



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL
ESTADO DE MORELOS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN CIENCIAS BÁSICAS Y APLICADAS

**CENTRO DE INVESTIGACION EN INGENIERIA
Y CIENCIAS APLICADAS**

**“EFECTO DE ADICIONES DE BORO EN ALEACIONES BASE
ALUMINIO PARA APLICACIONES LIGERAS.”**

T E S I S

PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRÍA EN INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS

PRESENTA:

ROGER IVÁN MARTÍNEZ GAMINO

ASESOR:

DR. ISAÍ ROSALES CADENA

CUERNAVACA, MOR.

ENERO 2021

RESUMEN

El aluminio es un material que es considerado como una de las mejores opciones dentro de la industria con usos casi ilimitados, está presente en muchos lugares, usualmente en el transporte. Gracias a sus características es un excelente sustituto del acero debido a la poca energía que requiere para su manufactura, sin embargo, el aluminio tiene el gran defecto de ser un metal muy blando, esta condición impide sus usos en trabajos donde se demanda un desgaste excesivo, limitando su aplicación.

En este trabajo se reportan procesos para mejorar las características del aluminio, uno de ellos es la aleación con otro material que modifica la estructura interna del compuesto, aumentando sus propiedades, dependiendo del material que se agrega, así como, como la aplicación a la cual se destina. Para este trabajo usamos una mezcla de aluminio-estaño en diferentes concentraciones como 70%Al-30%Sn, 80%Al-20%Sn, 90%Al-10%Sn, cada aleación tendrá diferentes cualidades debido a la variación en la mezcla, que podrá mejorar atributos que antes no tenía.

Con la aplicación de tratamientos térmicos se busca obtener mejores propiedades tribológicas, por medio del endurecimiento por precipitados que consiste de dos procesos que son el temple, así como el envejecimiento. Este método crea precipitados dentro de la matriz, mejorando su dureza.

Por medio del dopaje del boro las propiedades nuevamente son modificadas en concentraciones sin adición de boro, en 500 ppm, así como 1000 ppm. El objetivo es modificar el tamaño del grano aumentando su resistencia.

Se demostró cómo estos procesos de manera individual, así como en conjunto cambia las propiedades del material, logrando obtener mejoras en el aluminio, con la ayuda de estas técnicas se puede lograr su aplicación en trabajos con una gran demanda al desgaste.

ABSTRACT

Aluminum is a material that is considered one of the best options in the industry with almost unlimited uses, it is present in many places, usually in transportation. Thanks to its characteristics, it is an excellent substitute for steel due to the low energy it requires for its manufacture, however, aluminum has the great defect of being a very soft metal, this condition prevents its use in jobs where excessive wear is required, limiting its application.

In this work, processes to improve the characteristics of aluminum are reported, one of them is the alloy with another material that modifies the internal structure of the compound, increasing its properties, depending on the material that is added, as well as, as the application to which is destined. For this work we use an aluminum-tin mixture in different concentrations such as 70% Al-30% Sn, 80% Al-20% Sn, 90% Al-10% Sn, each alloy will have different qualities due to the variation in the mixture, that will be able to improve attributes that before did not have.

With the application of heat treatments are looking for better tribological properties, through hardening precipitates consisting of two processes that are anneal, as well as aging. This method creates precipitates within the matrix, improving its hardness.

By doping boron properties are modified again in concentrations without addition of boron, 500 ppm and 1000 ppm. The objective is to modify the size of the grain by increasing its resistance.

It was demonstrated how these processes individually, as well as together change the properties of the material, achieving improvements in aluminum, with the help of these techniques its application can be achieved in jobs with a great demand for wear.

AGRADECIMIENTOS

A mi asesor, **Dr. Isaí Rosales Cadena**, por haberme dado la oportunidad de estar como uno de sus estudiantes y por todos los conocimientos que me otorgó durante el posgrado.

Al técnico académico, **Dr. René Guardián Tapia** quien me permitió utilizar los instrumentos de análisis para esta tesis y que también me ayudó en el proceso.

A mi profesor, **Dr. Mykola Gabrilovich Kakazey** quien me dio parte de su conocimiento y siempre luchó por la investigación.

Al **Centro de Investigaciones en Ingenierías y Ciencias Aplicadas** (CIICAp), por aceptarme en el programa, por tener un lugar de estudio para mí desarrollo y por darme la oportunidad de continuar con mis estudios.

Al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología** (CONACYT), por haberme dado la beca de maestría que me ayudó a completar este proyecto y me dio la oportunidad de ser un mejor profesionalista.

A todos mis **profesores** quienes me dieron las herramientas necesarias para realizar el posgrado y por todo su apoyo para que pudiera seguir mis estudios.

A mis **compañeros** quienes también me dieron su apoyo durante el tiempo que estuve en el posgrado.

DEDICATORIAS

A mis padres, **Rogelio Martínez Patricio** y **Leticia Gamino Romero** quienes me dieron la posibilidad de poder estudiar una carrera y siempre mantuvieron la esperanza en mí.

A mis hermanos, **Kevin Bryan Martínez Gamino** y **Karen Marien Martínez Gamino**, por apoyarme y darme aliento en todo momento.

A mi pareja, **Viridiana Almazán Ocampo** quien siempre estuvo a mi lado en los momentos más difíciles y nunca se dio por vencida.

A mi gran mentor y amigo **Juan Carlos Medel** quien me ayudó a estar en este posgrado y me enseñó el valor del trabajo duro.

A mis amigos, el **biólogo Álvaro Romo Salinas** y la **Mtra. Beatriz Peña Loera** quienes me ayudaron para poder concluir este proyecto y han creído todo el tiempo en mí.

PARTE DE ESTE TRABAJO ES POR USTEDES, GRACIAS A TODOS

ÍNDICE

RESUMEN		i
ABSTRACT		ii
AGRADECIMIENTOS		iii
DEDICATORIAS		iv
LISTA DE TABLAS		ix
LISTA DE FIGURAS		x
HIPÓTESIS		xiv
CAPÍTULO I	INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO II	MARCO TEÓRICO	4

2.1 EL ALUMINIO	4
2.1.1 HISTORIA DEL ALUMINIO	4
2.1.2 CLASIFICACIÓN DEL ALUMINIO	5
2.2 PREPARACIÓN DE MUESTRAS	7
2.2.1 TÉCNICA DE PULIDO	7
2.2.2 TÉCNICA DE ATAQUE QUÍMICO	8
2.2.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL POR MICROSCOPIA	9
2.2.3.1 MICROSCOPIO OPTICO	9
2.2.3.2 MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO (MEB)	10
2.3 PRUEBAS DE PROPIEDADES MECÁNICAS	11
2.3.1 DUREZA VICKERS	11
2.4 DIAGRAMA DE FASE	14
2.5 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO	15
2.6 ALEACIONES LIGERAS BASE DE ALUMINIO	18
2.7 ADICIÓN DE BORO	22
CAPÍTULO III PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	24
3.1 CÁLCULO DE CARGAS	24
3.1.1 CALCULO EN PESO DE LA CARGA	24
3.1.1.1 CALCULO EN PESO DE LA CARGA 70%Al - 30%Sn	25
3.1.1.2 CALCULO EN PESO DE LA CARGA 80%Al - 20%Sn	26
3.1.1.3 CALCULO EN PESO DE LA CARGA 90% Al - 10%Sn	27
3.2 FUNDICIÓN DE CARGAS	28
3.2.1 ALEACIÓN CON DOPAJE DE BORO	31
3.2.1.1 CRISOL PARA ADICIÓN DE BORO	33
3.2.1.2 MEZCLADO PARA ADICIÓN DE BORO	35

3.3 ENDURECIMIENTO POR PRECIPITADOS	36
3.3.1 TEMPLADO	36
3.3.2 ENVEJECIMIENTO	37
3.4 PULIDO DE MUESTRAS	38
3.5 CONDICIONES EN LA PRUEBA DE DUREZA	40
CAPÍTULO IV	RESULTADOS
	41
4.1 MICROESTRUCTURA DE ALEACIONES	41
4.1.1 ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO	41
4.1.2 MAPEO ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 0 PPM SIN TRATAMIENTO	43
4.1.3 ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO	44
4.1.4 MAPEO ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO	45
4.1.5 ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO	46
4.1.6 MAPEO ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO	48
4.1.7 ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO	49
4.1.8 MAPEO ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO	50
4.1.9 ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO	51
4.1.10 MAPEO ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO	53
4.1.11 ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO	54
4.1.12 MAPEO ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO	55
4.1.13 ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO	56

4.1.14 MAPEO ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO	58
4.1.15 ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO	59
4.1.16 MAPEO ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO	60
4.1.17 ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO	61
4.1.18 MAPEO ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO	63
4.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X	64
4.2.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA ALEACIONES SIN ADICIÓN DE BORO	64
4.2.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA ALEACIONES CON ADICIÓN DE BORO A 500 PPM	67
4.2.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA ALEACIONES CON ADICIÓN DE BORO A 1000 PPM	70
4.3 DUREZA EN ALEACIONES	73
4.3.1 70% Al - 30% Sn SIN ADICIÓN DE BORO	73
4.3.2 80% Al - 20% Sn SIN ADICIÓN DE BORO	74
4.3.3 90% Al - 10% Sn SIN ADICIÓN DE BORO	75
4.3.4 70% Al - 30% Sn CON ADICIÓN DE BORO 500 PPM	76
4.3.5 80% Al - 20% Sn CON ADICIÓN DE BORO 500 PPM	77
4.3.6 90% Al - 10% Sn CON ADICIÓN DE BORO 500 PPM	78
4.3.7 70% Al - 30% Sn CON ADICIÓN DE BORO 1000 PPM	79
4.3.8 80% Al - 20% Sn CON ADICIÓN DE BORO 1000 PPM	80
4.3.9 90% Al - 10% Sn CON ADICIÓN DE BORO 1000 PPM	81
4.3.10 CONCENTRADO DE DUREZAS	82
CAPÍTULO V	
CONCLUSIONES	86
REFERENCIAS	88

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Designaciones para aleaciones de aluminio forjadas como fundidas.	6
Tabla 3.1 Porcentaje atómico de la carga	24
Tabla 3.11 Concentración de cargas	28
Tabla 3.2 Concentración de boro en las aleaciones de Al-Sn	31
Tabla 3.3 Templado de la aleación 90%Aluminio-10%Estaño	36
Tabla 3.4 Matriz de tratamiento por envejecimiento	37
Tabla 4.1 Valores de dureza de cada una de las aleaciones (kg/mm ²)	85

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.31 Probador Vickers	12
Figura 2.32 Marcador piramidal de diamante Vickers	13
Figura 2.51 Microestructura con la fase β y α antes del tratamiento solución	16
Figura 2.52 Microestructura después del templado	17
Figura 2.53 Microestructura con endurecimiento por precipitados	17
Figura 3.2 Medición de cargas para fundición	28
Figura 3.21 Limpieza de carga de fundición	29
Figura 3.22 Fundición de carga	29
Figura 3.23 Molde de cobre para aleación de Al-Sn	30
Figura 3.24 Ubicación de las aleaciones en el diagrama de fase	30
Figura 3.25 Orificio con tapón para adición de boro	32
Figura 3.26 Diseño de crisol #1 para fundición (cotas en mm)	33
Figura 3.27 Crisol #1 maquinado	33
Figura 3.28 Diseño de crisol #2 para fundición (cotas en mm)	34
Figura 3.29 Crisol #2 después de la fundición	34
Figura 3.30 Mezclado de la aleación durante la adición de boro	35
Figura 3.31 Temple a 500 °C	36
Figura 3.41 Molde de acrílico con resina epóxica	38
Figura 3.42 Discos rotatorios	38
Figura 3.43 Pulimento marca Wurth modelo P30	39
Figura 3.51 Ensayo de dureza Vickers	40
Figura 4.1 Microestructura 70-30-0 STT	42
Figura 4.2 Análisis por MEB	42
Figura 4.3 Área 1 matriz de aluminio	42
Figura 4.4 Área 2 fase estaño	42
Figura 4.5 Aleación 70-30-0 STT	43
Figura 4.6 Aluminio	43

Figura 4.7 Estaño	43
Figura 4.8 Microestructura 80-20-0 STT	44
Figura 4.9 Análisis por MEB	44
Figura 4.10 Área 1 matriz de aluminio	45
Figura 4.11 Área 2 fase estaño	45
Figura 4.12 Aleación 80-20-0 STT	46
Figura 4.13 Aluminio	46
Figura 4.14 Estaño	46
Figura 4.15 Microestructura 90-10-0 STT	47
Figura 4.16 Análisis por MEB	47
Figura 4.17 Área 1 matriz de aluminio	47
Figura 4.18 Área 2 fase estaño	47
Figura 4.19 Aleación 90-10-0 STT	48
Figura 4.20 Aluminio	48
Figura 4.21 Estaño	48
Figura 4.22 Microestructura 70-30-500 STT	49
Figura 4.23 Análisis por MEB	49
Figura 4.24 Área 1 matriz de aluminio	50
Figura 4.25 Área 2 fase estaño	50
Figura 4.26 Aleación 70-30-500 STT	51
Figura 4.27 Aluminio	51
Figura 4.28 Estaño	51
Figura 4.29 Microestructura 80-20-500 STT	52
Figura 4.30 Análisis por MEB	52
Figura 4.31 Área 1 matriz de aluminio	52
Figura 4.32 Área 2 fase estaño	52
Figura 4.33 Aleación 80-20-500 STT	53

Figura 4.34 Aluminio	53
Figura 4.35 Estaño	53
Figura 4.36 Microestructura 90-10-500 STT	54
Figura 4.37 Análisis por MEB	54
Figura 4.38 Área 1 matriz de aluminio	55
Figura 4.39 Área 2 fase estaño	55
Figura 4.40 Aleación 90-10-500 STT	56
Figura 4.41 Aluminio	56
Figura 4.42 Estaño	56
Figura 4.43 Microestructura 70-30-1000 STT	57
Figura 4.44 Análisis por MEB	57
Figura 4.45 Área 1 matriz de aluminio	57
Figura 4.46 Área 2 fase estaño	57
Figura 4.47 Aleación 70-30-1000 STT	58
Figura 4.48 Aluminio	58
Figura 4.49 Estaño	58
Figura 4.50 Microestructura 80-20-1000 STT	59
Figura 4.51 Análisis por MEB	59
Figura 4.52 Área 1 matriz de aluminio	60
Figura 4.53 Área 2 fase estaño	60
Figura 4.54 Aleación 80-20-1000 STT	61
Figura 4.55 Aluminio	61
Figura 4.56 Estaño	61
Figura 4.57 Microestructura 90-10-1000 STT	62
Figura 4.58 Análisis por MEB	62
Figura 4.59 Área 1 matriz de aluminio	62
Figura 4.60 Área 2 fase estaño	62

Figura 4.61 Aleación 90-10-1000 STT	63
Figura 4.62 Aluminio	63
Figura 4.63 Estaño	63
Figura 4.64 Rayos X de la aleación 70-30-0 STT	64
Figura 4.65 Rayos X de la aleación 80-20-0 STT	65
Figura 4.66 Rayos X de la aleación 90-10-0 STT	66
Figura 4.67 Rayos X de la aleación 70-30-500 STT	67
Figura 4.68 Rayos X de la aleación 80-20-500 STT	68
Figura 4.69 Rayos X de la aleación 90-10-500 STT	69
Figura 4.70 Rayos X de la aleación 70-30-1000 STT	70
Figura 4.71 Rayos X de la aleación 80-20-1000 STT	71
Figura 4.72 Rayos x de la aleación 90-10-1000 STT	72
Figura 4.73 Variación de dureza 70%Al – 30%Sn – 0 B	73
Figura 4.74 Variación de dureza 80%Al – 20%Sn – 0 B	74
Figura 4.75 Variación de dureza 90%Al – 10%Sn – 0 B	75
Figura 4.76 Variación de dureza 70%Al – 30%Sn – 500 ppm boro	76
Figura 4.77 Variación de dureza 80%Al – 20%Sn – 500 ppm boro	77
Figura 4.78 Variación de dureza 90%Al – 10%Sn – 500 ppm boro	78
Figura 4.79 Variación de dureza 70%Al – 30%Sn – 1000 ppm boro	79
Figura 4.80 Variación de dureza 80%Al – 20%Sn – 1000 ppm boro	80
Figura 4.81 Variación de dureza 90%Al – 10%Sn – 1000 ppm boro	81
Figura 4.82 Aleaciones sin adición de boro	82
Figura 4.83 Aleaciones con adición de boro a 500 ppm	83
Figura 4.84 Aleaciones con adición de boro a 1000 ppm	84

Hipótesis

Las propiedades mecánicas de la aleación serán mejoradas mediante el tratamiento térmico por envejecimiento y por la adición de partículas de boro en concentraciones de 500 y 1000 ppm.

Objetivo general

Determinar la influencia de tratamientos térmicos, así como del efecto que tiene la adición de partículas de boro en las propiedades mecánicas de la aleación aluminio-estaño.

Objetivos particulares

Establecer una concentración ideal de partículas de boro que se debe añadir en la aleación aluminio-estaño

- Tratamiento térmico por envejecimiento.
- Determinar la adición de boro adecuada para mejorar sus propiedades mecánicas.
- Determinar las características tribológicas de la aleación y su dependencia en la carga.

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

El aluminio es un material increíble que tenemos hoy en día, gracias a las investigaciones, hemos aprendido cómo aumentar enormemente la resistencia del aluminio puro, el cual por sí solo es algo flexible, así como, débil. Ahora podemos hacer aluminio más fuerte que el acero estructural.

Incrementar la resistencia del aluminio se logra por la adición de pequeñas cantidades de otros elementos como lo son el cobre, magnesio, manganeso, zinc, etc. El aluminio que contiene otros elementos añadidos intencionalmente durante su fabricación es llamado aleación. Muchas aleaciones tienen más de un elemento añadido al aluminio, cuando varias cantidades con diferentes combinaciones de elementos son agregadas podemos hacer varias aleaciones diferentes de aluminio.

Algunas de estas aleaciones pueden ser fortalecidas aún más por tratamientos térmicos. El resultado es que la resistencia del aluminio puro puede ser incrementada hasta 14 veces. (Reynolds Metals Company 1953).

Se ha encontrado que el aluminio, así como sus aleaciones, son idóneas en muchas aplicaciones tales como en componentes aeroespaciales, incluso automotrices, debido a su excelente resistencia a la corrosión, buena conductividad térmica, baja densidad, además de su costo moderado. Sin embargo, el aluminio como también sus aleaciones son de baja dureza e inercia química superficial, esto ocasiona que sean difíciles de lubricar. Estas propiedades limitaron su uso como materiales tribológicos. Por ejemplo, la tribología lubricada de aleaciones a base de aluminio que se deslizan contra materiales a base de hierro es un problema en la industria automotriz, como también de conformado de metales. Las experiencias de varios tribosistemas que operan bajo lubricación límite o condiciones por falta de lubricación han demostrado que pequeñas irregularidades en la superficie en forma de

cavidades o ranuras pueden mejorar las características de lubricación de las superficies deslizantes. (Hu, T., & Hu, L. 2012)

Las aleaciones de Al-Sn son bien conocidas por tener excelentes propiedades tribológicas, así como, mecánicas, haciendo que este tipo de sistemas de aleación sean adecuadas para aplicaciones de ingeniería, particularmente en pistones y camisas de cilindros de motores de combustión.

El límite de solubilidad sólida del Sn en el Al está por debajo de los 0.09 %W del Sn en peso. Es por esto que las aleaciones de Al-Sn que contienen Sn superior al 0.09 W% están formadas por partículas de Sn esparcidas sobre una matriz continua rica en Al. Este tipo de morfología estructural determina el buen comportamiento tribológico de la aleación, debido a la resistencia de la matriz rica en Al, la cual es más resistente a altas cargas mecánicas, actúa en combinación con las partículas de Sn que funcionan como lubricantes sólidos. (Cruz et al. 2010)

Las aleaciones basadas en Al, que consisten Al-Pb, Al-Sn, son utilizadas ampliamente para aplicaciones de cojinetes deslizantes debido a su buena capacidad de carga, resistencia a la fatiga, resistencia al desgaste, así como, propiedades de deslizamiento. Sin embargo, la legislación medioambiental ha llevado a los fabricantes a eliminar el Pb de las aleaciones de los rodamientos. Por lo tanto la atención se ha concentrado en las aleaciones de Al-Sn con alto contenido de Sn. En general, tanto la distribución homogénea, como la dispersión del Sn puro, que es la fase de lubricación en la matriz de Al, son favorables para el comportamiento de fricción, así como, desgaste. Además, la resistencia, e incluso la microestructura de la aleación también son factores muy importantes que influyen en las propiedades de desgaste. (Liu, X et al. 2009)

Las propiedades tribológicas de un material definen las posibles aplicaciones de dicho material mucho más que sus propiedades mecánicas, porque están en mejor correlación con el comportamiento en la práctica. La fricción, así como, el desgaste son de considerable importancia en la mayoría de los componentes estructurales, particularmente en aplicaciones de rodamientos. En general, las aleaciones de Al-Sn tienen buenas características antifricción; sin embargo, debido a la naturaleza blanda del Sn, carecen de la capacidad de soportar cargas pesadas. El uso de aleaciones de aluminio, en general, a menudo está limitado en los componentes de los rodamientos debido a su resistencia al desgaste relativamente pobre, además de su mala compatibilidad. Los cojinetes lisos para aplicaciones de motores automotrices de alto rendimiento se diseñan comúnmente contra el sobrecalentamiento por fricción. El calentamiento por fricción e incluso los aumentos de temperatura que resultan del contacto de metal con metal pueden provocar el desgaste de la superficie del cojinete que puede influir significativamente en el comportamiento tribológico de los componentes deslizantes (Rameshkumar, T., & Rajendran, I. 2013).

CAPÍTULO 2 MARCO TEÓRICO

2.1 EL ALUMINIO

2.1.1 HISTORIA DEL ALUMINIO

El aluminio es uno de los elementos más abundantes después del oxígeno, seguido del silicio, pero hasta fines del siglo XIX era costoso, así como difícil de producir. Se convirtió en un competidor económico en aplicaciones de ingeniería, se transformaba en un metal para su época. Una emergente aparición de importantes proyectos industriales por la demanda de materiales con características similares a las propiedades únicas del aluminio, así como de sus aleaciones, beneficio a un aumento importante para la producción, así como en el uso del nuevo metal.

Cuando la reducción electrolítica de la alúmina (Al_2O_3) disuelta en criolita fundida fue desarrollada de formas separadas por Charles Hall en Ohio, como también por Paul Heroult en Francia en 1886 junto con la aparición del primer vehículo con motor de combustión interna, el aluminio tendría un papel como uno de los materiales para el transporte con mayor importancia en la ingeniería (Davis 1993).

Una de las principales características del aluminio, así como, de sus aleaciones, es su aparentemente baja densidad de 2.7 g/cm^3 a diferencia del acero que es de 7.9 g/cm^3 , su módulo de elasticidad es de 70 GPa. Este material cuenta con una elevada conductividad eléctrica, térmica, alta resistencia a la oxidación, así como a la corrosión en muchos medios, como el atmosférico. El aluminio reacciona con el oxígeno, incluso a temperatura ambiente, creando una capa delgada de óxido de aluminio para proteger el metal contra varios ambientes corrosivos. (Askeland et al. 2012).

A este material se le puede dar forma con bastante facilidad, no muestra transición de dúctil a quebradizo a bajas temperaturas. No es tóxico, además,

puede ser reciclado con aproximadamente el 5% de la energía que fue utilizada para crearlo a partir de la alúmina, esta es la razón por la cual el reciclado del aluminio es tan exitoso. Una de las propiedades físicas del aluminio es su comportamiento no ferromagnético, el aluminio no presenta un límite de resistencia a la fatiga, sin embargo, una falla por fatiga puede ocurrir a esfuerzos pequeños. El aluminio cuenta con una estructura cúbica centrada en las caras, su ductilidad es alta incluso a temperatura ambiente. Una de las limitaciones del aluminio es su bajo punto de fusión de 660 °C que disminuye las áreas de aplicación del material.

Alrededor del 25% del aluminio elaborado actualmente se usa en el sector del transporte, otro 25% en la fabricación de latas de refresco hasta otros envases, cerca del 15% en construcción, 15% en aplicaciones eléctricas, el último 20% en otras aplicaciones.

Las aleaciones de aluminio cuentan con una baja dureza, lo que ocasiona una baja resistencia al desgaste, aun con esto responde fácilmente a mecanismo de endurecimiento. La resistencia mecánica del aluminio se puede lograr por endurecimiento en frío, así como por aleación, no obstante, estos procesos reducen su resistencia a la corrosión. Sus elementos principales de aleación son el cobre, magnesio, silicio, manganeso y el zinc. A pesar de que las aleaciones de aluminio cuentan con propiedades a la tensión más reducidas que el acero, su conexión entre resistencia y peso es extraordinaria (Calister 1995).

2.1.2 CLASIFICACIÓN DEL ALUMINIO

Las aleaciones de aluminio están divididas en dos grupos principales, aleaciones forjadas, aleaciones fundidas, que dependen de su método de fabricación. Estas aleaciones tienen su conformación por deformación plástica, tienen composiciones, incluso estructuras que son muy distintas a las

aleaciones fundidas, con esto podemos demostrar cómo son las diferentes necesidades en el proceso de fabricación. Para cada uno de los grupos es posible dividir las aleaciones en dos categorías: aleaciones que pueden recibir tratamiento térmico hasta aquellas que no pueden recibir tratamiento.

Las aleaciones de aluminio se nombran por un sistema de numeración de cuatro dígitos, el primer número indica los principales compuestos de aleación, el segundo muestra modificación, los últimos dos dígitos muestran el porcentaje decimal de concentración de aluminio. En la tabla 1.1 se muestra la designación para aleación de aluminio tanto para aleaciones forjadas, así como, para fundidas (Askeland et al. 2012).

Tabla 2.1 Designaciones para aleaciones de aluminio forjadas como fundidas.

Aleación forjada		
1xxx	Al comercialmente puro (>99%Al)	No endurecible por envejecimiento
2xxx	Al-Cu y Al-Cu-Li	Endurecible por envejecimiento
3xxx	Al-Mn	No endurecible por envejecimiento
4xxx	Al-Si y Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento si Mg está presente
5xxx	Al-Mg	No endurecible por envejecimiento
6xxx	Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento
7xxx	Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xxx	Al-Li, Sn, Zr o B	Endurecible por envejecimiento
9xxx	No usada actualmente	----
Aleación fundida		
1xxx	Al comercialmente puro	No endurecible por envejecimiento
2xxx	Al-Cu	Endurecible por envejecimiento
3xxx	Al-Si-Cu o Al-Mg-Si	Algunas son endurecibles por envejecimiento
4xxx	Al-Si	No endurecible por envejecimiento
5xxx	Al-Mg	No endurecible por envejecimiento
7xxx	Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xxx	Al-Sn	Endurecible por envejecimiento
9xxx	No usada actualmente	----

2.2 PREPARACIÓN DE MUESTRAS

2.2.1 TÉCNICA DE PULIDO

La selección de una muestra para el estudio del microscopio puede ser muy importante. Si lo que se va a investigar es una falla, se debe de escoger una muestra que esté lo más cerca de la falla para poder compararla con una de las secciones normales o sanas. Si el material es blando, como materiales o aleaciones no ferrosas, o ya sean aceros no tratados térmicamente, la muestra se puede obtener manualmente con el corte de una segueta. Si el material es duro la muestra se puede extraer mediante un disco de corte, el cual es un disco delgado fabricado de un abrasivo que gira a alta velocidad, para evitar modificar la sección, la muestra debe mantenerse fría durante la operación del corte.

Se debe de hacer lo posible para que la muestra sea de un tamaño fácil de manipular, si la muestra es blanda se puede desbastar con movimientos de arriba hacia abajo por medio de una superficie con lima plana poco áspera, si la muestra es dura se puede desbastar sobre una lija de banda rotatoria, manteniendo la muestra fría sumergiéndose frecuentemente en agua durante el desbaste. Para realizar el ligado y el pulido, la muestra se debe de poner perpendicularmente a las rayaduras que existen. Esto facilitará darse cuenta de la eliminación de rayaduras profundas.

