

**RESPUESTA AL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS
ALEACIONES Al-5Mg Y Al-10Mg MODIFICADAS CON 2% DE ZINC**

**ÁLVARO JOSÉ COTES TORO
GABRIEL ENRIQUE TÉLLEZ FONTECHA**

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERIAS FÍSICO - QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA
2008**

**RESPUESTA AL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS
ALEACIONES Al-5Mg Y Al-10Mg MODIFICADAS CON 2% DE ZINC**

ÁLVARO JOSÉ COTES TORO

GABRIEL ENRIQUE TÉLLEZ FONTECHA

**Proyecto de Grado presentado como requisito para optar al título de
Ingeniero de Metalúrgico**

Director

Ing. Arnaldo Alonso Baquero

Profesor de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales

**UNIVERSIDAD INDUSTRIAL DE SANTANDER
FACULTAD DE INGENIERIAS FÍSICO - QUÍMICAS
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y CIENCIA DE MATERIALES
BUCARAMANGA
2008**

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar sus agradecimientos a todas las personas que de una u otra forma colaboraron y aportaron sus conocimientos, inquietudes y sugerencias sobre la realización de esta investigación.

A DIOS por que fue mi fuerza, y el pilar de donde siempre tuve un apoyo. Por darme fuerzas y ganas de seguir adelante.

A mis padres, por que fueron mi mayor apoyo mandado por DIOS en esta tierra. Siempre estuvieron incondicionalmente mostrándome el camino que me llevaría al éxito.

A lise mi novia por ser mi compañera, mi amiga y siempre mostrarme su ternura e incondicionalidad. Por que estuvo a mi lado y no me dejo desfallecer.

A mi familia en general, ya que ellos siempre creyeron en mí.

A doña jose por ser mi segunda madre y por aguantarme tanto.

A mis amigos por que siempre pude contar con ellos.

Al loro (mi compañero de tesis).

Alvaro Jose

A mis padres (Luis Enrique y Susana) quienes gracias a su esfuerzo, dedicación, cuidado y orientación formaron el hombre que soy hoy en día.

Nunca tendré como pagarles todo los sacrificios que han hecho por mí.

“Las personas que amamos nunca mueren, siempre están hay, viven dentro de nuestro corazón, ese es el verdadero milagro de la inmortalidad humana”

Gabriel Enrique

TABLA DE CONTENIDO

Pág

INTRODUCCIÓN	20
1. ASPECTOS GENERALES	22
1.1 OBJETIVOS	22
1.1.1 Objetivo General	22
1.1.2 Objetivos Específicos	22
1.2 JUSTIFICACIÓN	23
2. MARCO TEÓRICO	25
2.1 ALEACIONES DE AL-Mg (ALUMINIO-MAGNESIO).	25
2.2 FUSIÓN.	29
2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.	32
3. METODOLOGIA.	40
3.1. DISEÑO EXPERIMENTAL.	41
3.1.1. Variables Independientes.	41
3.1.2. Variables Dependientes.	41
3.2. MATERIAS PRIMAS Y EQUIPOS.	41
3.2.1. Materias Primas.	41
3.2.2. Equipos.	42
3.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	43
3.3.1. Caracterización de la arena y selección del aglomerante.	43
3.3.2. Diseño y Desarrollo de Modelos.	47
3.3.3. Elaboración de Aleaciones.	50
Ø Procedimiento de Fusión. Como se menciona en apartados anteriores se empleó el horno de fusión fijo, el cual usa como combustible ACPM (Figura 22).	50
3.3.4. Tratamiento Térmico.	54
4. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.	56
4.1. INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.	56
4.2. ANÁLISIS METALOGRAFÍCO.	59
4.2.1. Metalografías.	64
4.3. TAMAÑO DE GRANO.	75
4.4. COLABILIDAD DE LAS ALEACIONES ESTUDIADAS.	81
4.5. SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN CALIENTE.	82
4.6. ENSAYO DE DUREZA.	84
4.7. ENSAYO DE TENSIÓN UNÍAXIAL.	88
5. CONCLUSIONES.	100

6.	<i>OBSERVACIONES.</i>	_____	<i>101</i>
7.	<i>RECOMENDACIONES.</i>	_____	<i>102</i>
8.	<i>BIBLIOGRAFÍA</i>	_____	<i>103</i>
9.	<i>BIBLIOGRAFÍA DE REFERENCIA</i>	_____	<i>105</i>

LISTA DE TABLAS

Pág

<i>Tabla 1. Mezclas de fundentes.</i>	31
<i>Tabla 2. Secuencia observada a menudo en las aleaciones endurecibles por envejecimiento [2].</i>	39
<i>Tabla 3. Identificación de las diferentes probetas elaboradas.</i>	40
<i>Tabla 4. Composición química del silicato de sodio.</i>	42
<i>Tabla 5. Preparación de la mezcla de las arenas ensayadas.</i>	43
<i>Tabla 6. Distribución granulométrica de la arena 1.</i>	44
<i>Tabla 7. Distribución granulométrica de la arena 2.</i>	44
<i>Tabla 8. Distribución granulométrica de la arena 3.</i>	45
<i>Tabla 9. Nomenclatura utilizada.</i>	60
<i>Tabla 10. Reactivos utilizados para ataque selectivo.</i>	61
<i>Tabla 11. Identificación de de ataque selectivo. Fases por el procedimiento.</i>	62
<i>Tabla 12. Tamaños de grano.</i>	75
<i>Tabla 13. Resultado del ensayo de colabilidad.</i>	81
<i>Tabla 14. Ensayo de dureza.</i>	86
<i>Tabla 15. Datos de Límite elástico y Deformación en el límite elástico (en %).</i>	89
<i>Tabla 16. Datos de Resistencia última a la tracción (RUT) y Deformación máxima (en %).</i>	97

LISTA DE FIGURAS

pág

<i>Figura 1. Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Mg.....</i>	<i>25</i>
<i>Figura 2. Diagrama de fases pseudobinario Al-Mg₂Si.....</i>	<i>26</i>
<i>Figura 3. Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-F3.....</i>	<i>27</i>
<i>Figura 4. Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Mg-Zn.....</i>	<i>28</i>
<i>Figura 5. Solubilidad del hidrogeno en función de la temperatura en diferentes moldes.....</i>	<i>30</i>
<i>Figura 6. Tipología de los precipitados en la red cristalina; red cúbica centrada en las caras FCC y átomos de soluto en la solución (A); precipitado coherente con la matriz (B); precipitado incoherente con la matriz (C). Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Mg.....</i>	<i>34</i>
<i>Figura 7. Efecto del tiempo en la obtención de características mecánicas óptimas para una aleación endurecible.....</i>	<i>36</i>
<i>Figura 8. Diagrama de equilibrio Al-Mg.....</i>	<i>37</i>
<i>Figura 9. Endurecimiento por precipitación.....</i>	<i>37</i>
<i>Figura 10. Solución sólida α (A), formación de (GP) (B).....</i>	<i>38</i>
<i>Figura 11. Gráfica de la distribución granulométrica de la arena 1.....</i>	<i>44</i>
<i>Figura 12. Gráfica de la distribución granulométrica de la arena 2.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 13. Gráfica de la distribución granulométrica de la arena 3.....</i>	<i>45</i>
<i>Figura 14. Modelos del Sistema de llenado.....</i>	<i>47</i>
<i>Figura 15. Modelo y mazarota calculada.....</i>	<i>48</i>
<i>Figura 16. Sistema de llenado. Detalle canaleta Central.....</i>	<i>48</i>
<i>Figura 17. Mazarotas.....</i>	<i>48</i>
<i>Figura 18. Distribución de velocidad de flujo del metal fundido para un tiempo de vaciado de 10 segundos.....</i>	<i>49</i>
<i>Figuras 19 y 20. Evolución de la temperatura del sólido durante el llenado del molde.....</i>	<i>49</i>
<i>Figura 21. Evolución de la temperatura del metal liquido durante el llenado del molde. Tiempo 9.49 segundos.....</i>	<i>50</i>
<i>Figura 22. Horno de Fusión con combustible ACPM.....</i>	<i>51</i>
<i>Figura 23. Analizador de presencia de Hidrogeno en la aleación.....</i>	<i>52</i>
<i>Figura 24. Con Hexacloroetano.....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 25. Nitrógeno Gaseoso.....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 26. Acción combinada de los dos agentes desgasificadores, Hexacloroetano y Nitrógeno gaseoso.....</i>	<i>53</i>
<i>Figura 27. Cuba de Temple, medio de temple: agua a 60°C.....</i>	<i>54</i>
<i>Figura. 28 Horno para solubilización con bomba de vacío, presión 1 psi.....</i>	<i>55</i>
<i>Figura. 29 Pieza fundida en coquilla metálica.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura. 30 Detalle de puntos críticos, zona de unión, flujo ascendente de metal.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura. 31 Rotura en la sección de empalme, filete a 90°.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura. 32 Detalle contracciones y rechupes en la probeta.....</i>	<i>57</i>
<i>Figura 33. Presencia de manchas negras sobre la superficie de las probetas coladas en arena.....</i>	<i>58</i>
<i>Figura 34. Al10Mg, 3500X sin ataque. Detalle de los precipitados.....</i>	<i>63</i>
<i>Figura 35. Al10Mg, 3500X sin ataque. Longitud axial del precipitado Al₆(MnFe), aproximadamente de 1583 um.....</i>	<i>63</i>
<i>Figura 36. Al10Mg, 3500X sin ataque. Enfoque tridimensional del precipitado Al₆(MnFe).....</i>	<i>64</i>
<i>Figura 37. Microestructura de la aleación Al 5Mg 560X sin ataque. Se identifican las fases Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn) se encuentra en formas de agujas. El eutéctico Mg₅Al₈ no se alcanza a divisar.....</i>	<i>64</i>
<i>Figura 38. Microestructura de la aleación Al 10Mg -560X sin ataque. Se identifican las fases Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn) tiende a formarse en forma circular. El eutéctico Mg₅Al₈ no se alcanza a divisar.....</i>	<i>65</i>

Figura 39. Microestructura de la aleación Al5Mg2Zn 560X sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn) se encuentra en forma ovalada y en forma de agujas. El eutéctico Mg5Al8, se comienza a divisar, como una red de color blancuzco, que se confunde con la matriz.	65
Figura 40. Microestructura de la aleación Al 10Mg 2Zn 560X sin ataque. Se identifican las fases Mg2Si con tendencia a tomar una forma mas regular y a salirse del esquema de la letra china. La fase Al6(FeMn) este retomando la forma de agujas. El eutéctico Mg5Al8, esta en forma de una red mucho más visible.....	66
Figura 41. Microestructura de la aleación Al 10Mg 2Zn 560X ataque 4m (NaOH)). Se observa como el eutéctico Mg5Al8 se forma en le borde de los limites de grano.	66
Figura 42. Microestructura de la aleación T1-A10 560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si retomando la forma de letra china. La fase Al6(FeMn), tiende a tener bordes curvos. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.....	67
Figura 43. Microestructura de la aleación T1-A12 560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si con tendencia a formar agujas. La fase Al6(FeMn), tiende a tener bordes curvos. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.....	67
Figura 44. Microestructura de la aleación T1-A14 560x sin ataque. Se observan la fase Mg2Si y la fase Al6(FeMn) en menos cantidad (en comparación a la figura anterior) y esta ultima en forma de agujas. El eutectico Mg5Al8, no se encuentra visible.	68
Figura 45. Microestructura de la aleación T1-A16 560x sin ataque. Se observan la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn) se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg5Al8, se hace visible (color blancuzco que se confunde con la matriz).....	68
Figura 46. Microestructura de la aleación T1-B10 560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), con tendencia a formar agujas. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.	69
Figura 47. Microestructura de la aleación T1-B12 140x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), se encuentra con bordes curvos. El eutéctico Mg5Al8, se hace visible.	69
Figura 48. Microestructura de la aleación T1-B14.560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), se encuentra en forma ovalada. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.	70
Figura 49. Microestructura de la aleación T1-B16 560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.....	70
Figura 50. Microestructura de la aleación T2-A10.560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.....	71
Figura 52. Microestructura de la aleación T2-A12.560x sin ataque. Se observan la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn) esta en menos cantidad (en comparación a la figura anterior) y con tendencia a tomar forma regular (bordes curvos). El eutéctico Mg5Al8, se hace visible (color blancuzco que se confunde con la matriz).....	71
Figura 53. Microestructura de la aleación T2-A14.560x sin Ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), se encuentra en forma de óvalos en su mayor extensión. El eutéctico Mg5Al8, se hace visible (color blancuzco que se confunde con la matriz).....	72
Figura 54. Microestructura de la aleación T2-A16.560x sin ataque. Se observa la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6(FeMn), se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg5Al8, nuevamente se confunde con la matriz en su totalidad.	72
Figura 55. P14 Microestructura de la aleación T2-B10.560x sin ataque. Se observan la fase Mg2Si con tendencia a tomar formas de agujas. La fase Al6(FeMn) tiene formas de agujas y ovaladas. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.....	73
Figura 57. Microestructura de la aleación T2-B12.560x sin ataque p8. Se observan la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6 (FeMn) esta en mayor cantidad (en comparación a la figura anterior), y de forma de agujas y ovaladas. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.....	73
Figura 58. Microestructura de la aleación T2-B14.560x sin ataque. p13. Se observan la fase Mg2Si con tendencia a tomar forma de agujas. La fase Al6 (FeMn) esta en menor cantidad (en comparación a la figura anterior), y de forma de agujas y ovaladas. El eutéctico Mg5Al8, no se encuentra visible.	74
Figura 59. Microestructura de la aleación T2-B16.560x sin ataque. p11. Se observan la fase Mg2Si (letra china). La fase Al6 (FeMn) esta en formas de agujas. El eutéctico Mg5Al8, se torna visible.....	74
Figura 60. Microestructura de la aleación T1-A10 560x ataque 3m. Se observan los límites de grano....	76

Figura 61. Microestructura de la aleación T1-B10 560x ataque 3m. Se aprecian los límites de grano.	77
Figura 62. Microestructura de la aleación T1-A12 560x ataque 5m (HF). Se observan los límites de grano.....	77
Figura 63. Microestructura de la aleación T2-A12.560x ataque 5m (HF). Se observan los límites de grano.....	78
Figura 64. Microestructura de la aleación T1-B12 560x ataque 3m. Se aprecian los límites de grano.	78
Figura 65. Microestructura de la aleación T1-A14 560x ataque. 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.....	79
Figura 66. Microestructura de la aleación T1-A16 560x ataque. 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.....	79
Figura 67. Microestructura de la aleación T2-A16 560x ataque 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.....	80
Figura 68. T2-B16 560x ataque 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.....	80
Figura 69. Resultados del ensayo de colabilidad.	81
Figura 70. Aleación A1 (Al 5Mg).	82
Figura 71. Probeta de agrietamiento en caliente de la Aleación B1(Al 10Mg).....	83
Figura 72. Probeta de agrietamiento en caliente de la Aleación A2 (Al 5Mg 2Zn).....	83
Figura 73. Probeta de agrietamiento en caliente de la Aleación B2 (Al 10Mg 2Zn).....	84
Figura 74. Grafico Dureza vs tiempo de envejecimiento a 150°C.....	85
Figura 75. Grafico Dureza vs tiempo de envejecimiento a 200°C.....	85
Figura 76. Grafico Dureza vs tiempo de envejecimiento Probetas As Cast.....	85
Figura 77. Las probetas ensayadas presentaron en su totalidad Rotura de tipo frágil y con una superficie de corte de forma dentada.....	88
Figura 78. Dimensiones de las probetas.	89
Figura 79. Grafico variación del Límite Elástico vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 150°C.....	90
Figura 80. Grafico variación del Limite Elástico vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 200°C.....	90
Figura 81. Grafico Deformación vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 150°C.....	91
Figura 82. Grafico Deformación vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 200°C.....	91
Figura 83. Grafico esfuerzo vs deformación As Cast. Las probetas de A1.TT* y B1.TT* fueron Homogenizadas a 430°C x 6 Horas, temple en Agua a 60°C, envejecimiento natural. Las probetas A1*y B1 son As Cast con envejecimiento natural.....	92
Figura 84. Grafico Esfuerzo vs deformación Aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 150°C.....	92
Figura 85. Grafico esfuerzo vs deformación Aleación B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 150°C.....	93
Figura 86. Grafico esfuerzo vs deformación Aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 200°C.....	93
Figura 87. Grafico esfuerzo vs deformación Aleación B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 200°C.....	94
Figura 88. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 10 horas.....	94
Figura 89. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 12 horas.....	95
Figura 90. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 14 horas.....	95
Figura 91. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 16 horas.....	96
Figura 92. Grafico RUT vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 150°C.....	98
Figura 93. Grafico RUT vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 200°C.....	98

TITULO: "RESPUESTA AL TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DE LAS ALEACIONES Al-5Mg Y Al-10Mg MODIFICADAS CON 2% DE ZINC"*

Autores: Cotes Toro, Alvaro José, Téllez Fontecha Gabriel Enrique**

Palabras claves: aleaciones de aluminio-magnesio, envejecimiento, tratamientos térmicos.

Descripción.

La continua necesidad de materiales con mejores propiedades mecánicas ha girado su atención a la reducción de peso, buscando siempre nuevas aleaciones con relaciones peso/resistencia mas elevadas.

En el actual trabajo se realizo una investigación sobre la influencia de la adición de una pequeña cantidad de zinc (2%) sobre las propiedades mecánicas de dos aleaciones representativas de Aluminio- Magnesio, como son Al-5Mg y Al-10Mg. Inicialmente, se muestra un estudio bibliográfico que destaca los principios de tratamientos térmicos bases o fundamentales, los cuales fueron guías para la realización de este trabajo. Después de esto, se realizo el diseño de la colada y luego se explica por medio del desarrollo experimental, las diversas etapas o procesos mediante el cual se obtienen las probetas en condiciones optimas para el desarrollo de este trabajo.

El desarrollo experimental brevemente descrito consta de la selección del medio de moldeo, diseño de modelos, fusión y el proceso de tratamiento térmico de envejecimiento artificial y natural de la aleación Aluminio- Magnesio modificada.

Posteriormente se efectuaron pruebas para valorar propiedades mecánicas (Resistencia a la Tracción, Dureza), al igual que a parámetros metalúrgicos (Colabilidad, Agrietamiento en caliente). Finalmente se reportan los resultados obtenidos, en los cuales se aprecia una mejora sustancial en las propiedades mecánicas (Limite elástico, RUT, Deformación Total) en comparación con la aleación sin modificar.

* Trabajo de Grado. Modalidad : Investigación.

** Facultad De Ingenierías Físico-Químicas. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales.
Director: Ing. Arnaldo Alonso Baquero

TITLE: "RESPONSE TO HEAT TREATMENT OF AGING OF THE ALLOYS
Al-5Mg and Al-10Mg MODIFIED WITH 2% OF ZINC" *

Authors: Cotes Toro, Alvaro Jose, Tellez Fontecha, Gabriel Enrique **

Key words: Aluminum-Magnesium alloy, aging, thermal treatments.

Description.

The continuing need for materials with better mechanical properties has turned its attention to weight reduction, always searching for new alloys relations with weight / resistance higher.

In the current work was performed research on the influence of adding a small amount of zinc (2%) on the mechanical properties of two alloys of aluminum-magnesium representative, such as Al-5Mg and Al-10Mg. Initially, it displays a bibliographical study that highlights the principles of heat treatments or fundamental bases, which were guidelines for carrying out this work. After this, the design was performed by the cast and then explained by means of experimental development, the various stages or processes by which the test is obtained in optimum conditions for the development of this work.

The development consists of experimental briefly described the selection of the means of molding, design patterns, melting and the heat treatment process of natural and artificial aging of the aluminum-magnesium alloy modified.

Later tests were conducted to evaluate mechanical properties (tensile strength, hardness), as well as metallurgical parameters (castability, hot-cracking). Finally, the results are reported in which there is a substantial improvement in the mechanical properties (Limit elastic, RUT, Strain Total) compared to the unmodified alloy.

* Work of Grade. Modality : Investigation

** Faculty of Engineering Physical-Chemistry. School of Metallurgical Engineering and Materials Science.. Director: Ing. Arnaldo Alonso Baquero

INTRODUCCIÓN

El aluminio es uno de los principales materiales utilizados en la industrial moderna, debido a la combinación de algunas propiedades que lo hacen muy útil en diversas aplicaciones, tales como su baja densidad y su alta resistencia a la corrosión, es buen conductor de la electricidad, se mecaniza con facilidad y es relativamente barato. Por todo ello, es el metal que más se utiliza industrialmente después del acero.

Sin embargo, a pesar de la enorme aplicabilidad del aluminio en nuestros días, sólo se le conoce como metal desde hace aproximadamente 180 años, siendo un metal relativamente joven en la escena industrial mundial, si lo comparamos con otros metales como el hierro, el cual influye en nuestra vida desde hace ya mas de dos mil años.

Los continuos avances tecnológicos nos obligan cada día a buscar materiales con mejores propiedades, ya que para muchas aplicaciones de hoy día, la resistencia mecánica del aluminio puro es muy baja. Para conseguir materiales de mayor resistencia o de determinadas propiedades hay que alearlo con otros elementos, principalmente Cobre, Magnesio, Manganeso, Silicio y Zinc ,que influyen de una u otra forma sobre la resistencia mecánica, así como también sobre las otras propiedades.

Dentro de estas nuevas aleaciones encontramos a las denominadas grupo 5XXX, o aleaciones Aluminio – Magnesio, las cuales con contenidos de Magnesio hasta 12% han adquirido importancia industrial, debido a su bajo peso y sus buenas propiedades mecánicas, al igual que las aleaciones ternarias Aluminio-Magnesio –Zinc, las cuales se presentan teóricamente con una elevada resistencia mecánica, de tal forma que su uso en sectores como el aeronáutico, donde son utilizadas para piezas estructurales , automovilístico, en rines y piezas decorativas; y gracias a su elevada resistencia a la corrosión

y ambientes salinos encontró aplicaciones en la industria marítima, de tal forma que nos brindan nuevas alternativas y herramientas para explorar y manipular.

Este trabajo de investigación se centra en la respuesta al tratamiento térmico de envejecimientos de dos aleaciones representativas del grupo 5XXX, Al5Mg y Al 10Mg , buscando ofrecer, en complemento con futuras investigaciones, un aporte científico, esperando abrir un nuevo horizonte de investigación y desarrollo, el cual brinde perspectivas y nuevos campos de aplicación para estas aleaciones, siempre de la mano con la necesidad de nuevos materiales con características especiales para aplicaciones específicas.

1. ASPECTOS GENERALES

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo General

Determinar la respuesta al tratamiento térmico de envejecimiento de las aleaciones AlMg5 y AlMg10 modificadas con 2% de Zn.

1.1.2 Objetivos Específicos

1. Valorar las propiedades metalúrgicas (colabilidad y agrietamiento en caliente), las propiedades mecánicas (Elongación, resistencia a la tracción, límite elástico, dureza) de las aleaciones Al5Mg y Al10Mg modificadas con 2% de Zn en estado fundido.
2. Evaluar las propiedades mecánicas, metalográficas y metalúrgicas de las aleaciones Al5Mg y Al10Mg modificadas con 2% de Zn después del tratamiento térmico de envejecimiento.

1.2 JUSTIFICACIÓN

La continua necesidad de materiales con mejores propiedades mecánicas ha girado su atención a la reducción de peso, buscando siempre nuevas aleaciones con relaciones peso/resistencia mas elevadas, este es el caso de la familia de aleaciones de Al-Mg (grupo 5xxx), las cuales han encontrado gran aplicabilidad en la industria del transporte, marítimo , terrestre y aeronáutico , y han contribuido en gran medida en las mejoras en los vehículos y maquinas, aportando resistencia estructural y reducción considerable en peso, así como resistencia a la corrosión y cambios en la temperatura de operación, permitiéndonos alcanzar las metas ingeniérriles trazadas.

Pero este horizonte siempre esta buscando nuevas mejoras, de tal forma que este trabajo busca dar un aporte a esa incansable búsqueda de conocimiento y tecnología, centrando nuestro estudio sobre el efecto de la adición de 2% de Zn a la aleación Al-Mg, específicamente en dos composiciones representativas, Al5Mg y Al10Mg, con el fin de estudiar la respuesta al tratamiento de envejecimiento, esperando que este estudio especifico, de nuevas perspectivas y campos de investigación, además de suplir la falta de información detallada sobre ensayos teóricos, para así visualizar posibles aplicaciones comerciales de dichas aleaciones.

Esta investigación no pretende profundizar en el campo de las aleaciones. No obstante, esperamos dar un paso inicial para obtener una visión global de las posibles variables que influyen en este tipo de materiales, así como resaltar la importancia de esta área en el desarrollo del país mediante la industrialización, como también destacar una cantidad apreciable de necesidades, áreas, productos, procesos y aplicaciones donde materiales de ingeniería, como estos, tendrán un rol valioso e importante en los años venideros.

Finalmente, este trabajo esta orientado en la búsqueda del desarrollo tecnológico en la región y proporcionar a estudiantes e investigadores, y del

mismo modo a científicos e ingenieros una comprensión de ese mundo maravilloso que es la estructura de los materiales, responsables de las propiedades mecánicas, las cuales son la base para el diseño y construcción de los productos, maquinas y medios del mañana.

2. MARCO TEÓRICO

2.1 ALEACIONES DE AL-Mg (ALUMINIO-MAGNESIO).

De toda la gama de aleaciones de aluminio, son sin duda las endurecibles por precipitación las más interesantes desde el punto de vista de su utilización tecnológicas, ya que, debido a las elevadas características mecánicas alcanzadas en ellas tras los adecuados tratamientos endurecedores, presentan unos valores muy interesantes de la resistencia específica (relación resistencia/peso), lo que las hace aún en la actualidad imprescindibles en la construcción de todo tipo de ingenios.

Al analizar el diagrama binario Al-Mg (Figura 1), vemos como esta aleación cumple con una de las condiciones mas importante, para que una aleación sea tratada térmicamente por envejecimiento, ya que se muestra una amplia zona, en la cual la solubilidad varía a medida que aumenta o disminuye la temperatura.

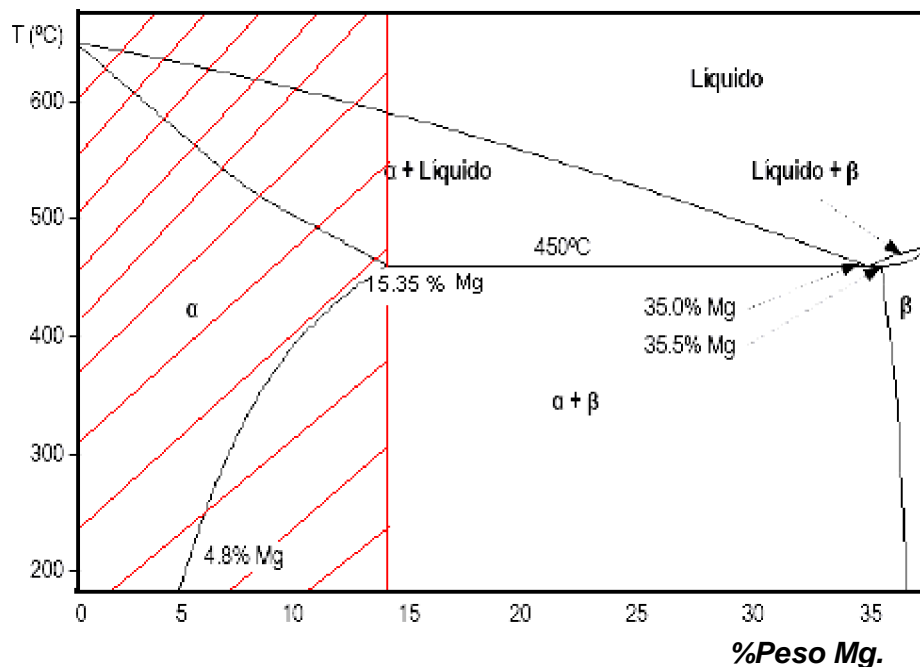


Figura 1. Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Mg. [3].

Podemos observar en el diagrama que se forma un eutéctico a 450°C y a una composición del 35%, los eutécticos de baja fusión en las aleaciones de aluminio - magnesio no son demasiado conocidos. La solubilidad del Mg es del 15.35% en el eutéctico y disminuye hasta el 2% a 100°C. La disminución de la solubilidad con la temperatura, produce la expulsión del magnesio para formar el intermetálico Mg_2Al_3 ¹ (o según otros autores², Al_8Mg_5), que forma una red compleja cúbica centrada en las caras. El rango de temperaturas más óptimo para los tratamientos de precipitación del Mg_2Al_3 oscila entre 200 y 300°C. Dicha precipitación ocurre preferencialmente en los planos cristalográficos [100] seguidos del [120] [1].

Para ciertas aleaciones Al-Mg endurecidas por precipitación se observa en algunas micrografías la existencia de pequeñas agujas de Mg_2Si y Mg_2Al_3 en los límites de grano de la fase α , donde la presencia de Mg_2Si (Figura 2), aparece por la presencia de impurezas de Si [1].

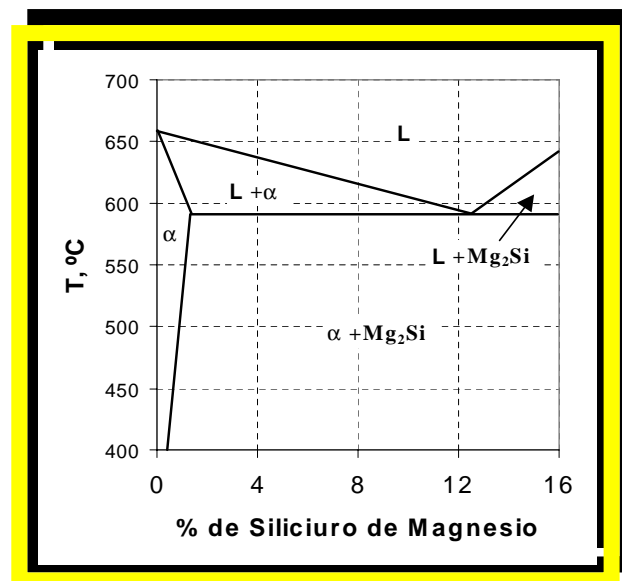


Figura 2. Diagrama de fases pseudobinario Al-Mg₂Si. [3].

