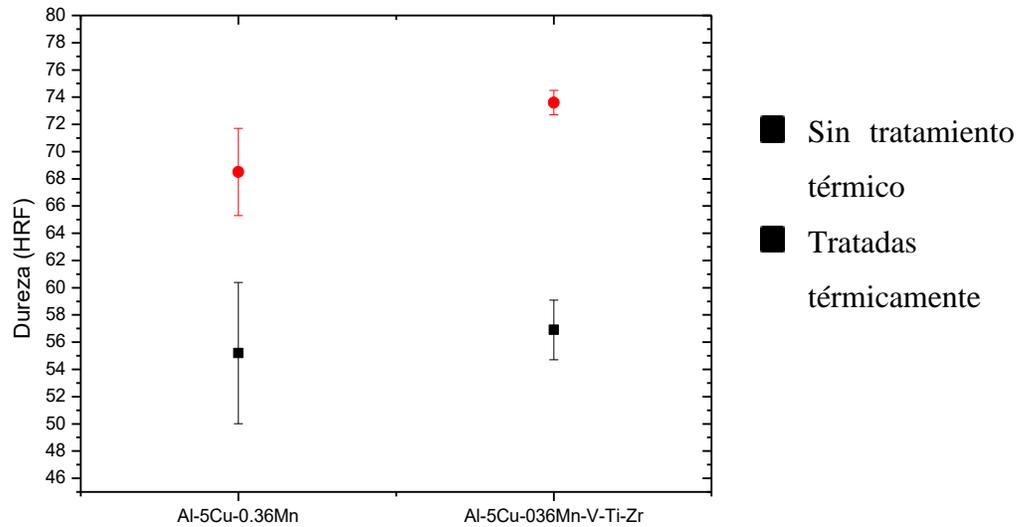


Figura 28 Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

4.1.2 Comportamiento mecánico de las aleaciones tratadas térmicamente.

Esfuerzo a la cedencia al 0.2%

Se puede observar un aumento en el esfuerzo a la cedencia al 0.2% en los ensayos de temperatura ambiente desde 157.91 MPa en la aleación Al-5Cu-0.36Mn hasta 170.34 MPa en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr lo que representa un aumento del 7.87% con la adición de vanadio, titanio y zirconio, Figura 29.

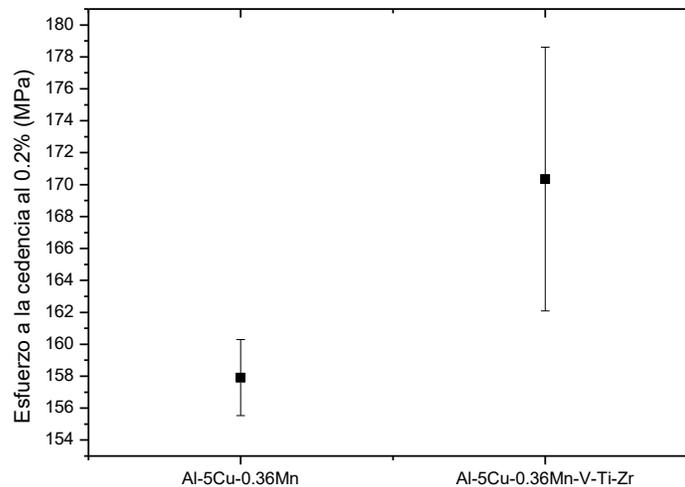


Figura 29 Esfuerzo a la cedencia al 0.2% de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratadas térmicamente

Resistencia última a la tensión

Se puede observar en la Figura 30 un aumento en la resistencia última a la tensión a temperatura ambiente desde 188.26 MPa en la aleación Al-5Cu-0.36Mn hasta 258.88 MPa con la adición de vanadio, titanio y zirconio, lo que representa un aumento del 37.5%.

Los resultados muestran que la adición de vanadio, titanio y zirconio junto con el tratamiento térmico produjeron mayor efecto en la resistencia última a la tensión.

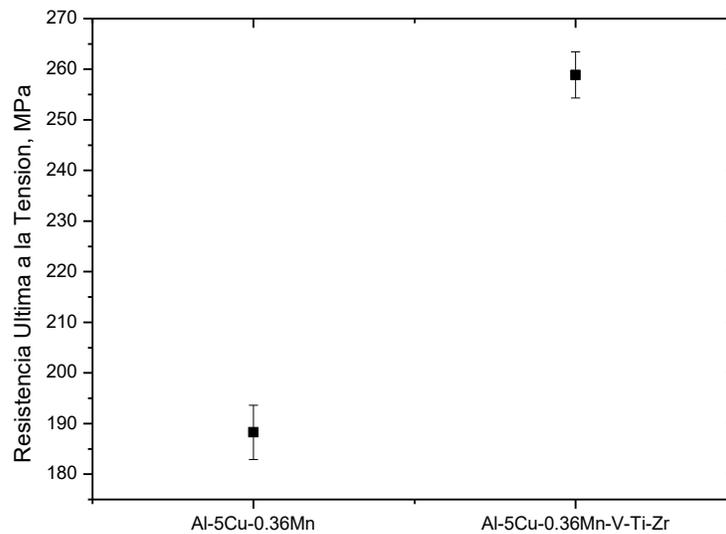


Figura 30 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

La adición de vanadio titanio y zirconio y la aplicación del tratamiento térmico T7 resultan conveniente para la aleación Al-5Cu-0.36Mn porque da un aumento en la dureza y resistencia última a la tensión de aproximadamente de un 30%, debido a la mayor homogeneidad de la microestructura, presencia de partículas Al_2Cu más finas y homogéneamente distribuidas, el endurecimiento por precipitación y la probable presencia de dispersoides como lo menciona M. Garat y G. Laslaz ^[19].

4.2 Efecto de la adición de magnesio a la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr en condición vaciada.

Caracterización microestructural.

La aleación Al-5Cu-xMg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tiene una microestructura dendrítica, matriz de aluminio con partículas eutécticas de Al₂Cu, Al₂CuMg e intermetálicos AlFeSi, localizadas ambas en lugares interdendríticos, Figura 31.

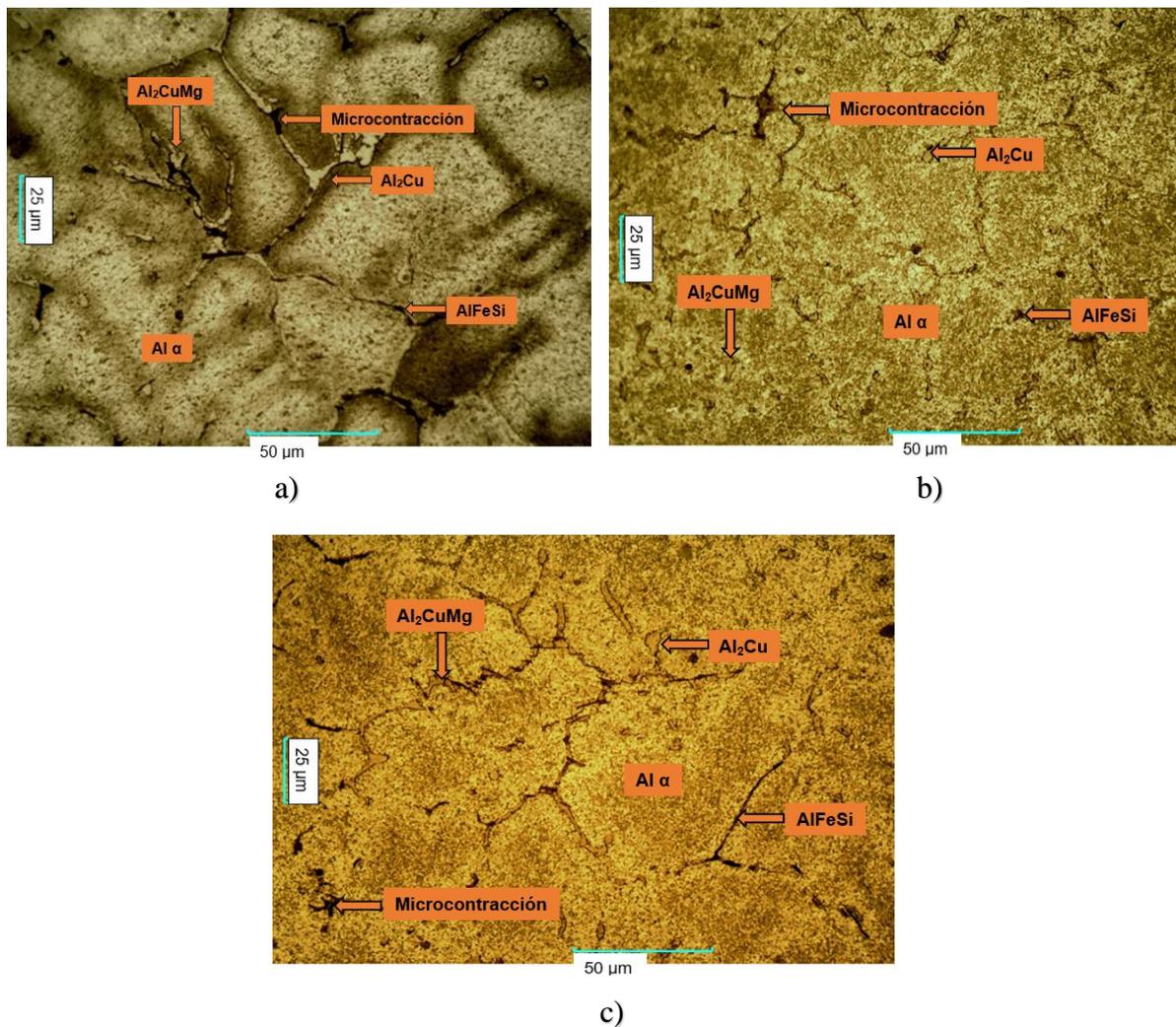


Figura 31 Micrografías de las aleaciones a 500X vaciadas: a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. b) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

Microscopía electrónica de barrido

Se realizó EDX donde se encontró que con la adición de magnesio contribuyo a la formación de fases Al₂CuMg al igual que predomina la fase Al₂Cu.

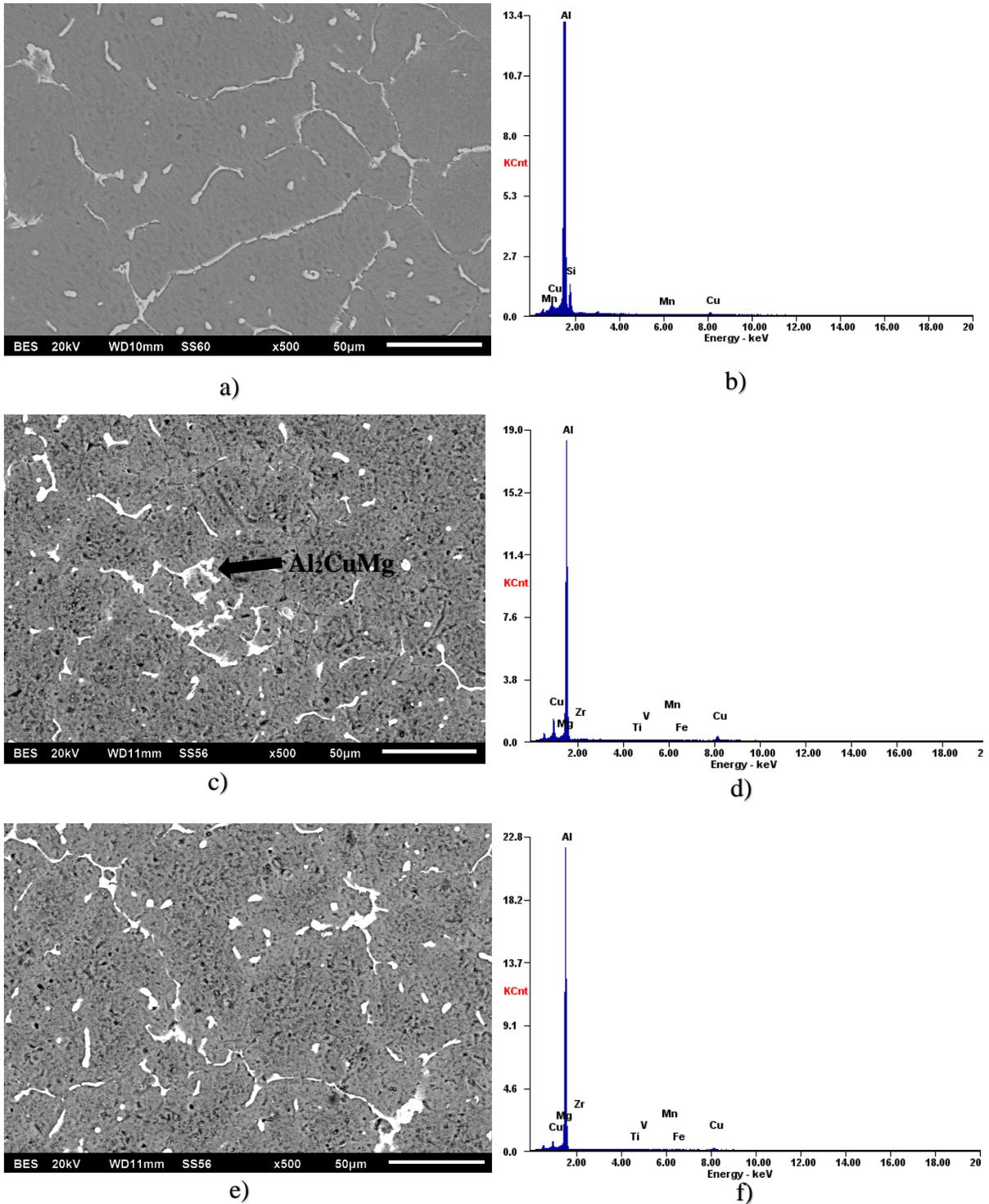


Figura 32 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones vaciadas. a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. b) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

Los resultados muestran que la adición de magnesio disminuye el tamaño de las partículas de Al_2Cu , facilita la formación de una nueva fase Al_2CuMg , Figura 32.

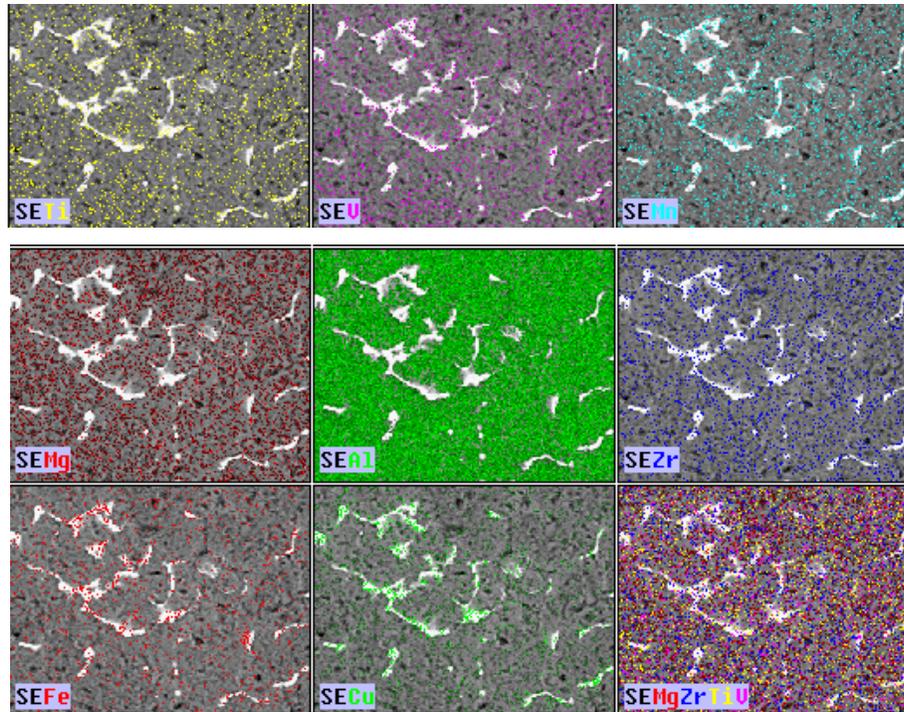


Figura 33 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr Vaciada.

En el análisis de composición química se observa que el magnesio en la aleación en condición vaciada se encuentra disperso homogéneamente y en la formación de algunas fases Al_2CuMg , Figura 33.

4.2.1 Efecto del tratamiento térmico T7 sobre las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn-xMg-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

En el tratamiento térmico T7, específicamente el tratamiento por solución modifica la microestructura y disuelve las fases eutécticas Al_2Cu y Al_2CuMg (Figura 34), excepto los intermetálicos AlFeSi, mientras que durante el envejecido se produce el endurecido por precipitación, como lo menciona S.K. Shaha ^[20].