Para las muestras más pequeñas o incómodas de sostener se deben de montar de alguna forma para facilitar el pulido final, por medio de una prensa especial con bases para manipular muestras en el pulido, también se puede usar resina termofijadora, la más empleada es la baquelita. La muestra junto con polvo de baquelita se coloca en un cilindro en una prensa, la muestra se calienta gradualmente hasta una temperatura de 150 °C aplicando presión simultáneamente, una vez que la baquelita queda adherida se puede extraer

el molde. Otra opción de resina termoplástica es la lucita que es completamente transparente, este método se somete a la misma presión incluso a una temperatura igual que la baquelita. (Avner 1988).

Se requiere una preparación muy cuidadosa de la superficie metálica. Las etapas de pulido suelen ser, normalmente, un pulido basto con pasta de diamante o alúmina. Para preparar nuestras muestras utilizamos la técnica de pulido manual, para esto es necesario iniciar con un desbaste de lijas de grano grueso (60-240), para después poder continuar hasta lijas de grano fino (600-2000) rotando 90° la pieza cada vez que se cambia de lija, continuando con un pulido de forma circular sobre un paño de pelo corto con abrasivo de pasta de diamante de 3 micras, usando un lubricante en el proceso.

2.2.2 TÉCNICA DE ATAQUE QUÍMICO

El propósito del ataque químico es hacer visibles las características estructurales del metal o aleación. Después de una adecuada preparación superficial, la muestra metalográfica debe ser limpiada cuidadosamente para evitar que queden partículas sobre la superficie que puedan interferir posteriormente. Se recomienda limpiar con alcohol la muestra e inmediatamente depositar el reactivo químico sobre la superficie de la muestra pulida. La solución se mueve ligeramente durante el período de ataque químico. Durante el ataque se puede apreciar cómo la superficie va cambiando su color pasando a tonalidades. Durante este intervalo de tiempo, la muestra debe permanecer en una superficie plana para revelar la microestructura en la zona deseada, de manera que sea posible controlar el progreso del ataque observando los cambios en la coloración de la superficie. Una vez concluido el ataque, se enjuaga en agua, luego en alcohol, finalmente se seca empleando aire caliente. En esta última etapa se podrá apreciar la coloración final de la muestra metalográfica, que muchas veces suele diferir bastante de la coloración obtenida en el lapso de los segundos de ataque. Los tiempos

para la duración del ataque varían dependiendo de la muestra, de la composición química del material, así como de su estado microestructural.

2.2.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL POR MICROSCOPIA

El microscopio metalúrgico en comparación con uno de tipo biológico difiere en la manera en que la muestra es iluminada. Como una muestra metalográfica es opaca a la luz debe de ser iluminada por medio de luz reflejada. Un poco de la luz reflejada en la cara de la muestra se amplificara pasando por un sistema inferior de lentes, después al objetivo, para continuar hacia arriba pasando por un reflector de vidrio, de nuevo el sistema de lentes lo amplificara.

Existen varios tipos de microscopios entre los más utilizados para tal caracterización: microscopio óptico, así como el Microscopio electrónico de barrido (MEB) para un estudio más profundo dependiendo del caso de estudio incluso de la información buscada (Avner 1988).

2.2.3.1 MICROSCOPIO OPTICO

El microscopio óptico es la principal herramienta para la determinación microestructural de las aleaciones de aluminio, además, se recomienda su uso antes que la óptica electrónica. Es útil hasta aumentos de aproximadamente 1500 x donde se pueden determinar características tan pequeñas como 0.1 μm . (0.004 milésimas de pulgada).

El microscopio óptico identifica la mayoría de las partículas de la segunda fase de tamaño suficiente, muestra el tamaño e incluso la distribución de las partículas solubles, además, muestra el estado de la estructura de grano o cristal de la matriz de aluminio o solución sólida.

También puede mostrar características como el espesor del revestimiento, profundidad del ataque corrosivo, fusión parcial por sobrecalentamiento.

El microscopio no revela partículas precipitadas que son responsables del endurecimiento por precipitación, ni revela arreglos de dislocación; a veces, los efectos de grabado o preparación pueden usarse para inferir conclusiones sobre estas condiciones.

La identificación de fases elementales o intermetálicas es una parte importante de un examen de microscopía óptica. Estas fases son la consecuencia de reacciones de equilibrio o no, así como, cambios que ocurren dentro de una aleación dada debido a las condiciones de fundición, trabajo mecánico o tratamiento térmico (Hatch 1984).

2.2.3.2 MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO (MEB)

Es importante saber que este tipo de microscopio, produce imágenes de una muestra mediante un haz de electrones. Los electrones interactúan con los átomos en la muestra, el haz de electrones generalmente se escanea en un patrón de exploración, y la posición del haz se combina con la señal detectada para producir una imagen de forma que las características más íntimas de la muestra pueden ser examinadas con gran amplificación. Las muestras se pueden observar en alto vacío, en bajo vacío, incluso en condiciones de humedad (en el MEB ambiental).

Un detector formado por lentes basados en electroimanes, mide la cantidad e intensidad de electrones que devuelve la muestra, siendo capaz de mostrar imágenes en tres dimensiones mediante imagen digital, gracias a su gran profundidad de foco, esta es una de las principales diferencias con las imágenes obtenidas en un microscopio óptico. Su resolución está entre 4 nm hasta 20 nm, dependiendo del microscopio.

Todas las muestras deben ser de un tamaño adecuado para caber en la cámara de muestra, cuyo tamaño depende del microscopio electrónico de

barrido a usar. Las muestras deben montarse rígidamente sobre un portamuestras. Varios modelos de MEB pueden examinar cualquier pieza con dimensiones de unas 6 pulgadas (15 cm), también algunos pueden inclinar un objeto de ese tamaño a 45 ° (McMullan 2006) (Oatley et al.1965).

Para formación de imágenes de electrones secundarios (SEI, por sus siglas en inglés) en el MEB, las muestras deben ser eléctricamente conductoras, al menos en la superficie, además eléctricamente a tierra para evitar la acumulación de carga electrostática en la superficie. Los objetos metálicos requieren poca preparación especial para su observación en el MEB excepto por la limpieza, así como una adecuada preparación metalográfica (Suzuki 2002).

Para el análisis de nuestras muestras, el pulido a espejo e incluso el ataque del reactivo químico se verifican previamente con el microscopio óptico para posteriormente introducir las muestras al MEB obteniendo imágenes a distintas magnificaciones, así como distintos de espectros de energía dispersa de rayos (EDX, por sus siglas en inglés), así como también de los electodos que no fueron expuestos; con estas imágenes se realizó la caracterización microestructural.

2.3 PRUEBAS DE PROPIEDADES MECÁNICAS

2.3.1 DUREZA VICKERS

La prueba de dureza mide la resistencia del elemento a ser penetrado en la superficie por un objeto duro, está relacionado con las propiedades elásticas tanto como plásticas del material. El valor de dureza que se obtiene de una prueba sirve como una comparación entre materiales o tratamientos. Una prueba de dureza suele ser sencilla, los resultados de estas pruebas pueden usarse para estimar otras propiedades mecánicas. Es común que esta prueba

se utilice para inspección, así como control. Un tratamiento térmico en el material hace que este tenga un cambio en su dureza (Avner 1988).

Las pruebas de indentación han sido durante un tiempo un método estándar para la caracterización de materiales. No solo la dureza en sí, sino también otras propiedades del material pueden inferirse al examinar la carga frente a las formas de indentación de varios materiales. La prueba de dureza consiste en cargar un penetrador hecho de diamante o cualquier otro material duro para después presionarlo contra la superficie de un material más blando a examinar. Cuanto más se hunde el penetrador en el material con una determinada carga, más blando es el material, por lo tanto, menor es su límite elástico. Los penetradores afilados suelen tener forma de pirámides de base cuadrada. (Giannakopoulos et al. 1994).

El material que rodea la impresión queda con un complejo estado de tensión residual que depende de la carga de indentación, así como el agrietamiento múltiple. (Quinn & Bradt 2007)



Figura 2.31 Probador Vickers

En el ensayo de dureza Vickers, se utiliza un marcador piramidal de diamante con base cuadrada con un ángulo incluido de 136° entre las cargas opuestas, se ocupa un intervalo de cargas que están generalmente entre 1 hasta 120 kg, los resultados se expresan en términos de carga, así como, área de indentación.

Los resultados de esta prueba se expresan en términos de carga, como de área de impresión. En consecuencia de la forma del marcador, la impresión de la forma de la superficie es cuadrada. La longitud de la diagonal se mide a través de un microscopio equipado con un micrómetro ocular que contiene fillos móviles, la distancia entre los fillos se indica en un contador calibrado en milésimas de milímetro. Por lo general, hay tablas para convertir la diagonal medida al número de dureza piramidal Vickers (HV) o por medio de la ecuación 2.3:

$$HV = \frac{1.854 L}{d^3} \quad (2.3)$$

Donde:

L= carga aplicada en kg

d=longitud de la diagonal del cuadrado de la impresión, en mm

(Avner 1988).

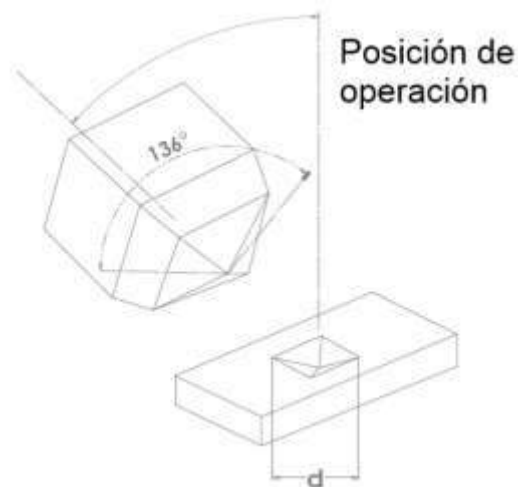


Figura 2.32 Marcador piramidal de diamante Vickers

2.4 DIAGRAMA DE FASE

El diagrama de fases delinea el área de trabajo potencial para un sistema de dos fases en particular, dando una "huella digital" única para ese sistema bajo condiciones establecidas. La información que se puede generar a partir de dicho diagrama incluye: la concentración de componentes formadores de fase necesaria para formar un sistema con dos fases que están en equilibrio. (Hatti &Kaul 2000)

Podemos especificar por completo el estado de un sistema en equilibrio con tres variables independientes que pueden ser controladas externamente, estas son la temperatura, presión, así como la composición. Se debe suponer que la presión permanece constante con un valor atmosférico, el diagrama de equilibrio indicará las variaciones estructurales debido a los cambios tanto de temperatura como composición. El diagrama es en esencia una representación gráfica de un sistema de aleación. El diagrama de fase debe de mostrar la relación entre las fases bajo condiciones en las cuales no tendrán cambio con el tiempo. Las condiciones de equilibrio pueden ser aproximadas por medio de calentamiento como también por enfriamiento extremadamente lento, de modo que se deje tiempo suficiente por si ocurre un cambio de fase. Los cambios de fases ocurren a temperaturas ligeramente mayores o ligeramente menores dependiendo de la velocidad a la que la aleación se calienta o enfría. La rápida variación de la temperatura puede impedir cambios de fase que ocurrirían en condiciones de equilibrio limitando la aplicación.

Los diagramas de fase se grafican con la temperatura en grados centígrados o Fahrenheit ocupando las posición de la ordenada; en el lugar de la abscisa se coloca la composición de la aleación que puede estar dada como porcentaje en peso. En algunos trabajos es más conveniente usar la composición de la aleación en porcentaje atómico (Avner 1988).

Para las ocasiones en que se desee expresar la composición como porcentaje en peso (%pe) en vez de porcentaje atómico (%at) usaremos la ecuación 2.4 para realizar la conversión:

$$\%pe A = \frac{(\%at A) \times (M_A)}{\%at A \times M_A + \%at B \times M_B} \times 100 \quad (2.4)$$

En donde

%pe A, sería el porcentaje en peso del elemento A.

%at A, sería el porcentaje atómico del elemento A.

M_A , sería el peso molecular del elemento A.

%at B, sería el porcentaje atómico del elemento B.

M_B , sería el peso molecular del elemento B (Askeland et al. 2012).

2.5 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO

El endurecimiento por envejecimiento o endurecimiento por precipitación es el proceso de tratamiento térmico más importante para aleaciones no ferrosas como el aluminio. Las aleaciones convencionales de aluminio reforzadas por precipitación de grano grueso se han utilizado ampliamente para aplicaciones tanto aeroespaciales como de transporte, debido a su alta resistencia, así como su capacidad de tratamiento térmico. En esta clase de aleaciones reforzadas por envejecimiento se crean precipitados extremadamente pequeños, como también uniformemente dispersos, que actúan como obstáculos para el movimiento de dislocación, se forman dentro de la matriz del aluminio tras el tratamiento térmico, por lo tanto, fortalecen los materiales (Ma et al. 2014)

Generalmente se necesitan dos etapas de tratamiento térmico para producir el fenómeno de precipitación: tratamiento de solución, así como, el envejecido.

Para el tratamiento de solución la aleación debe de calentarse hasta el punto M por arriba de la temperatura de solvus, donde todo el exceso de la fase β (microestructura de la figura 2.51) se disolverá en la matriz creando una estructura sólida en donde α se encuentre de manera homogénea.

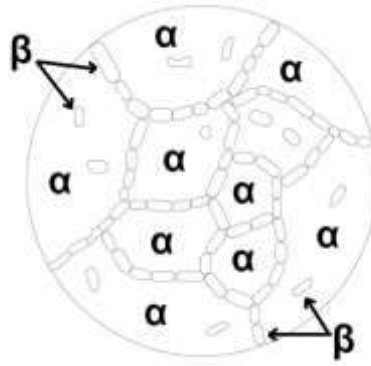


Figura 2.51 Microestructura con la fase β y α antes del tratamiento de solución.

Después del tratamiento por solución, la aleación que contiene solo α en su estructura debe de enfriarse rápidamente, es decir, se le hace un templado. Esto ocasiona que los átomos no tengan tiempo de difundirse a potenciales sitios de formación de núcleos, de esta forma la fase β no logra crearse. Con el exceso de β atrapado en la solución, se crea una solución sobresaturada.

El templado se lleva generalmente con un baño de agua fría o por medio de un rocío de agua. El proceso del templado drástico puede generar tensiones, lo que da como resultado distorsión. En estos casos el agua a punto de ebullición puede usarse como medio de temple para minimizar la distorsión. Si α es una fase dúctil, la aleación tendrá esta propiedad inmediatamente después del templado, lo que permite que las partes distorsionadas se endurezcan con facilidad. La operación de endurecimiento debe de llevarse lo más pronto posible después del templado. La figura 2.52 muestra la microestructura después del tratamiento de solución.

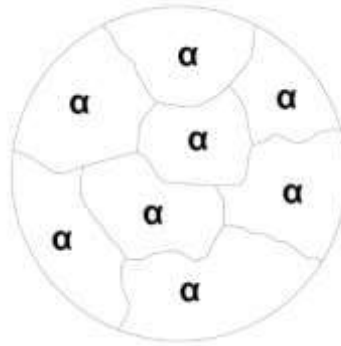


Figura 2.52 Microestructura después del templado.

Al terminar el proceso de templado la aleación se encuentra como una solución sobresaturada sólida, que también se encontrará en un estado inestable, el excedente soluble tenderá a salir de la solución. Finalmente, la fase α debe de calentarse por debajo de la temperatura solvus. En esta temperatura de envejecimiento los átomos se comenzarán a difundir a cortas distancias en numerosos sitios formando núcleos, produciendo los precipitados como se observa en la figura 5. Si la aleación se mantiene el tiempo suficiente a una temperatura de envejecimiento, se produciría una estructura de equilibrio (Avner 1988).

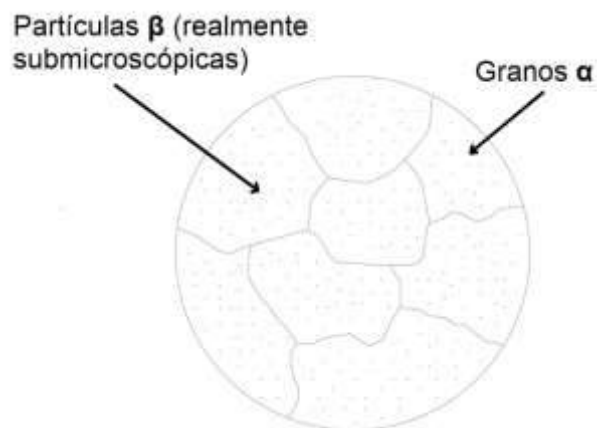


Figura 2.53 Microestructura con endurecimiento por precipitados.

La propiedad de una aleación que se endurece por precipitados va a depender de la temperatura de envejecimiento, así como, del tiempo que dure el

envejecimiento. El tiempo dependerá de la velocidad con la que se forman los precipitados. Si ocurre un exceso de envejecimiento la aleación perderá su dureza, debido a que los efectos suavizantes también se aceleran, dando como resultado una dureza máxima menor.

La temperatura más común para muchas aleaciones de aluminio es a 190°C, esto hace que se requiera un tiempo más largo para producir una resistencia óptima, aun así hay beneficios por el uso de una temperatura baja. La primera es que la resistencia máxima aumenta cuando disminuye la temperatura de envejecimiento. La segunda es que la aleación mantiene su máxima resistencia un tiempo más largo, por último las propiedades son más uniformes. Si una aleación es envejecida durante un corto tiempo, la superficie de la aleación alcanzará la temperatura apropiada logrando reforzarse en esas zonas, en cambio el centro permanecerá frío, alcanzando a envejecer ligeramente (Askeland et al. 2012).

2.6 ALEACIONES LIGERAS BASE DE ALUMINIO

Las aleaciones ligeras reciben su nombre debido a que son mezclas de metales, así como, de minerales que tienen una densidad menor a la del acero, sin embargo, su dureza puede ser comparable. Las aleaciones de aluminio se encuentran en esta categoría, debido a que se obtienen a partir del aluminio junto con otros elementos, como el cobre, el zinc, manganeso, magnesio o silicio. Estos elementos tienen una densidad menor a la del acero además de no ser tan resistentes a la corrosión como el aluminio puro. El objetivo principal de las aleaciones de aluminio es el de mejorar su dureza, así como, la resistencia del material, puesto que el aluminio es muy blando en estado puro.

Con más de 100 posibles elementos de aleación, incluso dejando a un lado los elementos que son muy raros o que sean muy tóxicos, parecería posible realizar millones de combinaciones de aleaciones. Las posibilidades son

bastante limitadas si se ignoran las pequeñas variaciones de aleación. Los elementos de aleación que se suelen añadir al aluminio para aumentar su resistencia, mejoran otras propiedades muy importantes. Los dos métodos más utilizados para aumentar la resistencia de las aleaciones de aluminio son:

- Dispersar elementos de aleación o elementos en solución sólida y trabajar en frío la aleación (aleaciones de endurecimiento por deformación)
- Disolver los elementos de aleación en una solución sólida y precipitarlos como partículas submicroscópicas coherentes (aleaciones de endurecimiento por precipitación)

A continuación se mencionan algunos efectos del aluminio junto con otros elementos que mejoran las propiedades del material.

Magnesio

Es el principal elemento de aleación de la serie 5XXX. Su solubilidad sólida máxima en aluminio es del 17.4%, pero el contenido de magnesio en las aleaciones forjadas actuales no supera el 5.5%. Las aleaciones de fundición varían de 4% a 10% de magnesio. La precipitación de magnesio se producirá incluso a temperatura ambiente en aleaciones con 10% Mg. El magnesio se precipita preferentemente en los límites de los granos como una fase altamente anódica, lo que produce susceptibilidad al agrietamiento intergranular. La adición de magnesio aumenta notablemente la fuerza del aluminio sin disminuir indebidamente la ductilidad. La resistencia a la corrosión, así como, la soldabilidad son buenas.

Manganeso

Es una impureza común en el aluminio primario, en la que su concentración normalmente oscila de 5 a 50 ppm. El manganeso aumenta la resistencia ya sea en solución sólida o como una fase intermetálica finamente precipitada.

No tiene ningún efecto adverso sobre la resistencia a la corrosión. El manganeso tiene una solubilidad sólida muy limitada en aluminio en presencia de impurezas normales, pero permanece en solución cuando se cuele en frío de modo que la mayor parte del manganeso añadido se retiene sustancialmente en solución, incluso en lingotes grandes. Se utiliza para aumentar la resistencia, además de controlar la estructura del grano. El efecto del manganeso es aumentar la temperatura de recristalización, como también promover la formación de estructura fibrosa al trabajar en caliente. Como precipitado disperso, es eficaz para retardar la recuperación, así como, prevenir el crecimiento de granos. El precipitado de manganeso aumenta la sensibilidad al temple de las aleaciones tratables térmicamente.

Silicio

Después del hierro, el silicio es la impureza con el nivel más alto en el aluminio comercial, también es la adición más común en las aleaciones de fundición, En las aleaciones forjadas, el silicio se utiliza con magnesio a niveles de hasta el 1.5% para producir Mg_2Si en la serie 6XXX de aleaciones tratables térmicamente. Las adiciones de silicio de 0.5% a 4% reducen la tendencia al agrietamiento de las aleaciones de aluminio, cobre, como también de magnesio. Pequeñas cantidades de magnesio agregadas a cualquier aleación que contenga silicio harán que sea tratable con calor. Las aleaciones que contienen aproximadamente un 5% de silicio adquieren un color negro cuando se anodizan, estos acabados se utilizan con fines ornamentales.

Estaño

Se utiliza como adición de aleación al aluminio, desde concentraciones de 0.03% hasta varios porcentajes en aleaciones forjadas, así como, concentraciones de aproximadamente 25% en aleaciones de fundición. Pequeñas cantidades de estaño (0.05%) aumentan en gran medida la respuesta de las aleaciones de aluminio-cobre al envejecimiento artificial

después de un tratamiento térmico en solución. El resultado es un aumento de la resistencia, así como, una mejora de la resistencia a la corrosión. Las concentraciones más altas de estaño provocan agrietamiento en caliente en las aleaciones de aluminio-cobre. El estaño mejora el maquinado del aluminio, así como sus aleaciones, se utiliza para este propósito en aleaciones de fundición de aluminio-cobre, aluminio-cobre-silicio, incluso aluminio-zinc, en concentraciones inferiores al 1% de estaño. Las aleaciones para cojinetes de aluminio-estaño, con adiciones de otros metales como cobre, níquel, además de silicio, se utilizan cuando se requiere que los cojinetes soporten altas velocidades, cargas, así como también altas temperaturas. Las adiciones de cobre-níquel-silicio mejoran la capacidad de carga, la resistencia al desgaste, además de que la fase de estaño suave proporciona propiedades anti-rayado.

Zinc

Las aleaciones de aluminio-zinc se conocen desde hace muchos años, pero el agrietamiento en caliente de las aleaciones de fundición, así como, la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión bajo tensión de las aleaciones forjadas redujo su uso. La adición de zinc solo al aluminio no da como resultado aleaciones fundidas mejoradas. En el estado forjado, la mejora en la resistencia es modesta. Por otro lado, las aleaciones de aluminio-zinc que contienen otros elementos ofrecen ventajas excepcionales en cuanto a resistencia en fundición, además de una combinación más alta de propiedades de tracción en las aleaciones de aluminio forjado. Los esfuerzos para superar las limitaciones antes mencionadas han tenido éxito, estas aleaciones a base de aluminio-zinc, fundidas, así como, forjadas, se están utilizando comercialmente en un grado cada vez mayor. La presencia de zinc en el aluminio aumenta su potencial de solución, de ahí su uso en revestimientos protectores, como también en ánodos de sacrificio. (Hatch 1984)

2.7 ADICIÓN DE BORO

El boro se utiliza en el aluminio incluyendo también sus aleaciones como un refinador de granos para mejorar la conductividad al precipitar vanadio, titanio, cromo, incluso molibdeno (todos los cuales son dañinos para la conductividad eléctrica en su nivel de impureza habitual en el aluminio de calidad comercial). El boro se puede usar solo como refinador de granos durante la solidificación en niveles de 0,005 a 0,1%, pero se vuelve más efectivo cuando se usa con un exceso de titanio. Los refinadores de granos comerciales comúnmente contienen tanto titanio, como boro en una proporción de 5 a 1. El boro tiene una alta sección transversal de captura de neutrones, usándolo en aleaciones de aluminio para ciertas aplicaciones de energía atómica, pero su contenido debe limitarse a niveles muy bajos en los materiales usados en áreas de reactores, donde esta propiedad es indeseable. (Hatch 1984)

Es inconveniente el uso de algunos metales o aleaciones de aluminio como materiales estructurales debido a un módulo elástico relativamente bajo. Sin embargo, una estrategia para endurecer estos materiales es mediante la incorporación de partículas para formar un compuesto de matriz metálica. Las partículas de refuerzo contempladas son aquellas que tienen una alta rigidez, así como, una baja densidad. El carburo de boro es uno de esos materiales. El aluminio es ideal como material base, debido a que está fácilmente disponible, es liviano, además, sus condiciones de procesamiento son razonables. Teóricamente, el módulo elástico de una aleación de aluminio puede ser aumentado significativamente, incluso a una concentración de carburo de boro del 10% por volumen (Mohantya et al. 2008)

Los compuestos de matriz de aluminio son materiales atractivos para aplicaciones estructurales. Su relación de alta resistencia a peso, resistencia al medio ambiente, alta rigidez, así como, una buena resistencia al desgaste, son características que han estimulado más investigación para desarrollar sus aplicaciones mejorando aún más las propiedades. El carburo de boro es uno

de los materiales cerámicos más prometedores debido a sus fascinantes propiedades, incluyendo alta resistencia, baja densidad (2,52 g / cm³), dureza extremadamente alta (el tercer material más duro después del diamante, seguido del nitruro de boro), buena estabilidad química, así como, capacidad de absorción de neutrones. Debido a su alta dureza, el B₄C podría ser una alternativa al SiC o incluso al Al₂O₃ como fase de refuerzo en los compuestos de matriz de aluminio para aplicaciones donde una buena resistencia al desgaste es un factor importante (Mohammad et al. 2011).

CAPÍTULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 CÁLCULO DE CARGAS

Las cargas para la fundición Aluminio-Estaño se establecieron para una carga total de 60 g, en la tabla 3.1 se muestra la concentración en porcentaje atómico sin la adición de boro.

Tabla 3.1 Porcentaje atómico de la carga

Cargas en porcentaje atómico sin adición de boro		
70% Aluminio 30% Estaño	80% Aluminio 20% Estaño	90% Aluminio 10% Estaño

Con el porcentaje atómico de la carga se determina el porcentaje en peso de la aleación para una carga total de 60 g.