¹ ASM Handbook, ninth edition, Metals Handbook Volume 9. Metallography and Microstructures. EEUU: ASM International EEUU, 1985, p. 351-381

² Hatch J.E., in Aluminium Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, 1984, p 165-166. Polmear, I.J., Light Alloys: Metallurgy of the light Metals, Arnold, London, 1995

Las impurezas de hierro también tienden a formar intermetálicos del tipo Al_3Fe (Figura 3). Es habitual, por tanto, encontrar además de las fases descritas en el diagrama de equilibrio los intermetálicos Mg_2Si y Al_3Fe .

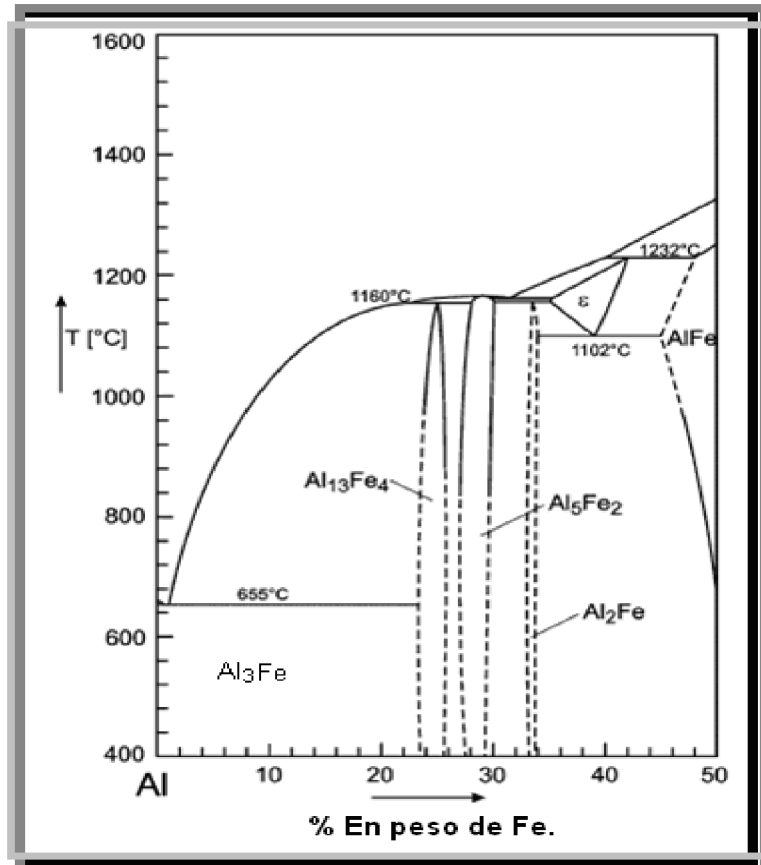


Figura 3. Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Fe. [3].

Dicho lo anterior, podemos agregar que estas aleaciones forman precipitados coherentes con la matriz, una forma de soportar esta afirmación, es el análisis de los diagramas ternarios, en nuestro caso, el de Al-Mg-Zn (Figura 4), aquí se muestra como el aluminio puede estar en el equilibrio con la formación de las siguientes fase: Al_8Mg_5 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, MgZn_2 , $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$ y (Zn).

La fase Al_8Mg_5 , disuelve hasta 10% de Zn, pero el (zn) no puede disolver hasta del 0.1% de Mg. La fase MgZn_2 (84.32%), es prototipo del tipo de fase hexagonal, con un parámetro $a=0.516 - 0.522\text{nm}$ y $c=0.849 - 0.856\text{nm}$, se puede disolver hasta un 3% de Al en esta fase.

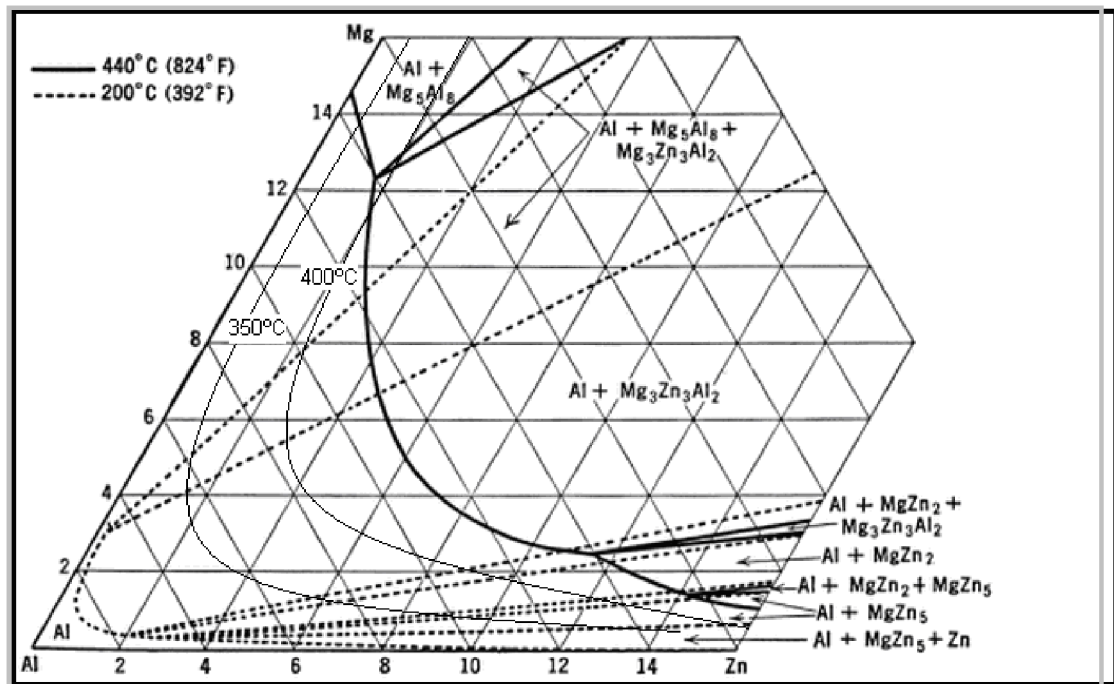


Figura 4. Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Mg-Zn. [3].

La fase Mg_2Zn_{11} (6.53%Mg), es una estructura cúbica centrada en el cuerpo, con un parámetro de $a = 0.855\text{nm}$, esta fase disuelve menos del 1% de Al.

La composición de la fase ternaria $Al_2Mg_3Zn_3$, se forma dentro del rango de 20-35% de Mg y 22-65% de Zn, a una temperatura de 200°C , y puede estar descrita por la fórmula $(AlZn)_{49}Mg_{32}$. Es una estructura cúbica centrada en el cuerpo, con un parámetro de 1.429 a 1.471nm , con respecto a como aumenta, o disminuye el contenido de Zn.

La fase (Zn), es una solución sólida de Al y Mg en Zn; la solubilidad máxima del Mg no excede el 0.1% y la del Al, esta sobre el 0.5%.

La solubilidad del Mg y el Zn en el Al, decrece significativamente cuando la temperatura baja, las curvas de solubilidad sólida a 350 , 400 y 440°C , muestran el (%) de Mg y Zn, que es capaz de entrar en solución sólida con el Al^4 .

⁴ Tomado de "Aluminum Alloys : Structure and properties", L.F. Mondolfo , cap 3 , pag 807-811"

Considerando lo dicho anteriormente podríamos llegar a la afirmación que la aleaciones Al-Mg, pueden ser envejecidas artificialmente, pero en teoría⁵ (por datos recogidos en trabajos realizados en forma industrial, y en investigaciones anteriores), este grupo de aleaciones son catalogadas como no tratables artificialmente, solo por envejecido natural.

En este trabajo, teniendo en cuenta que las aleaciones de Al-Mg son más ligeras que el aluminio puro, y su mejor relación peso/resistencia mecánica, queremos dar un aporte, en la consecución de factores que permitan que estas aleaciones sean tratables por envejecido artificial (proceso que por su rapidez, y buenos resultados en la propiedad mecánicas, es mas apetecible por la industria, que el envejecido natural), la adición del Zn, por trabajos anteriores [8] se considera que promueve un efecto favorable en el envejecimiento por precipitación, y conjuntamente a esto, a la formación de las zonas metaestable GP [2], que se dan por la modificación de las fases (Figura 4), y son parte del proceso físico, encontrado en el envejecido artificial.

2.2 FUSIÓN.

Es característico en estas aleaciones una estructura de segregación dendrítica cuando no han sido tratadas térmicamente, solidifican en capa gruesa y frente discontinuo.

Por causa de este efecto, el ultimo sólido formado a lo largo de la fronteras de grano, y en los espacios interdendríticos, es muy rico en el metal con el menor punto de fusión, y dependiendo de la propiedades de este metal, las fronteras de grano pueden actuar como un plano de debilidad, causando una serie falta de uniformidad en lo que se refiere a sus propiedades físicas y mecánicas⁶. Por

⁵ libro "Metalurgia de aleaciones de aluminio" capitulo 4.

⁶ SERPA DITTA, Erika y SANCHEZ MOLANO, Eliana. Respuesta al tratamiento térmico por precipitación de la aleación ACuZinc10 con 0.45% de magnesio. p 16.

ende, para algunas aplicaciones en la industria, un sistema de crecimiento dendrítico no es recomendado, promoviendo en estos casos un tratamiento térmico.

Otra dificultad a la que se enfrentan estas aleaciones, debido a ese comportamiento de solidificación, es a la presencia de micro-rechupes dispersos en la pieza, en gran parte por la absorción de gases, en especial del hidrogeno.

La (Figura 5), muestra que casi el 90% del hidrogeno disuelto en el aluminio líquido es expulsado durante a solidificación. Lo anterior explica la dificultad de en fabricar pieza moldeadas, exentas de poros en estas aleaciones.

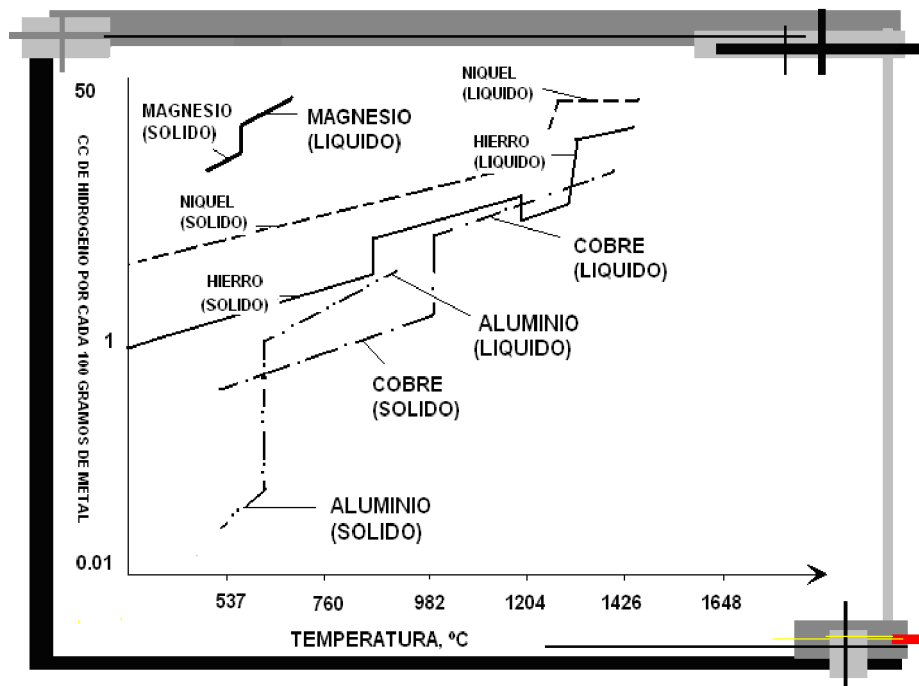


Figura 5⁷. Solubilidad del hidrogeno en función de la temperatura en diferentes moldes.

Por tal razón, en la consecución de una material libre de poro, se ha implementado la utilización de agentes desgacificantes, productos que

⁷ ALONSO, Arnaldo. Las propiedades de la fundición. BUCARAMANGA 1998. p 256-266.

reaccionan con el hidrogeno y/o otros gases, y los expulsan fuera del baño líquido, entre los mas usado están el nitrógeno y el hexacloro etano.

La Figura 5 muestra además, que el metal puede ser desgasificado manipulando P y T, es apreciable el incremento del contenido de H₂ con la temperatura, de tal forma que debemos limitar la temperatura del baño a máximo 750°C con P = 1 atm.

Otras sustancias como los fundentes también son usados, estos para mantener el baño limpio de impurezas, la absorción de gases, proteger el baño liquido contra la oxidación y/o otros requisitos tecnológicos, los fundentes mas usado y mezclas de estos se darán a continuación (Tabla 1).

Grupo I	1.) 85% de NaCl. 15% de criolita.	2.) 75% de NaCl. 10% de KCl. 15% de Na ₃ AlF ₆ .
Grupo II	3.) 60% de NaCl. 25% de KCl. 15% de Na ₃ AlF ₆ . 5.) 40% de NaCl. 40% de KCl. 20% de Na ₃ AlF ₆ .	4.) 35% de NaCl. 15% de Na ₂ CO ₃ . 50% de Na ₃ AlF ₆ . 6.) 30% de NaCl. 40% de KCl. 15% de Na ₂ CO ₃ . 15% de KF.
Grupo III	7.) 75% de NaCl. 20% de ZnCl ₂ . 5% de KCl.	8.) 20% de Na ₂ SiF ₆ . 10% de KF. 40% de NaCl. 30% de KCl.
Para aleaciones ricas en magnesio.	9.) 65% de MgCl ₂ . 25% de KCl. 5% de NaF. 5% de CaF ₂ .	

Tabla 1⁸. Mezclas de fundentes.

⁸ MANERO PLANELLA, José María, ARANDÉS SALVADÓ, Albert Andrés y Otros no referidos. Libro Aleaciones ligeras. Publicado por Edicions UPC, 2001

2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Generalmente las aleaciones base AL-Mg, se encuentran en el grupo de las aleaciones tratadas térmicamente utilizando los procesos de solución, temple y envejecido (envejecido natural). El cambio que se le da a la estructura y por ende a las propiedades mecánicas esta influenciado por la precipitación de fases duras. Este hecho se soporta, en base de los diagramas binarios (Figura 1) y ternarios (Figura 4) de los elementos en cuestión, ya que algunas características propias de las aleaciones que permiten ser tratadas térmicamente, son abstraídas por medio del estudio de estos diagramas.

Por ello, se describe a continuación las características generales de la solubilización, el temple y envejecido. Este último puede ser artificial, calentando a una temperatura adecuada, o natural, a temperatura ambiente, durante un tiempo determinado.

Ø **Tratamiento de solución.** El tratamiento térmico de solución sirve para enriquecer la solución sólida con los componentes de aleación activos para el endurecimiento. La temperatura del procedimiento debe ser lo más alta posible, pero por debajo de la temperatura de fusión de la aleación, de punto de fusión más bajo.

En resumen, la aleación se calienta a una temperatura a la cual se disuelve una segunda fase (presente generalmente en menor cantidad), en la cantidad más abundante, se mantiene a esta temperatura durante un tiempo para producir una solución sólida sobresaturada.

Al someter ciertas aleaciones de Al-Mg a un proceso de solubilización entre 400°C y 450°C, durante 8 horas y un temple en agua, se observa en la estructura correspondiente al Mg_2Al_3 , que se ha disuelto prácticamente en la matriz de fase α . Con este procedimiento se busca crear una condición de sobresaturación (inestabilidad) en la aleación, siendo este ciclo de tratamiento,

conocido como tratamiento de disolución. El tiempo de sostenimiento en la temperatura para la aleación debe ser el mínimo requerido para permitir que la solución sea completa, es decir, para que haya una homogenización total [8].

Ø **Temple.** La velocidad de enfriamiento necesaria para mantener el estado de sobresaturación depende, en primer lugar, de la composición de la aleación. Algunas aleaciones requieren elevadas velocidades de enfriamiento, por ejemplo enfriamiento en agua, como son las aleaciones de AL-Mg.

En otras aleaciones basta un enfriamiento con aire forzado con agua nebulizada. Con el enfriamiento se trata de recorrer lo más rápido posible el intervalo de temperaturas entre la temperatura del tratamiento térmico y unos 200°C aproximadamente, para impedir una precipitación prematura de los constituyentes disueltos en exceso y así producir una sobresaturación de la fase beta, que es la condición óptima anterior a la precipitación y el endurecimiento.

En la mayoría de las aleaciones es importante llevar la pieza recocida, sobre todo aquellas que tienen paredes delgadas con pequeña capacidad calorífica lo más rápidamente posible al baño de enfriamiento, ya que cualquier demora influye desfavorablemente sobre la resistencia mecánica y también sobre la resistencia a la corrosión [8].

Ø **Tratamiento de envejecido.** El endurecimiento por envejecido es el nombre dado al proceso de tratamiento térmico para producir un precipitado coherente (Figura 6), consiste en provocar la aparición de un precipitado finamente dividido de una segunda fase, en la matriz monofásica de una aleación que es una solución sólida sobresaturada³.

³ ASM Handbook, Metals Handbook Volume 4. Heat Treating. EEUU: ASM International EEUU, 1991, p. 832-839.

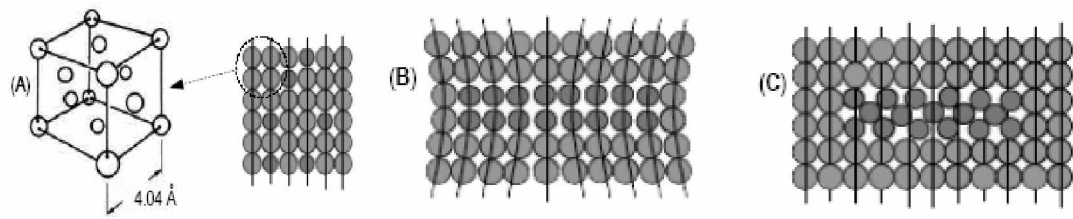


Figura 6. Tipología de los precipitados en la red cristalina; red cúbica centrada en las caras FCC y átomos de soluto en la solución (A); precipitado coherente con la matriz (B); precipitado incoherente con la matriz (C). Diagrama de equilibrio de fases del sistema binario Al-Mg. [2].

A temperatura ambiente, hay sistemas que tienden espontáneamente a la situación de equilibrio, es decir, que existe suficiente movilidad atómica para que el sistema vaya expulsando poco a poco el exceso del elemento que se encuentra en solución mediante la formación de pequeños precipitados, este fenómeno se conoce como envejecimiento natural, cuanto más alta es la temperatura tanto más cortos son los tiempos de almacenamiento para alcanzar el valor límite.

Sin embargo, existen otros sistemas en que es necesario forzar esta reacción de precipitación mediante tratamientos térmicos a temperaturas más elevadas. Estos sistemas se someten a un recocido a temperaturas por debajo de la curva de transformación para inducir la precipitación. Este caso se conoce como envejecimiento artificial.

Finalmente, después de un envejecido artificial que puede oscilar entre 150°C a 300°C, durante 4 a 16 horas se observa la precipitación de la fase β en forma de finos precipitados a lo largo de la matriz, en las aleaciones de AL-Mg [2]. En el envejecimiento artificial es característico una elevación más rápida de las propiedades mecánicas comparada con lo que sucede en el endurecimiento natural, y la mayor parte de las veces, también se obtienen valores máximos más elevados.

Realizando los tratamientos térmicos en forma adecuada es posible un control muy aceptable del tamaño y número de partículas que se precipitan y como consecuencia, del cambio en la estructura y propiedades mecánicas de estas

aleaciones. Tanto en el envejecimiento natural como el artificial, se obtiene una microestructura formada por granos de fase α con una fina dispersión de precipitados que no son visibles al microscopio óptico. La existencia de estos precipitados aumenta considerablemente la resistencia mecánica y la dureza de la aleación.

Estos precipitados, no son más que zonas donde se da una cierta orientación de los átomos de soluto, conocidas como zonas de Guinier-Preston. Se recomienda en esta etapa temperaturas relativamente bajas con tiempos relativamente largos, ya que reduce al mínimo las variaciones en el envejecido entre las piezas gruesas y delgadas en la carga del horno.

Ø **Características del Endurecimiento por Precipitación en las Aleaciones Base Al-Mg.** Las características más importantes, que se deben cumplir para que una aleación pueda ser endurecida por precipitación, son las siguientes:

- § Que dos elementos sean solubles, uno en otro en una amplia zona de temperaturas y que haya una franca disminución en solubilidad de uno de estos dos elementos al disminuir la temperatura, es decir, debe existir una zona de solución sólida.
- § Tener una composición tal que se produzca la precipitación en forma conveniente (Figura 7), para que con ayuda del tratamiento térmico se pueda encontrar las mejores propiedades del material, en usos comerciales [2].

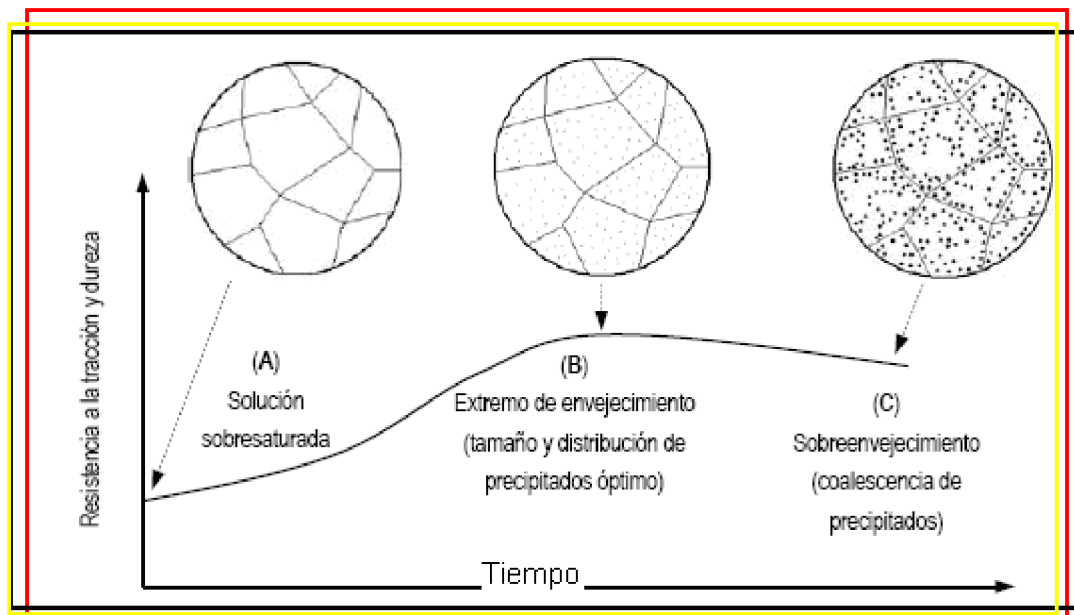


Figura 7. Efecto del tiempo en la obtención de características mecánicas óptimas para una aleación endurecible. [2].

Considérese una aleación binaria aluminio-magnesio, con un diagrama de equilibrio como el de la (Figura 8). Para que sea apta al endurecimiento por precipitación es necesario que el magnesio en la matriz de aluminio, presente en estado sólido una solubilidad creciente con la temperatura. En la (Figura 9), se representa, para una aleación de concentración x_1 , la secuencia de tratamientos térmicos.

Si la aleación se enfría lentamente desde la temperatura de puesta en solución (T_1) hasta una temperatura inferior (T_3), la solución sólida α tiende a precipitar partículas de intermetálico Al_xM_y [2], lo cual no contribuye al endurecimiento de la aleación por lo grueso del precipitado (del orden de un micrómetro) y por la escasa cantidad de precipitados por unidad de volumen.

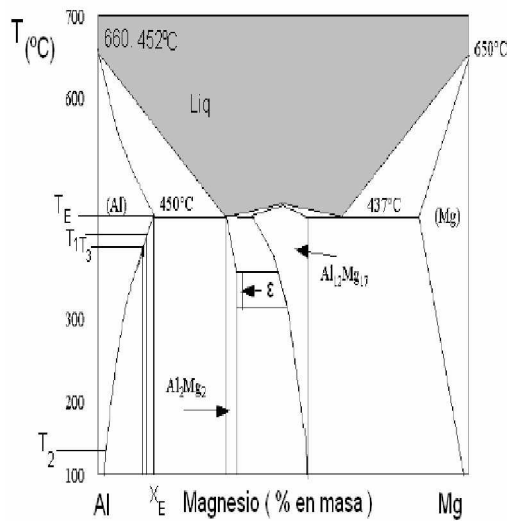


Figura 8. Diagrama de equilibrio Al-Mg. [3].

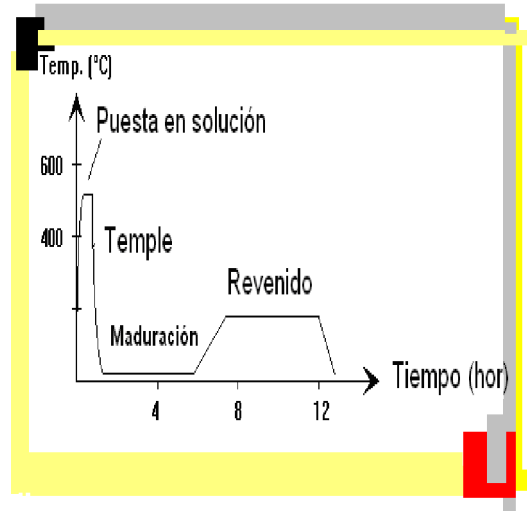


Figura 9. Endurecimiento por precipitación. [2].

Si la aleación se temple hasta T_2 después de la puesta en solución, se obtiene una solución sólida metaestable, sobresaturada de soluto, con los átomos de soluto colocados de manera aleatoria en nudos de la red cúbica de caras centradas del aluminio, formando una solución sólida sustitucional. Después de la puesta en solución (generalmente entre 300 y 550 °C dependiendo de la aleación), el endurecimiento por envejecimiento se debe a la formación de precipitados coherentes con la matriz, a partir de esta solución sobresaturada.

Durante la etapa de maduración o envejecimiento natural, la aleación endurece progresiva y espontáneamente y la solución sólida se descompone para dar lugar a la formación de pequeñas zonas o agrupaciones de átomos de soluto (zonas de Guinier- Preston o zonas GP). Estas agrupaciones están siempre situadas en los nudos de la red de aluminio, y están constituidas por pequeñas porciones de planos cristalográficos de la red de aluminio enriquecidas en átomos de soluto.

Estas zonas GP introducen distorsiones elásticas en la red de la matriz (Figura 10). En ciertos casos, esta precipitación se ve facilitada por la presencia de defectos en la red, tales como dislocaciones, que favorecen una

difusión más elevada de átomos de soluto o acomodan los campos de deformación elásticos.

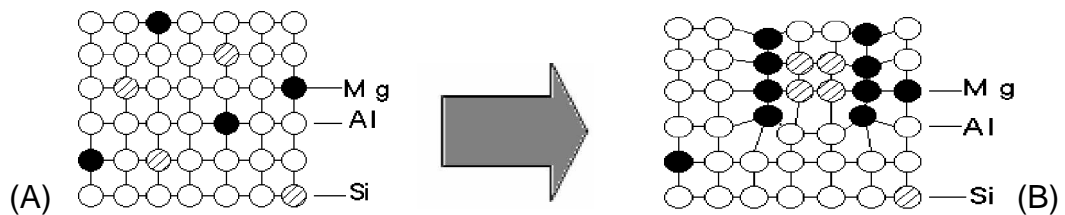


Figura 10. Solución sólida α (A), formación de (GP) (B). [2].

Un calentamiento posterior a T_2 moderada (envejecimiento), acentúa todavía más la descomposición de la solución sólida por la precipitación de más átomos, produciendo precipitados más finos (tamaño comprendido entre 2 y 50 nm) que endurecen todavía más la aleación, hasta un máximo de resistencia mecánica. Estos precipitados coherentes o semicoherentes son compuestos intermetálicos metaestables, que poseen una red cristalina y una composición química propias, distinta de la del compuesto intermetálico de equilibrio estable (Al_xM_y). La fracción volumétrica de precipitados metaestables aumenta, también, con el grado de sobresaturación y con la concentración relativa en aluminio del precipitado [2].

La aparición de nuevo del precipitado de equilibrio sólo es posible mediante un sobre-envejecimiento efectuado a temperatura bastante alta, durante un tiempo superior al de máximo endurecimiento. El ablandamiento de la aleación está entonces, regido por la coalescencia de precipitados, y los más grandes (del orden de 1 micrómetro) se hacen visibles al microscopio óptico.

Por razones de orden termodinámico y cinético la solución sólida sobresaturada, obtenida por puesta en solución y temple, no da lugar a temperatura ambiente a la precipitación de la fase intermetálica de equilibrio. El endurecimiento de las aleaciones de aluminio a temperatura ambiente o por envejecimiento artificial, resulta de una descomposición secuencial de la solución sólida α y de un empobrecimiento progresivo en soluto de esta última, siguiendo las etapas que aparecen en la Tabla 2. La secuencia presentada en

esta tabla no es válida exactamente para todos los sistemas pero se presenta como una guía general.

Estado bruto de temple	→ → envejecimiento → →		→sobreenvejecimiento
α_0	$\alpha_1 + GP$	$\alpha_2 + \beta'$	$\alpha_3 + \beta$
solución sólida	zonas GP	Precipitados metaestables β'	Precipitados de equilibrio β
ccc	Precipitados coherentes	Precipitados coherentes o semicoherentes	Precipitados incoherentes

Tabla 2. Secuencia observada a menudo en las aleaciones endurecibles por envejecimiento [2].

3. METODOLOGIA.

La metodología empleada en el desarrollo de la presente investigación fue casi en su totalidad experimental, debido esto a la escasa literatura sobre el tema en particular.

El conocimiento adquirido, y plasmado en este libro, es fruto del desarrollo mismo de la investigación.