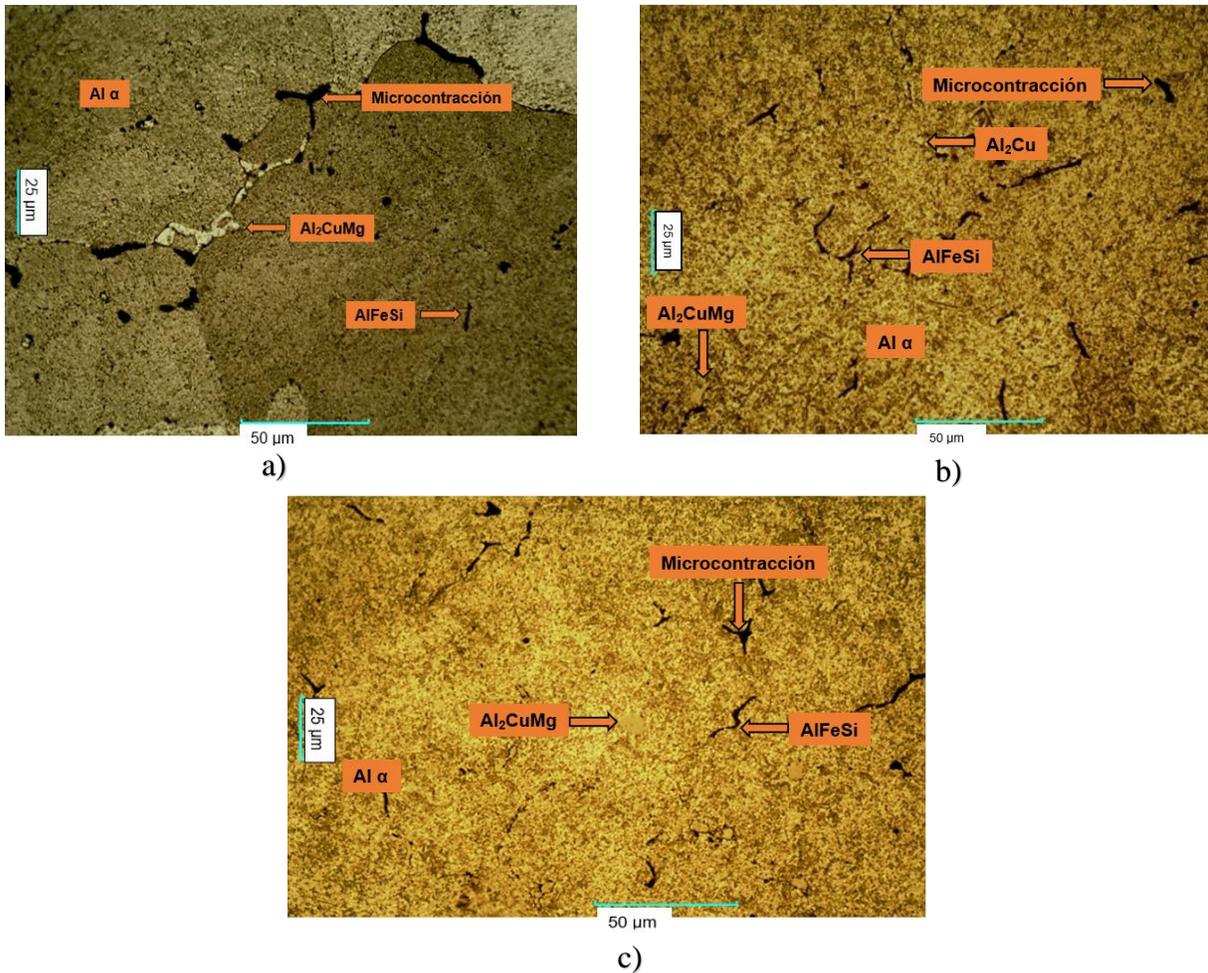
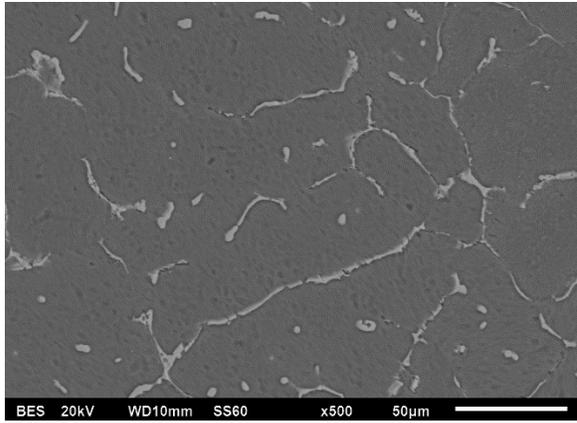


Figura 34 Micrografías de las aleaciones a 500X con tratamiento térmico T7: a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. b) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

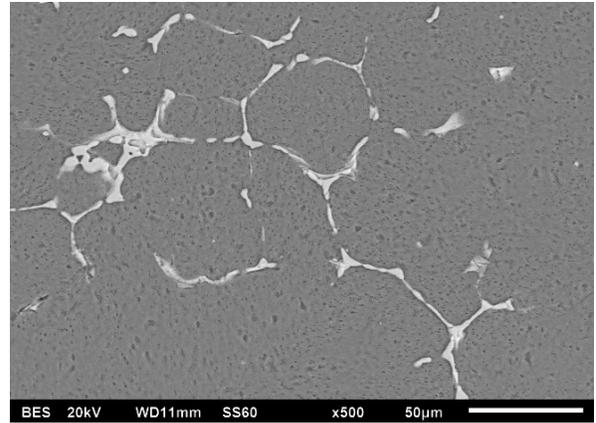
Microscopía electrónica de barrido.

Se puede observar que en el tratamiento por solución las fases Al_2Cu entran en solución, el análisis por EDX mostro que algunas fases Al_2CuMg no entran en solución.

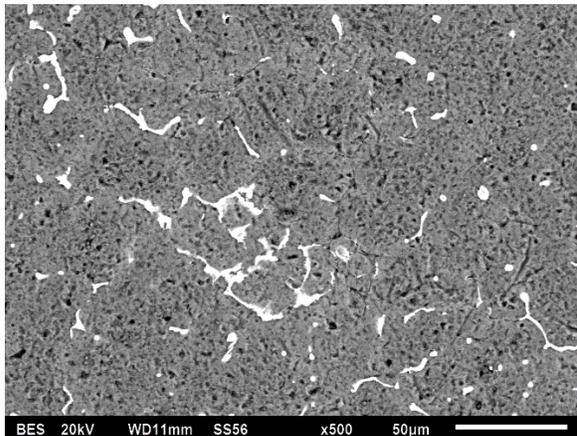
El efecto conjunto del magnesio y tratamiento térmico produjeron una disminución de la cantidad de fases Al_2Cu y Al_2CuMg , Figura 35.



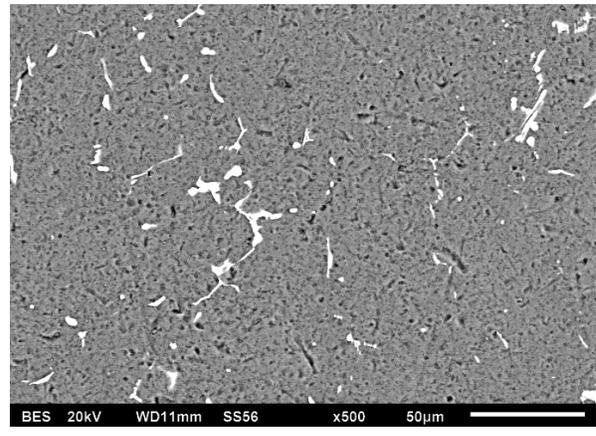
a)



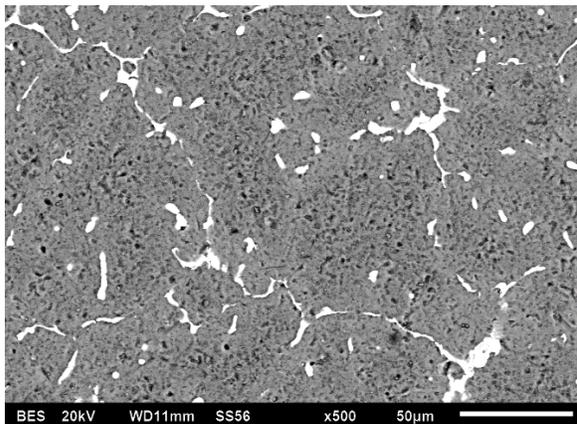
b)



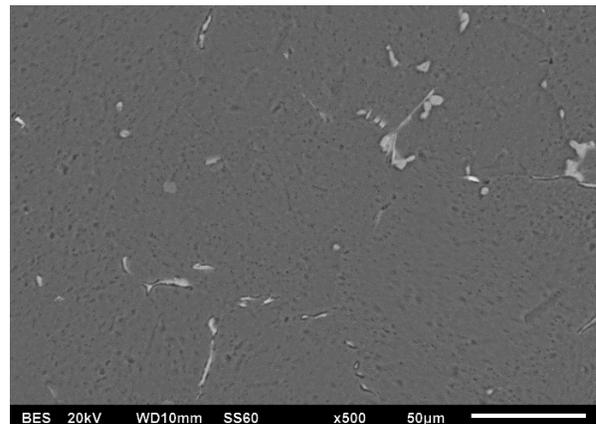
c)



d)



e)



f)

Figura 35 Microscopía electrónica de barrido a 500X de las aleaciones a) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada. b) Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente. c) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciada. d) Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente. e) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. f) Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.

Mapeo químico

En el análisis de composición química se puede observar que después del tratamiento térmico, los elementos aleante tales como vanadio, titanio, zirconio y magnesio continúan en solución y dispersos homogéneamente, Figura 36.

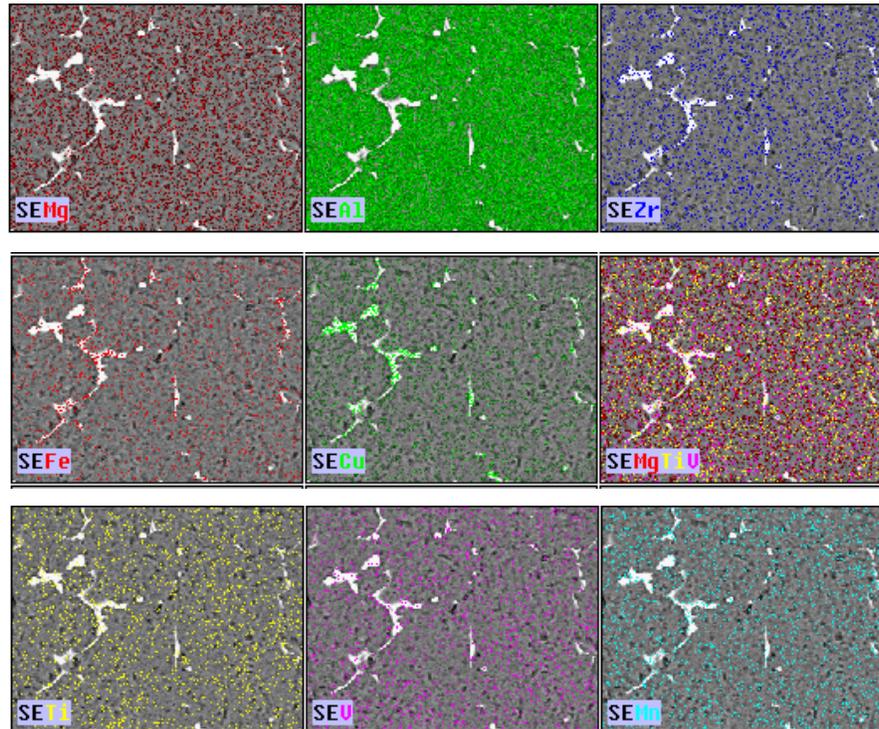


Figura 36 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.

Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con tratamiento térmico T7.

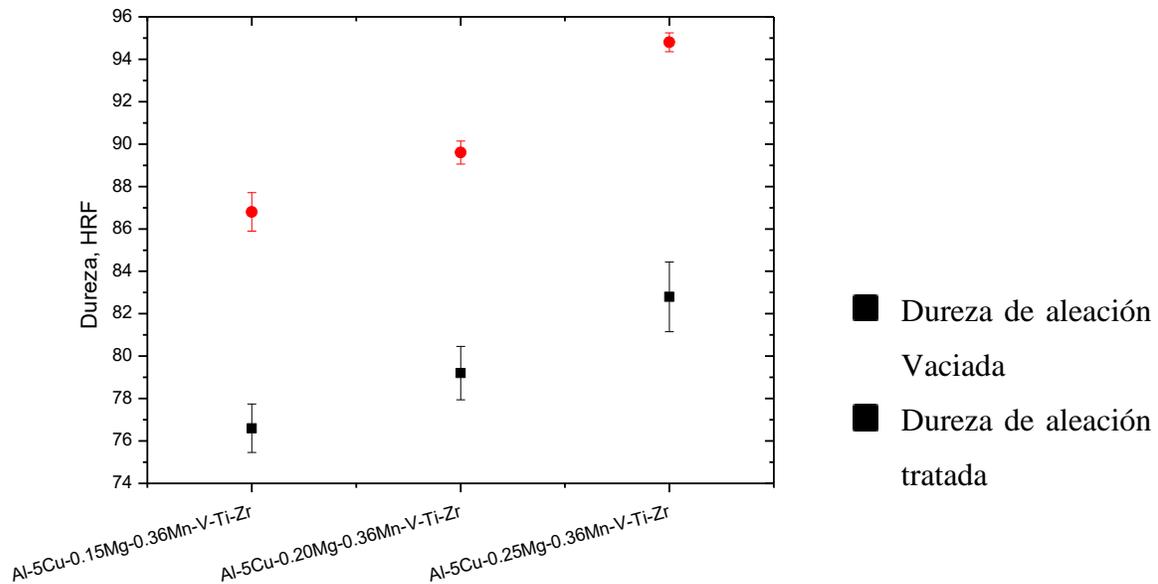


Figura 37 Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr y Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

La figura 37 muestra un aumento en la dureza de la aleación con la adición de magnesio: 0.15% Mg obtiene 76.6 HRF y con la adición de 0.25% Mg de 82.8 HRF, lo que significa un aumento en la dureza del 8%. Esto se atribuye a una disminución en la longitud de las partículas Al_2Cu y Al_2CuMg , así como a que se encuentran dispersas en la matriz.

El tratamiento térmico incremento la dureza en todas las condiciones, aproximadamente un 13% respecto de la condición vaciada. A mayor contenido de magnesio mayor dureza. El incremento en la dureza se debe a que entran en solución las fases Al_2Cu y Al_2CuMg y principalmente al endurecimiento por precipitación.

Esfuerzo a la cedencia al 0.2%

Se observa en la Figura 38 que en la condición tratada térmicamente se obtiene un aumento en el esfuerzo a la cedencia conforme aumenta el porcentaje de magnesio. Con la adición del 0.15 Mg se obtiene 173.24 MPa, 189.27 MPa con la adición del 0.20Mg y 247.84 MPa con la adición del 0.25 Mg, lo que representa un aumento en un 30%, Figura 38.

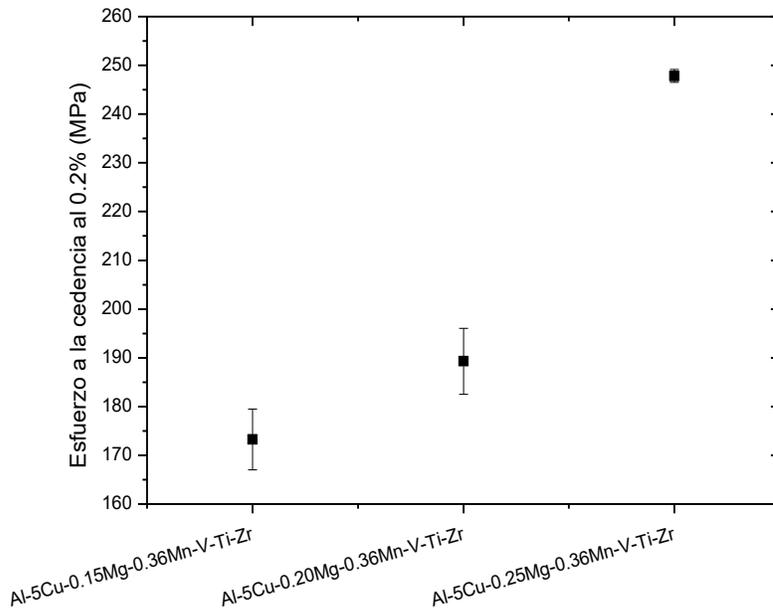


Figura 38 Esfuerzo a la cedencia al 0.2% de las aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr y Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

Resistencia última a la tensión

Se puede observar un aumento en la resistencia última a la tensión a temperatura ambiente desde 290.23 MPa en la aleación con 0.15 Mg, 295.31 en la aleación con 0.20Mg y 323.59 en la aleación con 0.25 Mg, lo que representa un aumento del 11.49% en la aleación con 0.25Mg respecto a la aleación con 0.15 Mg.

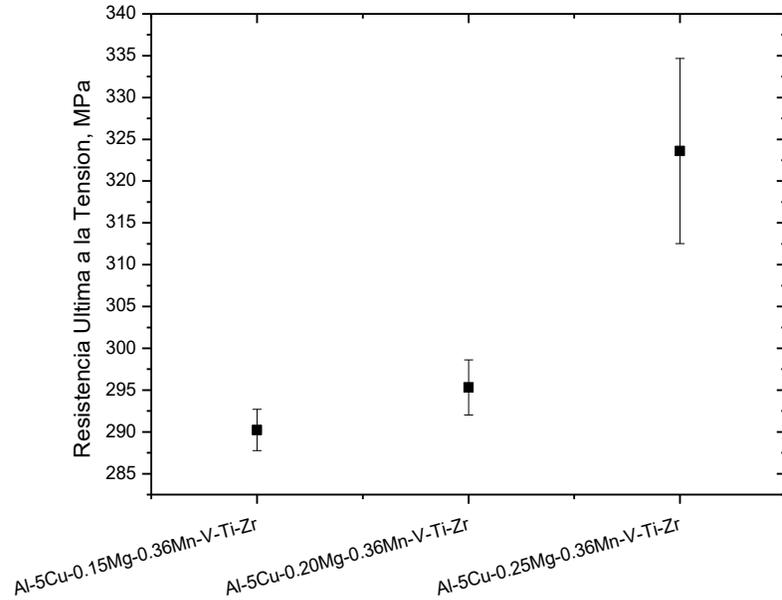


Figura 39 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr y Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratadas térmicamente.

En resumen, el tratamiento térmico aplicado a las aleaciones Al-5Cu- x Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr produjeron un incremento en la dureza del 13%, un incremento en la resistencia a la Cedencia del 13%, así como un incremento del 11.4% en la resistencia última a la tensión, Figura 39. Los resultados muestran que tanto la adición de magnesio como la aplicación del tratamiento térmico T7 fueron favorables y son ampliamente recomendables para obtener un mejor comportamiento mecánico de estas aleaciones.

La aleación que presentó mayor comportamiento mecánico fue la Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

4.2.2 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de x (V-Ti-Zr) en condición de tratamiento térmico.

Se analizó el comportamiento a la fractura de la aleación Al-5Cu-0.36Mn con adición de vanadio, titanio y Zirconio en su condición con tratamiento térmico, mediante microscopía electrónica de barrido y técnica de electrones secundarios, Figura 40, los resultados muestran que con la adición de V, Ti y Zr la aleación presenta una superficie de fractura mayoritariamente dúctil, mostrada por la presencia de microhoyuelos y la disminución de la superficie frágil como la que presenta la condición sin V, Ti y Zr.

La Figura 40 a y c nos muestra en base a tonalidades que principalmente la rotura se dio en límites de grano donde se encuentran las fases Al_2Cu y AlFeSi que son los principales iniciadores de la falla. La Figura 40 c y d nos muestra que la aleación con adición de vanadio titanio y zirconio tiene una mayor elongación que la aleación Al-5Cu-0.36Mn .