3.1.1 CÁLCULO EN PESO DE LA CARGA

Usando la ecuación 2.4, se calculan los valores de peso en porcentaje, una vez determinado el porcentaje se puede despejar el valor del peso para obtener la carga de cada material con la ecuación 3.1.

$$\%pe A = \frac{(\%at A) \times (M_A)}{\%at A \times M_A + \%at B \times M_B} \times 100 \quad (2.4)$$

$$m A = \frac{60 \text{ g}(\%peA)}{100 \%} \quad (3.1)$$

En donde:

$m A$, es el peso del elemento A

$\%peA$, es el porcentaje en peso del elemento A

3.1.1.1 CALCULO EN PESO DE LA CARGA 70%Al - 30%Sn

En el cálculo de %pe (peso en porcentaje) para un %at (porcentaje atómico) de 70%Al - 30%Sn se sustituyen los siguientes datos en la ecuación 2.4. Para obtener el peso se sustituye el %pe en la ecuación 3.1.

$$\%at \text{ Al} = 70\%$$

$$\%at \text{ Sn} = 30\%$$

$$\text{P.m. Sn} = 118.71 \text{ g/mol}$$

$$\text{P.m. Al} = 26.982 \text{ g/mol}$$

$$\text{Masa total} = 60 \text{ g}$$

$$\%m \text{ Al} = \frac{70 (26.982 \text{ g/mol})}{70 (26.982 \text{ g/mol}) + 30(118.71 \text{ g/mol})} \times 100 = 34.6555\% \quad (3.11)$$

$$m \text{ Al} = \frac{60 \text{ g}(34.6555\%)}{100 \%} = \mathbf{20.7933 \text{ g}} \quad (3.12)$$

$$\%m \text{ Sn} = \frac{30 (118.71 \text{ g/mol})}{70 (26.982 \text{ g/mol}) + 30(118.71 \text{ g/mol})} \times 100 = 65.3445\% \quad (3.13)$$

$$m \text{ Sn} = \frac{60 \text{ g}(65.3445\%)}{100 \%} = \mathbf{39.2067 \text{ g}} \quad (3.14)$$

Las ecuaciones 3.11, 3.12 dan el peso del aluminio mientras las ecuaciones 3.13, 3.14 dan el valor del estaño en un %at 70% Al – 30% Sn.

3.1.1.2 CALCULO EN PESO DE LA CARGA 80%Al - 20%Sn

En el cálculo de %pe para un %at de 80%Al - 20%Sn se sustituyen los siguientes datos en la ecuación 2.4. Para obtener el peso se sustituye el %pe en la ecuación 3.1.

$$\%at \text{ Al} = 80\%$$

$$\%at \text{ Sn} = 20\%$$

$$Pm \text{ Sn} = 118.71 \text{ g/mol}$$

$$Pm \text{ Al} = 26.982 \text{ g/mol}$$

$$\text{Masa total} = 60 \text{ g}$$

$$\%m \text{ Al} = \frac{80 (26.982 \text{ g/mol})}{80 (26.982 \text{ g/mol}) + 20(118.71 \text{ g/mol})} \times 100 = 47.6213\% \quad (3.15)$$

$$m \text{ Al} = \frac{60 \text{ g}(47.6213\%)}{100 \%} = 28.5728\text{g} \quad (3.16)$$

$$\%m \text{ Sn} = \frac{20 (118.71 \text{ g/mol})}{80 (26.982 \text{ g/mol}) + 20(118.71 \text{ g/mol})} \times 100 = 52.3787\% \quad (3.17)$$

$$m \text{ Sn} = \frac{60 \text{ g}(52.3787\%)}{100 \%} = 31.4272 \text{ g} \quad (3.18)$$

Las ecuaciones 3.15, 3.16 dan el peso del aluminio mientras las ecuaciones 3.17, 3.18 dan el valor del estaño en un %at 80% Al – 20% Sn.

3.1.1.3 CALCULO EN PESO DE LA CARGA 90% Al - 10%Sn

En el cálculo de %pe para un %at de 90%Al - 10%Sn se sustituyen los siguientes datos en la ecuación 2.4. Para obtener el peso se sustituye el %pe en la ecuación 3.1.

$$\%at \text{ Al} = 90\%$$

$$\%at \text{ Sn} = 10\%$$

$$Pm \text{ Sn} = 118.71 \text{ g/mol}$$

$$Pm \text{ Al} = 26.982 \text{ g/mol}$$

$$\text{Masa total} = 60 \text{ g}$$

$$\%m \text{ Al} = \frac{90 (26.982 \text{ g/mol})}{90 (26.982 \text{ g/mol}) + 10(118.71 \text{ g/mol})} \times 100 = 67.1662\% \quad (3.19)$$

$$m \text{ Al} = \frac{60 \text{ g}(67.1662\%)}{100 \%} = 40.2997 \text{ g} \quad (3.20)$$

$$\%m \text{ Sn} = \frac{10 (118.71 \text{ g/mol})}{90 (26.982 \text{ g/mol}) + 10(118.71 \text{ g/mol})} \times 100 = 32.8338\% \quad (3.21)$$

$$m \text{ Sn} = \frac{60 \text{ g}(32.8338\%)}{100 \%} = 19.7003 \text{ g} \quad (3.22)$$

Las ecuaciones 3.19, 3.20 dan el peso del aluminio mientras las ecuaciones 3.21, 3.22 dan el valor del estaño en un %at 90% Al – 10% Sn.

Tabla 3.11 Concentración de cargas

Cargas para fundición a una concentración de 60 g			
Cargas en porcentaje atómico (%at)	70% Aluminio 30% Estaño	80% Aluminio 20% Estaño	90% Aluminio 10% Estaño
Porcentaje en peso de la carga (%pe)	34.6555% Aluminio 65.3445% Estaño	47.6213% Aluminio 52.3787% Estaño	67.1662% Aluminio 32.8338% Estaño
Peso de la carga por elemento	20.7933 g Aluminio 39.2067 g Estaño	28.5728 g Aluminio 31.4272 g Estaño	40.2997 g Aluminio 19.7003 g Estaño

3.2 FUNDICIÓN DE CARGAS

Para realizar el proceso de fundición mediremos las cargas con la balanza analítica en las diferentes concentraciones de porcentaje atómico. El total de la carga deberá ser de 60 gramos, tendrá una tolerancia de +0.003 g como se observa en la figura 3.2.



Figura 3.2 Medición de cargas para fundición.

Al terminar la medición se realizará la limpieza del material con alcohol como se observa en la figura de 3.21, esta operación eliminará los contaminantes que pueda tener la carga, mejorando las condiciones de fundición.



Figura 3.21 Limpieza de carga de fundición

Una vez seco el material estará listo para colocarlo en el crisol de acero al carbón e introducirlo a la mufla a una temperatura de 900°C, figura 3.22.



Figura 3.22 Fundición de carga

La fundición se colocará en un molde de cobre para formar una probeta (figura 3.23), facilitando el manejo de la aleación durante el tratamiento de envejecimiento.

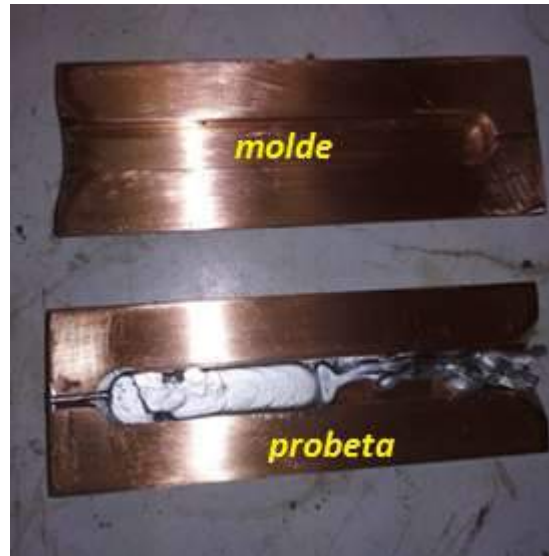


Figura 3.23 Molde de cobre para aleación de Al-Sn

El proceso de fundición será el mismo para los porcentajes atómicos de 70%Al-30%Sn, 80%Al-20%Sn, así como, 90%Al-10%Sn. En la fundición solo cambiarán las concentraciones de carga de la aleación (McAlister & Kahan 1983)

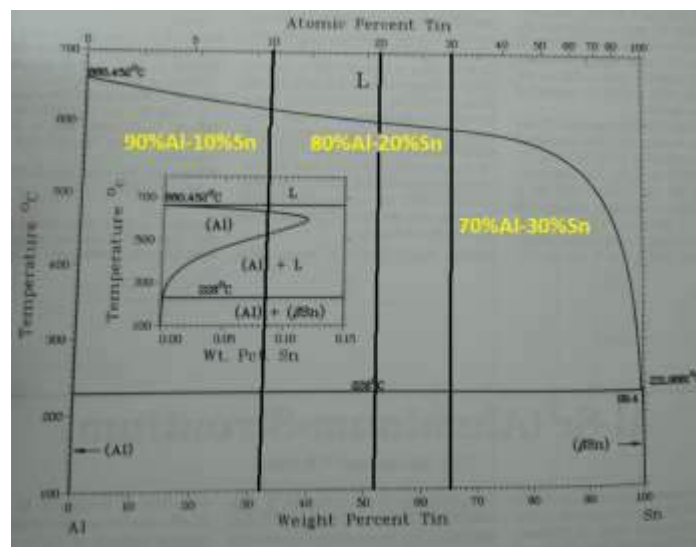


Figura 3.24 Ubicación de las aleaciones en el diagrama de fase.

3.2.1 ALEACIÓN CON DOPAJE DE BORO

La adición de boro será en ppm como lo muestra la tabla 3.2 en las diferentes concentraciones de Aluminio-Estaño.

Tabla 3.2 Concentración de boro en las aleaciones de Al-Sn

Adición de boro en PPM		
70% aluminio 30% estaño 500 ppm de boro	80% aluminio 20% estaño 500 ppm de boro	90% aluminio 10% estaño 500 ppm de boro
70% aluminio 30% estaño 1000 ppm de boro	80% aluminio 20% estaño 1000 ppm de boro	90% aluminio 10% estaño 1000 ppm de boro

Para el proceso de adición de boro se tomará una probeta de 20 gramos agregando las partes por millón propuestas. Las ecuaciones 3.23, 3.24, 3.25 hasta 3.26 hacen la conversión de ppm a gramos para la adición de boro.

Cálculo de peso de 500 ppm de boro en una aleación de 20 gramos

Usando la igualdad del porcentaje en peso con la de ppm podemos determinar la concentración de boro despejando el peso.

$$0.0001\% \rightarrow 1 \text{ ppm} \quad x = \frac{(0.0001\%)(500 \text{ ppm})}{1 \text{ ppm}} = 0.05\% \quad (3.23)$$

$$X\% \rightarrow 500 \text{ ppm}$$

Porcentaje en peso de 500 ppm

$$20 \text{ g} \rightarrow 100\% \quad x = \frac{(20 \text{ g})(0.05\%)}{100\%} = 0.01 \text{ g} \quad (3.24)$$

$$X \rightarrow 0.05\%$$

Concentración de boro en 500 ppm.

Cálculo de peso de 1000 ppm de boro en una aleación de 20 gramos

$$0.0001\% \rightarrow 1 \text{ ppm} \quad x = \frac{(0.0001\%)(1000 \text{ ppm})}{1 \text{ ppm}} = 0.1\% \quad (3.25)$$

$$X\% \rightarrow 1000 \text{ ppm}$$

Porcentaje en peso de 1000 ppm

$$20 \text{ g} \rightarrow 100\% \quad x = \frac{(20 \text{ g})(0.1\%)}{100\%} = 0.02 \text{ g} \quad (3.26)$$

$$X \rightarrow 0.1\%$$

Concentración de boro en 1000 ppm

Al tener los pesos de concentraciones del boro continuaremos con la adición del material a la probeta. Se realizará un orificio al material formando una cavidad para colocar el boro (figura 3.24), también se hará un tapón con la misma aleación para evitar la pérdida del dopaje.



Figura 3.25 Orificio con tapón para adición de boro

3.2.1.1 CRISOL PARA ADICIÓN DE BORO

Debido al poco material usado para la adición de boro se diseñó un crisol que también tiene la función de molde (figura 3.25). Se usó una barra de 1 pulgada de acero inoxidable para facilitar el manejo del material, además de evitar pérdidas durante la fundición.

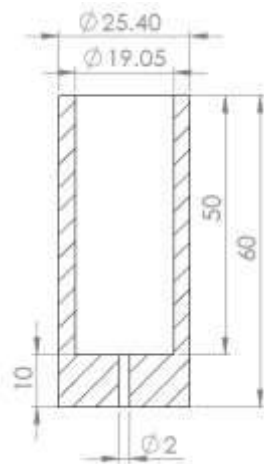


Figura 3.26 Diseño de crisol #1 para fundición (cotas en mm)

Sin embargo, el crisol impedía la extracción de la fundición debido a la poca holgura que había con la pared del molde, de esta manera el material solo podía ser extraído en pequeños pedazos que eran imposibles de manejar.



Figura 3.27 Crisol #1 maquinado

Tomando en cuenta el inconveniente del crisol #1, se diseñó un nuevo molde que facilitara obtener el material sin desperdiciarlo en el proceso. Se optó por maquinar una barra de acero inoxidable en forma de un tubo (figura 3.27), colocando un tapón en uno de los extremos que sirviera de tope para la fundición.

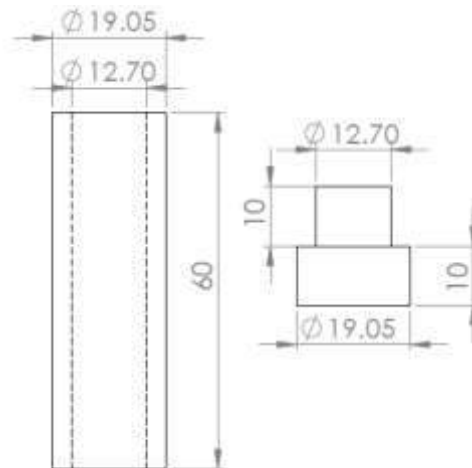


Figura 3.28 Diseño de crisol #2 para fundición (cotas en mm)

Al remover el tapón del molde se podía acceder fácilmente a la aleación evitando la pérdida de material, ni dañando la fundición al removerlo.



Figura 3.29 Crisol #2 después de la fundición

3.2.1.2 MEZCLADO PARA ADICIÓN DE BORO

Debido a la incompatibilidad del sistema Al-Sn, así como, la diferencia de densidad entre ellos, ocurre una tendencia sedimentaria muy fuerte en la fundición de la aleación Al-Sn. Debido a esto no se pudo obtener fácilmente una distribución homogénea de Sn en la matriz de Al. (Liu et al. 2009)

Para mejorar la homogeneidad de la aleación nos ayudaremos de un mezclador de acero inoxidable que usaremos durante el proceso de aleación. El mezclador se introducirá por el respiradero del horno (figura 3.29) moviendo la aleación a una temperatura de 900°C, con esta acción se mejorará la distribución de la aleación, tanto para el estaño como el boro.



Figura 3.30 Mezclado de la aleación durante la adición de boro

3.3 ENDURECIMIENTO POR PRECIPITADOS

3.3.1 TEMPLADO

Para el proceso de endurecimiento por envejecimiento se propuso un templado a temperaturas de 400°C, 450°C, 500°C con enfriamiento en agua. Después del tratamiento térmico se hicieron pruebas de dureza para comparar las muestras e identificar la que tuviera mejores propiedades. En la tabla 3.3 se indica la dureza promedio para una concentración de 90%Al-10%Sn.

Tabla 3.3 Templado de la aleación 90%Aluminio-10%Estaño

Dureza promedio			
	Temple a 400°C	Temple a 450°C	Temple a 500°C
Dureza (kg/mm ²)	33.0065	32.2412	37.0672

La muestra tratada a 500°C mostró mejores resultados de dureza, sin embargo, las temperaturas de 400°C como la de 500°C, mostraron una separación de material (figura 3.31) durante del tratamiento por lo que se optó por las de 450°C.



Figura 3.31 Temple a 500 °C

3.3.2 ENVEJECIMIENTO

Para la temperatura de envejecimiento se propuso una temperatura de 150 °C, con intervalos de tiempo de 3 horas con un máximo de envejecimiento de 12 horas. Se optó por usar una nomenclatura para facilitar su descripción en donde los primeros dos dígitos serán el porcentaje atómico del aluminio, los siguientes dos dígitos serán los valores del estaño, el tercero será las partes por millón del dopaje de boro, el último valor indicará el tiempo de envejecimiento, si la nomenclatura es STT indicará que la pieza no tuvo tratamiento, en cambio, si el valor contiene un número como el 3, 6, 9, o 12 seguido de una “h”, indicarán el tiempo de envejecimiento de la aleación. La matriz de tratamiento se observa en la tabla 3.31 haciendo un total de 45 muestras las cuales se someterán a la prueba de dureza, así como, pulido.

Tabla 3.4 Matriz de tratamiento por envejecimiento

	Sin tratamiento	3 horas	6 horas	9 horas	12 horas
0 ppm de boro	70-30-0 STT	70-30-0 3h	70-30-0 6h	70-30-0 9h	70-30-0 12h
	80-20-0 STT	80-20-0 3h	80-20-0 6h	80-20-0 9h	80-20-0 12h
	90-10-0 STT	90-10-0 3h	90-10-0 6h	90-10-0 9h	90-10-0 12h
500 ppm de boro	70-30-500 STT	70-30-500 3h	70-30-500 6h	70-30-500 9h	70-30-500 12h
	80-20-500 STT	80-20-500 3h	80-20-500 6h	80-20-500 9h	80-20-500 12h
	90-10-500 STT	90-10-500 3h	90-10-500 6h	90-10-500 9h	90-10-500 12h
1000 ppm de boro	70-30-1000 STT	70-30-1000 3h	70-30-1000 6h	70-30-1000 9h	70-30-1000 12h
	80-20-1000 STT	80-20-1000 3h	80-20-1000 6h	80-20-1000 9h	80-20-1000 12h
	90-10-1000 STT	90-10-1000 3h	90-10-1000 6h	90-10-1000 9h	90-10-1000 12h

3.4 PULIDO DE MUESTRAS

Para revelar la microestructura de las aleaciones, las muestras se montaron en resina epóxica, usando un tubo de acrílico de 1" como molde, se cortaron tramos de tubo de 3 cm (figura 3.41).



Figura 3.41 Molde de acrílico con resina epóxica

En el proceso de pulido se usaron lijas de grano 80, 100, 150, 180, 220, 340, 400, 500, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000, 2500, 3000 hasta la 3500, las lijas son montadas en discos rotatorios para facilitar el desbaste como se observa en la figura 3.42, las lijas van cambiando del grano más abrasivo a uno menor.



Figura 3.42 Discos rotatorios

El pulido de las piezas se realizó en un paño con una solución de óxido de aluminio como abrasivo, e incluso agua, así como jabón para facilitar la técnica. Sin embargo, para conseguir buenos resultados el tiempo de pulido era de 2 horas aproximadamente por cada pieza. Se optó por buscar un mejor abrasivo con objeto de disminuir los periodos en el procedimiento. Finalmente se encontró un pulimento de la marca Wurth modelo P30 (figura 3.43) que redujo considerablemente la duración del pulido a un tiempo aproximado de 40 minutos.



Figura 3.43 Pulimento marca Wurth modelo P30

3.5 CONDICIONES EN LA PRUEBA DE DUREZA

En el ensayo de dureza las muestras debían de ser montadas en el durómetro para realizar la prueba (figura 3.51). Se propuso usar una carga de 100 gramos con el propósito de implementarla sobre el marcador piramidal.

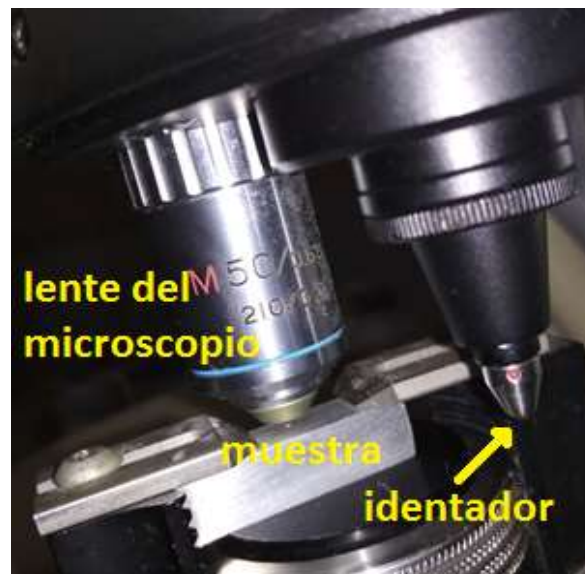


Figura 3.51 Ensayo de dureza Vickers

Al examinar la huella que deja el indentador sobre la muestra se puede medir la diagonal de la marca para después introducirla en la ecuación 2.3. En este trabajo la prueba se realizó 7 veces en cada una de las muestras, eliminando el valor más alto como también el más bajo. Los cinco valores restantes son promediados para determinar la dureza de la muestra.

$$HV = \frac{1.854 L}{d^3} \quad (2.3)$$

Donde:

L= carga aplicada en kg (0.1 kg)

d=longitud de la diagonal del cuadrado de la impresión, en mm.

CAPÍTULO IV RESULTADOS

4.1 MICROESTRUCTURA DE ALEACIONES

La microestructura de las aleaciones blandas de base aluminio siempre se ha caracterizado por ser complicada de obtener debido a su relativa baja dureza de tal forma que se requieren cuidados extremos para obtener los mejores resultados, de este modo se puede observar el comportamiento microestructural, además de mecánico en función de la concentración de estaño, así como, de dopaje de elementos reforzadores en partes por millón (ppm).

4.1.1 ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO

En las figura 4.1 a 4.4 se observa la imagen de la superficie de la muestra sin dopaje a una concentración de 30 % at de Sn, así como, los respectivos análisis químicos elementales, se puede observar que la microestructura corresponde a una formación de granos equiaxiales con tamaño de grano uniforme en donde los análisis químicos elementales indican que el estaño se encuentra segregado a frontera de grano mientras que el aluminio se encuentra en la matriz preferentemente con poca presencia de estaño, esto se debe a que existe una sobresaturación de Sn en la muestra y por eso el Sn está presente en toda la muestra (Rusin et al. 2014).

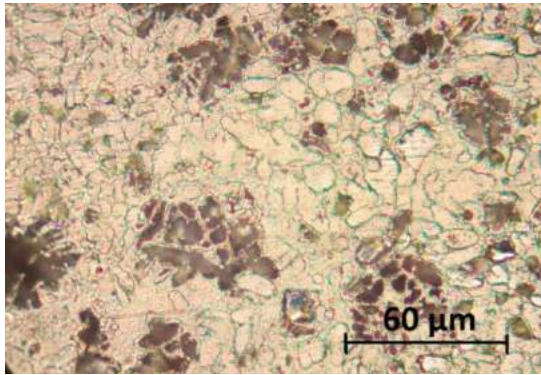


Figura 4.1 Microestructura 70-30-0 STT

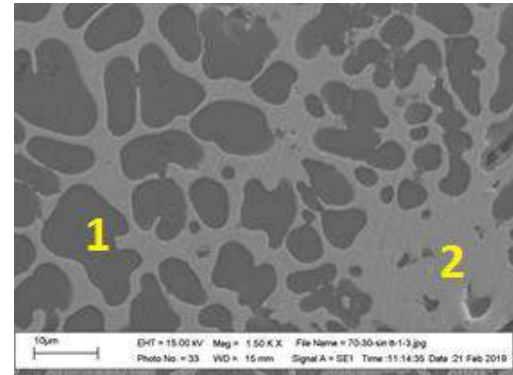


Figura 4.2 Análisis por MEB

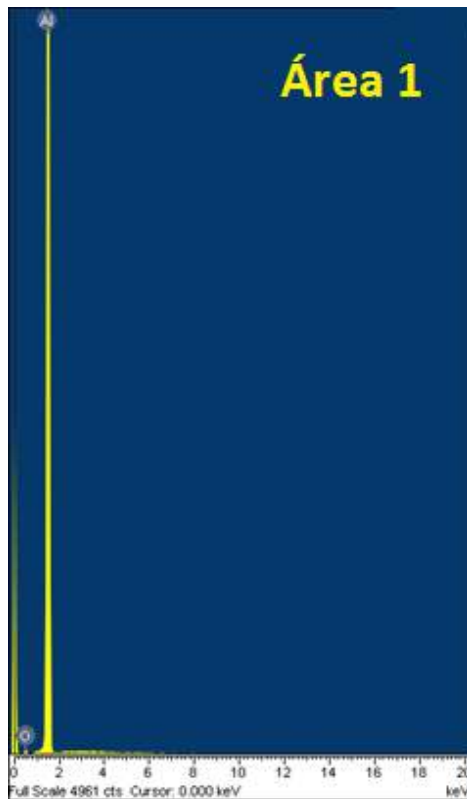


Figura 4.3 Área 1 matriz de aluminio

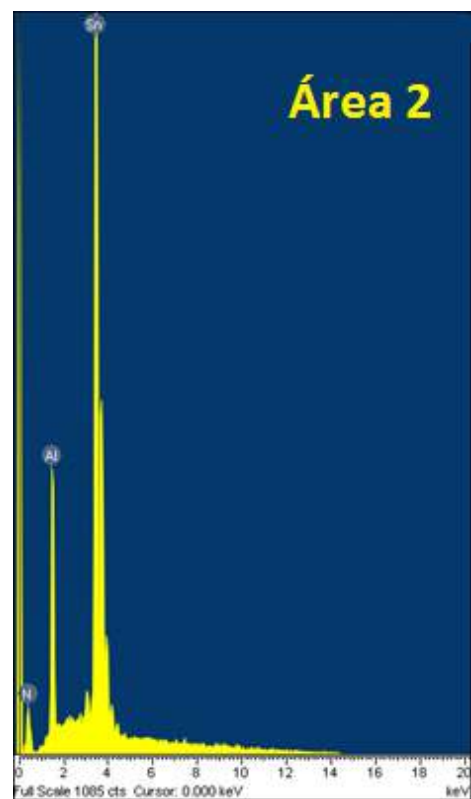


Figura 4.4 Área 2 fase estaño

4.1.2 MAPEO ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 0 PPM SIN TRATAMIENTO

Los análisis químicos de zona superficial se presentan en las figuras 4.5 a 4.7 en donde es evidente la posición de aluminio y del estaño, así como la distribución en diferentes zonas de la superficie por parte del estaño, estos estudios respaldan los resultados obtenidos en los análisis puntuales llevados a cabo sobre la muestra y nos indican con mayor claridad el fenómeno ocurrido sobre la superficie de la muestra.

