



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

MEJORA DE LA MAQUINABILIDAD DE LA ALEACIÓN COMERCIAL
2011-T3 DE PROCEDENCIA NACIONAL MEDIANTE LA
APLICACIÓN DE UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZACIÓN.

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA

JOSÉ MANUEL SANTOS RODRÍGUEZ



MÉXICO, D.F.

2014



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: TERESITA DEL NIÑO JESÚS ROBERT NUÑEZ

VOCAL: JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

SECRETARIO: SERGIO GARCÍA GALÁN

1er. SUPLENTE: LUIS DARÍO ESCOBAR MEJÍA

2° SUPLENTE: EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: Burner Systems International de México (BSI Celaya Gto)/Facultad de Química. Departamento de Ingeniería Metalúrgica, UNAM

ASESOR DEL TEMA:

JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA _____

SUPERVISOR TÉCNICO:

EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO _____

SUSTENTANTE (S):

JOSÉ MANUEL SANTOS RODRÍGUEZ _____

Índice

Introducción	1
Justificación	2
Objetivos	3
Hipótesis	4
1 Antecedentes y Fundamentos	5
1.1 Maquinabilidad	5
1.2 Endurecimiento por Precipitación	7
1.3 Tratamiento Térmico T-3	8
1.4 Envejecimiento y dureza	12
2 Desarrollo Experimental	13
Etapa 1	
2.1. Análisis y corrección de fallas por maquinado	13
2.2 Resultados etapa 1	14
2.2.1 Maquinaria	14
2.2.2 Composición Química	16
2.2.3 Dureza	20
2.2.4 Análisis Metalográfico	23
2.2.5 Microscopia Electrónica de Barrido	28
2.2.6 Endurecimiento por deformación residual (recocido incompleto)	31
2.3 Análisis y discusión etapa 1	36

Etapa 2	
2.4. Tratamiento térmico de la aleación nacional 2011-T3.....	37
2.5 Resultados etapa 2.....	37
2.5.1 Análisis térmico (Curva de enfriamiento)	37
2.5.2 Temperatura de tratamiento térmico	39
2.5.3 Tratamiento térmico de solubilización	40
2.5.4 Prueba de dureza y envejecido natural.....	40
2.5.5 Análisis Metalográfico	40
2.6 Análisis y discusión etapa 2	41
2.6.1 Análisis Metalográfico	41
2.6.2 Prueba de dureza (envejecido natural)	42
2.6.3 Análisis metalográfico piezas 3 y 6	45
3 Análisis y discusión generales	48
4 Conclusiones.....	49
4.1 Conclusiones etapa 1	15
4.2 Conclusiones etapa 2.....	15
4.2 Conclusiones finales	15
Propuestas.....	50
Referencias.....	51
Anexos	52
Anexo A. Metodología y control de calidad de las aleaciones de aluminio	52
Anexo B. Modificación de la MP1049 Change Request	53
Anexo C. IT-0201 Ensayo de Dureza	54
Anexo D. IT-0202 Análisis Metalográfico	55
Anexo E. PMT-02-7.42 Protocolo de validación de materias primas para nuevos proveedores.....	56

Introducción.

Burner Systems International de México S.A. de C.V (BSI Celaya Gto) es una empresa ubicada en Apaseo el Grande, Guanajuato, México, dedicada a la fabricación de sistemas de gas para estufas creada en 1982. Actualmente fabrica familias de productos siendo los principales: quemadores, tubings de aluminio (tubería de diámetros menores de ½”), tubos Manifold, válvulas y termostatos.

Una de las etapas en el proceso de manufactura de la empresa es el maquinado de componentes integrados a las estufas fabricadas. Diversos componentes son fabricados por maquinado de barras de aluminio. Actualmente la planta BSI Celaya esta carente de metodologías de control de calidad de las materias primas, lo que impacta en la eficiencia del proceso. Por tanto es importante establecer metodologías de control de calidad de las materias primas para conocer las causas de fallas en base a sus características metalúrgicas.