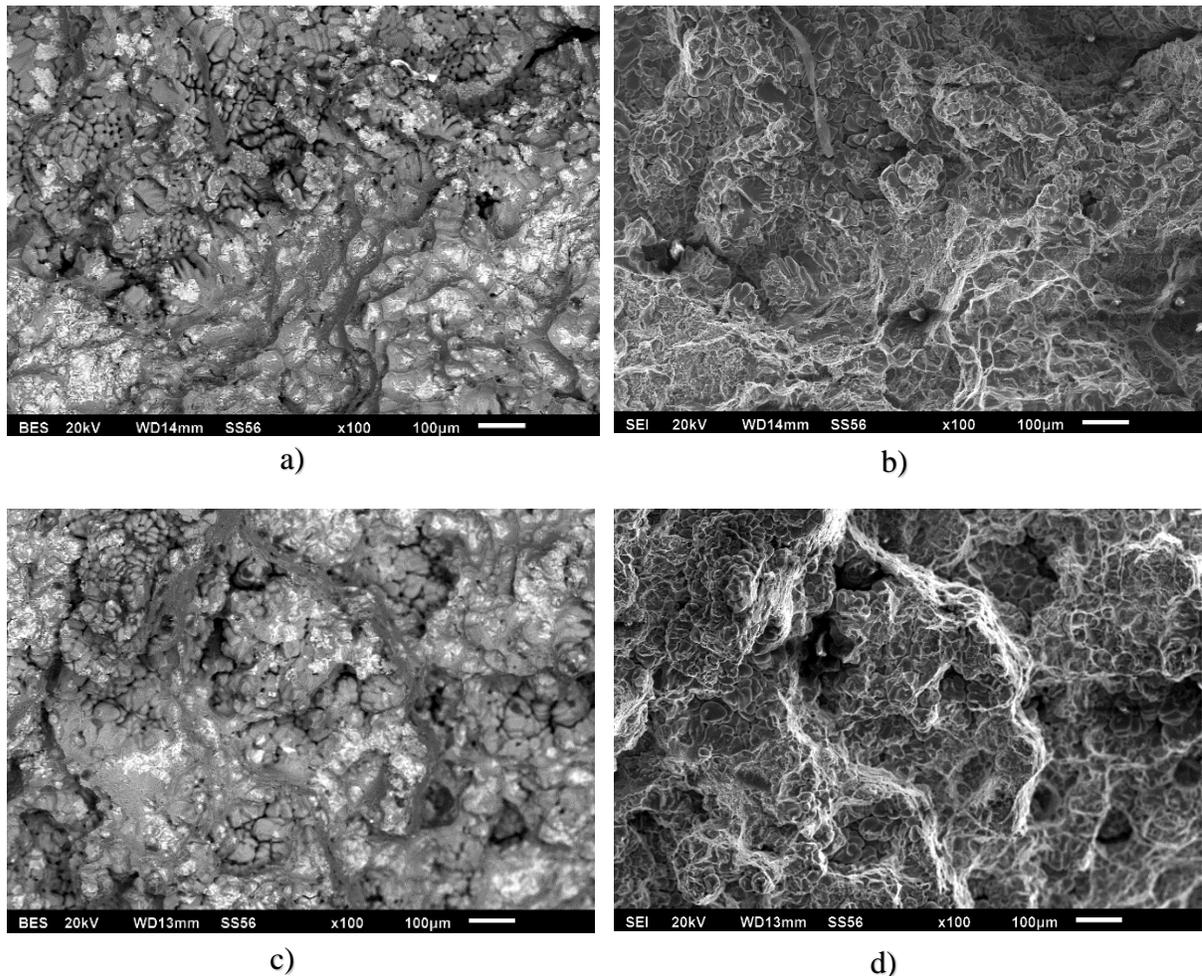


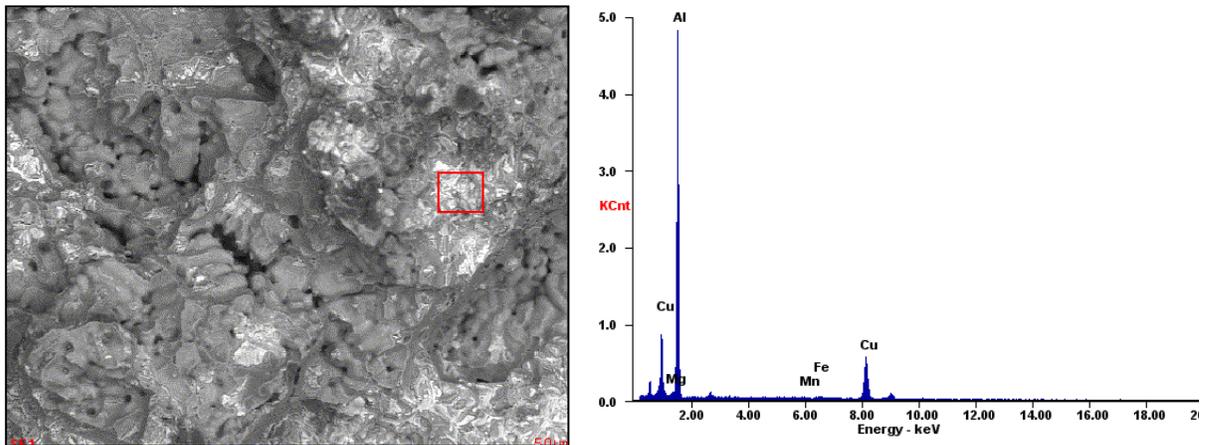
Figura 40 a) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por BES b) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por SEI. c) Fractografía de aleación $\text{Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr}$ obtenida por BES d) Fractografía de aleación $\text{Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr}$ obtenida por SEI.

4.2.3 Comportamiento a la fractura de las aleaciones $\text{Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr}$ con adiciones de $x\text{Mg}$ en condición de tratamiento térmico.

En la fractografía en las aleaciones con adición de magnesio, figura 41, podemos observar que en la superficie de fractura el análisis por EDX muestra la presencia de elementos como Al, Cu,

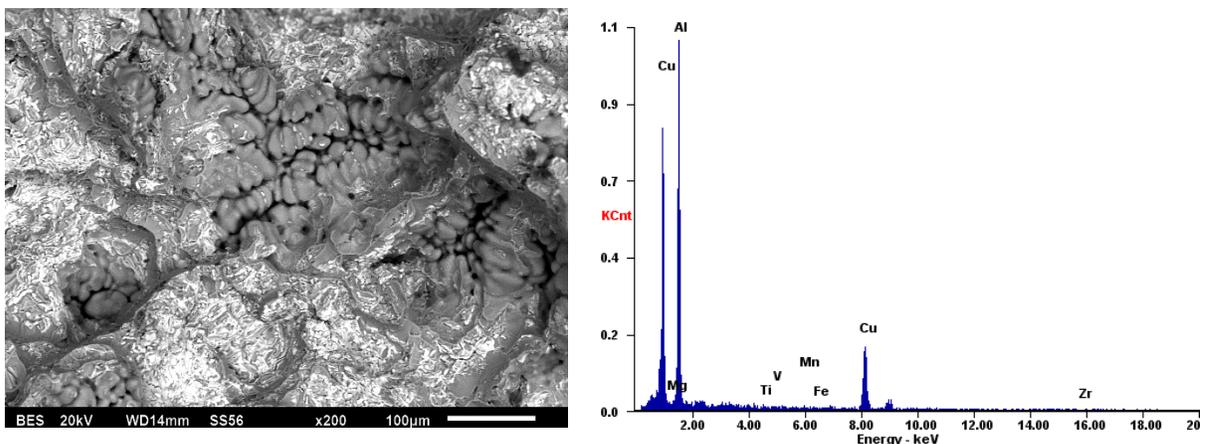
Mn, Mg y Fe, lo que supone la participación de fases Al_2Cu y Al_2CuMg como principales inductores de la fractura.

Por otra parte, en la condición $\text{Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr}$ con 0.25Mg , el análisis por EDX de la superficie de fractura, presenta la presencia de elementos Al, Cu, Mn, Mg Fe, y la de V, Ti y Zr. Lo que supone la participación la superficie de fractura de fases Al_2Cu y Al_2CuMg , Figura 42.



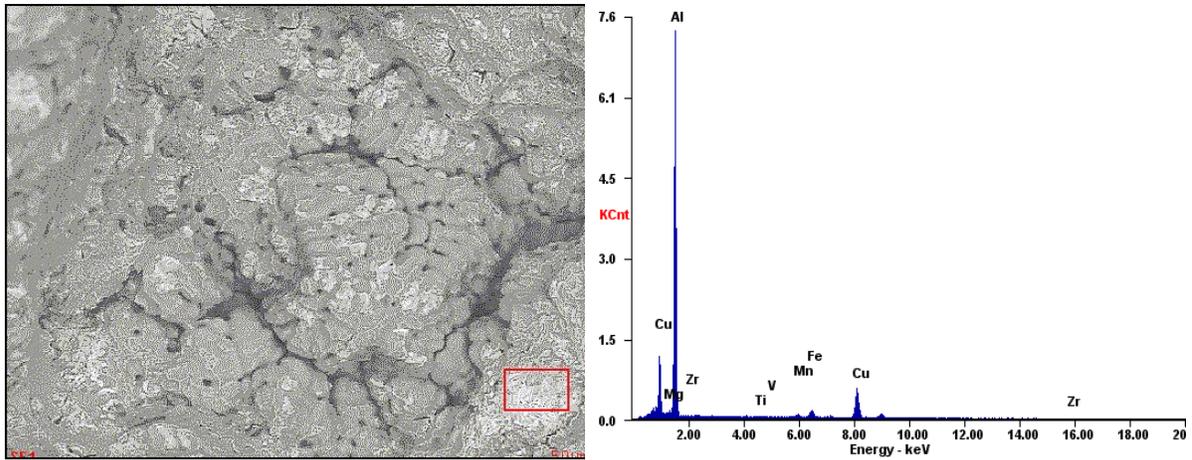
a)

b)



c)

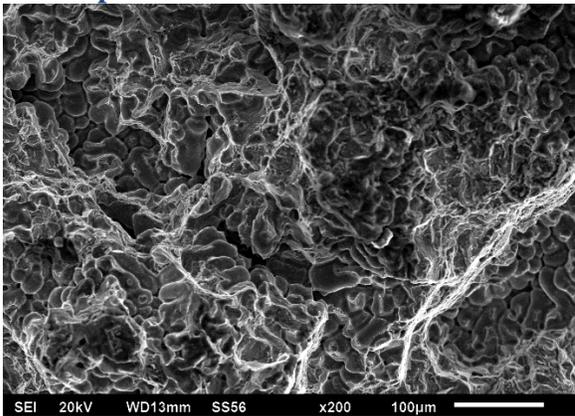
d)



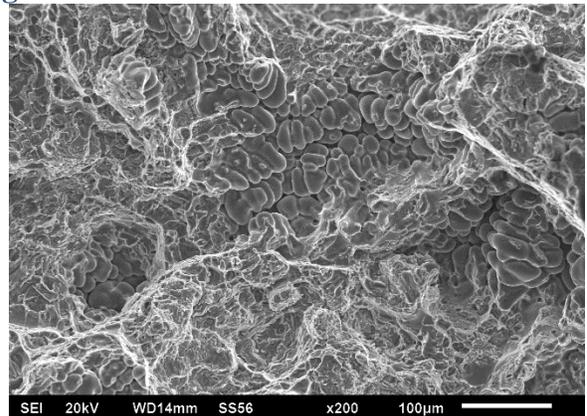
e)

f)

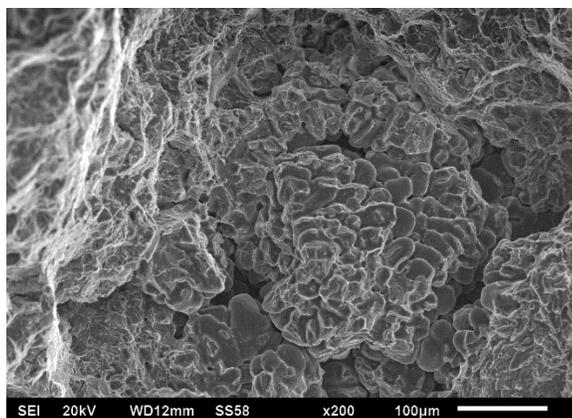
Figura 41 a) Análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. b) EDX del análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.15Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) Análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. d) EDX del análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.20Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. e) Análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. f) EDX del análisis puntual de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.



a)



b)



c)

Figura 42 a) Fractografía de aleación con 0.15Mg obtenida por SEI. b) Fractografía de aleación con 0.15Mg obtenida por SEI. c) Fractografía de aleación con 0.15Mg obtenida por SEI

4.2.4 Estudio de desgaste seco deslizante en aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de $x(V-Ti-Zr)$ y xMg en condiciones de vaciado y con tratamiento térmico.

Como se observa en la Figura 43 con la aplicación del tratamiento térmico se obtiene una mejora en sus propiedades de dureza al igual que con la adición de vanadio, titanio y zirconio se tiene una mejora en su dureza y con la adición del 0.20 Mg se obtiene una mejora mayor.

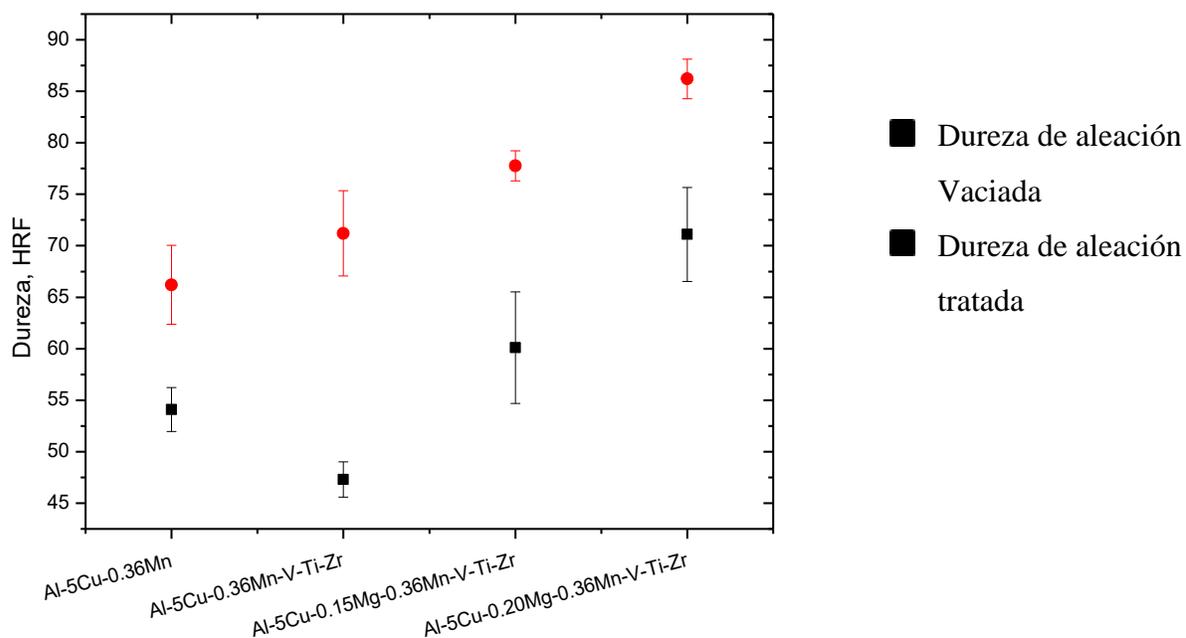


Figura 43 Dureza de aleaciones para desgaste

4.2.5 Estudio de desgaste seco deslizante en aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de $x(V-Ti-Zr)$ y xMg en condiciones de vaciado y con tratamiento térmico.

Los resultados de las pruebas de desgaste seco deslizante en la aleación Al-5Cu-0.36Mn al añadir V, Ti, Zr y Mg se presentan en la Figura 44 se observa que a mayores distancias recorridas se tiene un mayor desgaste, las 4 aleaciones probadas a los 600 m recorridos se encuentran entre $10 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$.

En primer lugar, se observa que la adición de V, Ti y Zr en la aleación Al-5Cu-0.36Mn, es favorable para la reducción del desgaste de la aleación. También se puede observar claramente que el tratamiento térmico de todas las condiciones mejora el comportamiento al desgaste de la aleación a reducir de manera importante el desgaste, analizado como velocidad de desgaste.

Los resultados muestran que la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente presentó la menor velocidad de desgaste.

En el desgaste en base a g/m como se muestra en la Figura 45 se obtuvo una reacción similar, se encontró un desgaste aproximado entre $2 \times 10^{-6} \text{ g}/\text{m}$ y $4 \times 10^{-6} \text{ g}/\text{m}$ para las 4 aleaciones una vez recorrido 600 m, la aleación con la adición de vanadio, titanio y zirconio continua siendo la más apta para el desgaste.

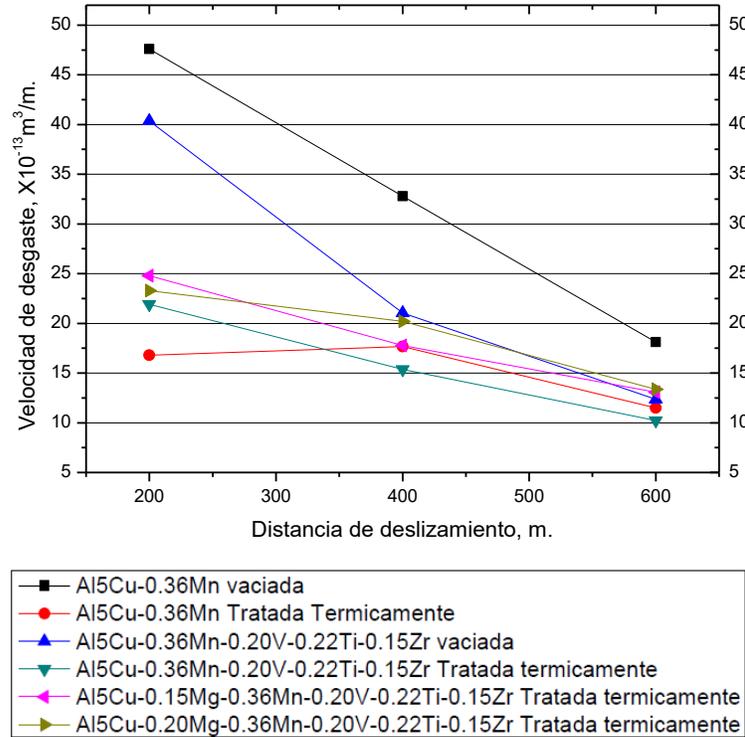


Figura 44 Resultados de la prueba de desgaste expresado como velocidad de desgaste, m^3/m .