Se elaboraron 2 grupos de aleaciones (Tabla 3), cada uno subdividido en las dos composiciones a estudio, de la siguiente forma:

Grupo	Composición	Identificación	Condición
Grupo A	Al 5Mg	A1	As Cast, colada en arena.
	Al 5Mg 2Zn	A2	Colada en arena.
Grupo B	Al 10Mg	B1	As Cast, colada en arena.
	Al 10Mg 2Zn	B2	Colada en arena

Tabla 3. Identificación de las diferentes probetas elaboradas.

Las aleaciones A2 y B2 serán posteriormente sometidas al tratamiento térmico de Envejecimiento "T4" (solubilizadas, templadas y envejecidas artificialmente). A estas probetas ya envejecidas se le realizaran ensayos de tensión, dureza, y las metalografías correspondientes.

3.1. DISEÑO EXPERIMENTAL.

Existen diferentes variables que pueden influir en el comportamiento de una aleación no ferrosa. Para determinar la influencia de las variables del proceso se realizará un diseño experimental donde se establece la justificación estadística del número de replicas y repeticiones de los ensayos a realizar.

Para la presente investigación tendremos las siguientes variables:

3.1.1. Variables Independientes.

- § Contenido de los elementos aleantes (aluminio, zinc y magnesio).
- § Temperatura.
- § Tiempo de envejecimiento.

3.1.2. Variables Dependientes.

- § Composición química final.
- § Resistencia Mecánica (elongación, resistencia a la tracción, límite elástico).
- § Dureza final antes y después del tratamiento térmico.
- § Ductilidad antes y después del tratamiento térmico.

3.2. MATERIAS PRIMAS Y EQUIPOS.

3.2.1. Materias Primas.

- § Aluminio. Se empleo aluminio de perfilaría arquitectónica de la serie 6160 con pureza de 98.361 %.
- § Magnesio. Se utilizo magnesio electrolítico en presentación de lingote de 5 Kg y 99.90 % de pureza.

- § Zinc. Se trabajo con zinc en presentación de lingote de 2 Kg y 99.5 % de pureza.
- § Arena sílice. Presenta una temperatura de fusión del orden de 1713°C y su densidad varía entre 2,5 y 2,8 g/cm³.
- § Silicato de Sodio, grado metalúrgico cuya composición química se muestra en la (Tabla 4).
- § Dióxido de Carbono y Nitrógeno comercial (bala de 6 m³).
- § Hexacloroetano (pastillas x 25gramos).

Módulo	Na ₂ O (%)	Densidad(g/cm ³)
2,064	14,06	1,505

Tabla 4. Composición química del silicato de sodio.

3.2.2. Equipos.

- § Horno de fusión fijo y crisol de carburo de silicio, el cual emplea como combustible ACPM.
- § Pirómetro Digital de inmersión.
- § Equipo básico de seguridad.
- § Equipo para la preparación de muestras metalográficas (desbastadora marca BUCHLER LTDA, pulidora marca MWTASERV).
- § Analizador de imágenes marca LEICA Q500MC.
- § Horno para Tratamientos térmicos.
- § Microscopio metalográfico marca VERSAMET, OLYMPUS.
- § Durómetro marca CLARK INSTRUMENT.
- § Máquina de ensayo universal Marca SHIMADZU modelo AG-1 "Autograph", con capacidad de carga de 250 KN.
- § Espectrómetro de Fluorescencia de Rayos X (XFR) marca SHIMADZU modelo EDX 800HS.
- § Mezclador de arenas marca SIMPSON modelo LF, serie UD, manufacturado por la Nacional Engineering Co (Chicago, Toronto) de 20 kg de capacidad.

Ø **Análisis Químico de las Materias Primas.** Se obtuvo la composición de los metales utilizados y aleaciones fabricadas, utilizando la técnica de Espectrofotometría de Fluorescencia de Rayos X (XFR).

3.3. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

3.3.1. Caracterización de la arena y selección del aglomerante.

La caracterización de la arena se realizó en el laboratorio de arenas de moldeo de la escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales. En el desarrollo de la mezcla para la elaboración de los moldes en este trabajo, se partió de 3 tipos de mezcla (Tabla 5), en las cuales se analizó el comportamiento de cada una, frente a parámetros como resistencia a la compresión, friabilidad, permeabilidad, distribución granulométrica, tamaño y forma de los granos. En las Tablas 6, 7 y 8; se muestra la distribución granulométrica de las diferentes clases de arenas ensayadas y en las Figuras 11, 12 y 13, se representa gráficamente dicha distribución.

Los componentes de la mezcla son los siguientes:

	Composición arena(+ 1200 ml silicato)	Permeabilidad (gaseada durante 20 seg. a 25 psi)	Índice de finura AFS	Forma de los granos
1.	10 Kg Gruesa + 8 Kg fina	240	90	Angular y subangular
2.	15 Kg Gruesa + 3 Kg fina	270	50	Angular y subangular
3.	11Kg Gruesa + 7 Kg fina	150	70	Angular y subangular

Tabla 5. Preparación de la mezcla de las arenas ensayadas.

Tamiz	Abertura(mm)	Retenido (gr.)	Factor	Producto	%Retenido
6	3,36	0	3	0	0,00
12	1,68	0	5	0	0,00
20	0,841	0,4	10	4	0,91
30	0,595	0,6	20	12	1,36
40	0,42	5	30	150	11,34
50	0,297	13	40	520	29,48
70	0,21	9,5	50	475	21,54
100	0,149	4,9	70	343	11,11
140	0,105	3,4	100	340	7,71
200	0,074	2,2	140	308	4,99
270	0,053	1,5	200	300	3,40
Bandeja		3,6	300	1080	8,16

Tabla. 6 Distribución granulométrica de la arena 1.

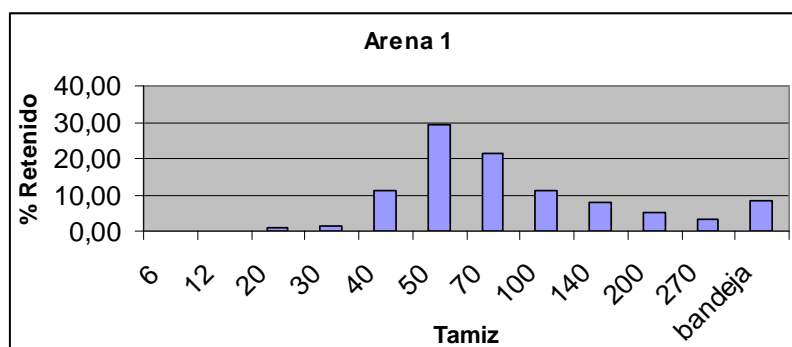


Figura 11. Gráfica de la distribución granulométrica de la arena 1.

Tamiz	Abertura(mm)	Retenido (gr.)	Factor	Producto	%Retenido
6	3,36	0	3	0	0,00
12	1,68	0	5	0	0,00
20	0,841	0	10	0	0,00
30	0,595	0,2	20	4	0,39
40	0,42	7,7	30	231	14,92
50	0,297	21,6	40	864	41,86
70	0,21	14,5	50	725	28,10
100	0,149	4,4	70	308	8,53
140	0,105	1,7	100	170	3,29
200	0,074	0,8	140	112	1,55
270	0,053	0,4	200	80	0,78
Bandeja		0,3	300	90	0,58

Tabla 7. Distribución granulométrica de la arena 2.

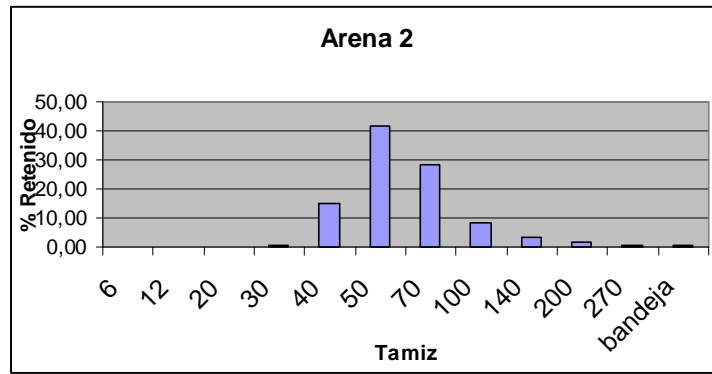


Figura 12. Gráfica de la distribución granulométrica de la arena 2.

Tamiz	Abertura(mm)	Retenido (gr.)	Factor	Producto	%Retenido
226	3,36	0	3	0	0,00
12	1,68	0	5	0	0,00
20	0,841	0	10	0	0,00
30	0,595	0,4	20	8	0,95
40	0,42	5,4	30	162	12,77
50	0,297	16,3	40	652	38,53
7220	0,21	11,4	50	570	26,95
100	0,149	4,3	70	301	10,17
140	0,105	2	100	200	4,73
200	0,074	1	140	140	2,36
270	0,053	0,3	200	60	0,71
Bandeja		1,2	300	360	2,84

Tabla 8. Distribución granulométrica de la arena 3.

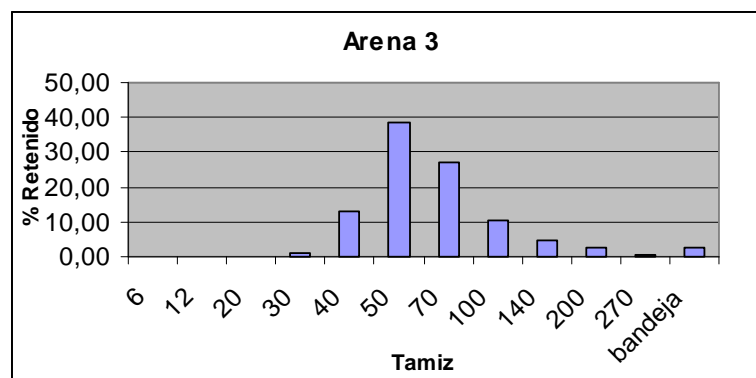


Figura 13. Gráfica de la distribución granulométrica de la arena 3.

De acuerdo a los resultados de los ensayos realizados se decidió utilizar la mezcla de arenas número 1, principalmente en base a dos factores críticos:

- § Buena permeabilidad, permitiendo de esta una mejor difusión de los gases de colada a través de los espacios, que se forman entre granos (es muy importante para evitar la aparición de poros internos en la pieza).
- § Mayor índice de finura AFS, pensando siempre en un acabado superficial mejor, que permitiese menores gastos de tiempo y dinero en el mecanizado.

Teniendo en cuenta lo descrito anteriormente, en este numeral, el material de moldeo base utilizado, es arena de cuarzo seca y lavada, es de un tamaño granular medio entre 0,2 y un máximo de 0,6 mm, y conjunto con esto después de analizar las ventajas y desventajas (de la técnica de moldeo con silicato sódico) descritas a continuación, se utilizo un silicato alcalino y de un pH de 12 aproximadamente, que contiene aproximadamente un 35% en peso de $\text{Na}_2\text{O} + \text{SiO}_2$.

Ø **Ventajas de la Técnica de Moldeo con Silicato Sódico.**

- § No es necesario el cocido de los moldes (estufado).
- § No se requieren armaduras.
- § Precisión dimensional tanto en molde como machos.
- § Es muy rápido.
- § Equipos baratos y sencillos.

Ø **Desventajas de la Técnica de Moldeo con Silicato Sódico.**

- § Baja friabilidad por lo que se debe utilizar poco aglutinante.
- § La arena no es reutilizable debido a la presencia de carbonato y bicarbonato de sodio.

§ La arena una vez preparada tiene la tendencia a endurecerse por el CO₂ de aire.

3.3.2. Diseño y Desarrollo de Modelos.

El diseño y desarrollo del modelo se realizó basado en datos encontrados en la guía Foseco de fundición⁹ (Figuras 14, 15, 16 y 17). Se mejoró e implementó un sistema de llenado. Se realizaron las simulaciones del proceso utilizando el programa Soldi Cast ubicado en la escuela de ingeniería Metalúrgica, como resultado de las simulaciones se obtuvo el avance del metal durante el llenado, la distribución de temperatura durante el llenado y solidificación de la pieza. Teóricamente se implementaron las dimensiones óptimas para el proceso de colada de forma que se disminuyese la turbulencia dentro del canal de llenado, y presentando una mazarota que permitiera la correcta solidificación de la pieza, además con la idea principal de disminuir el número de moldes a realizar.

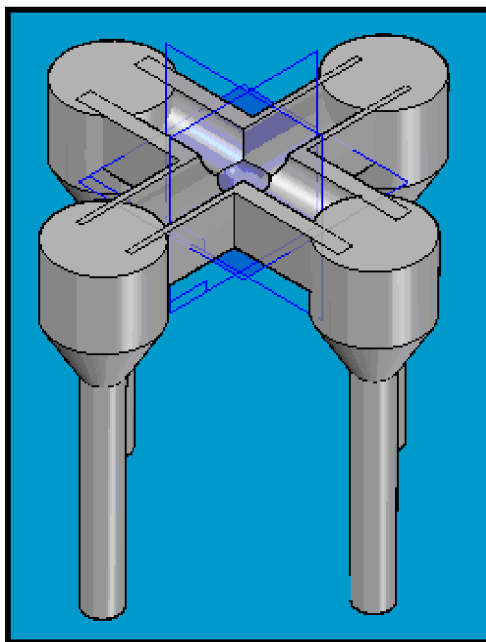


Figura 14. Modelos del Sistema de Llenado.

⁹ Folleto de información Técnica No 41, Foseco.

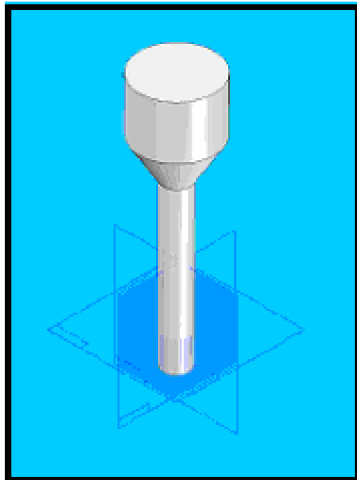


Figura 15. Modelo y mazarota calculada.

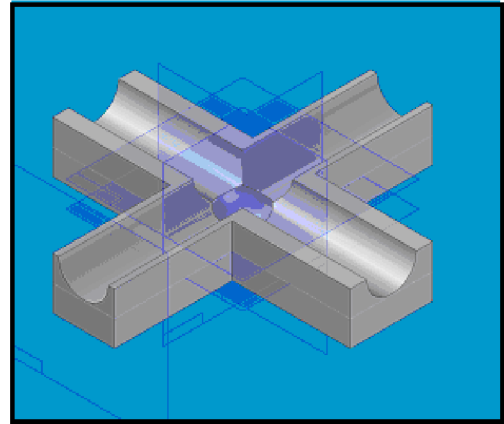


Figura 16. Sistema de llenado. Detalle canaleta Central.



Figura 17. Mazarotas.

Mediante el software Solid Cast , Flow Cast y Optic Cast, se simuló las condiciones de vaciado del metal dentro del molde, de tal forma que se obtuvieron como datos óptimos un tiempo de llenado de 10 segundos. En la Figura 18, se aprecia la distribución de la velocidad de flujo para un tiempo de llenado de 10 seg, en las Figuras 19 y 20, se aprecia la distribución de la temperatura del sólido durante el llenado del molde, y en la Figura 21, se aprecia evolución de la temperatura del metal líquido durante el llenado del molde en la probeta durante el vaciado.

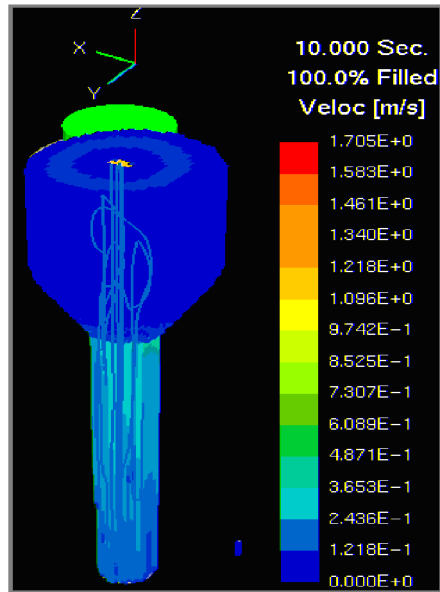
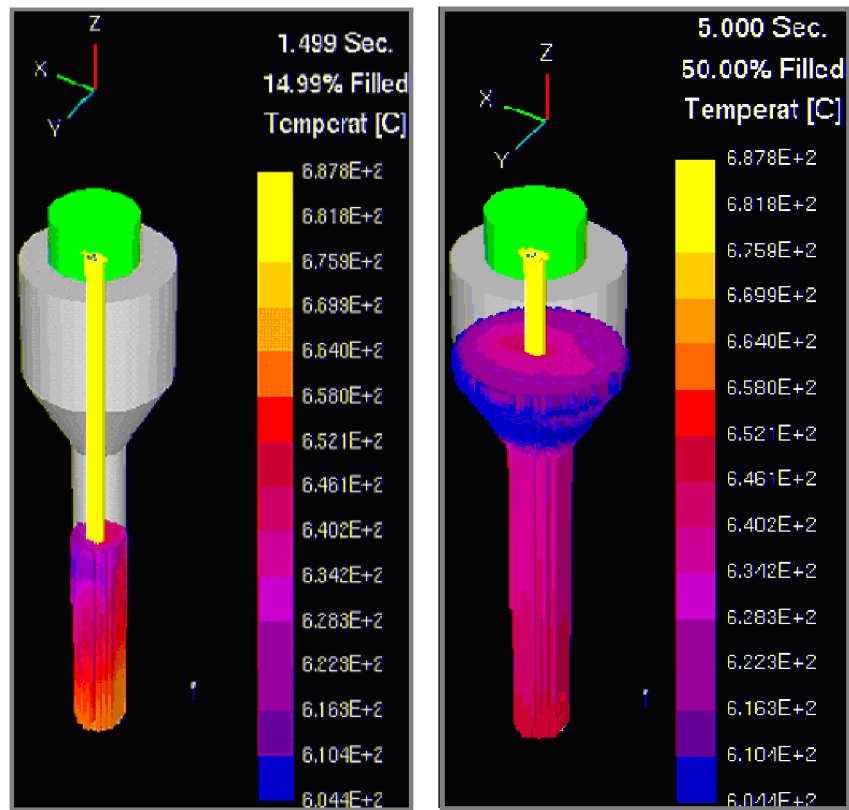


Figura 18. Distribución de velocidad de flujo del metal fundido para un tiempo de vaciado de 10 segundos.



Figuras 19 y 20. Evolución de la temperatura del sólido durante el llenado del molde.

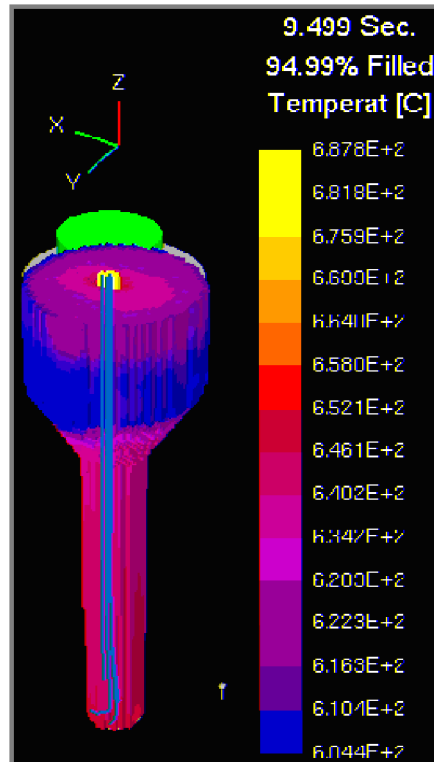


Figura 21. Evolución de la temperatura del metal líquido durante el llenado del molde. Tiempo 9.49 segundos.

3.3.3. Elaboración de Aleaciones.

Para minimizar el efecto de diversas variables en las aleaciones a elaborar, inicialmente se fundió, refino y lingoteó el aluminio, obteniéndose lingotes de 7 Kg. Después de esto, se elaboró una aleación madre AL-Mg (10 % Mg) para garantizar la totalidad del magnesio y homogeneidad de las aleaciones, de tal forma que no se presentaran diferencias significativas en la composición de estas, al agregarse después magnesio.

Ø **Procedimiento de Fusión.** Como se menciona en apartados anteriores se empleó el horno de fusión fijo, el cual usa como combustible ACPM (Figura 22).

Listas las cargas, y precalentado el horno y el crisol (coloración rojo cereza), se agregan las cargas de aleación madre y las cantidades de aluminio necesarias para alcanzar las composiciones deseadas. Como control de temperatura se

utilizó un pirómetro en el horno, para verificar la temperatura alcanzada y evitar que esta sobrepase los 750°C.

Una vez se ha disuelto la totalidad de los lingotes adicionados, se procede a retirar del horno el crisol, y se realiza la adición del Zinc en las cantidades requeridas al material de colada (la adición se realiza con el material de colada dentro del crisol).

Debido a este procedimiento, y a la cercanías de los puntos de fusión de los elementos mayores de esta aleación (Al 660°C , Mg 649.8°C, Zn 419.5°C), no presentaron perdidas significativas por fusión.



Figura 22. Horno de Fusión con combustible ACPM.

Otro punto en el desarrollo del proceso de fusión, es que la superficie del material fundido, fue tratada con una mezcla de fundentes que sirven como agentes limpiadores de impurezas.

En este trabajo se utilizó 3 combinaciones de fundentes:

1. 100 % KCl.
2. 50 % KCl + 50 % MgCl₂.
3. 60 % MgCl₂ + 40 % KCl.

Al realizar los ensayos se apreció un mejor efecto limpiador al utilizar la mezcla 3.

No se empleo NaCl como fundente, el cual es muy empleado tradicionalmente en la industria colombiana por su fácil acceso y bajo costo, debido a que en aleaciones Al – Mg, el sodio (Na), produce fragilidad por formación de poros aislados y grietas (durante el trabajado en frío).¹⁰

Para ver la influencia de la desgasificación sobre la pieza solidificada, se utilizó el Analizador de presencia de Hidrogeno ubicado en la planta de aceros de la escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de Materiales (Figura 23), después de haber realizado pruebas individuales (una con nitrógeno gaseoso y otra con hexacloroetano, Figuras 24 y 25), en pro de la eliminación de burbujas de hidrogeno.



Figura 23. Analizador de presencia de Hidrogeno en la aleación.

¹⁰ libro metalurgia de aleaciones de aluminio capitulo 4.

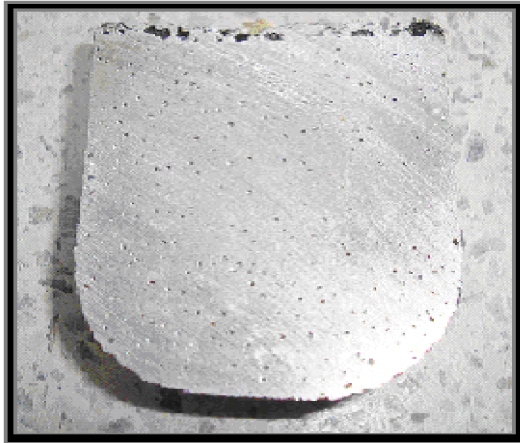


Figura 24. Con Hexacloroetano.

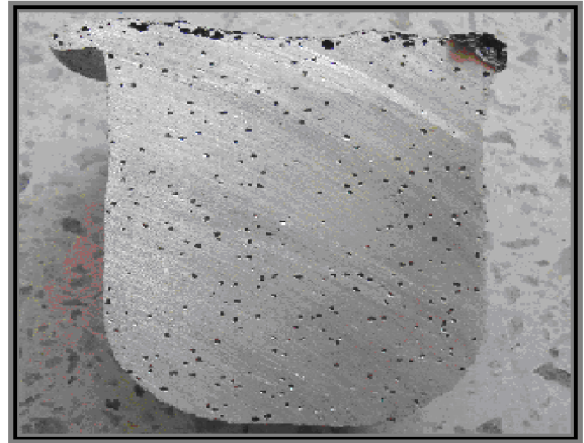


Figura 25. Nitrógeno Gaseoso.

La figura 25. Muestra la acción del nitrógeno gaseoso, se realizó una inmersión de 45 segundos a 130 psi de presión.

Se llegó a la conclusión después de analizar las pruebas individualmente, que para eliminar las burbujas de hidrógeno en la fundición, es necesario una mezcla de agentes desgasificadores. Se realizaron pruebas para ver el efecto de la utilización de la mezcla entre nitrógeno gaseoso y hexacloroetano. Los resultados de este ejercicio son reportados a continuación (Figura 26), donde podemos ver una muestra libre de poros.

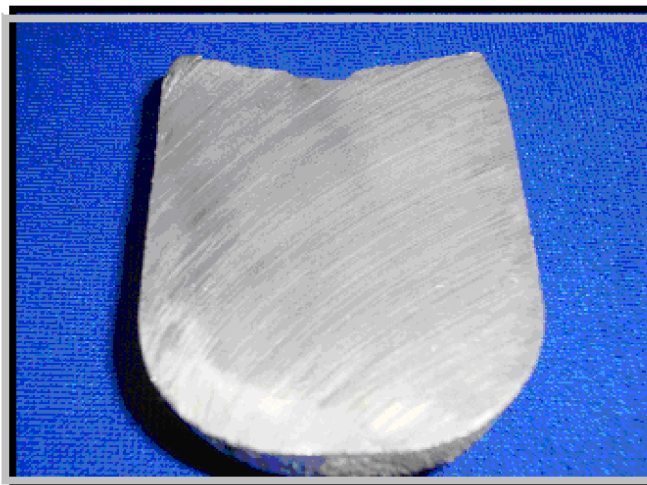


Figura 26. Acción combinada de los dos agentes desgasificadores, Hexacloroetano y Nitrógeno gaseoso.

El hexacloro etano (presentación pastillas), fue puesto en contacto con la fundición al introducirlo en el caldo (envuelto en laminas de aluminio), la cantidad agregada corresponde al 0.25 % del peso total de la carga. El nitrógeno gaseoso (seco), fue introducido a la aleación fundida, mediante la utilización de una campana de inmersión (2 minutos a 130 psi de presión).

3.3.4. Tratamiento Térmico.

Se procedió a realizar el tratamiento térmico de las aleaciones a estudio, pensando siempre en minimizar el contenido de fuentes de hidrogeno, se opto por utilizar un Horno Eléctrico con bomba de vacío para realizar el TT de solubilización, las condiciones del procedimiento fueron: presión de 1 psi (vacío parcial), a una temperatura de 430°C. Posteriormente se procedió a templar en agua a 60°C (Figura 27), el tratamiento térmico de envejecimiento se realizo a 150°C y 200° C .en la Figura 28, muestra el horno utilizado.

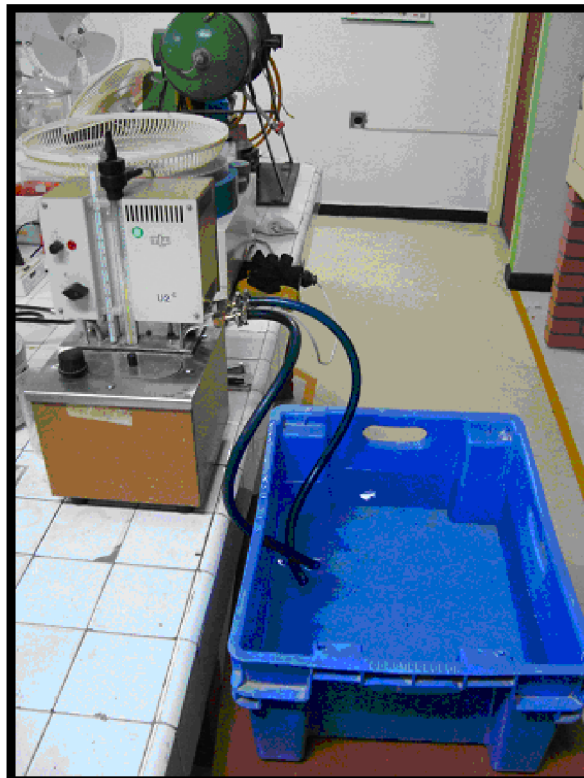


Figura 27. Cuba de Temple, medio de temple: agua a 60°C.



Figura. 28 Horno para solubilización con bomba de vacío, presión 1 psi.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS.

4.1. INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.

Para observar la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la pieza a obtener, se utilizó un molde en coquilla metálica, el cual se precalentó a 180°C mediante el uso de soplete de gas, por espacio de 20 minutos antes de la colada, la temperatura al momento de colar se situó en 140°C, la temperatura de la aleación fundida al momento del vaciado se registró en el rango de 700°C a 720°C, los tiempos de vaciado se registraron en el rango de 8.5 a 10 segundos.

Al realizarse la colada en la coquilla la elevada velocidad de enfriamiento de esta y la pobre colabilidad propia de la aleación da como resultado una solidificación muy rápida de la probeta, como consecuencia de esto, el metal fundido, no alcanza a llenar por completo el molde aun en las mejores condiciones de temperatura y tiempos de vaciado. Además de esto, se aprecia la presencia de fuertes rechupes internos en las zonas críticas de unión. Como aspectos positivos tenemos: un fino tamaño de grano y prácticamente ausencia de porosidades macroscópicas, así como un acabado superficial limpio y brillante (ver Figuras. 29 - 32).



Figura. 29 Pieza fundida en coquilla metálica.



Figura. 30 Detalle de puntos críticos, zona de unión, flujo ascendente de metal.



Figura. 31 Rotura en la sección de empalme, filete a 90°.