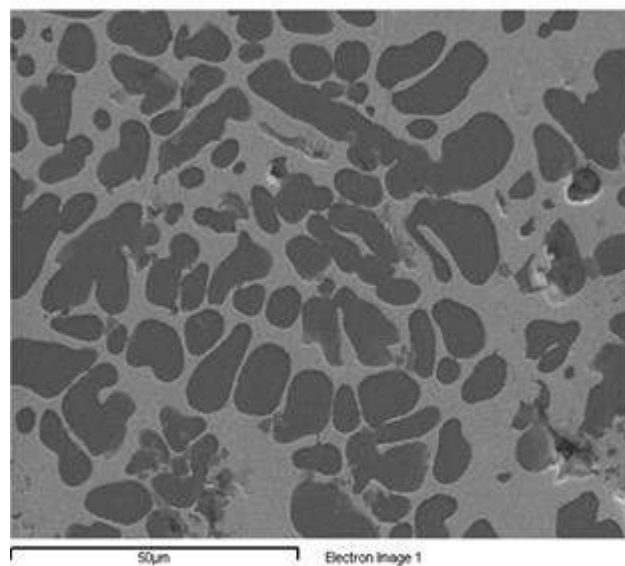


Figura 4.5 Aleación 70-30-0 STT

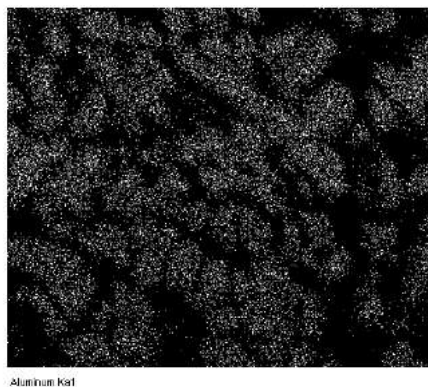


Figura 4.6 Aluminio

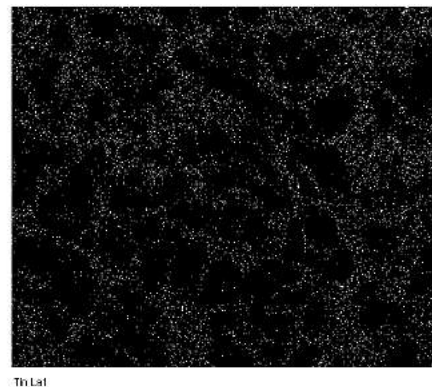


Figura 4.7 Estaño

4.1.3 ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO

Para la aleación con un contenido de 20 %at de Sn (Figura 4.8 a 4.11) se puede observar que la microestructura desarrollada es una combinación de estructura dendrítica, así como, una porción mínima de granos alargados columnares, esto se debe a que existe menor cantidad de Sn que pueda segregarse hacia frontera de grano. Los análisis químicos llevados a cabo en las dos zonas representativas indican la presencia de Sn en frontera, así como, de aluminio en la matriz aunque también con una poca porción de Sn distribuido de manera minoritaria (Rusin et al. 2016)

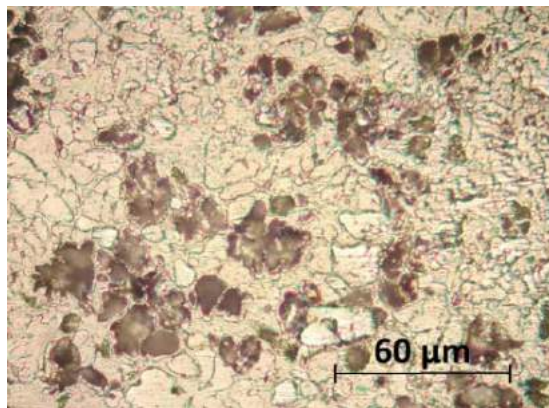


Figura 4.8 Microestructura 80-20-0 STT

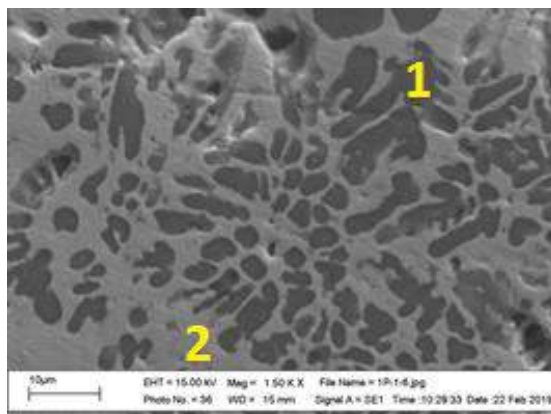


Figura 4.9 Análisis por MEB

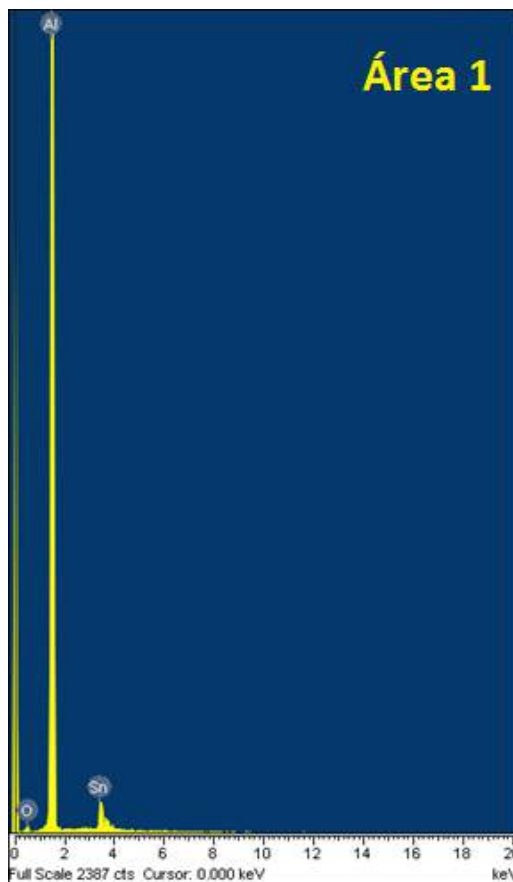


Figura 4.10 Área 1 matriz de aluminio

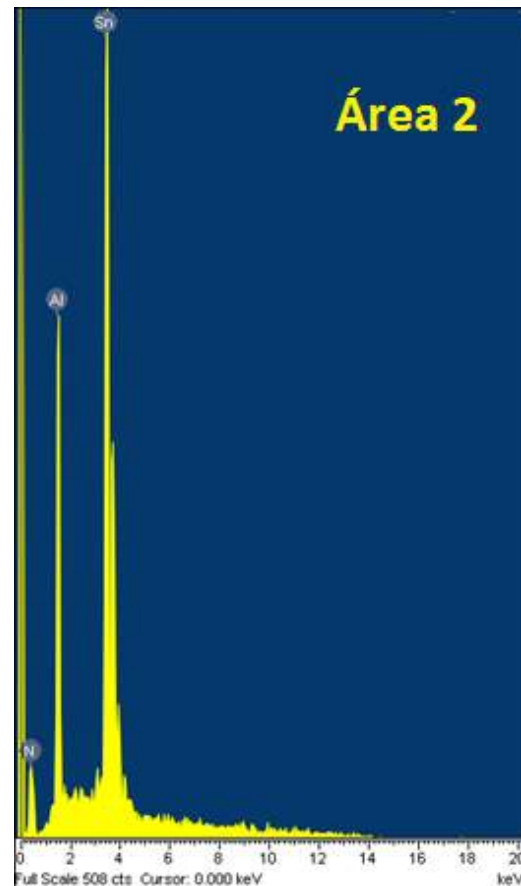


Figura 4.11 Área 2 fase estaño

4.1.4 MAPEO ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO

En la figura 4.12 a 4.14 se observan los análisis por zona de distribución de aluminio, así como, de estaño sobre la superficie de la muestra, en este caso es evidente la distribución que presenta el estaño sobre los bordes de los granos que son formados por una alta concentración de aluminio, mientras que el estaño está nucleado principalmente en las fronteras de la estructura. Se puede observar una clara disminución en la presencia del estaño ya que se ha reducido la concentración de la misma.

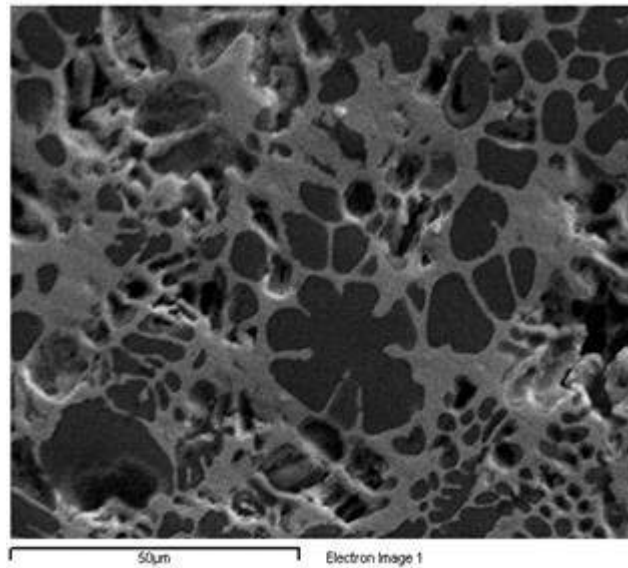


Figura 4.12 Aleación 80-20-0 STT

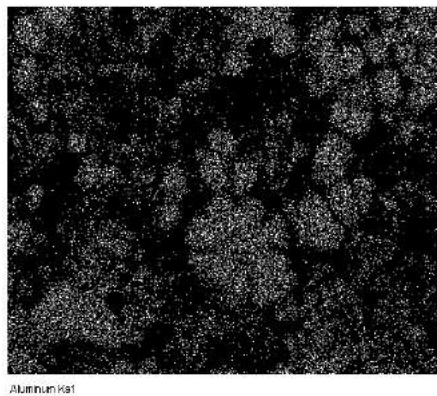


Figura 4.13 Aluminio

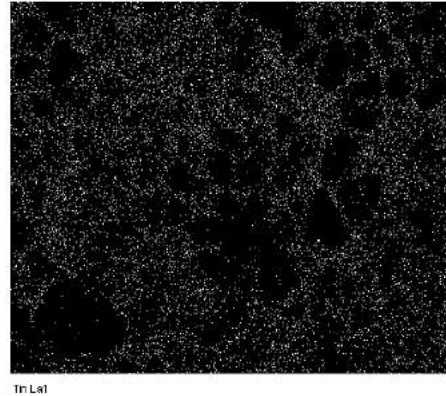


Figura 4.14 Estaño

4.1.5 ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO

El análisis de microestructura, así como, de análisis químicos de la muestra con 10%at de Sn es presentado en la figura 4.15 a 4.18 En este caso se observa que efectivamente los granos han nucleado de manera equiaxial debido a la presencia en menor cantidad de Sn, lo cual es observado en la figura 4.16, los análisis químicos indican la clara presencia en menor cantidad del pico de estaño sobre las fronteras de grano mientras que en la matriz la presencia de aluminio es bastante notoria (Tripathy et al. 2007).

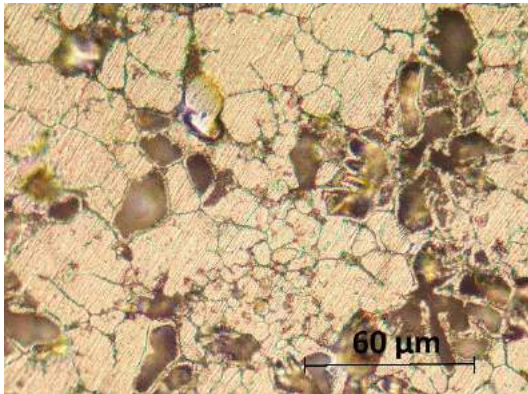


Figura 4.15 Microestructura 90-10-0 STT

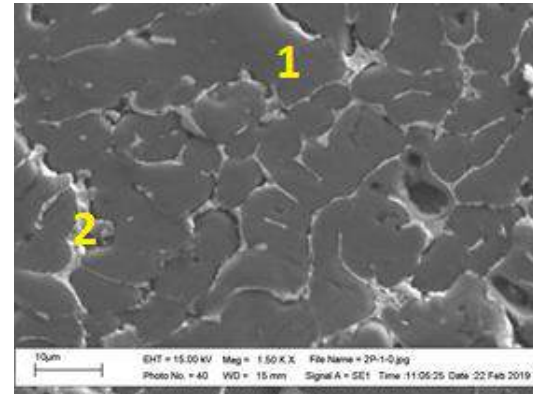


Figura 4.16 Análisis por MEB

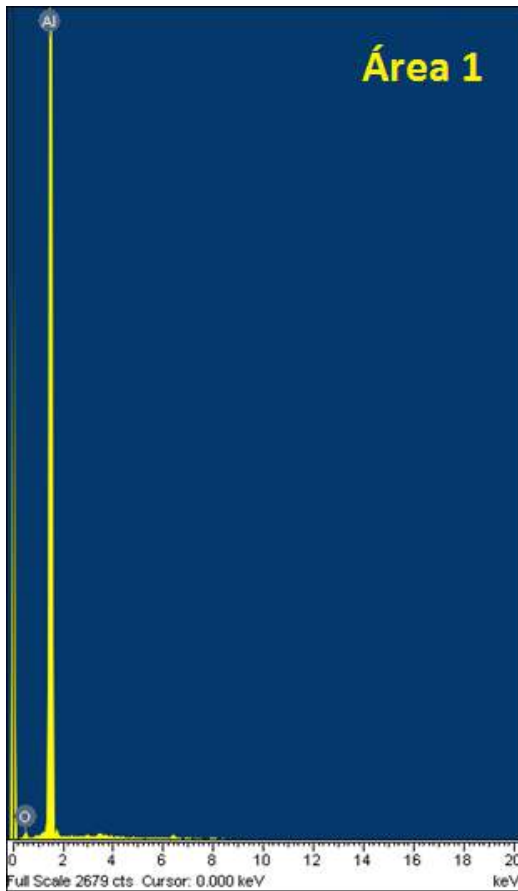


Figura 4.17 Área 1 matriz de aluminio

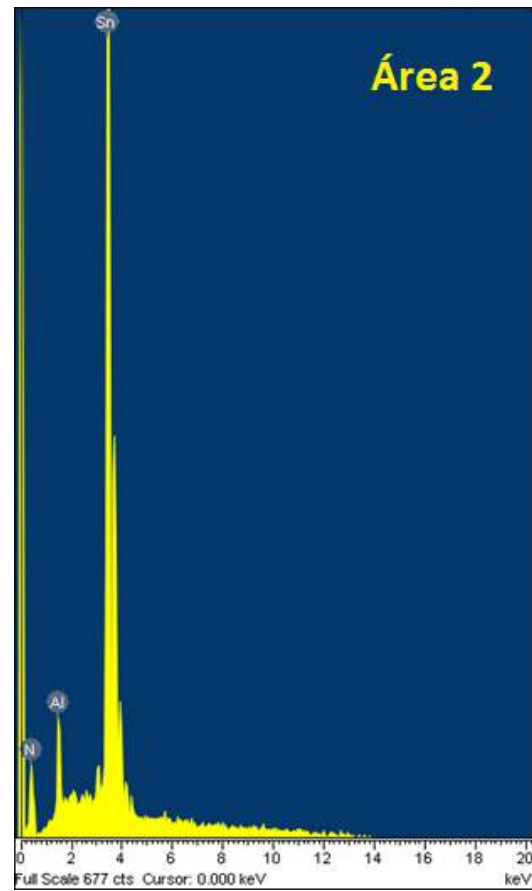


Figura 4.18 Área 2 fase estaño

4.1.6 MAPEO ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 0 PPM B SIN TRATAMIENTO

En la figura 4.19 a 4.21 se observan los análisis por zona de distribución de aluminio, así como, estaño sobre la superficie de la muestra, en este caso es evidente la distribución que presenta el estaño sobre los bordes en una cantidad bastante reducida mientras que los granos que son formados por una alta concentración de aluminio es muy intensa, el estaño está nucleado principalmente en las fronteras de la estructura. Se puede observar una clara disminución en la presencia del estaño en la matriz de la muestra ya que se ha reducido la concentración a diferencia de las otras aleaciones (Rusin et al. 2020)

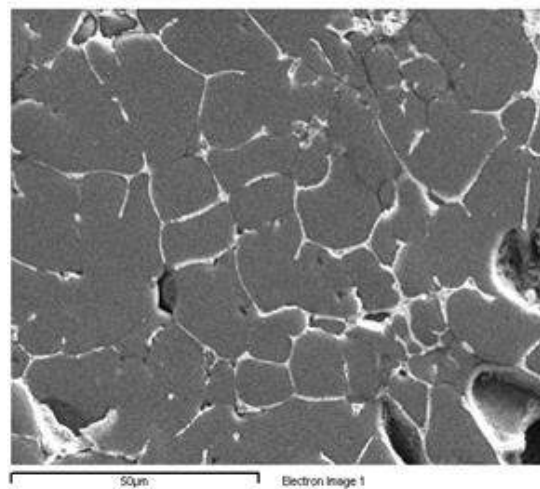


Figura 4.19 Aleación 90-10-0 STT

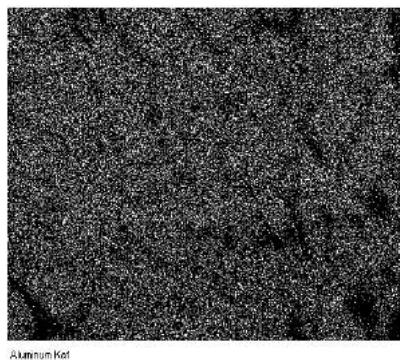


Figura 4.20 Aluminio

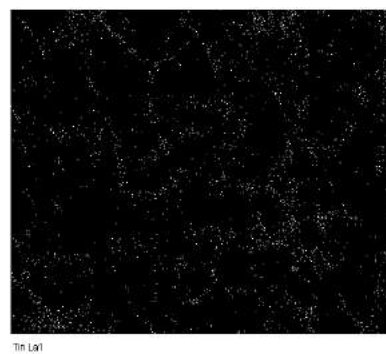


Figura 4.21 Estaño

4.1.7 ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO

En la figura 4.22 a 4.25 se presenta la microestructura de la aleación con 30%at de Sn, en donde se puede observar que la región clara corresponde a estaño de acuerdo con los análisis químicos realizados, en esta muestra se encuentra una zona que es muy grande debido al exceso de estaño sobre la muestra pero con la formación de algunos granos de forma equiaxiada. La presencia de Boro no se puede identificar por este método debido a su baja concentración de ppm.

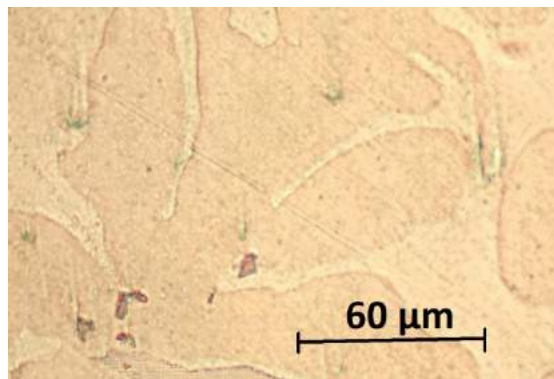


Figura 4.22 Microestructura 70-30-500 STT

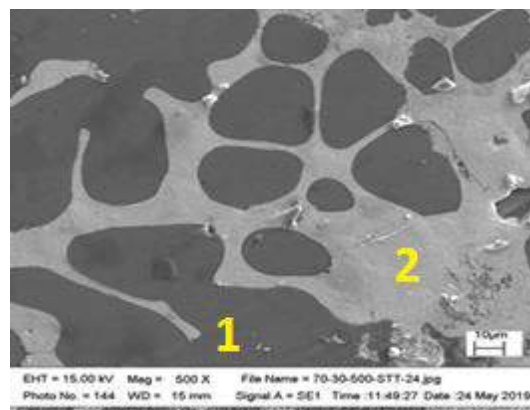


Figura 4.23 Análisis por MEB

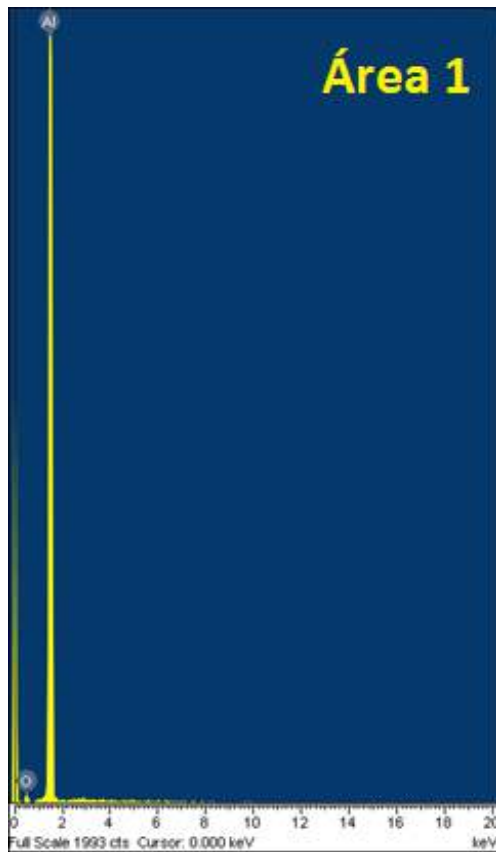


Figura 4.24 Área 1 matriz de aluminio

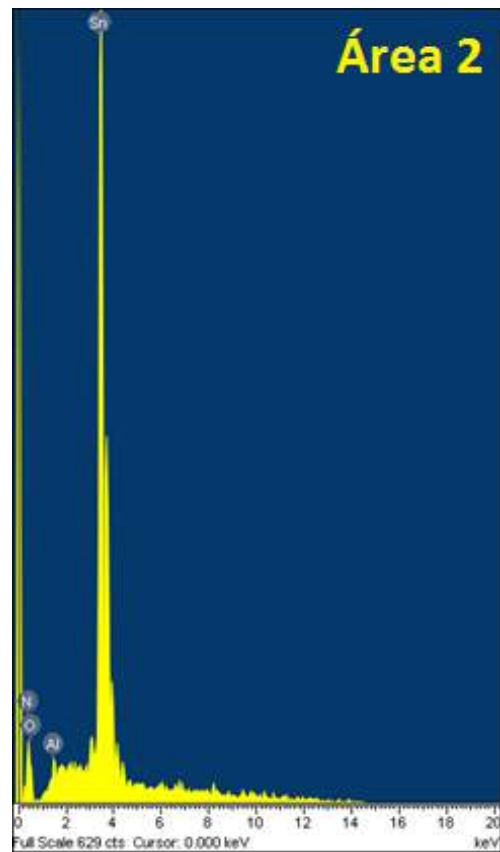


Figura 4.25 Área 2 fase estaño

4.1.8 MAPEO ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO

Los mapeos de esta muestra son presentados en la figura 4.26 a 4.28, se puede observar que el estaño efectivamente segrega hacia frontera de grano pero no se observa con mucha claridad en la matriz como se observaba en las muestras sin dopar, este fenómeno se debe a que ya existen menos sitios en la red cristalina para alojar al Sn ya que el boro ya está ocupando algunos espacios.

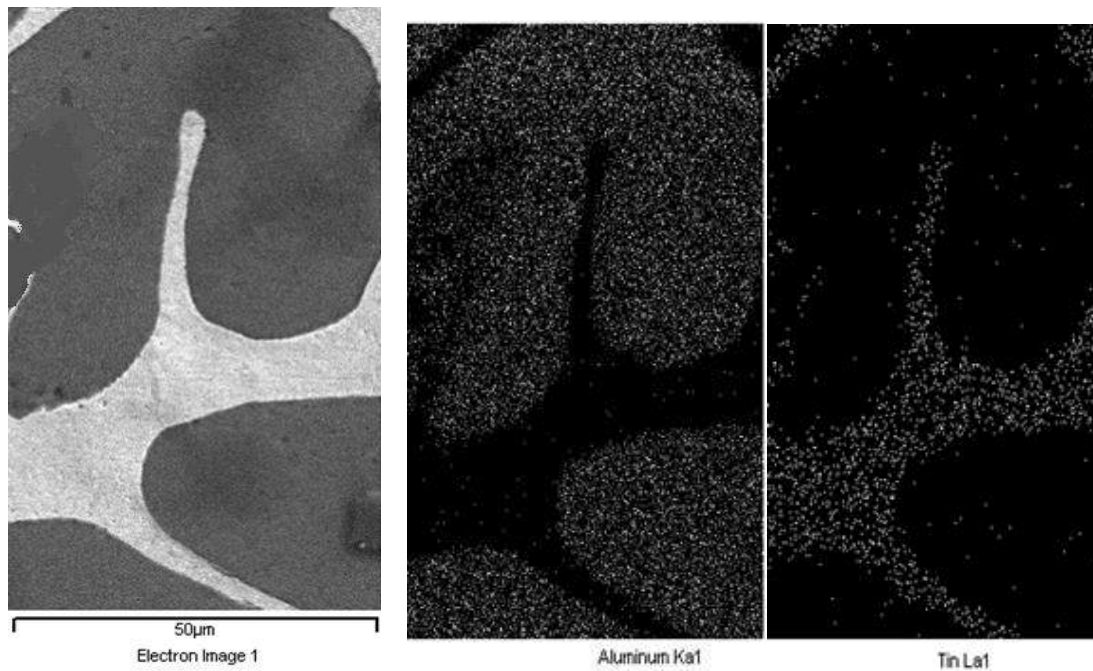


Figura 4.26
Aleación 70-30-500 STT

Figura 4.27
Aluminio

Figura 4.28
Estaño

4.1.9 ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO

En la figura 4.29 a 4.32 se observa la microestructura de la muestra con 500 ppm y 20 at% de estaño, se observa una variación en la estructura al hacerla más refinada produciendo granos de forma columnar aparentemente su tamaño está en el rango promedio de los 20µm lo cual era de esperarse ya que el boro es un efectivo refinador de grano (Dixon & Skelly 1973).

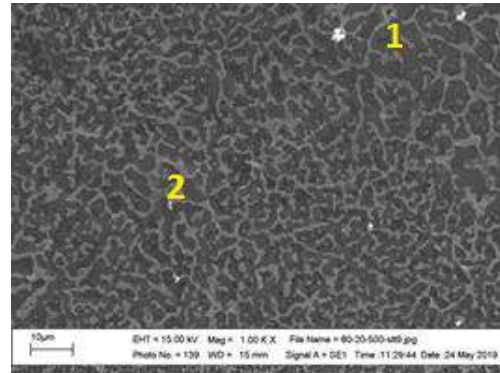
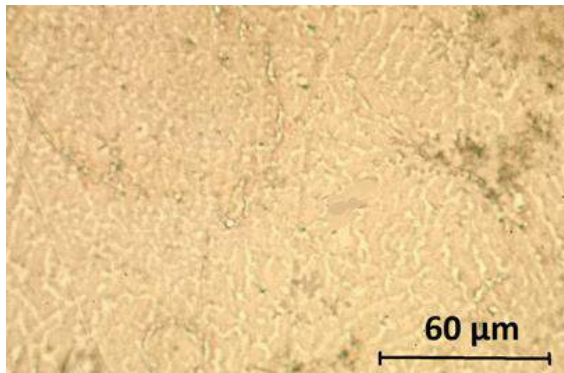


Figura 4.29 Microestructura 80-20-500 STT **Figura 4.30** Análisis por MEB

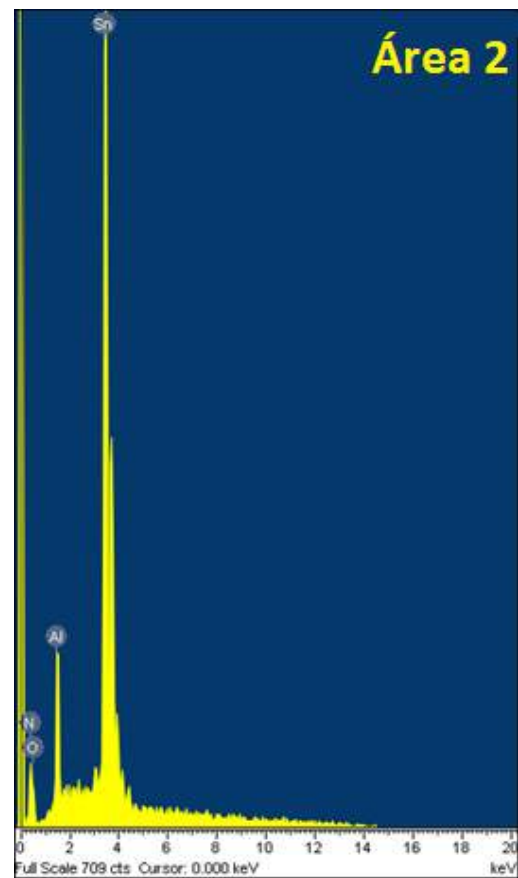


Figura 4.31 Área 1 matriz de aluminio

Figura 4.32 Área 2 fase estaño

4.1.10 MAPEO ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO

En la figura 4.33 a 4.35 se observan los análisis sobre la superficie de la muestra por zona de distribución del aluminio, así como, del estaño. Para esta aleación se observa una mejor dispersión del estaño sobre la frontera, además de una mayor cantidad de granos que se buscaba obtener con la ayuda del dopante, se puede observar una mezcla más homogénea en donde los elementos aparecen más difundidos uno con otro.