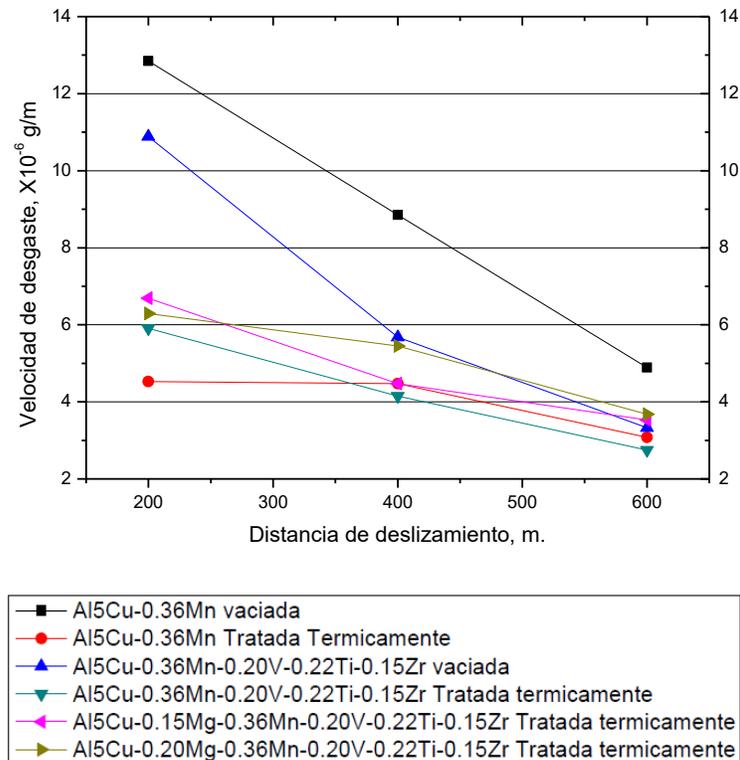


Figura 45 Resultados de la prueba de desgaste expresado como velocidad de desgaste, g/m.

4.3 COMPORTAMIENTO MECÁNICO A ALTAS TEMPERATURAS

4.3.1 Efecto del envejecido a 250 y 300°C durante 100 horas, sobre la microestructura en las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr).

Microscopía electrónica de Barrido

Presenta una microestructura celular característica de las aleaciones de la serie 2XX del sistema Al-Cu, se presenta un matriz de aluminio (α) formando celdas rodeadas por precipitados ricos en cobre Al_2Cu en las fronteras de grano. En las condiciones Al-5Cu-0.36Mn con y sin V, Ti y Zr, envejecidas 100 h a 250y 300 °C el análisis por EDX mostro la presencia de fases Al_2Cu , como se menciona en el estudio realizado por A. Mandal y M.M. Makhlouf [21].

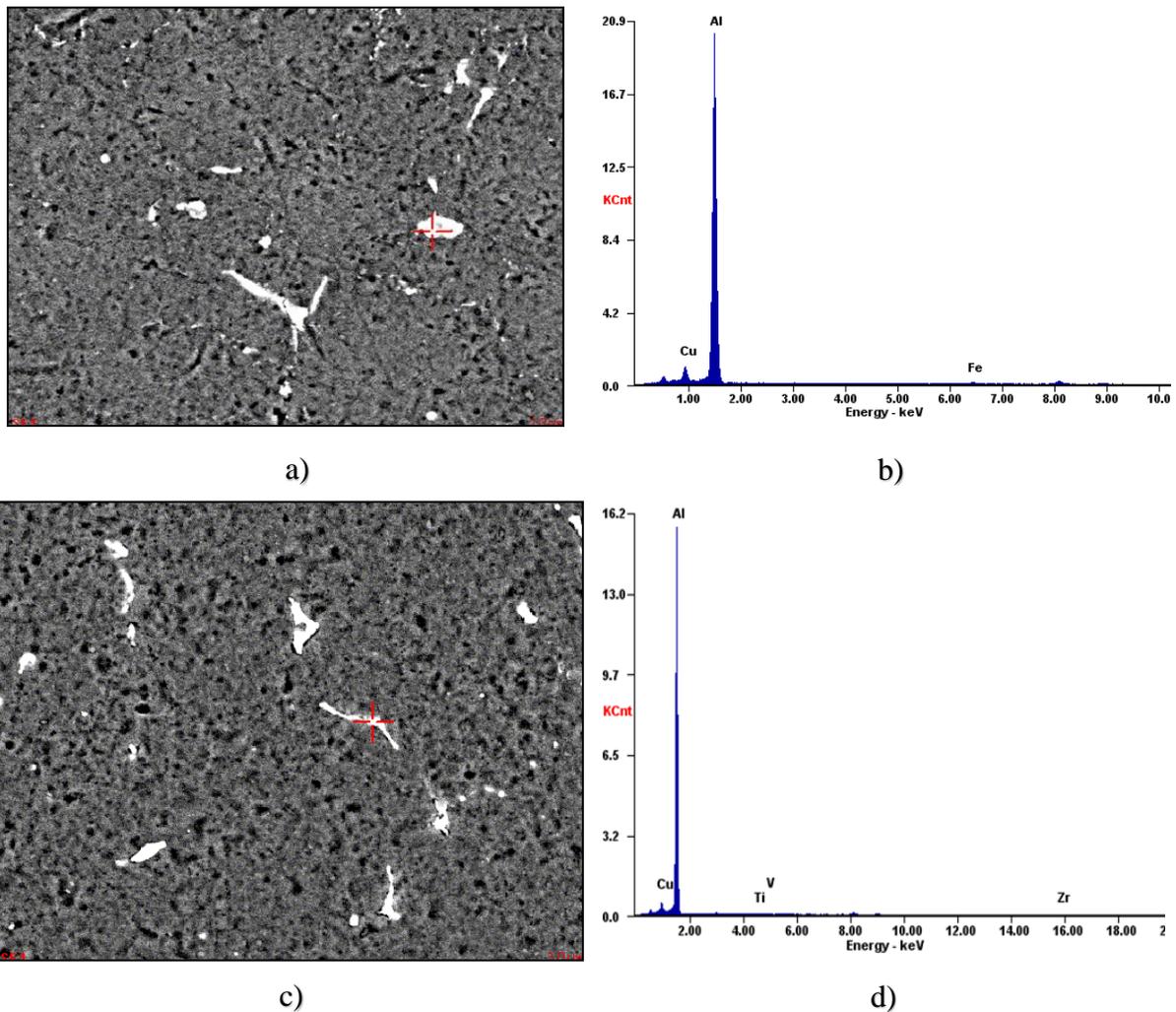


Figura 46 Microscopía electrónica de barrido a 1000X de aleaciones tratadas térmicamente con post envejecido a 250°C. a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr

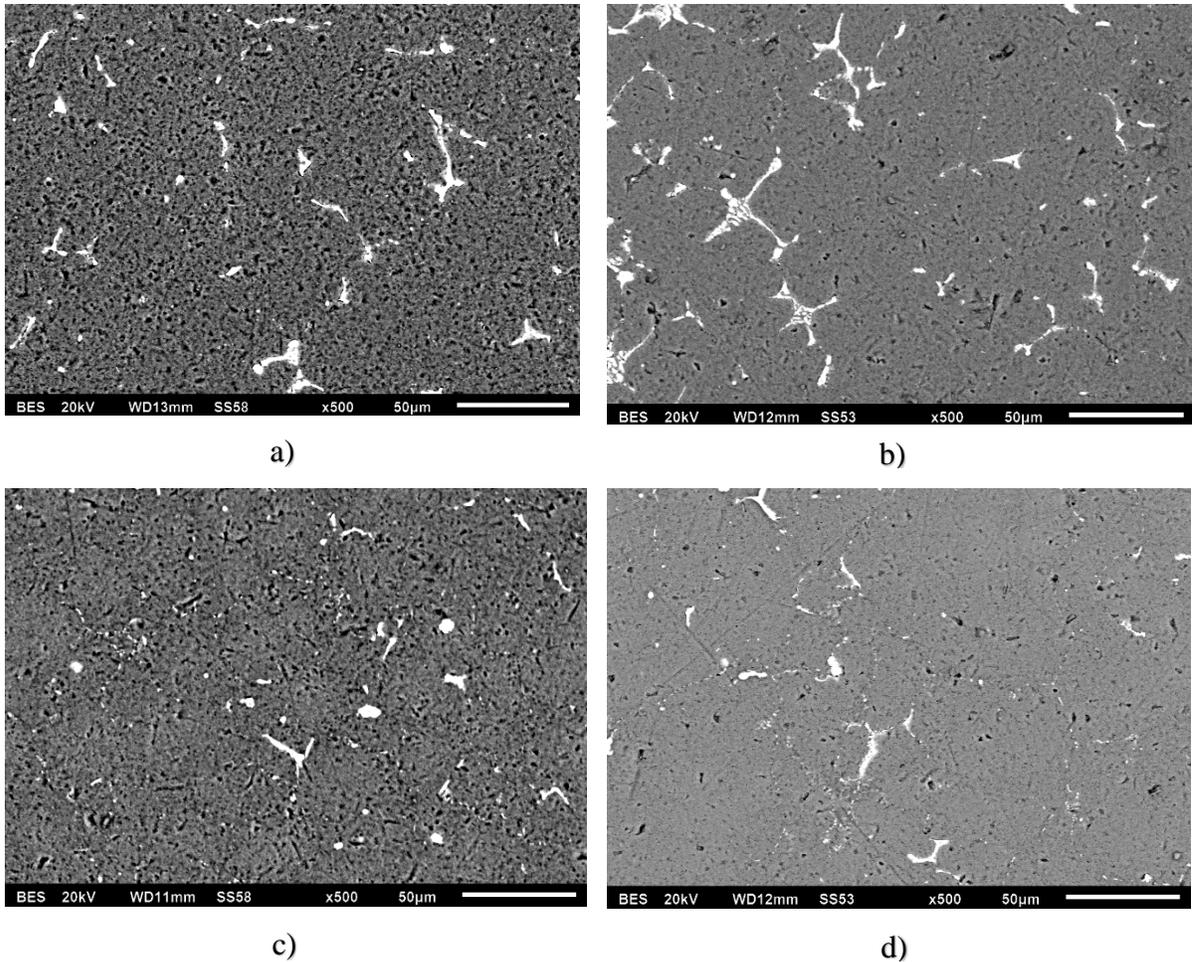


Figura 47 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente. a) Al-5Cu-0.36Mn. b) Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

El tratamiento térmico de envejecido 100 hrs tratadas térmicamente en la produjo un engrosamiento de las fases Al_2Cu en ambas aleaciones, Figura 47 a-c, lo que supone una caída en las propiedades mecánicas por sobre envejecido.

Presencia de V, Ti y Zr en la aleación Al-5Cu-0.36Mn con post envejecido a 250 °C a 100 hrs.

Para este estudio fue importante determinar el rol del V, Ti y Zr en la aleación en la condición vaciada como con tratamiento térmico, por lo que se hizo un mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr en condición de post envejecido, los resultados muestran que se encuentran dispersos en toda la microestructura, posiblemente como dispersoides que contribuirán a mantener la resistencia mecánica de la aleación a altas temperaturas y en condición de sobre envejecido, Figura 48.

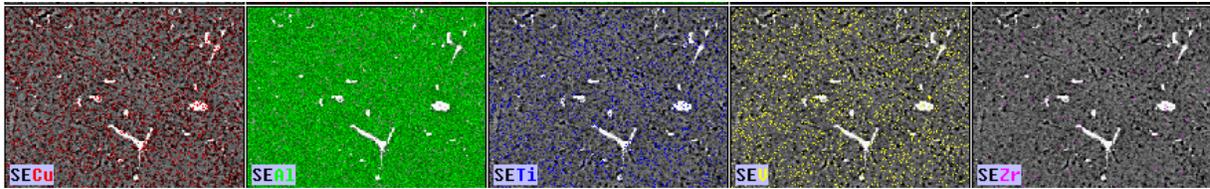


Figura 48 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente con post envejecido a 250°C, 100 h.

4.3.2 Comportamiento mecánico a alta temperatura

Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr aplicando post envejecido a 250 y 300 °C.

El efecto de la adición de V, Ti y Zr y el efecto del post envejecido a 250 y 300 °C en la aleación Al-5Cu-0.36Mn. Las aleaciones con V, Ti Zr mostraron mayor dureza en ambas condiciones. Así mismo se muestra que el post envejecido a mayor temperatura, 300 °C, reduce la dureza.

En la Figura 49 se puede observar una caída de dureza para la aleación Al-5Cu-0.36Mn desde 77.6 HRF vaciada hasta 70.6 tratada térmicamente lo que representa el 9.02 %, al igual que en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr desde 82.16 vaciada hasta 75.4 tratada térmicamente lo que representa el 8.22 %.

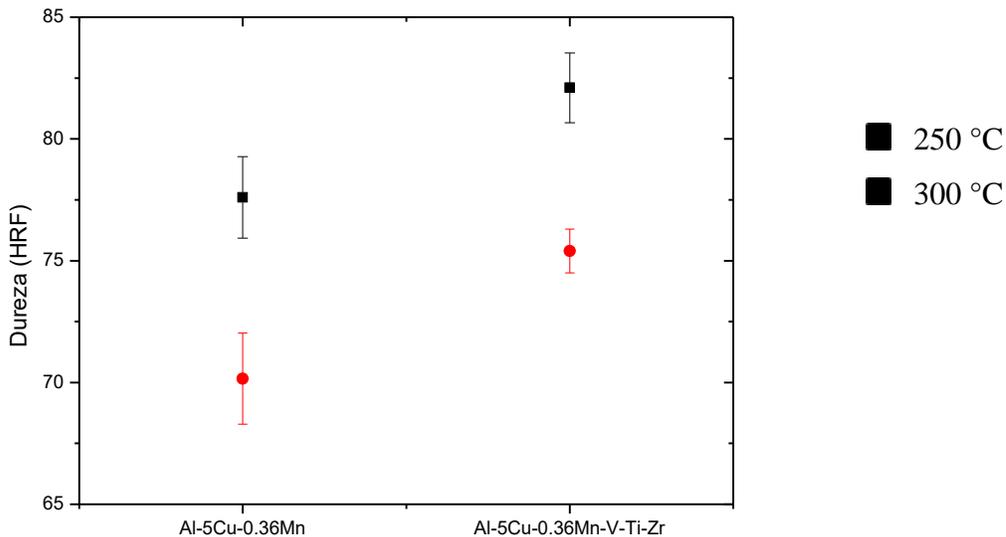


Figura 49 Durezas de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr

Resistencia última a la tensión

Los resultados muestran que el incremento de la temperatura de ensayo y el envejecido ocasionan una disminución en la resistencia a la tensión y resistencia a la cedencia en ambas aleaciones. También se puede observar que la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr presenta mayores propiedades mecánicas a alta temperatura en comparación con la aleación Al-5Cu-Mn sin adición de V, Ti y Zr

Se puede observar una caída en la resistencia última a la tensión de 24 MPa entre el post envejecido de 250 ° y 300 °C en la aleación Al-5Cu-0.36Mn, lo que representa una caída en porcentaje de 27.9 %. Mientras que en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr la caída fue de 45.26 MPa, correspondiente al 33.7%, Figura 50.

A pesar de que se muestra una caída mayor en la aleación con V, Ti y Zr, los valores de resistencia a la tensión alcanzados en las temperaturas de 250°C y 300°C, son mayores, lo que permite una caída mayor sin afectación.

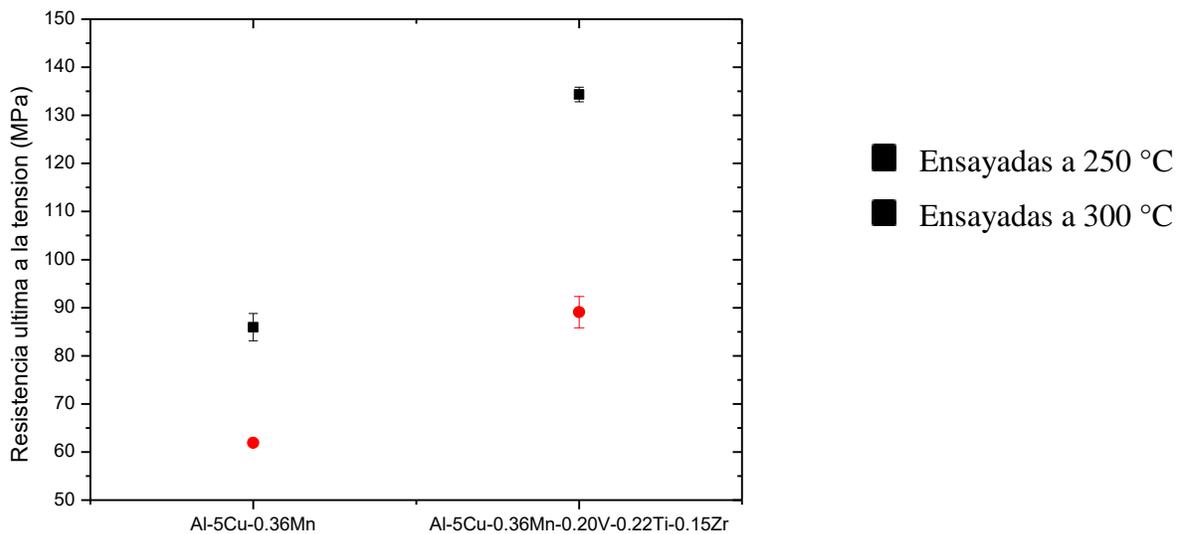


Figura 50 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas. Esfuerzo a la cedencia al 0.2%

Existe una caída en el esfuerzo a la cedencia al 0.2% con el post envejecido por 100 h a 250 y 300 °C, en la aleación Al-5Cu-0.36Mn tiene una caída en sus propiedades del 30.55% y en la aleación con vanadio, titanio y zirconio tiene una caída del 33.53 %, Figura 51.