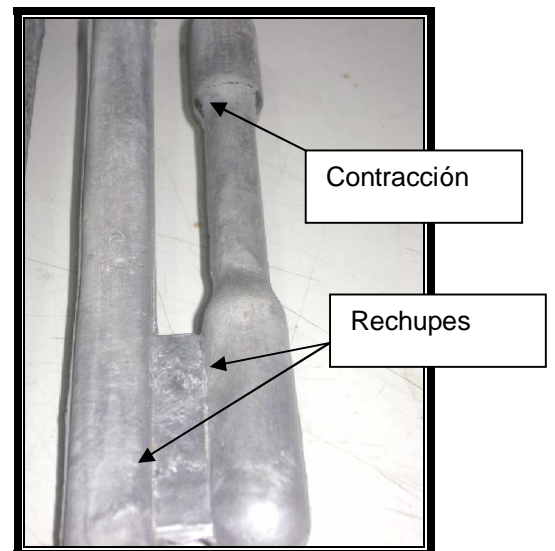


Figura. 32 Detalle contracciones y rechupes en la probeta.

Con respecto a las coladas en arena, se observó la presencia de manchas negras (Figura 33), sobre la superficie superior de las probetas fundidas, este efecto es más marcado en la aleación Al10Mg, debido al incremento del magnesio y el prolongado tiempo que la pieza necesita para su total solidificación (debido principalmente al tamaño de la pieza), y consecuentemente con esto, hay mayor tiempo de permanencia para que el hidrogeno se difunda en la aleación (este inconveniente no se presento en las piezas obtenidas en coquilla).



Figura 33. Presencia de manchas negras sobre la superficie de las probetas coladas en arena.

Esta reacción metal/molde resulta de la acción del magnesio presente al desdoblar la humedad presente en la arena, en sus constituyentes, hidrogeno y oxigeno. Este ultimo forma el oxido¹¹ con la aleación y el hidrogeno, en estado atómico, es disuelto en el metal liquido. Cuando la pieza solidifica el hidrogeno es expulsado del metal, y la cantidad que no logra alcanzar la atmósfera queda retenida dentro de la pieza formando la porosidad característica, concentrada en las partes próximas a la superficie y disminuyendo hacia el centro de la pieza. Aun cuando los moldes son elaborados en arena aglutinada con Silicato de Sodio y secados antes de verter el metal liquido, hay suficiente agua en la atmósfera y en la superficie del molde para reaccionar con el magnesio.

¹¹ Como se menciona anteriormente: $(Mg) + H_2O \rightarrow 2(H) + MgO$.

4.2. ANÁLISIS METALGRÁFICO.

La obtención y preparación de las probetas para su análisis microestructural, se realizó siguiendo los requerimientos y lineamientos de las normas ASTM E 3, ASTM E – 407 y ASTM E – 112. Una de las muestra fue cortada para realizar el desbaste y pulido metalográfico. Luego de ser pulida en lijas de carburo de silicio de numero 120 hasta 1200, la muestra fue pulida a 0.05 micrones empleando pasta de diamante; siguiendo la secuencia de 1 y 0.05 micrones. Posteriormente la muestra fue atacada químicamente con solución 3m, ¹²(1 g NaOH, 100 ml H₂O) para revelar la microestructura.

La caracterización metalográfica de las fases presentes se realizó en el microscopio óptico, además se identificaron las fases y precipitados presentes utilizando ataque selectivo¹³.

La Tabla. 9, muestra la nomenclatura utilizada para identificar las aleaciones desarrolladas. En la Tabla 10, se relacionan los reactivos utilizados para el ataque selectivo, en la Tabla. 11, se muestra la influencia de estos sobre cada una de las fases y precipitados.

¹² ver tabla 10.

¹³ siguiendo las normas y directrices de:

Tomado de ASM Metals Handbook vol 9.- Metallography and Microstructures ” pags. 1696-1697.

“ASM Metals Handbook vol 9.- Metallography and Microstructures ” pags . 1690-1695,1696-1700,1742-1760.

“Aluminum Alloys : Structure and properties”, L.F. Mondolfo , cap 3 , pag 807-830

“Atlas Metallographique des Alliages D’Aluminium”ETDIF, cap 4 ,pags 20-28

Grupo	Composición	Identificación	Condición
T1(150°C)	Al 5Mg 2Zn	T1 – A10	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 10 Horas
		T1 – A12	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 12 Horas
		T1 – A14	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 14 Horas
		T1 – A16	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 16 Horas
	Al 10Mg 2Zn	T1 – B10	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 10 Horas
		T1 – B12	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 10 Horas
		T1 – B14	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 12 Horas
		T1 - B16	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 150°C x 14 Horas
T2 (200°C)	Al 5Mg 2Zn	T2 - A10	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 10 Horas
		T2 - A12	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 12 Horas
		T2 - A14	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 14 Horas
		T2 - A16	Al 5Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 16 Horas
	Al 10Mg 2Zn	T2 - B10	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 10 Horas
		T2 – B12	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 10 Horas
		T2 – B14	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 12 Horas
		T2 – B16	Al 10Mg 2Zn , envejecida a 200°C x 14 Horas

Tabla 9. Nomenclatura utilizada.

Consecuentemente con esto se logro identificar las siguientes fases (Figuras. 34 - 36):

§ **Matriz:** solución sólida de aluminio Alfa (α -Al).

§ **Mg₅Al₈:** se presenta como el eutéctico separado en los límites de grano, y glóbulos bordeando las partículas de Al₆(FeMn) (marrón claro).

§ **Mg₂Si**: (Si >0.05%), principalmente insoluble, sobre todo en las aleaciones con más de 3-4% magnesio, se encuentra en forma de finas partículas dispersas y “letra china”, se presenta de color azul (después de pulido Húmedo).

Debido a la presencia de manganeso (0.020% Mn) en la aleación, se encontró Al₆(FeMn) (en ves de Al₃Fe), en forma de poliedros grises.

No.	Chemical composition	Etching mode	Purpose or application	Ref
1m	25 mL HNO ₃ (70%)	70 °C (160 °F), 40 s	Phase identification, especially in Al-Cu alloys	Ref 7, 8, 9, 10
	75 mL distilled H ₂ O			
2m	20 mL H ₂ SO ₄ (98%)	70 °C (160 °F), 30 s	Phase identification, Al-Cu, Mn, Mg, Fe, Be, Ti alloys	Ref 7, 8, 9, 10, 11
	80 mL distilled H ₂ O	30 s-3 min		
3m	1 g NaOH	50 °C (120 °F), 5-15 s	Phase identification; AlCuMgZn alloys need 2-3 min etching.	Ref 8, 9, 10
	100 mL distilled H ₂ O	Clean in 5% HNO ₃ , rinse in cold water, prepare fresh before use		
	1 g NaOH	Swab 5-10 s		Ref 7
	100 mL distilled H ₂ O			
4m	10 g NaOH	70 °C (160 °F), 5 s	Phase identification	Ref 8, 11
	100 mL distilled H ₂ O	Prepare fresh before use		
5m	0.5 mL HF (40%)	At ambient temp., 5-60 s to alternately polish and etch several times	Phase identification; reveals grain boundaries, slip lines in pure Al	Ref 5, 8, 9, 10, 11
	100 mL distilled H ₂ O			
	(The HF concentration can be increased up to 10			
6m	5 mL HF (40%)	At ambient temperature, 5-60 s	Phase identification	Ref 8, 11
	15 mL HCl (38%)			
	25 HNO ₃ (70%)			
	955 mL distilled H ₂ O			

Tabla 10. Reactivos utilizados para ataque selectivo.¹⁴

¹⁴ Tomado de ASM Metals Handbook vol 9.- Metallography and Microstructures ” pags. 1696-1697.

Fase	Reactivo y efectos					
	1m	2m	3m	4m	5m	6m
Si	...	No atacado	Delinea	...
α-Al	Revela limites de grano	...
Al₃Fe	...	Negro	Negro	Negro	Negro	...
Mg₂Si	lo disuelve	oscurece	No ataca	Marrón	Azul / no atacado	oscurece
Al₆Mn	No atacado	No atacado	Bright blue	Marrón	ataque leve	No atacado
Al₆(MnFe)	...	No atacado	ataque leve	Negro	Gris oscuro	Negro
Al₁₈Cr₂Mg₃	Ataca	Ataca	No atacado	No atacado	No atacado	No atacado

Tabla 11. Identificación de de ataque selectivo. Fases por el procedimiento.

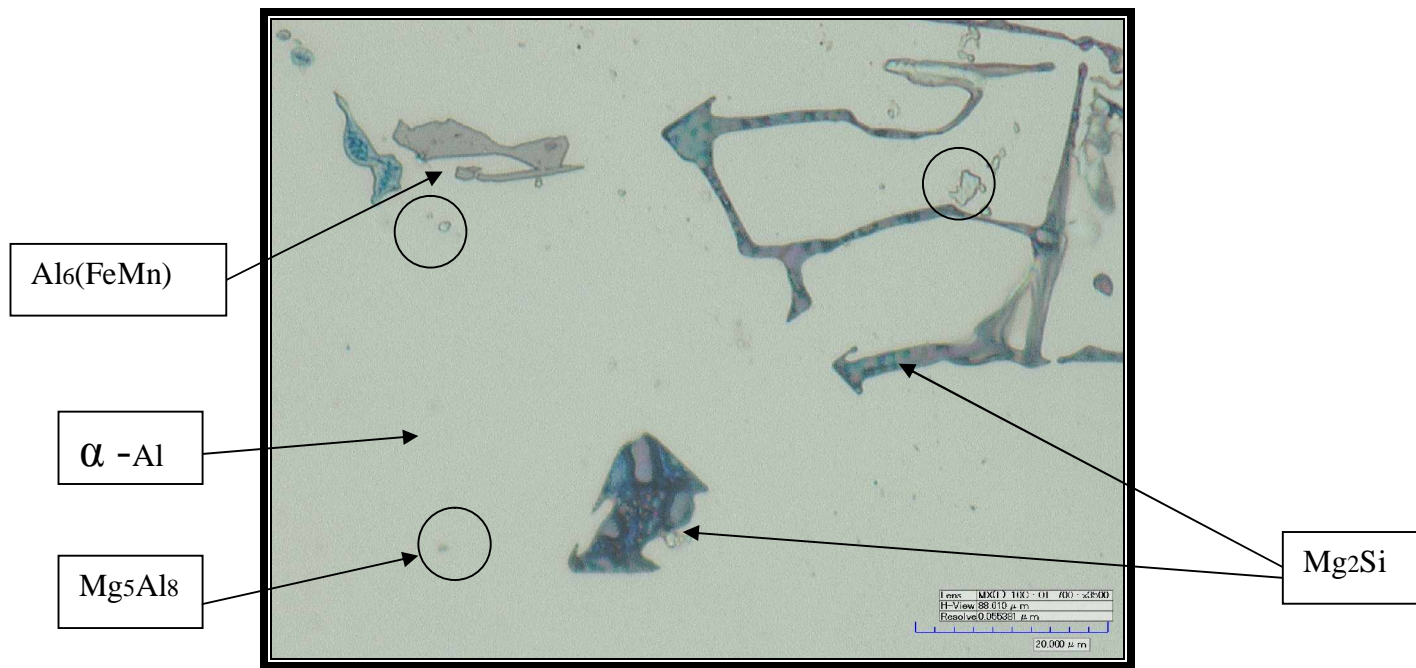


Figura 34. Al10Mg, 3500X sin ataque. Detalle de los precipitados.

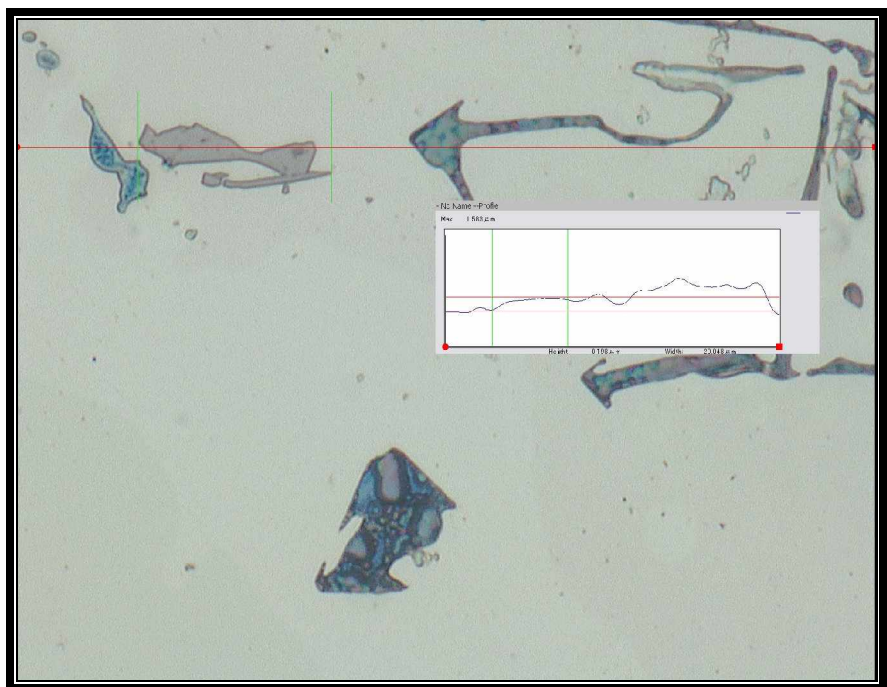


Figura 35. Al10Mg, 3500X sin ataque. Longitud axial del precipitado Al₆(MnFe), aproximadamente de 1583 um.

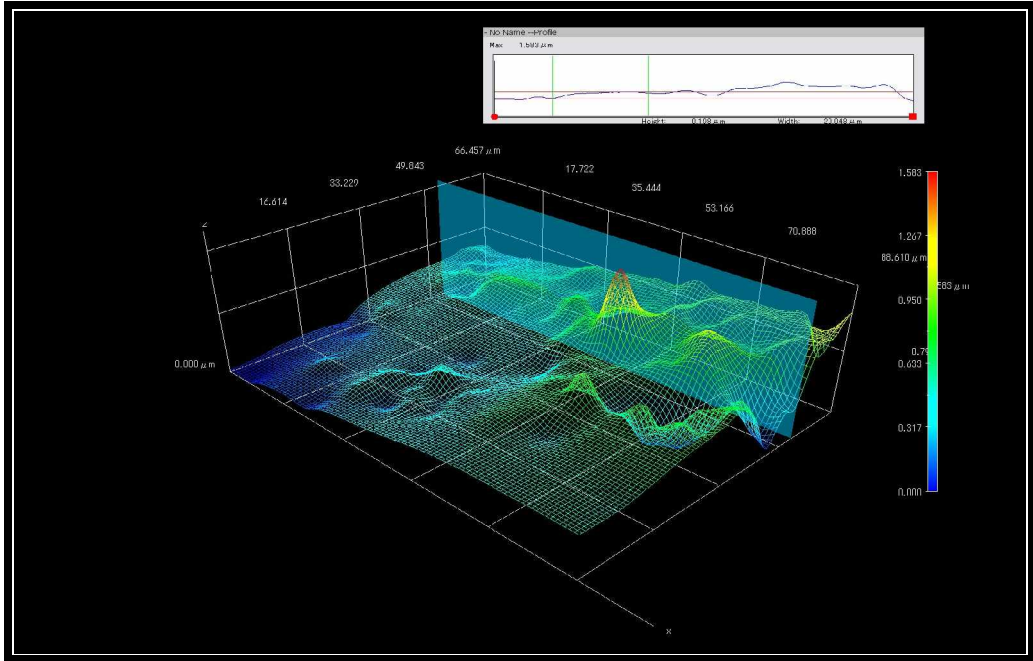


Figura 36. Al10Mg, 3500X sin ataque. Enfoque tridimensional del precipitado $Al_6(MnFe)$.

4.2.1. Metalografías.

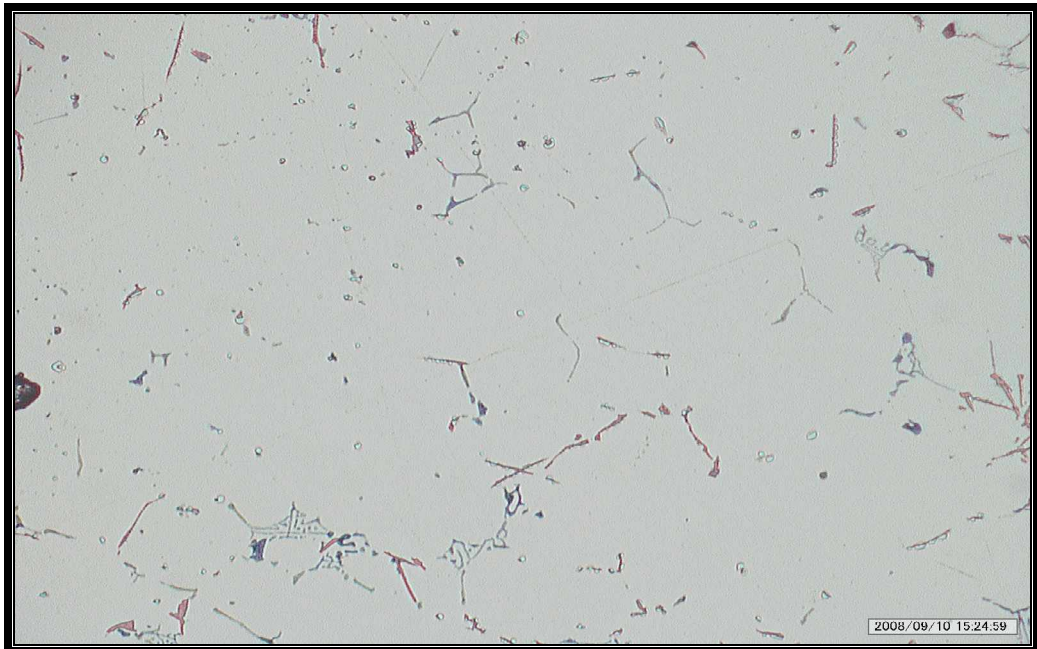


Figura 37. Microestructura de la aleación Al 5Mg 560x sin ataque. Se identifican las fases Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$ se encuentra en formas de agujas. El eutéctico Mg_5Al_8 no se alcanza a divisar.

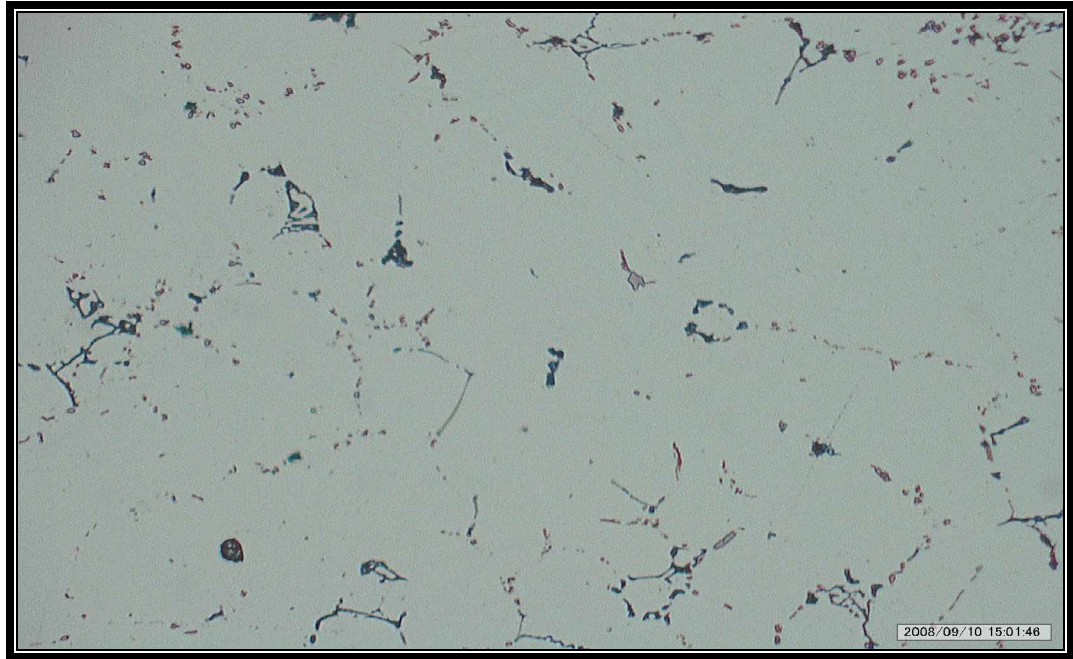


Figura 38. Microestructura de la aleación Al 10Mg -560x sin ataque. Se identifican las fases Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn) tiende a formarse en forma circular. El eutéctico Mg₅Al₈ no se alcanza a divisar.

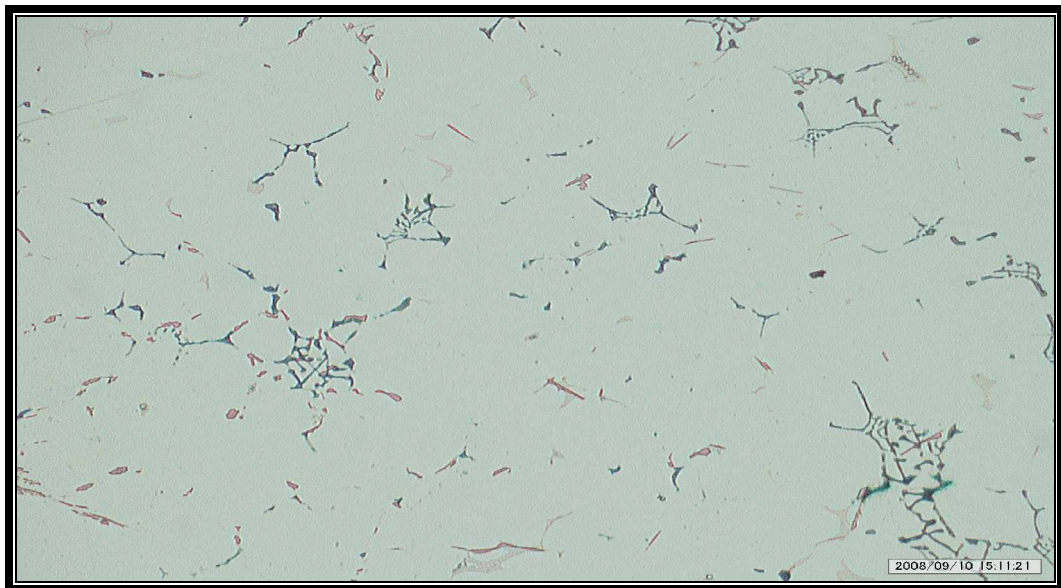


Figura 39. Microestructura de la aleación Al₅Mg₂Zn 560x sin ataque. Se observa la fase Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn) se encuentra en forma ovalada y en forma de agujas. El eutéctico Mg₅Al₈, se comienza a divisar, como una red de color blancuzco, que se confunde con la matriz.

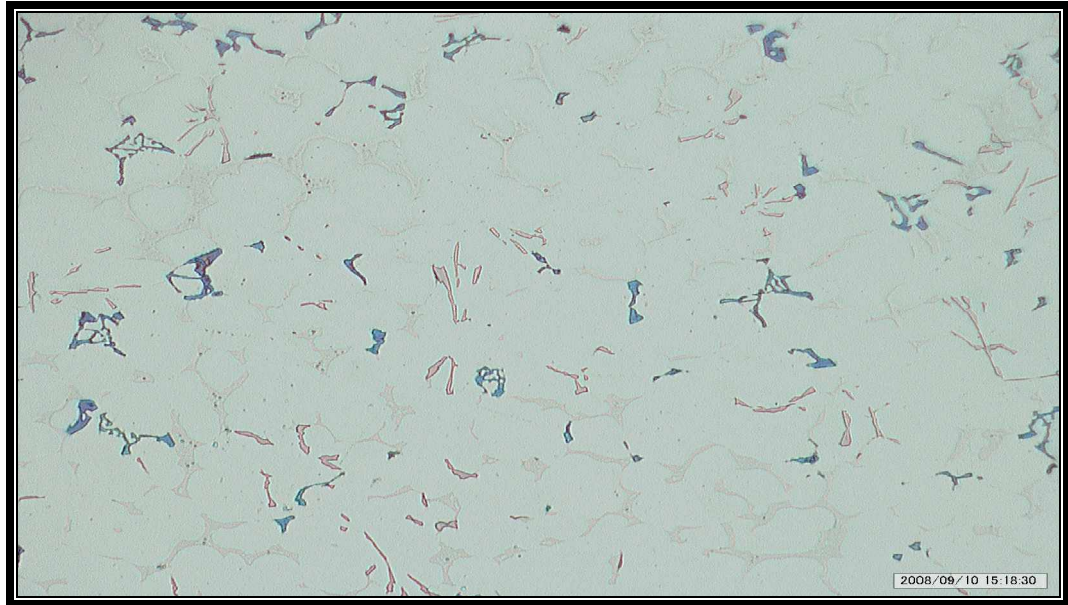


Figura 40. Microestructura de la aleación Al 10Mg 2Zn 560x sin ataque. Se identifican las fases Mg_2Si con tendencia a tomar una forma mas regular y a salirse del esquema de la letra china. La fase $Al_6(FeMn)$ está retomando la forma de agujas. El eutéctico Mg_5Al_8 , esta en forma de una red mucho más visible.

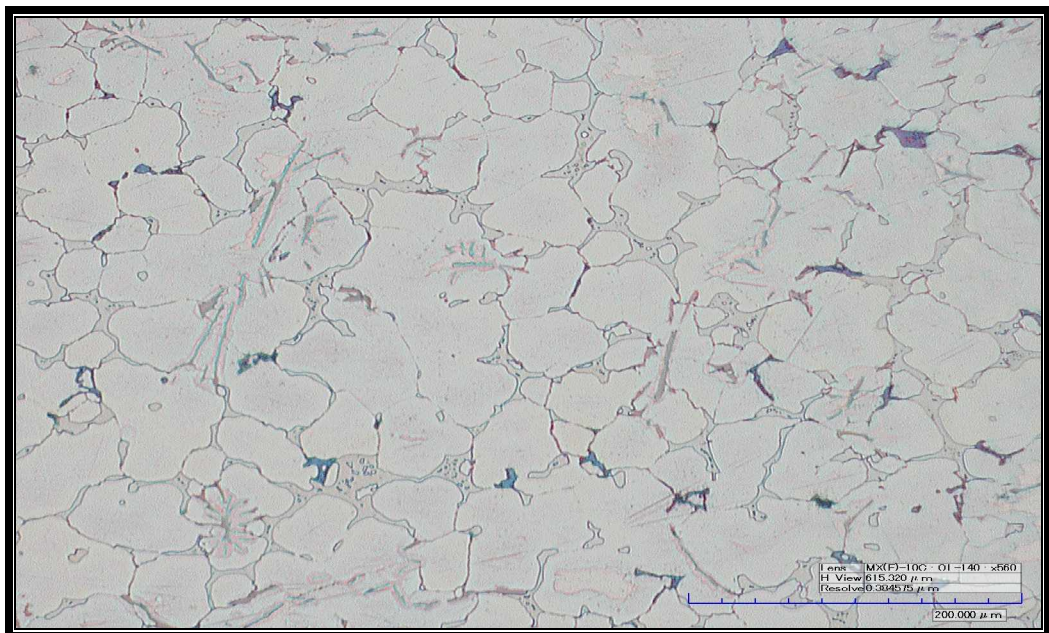


Figura 41. Microestructura de la aleación Al 10Mg 2Zn 560x ataque 4m (NaOH)). Se observa como el eutéctico Mg_5Al_8 se forma en le borde de los limites de grano.

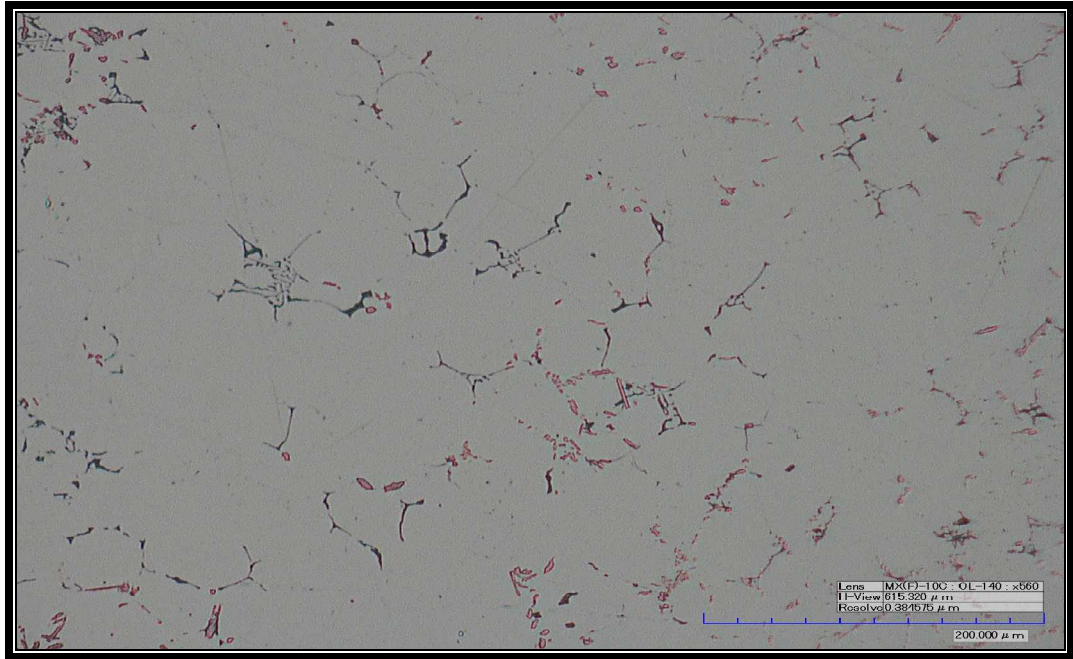


Figura 42. Microestructura de la aleación T1-A10 560x sin ataque. Se observa la fase Mg₂Si retomando la forma de letra china. La fase Al₆(FeMn), tiende a tener bordes curvos. El eutéctico Mg₅Al₈, no se encuentra visible.