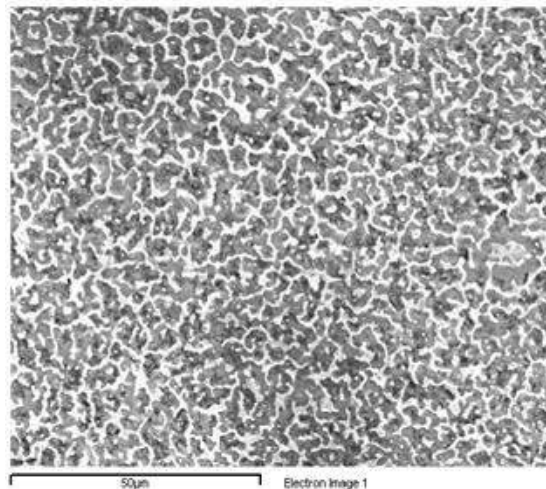


Figura 4.33 Aleación 80-20-500 STT

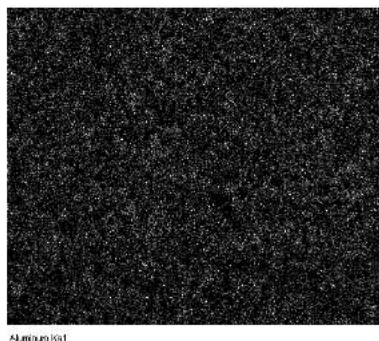


Figura 4.34 Aluminio

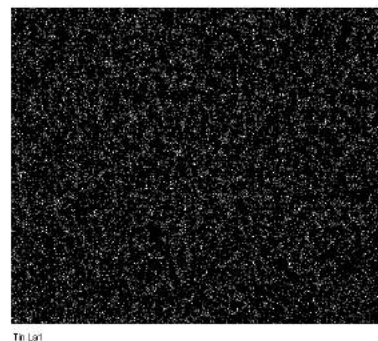


Figura 4.35 Estaño

4.1.11 ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO

Los análisis de microestructura, como también los análisis químicos de la muestra con 10% at de Sn se observan en las figuras 4.36 a 4.39, se puede apreciar cómo se forma una mayor cantidad de granos alargados columnares, esto ocasionado debido a una menor cantidad de estaño que permite un límite de grano más amplio. Los análisis químicos realizados en las partes más destacadas indican como el estaño se aloja en la frontera de grano mientras que el aluminio se encuentra en la matriz con muy poca presencia de estaño.

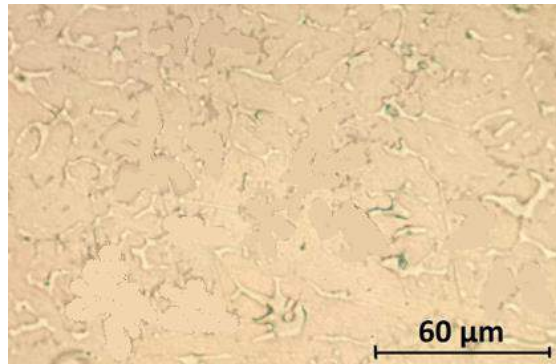


Figura 4.36 Microestructura 90-10-500 STT

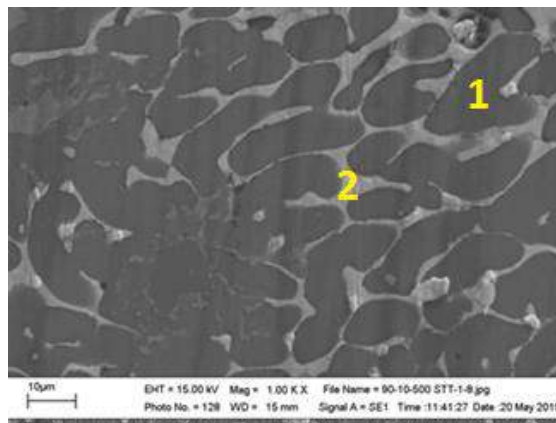


Figura 4.37 Análisis por MEB

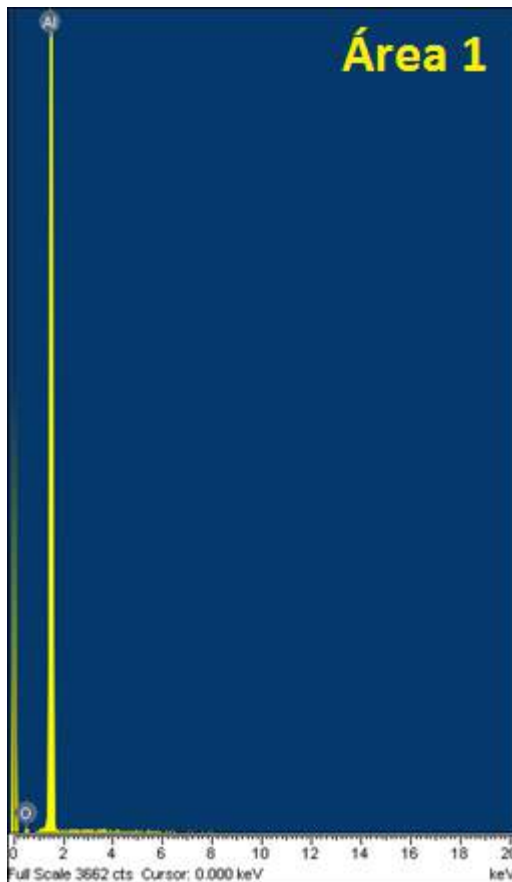


Figura 4.38 Área 1 matriz de aluminio

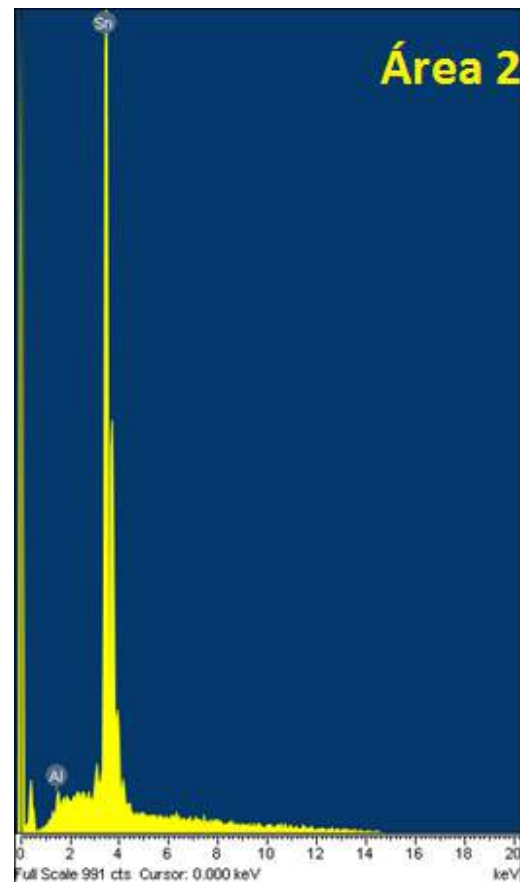


Figura 4.39 Área 2 fase estaño

4.1.12 MAPEO ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 500 PPM B SIN TRATAMIENTO

En las figuras 4.40 a 4.42 se pueden observar los análisis por zonas de dispersión de estaño, así como, de aluminio sobre el área seleccionada de estudio. En esta muestra se puede apreciar como el estaño se encuentra en los bordes de los granos en donde su presencia es menor debido al bajo porcentaje en comparación con las otras muestras, el aluminio se encuentra en una alta concentración en los granos, sin embargo, el estaño es visible dentro de la matriz (Kaneko et al. 2000)

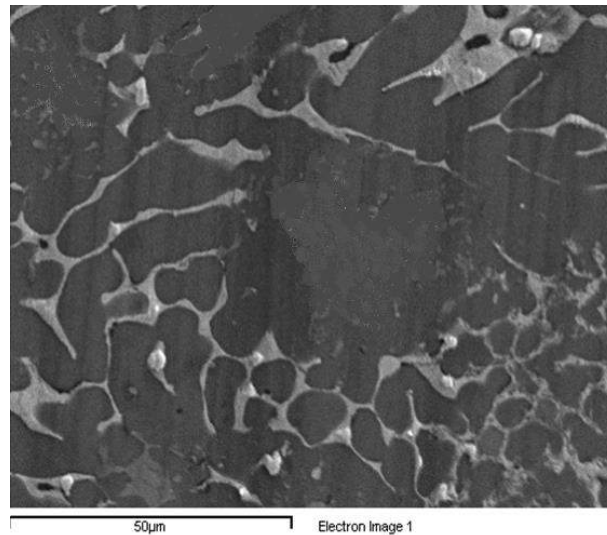


Figura 4.40 Aleación 90-10-500 STT

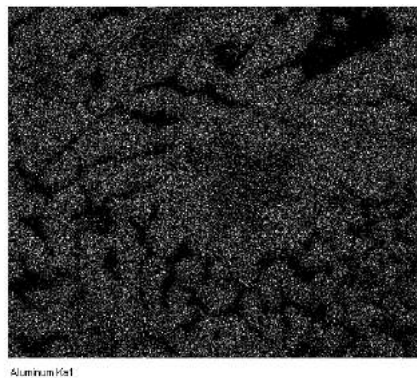


Figura 4.41 Aluminio



Figura 4.42 Estaño

4.1.13 ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO

En la aleación con una carga de 30% at de estaño con adición de boro se presenta la microestructura en las figuras 4.43 a 4.46, se puede apreciar cómo el sistema está formado por una estructura dendrítica en menor presencia, así como, una parte de granos alargados columnares. Esto se puede explicar por la presencia de una mayor cantidad de estaño. Los análisis químicos muestran como el estaño se encuentra ubicado en la frontera de grano, mientras que el aluminio se presenta en la matriz de la microestructura.

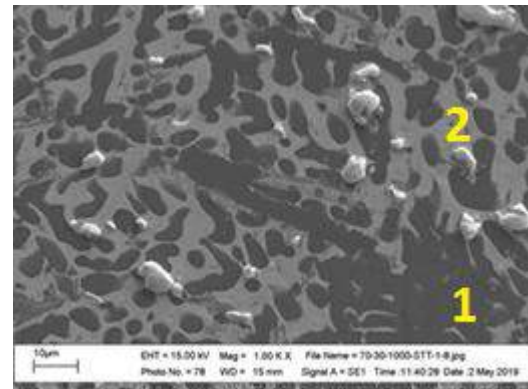
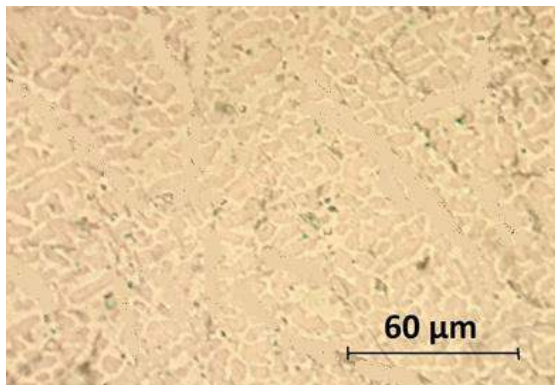


Figura 4.43 Microestructura 70-30-1000 STT **Figura 4.44** Análisis por MEB

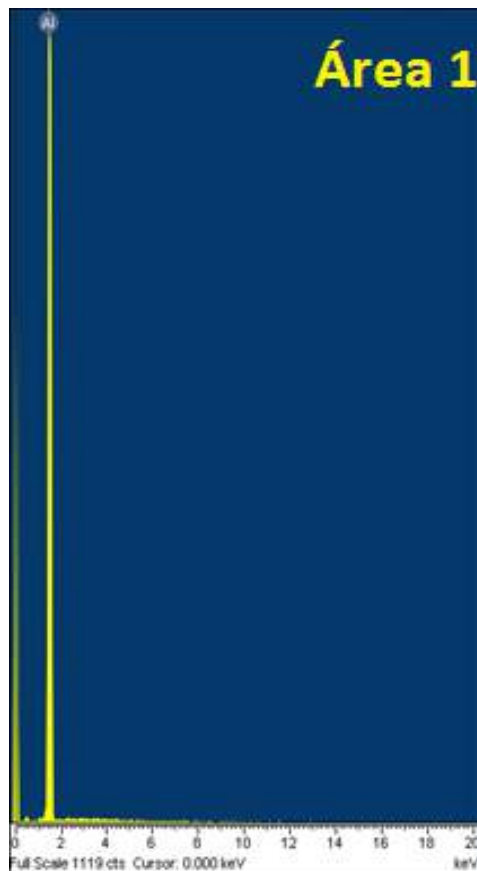


Figura 4.45 Área 1 matriz de aluminio

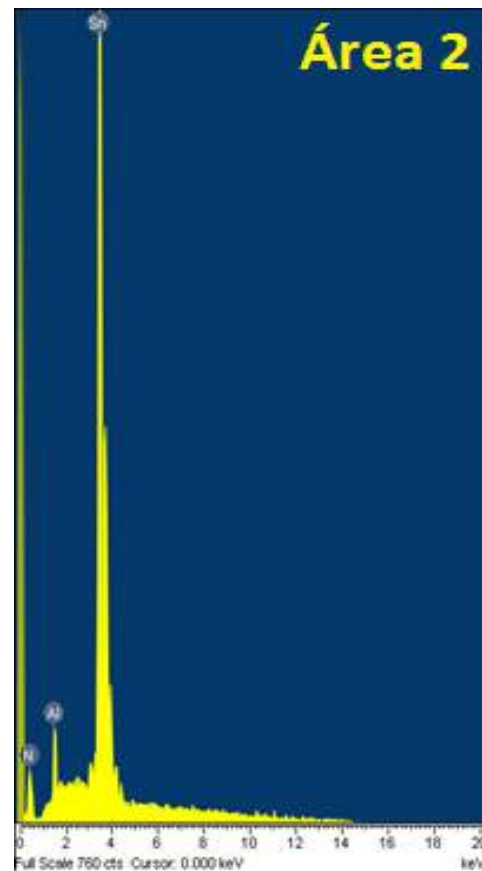


Figura 4.46 Área 2 fase estaño

4.1.14 MAPEO ALEACIÓN 70%Al - 30%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO

En las figuras 4.47 a 4.49 se observan los análisis por zona de distribución del estaño, así como, del aluminio en el área de estudio seleccionado. En este análisis se puede percibir una alta presencia del estaño en los bordes de los granos que están formados principalmente por una mayor presencia de aluminio, se puede apreciar la gran cantidad de estaño debido a una concentración más alta.

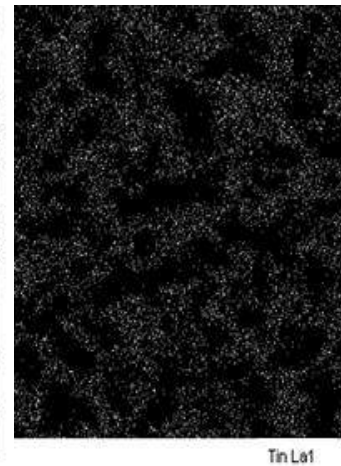
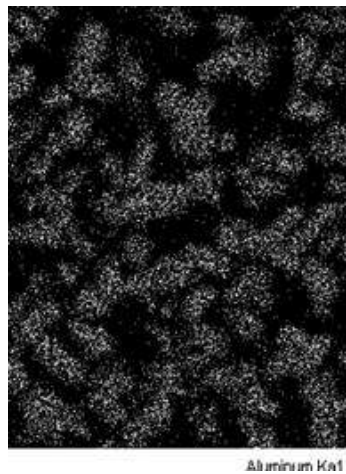
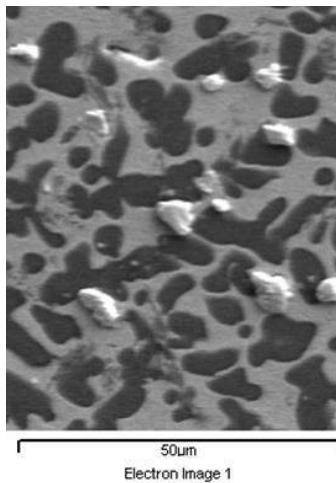


Figura 4.47
Aleación 70-30-1000 STT

Figura 4.48
Aluminio

Figura 4.49
Estaño

4.1.15 ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO

En las figuras 4.50 a 4.53 se observa la microestructura de la aleación con 20% at, así como, la adición de 1000 ppm de boro. En estas imágenes se puede apreciar la formación de granos con un mayor refinamiento en una forma columnar, este aumento de grano es debido al dopaje del boro. El análisis químico indica la presencia de estaño en gran medida en la frontera de grano, así como, el aluminio en una menor cantidad.

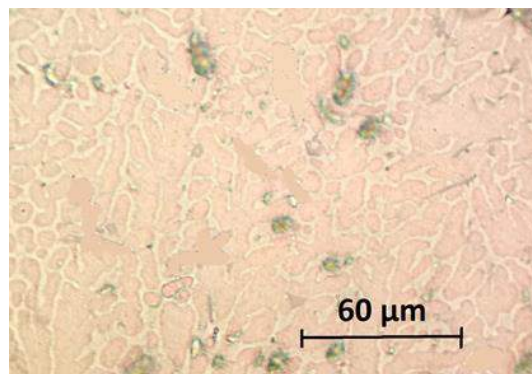


Figura 4.50 Microestructura 80-20-1000 STT

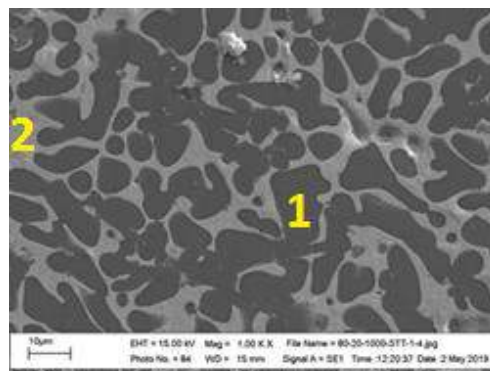


Figura 4.51 Análisis por MEB

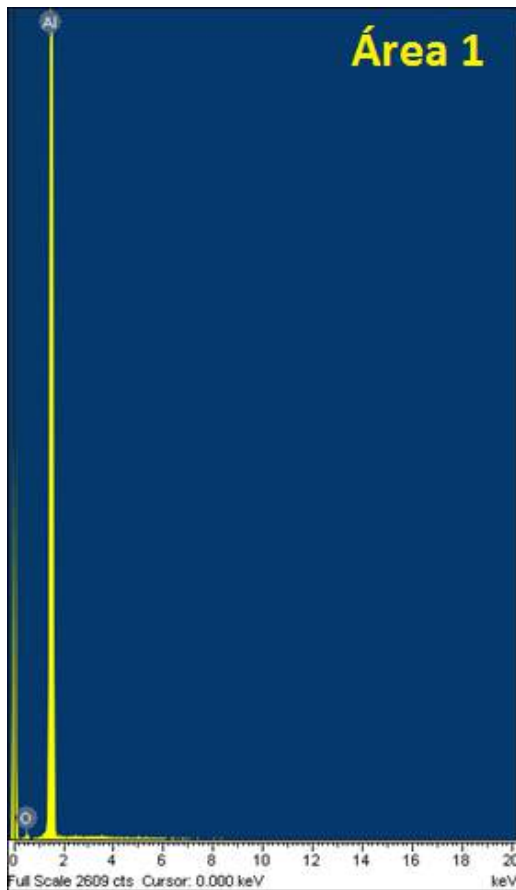


Figura 4.52 Área 1 matriz de aluminio

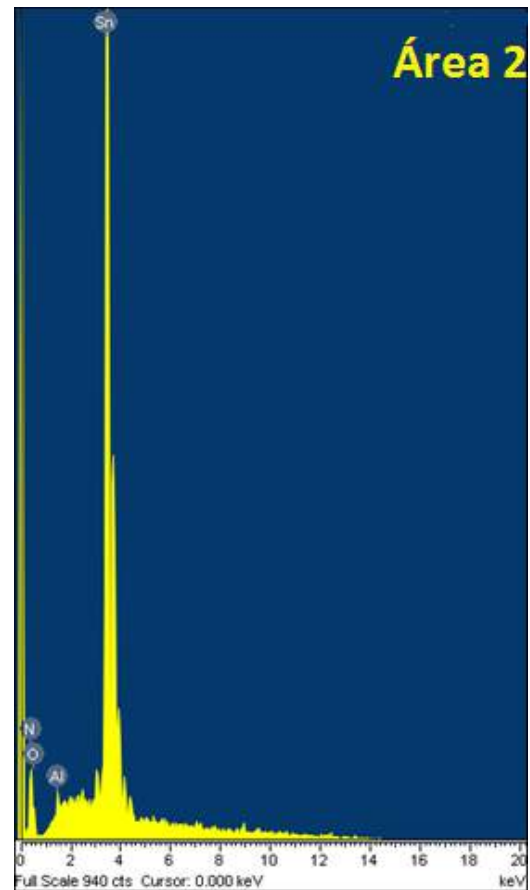


Figura 4.53 Área 2 fase estaño

4.1.16 MAPEO ALEACIÓN 80%Al - 20%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO

En las figuras 4.54 a 4.56 se observa el análisis por área de distribución de los elementos de aleación sobre la superficie de la muestra. Se puede percibir una alta concentración del estaño en la frontera de grano, mientras que el aluminio se concentra en los granos pero con la presencia de estaño dentro de ellos, esto es de gran ayuda en el tratamiento térmico para la formación de precipitados.

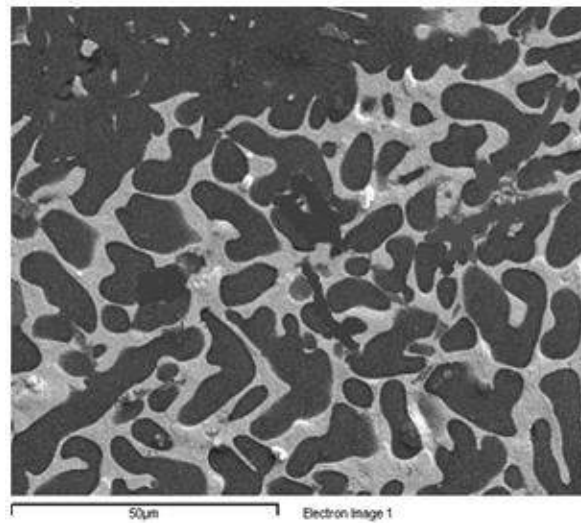


Figura 4.54 Aleación 80-20-1000 STT

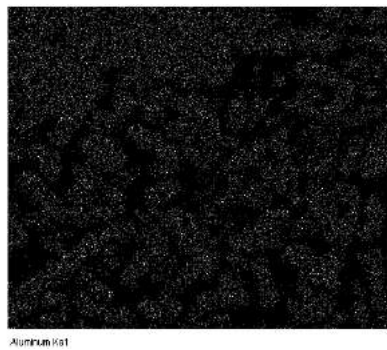


Figura 4.55 Aluminio



Figura 4.56 Estaño

4.1.17 ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO

Para la concentración de 10% Sn con adición de boro a 1000 ppm el análisis de microestructura, así como, el análisis químico se observa en las figuras 4.57 a 4.60, en la muestra se distingue que los granos se han formado de manera equiaxial debido a la disminución del estaño en la aleación. El análisis químico indica la existencia del estaño en la frontera de grano con poca presencia del aluminio, en cambio, en la matriz de la estructura el Al es más concentrado.

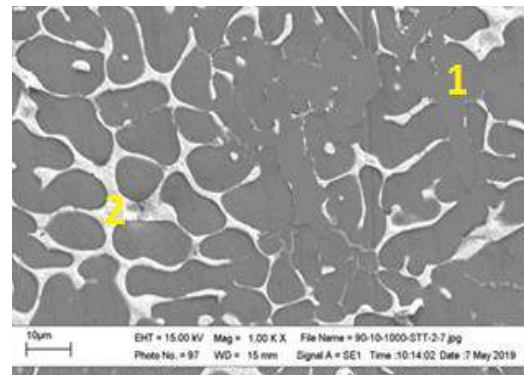
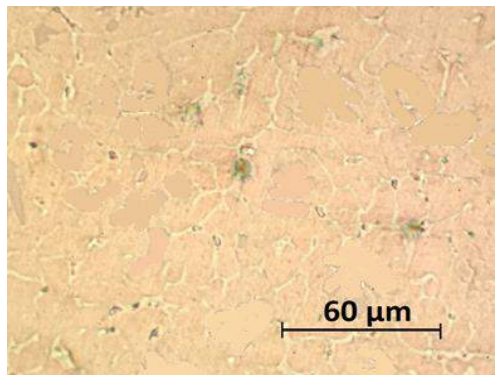


Figura 4.57 Microestructura 90-10-1000 STT **Figura 4.58** Análisis por MEB

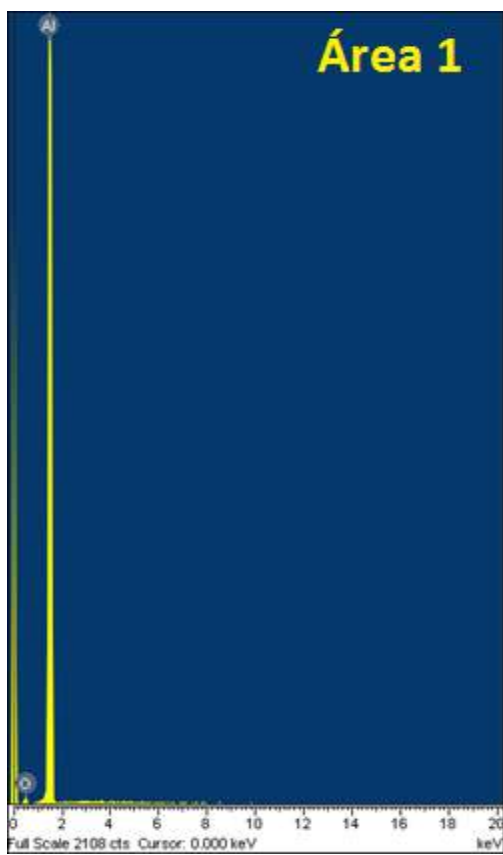


Figura 4.59 Área 1 matriz de aluminio

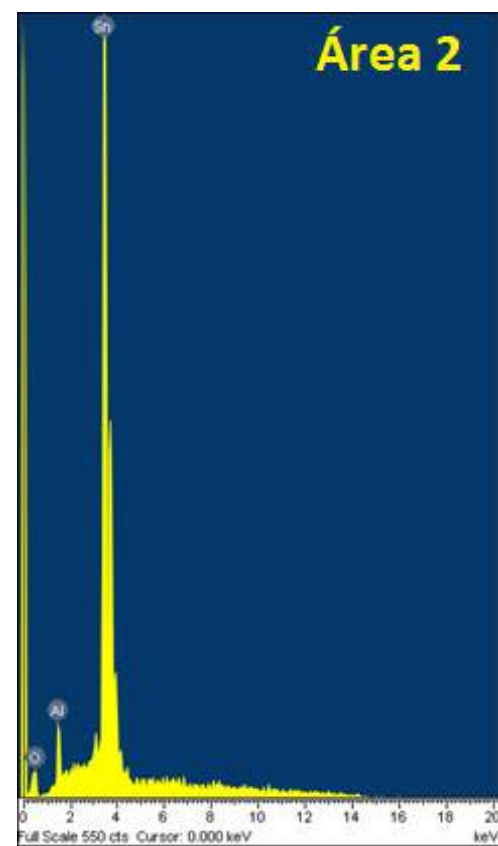


Figura 4.60 Área 2 fase estaño

4.1.18 MAPEO ALEACIÓN 90%Al - 10%Sn - 1000 PPM B SIN TRATAMIENTO

Los análisis para la zona superficial se presentan en las figuras 4.61 a 4.63, en donde se pueden observar la ubicación de los elementos de la aleación. La presencia del estaño se encuentra en la frontera de grano a una menor concentración debido a la reducción del elemento, mientras que los granos que son formados por el aluminio se muestran de una manera más fuerte, la presencia del Al es más notable debido a su alta concentración

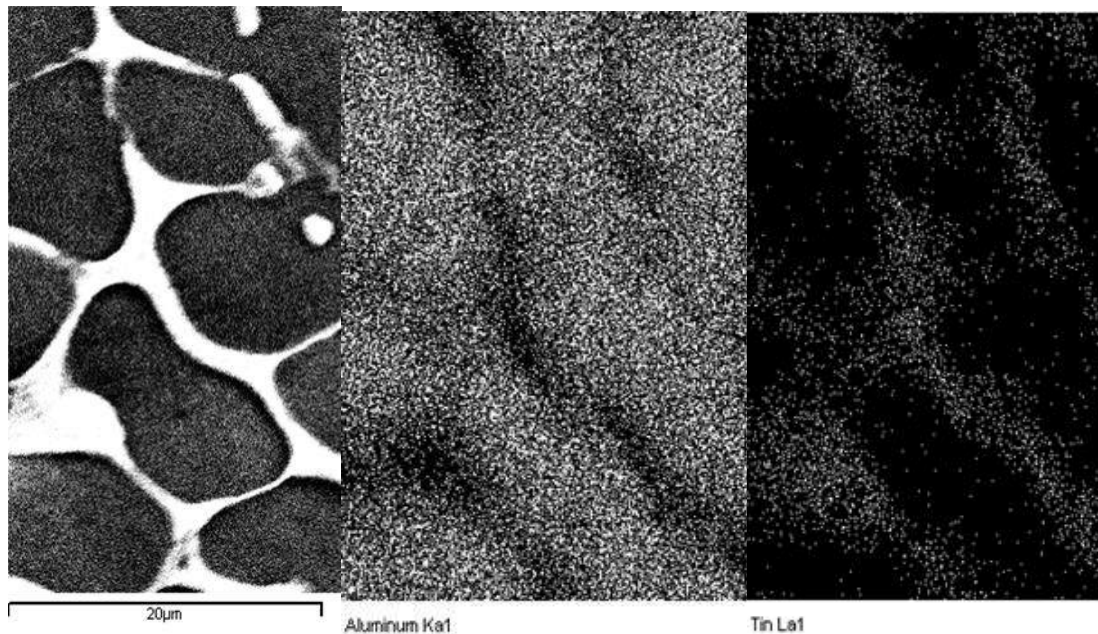


Figura 4.61
Aleación 90-10-1000 STT

Figura 4.62
Aluminio

Figura 4.63
Estaño

4.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

4.2.1 DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA ALEACIONES SIN ADICIÓN DE BORO

La figura 4.64 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 30 % at. de Sn sin tratamiento térmico, en esta muestra se observa la aparición de 4 diferentes fases siendo preferencial la aparición de los óxidos de Sn, así como, de Aluminio (Liu et al. 2008).