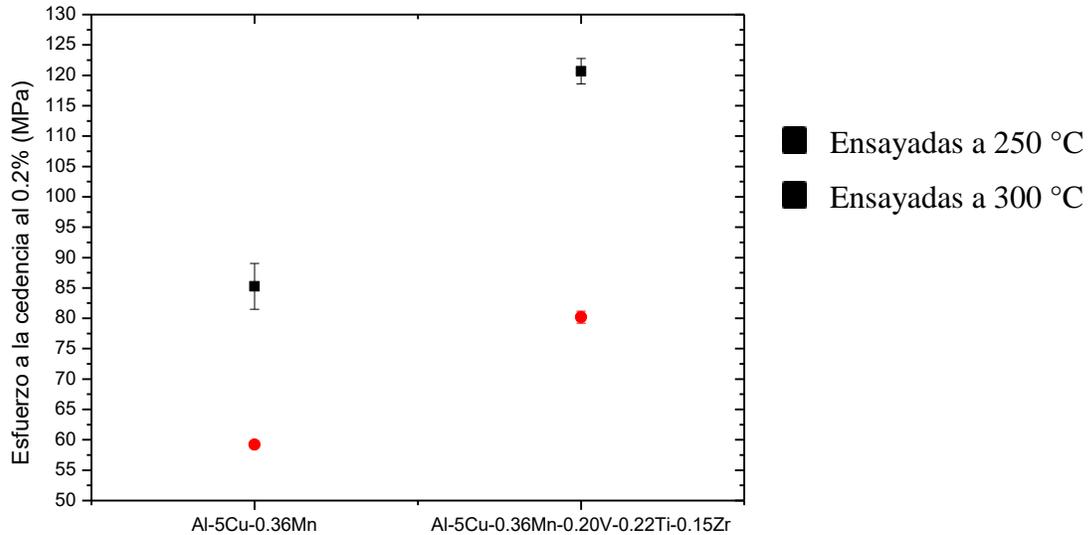


Figura 51 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn y Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.

4.3.3 Efecto de la adición de magnesio a la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr en condición vaciada.

Microscopía electrónica de barrido de las aleaciones con post envejecido

Con el post envejecido a 250°C se comienza el engrosamiento y agrandamiento de las fases Al₂Cu y Al₂CuMg y con el post envejecido a 300 °C aún en una cantidad mayor comienzan a concentrarse principalmente en las fronteras de grano, Figura 52.

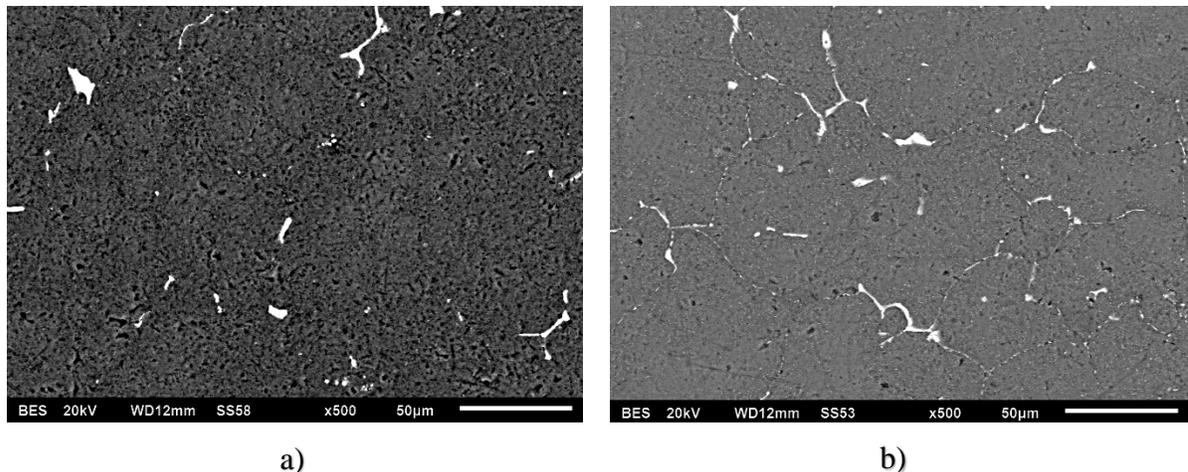
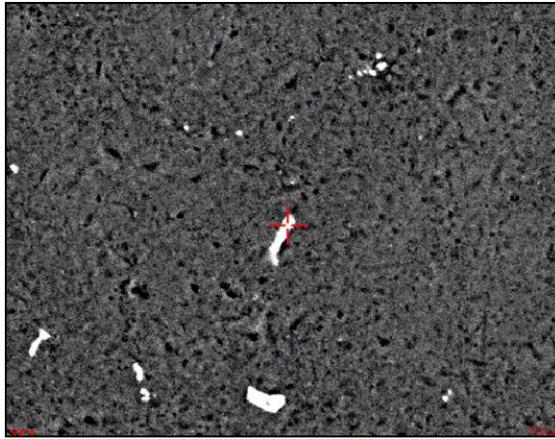
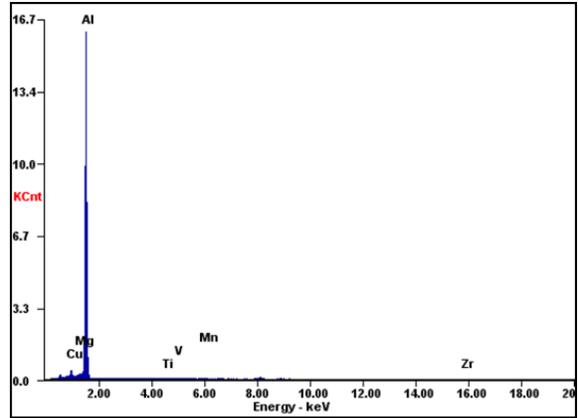


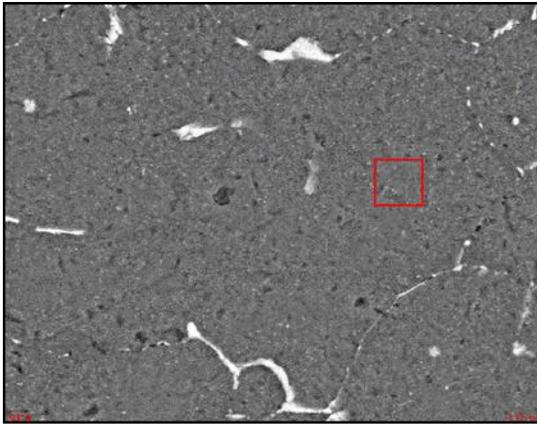
Figura 52 Microscopía electrónica de barrido de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.25Mg-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. a) con post envejecido a 250 °C. b) con post envejecido a 300 °C.



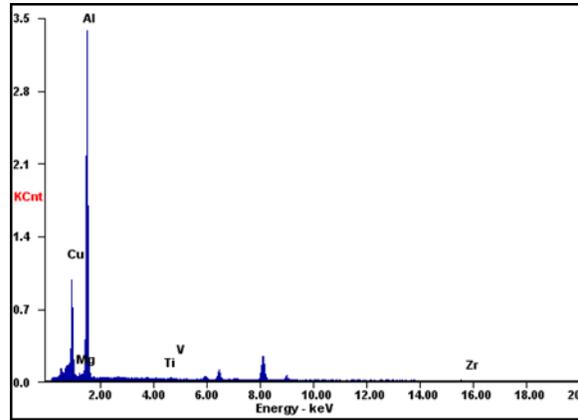
a)



b)



c)



d)

Figura 53 a) Microscopía electrónica de barrido a 1000X de la aleación vaciadas Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250°C. b) EDX de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250°C. c) Microscopía electrónica de barrido a 1000X de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 300°C. d) EDX de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 300°C.

Mapeo químico

Los elementos como el titanio, vanadio y zirconio se encuentran en solución y dispersos homogéneamente, Aunque algunos de los elementos como cobre y magnesio se encuentran presentes en las fases Al_2Cu y Al_2CuMg , Figura 54.

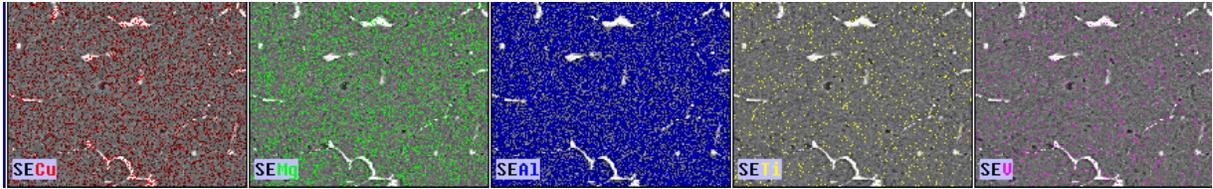


Figura 54 Mapeo químico de la aleación Al-5Cu-0.25Mg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250 °C.

4.3.4 Comportamiento mecánico a altas temperaturas de las aleaciones Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con adiciones de x Mg, en condición de envejecidas a 250 y 300°C durante 100 horas.

Efecto del post envejecido en las propiedades mecánicas

Como ocurrió en el caso de la resistencia a la tensión de la aleación Al-5Cu-0.36Mn del incremento de la temperatura ocasiono una caída en el esfuerzo a la cedencia

Existe una caída en el esfuerzo a la cedencia al 0.2% con el post envejecido por 100 h a 250 y 300 °C, en la aleación con 0.15Mg tiene una caída de 145.7 MPa hasta 68.3 MPa, lo que representa una caída del 53.2 %.

En la aleación con 0.20 Mg tiene una caída de 129 MPa hasta 67.3 MPa lo que representa una caída del 52.1%.

En la aleación con 0.25Mg tiene una caída de 147.3 MPa hasta 89.6 MPa lo que representa una caída del 39.1%.

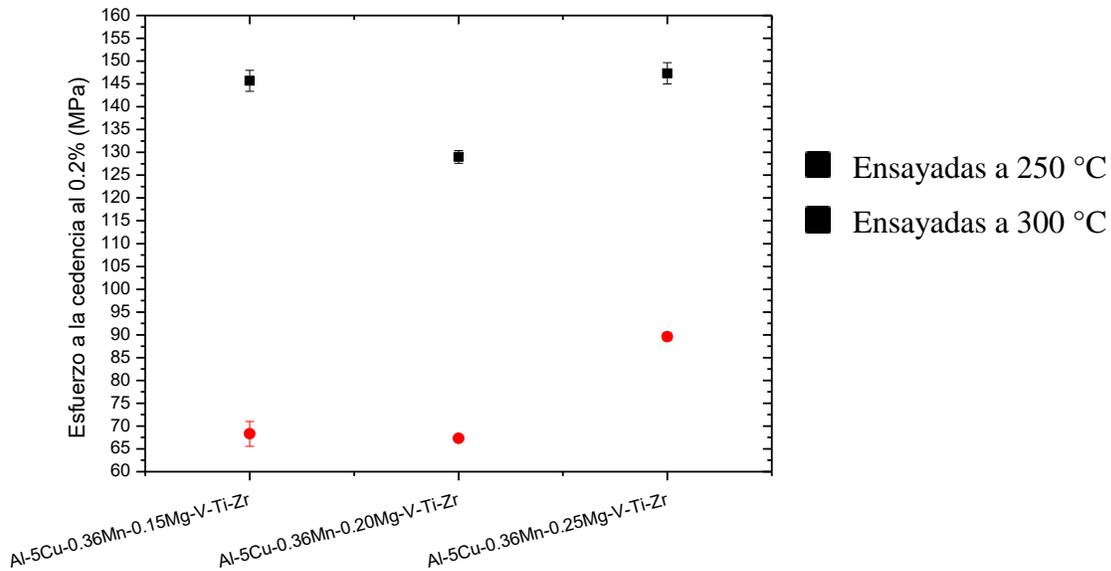


Figura 55 Esfuerzo de cedencia al 0.2% para las siete aleaciones de aluminio con post envejecido a 250 °C y 300 °C.

La figura 55 muestra que la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr con adición 0.25Mg presenta la mayor resistencia a la cedencia que las aleaciones con menor contenido de Mg en ambas temperaturas de envejecido y de ensayo.

Resistencia última a la tensión

Existe una caída en la resistencia última a la tensión con el post envejecido por 100 h a 250 y 300 °C, en la aleación con 0.15Mg tiene una caída de 153 MPa hasta 77.7 MPa, lo que representa una caída del 49.2%.

En la aleación con 0.20 Mg tiene una caída de 145 MPa hasta 75.6 MPa, lo que representa una caída del 47.8%.

En la aleación con 0.25Mg tiene una caída de 158.66 MPa hasta 93.63 MPa, lo que representa una caída del 39.06%.

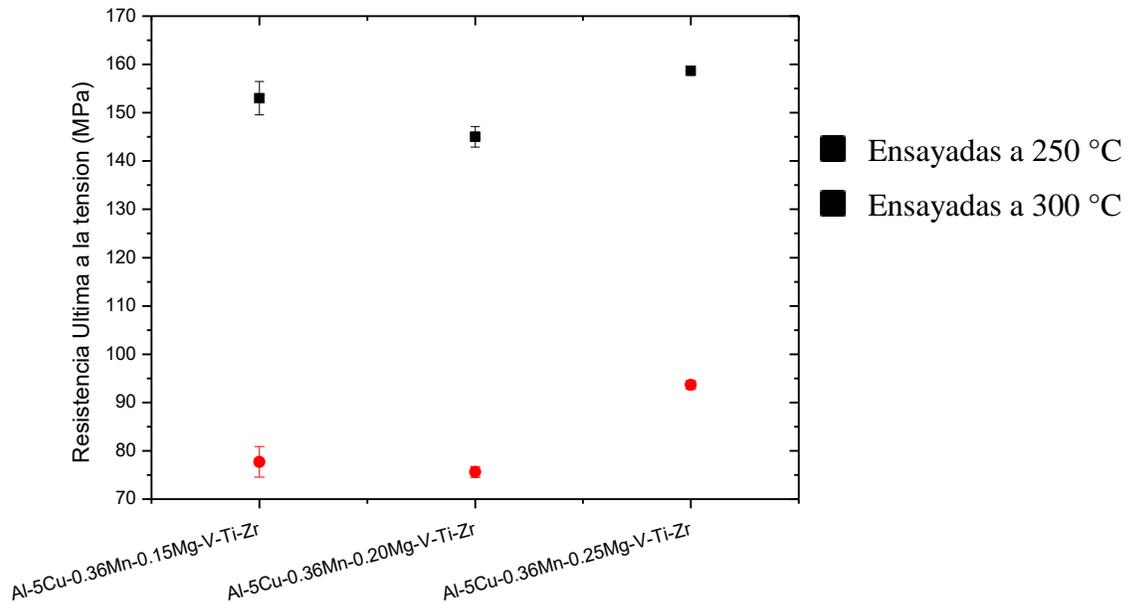


Figura 56 Resistencia última a la tensión de las aleaciones ensayadas a altas temperaturas

Los resultados anteriores muestran que la adición de Mg a la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr fue favorable pues incrementaron su comportamiento mecánico a altas temperaturas sin embargo fue la adición de 0.25Mg la mejor, Figura 56.

4.4 Índice de calidad

Se determinó el índice de calidad de todas las aleaciones investigadas y sus resultados se muestran en la figura 57. Se observa que la adición de V, Ti y Zr en la aleación Al-5Cu-0.36Mn incrementó el índice de calidad en ambas temperaturas de ensayo. Por lo que respecta a la adición de Mg en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr también presentó un incremento en su índice de calidad en ambas temperaturas de ensayo, siendo la adición de 0.25Mg la mejor condición.

El índice de calidad disminuye en mayor proporción con el post envejecido a 300 °C, con la adición de vanadio, titanio y zirconio tiene un índice de calidad de 205.86 con post envejecido a 250 °C y 170.68 con post envejecido a 300 °C y con la adición de 0.25Mg se tiene un índice de calidad de 249.78 con post envejecido de 250 °C y de 201.03 con post envejecido a 300 °C.

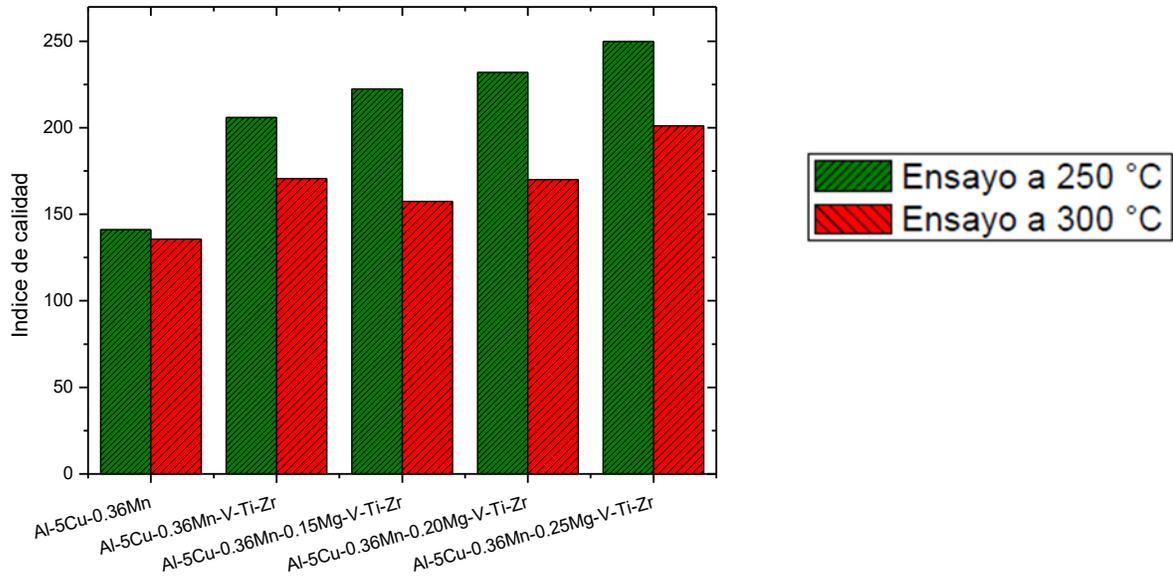
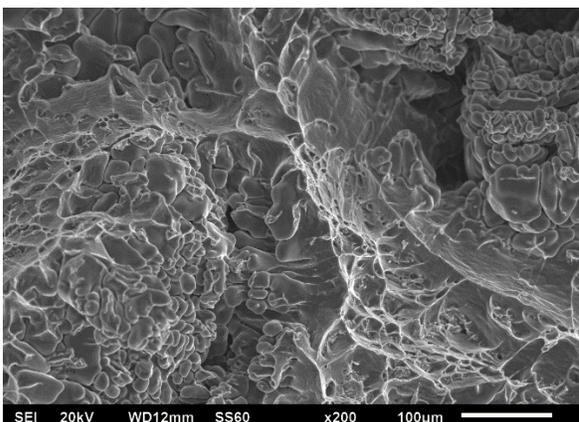


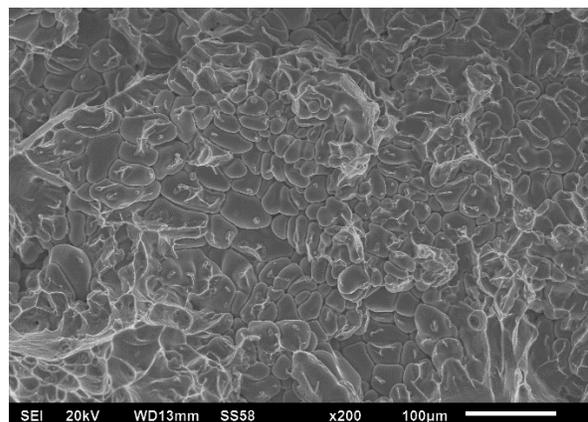
Figura 57 Índice de calidad de las aleaciones con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.