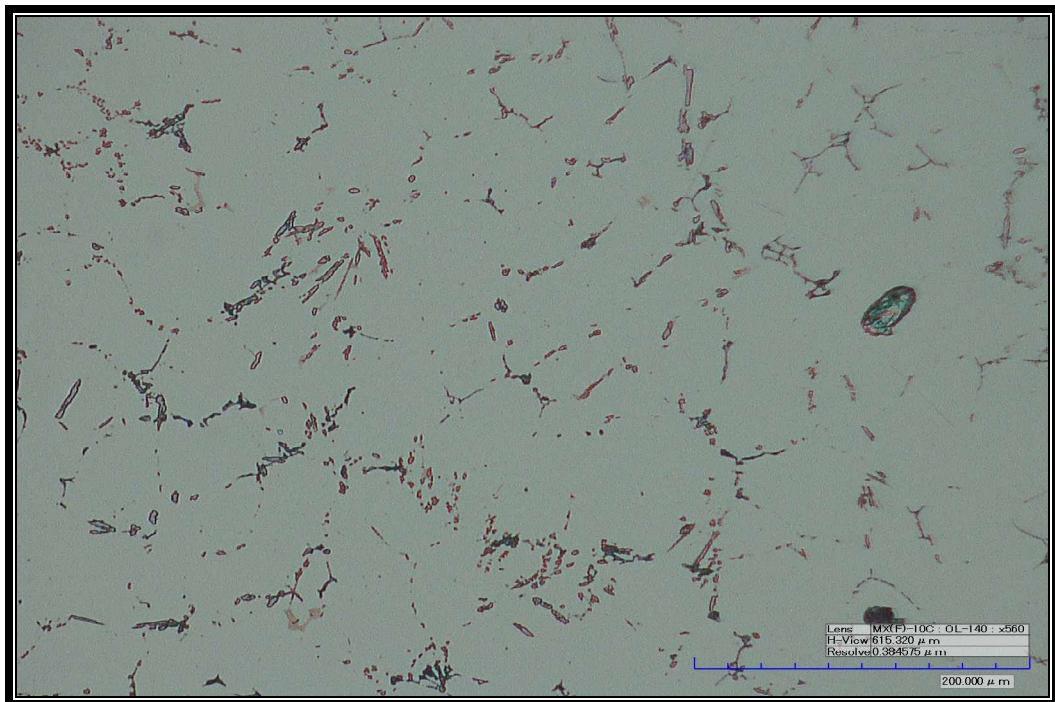


Figura 43. Microestructura de la aleación T1-A12 560x sin ataque. Se observa la fase Mg₂Si con tendencia a formar agujas. La fase Al₆(FeMn), tiende a tener bordes curvos. El eutéctico Mg₅Al₈, no se encuentra visible.

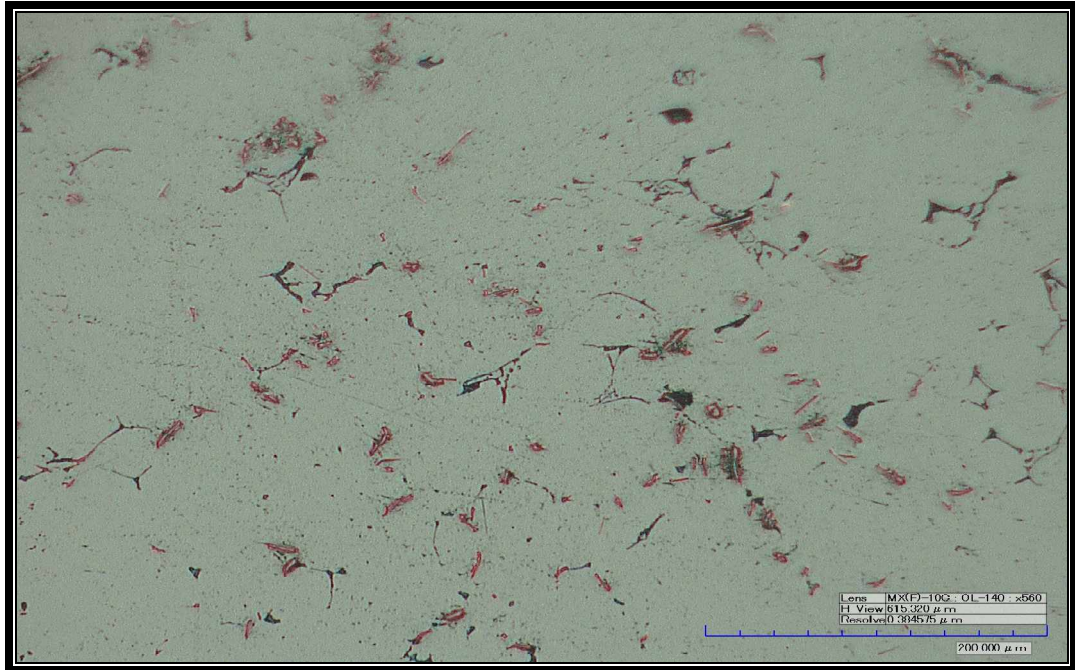


Figura 44. Microestructura de la aleación T1-A14 560x sin ataque. Se observan la fase Mg_2Si y la fase $Al_6(FeMn)$ en menos cantidad (en comparación a la figura anterior) y esta última en forma de agujas. El eutéctico Mg_5Al_8 , no se encuentra visible.



Figura 45. Microestructura de la aleación T1-A16 560x sin ataque. Se observan la fase Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$ se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg_5Al_8 , se hace visible (color blancuzco que se confunde con la matriz).

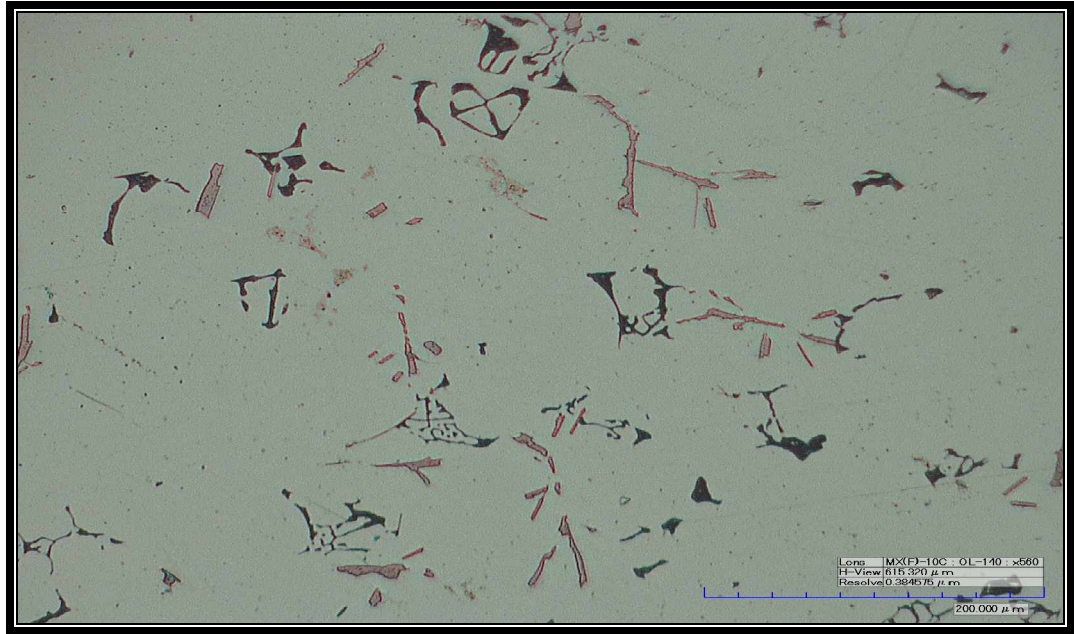


Figura 46. Microestructura de la aleación T1-B10 560x sin ataque. Se observa la fase Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn), con tendencia a formar agujas. El eutéctico Mg₅Al₈, no se encuentra visible.

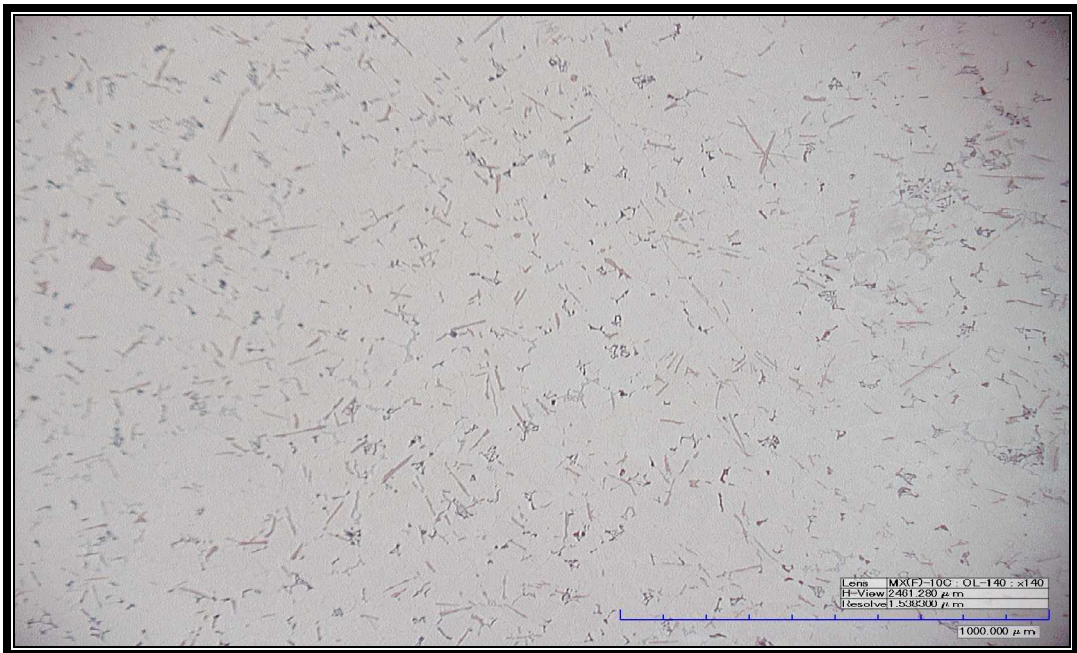


Figura 47. Microestructura de la aleación T1-B12 140x sin ataque. Se observa la fase Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn), se encuentra con bordes curvos. El eutéctico Mg₅Al₈, se hace visible.



Figura 48. Microestructura de la aleación T1-B14.560x sin ataque. Se observa la fase Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$, se encuentra en forma ovalada. El eutéctico Mg_5Al_8 , no se encuentra visible.

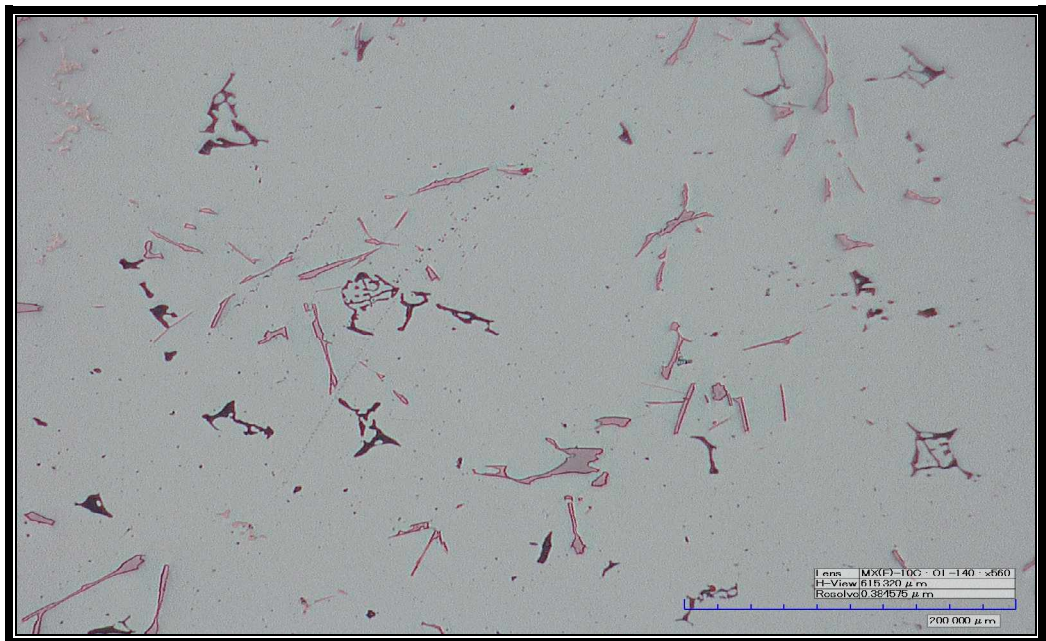


Figura 49. Microestructura de la aleación T1-B16 560x sin ataque. Se observa la fase Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$, se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg_5Al_8 , no se encuentra visible.

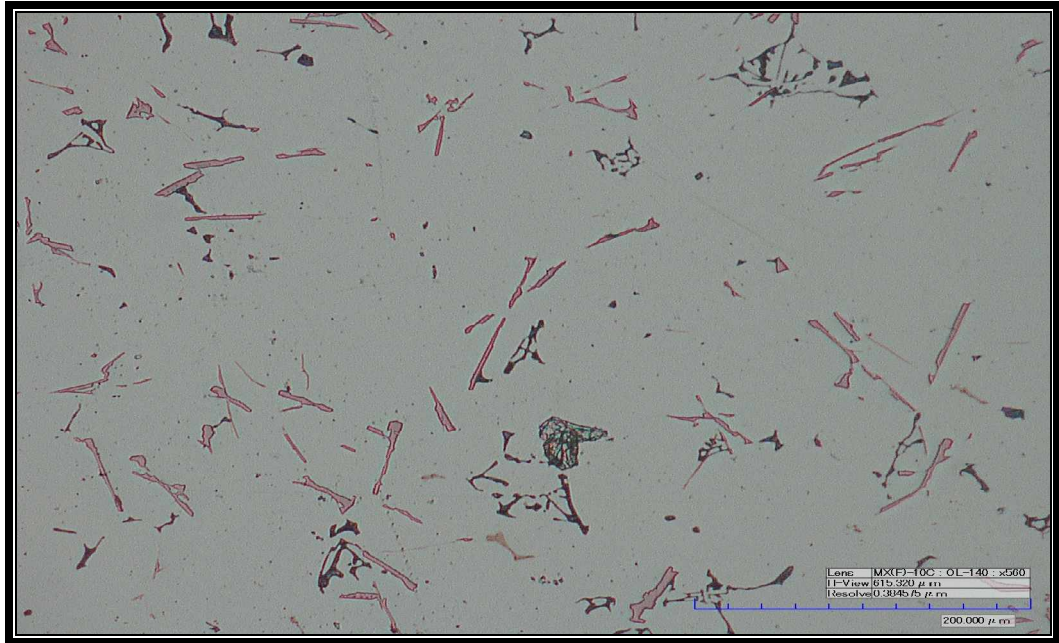


Figura 50. Microestructura de la aleación T2-A10.560x sin ataque. Se observa la fase Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$, se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg_5Al_8 , no se encuentra visible.

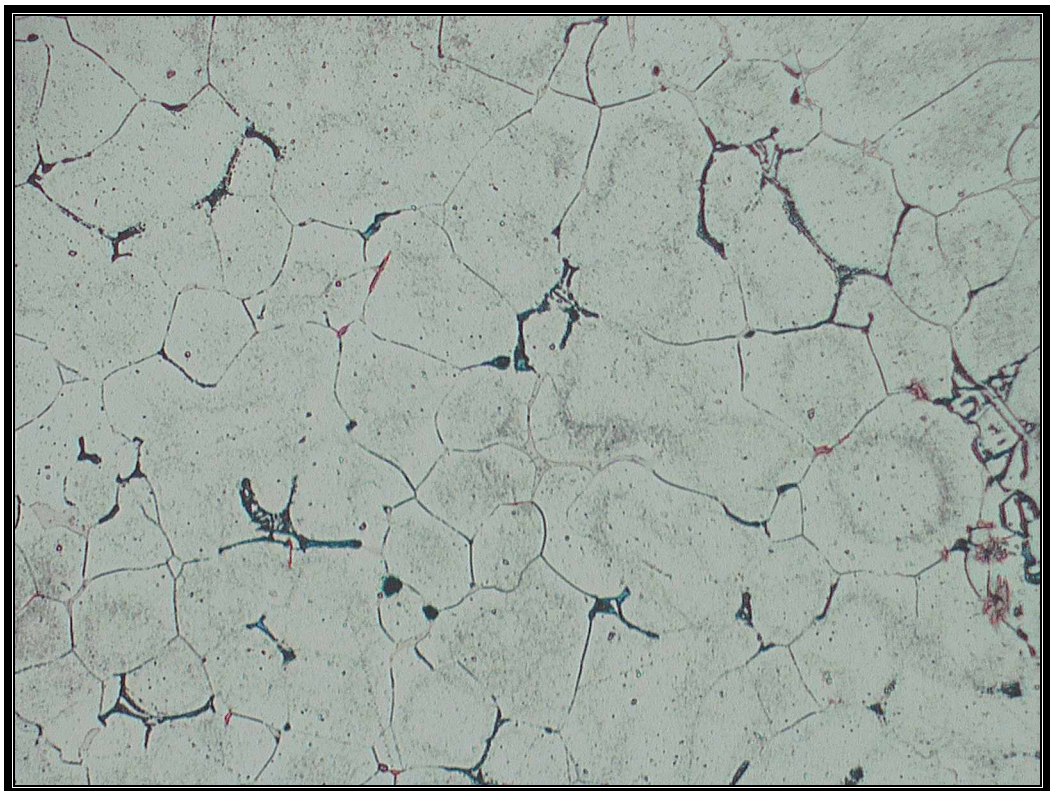


Figura 52. Microestructura de la aleación T2-A12.560x ataque 5m(HF). Se observan la fase Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$ esta en menos cantidad (en comparación a la figura anterior) y con tendencia a tomar forma regular (bordes curvos). El eutéctico Mg_5Al_8 , se hace visible (color blancuzco que se confunde con la matriz).

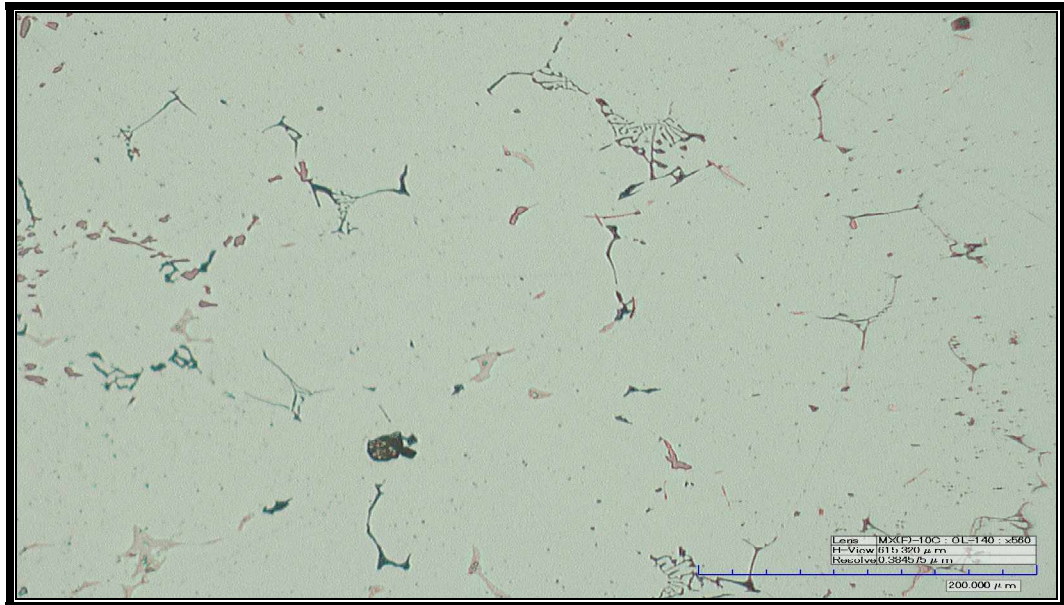


Figura 53. Microestructura de la aleación T2-A14.560x sin Ataque. Se observa la fase Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn), se encuentra en forma de óvalos en su mayor extensión. El eutéctico Mg₅Al₈, se hace visible (color blancuzco que se confunde con la matriz).

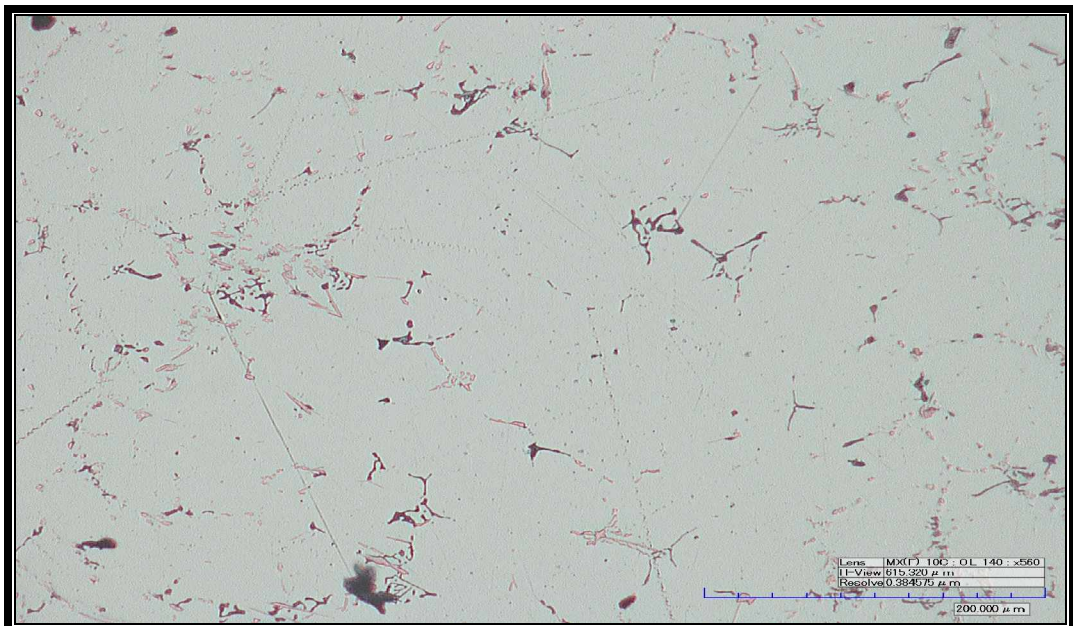


Figura 54. Microestructura de la aleación T2-A16.560x sin ataque. Se observa la fase Mg₂Si (letra china). La fase Al₆(FeMn), se encuentra en forma de agujas. El eutéctico Mg₅Al₈, nuevamente se confunde con la matriz en su totalidad.

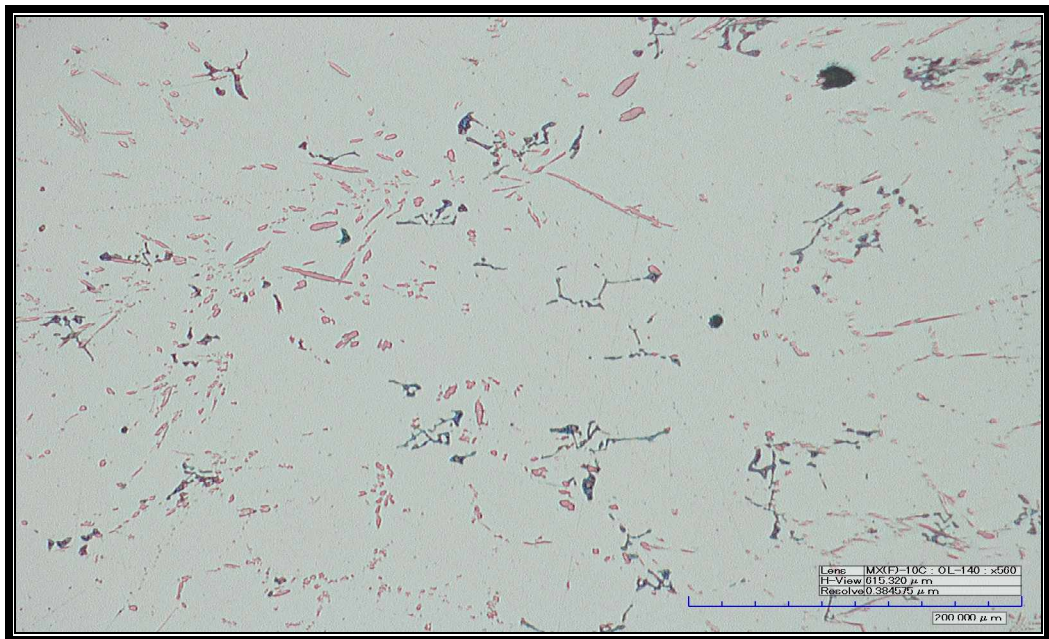


Figura 55. P14 Microestructura de la aleación T2-B10.560x sin ataque. Se observan la fase Mg_2Si con tendencia a tomar formas de agujas. La fase $Al_6(FeMn)$ tiene formas de agujas y ovaladas. El eutéctico Mg_5Al_8 , no se encuentra visible.

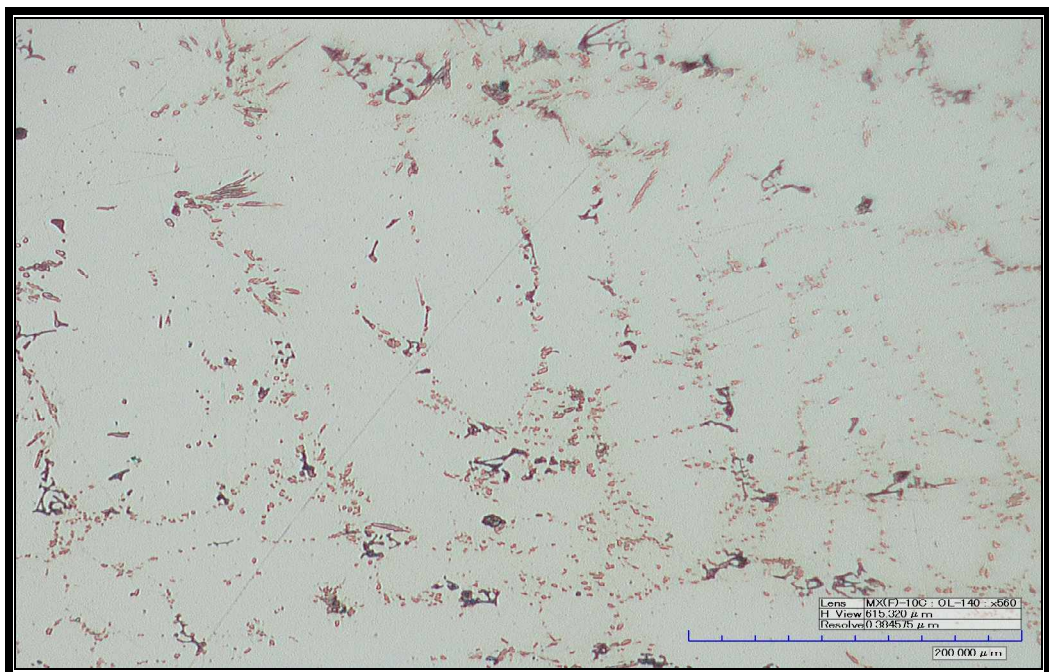


Figura 57. Microestructura de la aleación T2-B12.560x sin ataque . Se observan la fase Mg_2Si (letra china). La fase $Al_6(FeMn)$ esta en mayor cantidad (en comparación a la figura anterior), y de forma de agujas y ovaladas. El eutéctico Mg_5Al_8 , no se encuentra visible.

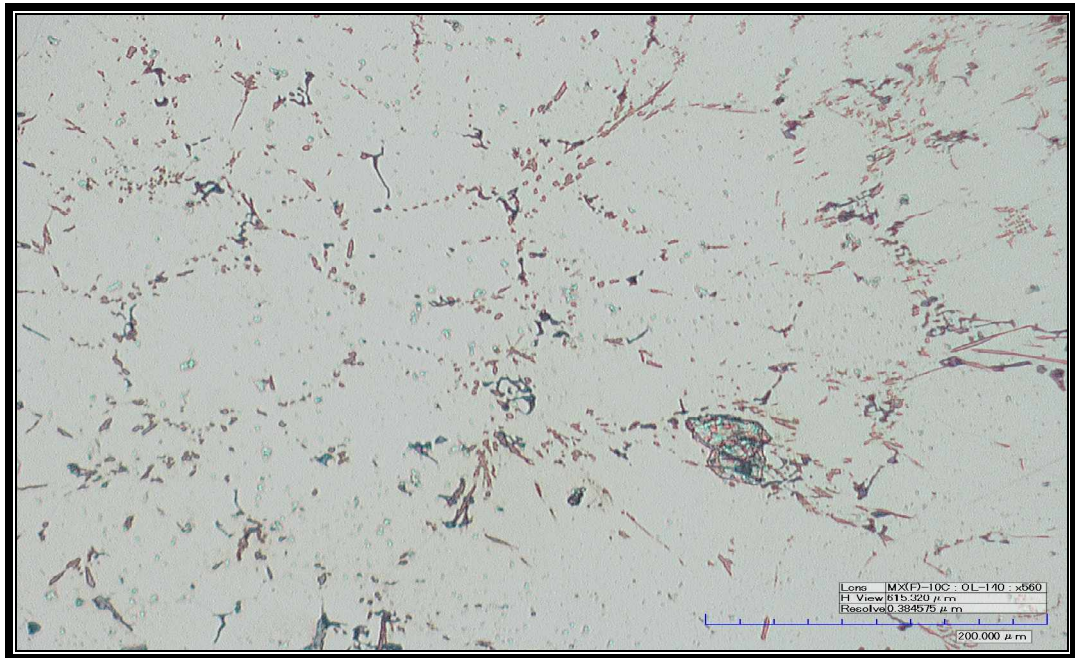


Figura 58. Microestructura de la aleación T2-B14.560x sin ataque. Se observan la fase Mg₂Si con tendencia a tomar forma de agujas. La fase Al₆ (FeMn) esta en menor cantidad (en comparación a la figura anterior), y de forma de agujas y ovaladas. El eutéctico Mg₅Al₈, no se encuentra visible.