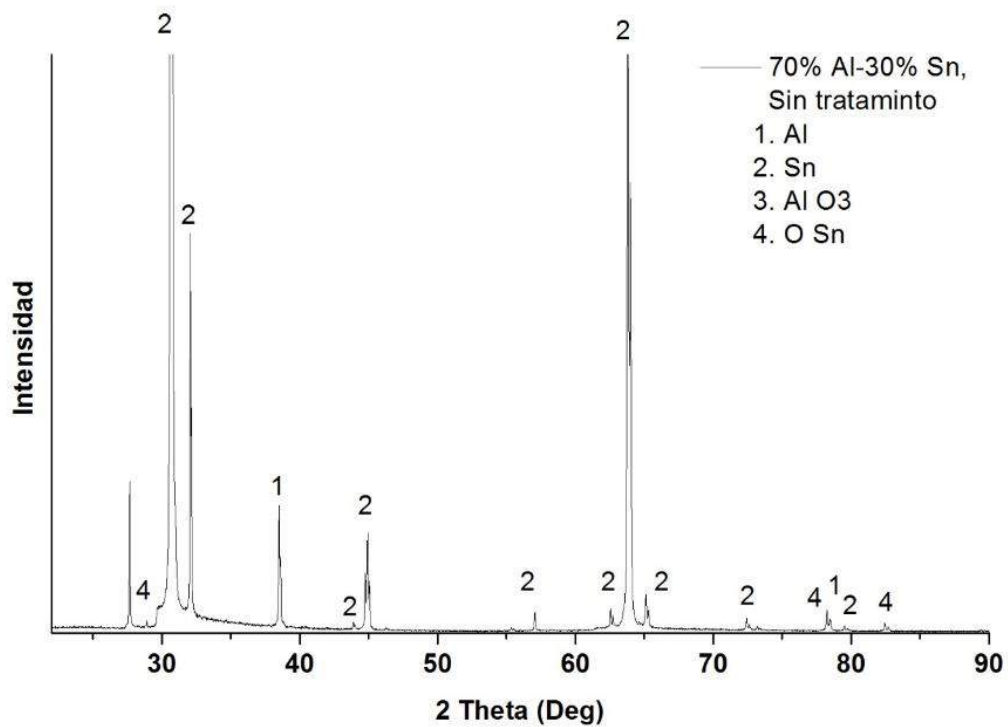


Figura 4.64 Rayos X de la aleación 70-30-0 STT

La figura 4.65 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 20 % at de Sn sin tratamiento térmico, en esta muestra se presenta la aparición de 3 diferentes fases siendo preferencial la manifestación del óxido de aluminio, en esta muestra no se detectó la presencia de algún compuesto de Sn (Liu et al. 2008).

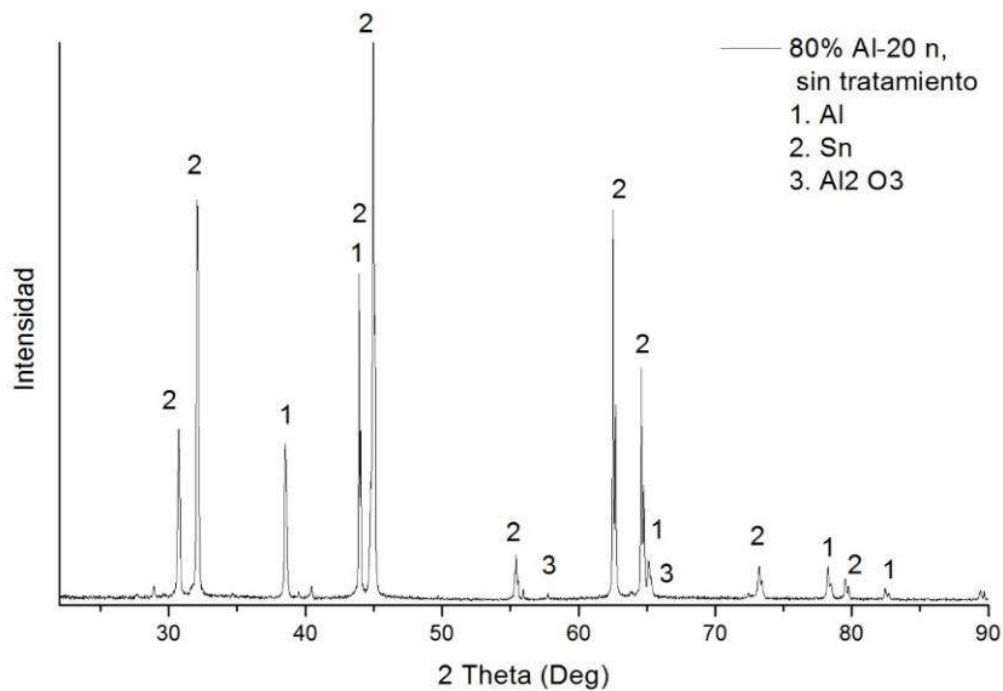


Figura 4.65 Rayos X de la aleación 80-20-0 STT

La figura 4.66 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 10 % at de Sn sin tratamiento térmico, en esta muestra se presenta la aparición de 2 diferentes monofases siendo preferencial la aparición de los picos de Aluminio, así como, de Sn en menor intensidad (Liu et al. 2008).

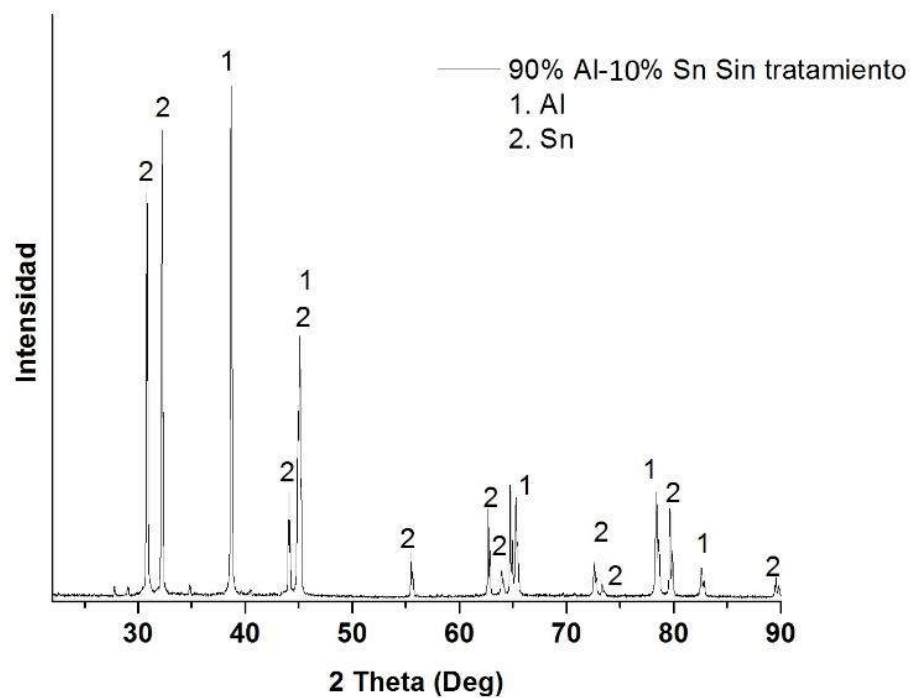


Figura 4.66 Rayos X de la aleación 90-10-0 STT

4.2.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA ALEACIONES CON ADICIÓN DE BORO A 500 PPM

La figura 4.67 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 30 % at de Sn sin tratamiento térmico, en esta muestra se presentan la aparición de 2 diferentes fases siendo preferencial la aparición de los picos de Aluminio, además, en menor proporción los picos de Sn, no se pudo apreciar ninguna otra fase (Liu et al. 2008).

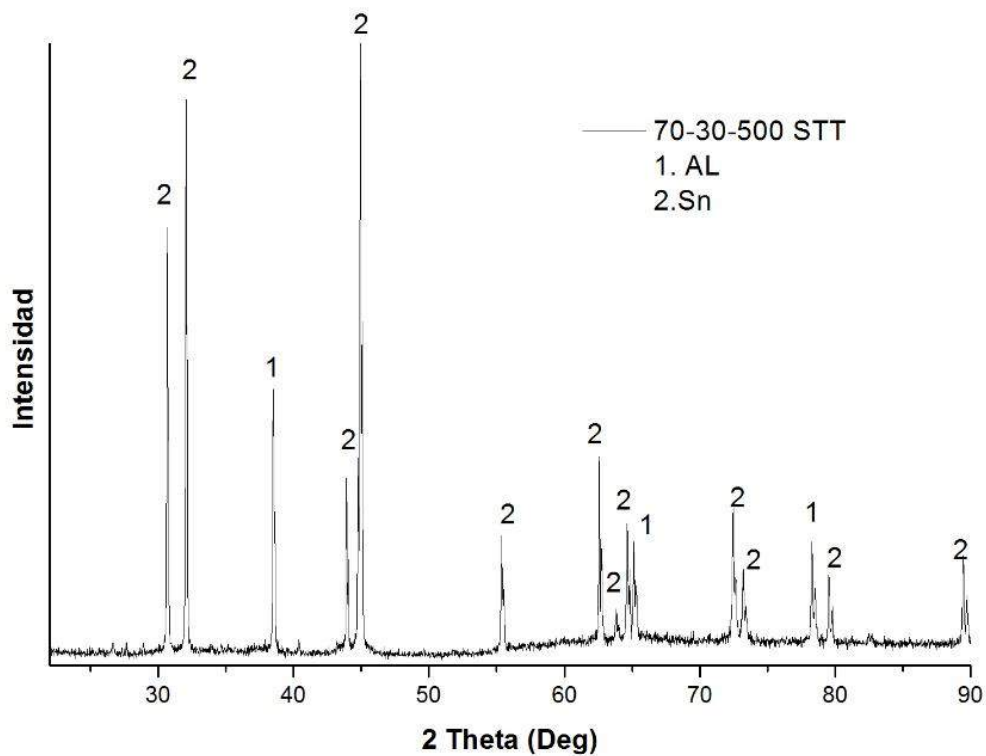


Figura 4.67 Rayos X de la aleación 70-30-500 STT

La figura 4.68 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 20 % at. de Sn sin tratamiento térmico, en esta muestra se presentan la aparición de 2 diferentes fases siendo preferencial la aparición de Sn y de Aluminio (Liu et al. 2008).

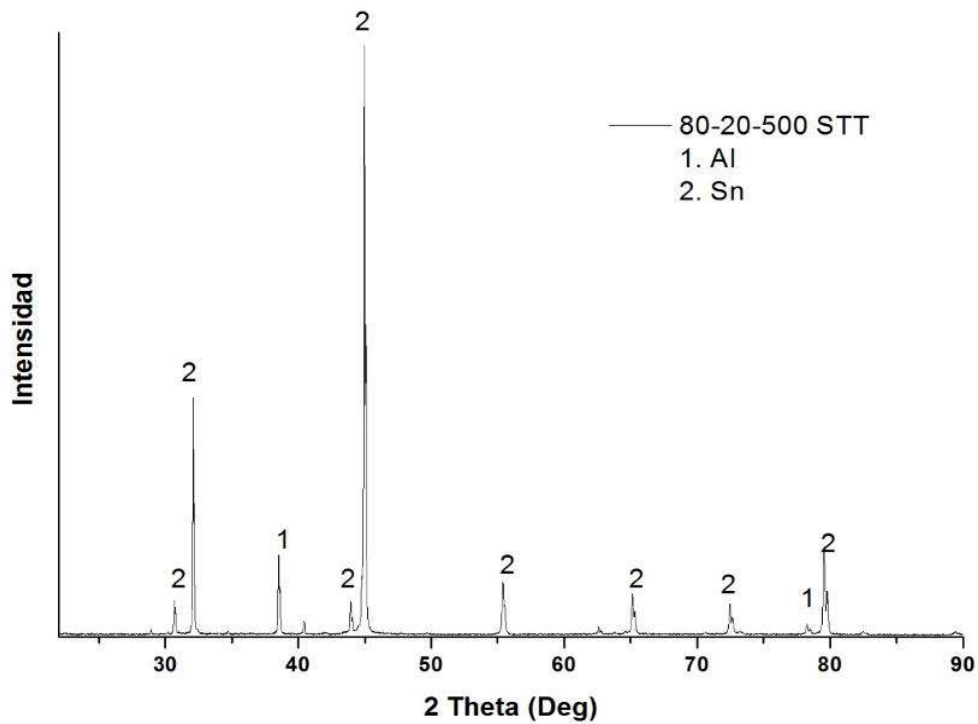


Figura 4.68 Rayos X de la aleación 80-20-500 STT

La figura 4.69 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 10 % at. de Sn sin tratamiento térmico, además con adiciones de boro, en esta muestra se presentan la aparición de 2 diferentes fases siendo preferencial la aparición de Sn, así como, de Aluminio (Liu et al. 2008).

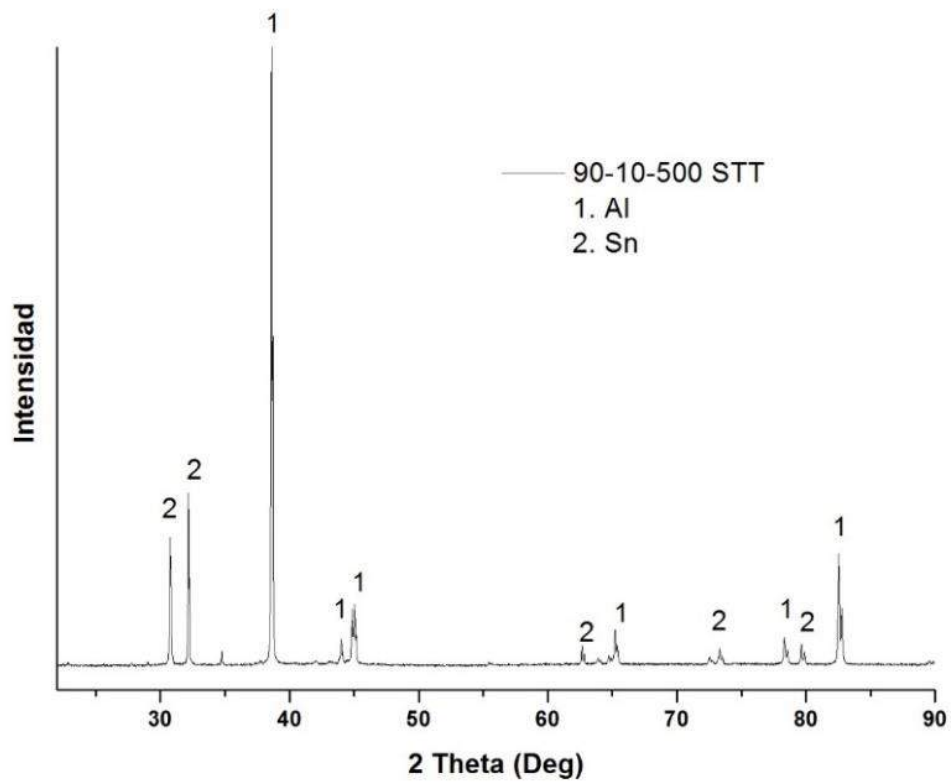


Figura 4.69 Rayos X de la aleación 90-10-500 STT

4.2.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA ALEACIONES CON ADICIÓN DE BORO A 1000 PPM

La figura 4.70 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 30 % at de Sn sin tratamiento térmico, además con 1000 ppm de boro, en esta muestra se presentan la aparición de 2 diferentes fases siendo preferencial la aparición de Sn y de Aluminio (Liu et al. 2008).

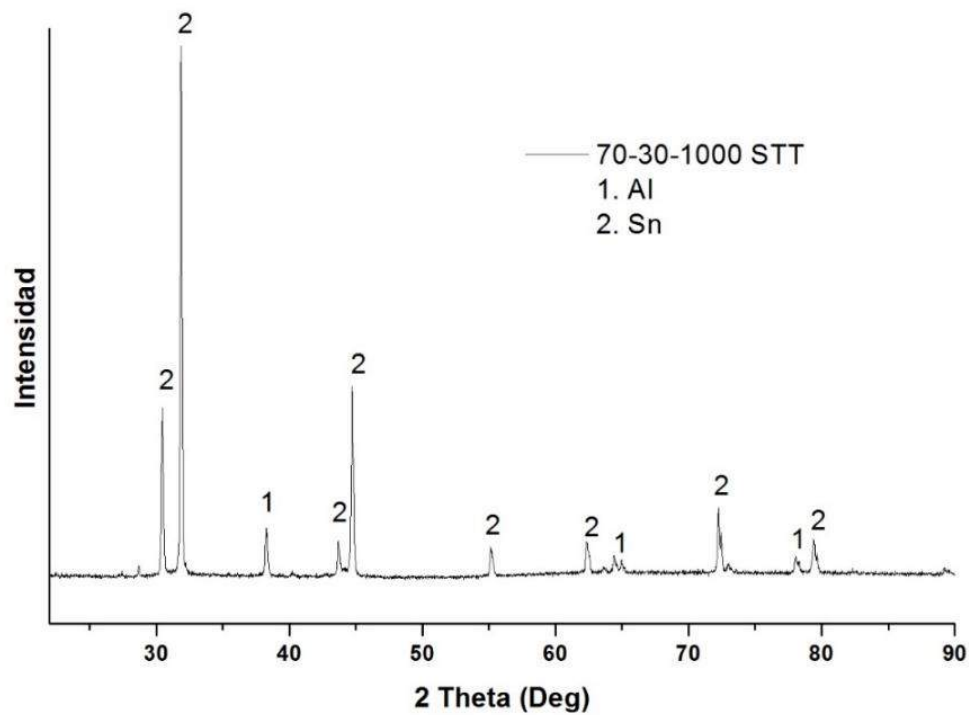


Figura 4.70 Rayos X de la aleación 70-30-1000 STT

La figura 4.71 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 20 % at. de Sn sin tratamiento térmico, además con 1000 ppm de boro, en esta muestra se presentan la aparición de 2 diferentes fases siendo preferencial la aparición de Sn, así como, de Aluminio (Liu et al. 2008).

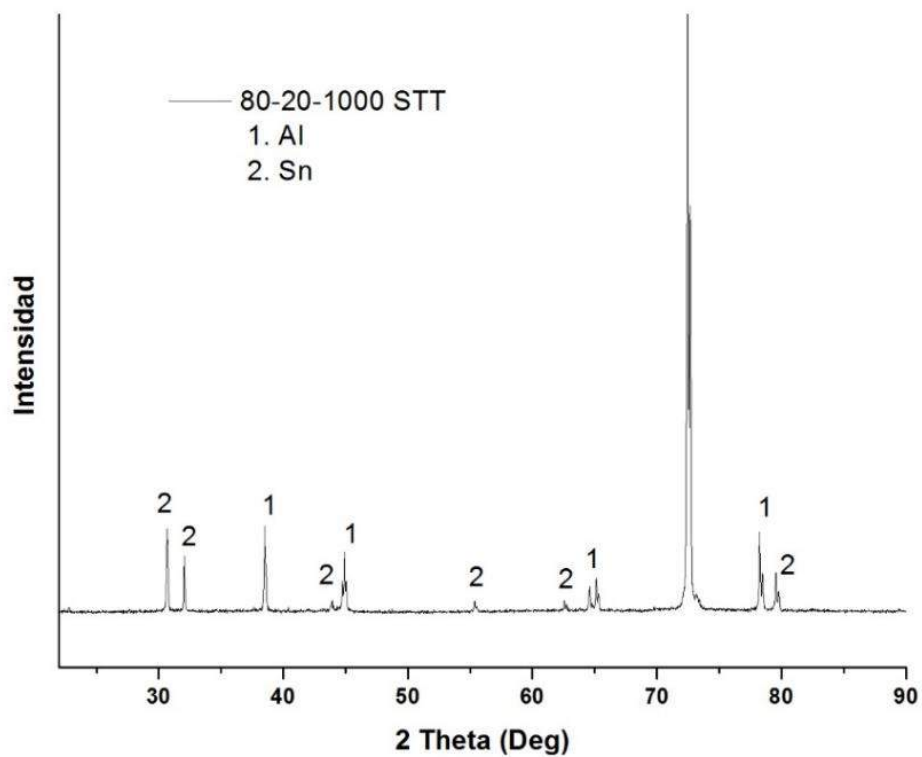


Figura 4.71 Rayos X de la aleación 80-20-1000 STT

La figura 4.72 presenta la difracción de rayos X de la muestra con 10 % at de Sn sin tratamiento térmico, además con 1000 ppm de boro, en esta muestra se presentan la aparición de 2 diferentes fases siendo preferencial la aparición de Sn, así como, de Aluminio, cabe señalar que el boro al ser un agente dopante no puede formar algún compuesto dentro de la aleación (Liu et al. 2008).

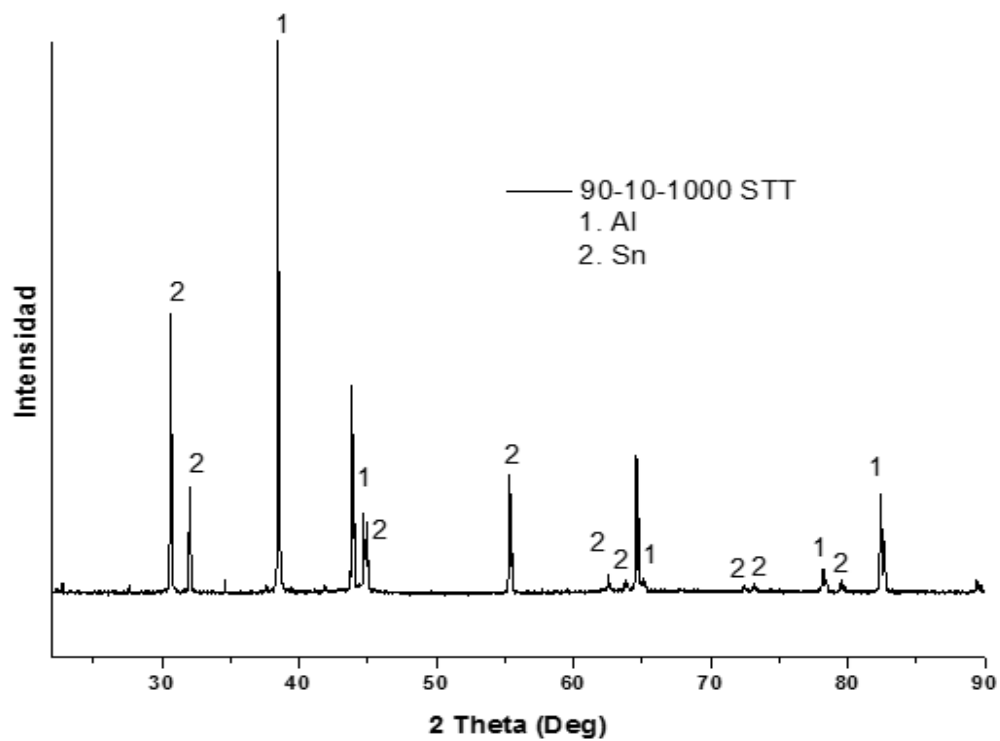


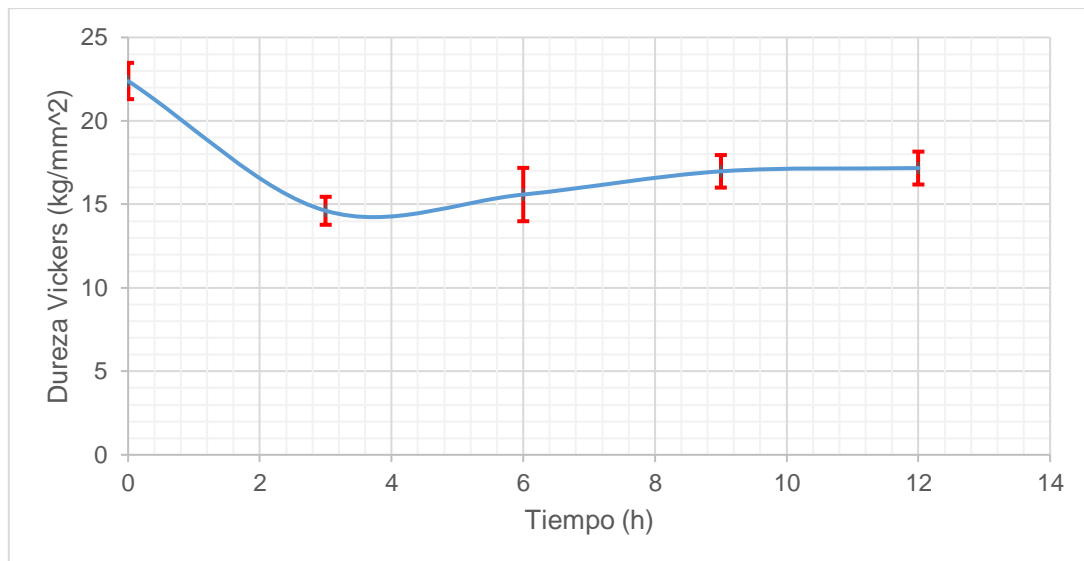
Figura 4.72 Rayos x de la aleación 90-10-1000 STT

4.3 DUREZA EN ALEACIONES

4.3.1 70% Al - 30% Sn SIN ADICIÓN DE BORO

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 70%Al-30%Sn sin la adición de boro se muestran en la figura 4.73, se observa el cambio debido al tratamiento térmico.