Una de las aleaciones más utilizadas y que ha presentado fallas en el área de maquinado es la aleación de aluminio 2011-T3. Con esta aleación se adquieren barras y redondos de diferentes diámetros para fabricar un sinfín de componentes.

La aleación 2011-T3 corresponde a la serie 2XXX. Estas aleaciones tienen como principal elemento aleante el cobre. Las características de esta son: buena relación dureza-peso, fácilmente maquinables y baja resistencia a la corrosión.

El objetivo del presente trabajo consiste en identificar la problemática, caracterizarla y darle una solución.

Justificación.

La problemática encontrada en el área de maquinado de BSI Celaya es la falla del componente con número de parte 700-341-01. La pieza suele fallar en la cuerda externa durante el ensamble en una etapa posterior; cuando se fabrica con materia prima de procedencia nacional. La falla se da por un agrietamiento de la cuerda, la grieta crece durante la acción mecánica al ensamblar (enroscar) la pieza con otro elemento. El componente es fabricado con la materia prima MP1049 (norma interna) la cual es la aleación de aluminio 2011-T3.

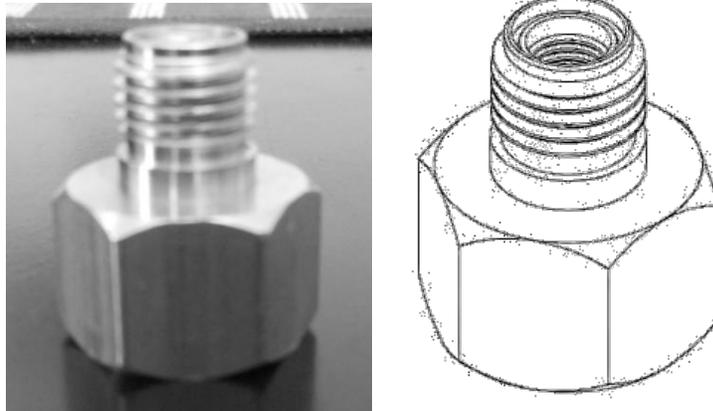


Figura 11. Pieza 700-349-01 fabricada con aleación 2011-T3.⁶

Otras problemáticas relacionadas con la falla mencionada son:

- Reducción del tiempo de vida del herramienta de corte
- Disminución de la velocidad de trabajo de los tornos y una menor producción de piezas/hora.

La aleación de procedencia nacional muestra deficiencias metalúrgicas en comparación a su contraparte extranjera, sin embargo la disponibilidad, logística, velocidad de entrega y cercanía hacen de importancia mejorar la calidad de esta materia prima.

Al mejorar su maquinabilidad mediante la mejora en la microestructura a través de un tratamiento térmico, se busca hacer competitiva la aleación de procedencia local frente a su competidor extranjero, lo cual mejoraría las posibilidades comerciales de la industria nacional.

Objetivos.

Determinar la causa de la falla durante el maquinado en base a las características metalúrgicas (microestructura, dureza, fases precipitadas, composición química, tratamiento térmico, etc.) de la materia prima.

Verificar las condiciones de operación de los tornos (velocidad de trabajo, tipo de herramienta, velocidad de alimentación) para deslindar causas de la operación de maquinado.

Mejorar la maquinabilidad de la aleación 2011-T3 de procedencia nacional mediante la aplicación de un tratamiento térmico de solubilización/envejecimiento.

Hipótesis.

La falla se puede asociar a:

- Diferencia en el tamaño de grano.
- Presencia de precipitados o fases de mayor dureza.
- Gran tamaño y distribución de precipitados.
- Tratamiento térmico deficiente (fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ parcialmente solubilizada).

Los precipitados intermetálicos y la fase no solubilizada $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ generan problemas durante el maquinado. Los precipitados intermetálicos son más duros que la matriz (fase α) lo que generaría problemas por un desgaste prematuro del herramienta de corte. Al no estar correctamente solubilizada la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ se crean zonas duras y zonas blandas dentro del material, este material con propiedades mecánicas no homogéneas crean problemas con las velocidades de corte, producción piezas/hora, viruta tipo B y C, y otros problemas de maquinado.