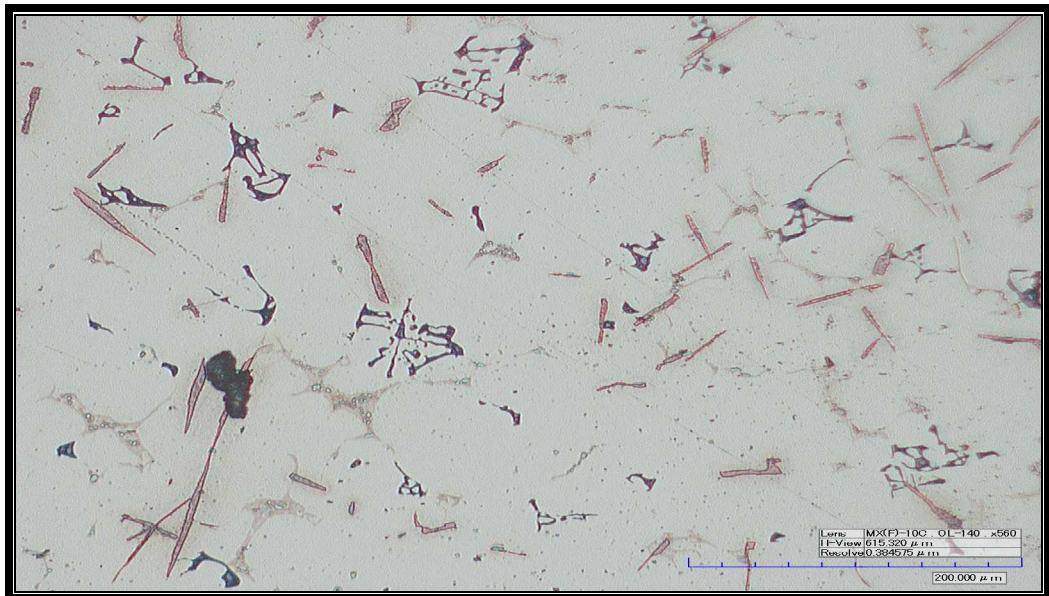


Figura 59. Microestructura de la aleación T2-B16.560x sin ataque. Se observan la fase Mg₂Si (letra china). La fase Al₆ (FeMn) esta en formas de agujas. El eutéctico Mg₅Al₈, se torna visible.

4.3. TAMAÑO DE GRANO.

Se determino el tamaño de grano mediante el método de intercepción,¹⁵ los resultados se muestran en la (Tabla. 12).

Aleación	Diámetro de grano promedio (um)	Tamaño de grano ASTM
Al 5Mg As cast (A1)	204.9793	1.5
Al 10Mg As cast (B1)	223.6102	1.5
Al 5Mg 2Zn As cast (A2)	122.9211	3
Al 10Mg 2Zn As cast (B2)	64.73051	5
T1 – A10	81.19754	4
T1 – A12	74.53814	4.5
T1 – A14	66.24005	5
T1 – A16	49.19502	6
T1 – B10	86.79712	4
T1 – B12	81.89012	4
T1 – B14	58.56062	5.5
T1 – B16	90.06823	4
T2 – A10	100.6849	3.5
T2 – A12	94.60612	3.5
T2 – A14	70.27884	4.5
T2 – A16	89.89745	4
T2 – B10	139.8459	3
T2 – B12	102.4894	3.5
T2 – B14	63.07072	5
T2 – B16	136.6681	3

Tabla 12. Tamaños de grano.

Al observar la Tabla. 12, notamos como la temperatura y el tiempo del tratamiento térmico tuvo mucha influencia en la variación del tamaño de grano, y conjunto con esto, la concentración de solutos de acuerdo a cada probeta

¹⁵ Según Norma ASTM E -112.

estudiada, dio paso a la diferencia de tamaño de grano, entre las diferentes aleaciones. Más adelante veremos como el tamaño de grano influyó en la dureza y en algunas propiedades mecánicas.

A continuación se mostrarán fotografías (Figuras 60-68) representativas (con el objetivo de no extendernos, si se reportaran las fotos de la forma del grano resultado del tiempo y temperatura del tratamiento térmico de cada una de la probetas) donde se observa la formas del limite de grano (el grano no marca diferencias en lo que respecta a la forma en general del mismo, entre las probetas ensayadas).

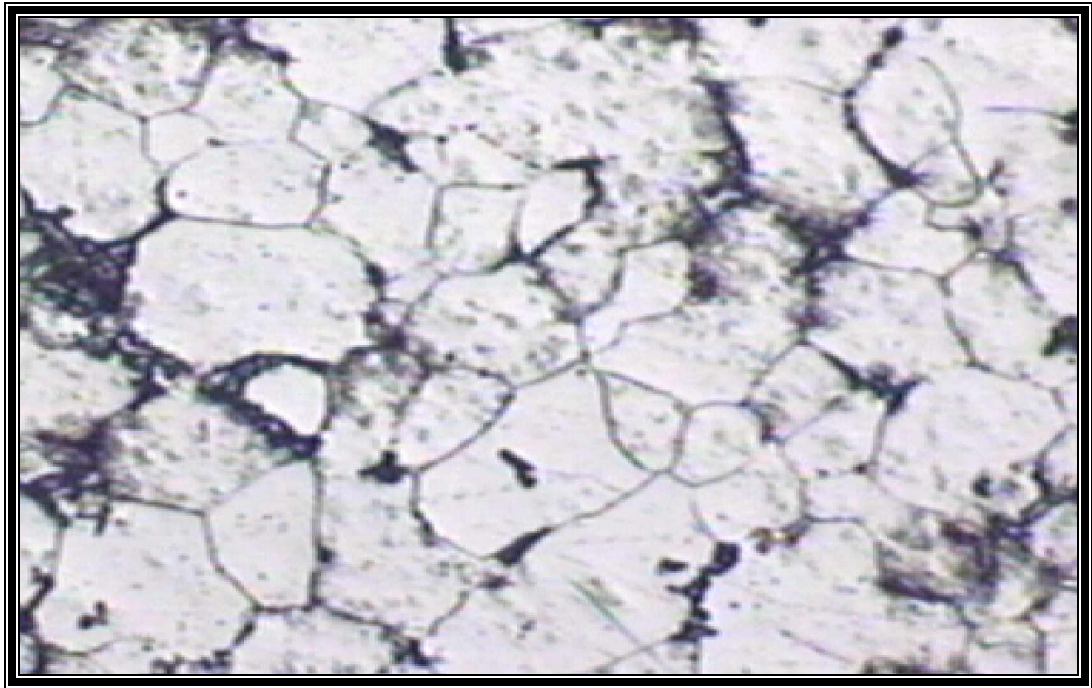


Figura 60. Microestructura de la aleación T1-A10 560x ataque 3m. Se observan los límites de grano.

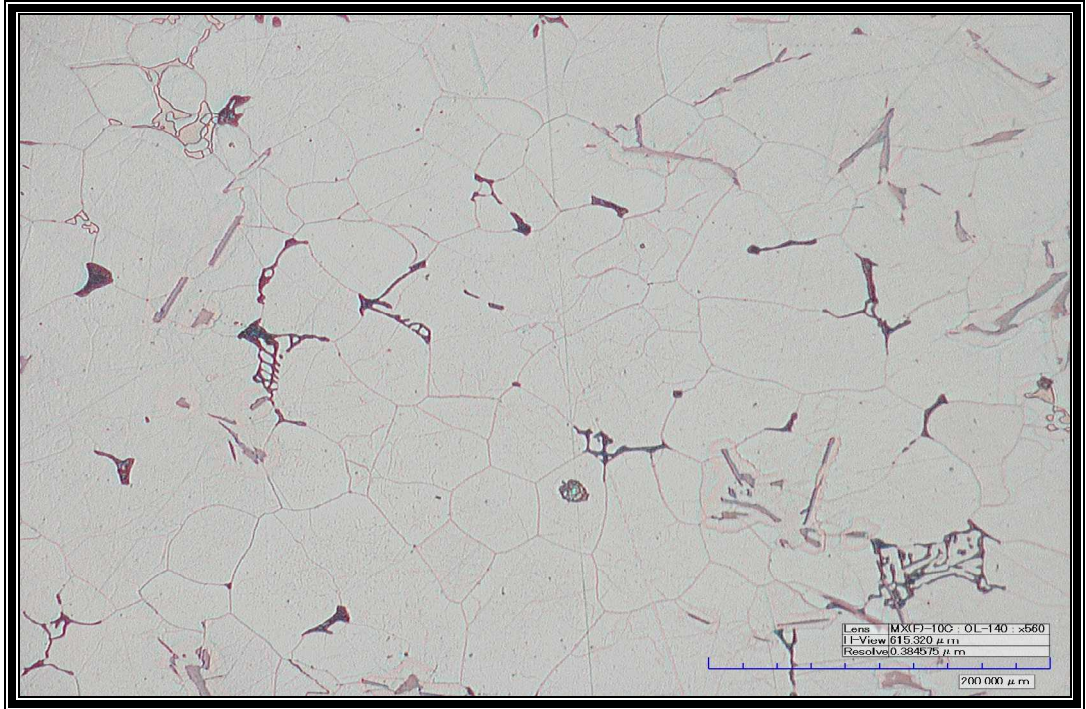


Figura 61. Microestructura de la aleación T1-B10 560x ataque 3m. Se aprecian los límites de grano.

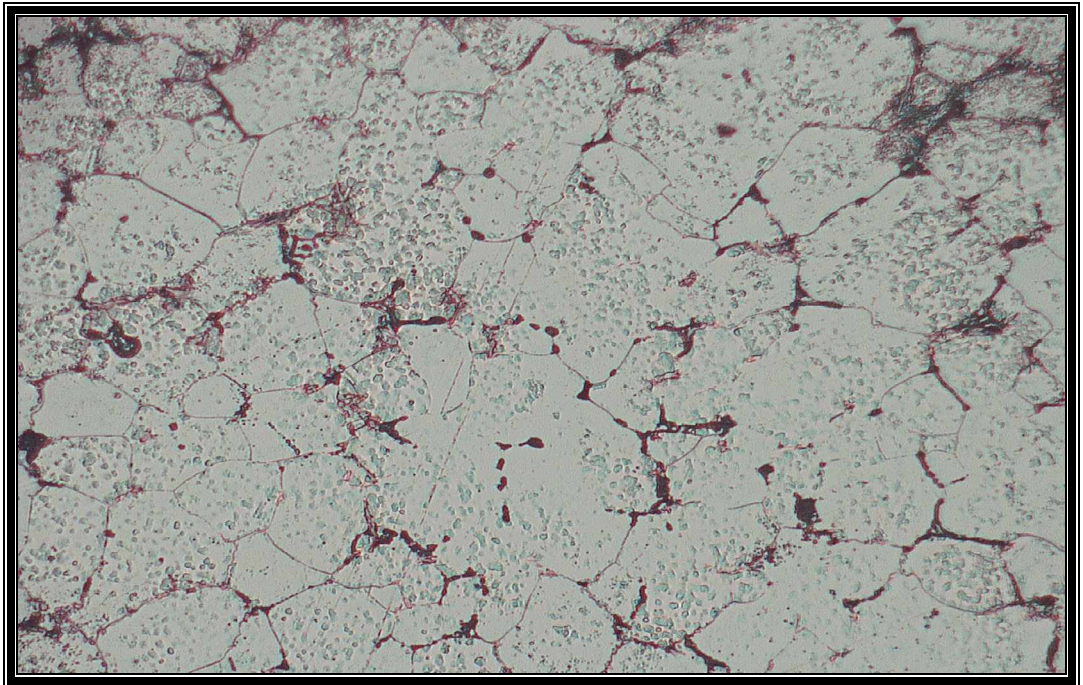


Figura 62. Microestructura de la aleación T1-A12 560x ataque 5m (HF). Se observan los límites de grano.

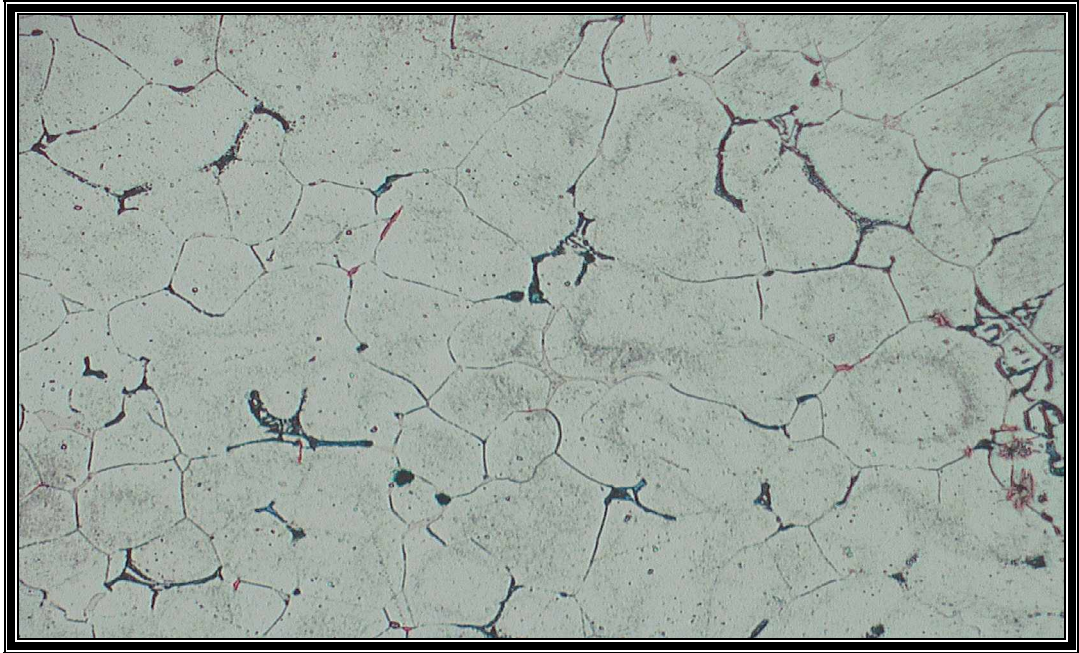


Figura 63. Microestructura de la aleación T2-A12.560x ataque 5m (HF). Se observan los límites de grano.

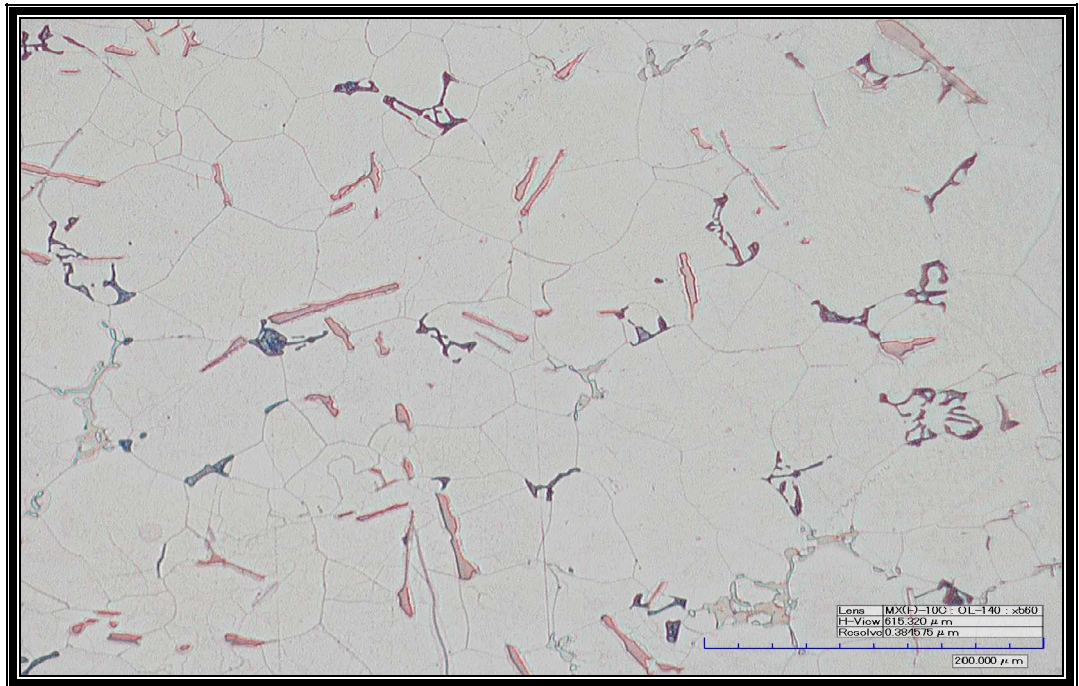


Figura 64. Microestructura de la aleación T1-B12 560x ataque 3m. Se aprecian los límites de grano.

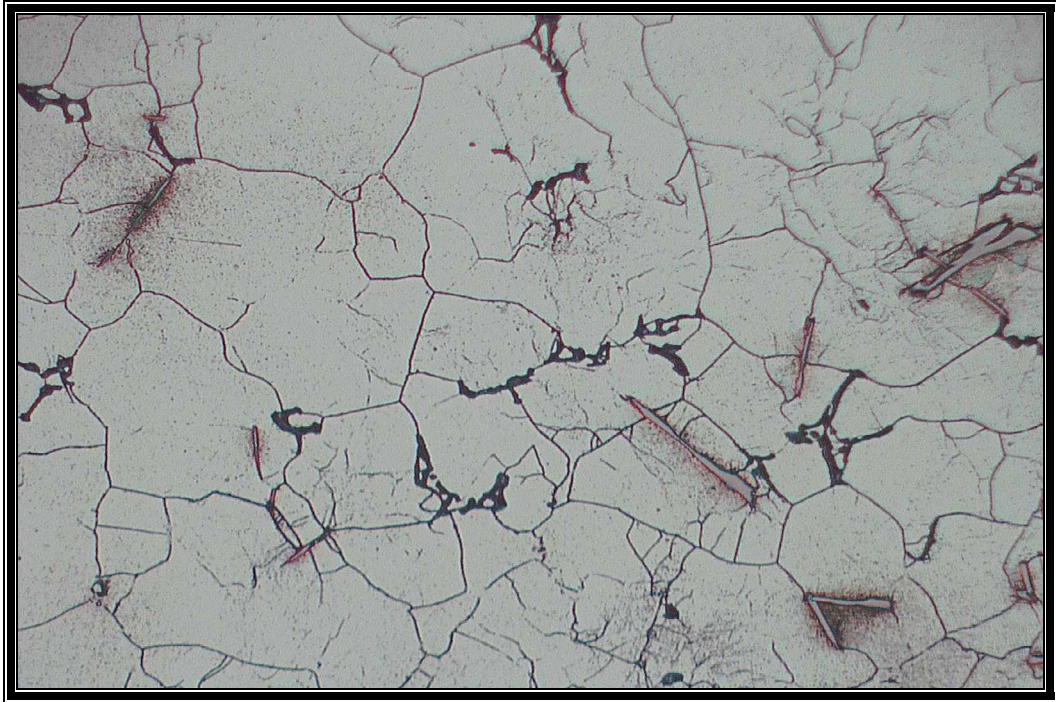


Figura 65. Microestructura de la aleación T1-A14 560x ataque. 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.

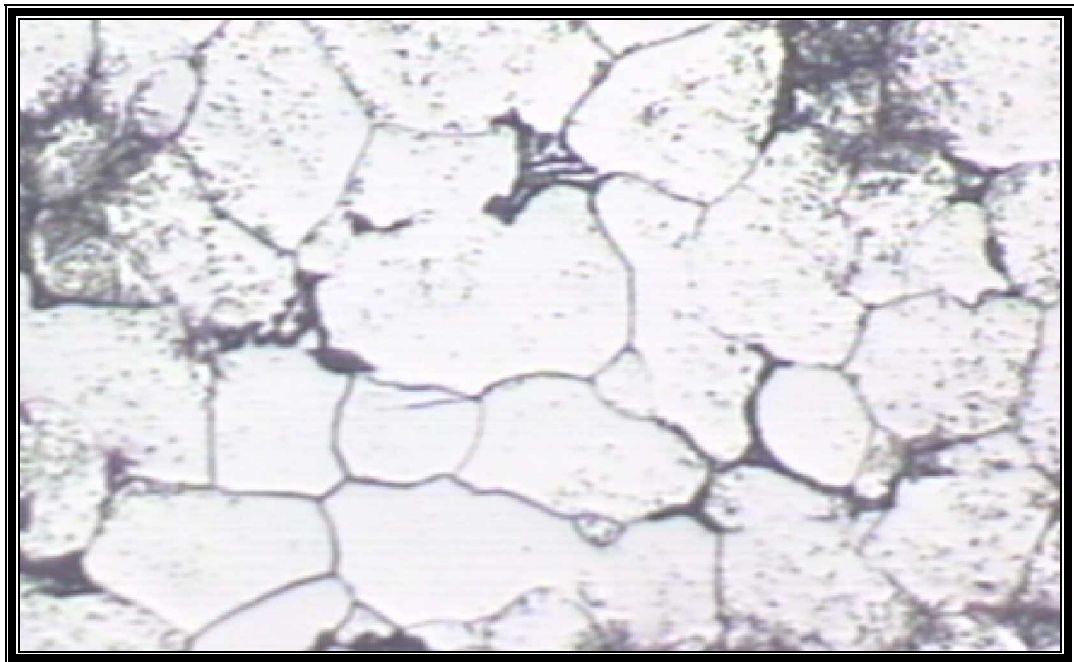


Figura 66. Microestructura de la aleación T1-A16 560x ataque. 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.

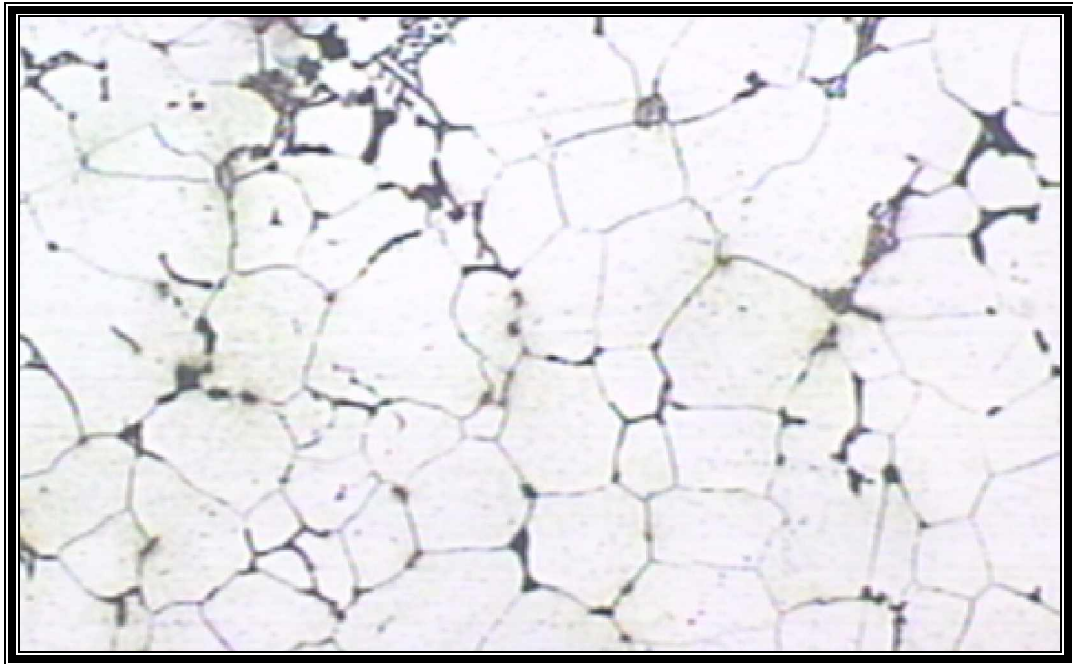


Figura 67. Microestructura de la aleación T2-A16 560x ataque 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.

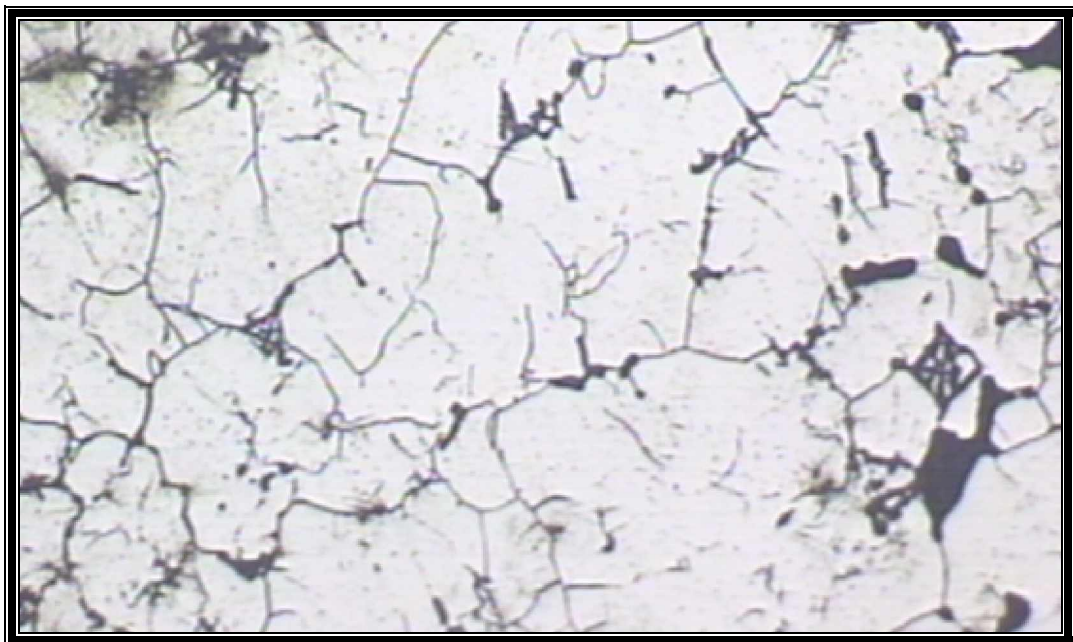


Figura 68. T2-B16 560x ataque 5m (HF). Se aprecian los límites de grano.

4.4. COLABILIDAD DE LAS ALEACIONES ESTUDIADAS.

La prueba de colabilidad se realizo con el fin de observar el efecto del contenido de Mg y de Zn en la fluidez, de las aleaciones base aluminio. Por lo que se realizaron ensayos para las diferentes aleaciones, a una temperatura de 670 a 710 y un tiempo de llenado de 5 a 8 segundos. Los resultados se especifican en la (Tabla 13).

ALEACION	No PUNTOS	LONG. RECORRIDA (cm)
Al 5Mg	3.30	16.50
Al 10Mg	4.0	20.00
Al 5Mg 2Zn	0	0.00
Al 10Mg 2Zn	1.0	5.00

Tabla 13. Resultado del ensayo de colabilidad.

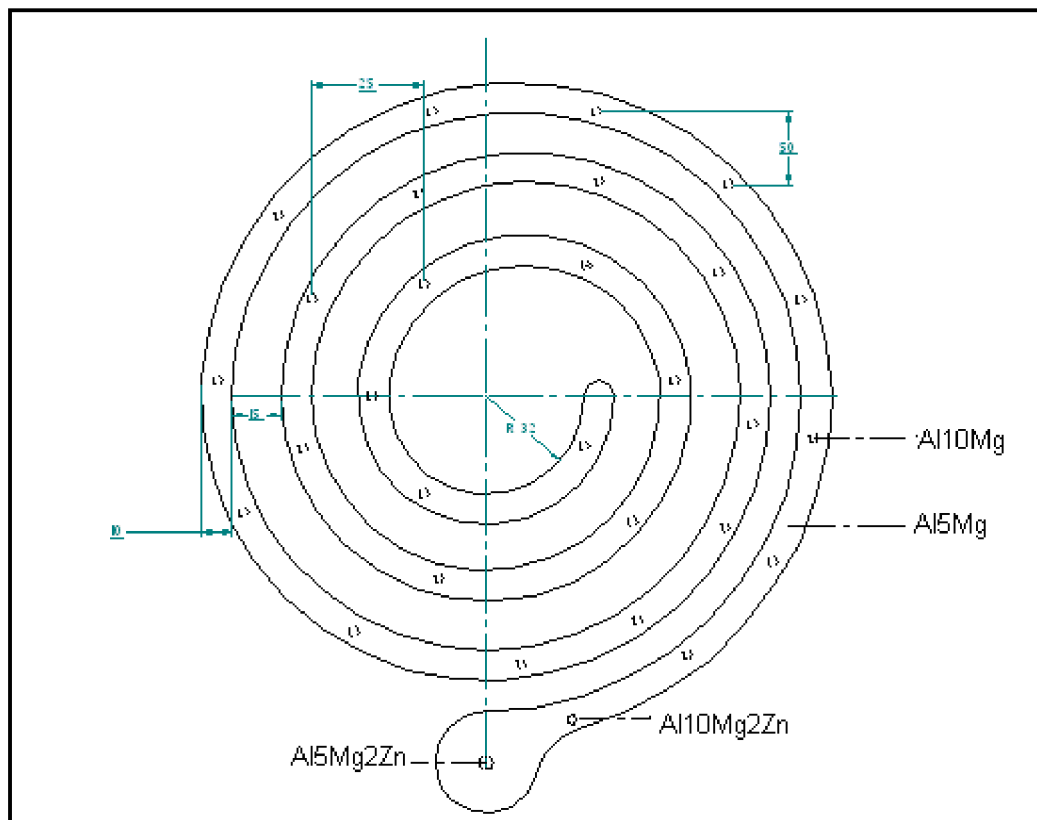


Figura 69. Resultados del ensayo de colabilidad.

En la Figura 69 se aprecia que un incremento en el contenido de magnesio mejora la colabilidad de la aleación, mientras que la adición de zinc reduce drásticamente la capacidad de fluir de la aleación en estado fundido.

4.5. SUSCEPTIBILIDAD AL AGRIETAMIENTO EN CALIENTE.

Los resultados obtenidos en esta prueba, comprueban que estas aleaciones son poco susceptibles al agrietamiento en caliente (en molde de arena), al no observar la presencia de agrietamiento en ninguna de las aleaciones. (Ver Figuras 70-73)

En las Figuras 72 y 73, el material fundido no alcanza a llenar todo el molde, debido a la baja colabilidad de estas aleaciones, descrita anteriormente, pero se alcanza a apreciar la poca susceptibilidad al agrietamiento en caliente, al estudiar la parte de la probeta que se formó (no se observó la presencia de agrietamiento).