Figura 4.73 Variación de dureza 70%Al – 30%Sn – 0 B

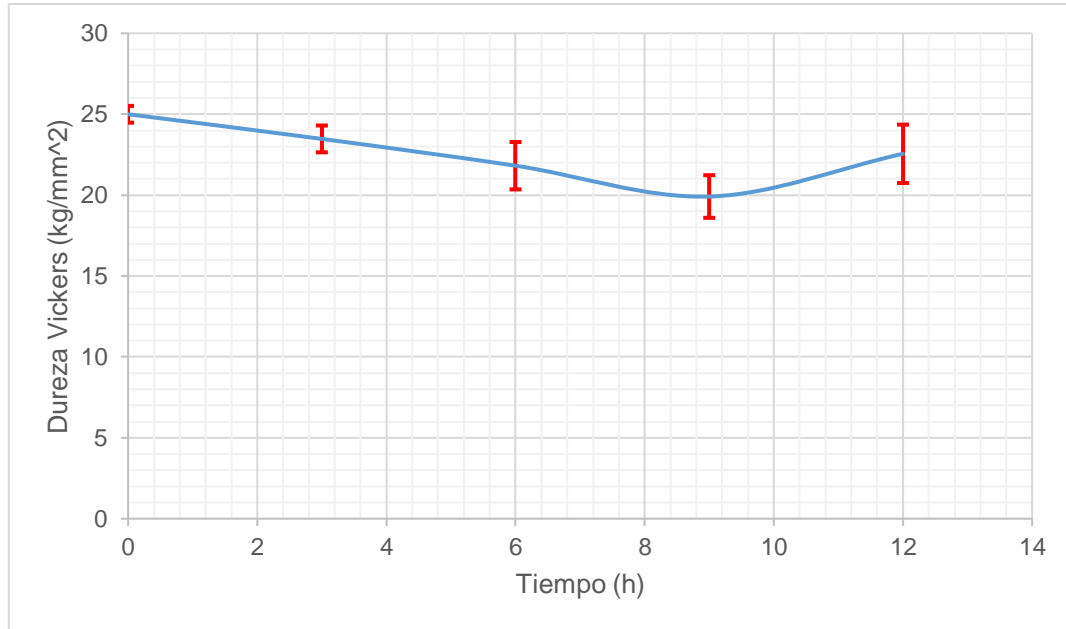


Se observa que la muestra sin tratamiento térmico presenta una dureza de aproximadamente 23 HVN, sin embargo cuando la aleación es expuesta a mayores tiempos de tratamiento sufre una caída de resistencia a la dureza de más del 20 por ciento, esto cae por debajo de los 15 HVN, siendo un valor bastante considerable para este tipo de aleación de base aluminio, este comportamiento es atribuido principalmente a que la estructura cristalina se ve afectada por efectos térmicos provocando que los átomos se reacomoden en sitios preferenciales en los planos cristalinos, por lo tanto se alinean produciendo un flujo plástico más efectivo; posterior a este primer tiempo de tratamiento la aleación se recupera ligeramente pero sin exceder este comportamiento de reducción de la dureza (Demir & Gündüz 2009).

4.3.2 80% Al - 20% Sn SIN ADICIÓN DE BORO

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 80%Al-20%Sn sin la adición de boro se muestran en la figura 4.74. En la gráfica se observa el cambio debido al tratamiento térmico aplicado (Dixon & Skelly 1973)

Figura 4.74 Variación de dureza 80%Al – 20%Sn – 0 B

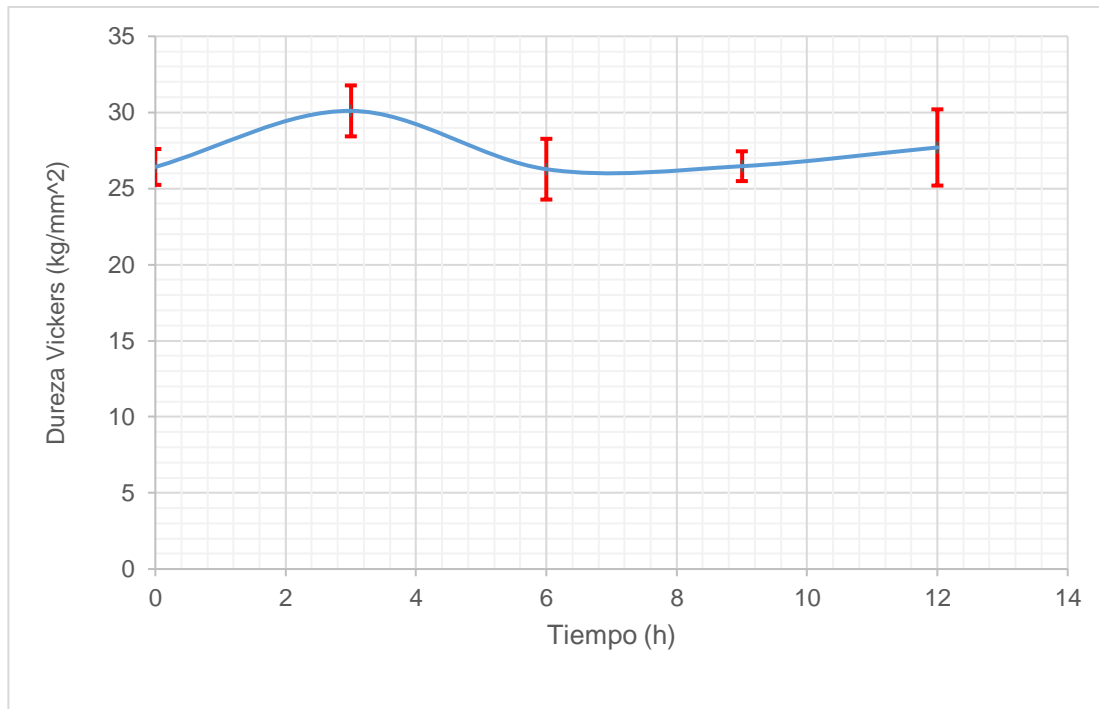


Se puede apreciar claramente que cuando cambia la concentración de estaño en la aleación, el valor de dureza también aumenta, este comportamiento se observa en todos los tiempos de tratamiento con excepción de la muestra con 9 horas de tratamiento, ya que tiene un ligero decremento del 20 por ciento en su valor de resistencia a la dureza. Para este caso se puede explicar este fenómeno en función de la incorporación de mayor cantidad de átomos en la estructura cristalina, llevando a cabo un proceso de sustitución, lo cual produce cierta distorsión en el alineamiento de los planos cristalinos, es por esta razón que cuando es aplicado un esfuerzo externo éstos no pueden deslizarse libremente. Este fenómeno ocurre en aleaciones que están expuestas a esfuerzos no muy elevados pero con cierta cantidad de periodicidad en la aplicación de los mismos.

4.3.3 90% Al - 10% Sn SIN ADICIÓN DE BORO

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 90%Al-10%Sn sin la adición de boro se muestran en la figura 4.75, se observa el cambio debido al tratamiento por envejecimiento (Harris et al. 2000).

Figura 4.75 Variación de dureza 90%Al – 10%Sn – 0 B

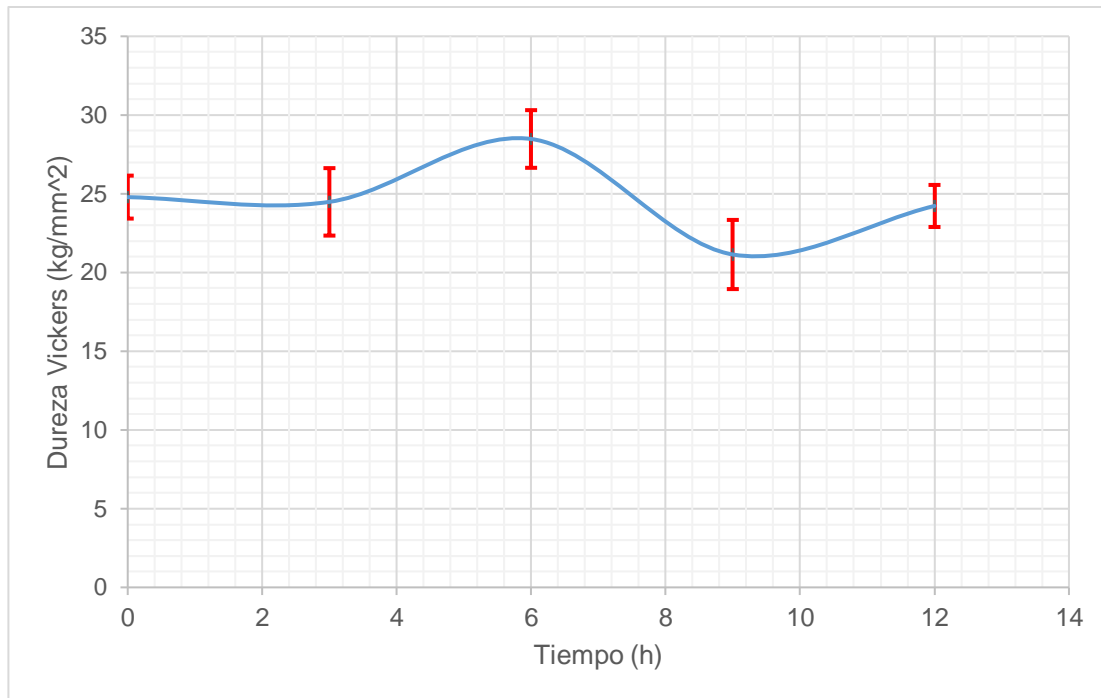


Para esta aleación es claro observar el comportamiento de aumento en la resistencia, al cambiar la cantidad de estaño en la aleación. Se puede observar claramente que la resistencia a la dureza se ve afectada principalmente al llevar a cabo un tratamiento térmico de 3 horas, en donde el valor de dureza se incrementa considerablemente en comparación con las muestras sin tratamiento térmico. Posterior a este tiempo de tratamiento la dureza disminuye ligeramente pero es superior a la muestra sin tratamiento térmico. La razón de este incremento en la dureza es debido a que existe mayor cantidad de aluminio, así como una menor cantidad de estaño derivando a una relación mayor en el tamaño de radio atómico que hay entre ambos elementos.

4.3.4 70% Al - 30% Sn CON ADICIÓN DE BORO 500 PPM

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 70%Al-30%Sn con adición de boro a 500 ppm se muestran en la figura 4.76, se observa el cambio debido al tratamiento térmico.

Figura 4.76 Variación de dureza 70%Al – 30%Sn – 500 ppm boro

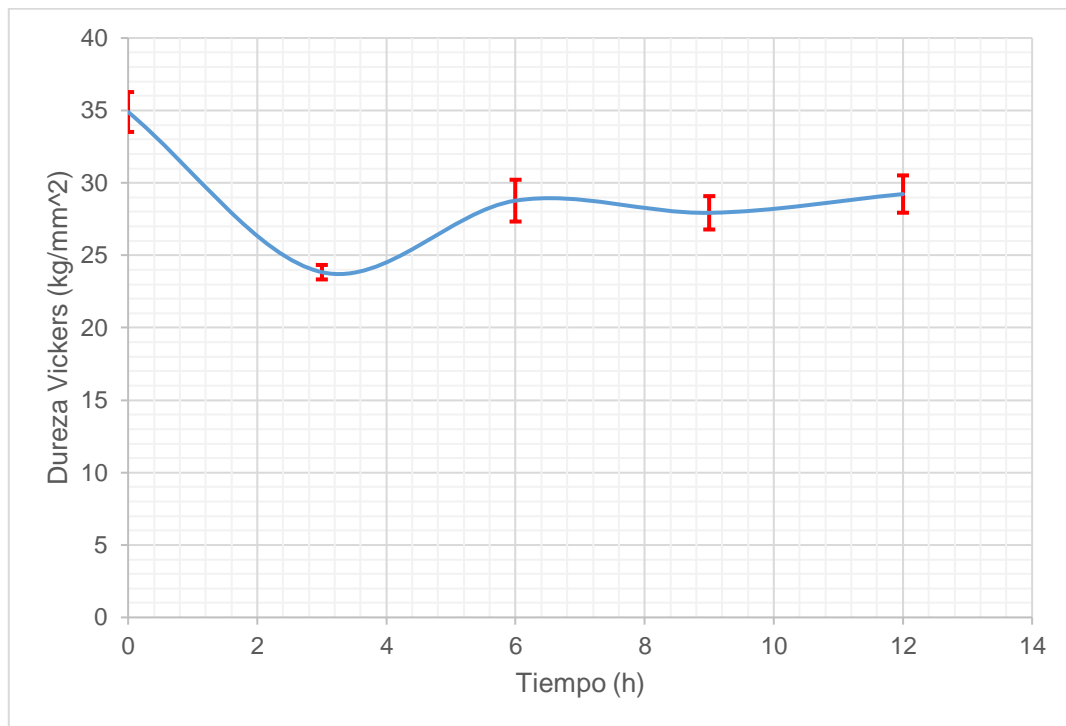


Se observa que al adicionar el boro como dopante en esta concentración de 500 ppm el efecto es notable en comparación con las muestras analizadas anteriormente sin adición de boro, el aumento en la dureza fue de aproximadamente 20 por ciento, siendo considerable este aumento para todos los tiempos de tratamiento, excepto para la muestra con 6 horas de tratamiento en donde se alcanzaron valores de dureza cercanas a 30 HVN. Este comportamiento es muy interesante de mencionar ya que el boro al ser un elemento con radio atómico muy pequeño (0.8141 Å) se introduce en la red de manera intersticial, produciendo una deformación de los planos cristalinos (Ozturk et al. 2010).

4.3.5 80% Al - 20% Sn CON ADICIÓN DE BORO 500 PPM

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 80%Al-20%Sn con adición de boro a 500 ppm se muestran en la figura 4.77, se observa el cambio debido al tratamiento térmico.

Figura 4.77 Variación de dureza 80%Al – 20%Sn – 500 ppm boro

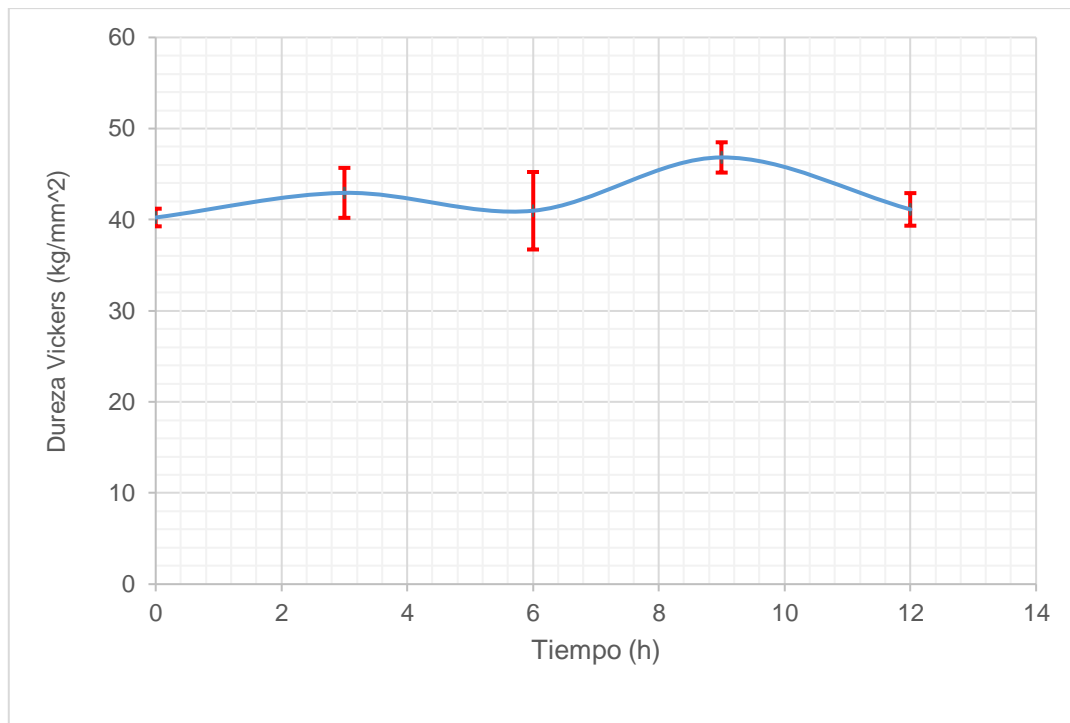


Para estas muestras se observa un claro incremento en la dureza de más del 50 por ciento en comparación con las muestras que tienen la misma concentración de estaño. En este caso la adición de 500 ppm de boro afecta significativamente el comportamiento de la resistencia de las aleaciones al introducirse en la red cristalina, en consecuencia distorsionando en mayor cantidad la red. Se puede observar un comportamiento inicial de aumento de dureza seguido de una disminución en su valor promedio a las tres horas de tratamiento seguido de una recuperación en su valor de dureza hasta permanecer constante a un valor promedio de 28 HVN (Ozturk et al. 2010).

4.3.6 90% Al - 10% Sn CON ADICIÓN DE BORO 500 PPM

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 90%Al-10%Sn con adición de boro a 500 ppm se muestran en la figura 4.78, se observa el cambio debido al tratamiento por envejecimiento.

Figura 4.78 Variación de dureza 90%Al – 10%Sn – 500 ppm boro

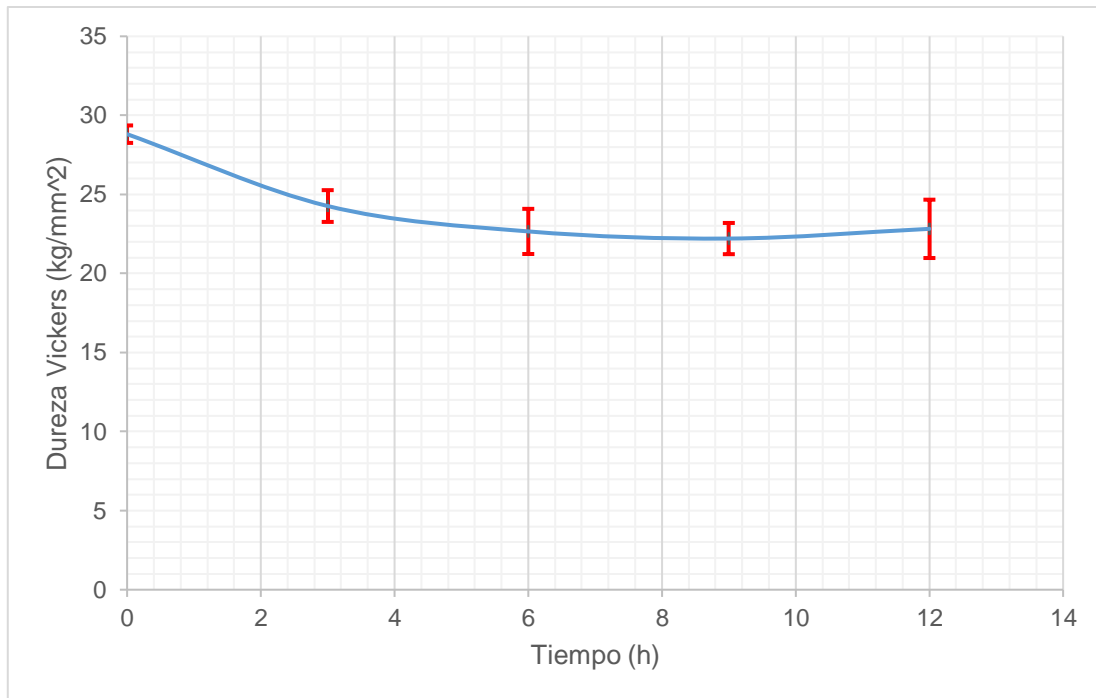


Para estas muestras el aumento es bastante considerable ya que se obtuvieron valores por arriba de los 40 kg/mm² para esta concentración de estaño añadido, como también la misma cantidad de dopante. Se observa que los valores de dureza permanecen sin variación aparente a la mayor cantidad de horas de tratamiento con excepción de la muestra con 9 horas de tratamiento térmico en donde los valores de dureza alcanzaron valores tan altos como 46 HVN lo que equivale a un aumento casi del 100 por ciento en comparación con las muestras sin dopaje (Zhan et al. 2000).

4.3.7 70% Al - 30% Sn CON ADICIÓN DE BORO 1000 PPM

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 70%Al-30%Sn con adición de boro a 1000 ppm se muestran en la figura 4.79, se observa el cambio debido al tratamiento por envejecimiento.

Figura 4.79 Variación de dureza 70%Al – 30%Sn – 1000 ppm boro

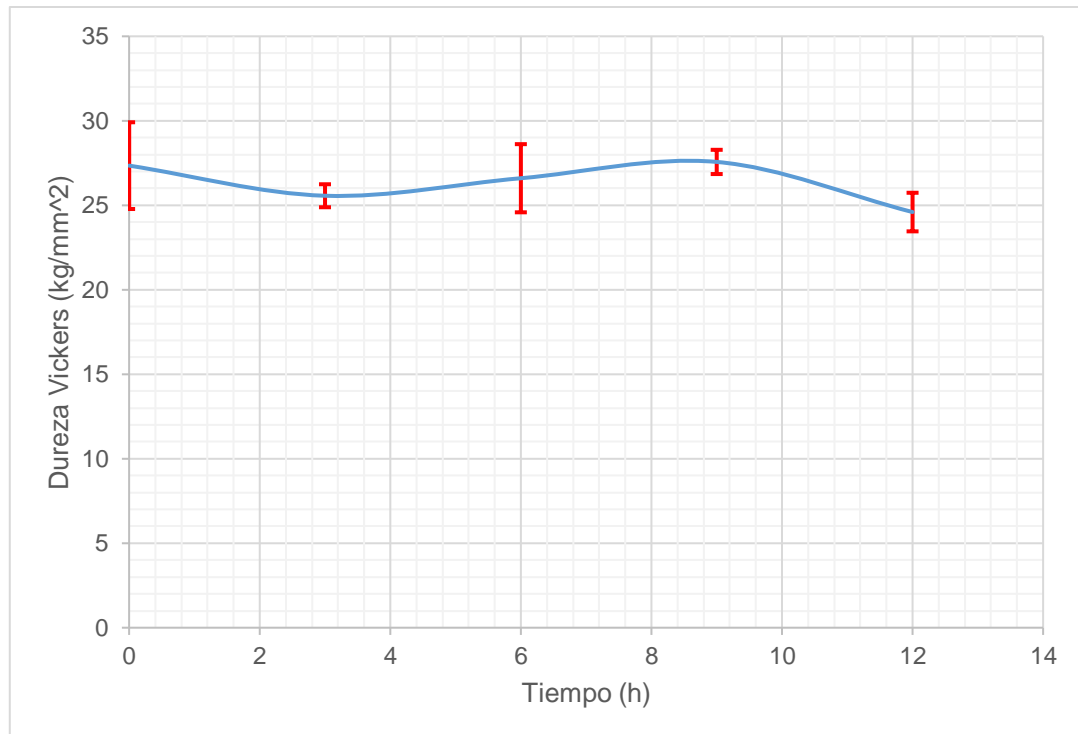


En este grupo de muestras se observa que el tratamiento térmico no afecta considerablemente el valor de dureza de las muestras en comparación con las muestras sin dopar, de hecho se puede apreciar que existe una disminución en el valor de dureza cuando se implementa un tratamiento térmico, manteniendo los valores de resistencia a la dureza en el valor semejante a las muestras sin dopaje, atribuyendo este comportamiento a que el boro probablemente no tiene espacio suficiente dentro de la estructura cristalina del aluminio, esto evita que afecte positivamente la resistencia de la aleación, por otra parte el valor de dureza permanece casi constante para los diferentes tiempos de tratamiento.

4.3.8 80% Al - 20% Sn CON ADICIÓN DE BORO 1000 PPM

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 80%Al-20%Sn con adición de boro a 1000 ppm se muestran en la figura 4.80, se observa el cambio debido al tratamiento por envejecimiento.

Figura 4.80 Variación de dureza 80%Al – 20%Sn – 1000 ppm boro

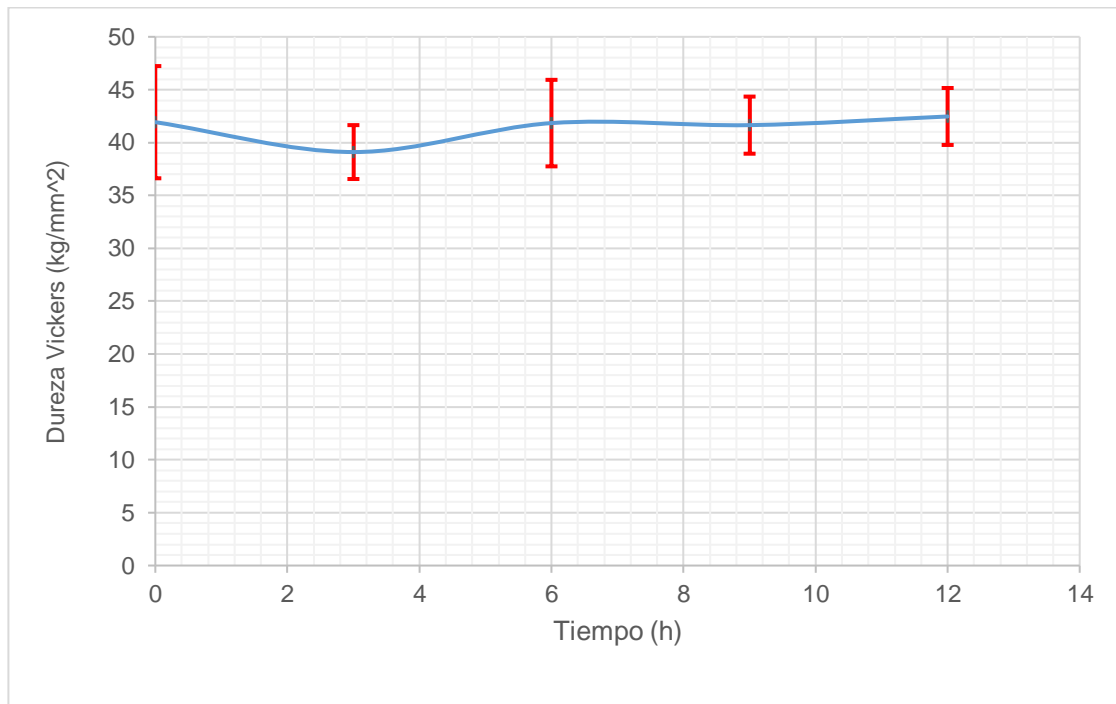


Se puede observar claramente que los valores de resistencia a la dureza para esta concentración de estaño a una adición de boro de 1000 ppm, que la dureza prácticamente no cambia pero sí es ligeramente superior a las muestras analizadas anteriormente, este fenómeno probablemente es producido cuando el boro no puede entrar más en la red cristalina, entonces se ve obligado a segregar hacia las fronteras de grano que son zonas de alta energía debido al cambio de orientación cristalográfica.

4.3.9 90% Al - 10% Sn CON ADICIÓN DE BORO 1000 PPM

Los resultados de la prueba de dureza en la aleación 90%Al-10%Sn con adición de boro a 1000 ppm se muestran en la figura 4.81, se observa el cambio debido al tratamiento térmico.