4.5 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-5Cu-0.34Mn con adiciones de V-Ti-Zr en condición de tratamiento térmico y post envejecido durante 100 h.

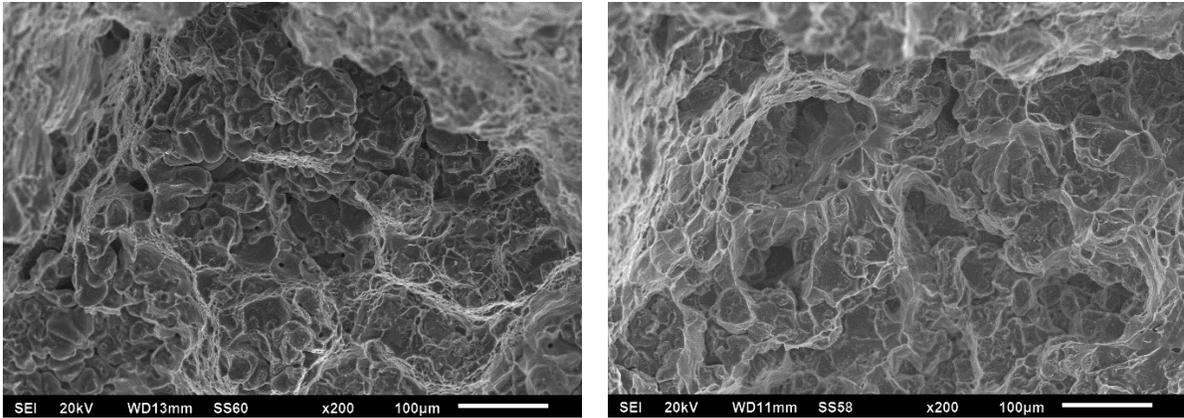
La superficie de fractura de la aleación Al-5Cu-0.36Mn ensayada a 250°C es del tipo mixto dúctil-frágil, mientras que la superficie de fractura ensayada a 300°C presenta una tendencia a fractura dúctil, Figura 58 a y b.



a)



b)



c)

d)

Figura 58 a) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 250 °C. b) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 300 C. c) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 250 °C. d) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI ensayada y con post envejecido a 300 C.7

En la superficie de fractura de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr ensayada a 250°C semi dúctil, mientras que a 300 °C hay una mayor presencia de microhoyuelos característico de una fractura dúctil, Figura 58 c y d.

4.6 Fractura de aleaciones Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con adición de magnesio con post envejecido a 100 hrs.

En la superficie de fractura de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr con la adición de 0.15 Mg ensayada a 250°C es del tipo semi dúctil, mientras que a 300 °C muestra una fractura dúctil con menor tamaño dendrítico, figura 59 a y b.

En la superficie de fractura de la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr con la adición de 0.20 Mg ensayada a 250°C muestra un tamaño dendrítico pequeño, con algunas partes que presentan fractura dúctil, mientras que a 300 °C muestra con un tamaño detrítico menor y mayor superficie de fractura dúctil, figura 59 c y d.

La aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr con la adición de 0.25 Mg ensayada a 250°C muestra un tamaño dendrítico menor que el de las condiciones con 0.15 Mg y 0.20 Mg, presentando también una mayor superficie de fractura dúctil, en tanto a 250°C como a 300 °C, figura 59 e y f.

En resumen, las observaciones muestran que la adición de magnesio además de incrementar la resistencia a la tensión y a la cedencia mejora la ductilidad, lo que se ve reflejado en la presencia de mayor superficie de fractura dúctil en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr.

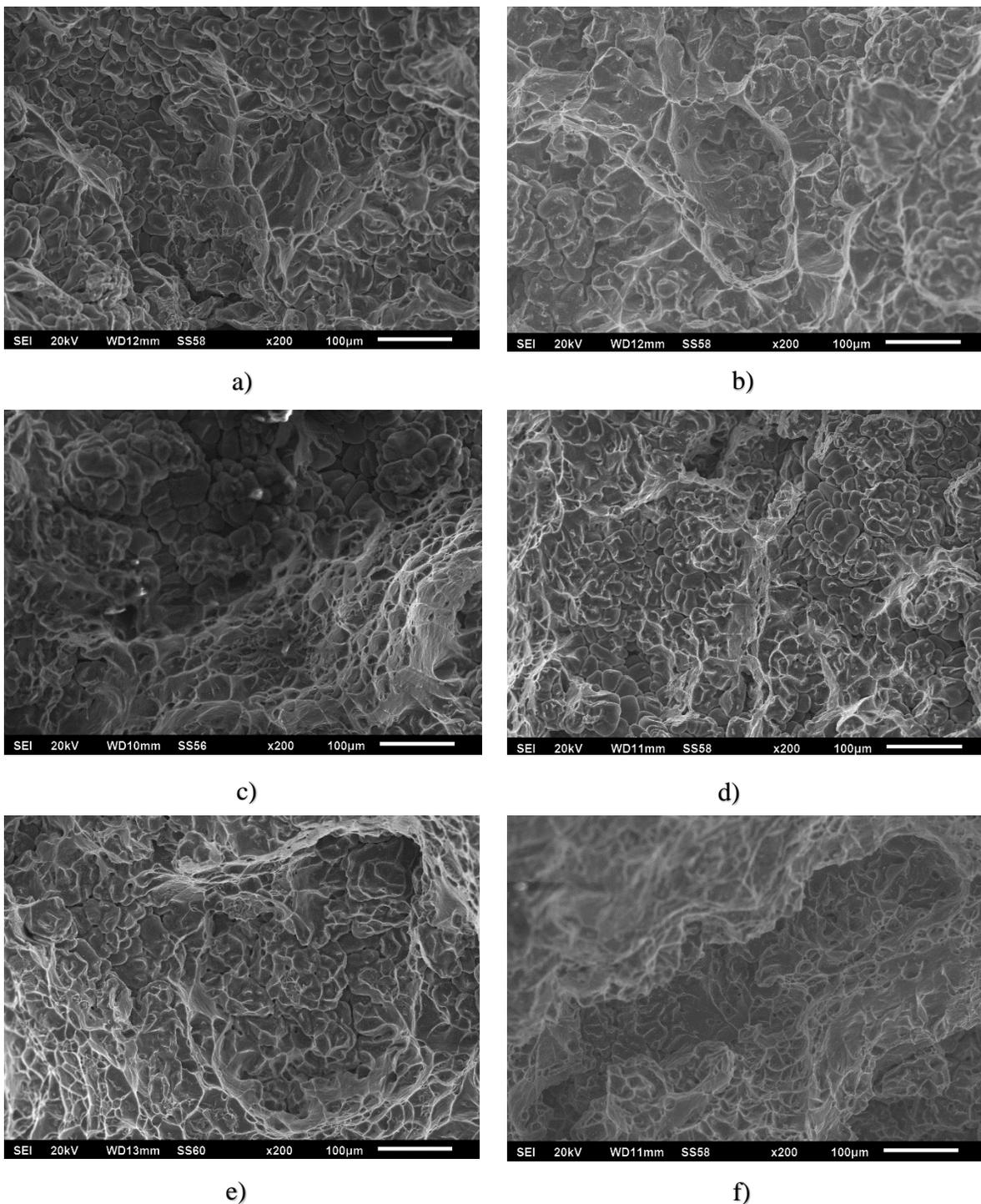


Figura 59 Fractografías obtenidas por SEI a) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.15Mg-V-Ti-Zr ensayada a 250 °C b) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.15Mg-

V-Ti-Zr ensayada a 300 °C. c) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20Mg-V-Ti-Zr SEI ensayada a 250 °C. d) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.20Mg-V-Ti-Zr ensayada a 300 °C. e) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.25Mg-0V-Ti-Zr ensayada a 250 °C. f) Fractografía de aleación Al-5Cu-0.36Mn-0.25Mg-V-Ti-Zr ensayada a 250 °C.

4.7 Aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn

4.7.1 Efecto de la adición de V, Ti y Zr en la microestructura y comportamiento mecánico de la aleación vaciada Al-7Si-4Cu-0.16Mn.

Microscopía óptica

La aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn tiene una microestructura dendrítica, matriz de aluminio con partículas eutécticas de AlSi y Al₂Cu e intermetálicos AlFeSi localizadas ambas en lugares interdendríticos. La adición de los elementos dispersoides como son: Vanadio, titanio y Zirconio modifican la microestructura como se puede observar en la, Figura 60. Las partículas de silicio se encuentran más finas y dispersas.

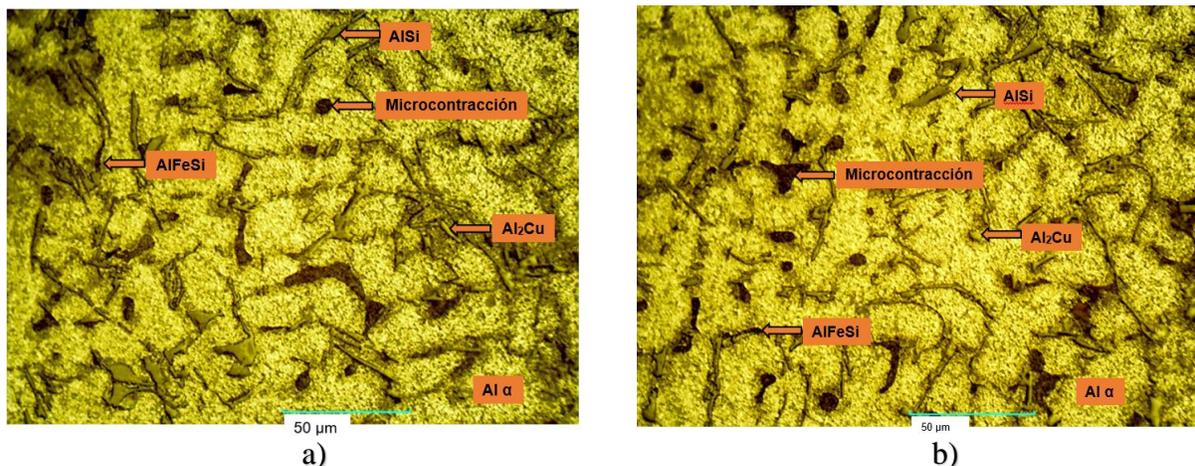
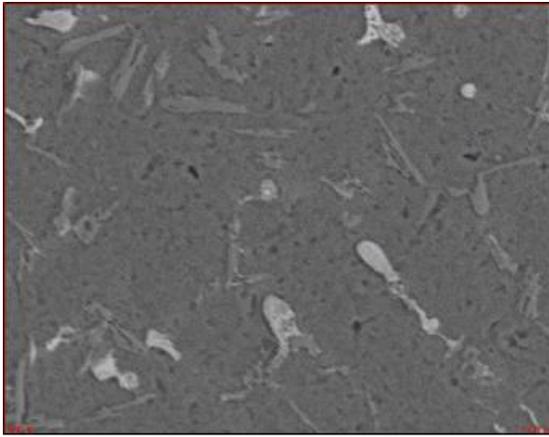


Figura 60 Micrografías de las aleaciones a 500X vaciadas: a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

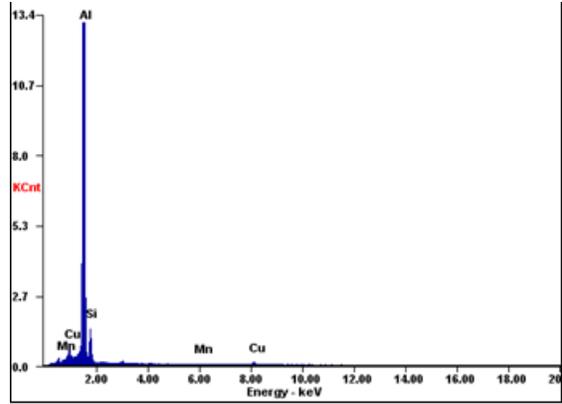
Microscopía electrónica de Barrido

Se realizó microscopía electrónica de barrido y EDX de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y la misma aleación, pero con adición de -0.20V-0.22Ti-0.15Zr, para determinar las fases presentes y su distribución.

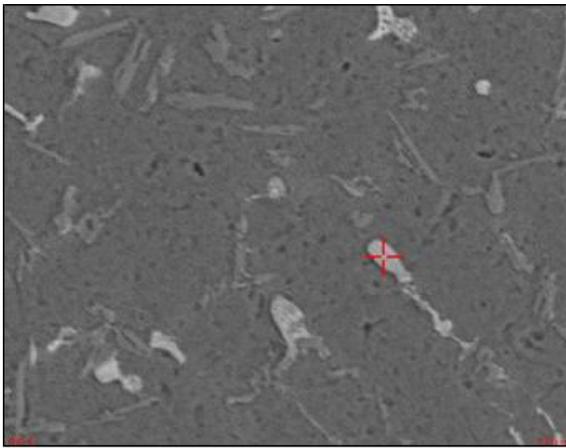
La adición de vanadio, titanio y zirconio en la aleación aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn modificó la forma, tamaño de las partículas AlSi y Al₂Cu, Figura 6.



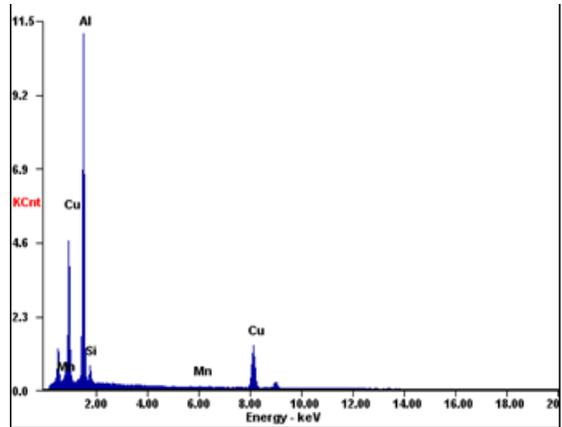
a)



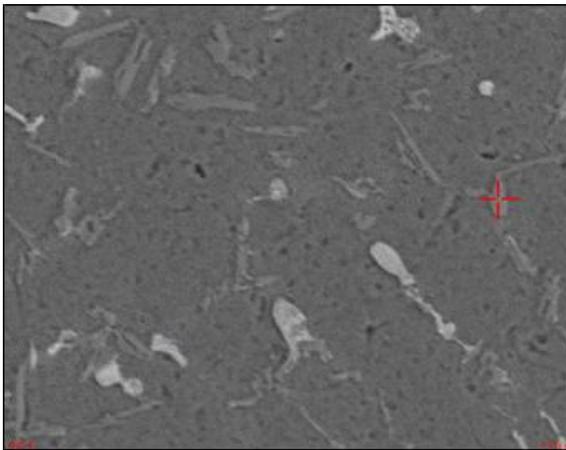
b)



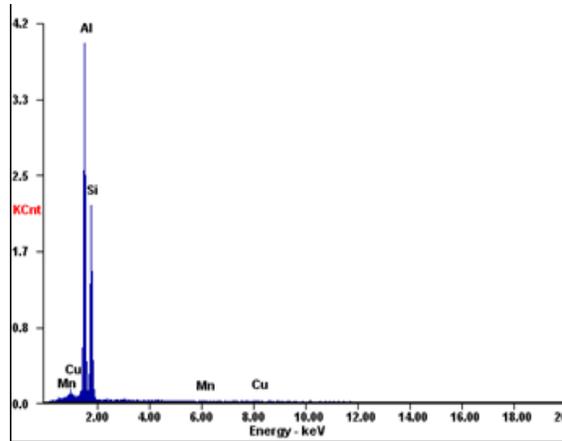
c)



d)



e)



f)

Figura 61 a) Microscopía electrónica de barrido a 1000X de la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. b) EDX de la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr. c) análisis puntual de fase Al₂Cu. d) Análisis puntual de fase Al₂Cu c) análisis puntual de fase AlSi. e) Análisis puntual de fase AlSi.

4.7.2 Efecto del tratamiento térmico T7 en la microestructura y comportamiento mecánico de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y con adición de V, Ti y Zr.

Microscopía óptica

El tratamiento térmico T7 modificó la microestructura, con el tratamiento por solución el Si se disuelve y esferoidiza, excepto los intermetálicos AlFeSi como se muestra en la Figura 60, mientras que durante el envejecido se produce el endurecido por precipitación.

En la aleación con adición de V, Ti y Zr se destaca una menor presencia de agujas de silicio en condición tratada térmicamente.