Un tratamiento térmico de solubilización/envejecimiento mejoraría la microestructura del material al solubilizar correctamente la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ y en reducir de tamaño los precipitados intermetálicos.

Capítulo 1. Antecedentes y fundamentos.

1.1 Maquinabilidad.

La aleación 2011-T3, es utilizada por su excelente maquinabilidad con respecto a otras aleaciones utilizadas comercialmente, a continuación se compara con otras aleaciones y sus propiedades características.

Tabla 1. Características comparativas de algunas aleaciones comerciales de aluminio. Los parámetros van de la A a la E en orden decreciente, siendo A para un comportamiento excelente hasta E para un comportamiento pobre.^{1,2,y 3}

Aleación	Tratamiento térmico.	Resist. a la Corrosión	Trabajo en frío	Maquinabilidad	Soldabilidad
2011	T3	D	C	A	D
	T4	D	B	A	D
2024	T3, T4	D	C	B	B
	T6	D	C	B	B
6061	T4	B	B	C	A
	T6	B	C	C	A
3004	H14, H25	A	B	D	A
	H16, H18	A	C	D	A
1100	H12	A	A	E	A

Las aleaciones de la serie 2000 presentan una excelente maquinabilidad, tal y como se muestra en la tabla 1, de ahí el uso tan extendido para fabricar piezas maquinadas. Uno de los parámetros más extendidos para cuantificar la maquinabilidad¹ de las aleaciones es la forma de la viruta. Tablas 2 y figura 1.

Tabla 2. Índice de maquinabilidad (Clasificación de algunas aleaciones comerciales de aluminio en base a la forma de la viruta)^{Red}

INDICE DE MAQUINABILIDAD		
Mejor	A	2011
	B	2024, 6013, 7075
	C	6061
	D	3004
Peor	E	1100

La maquinabilidad no solo se mide por la forma de la viruta desprendida. W. Hufnagel ², propone llamarla “facilidad de maquinado” y agregar, además de la forma de la viruta, el desgaste del material.