Figura 4.81 Variación de dureza 90%Al – 10%Sn – 1000 ppm boro

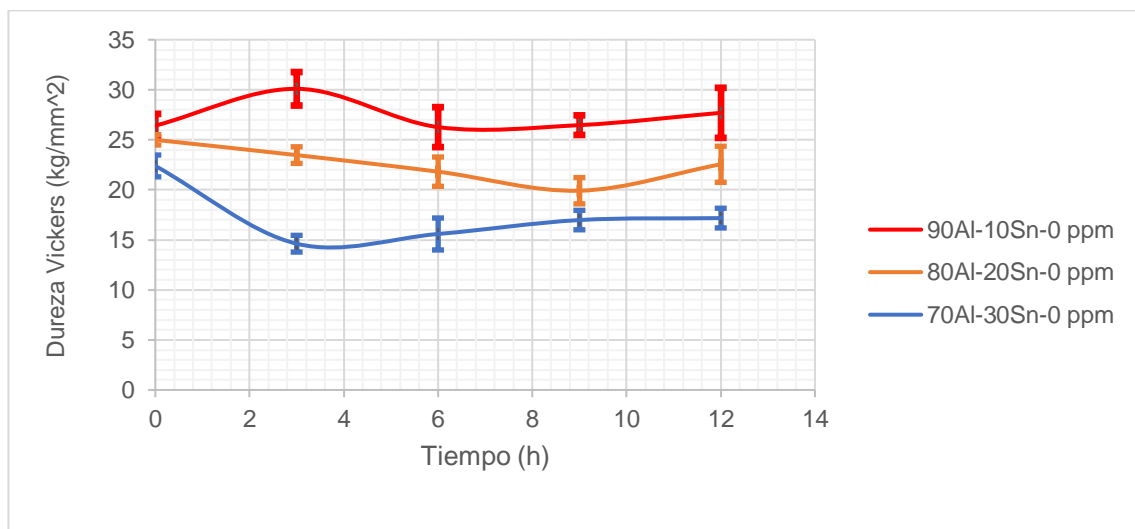


Se observa claramente que en este caso el incremento a la dureza es del orden de los 43 kg/mm², lo que significa un aumento del 100 por ciento en comparación con las muestras sin dopar, manteniéndose constante el valor de resistencia con casi todos los tiempos de tratamiento, lo cual nos indica que el boro se puede ocluir o alojar de manera preferencial en frontera de grano en menor cantidad ya que en estas muestras se disminuyó la cantidad de estaño hasta un valor del 10 %at, dando lugar a un incremento a la concentración de aluminio en la red, además de producir una mayor cantidad de espacios disponibles en la estructura cristalina.

4.3.10 CONCENTRADO DE DUREZAS

La figura 4.82 muestra la dureza de las aleaciones sin adición de boro con las diferentes cargas de porcentaje atómico.

Figura 4.82 Aleaciones sin adición de boro



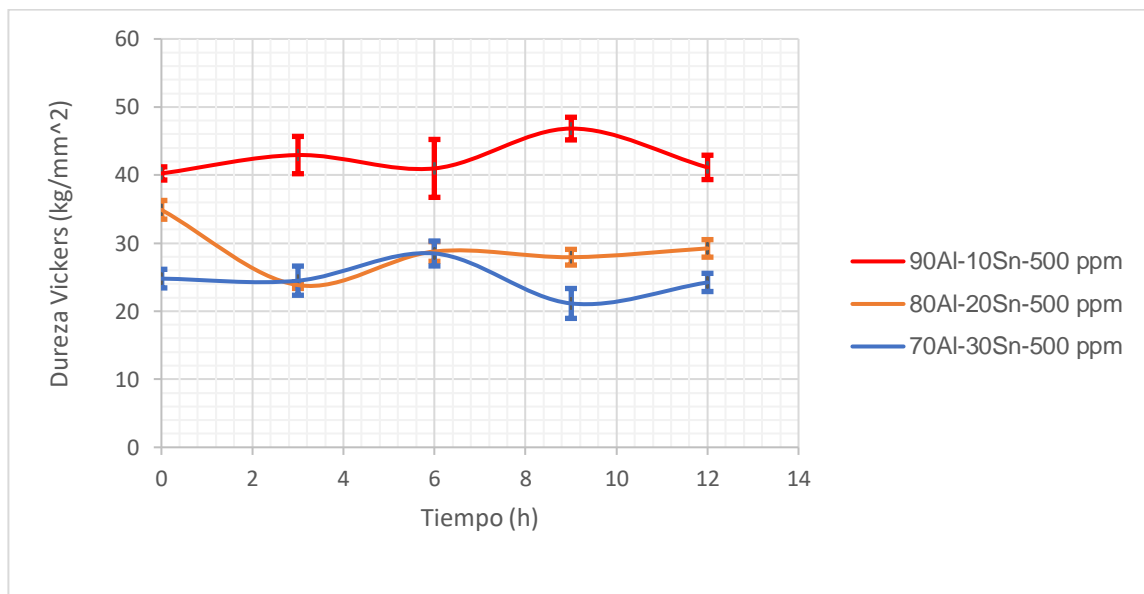
En esta figura se puede notar claramente el cambio entre las diferentes durezas obtenidas para las muestras Al-Sn sin adición de Boro. Es notorio que la muestra con mayor cantidad de estaño (30% at Sn) presenta un valor por debajo de los 20 kg/mm², para todos los tiempos de tratamiento térmico, mientras que las muestras con un contenido de 20% at de Sn su valor de resistencia a la dureza aumenta un promedio de 10 kg/mm², así como, las muestras con 10% at Sn presentan un aumento considerable en su valor de dureza hasta alcanzar valores inclusive del doble en comparación con las muestras de 30% at Sn, este fenómeno generalizado se puede interpretar como un efecto producido por la incorporación del Sn en la estructura cristalina

del aluminio, produciendo una reducción en la dureza por la sobresaturación de Sn en la red cristalina lo que obviamente produce un debilitamiento en la unión de los granos en la microestructura (Liu et al. 2009).

Por otra parte, cuando se diseñó la propuesta de adición de boro como elemento dopante para reforzar la estructura, se determinaron diferentes concentraciones de este elemento con la finalidad de obtener los mejores resultados en los valores de dureza.

La figura 4.83 muestra la dureza de las aleaciones con adición de boro a 500 ppm con las diferentes cargas de porcentaje atómico.

Figura 4.83 Aleaciones con adición de boro a 500 ppm

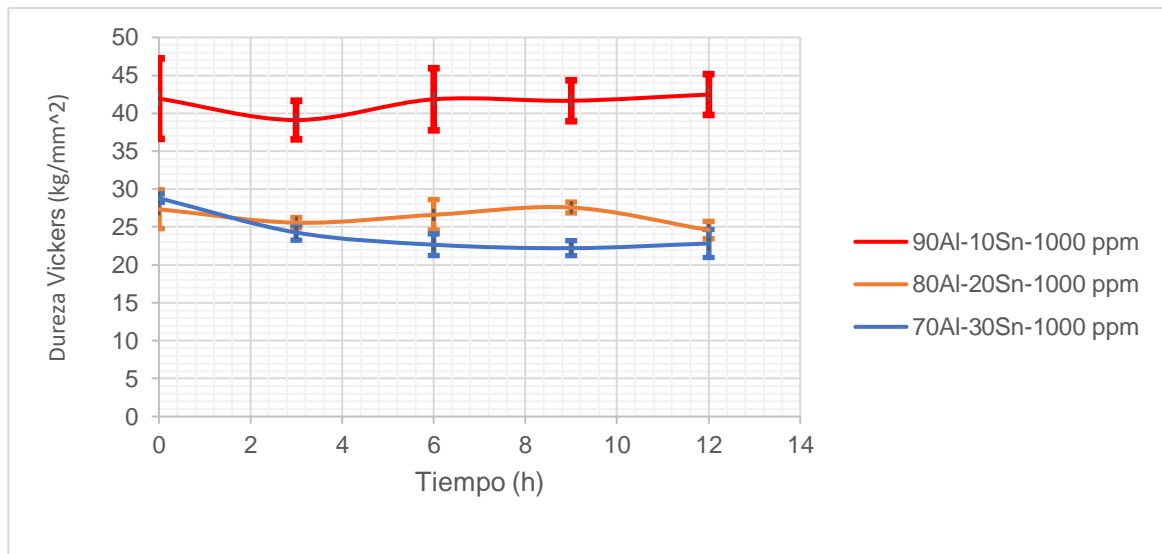


Esta figura presenta el comportamiento que indica que al adicionar el boro en esta proporción a las muestras con bajo contenido de estaño, su efecto es muy positivo ya que se obtienen valores que inclusive llegan al doble del valor de las muestras con esta misma cantidad de estaño. Es interesante observar que

las muestras con 30%, así como, 20% de Sn con una cantidad de boro de 500 ppm no presentan un cambio significativo, Sin embargo, su valor de dureza si es superior en comparación con las muestras sin dopaje (Mohammad et al.2011).

La figura 4.84 muestra la dureza de las aleaciones con adición de boro a 1000 ppm con las diferentes cargas de porcentaje atómico.

Figura 4.84 Aleaciones con adición de boro a 1000 ppm



En esta figura se observa que las muestras con una adición de 1000 ppm de boro presentan un incremento bastante considerable en comparación con las muestras sin dopaje, específicamente la muestra con 10 %at de Sn, la cual presenta un incremento bastante uniforme para todos los tiempos de tratamiento térmico con un aumento dos veces mayor en comparación con las muestras sin dopar, pero bastante similar con las muestras de 500 ppm de boro. De igual forma es importante notar que no existe un cambio notorio en las muestras con contenidos mayores de estaño las cuales sí aumentaron su valor de dureza en comparación con las muestras sin dopar. El efecto del reforzamiento por boro se puede explicar por el mecanismo de endurecimiento

por distorsión de la red cuando un átomo de menor radio atómico se introduce provocando que la red se distorsione, debido a esto la movilidad de las dislocaciones es mucho más difícil de llevarse a cabo cuando un esfuerzo externo es aplicado (Mohammad et al.2011).

La tabla 4.1 presenta un concentrado de los valores de dureza obtenido para todas las aleaciones en sus diferentes condiciones tanto de aplicación de tiempos de tratamiento como de dopaje de Boro.

Tabla 4.1 Valores de dureza de cada una de las aleaciones (kg/mm²)

Aleación	Tiempo de envejecimiento (h)				
	0	3	6	9	12
70Al-30Sn-0B	22.3905688	14.6171687	15.589297	16.980233	17.1762675
80Al-20Sn-0B	24.9966331	23.4725501	21.8171809	19.9133862	22.5528618
90Al-10Sn-0B	26.4162088	30.1002156	26.2692552	26.4667323	27.6970327
70Al-30Sn-500B	24.7872387	24.4855014	28.4789598	21.1411665	24.2251993
80Al-20Sn-500B	34.8934602	23.834689	28.7741964	27.9336459	29.2275691
90Al-10Sn-500B	40.2370435	42.9411067	40.9795615	46.8308782	41.1273649
70Al-30Sn-1000B	28.8109745	24.2654019	22.6598263	22.2076436	22.8222753
80Al-20Sn-1000B	27.3464648	25.5638155	26.6006854	27.5653091	24.5984467
90Al-10Sn-1000B	41.928563	39.1041632	41.8425224	41.648336	42.4686299

Es importante notar en los valores resaltados que los valores de dureza para estas aleaciones indicadas, presentan un comportamiento de incremento a la dureza directamente proporcional con el incremento en la cantidad de boro adicionado, pero inversamente proporcional con el estaño adicionado, esto es a menor cantidad de Sn mayor es la dureza, mientras que cuando se adiciona mayor cantidad de Boro también la dureza aumenta (Mohammad et al.2011).

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES

-Se diseñaron y sintetizaron satisfactoriamente aleaciones de aluminio con adiciones de estaño en diferentes concentraciones y con diferentes adiciones de boro como elemento dopante.

- La microestructura obtenida en las aleaciones obtenidas muestra para todas las muestras una estructura granular del tipo equiaxiada con diferentes tamaños de grano y con segregación de una fase blanca predominante en frontera de grano.

- El análisis químico elemental reveló que la matriz está compuesta principalmente de Aluminio, mientras que en frontera el estaño está segregado de una manera clara, pero remanente en baja proporción en la matriz este resultado fue corroborado por el estudio de mapeo elemental sobre toda la superficie de la muestra.

- Estudios de difracción de rayos-X presentan la presencia de Aluminio y estaño sobre toda la muestra sin formar algún compuesto aparente, este resultado es consistente con el diagrama de fases binario Al-Sn.

- El estudio de propiedades mecánicas realizado sobre las muestras con diferente tiempo de tratamiento, específicamente ensayos de dureza muestran que existe un efecto bastante positivo al variar las composiciones de Sn ya

que las muestras con menor cantidad de Sn obtuvieron una mayor dureza en comparación con las muestras con alto contenido de Sn.

- Para el caso de adiciones de boro se observa que con adiciones de 500 ppm la dureza aumenta considerablemente casi al doble del valor de dureza de la muestra sin dopar. Para adiciones de 1000 ppm la dureza presenta un comportamiento similar en comparación con las muestras con 500 ppm.

- Se comprobó que el diseño y construcción de un sistema de fundición cerrado produce resultados bastante aceptables pues en el caso de la dureza la desviación estándar para todas las mediciones realizadas es muy baja lo que nos permite tener una buena reproducibilidad en los resultados obtenidos.

REFERENCIAS

Barbosa, C., Dille, J., Delplancke, J.-L., Rebello, J. M. A., & Acselrad, O. (2006). *A microstructural study of flash welded and aged 6061 and 6013 aluminum alloys. Materials Characterization, 57(3), 187–192.* doi:10.1016/j.matchar.2006.01.002

Bekheet, N. ., Gadelrab, R. ., Salah, M. ., & Abd El-Azim, A. . (2002). *The effects of aging on the hardness and fatigue behavior of 2024 Al alloy/SiC composites. Materials & Design, 23(2), 153–159.* doi:10.1016/s0261-3069(01)00072-3

Burger, G. B., Gupta, A. K., Jeffrey, P. W., & Lloyd, D. J. (1995). *Microstructural control of aluminum sheet used in automotive applications. Materials Characterization, 35(1), 23–39.* doi:10.1016/1044-5803(95)00065-8

Cruz, K. S., Meza, E. S., Fernandes, F. A. P., Quaresma, J. M. V., Casteletti, L. C., & Garcia, A. (2010). *Dendritic Arm Spacing Affecting Mechanical Properties and Wear Behavior of Al-Sn and Al-Si Alloys Directionally Solidified under Unsteady-State Conditions. Metallurgical and Materials Transactions A, 41(4), 972–984.* doi:10.1007/s11661-009-0161-2

Dixon, c. F., & Skelly, H. M. (1973). *PROPERTIES OF ALUMINIUM-TIN ALLOYS PRODUCED BY POWDER METALLURGY. Powder Metallurgy, 16(32), 366–373.* doi:10.1179/pom.1973.16.32.012

Demir, H., & Gündüz, S. (2009). *The effects of aging on machinability of 6061 aluminium alloy. Materials & Design, 30(5), 1480–1483.* doi:10.1016/j.matdes.2008.08.007

Donald R. Askeland, Pradeep P. Fulay, Wendelin J. Wright, (Eds). *Ciencia e ingeniería de materiales, sexta edición, Editorial Cengage Learning, 2012.* ISBN 978-607-481-620-4, Pp 340-342, 395, 462-463, 540-542.

Giannakopoulos, A. E., Larsson, P.-L., & Vestergaard, R. (1994). *Analysis of Vickers indentation. International Journal of Solids and Structures, 31(19), 2679–2708.* doi:10.1016/0020-7683(94)90225-9

Harman, D. (1981). *The aging process. Proceedings of the National Academy of Sciences, 78(11), 7124–7128.* doi:10.1073/pnas.78.11.7124

Harris, S. J., McCartney, D. G., Horlock, A. J., & Perrin, C. (2000). *Production of Ultrafine Microstructures in Al-Sn, Al-Sn-Cu and Al-Sn-Cu-Si Alloys for Use in Tribological Applications. Materials Science Forum, 331-337, 519–526.* doi:10.4028/www.scientific.net/msf.331-337.519

Hirth, S. ., Marshall, G. ., Court, S. ., & Lloyd, D. . (2001). *Effects of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016. Materials Science and Engineering: A, 319-321, 452–456.* doi:10.1016/s0921-5093(01)00969-8

Hu, T., & Hu, L. (2012). *The study of tribological properties of laser-textured surface of 2024 aluminium alloy under boundary lubrication. Lubrication Science, 24(2), 84–93.* doi:10.1002/lis.1165

Joseph R. Davis, Aluminum and Aluminum Alloys ASM Specialty Handbook, J.R. Davis & Associates, ASM International. Handbook Committee (Eds), 1993 pp 3.

John E. Hatch Aluminium, Ed., Properties and Physical Metallurgy. American Society for Metals Aluminum Association (U.S.) Park, Ohio 1984 pp. 59, 225. 231-238.

Kaul, A. (n.d.). The Phase Diagram. Aqueous Two-Phase Systems, 11–21. doi:10.1385/1-59259-028-4:11

Kaneko, J., Sugamata, M., Blaž, L., & Kamei, R. (2000). *Aluminum-Low Melting Metal Alloys Prepared by Mechanical Alloying with Addition of Oxide. Key Engineering Materials, 188, 73–82.* doi:10.4028/www.scientific.net/kem.188.73

Liu, X., Zeng, M. Q., Ma, Y., & Zhu, M. (2009). *Melting behavior and the correlation of Sn distribution on hardness in a nanostructured Al–Sn alloy. Materials Science and Engineering: A, 506(1-2), 1–7.* doi:10.1016/j.msea.2008.12.054

Liu, X., Zeng, M. Q., Ma, Y., & Zhu, M. (2008). *Wear behavior of Al–Sn alloys with different distribution of Sn dispersoids manipulated by mechanical alloying and sintering*. *Wear*, 265(11-12), 1857–1863. doi:10.1016/j.wear.2008.04.050

Ma, K., Wen, H., Hu, T., Topping, T. D., Isheim, D., Seidman, D. N., Schoenung, J. M. (2014). *Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy*. *Acta Materialia*, 62, 141–155. doi:10.1016/j.actamat.2013.09.042

McAlister, A. J., & Kahan, D. J. (1983). *The Al–Sn (Aluminum-Tin) System*. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 4(4), 410–414. doi:10.1007/bf02868095

McMullan, D. (2006). "Scanning electron microscopy 1928–1965"

Mohammad Sharifi, E., Karimzadeh, F., & Enayati, M. H. (2011). *Fabrication and evaluation of mechanical and tribological properties of boron carbide reinforced aluminum matrix nanocomposites*. *Materials & Design*, 32(6), 3263–3271. doi:10.1016/j.matdes.2011.02.033

Murayama, M., Hono, K., Miao, W. F., & Laughlin, D. E. (2001). *The effect of Cu additions on the precipitation kinetics in an Al-Mg-Si alloy with excess Si*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(2), 239–246. doi:10.1007/s11661-001-0254-z

Oatley CW, Nixon WC, Pease RFW (1965) Scanning electron microscopy.

Ozturk, F., Sisman, A., Toros, S., Kilic, S., & Picu, R. C. (2010). *Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy*. *Materials & Design*, 31(2), 972–975. doi:10.1016/j.matdes.2009.08.017

Quinn, G. D., & Bradt, R. C. (2007). *On the Vickers Indentation Fracture Toughness Test*. *Journal of the American Ceramic Society*, 90(3), 673–680. doi:10.1111/j.1551-2916.2006.01482.x

Rameshkumar, T., & Rajendran, I. (2013). *Mechanical and Tribological Properties on Al-Sn-Si Alloy-Based Plain Bearing Material*. *Tribology Transactions*, 56(2), 268–274. doi:10.1080/10402004.2012.743057

Reynolds Metals Company, The ABC's of aluminum. Louisville, Kentucky, 1955. Technical editorial service. ISBN-10: 1258824906, Pp 5-6.

R.M. Mohantya, K. Balasubramaniana, S.K. Seshadri(2008). Boron carbide-reinforced aluminium 1100 matrix composites: Fabrication and properties. *Materials Science and Engineering A* 498, 42–52

Rusin, N. M., Skorentsev, A. L., & Korosteleva, E. N. (2012). *Tribotechnical properties modification of Al-Sn alloys by ECAP*. *2012 7th International Forum on Strategic Technology (IFOST)*. doi:10.1109/ifost.2012.6357738

Rusin, N. M., Skorentsev, A. L., & Kolubaev, E. A. (2014). *Structure and Tribotechnical Properties of Al-Sn Alloys Prepared by the Method of Liquid-Phase Sintering*. *Advanced Materials Research*, 1040, 166–170. doi:10.4028/www.scientific.net/amr.1040.166

Rusin, N. M., Skorentsev, A. L., & Gurskikh, A. V. (2016). *Effect of Copper Additives on Mechanical and Tribotechnical Properties of Sintered Composites Al-Sn*. *Key Engineering Materials*, 685, 295–299. doi:10.4028/www.scientific.net/kem.685.295

Rusin, N. M., Skorentsev, A. L., & Kolubaev, E. A. (2020). *Effect of Equal Channel Angular Pressing on Mechanical and Tribological Properties of Sintered Al-Sn Composites*. *Journal of Materials Engineering and Performance*. doi:10.1007/s11665-020-04704-1

Siddiqui, R. A., Abdullah, H. A., & Al-Belushi, K. R. (2000). *Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy*. *Journal of Materials Processing Technology*, 102(1-3), 234–240. doi:10.1016/s0924-0136(99)00476-8

Suzuki, E. (2002). "High-resolution scanning electron microscopy of immunogold-labelled cells by the use of thin plasma coating of osmium". *Journal of Microscopy*

Sydney H. Avner, *Introducción a la Metalurgia Física* 2da Edición, Editorial McGRAW-HILL, 1988 ISBN 968-6046-01-1 Pp. 28-30, 31, 38, 45, 162-163, 195-197.

Tripathy, M. R., Kumar, B. V. M., Basu, B., Dube, R. K., & Korla, S. C. (2007). *Tribological behaviour of steel backed Al–Sn strip prepared via spray atomisation–deposition–rolling route. Materials Science and Technology, 23(1), 15–22.* doi:10.1179/174328407x154392

William D. Callister, *Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales* sexta edición, Editorial Reverte, S.A., 1995, ISBN: 9788429172539, Pp 378.

Zhan, Z., Ma, X., Sun, Y., Xia, L., & Liu, Q. (2000). *The mechanical properties of an aluminum alloy by plasma-based ion implantation and solution-aging treatment. Surface and Coatings Technology, 128-129, 256–259.* doi:10.1016/s0257-8972(00)00585-5

Cuernavaca, Morelos, a 26 de enero de 2021.

DR. ROSENBERG JAVIER ROMERO DOMÍNGUEZ
COORDINADOR DEL POSGRADO EN
INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS
P R E S E N T E

Atendiendo a la solicitud para emitir DICTAMEN sobre la revisión de la TESIS titulada: "Efecto de adiciones de boro en aleaciones base aluminio para aplicaciones ligeras", que presenta el alumno **Roger Iván Martínez Gamino**, para obtener el título de **Maestría en Ingeniería y Ciencias Aplicadas**.

Nos permitimos informarle que nuestro voto es **APROBATORIO**.

Atentamente
Por una humanidad culta
Una universidad de excelencia

DR. JOSÉ GONZALO GONZÁLEZ RODRÍGUEZ

DR. RENÉ GUARDIÁN TAPIA

DRA. MARYNA VASILIVNA VLASOVA

DR. ROY LÓPEZ SESENES

DR. ISAÍ ROSALES CADENA

Se adiciona efirma UAEM

Se expide el presente documento firmado electrónicamente de conformidad con el ACUERDO GENERAL PARA LA CONTINUIDAD DEL FUNCIONAMIENTO DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE MORELOS DURANTE LA EMERGENCIA SANITARIA PROVOCADA POR EL VIRUS SARS-COV2 (COVID-19) emitido el 27 de abril del 2020.

El presente documento cuenta con la firma electrónica UAEM del funcionario universitario competente, amparada por un certificado vigente a la fecha de su elaboración y es válido de conformidad con los LINEAMIENTOS EN MATERIA DE FIRMA ELECTRÓNICA PARA LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ESTADO DE MORELOS emitidos el 13 de noviembre del 2019 mediante circular No. 32.

Sello electrónico

ROY LOPEZ SESENES | Fecha:2021-01-26 17:55:46 | Firmante

IT7oWbzLteb4zQLXdq1+viWrsHIOwuaVhGL3EvmBNw7INbqx7zi9JsDws3dFOtJHOzb2YsSwXIA1g5wZrIaAbCw3/vTEU/KMaaCjUYzoG8H5IVINAEKx1JUMAxo85PS8xDH2RLP5jSpafbxEuR1NEPn2y1v8eEw8I1sYQh9eL3tBlOZE8PKN+kEx39qw/rIx9p7kWSZMeGwvHvuKQ8jPXFT6z5NjMvR85YXzLUCcCekV4S9oBny2fQ6sn1UzxtQycGEX3HRIsyrixLPN2nWwUxfwMDrKOVFKi1ttS2ofVra26SgH6zTcfN1LotwSZX0DFOQsAMfydFdkAE4d95Qtg==

RENE GUARDIAN TAPIA | Fecha:2021-01-26 20:39:29 | Firmante

IxtOP44d+MfeZc9TZYe4FnOnUTIlmnsL9MhDM0XT4NTYAxU5nn0tm4twdAwuQwE8n6+Ej3nRT19QahktRvCHop4d+vfrSr/dkpc+1COMx638QMfC+gJA+JlPc1w0+u8/3uJuSbzcRnrEs74Wb4/B18tJbSqpc7OnmtErlKtz83ViyO2Al2vnSfD8fmFclYMeqFcpPpk+7DsP2CZPfdBT7LNR+tG89OHYJmfx5KqjYvCjps+GsSq+DDMmgvb/zHY4RhQocm+O3Qpq/MplyzAx11AcUKr1GHnBkywDOaOhFuwRx76pWGN6bSU6hetEySRC7huFX2jhJGu0wv2MS/Q==

JOSE GONZALO GONZALEZ RODRIGUEZ | Fecha:2021-01-27 10:32:37 | Firmante

tFtg2jBnbU0FparNpCTORDXsd5070yie4QQ9DZAaRZ9iwojKS6NAxg8cTcN+EALRhaGwEia8GwwtLDDEHw7D8jmujiKpGhpDIOPp4F2IL8mYfA0wj1VHPK/1ENuQ8Y8wo7FfYmhfswBsEKtUa4MM1GIXb7iBFjsZs+q8tAD4pJRT3bDybWotVQTfwmGSe2EnPjj3bmYAYKdg1xKj5bPMAyLBPstVITBs8y4rtxPAWSCbM/WIhDrWNsXtIRHG6cXwNKcHku5UuoQ3/bFNQL8M8FYXOkIRXMeKy7ungCBlwZ4/qO0wuNb9wziBJ+IzTrG6A9CjZwvruIByb4vQi6w==

ISAI ROSALES CADENA | Fecha:2021-01-27 11:15:22 | Firmante

c1GSfNMBU1bxlij+kxgwFGrNzhsqBh8w8cVMoe1Qqcd4KGPBb9hF35gUtpvYV3lyAvstFG3nrUWjw55njMswcGDeuxLZBAS3exjC8qysv8iDgU4A2RPF8fGhJaNP17G8R4SVSDPkeTBByM2Z/J2ZfzFP04ZRUwxsTxNKqhtXupGpM/HhPmTZZM0X0E5yoL7KVJNLsxFZmyGnJ5LaYldrNek4mZ4uWllhqmvj5Si/8fKZZHr6hLkPhZqzSw6ubP9hGyxtYlWq5bqM/61I6TaaTAGv/q/RS0VHcfcpCRikuvClybimjxq3F9l1rG78PxHIOafuyghL+BqnFFHCSlid8Q==

MARYNA VASILIVNA VLASOVA | Fecha:2021-01-27 11:21:38 | Firmante

jlba3GVdeLP4UqpadFH4ixHFqN+Xf3kcPZyLLggHdo0Z8JUZLuUjPftiyq9k5DPBZP3kwj4wrIjTve/5pBtl7Mrv3vqN5v50VMkhaMaYq6nP26DJnAzIRzWRM8kHyH+dfVH0INPHp/Geu9NNXqPBFklwiHBqM5DkcozyPzTu84tjBYk/PBOsKUH2PgujwCBJo1Hw91buMjM7H816J7APd1oh1d5Umc0g6uAzpFYHuRNx8Y6gQsY2F67VicD91+PgA5etcbEhVeqawgEtvtm+DWZhp5H6BK+1EeULcs5Zl9XNrhQ3HCucDnP3MPzilMp8TtxtNbQ4YE/YOjH9I1UA==

Puede verificar la autenticidad del documento en la siguiente dirección electrónica o escaneando el código QR ingresando la siguiente clave:



oBgW19

<https://efirma.uaem.mx/noRepudio/liBo3N4svhxu7vGCHt5Bw6W7kVB9s30b>