Figura 70. Aleación A1 (Al 5Mg).



Figura 71. Probeta de agrietamiento en caliente de la Aleación B1(Al 10Mg).

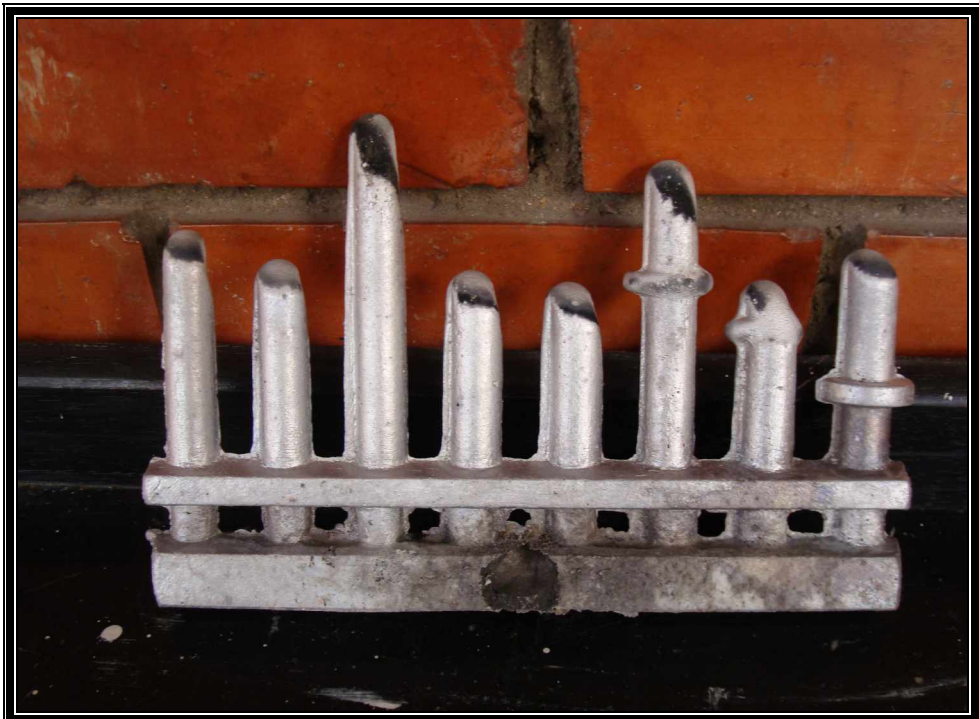


Figura 72. Probeta de agrietamiento en caliente de la Aleación A2 (Al 5Mg 2Zn).

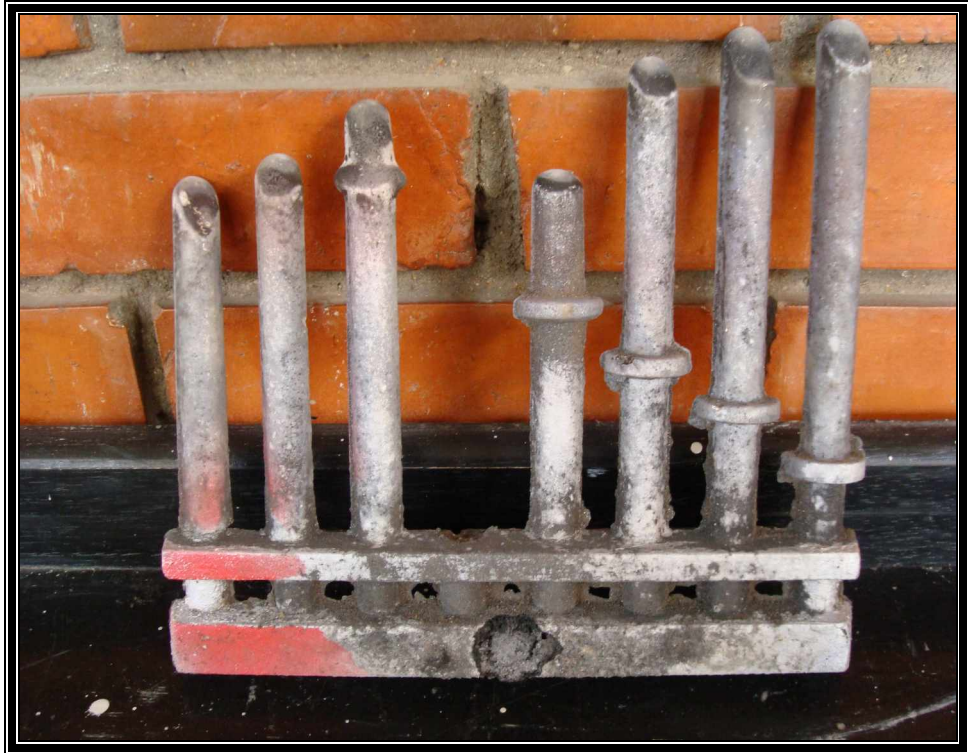


Figura 73. Probeta de agrietamiento en caliente de la Aleación B2 (Al 10Mg 2Zn).

4.6. ENSAYO DE DUREZA.

La dureza de las probetas fue determinada utilizando la escala Rockwell B (ver Figuras 74-76), empleando un durómetro marca Wilson CLARK INSTRUMENT. El equipo fue calibrado mediante el uso de bloques de calibración:

Bloque de calibración: 84,5 +/- 1,0 HRB.

Resultado obtenido: 84,0 HRB (promedio de 5 tomas).

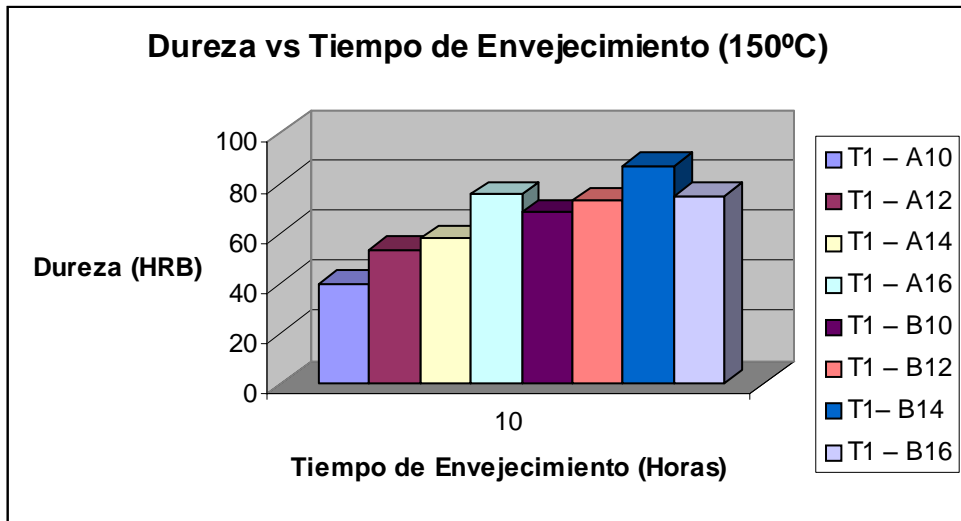


Figura 74. Grafico Dureza vs tiempo de envejecimiento a 150°C.

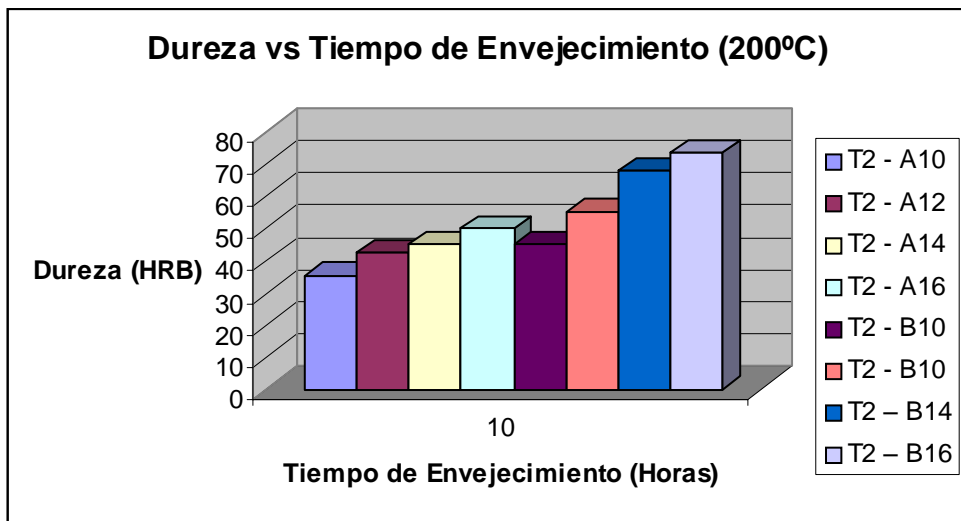


Figura 75. Grafico Dureza vs tiempo de envejecimiento a 200°C.

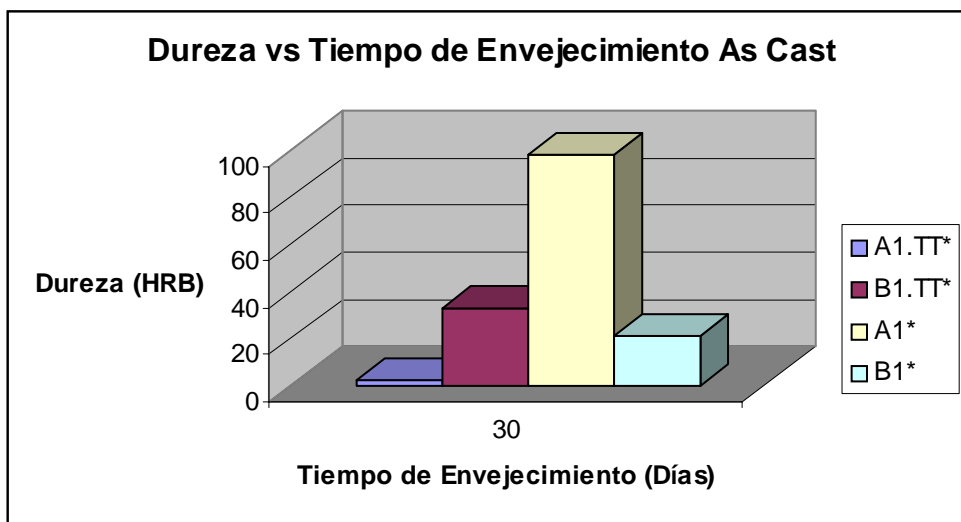


Figura 76. Grafico Dureza vs tiempo de envejecimiento Probetas As Cast

El proceso se realizó eliminando cualquier posibilidad de que la probeta haya sido afectada por etapa de corte o preparación, realizando las mediciones, que garanticen una completa y real valoración de este parámetro. Los resultados de dureza Rockwell B obtenidos se relacionan en la Tabla 14.

150° Al 5Mg 2Zn		
Identificación Probeta	Tiempo de permanencia (horas)	Dureza HRB
T1 – A10	10	40
T1 – A12	12	58
T1 – A14	14	53.5
T1 – A16	16	75.5
150° Al 10Mg 2Zn		
T1 – B10	10	68.5
T1 – B12	12	73
T1 – B14	14	87
T1 – B16	16	75
200°C Al 5Mg 2Zn		
T2 - A10	10	35.5
T2 - A12	12	40.5
T2 - A14	14	50
T2 - A16	16	42.5
200°C Al 10Mg 2Zn		
T2 - B10	10	45
T2 – B12	12	55
T2 – B14	14	73.5
T2 – B16	16	68
As Cast		
Identificación Probeta¹⁶	Tiempo de Envejecimiento natural	Dureza HRB
A1.TT*	30 días	2.5
B1.TT*	30 días	32.5
A1*	50 días	97.5
B1*	50 días	21

Tabla 14. Ensayo de dureza.

¹⁶ TT* =Homogenizada a 430°C x 6 Horas, temple en Agua a 60°C, envejecimiento natural.
* =As Cast, envejecimiento natural.

Al estudiar la Tabla. 14, podemos ver que hay una relación directa de la dureza con la concentración de solutos y la temperatura del tratamiento térmico realizado para cada probeta, conjunto a esto, el tamaño de grano resultado de cada proceso (tiempo y temperatura del tratamiento térmico) también juega un papel fundamental en los resultados registrados en la tabla de dureza.

Se observó, como en las probetas A2, la dureza aumentaba al aumentar el tiempo del tratamiento térmico, por los alcances de nuestro trabajo, la explicación posible sería, que se deba por la disminución del tamaño de grano al aumentar el tiempo de tratamiento, esto va ocasionando una obstrucción mayor para las dislocaciones y así un aumento de la dureza progresivamente. Al aumentar la temperatura, consideramos que el crecimiento de los granos y posiblemente por influencia de la misma, valores más bajos de dureza, fueron razón decisiva para concluir que la mejor temperatura para el tratamiento fue a 150°C, en 200°C obtuvimos durezas menores (de igual forma, propiedades mecánicas menores) y por ende resulta desfavorable el uso de esta temperatura.

Al ver los resultados en la tabla. 14, con respecto a las probetas B2, notamos un comportamiento similar al que se encontró en las probetas A2, con una excepción, no solo se vio que aumento el tamaño de grano al aumentar la temperatura, y posiblemente bajo los puntos de la dureza, por esta razón, sino que a 200°C, se encuentra que para las dos aleaciones, a 16 horas, caen los valores de dureza, llegando a la conclusión que las mejores condiciones de trabajo son a 150°C y a 14 horas, y que 16 horas es un tiempo muy prolongado para un tratamiento térmico, para las probetas estudiadas.

Cabe mencionar que con estudios mas avanzados acerca de los mecanismos de endurecimiento (trabajando con diferentes variables de temperatura, tiempo, concentración etc.) para estas aleaciones, se puede llegar a una interpretación mas acertada, de los datos obtenidos.

4.7. ENSAYO DE TENSION UNIAxIAL.

Las probetas fueron sometidas al ensayo de tensión uniaxial (Figura 77), con una velocidad de separación de mordazas de 0.1 mm/ min. Las medidas de las probetas ensayadas se muestran en la Figura 78. Tras analizar los resultados obtenidos del ensayo de tracción, se pudo observar como la variación de la deformación y el esfuerzo de las diferentes probetas, dependen del tiempo y de la temperatura de ensayo del tratamiento térmico, y de la concentración de solutos. En las Tablas. 15-16 y en las Figuras 79-93 se describen algunas propiedades mecánicas, de las aleaciones estudiadas.

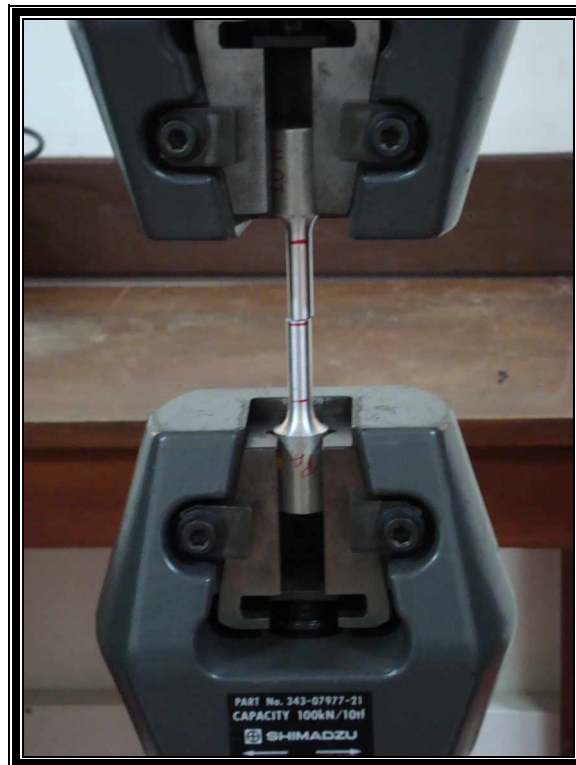


Figura 77. Las probetas ensayadas presentaron en su totalidad Rotura de tipo frágil y con una superficie de corte de forma dentada.

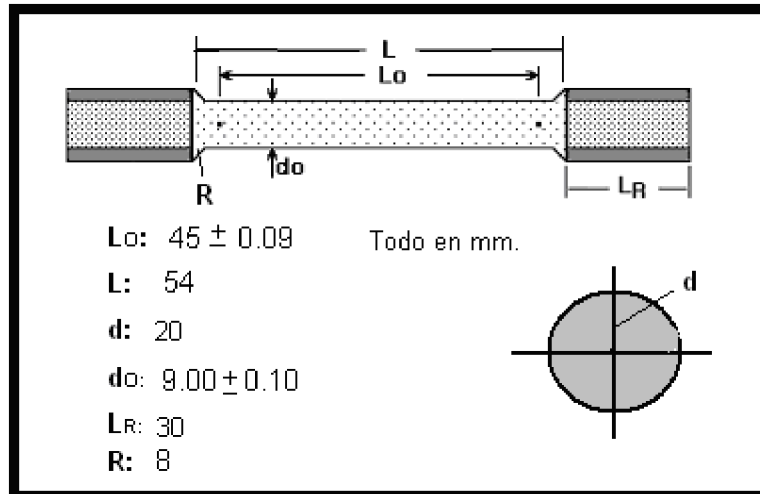


Figura 78**. Dimensiones de las probetas.

150°C				
	Al 5Mg 2Zn		Al 10Mg 2 Zn	
Tiempo de envejecido(Horas).	Límite Elástico (N/mm ²).	Deformación (%).	Límite Elástico (N/mm ²).	Deformación (%).
10	152,131	1,88222	212,526	2,26444
12	151,418	1,66222	213,975	2,4
14	166,818	1,91778	216,21	2,54889
16	191,084	2,32667	199,042	2,40667
200°C				
	Al 5Mg 2Zn		Al 10Mg 2 Zn	
Tiempo de envejecido(Horas).	Límite Elástico (N/mm ²).	Deformación (%).	Límite Elástico (N/mm ²).	Deformación (%).
10	151,418	1,66222	103,759	1,24955
12	188,874	2,57556	163,748	2,39111
14	168,82	2,12	172,369	2,1
16	158,45	1,4	136,25	1,125

Tabla 15. Datos de Límite elástico y Deformación en el límite elástico (en %).

** Según ASTM B 557M8-07.

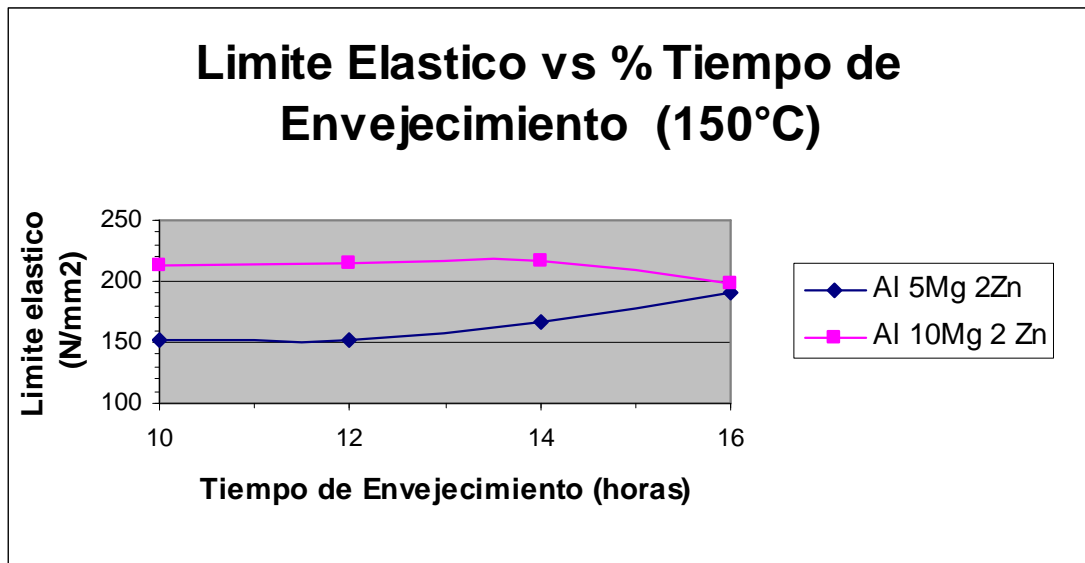


Figura 79. Grafico variación del Límite Elástico vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 150°C.

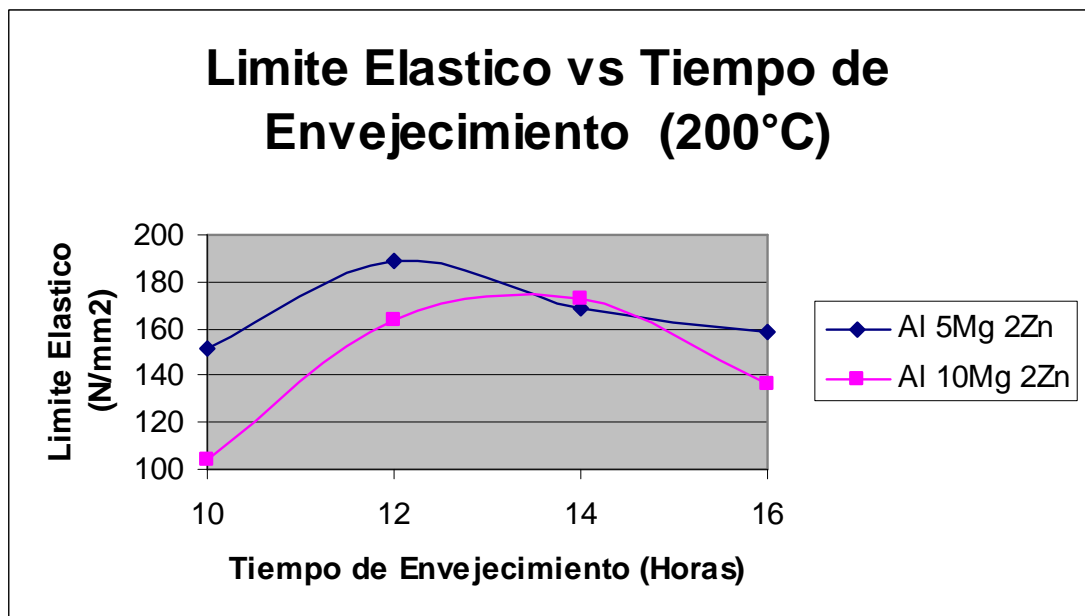


Figura 80. Grafico variación del Limite Elástico vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 200°C.

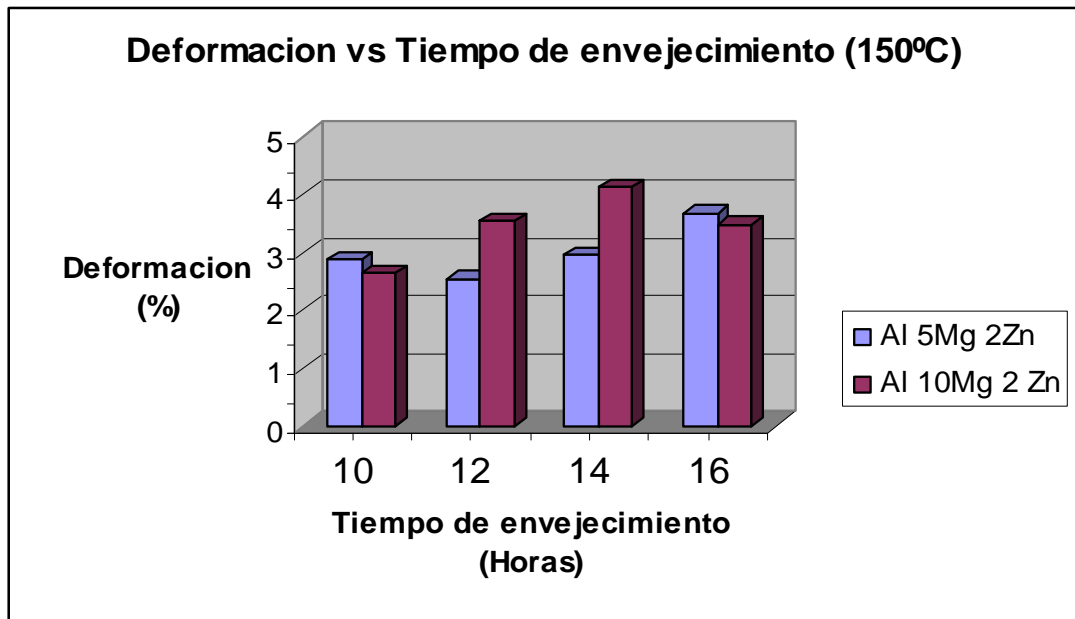


Figura 81. Grafico Deformación vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 150°C.

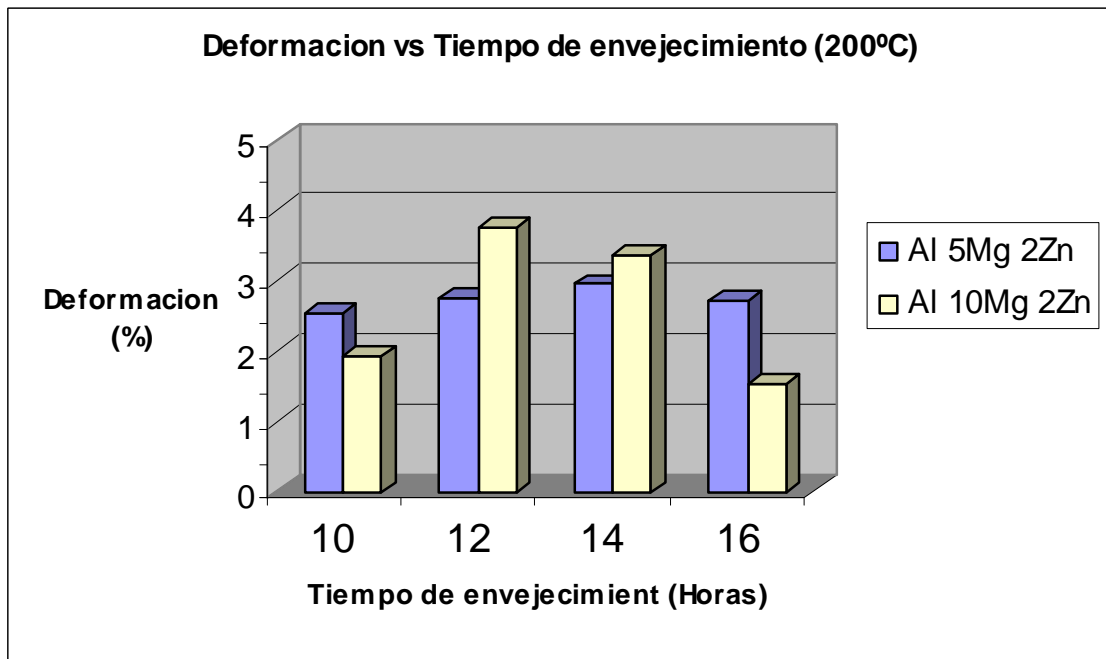


Figura 82. Grafico Deformación vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 200°C

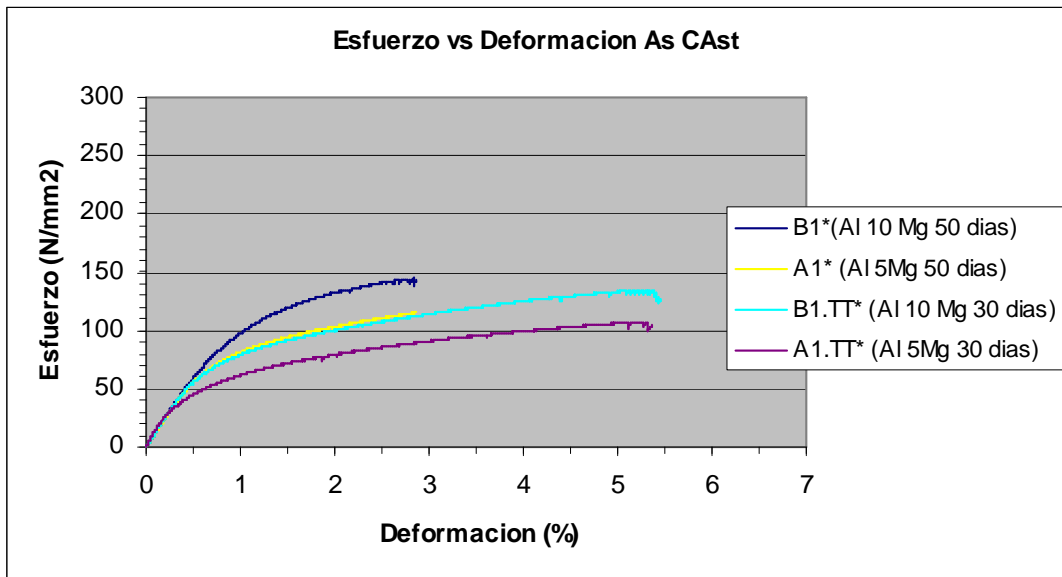


Figura 83. Gráfico esfuerzo vs deformación As Cast. Las probetas de A1.TT* y B1.TT* fueron Homogenizadas a 430°C x 6 Horas, temple en Agua a 60°C, envejecimiento natural. Las probetas A1*y B1 son As Cast con envejecimiento natural.