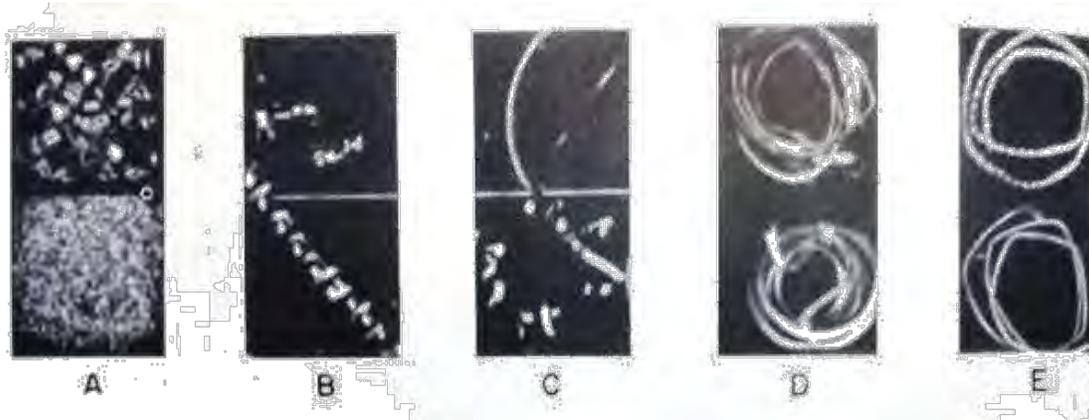


Figura 1. Índice de maquinabilidad y su morfología (Tabla 2.)¹

Respecto a la relación dureza-peso, las aleaciones Al-Cu deben de ser sometidas a un tratamiento térmico de solubilización y, de ser necesario, a un tratamiento de envejecimiento para mejorar sus propiedades mecánicas, en su conjunto llevan un tratamiento de endurecimiento por precipitación. Las propiedades mecánicas de estas aleaciones con endurecimiento por precipitación, también llamado tratamiento por envejecido, llegan a ser del orden y, a veces superiores, de las propiedades mecánicas de los aceros bajo carbono. Los efectos de los tratamientos térmicos (TT) son el aumento de la dureza y la disminución de la elongación. Los usos más frecuentes de estas aleaciones (con buena relación dureza-peso) son ruedas y suspensión de camiones y aviones y en estructuras o componentes que requieran buena dureza a temperaturas superiores a 150°C.

1.2 Endurecimiento por precipitación.

Los pasos para un endurecimiento por precipitación se muestran en la figura 2 y son:

1. Tratamiento térmico de solubilización.
2. Temple.
3. Tratamiento térmico de precipitación (envejecimiento).

En la figura 2 está ejemplificado el endurecimiento por precipitación. (1) El material se eleva a temperatura de solubilización para lograr una solución sólida. (2) Este se enfría para lograr una solución saturada de fase α . (3) Se lleva a cabo el tratamiento de envejecido con la finalidad de precipitar esta fase θ como finas partículas dentro de los granos de fase α (Al).

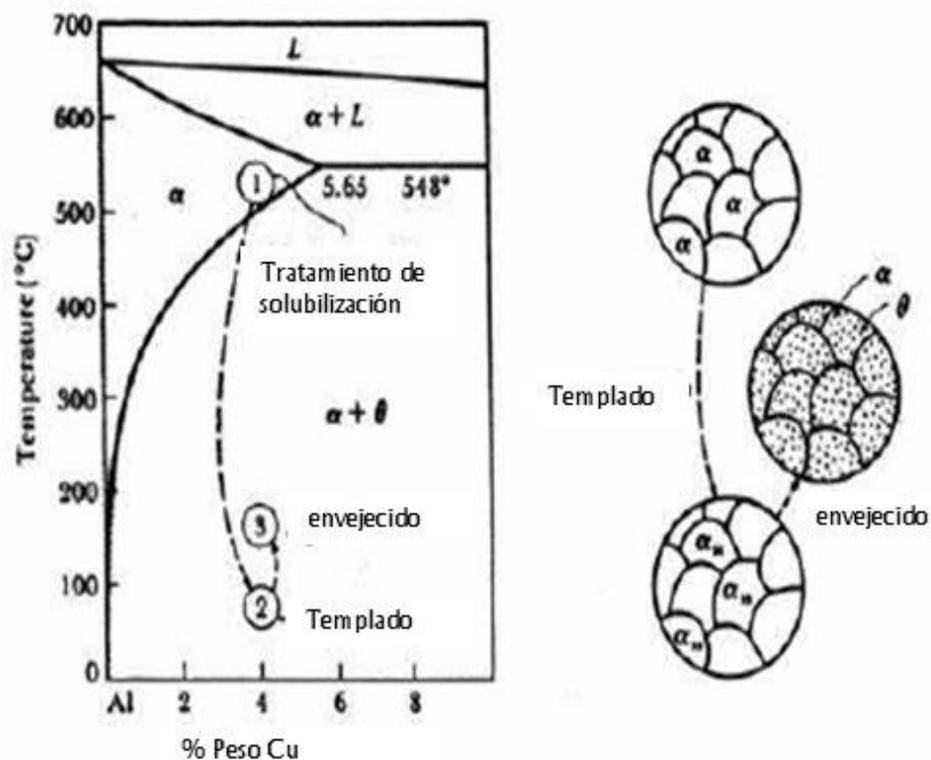


Figura 2. La fase α (Al) del diagrama de fase Al-Cu muestra los tres pasos durante el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación (envejecimiento) y las microestructuras producidas.⁵

1.3 Tratamiento térmico T3.

En el caso de la aleación de estudio, la 2011-T3 lleva un tratamiento T3, siguiendo las etapas mostradas a continuación para obtener una aleación endurecida por este tratamiento.