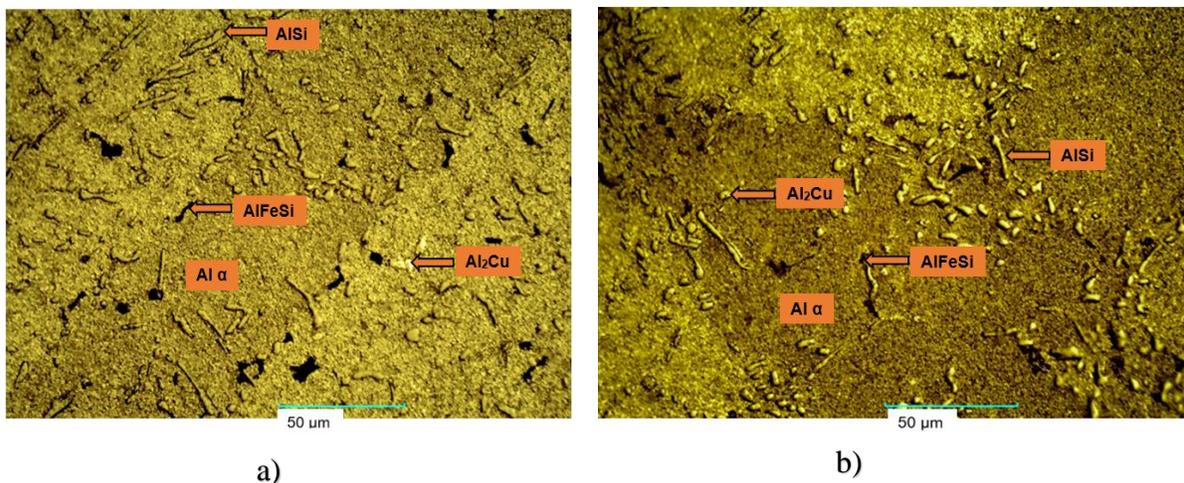


Figura 60 Micrografías de las aleaciones tratadas térmicamente a 500X: a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

Microscopía electrónica de Barrido

Se realizó microscopía electrónica de barrido en la cual se puede observar (Figura 61) una disminución en las partículas eutécticas de Al₂Cu, localizada en lugares interdendríticos.

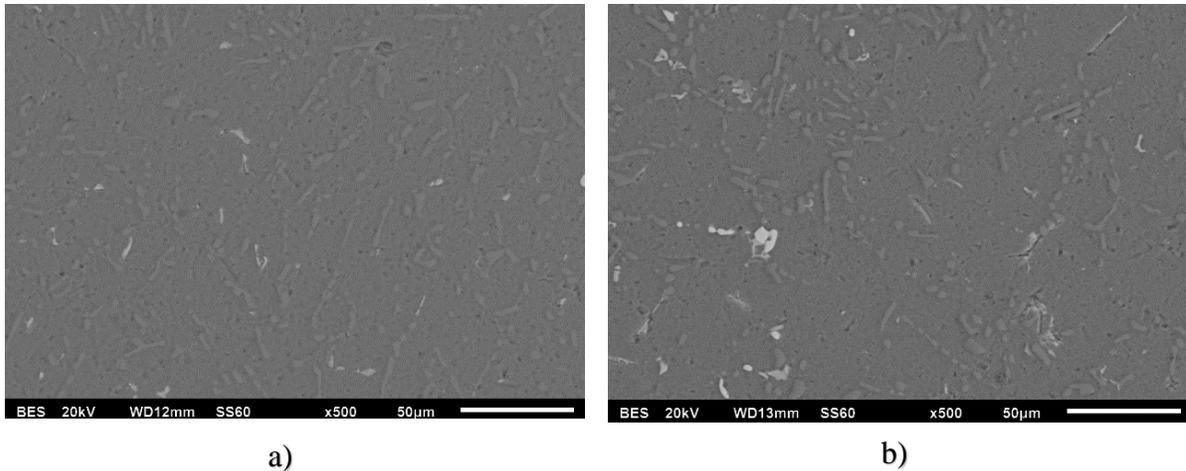


Figura 61 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente: a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

En esta condición, se puede observar que la muestra con adición de vanadio, titanio y zirconio presentó partículas de silicio más esferoidizadas que en la muestra sin adición. Sin embargo, a la vista parecen ser solo unos mínimos cambios microestructurales.

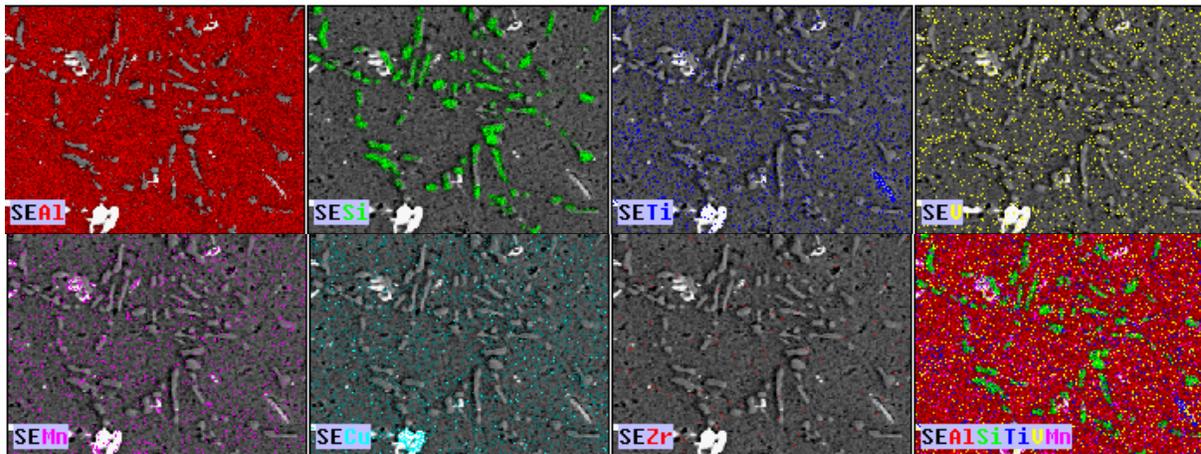


Figura 62 Mapeo químico de la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente.

Tratando de identificar el efecto del tratamiento térmico sobre la aleación añadida con vanadio, titanio y zirconio se realizó un mapeo químico por EDX, los resultados mostraron que aun con el tratamiento térmico estos elementos aleantes se encuentran en solución y dispersos homogéneamente.

Dureza de aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn

La aplicación del tratamiento térmico en las aleaciones con y sin adición de vanadio, titanio y zirconio aumento su dureza ligeramente, por otro lado, se observa que solo la adición de V, Ti y Zr no produjo un cambio significativo.

En la figura 63 se puede observar el aumento de dureza para ambas aleaciones entre muestras tratadas térmicamente y no tratadas, fue entre el 9% y 11 %.

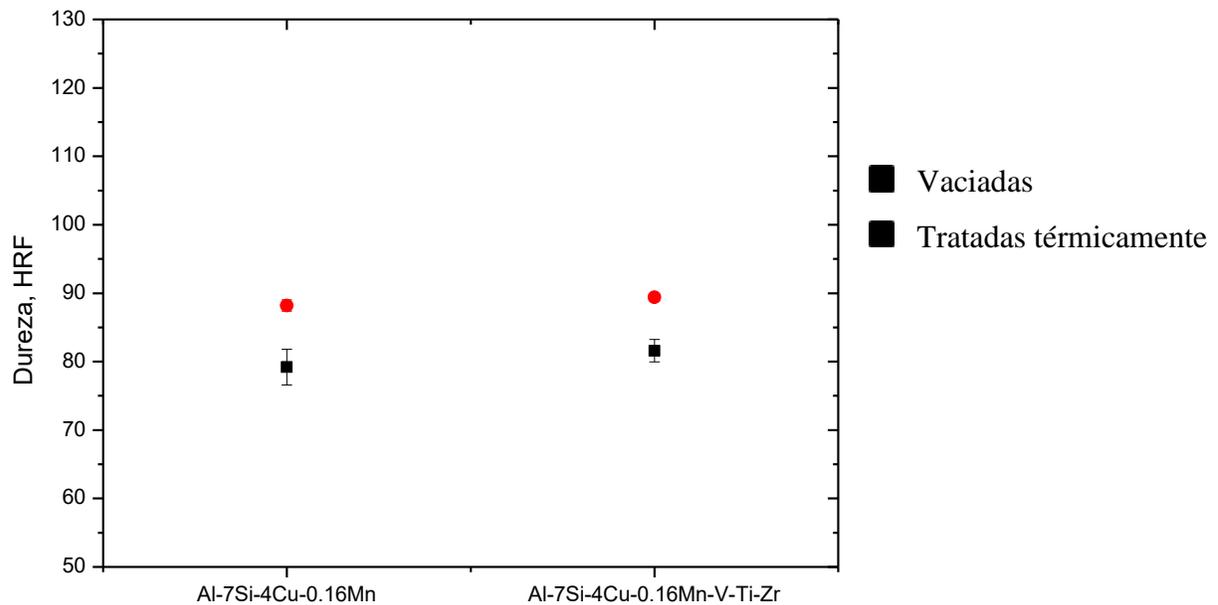


Figura 63 dureza de aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr vaciadas y tratadas térmicamente.

Esfuerzo a la cedencia al 0.2%

También se observó un aumento en el esfuerzo a la cedencia con la adición de vanadio, titanio y zirconio, en los ensayos de temperatura ambiente desde 219.17 MPa en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn hasta 244.65 MPa en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr lo que representa un aumento del 11.62%

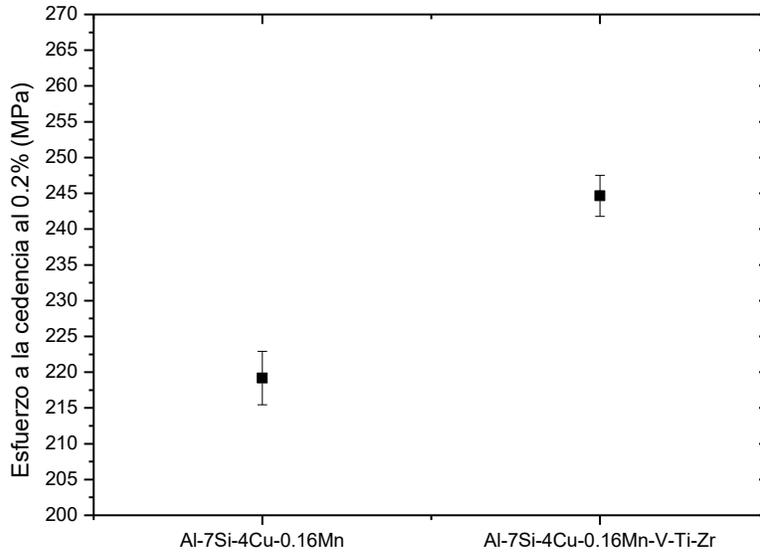


Figura 64 Resistencia a la tensión de aleaciones ensayadas a temperatura ambiente.

Resistencia última a la tensión

Así mismo, se observó un aumento en la resistencia última a la tensión a temperatura ambiente con la adición de vanadio, titanio y zirconio, desde 281.37 MPa en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn hasta 304.86 MPa, lo que representa un aumento del 8.34%.

Los resultados muestran que la adición de vanadio, titanio y zirconio junto con el tratamiento térmico produjeron un incremento en la resistencia última a la tensión.

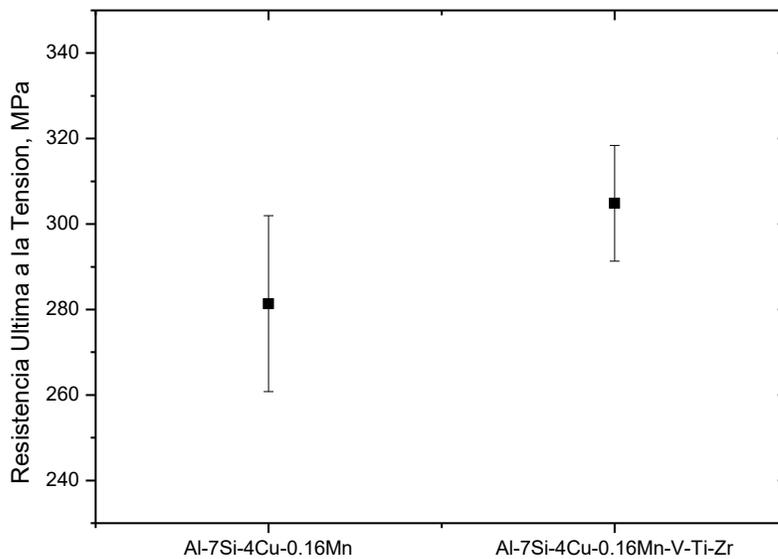


Figura 65 Resistencia a la tensión de aleaciones ensayadas a temperatura ambiente.

La adición de vanadio titanio y zirconio y la aplicación del tratamiento térmico T7 resultaron convenientes para la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn porque incrementaron la dureza un 10% y la resistencia última a la tensión en aproximadamente un 8.34%, debido a la mayor homogeneidad de la microestructura, presencia de partículas AlSi y Al₂Cu más finas y homogéneamente distribuidas, el endurecimiento por precipitación y la probable presencia de dispersoides.

4.8 Comportamiento a la fractura de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn con adiciones de x(V-Ti-Zr) en condición de tratamiento térmico.

Las superficies de fractura de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr, Figura 66, muestran una fractura transgranular, muy semejante para ambas aleaciones. Se puede observar que con la adición de elementos tales como vanadio, titanio y zirconio parecen no afectar su comportamiento a la fractura. Lo que si se puede apreciar es que la superficie de fractura de la aleación Al-7Si con adición de vanadio, titanio y zirconio, presentó un grano más fino, lo que explicó su mejor comportamiento mecánico.

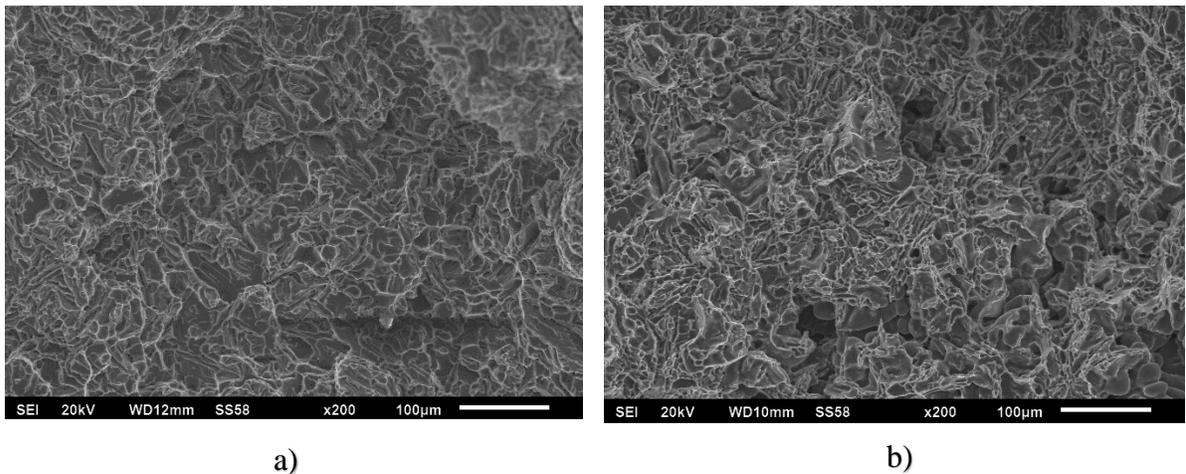


Figura 66 a) Fractografía de aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn obtenida por SEI ensayada a temperatura ambiente. b) Fractografía de aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr obtenida por SEI ensayada a temperatura ambiente.

4.9 Comportamiento de aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn a alta temperatura.

4.9.1 Efecto del envejecido a 250 y 300°C durante 100 horas, sobre la microestructura en las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn con adiciones de $x(V-Ti-Zr)$.

Microscopía electrónica de Barrido

Presenta una microestructura celular característica de las aleaciones de la serie 4XX del sistema Al-Si, se presenta un matriz de aluminio (α) con partículas de silicio y algunas otras partículas de AlSiCu en las fronteras de grano. Figura 67. Con el tratamiento de envejecido a 100 horas el material sufre un sobre-envejecido que se ve reflejada en la caída de sus propiedades mecánicas.

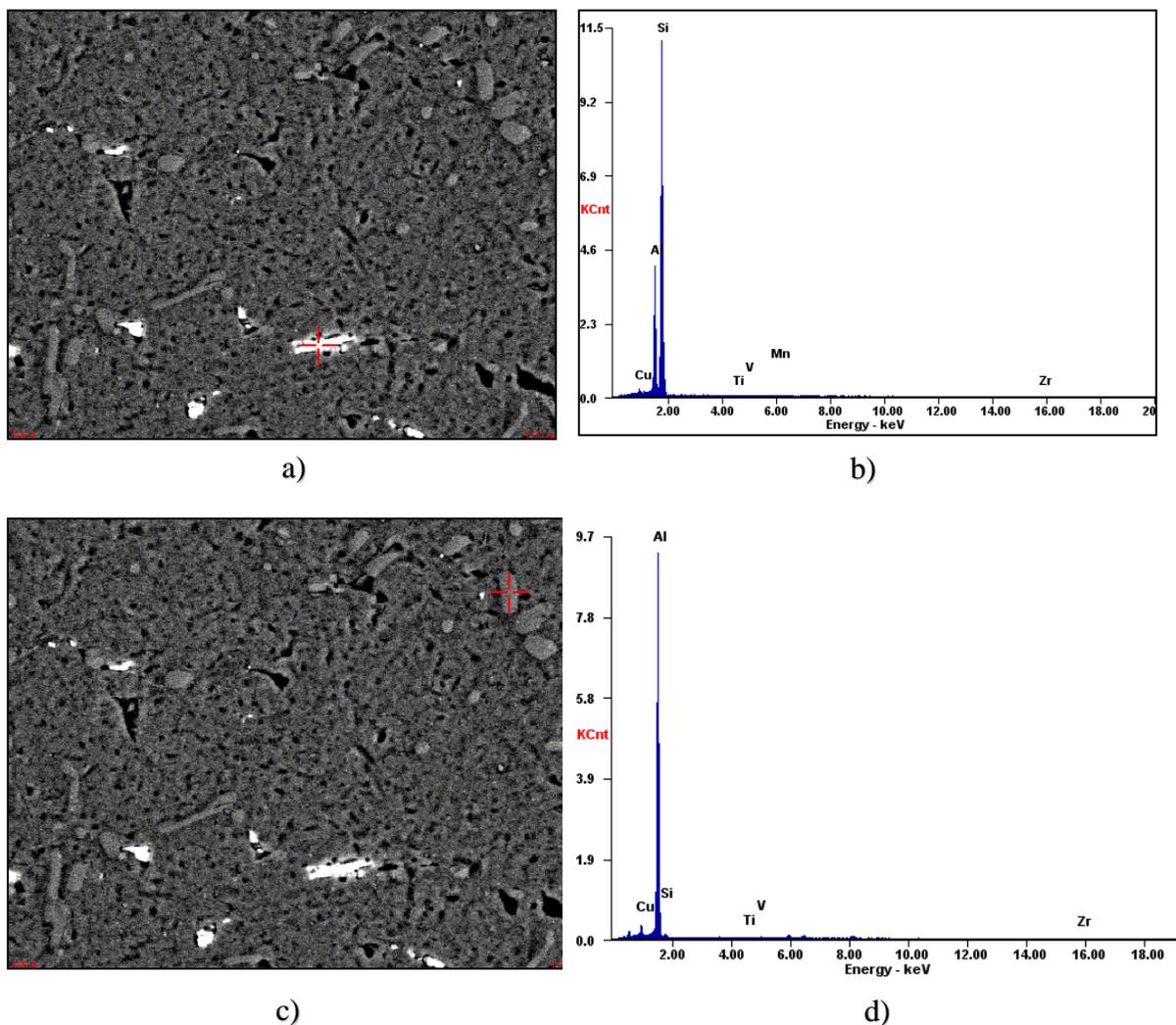


Figura 67 Microscopía electrónica de barrido a 1000X de aleaciones tratadas térmicamente con post envejecido a 250°C. a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con análisis puntual en eutéctico Al₂Cu. b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con análisis puntual en eutéctico AlSi.