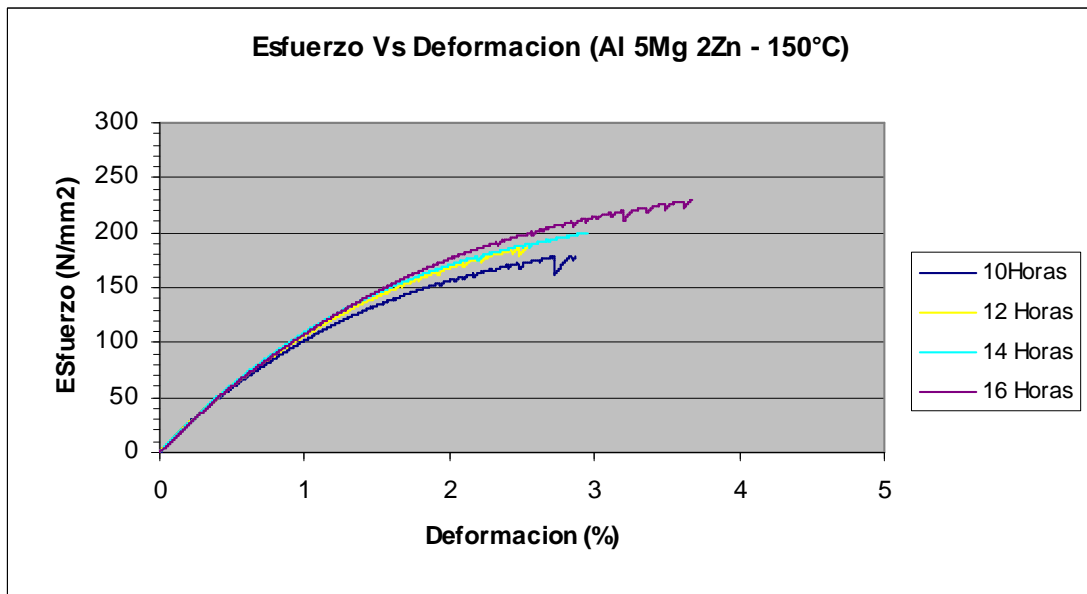


Figura 84. Gráfico Esfuerzo vs deformación Aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 150°C.

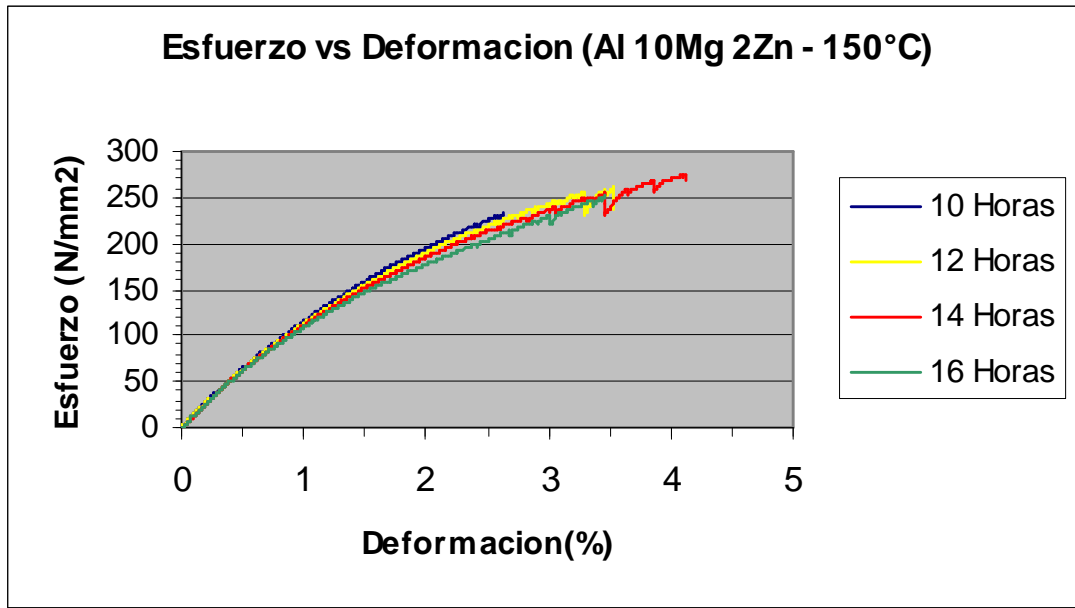


Figura 85. Grafico esfuerzo vs deformación Aleación B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 150°C.

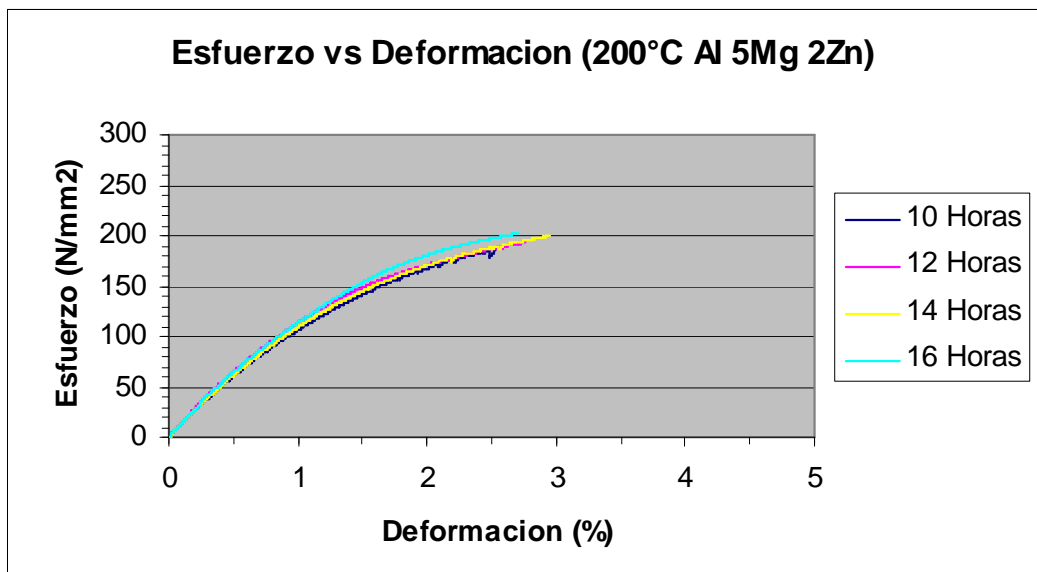


Figura 86. Grafico esfuerzo vs deformación Aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 200°C.

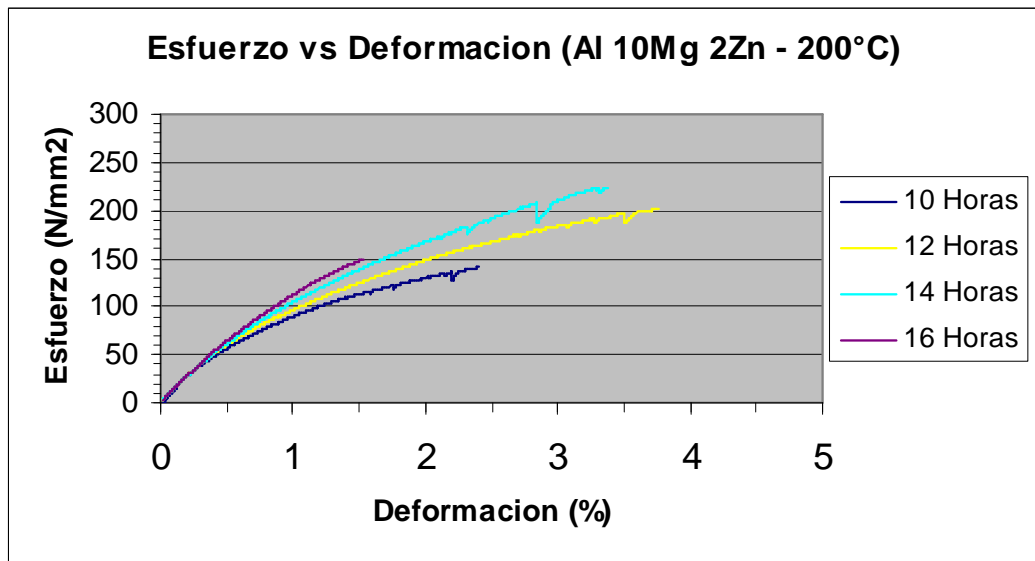


Figura 87. Grafico esfuerzo vs deformación Aleación B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente a 200°C.

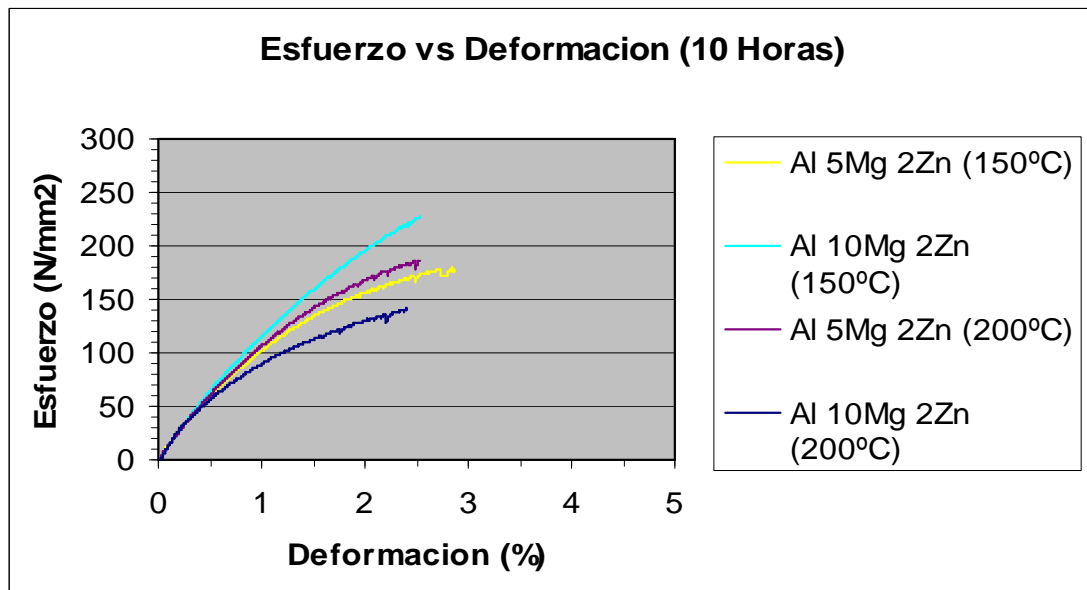


Figura 88. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 10 horas.

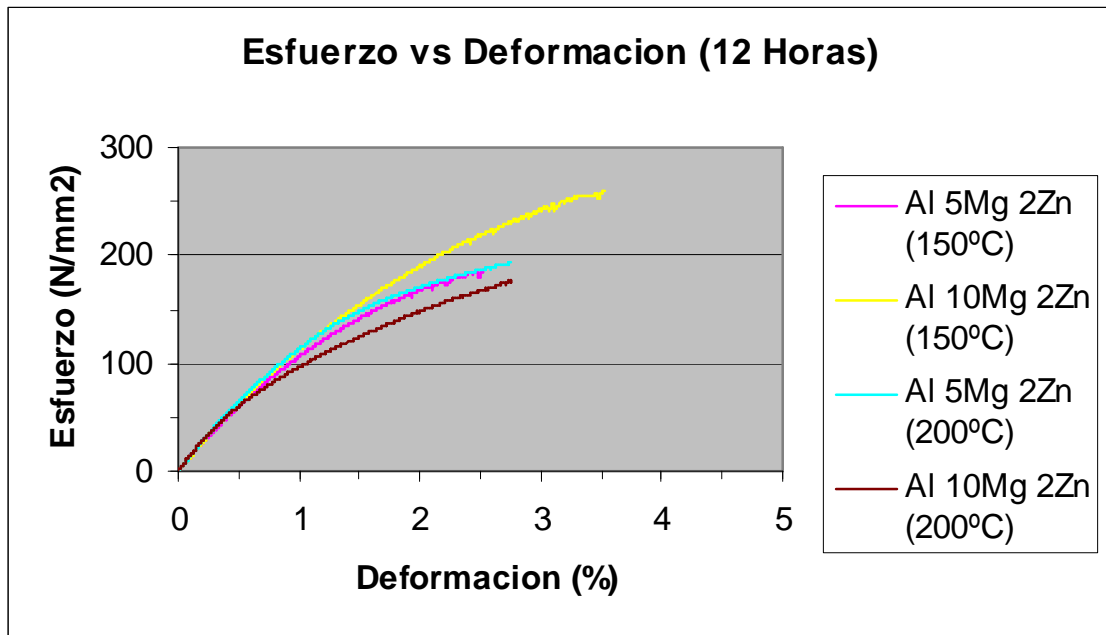


Figura 89. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 12 horas.

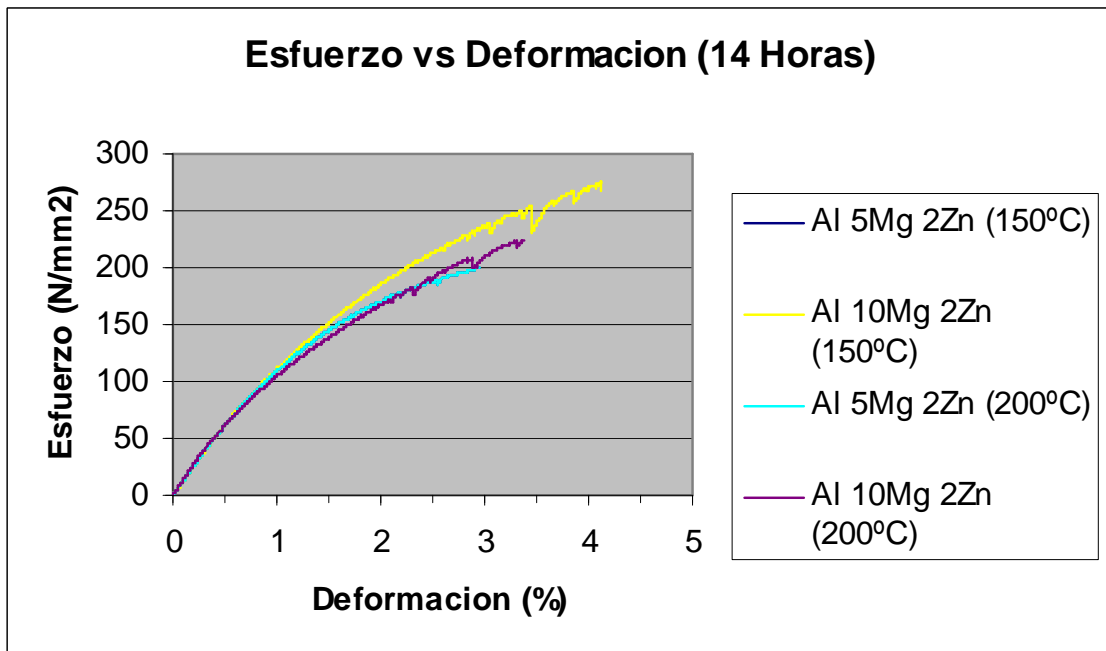


Figura 90. Grafico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 14 horas.

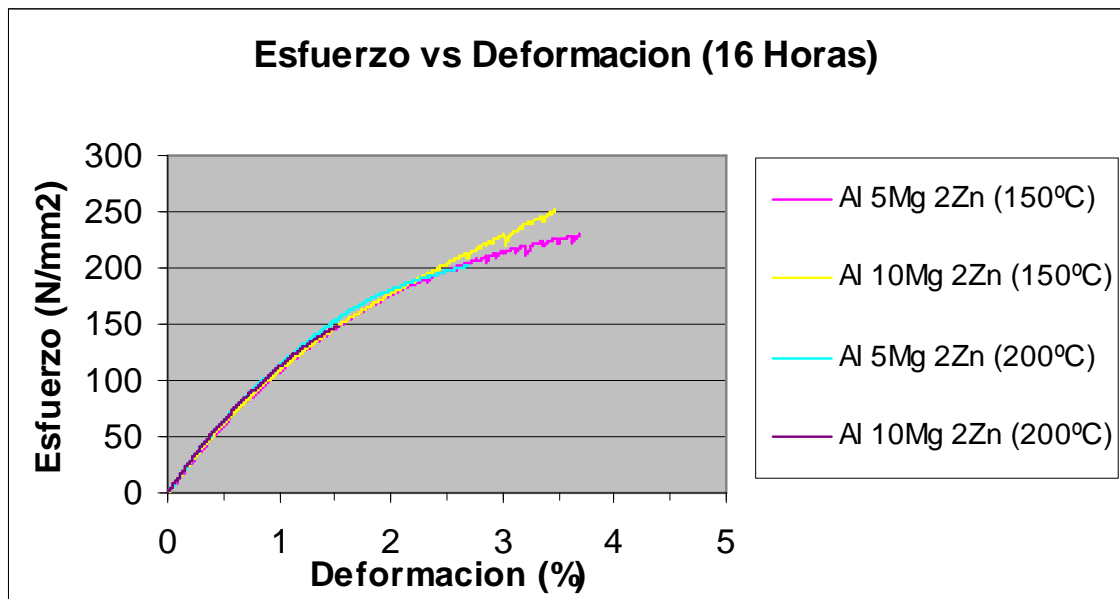


Figura 91. Gráfico esfuerzo vs deformación aleación A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn) envejecida artificialmente durante 16 horas.

Se puede ver como en las probetas A2, las curvas de esfuerzo muestran una relación directamente proporcional entre el esfuerzo, el tiempo y la temperatura, exceptuando los datos registrados a 16 horas, que son mayores en la curva en condiciones de temperatura de 150°C, comparadas con los datos que resultan del ensayo a una temperatura de 200°C (a esta temperatura los datos registran que el valor del esfuerzo decrece en comparación a los datos obtenidos a 14 horas). Con respecto a la deformación, las curvas nos muestran que hay un comportamiento directamente proporcional de la deformación con el tiempo, e inversamente proporcional con la temperatura.

Estas probetas, sirven de modelo para el mecanismo convencional de endurecimiento por precipitación, por tanto muestran ese comportamiento directa o inversamente proporcional con el tiempo, la temperatura o concentración de solutos.

En cuanto las probetas B2, las curvas nos permiten ver que no hay una relación directa o inversamente proporcional entre el tiempo, la temperatura, la deformación o el esfuerzo, por el contrario, se ve como las curvas cambian

bruscamente, con el aumento del tiempo o de la temperatura de ensayo. Este fenómeno, se noto físicamente en el comportamiento dentado de las probetas llamado flujo serrado, teóricamente debido al producto de la interacción entre las dislocaciones movibles y átomos de soluto, que se difunden y temporalmente bloquean o aseguran las dislocaciones en el transcurso de la deformación (efecto de *Portevin-Le Chatelier*)*, siendo una herramienta que sirve de para sustentar los saltos, o aparición de dientes en cada curva, cuando se analizan individualmente cada una de ellas.

Según los datos registrados en las curvas de esfuerzo vs deformación en condición As Cast, vemos que las probetas que fueron sometidas al tratamiento térmico (homogenización y temple) durante 30 días, reportaron las mejores propiedades mecánicas en el grupo de las probetas en condición As Cast (siendo entre estas la B1.TT*, la registró mejores propiedades mecánicas), cabe mencionar, que a pesar de esto, los registros fueron muy bajos en comparación con la probetas con contenidos de Zn.

150°C				
	Al 5Mg 2Zn		Al 10Mg 2 Zn	
Tiempo de envejecido(Horas)	RUT(N/mm2)	Deformación máxima (%)	RUT(N/mm2)	Deformación máxima (%)
10	178,362	2,86889	232,838	2,63556
12	185,902	2,52889	237,897	3,53556
14	199,14	2,94889	267,616	4,12222
16	229,178	3,68	251,823	3,46667
200°C				
	Al 5Mg 2Zn		Al 10Mg 2 Zn	
Tiempo de envejecido(Horas)	RUT	Deformación máxima (%)	RUT	Deformación máxima (%)
10	185,902	2,52889	126,552	1,9228
12	193,196	2,76	201,007	3,76
14	199,14	2,94889	223,308	3,37333
16	201,965	2,70222	148,815	1,53111

Tabla 16. Datos de Resistencia última a la tracción (RUT) y Deformación máxima (en %).

* DIETER, G.E., Mechanical Metallurgy. New York: McGraw-Hill, 1988.

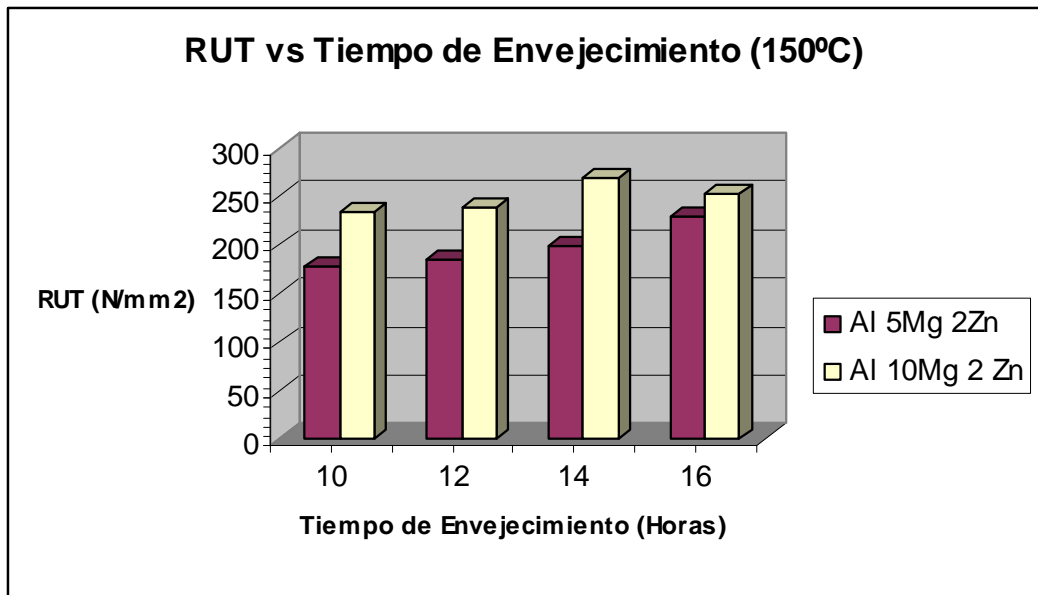


Figura 92. Grafico RUT vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 150°C.

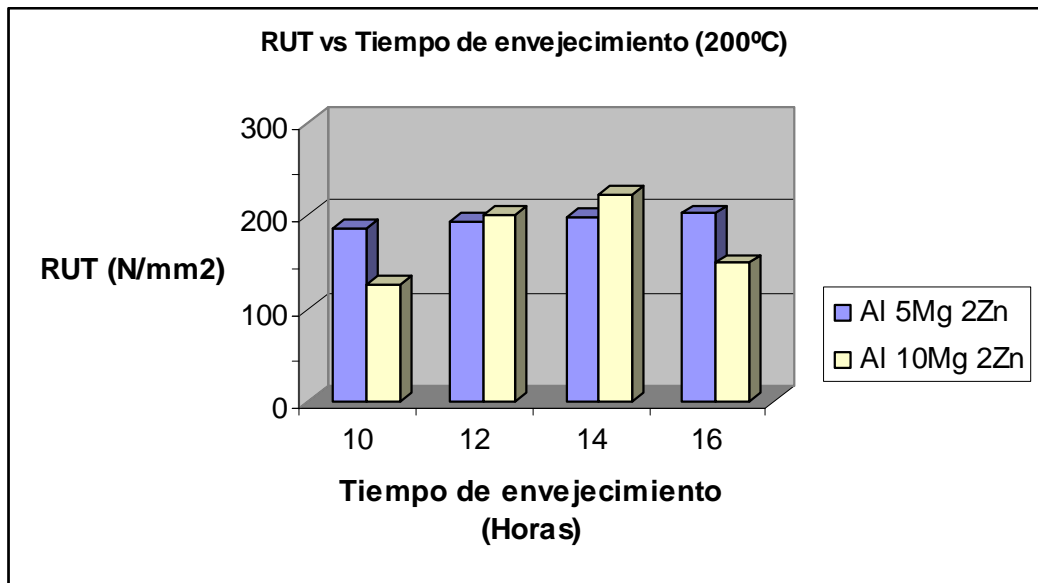


Figura 93. Grafico RUT vs Tiempo de Envejecimiento para las aleaciones A2 (Al 5Mg 2Zn) y B2 (Al 10Mg 2Zn). Temperatura de envejecido 200°C.

Los resultados obtenidos con respecto a la resistencia última a la tracción, muestran como las aleaciones con contenido de 5% de Mg, tienen un aumento directamente proporcional con el tiempo del tratamiento térmico, registrando el punto más alto de RUT a las 16 horas del tratamiento. Las probetas con

contenidos de 10% de Mg, tiene el punto mas alto de RUT a las 14 horas del tiempo de tratamiento y decrece hasta el punto mínimo a las 16 horas (según resultados de este trabajo).

Los anteriores resultados nos permiten decir, teniendo en cuenta el alcance de este trabajo, que los datos obtenidos se dan gracias a los mecanismos de endurecimiento propios de cada aleación (no es objetivo de este trabajo estudiar en detalle los mecanismos endurecimiento de las diferentes aleaciones).

5. CONCLUSIONES.

1. En las probetas con contenido de 10% Mg, las envejecidas a 14 horas, y a una temperatura de 150°C, registraron las mejores propiedades mecánicas.
2. En las muestras con contenidos del 5% de Mg, las mejores propiedades mecánicas fueron registradas en las probetas envejecidas a 16 horas y a una temperatura de 150°C.
3. Según los datos registrados en las curvas de esfuerzo vs deformación en condición As Cast, podemos afirmar que las probetas de Al-5Mg, sometidas al tratamiento térmico (homogenización y temple), y envejecidas por 30 días registraron las mejores propiedades mecánicas.
4. Según se apreció en los resultado registrados en la curvas de esfuerzo vs deformación, el contenidos de Zn, tuvo un efecto directo en los resultados obtenidos del tratamiento térmico (solubilización, temple y envejecido artificial), en cuanto al mejoramiento de las propiedades mecánicas, ya que teóricamente, las aleaciones Al-5Mg y Al-10Mg, no se encuentran en el grupo tratadas por envejecido artificial (no obtiene un cambio significativo en las propiedades mecánicas).

6. OBSERVACIONES.

1. El procedimiento desarrollado de fusión fue el apropiado para este tipo de aleaciones, ya que permitió obtener probetas sin poros, aun bajo observación microscópica a grandes aumentos (3500x), con un índice de gasificación de 0.
2. Estas aleaciones son poco susceptibles al agrietamiento en caliente (en molde de arena), por ende el mejor material para realizar los moldes para colar estas aleaciones, es en arena.
3. Se observa que un incremento en el contenido de magnesio mejora la colabilidad de la aleación, mientras que la adición de zinc la reduce drásticamente.
4. Los resultados registrados en las curvas de deformación con respecto a las aleaciones con contenidos de Mg del 5%, nos permiten decir que hay una relación directamente proporcional de la deformación con el tiempo, e inversamente proporcional con la temperatura. Las muestras con contenido de Mg del 10%, no muestran un comportamiento predecible.

7. RECOMENDACIONES.

1. Los autores del presente trabajo recomiendan en un nuevo trabajo de grado, utilizar un microscopio electrónico de barrido (SEM), para llegar con mayor exactitud a identificar las fases posibles, encontradas en las aleaciones estudiadas.
2. Realizar nuevos estudios con concentraciones de Zn más altos, temperaturas más bajas y tiempos más largos, para ver las propiedades mecánicas en estas condiciones.
3. Realizar un estudio que permita ver la influencia de un afino de grano en el Mg, Zn y el Si (si este se encuentra en algunas proporciones), en las propiedades mecánicas, utilizando tiempo y temperaturas de tratamiento diferentes.

8. BIBLIOGRAFÍA

CHRISTIAN VERGEL AND C. CRUSSARD, El comportamiento del aluminio y sus aleaciones. España: Editorial Urmo, S.A. de Ediciones, 1981.

VAN HORN K.R., Aluminium Bd. 1 Properties, Physycall Metallurgy and Phase Diagrams. Ohio, EEUU: American Society for Metals, Metals Park, 1967.

DIETER, G.E., Mechanical Metallurgy. New York: McGraw-Hill, 1988.

POLMEAR, I.J. Light alloys: metallurgy of the light metals. Edward Arnold, cop. 1995.

ASM Handbook, Metals Handbook Volume 11. Failure Analysis and Prevention. EEUU: ASM International EEUU, 1986.

Gil, F. X. (ed.) Aleaciones ligeras. Barcelona: Edicions UPC, 2001, p. 15.

ASM Handbook, Metals Handbook Volume 4. Heat Treating. EEUU: ASM International EEUU, 1991, p. 832-839.

ASM Handbook, tenth edition, Metals Handbook Volume 2. *Properties and Selection: Non Ferreous Alloys and Special-Purpose Materials*. EEUU: ASM International EEUU, 1990, p. 15-27.

ASM Handbook, ninth edition, Metals Handbook Volume 9. Metallography and Microstructu. EEUU: ASM International EEUU, 1985, p. 351-381.

ASM Handbook, ninth edition, Metals Handbook Volume 9. Metallography and Microstructu. EEUU: ASM International EEUU, 1985, p. 351-381

Hatch J.E., in Aluminium Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, 1984, p 165-166. Polmear, I.J., Light Alloys: Metallurgy of the light Metals, Arnold, London, 1995.

Folleto de información Técnica No 41, Foseco.

MANERO PLANELLA, José María, ARANDÉS SALVADÓ, Albert Andrés y Otros no referidos. Libro Aleaciones ligeras. Publicado por Edicions UPC, 2001

ALONSO, Arnaldo. Las propiedades de la fundición. BUCARAMANGA 1998. p 256-266.

SERPA DITTA, Erika y SANCHEZ MOLANO, Eliana. Respuesta al tratamiento térmico por precipitación de la aleación ACuZinc10 con 0.45% de magnesio. p 16.

Aluminum Alloys: Structure and properties", L.F. Mondolfo , cap 3 , p 807-830.

Atlas Metallographique des Alliages D'Aluminium ETDIF, cap 4, p 20-28.

9. BIBLIOGRAFÍA DE REFERENCIA

[1] ASM Handbook, ninth edition, Metals Handbook Volume 9. Metallography and Microstructures. EEUU: ASM International EEUU, 1985, p. 351-381.

[2] Hatch J.E., in Aluminium Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, 1984, p 165-166. Polmear, I.J., Light Alloys: Metallurgy of the light Metals, Arnold, London, 1995.

[3] ASM Handbook, Metals Handbook Volume 4. Heat Treating. EEUU: ASM International EEUU, 1991, p. 832-839.

[8] MANERO PLANELLA, José María, ARANDÉS SALVADÓ, Albert Andrés y Otros no referidos. Libro Aleaciones ligeras. Publicado por Edicions UPC, 2001.