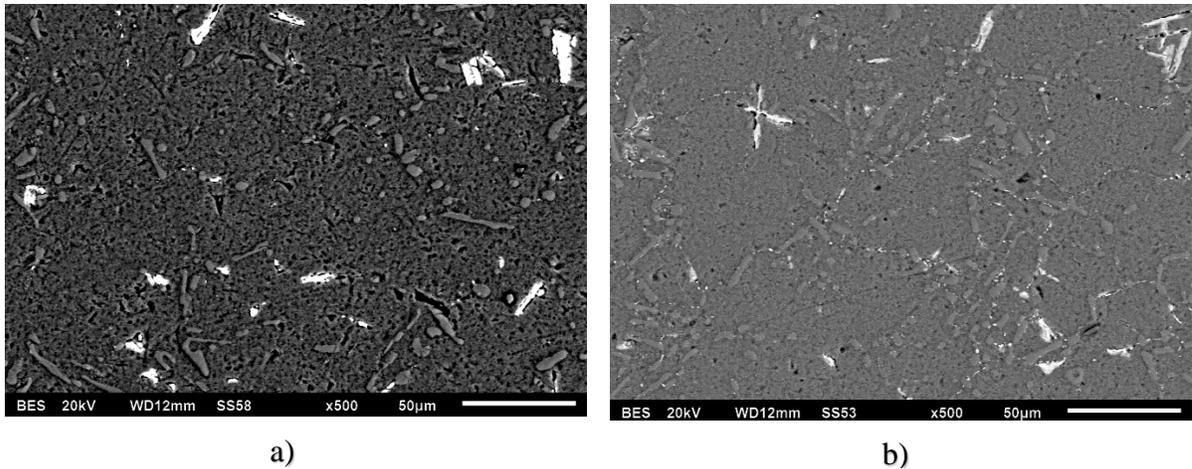


Figura 68 Microscopía electrónica de barrido a 500X de aleaciones tratadas térmicamente.
 a) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 250 °C durante 100 h.
 b) Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido a 300 °C durante 100 h.
 No se observaron diferencia entre las microestructuras de la aleación Al-7Si con post envejecido a 250 °C y 300°C, Figura 68, con partículas de Si esferoidizadas y algunas otras aciculares.

Mapeo químico

Mediante el análisis por EDX pudo observarse que los elementos como V, Ti y Zr se encuentran en solución y dispersos homogéneamente.

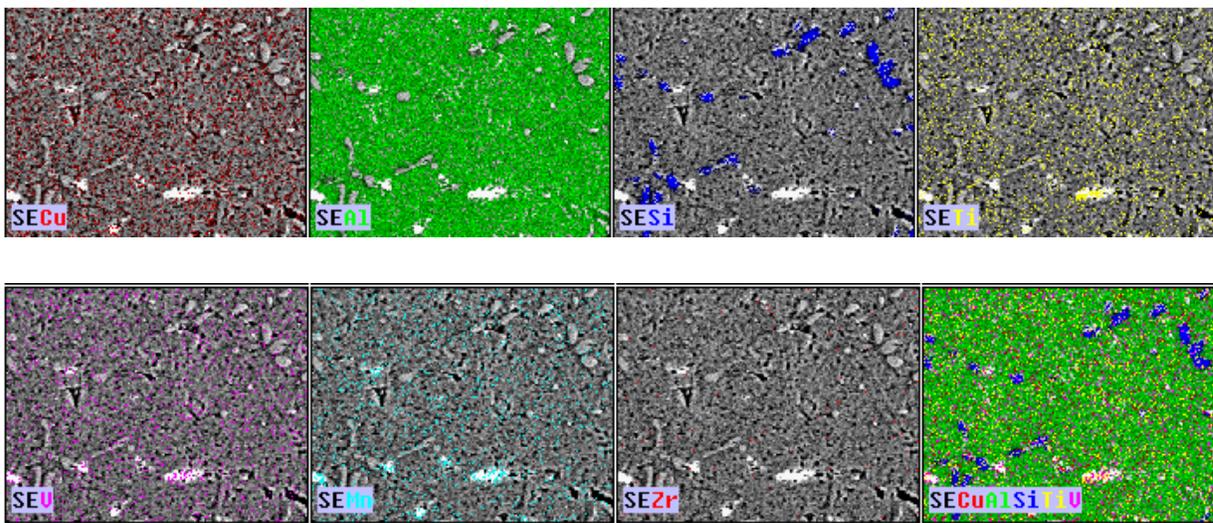


Figura 69 Mapeo químico de la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratada térmicamente con post envejecido a 250°C durante 100 h.

Esfuerzo a la cedencia al 0.2% y resistencia última a la tensión

Como se puede observar en la Figura 70 y 71, el envejecido a mayor temperatura ocasiona una caída en el comportamiento mecánico de la aleación. Así mismo se puede apreciar que la adición de V, Ti y Zr lo aumenta ligeramente.

Existe una caída en el esfuerzo a la cedencia con el post envejecido por 100 h a 250 y 300 °C, en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn tiene una caída en sus propiedades de 86.65 hasta 47.6 que representa una caída del 45.06 % y en la aleación con adición de vanadio, titanio y zirconio de 103.5 hasta 60.5 lo que representa una caída 41.54 %.

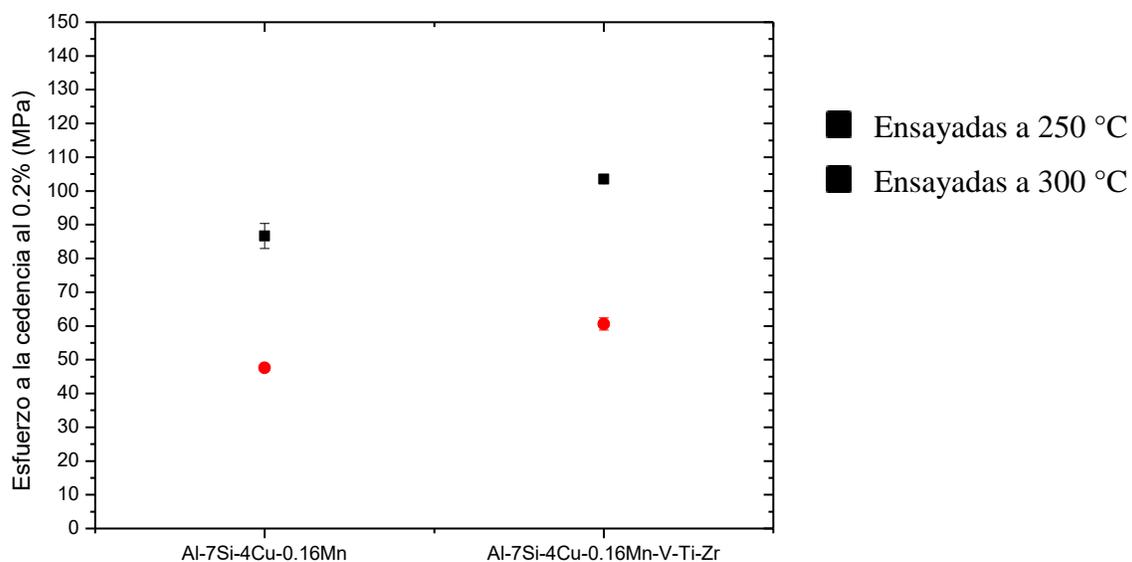


Figura 70 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.

Se puede observar una caída en la resistencia última a la tensión hasta 87.02 MPa con un post envejecido de 250 °C y hasta 51.7 MPa con un post envejecido a 300 °C en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn lo que representa una caída del 40.61 % y hasta 112.6 MPa con un post envejecido de 250 °C y hasta 64.9 con un post envejecido a 300 °C en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr representando el 42.36 %.

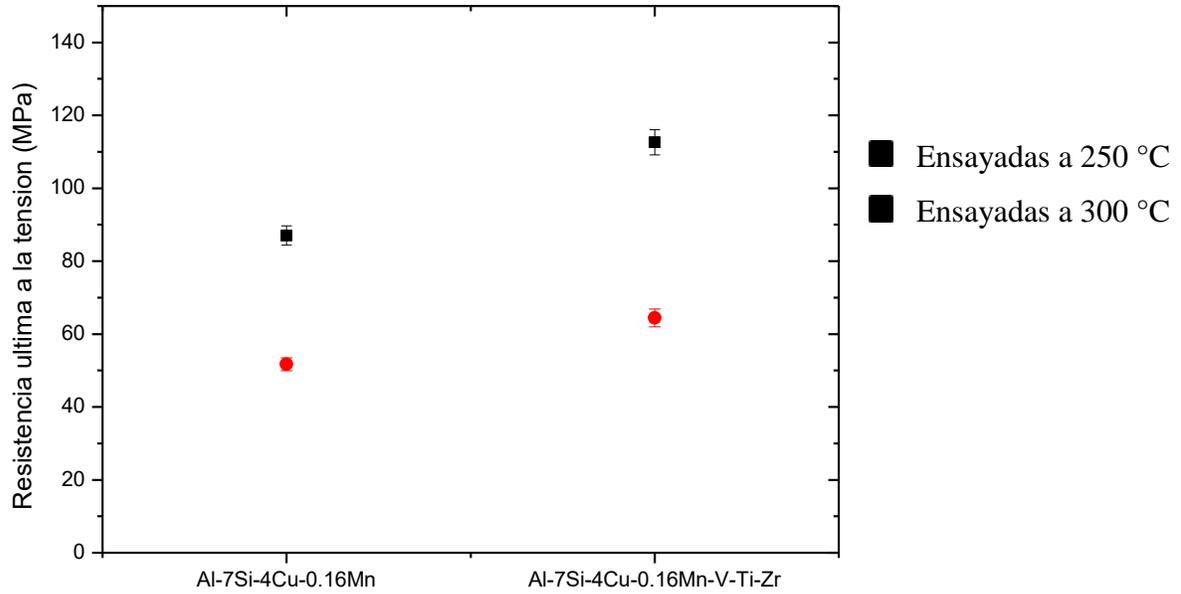


Figura 71 Resistencia última a la tensión de las aleaciones Al-7Si-4Cu-0.16Mn y Al-7Si-4Cu-0.16Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr tratadas térmicamente, con post envejecido y ensayadas a altas temperaturas.

CAPÍTULO V CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

Aleaciones Al-5Cu

La aleación Al-5Cu tiene una microestructura dendrítica, matriz de aluminio con partículas eutécticas de Al_2Cu e intermetálicos AlFeSi, localizadas ambas en lugares interdendríticos.

El tratamiento T7 modifica esa microestructura y disuelve las fases eutécticas, excepto los intermetálicos AlFeSi, durante el tratamiento por solución, mientras que durante el envejecido se produce el endurecido por precipitación.

La adición de vanadio titanio y zirconio y la aplicación del tratamiento térmico T7 resultan conveniente para la aleación Al-5Cu-0.36Mn porque produjo un aumento en la dureza y resistencia última a la tensión de aproximadamente de un 30%, debido a la mayor homogeneidad de la microestructura, presencia de partículas Al_2Cu más finas y homogéneamente distribuidas, el endurecimiento por precipitación y la probable presencia de dispersoides.

El tratamiento térmico aplicado a las aleaciones Al-5Cu-xMg-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr produjeron un incremento en la dureza del 13%, un incremento en la resistencia a la cedencia del 13%, así como un incremento del 11.4% en la resistencia última a la tensión. Los resultados muestran que tanto la adición de magnesio como la aplicación del tratamiento térmico T7 fueron favorables y son ampliamente recomendables para obtener un mejor comportamiento mecánico de estas aleaciones.

Respecto a las pruebas de desgaste seco deslizante, en prueba de pin on disc, los resultados mostraron que a mayores distancias recorridas se tiene un mayor desgaste, las 4 aleaciones probadas a los 600 m recorridos, la velocidad de desgaste se encuentra entre $10 \times 10^{-13} \text{ m}^3/\text{m}$. La mejor aleación en condiciones de desgaste seco deslizante es Al-5Cu-0.36Mn-0.20V-0.22Ti-0.15Zr.

La adición de V, Ti y Zr en la aleación Al-5Cu-0.36Mn incrementó el índice de calidad en ambas temperaturas de ensayo, 250 °C y 300 °C. Por lo que respecta a la adición de Mg en la aleación Al-5Cu-0.36Mn-V-Ti-Zr también presentó un incremento en su índice de calidad en ambas temperaturas de ensayo, siendo la adición de 0.25Mg la mejor condición.

Aleaciones Al-7Si

El tratamiento térmico T7 modifica la microestructura, con el tratamiento por solución el Si se disuelve y esferoidiza, excepto los intermetálicos AlFeSi, mientras que durante el envejecido se produce el endurecido por precipitación.

La adición de vanadio titanio y zirconio y la aplicación del tratamiento térmico T7 resultan conveniente para la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn porque produjo un aumento en la dureza del 10% y de resistencia última a la tensión de aproximadamente de un 8.34%, debido a la mayor homogeneidad de la microestructura, presencia de partículas AlSi y Al₂Cu más finas y homogéneamente distribuidas, el endurecimiento por precipitación y la probable presencia de dispersoides.

La adición de V, Ti y Zr en la aleación Al-7Si-4Cu-0.16Mn incrementó el índice de calidad en ambas temperaturas de ensayo, 250 °C y 300 °C.

5.2 Recomendaciones

1. Realizar pruebas añadiendo elementos refinadores de grano, para evaluar su efecto en propiedades mecánicas a temperatura ambiente y a altas temperaturas.
2. Evaluar un sistema de aleaciones con la variación de porcentajes de elementos como son vanadio, titanio y zirconio.
3. Realizar pruebas variando velocidades de solidificación (molde metálico, molde de grafito, molde de arena).
4. Realizar ensayos en temperaturas de post envejecido (150 y 200 °C).

Referencias Bibliográficas

- [1] Dietrich G. Altenpohl "Aluminium: Technology, Applications, and Environment A Profile of a Modern Metal. TMS, Alemania, 1998, pp (95-96, 357-362).
- [2] World Aluminium (Aluminium and the automotive).
- [3] Taylor, C.M. (1998). Automobile engine tribology – Design considerations for efficiency and durability. Wear, 221: 1-8.
- [4] George E. Dieter, “Mechanical Behavior under Tensile and Compressive Loads”, “ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation”, ASM International, pp. 237- 247, 2000.
- [5] S.G. Shabestari. H. Moemeni. Effect of copper and solidification condition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg. (2004)
- [6] John R. Brown. Foseco Non-Ferrous Foundryman’s Handbook. 11ed. Butterworth Heinemann. 1999 (296Pag).
- [7] “Aluminum Casting Technology” AFS, Inc. 2001.
- [8] ASM Metals Handbook Volume 08. Mechanical Testing and Evaluation, pp 237-239, 357-381.
- [9] Y. Nagai. M. Murayama. Role of vacancy solute complex in the initial rapid age hardening in an Al- Cu- Mg alloy. (2001)
- [10] D. R. Askeland, “Ciencia e Ingeniería de los Materiales”, 3ª Edición, International Thompson Editores, (1998), pp.195-200.
- [11] J. E. Gruzleski, B. M. Closset “The treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys”, American Foundrymen’s Society, Inc (1990)
- [12] J.A. Oedegaard, “Static and Dynamic Mechanical Properties in Aluminum Casting Alloys: A Literature Review”, Selskapet for Industrial og Teknisk Forskning,

- Trandhelm (Noruega) Division de Metalurgia, E. Hydro Aluminum Noruega, (1991) pp. 28-51.
- [13] D. Gragner, R. Elliot, "Solidification of Eutectic Alloys", ASM Handbook Volume 15: Casting Formerly Ninth Edition Metals Handbook, EUA, e. ASM International, (1998), pp.159-168,
- [14] ASM Metals Handbook Volume 08. Mechanical Testing and Evaluation, pp 237-239, 357-381.
- [15] L. Y. Zhang. Y.H. Jiang. Effect of coolingrate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminum A356 alloy. Elsevier (2007).
- [16] M. Drouzy, S. Jacob. Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength. AFS International cast metals journal. France. June 1980
- [17] M. F. Ibrahim, E. Samuel, A. M. Samuel. Mechanical properties of Al- Si-Cu-Mg cast alloys: effects of tramps elements. Schaumburg, IL USA.
- [18] A.G. Esmeralda, A. Rodriguez, J. Talamantes-Silva, R. Colás. Temperature dependent properties of heat treated aluminum alloys, International Heat Treatment and Surface Engineering, 2014, vol 8, No2,p 65-69.
- [19] M. Garat, G. Laslaz, Improved Aluminum Alloys for Common Rail Diesel Cylinder Heads, AFS Transactions 2007, paper 07-002(02).pdf, page 1 of 8.
- [20] S.K. Shaha, F. Czerwinski, W. Kasprzak, J. Friedman, D.L. Chen, effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cast Al-Si-Cu-Mg alloy with micro additions of Zr-Ti-V, august 2015, pdf, page 1 of 14.
- [21] M. Faraji, L. Katgerman. The effect of heat treatment on the microstructure and hardness of A356 aluminum alloy. Aluminum alloys: fabrication, characterization and applications. TMS, 2008.