1. Tratamiento térmico de solubilización.
2. Temple.
3. Trabajado en frío.
4. Tratamiento térmico de envejecido natural (precipitación).

La figura 3 muestra al diagrama de microconstituyentes Al-Cu con las condiciones requeridas para el tratamiento térmico

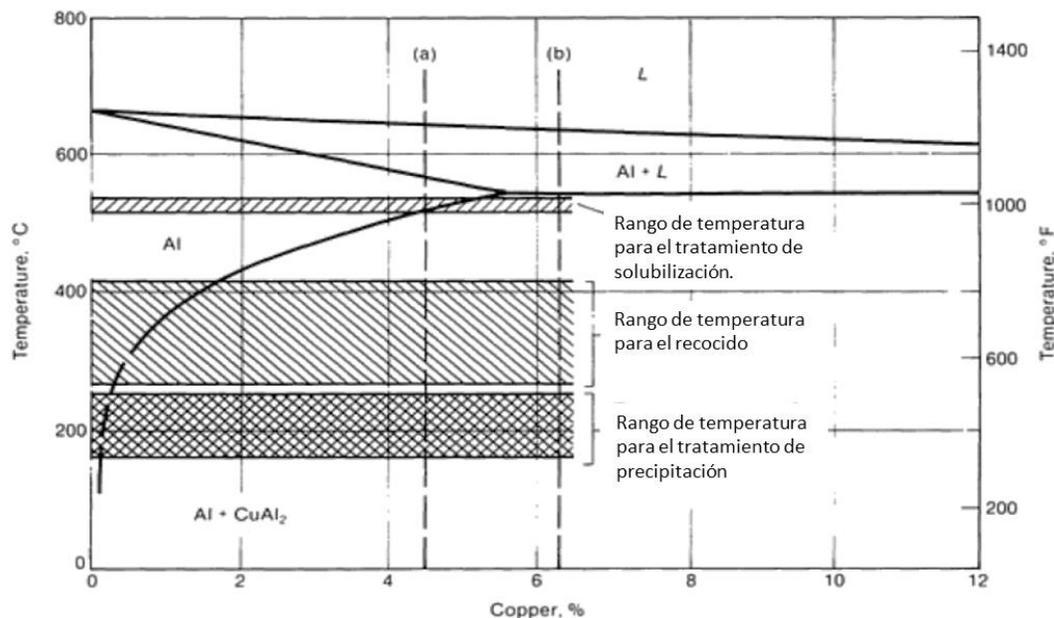


Figura 3. Zona del diagrama Al-Cu. Se muestran los rangos de temperatura de solubilización, recocido y precipitación.⁴

1. El tratamiento térmico de solubilización consiste en llevar el material a una temperatura por debajo de la temperatura de solvus y de la temperatura eutéctica (548°C) debido a que la norma indica contenidos de Cu entre 5 y 6% de Cu; y mantenerlo el tiempo suficiente para lograr una solución sólida homogénea.

En la figura 3 entre las franjas (a) y (b) se encuentra la composición química de la mayoría de las aleaciones de la serie 2XXX. La zona achurada que se encuentra en la parte superior del diagrama muestra el rango de temperatura para el tratamiento térmico de solubilización. Como se observa,

esta zona entre ambas líneas se encuentra dividida por una línea diagonal, a esta línea se le llama *Línea de Solvus*. Del lado izquierdo de la línea de solvus la solubilización se lleva a cabo de manera completa, mientras que del lado derecho solo es parcial. Llegando a la zona achurada podemos tener una solución sólida homogénea, parcial o total dependiendo del porcentaje de Cu.

2. El temple consiste en enfriar rápidamente el material, sumergiéndola en agua (aceite) u otros medios de enfriamiento. Su objetivo es preservar la solución sólida a temperatura ambiente de manera metaestable.
3. El trabajo en frío consiste en estirar el material entre un 1% y 4% con el objetivo de aumentar sus propiedades mecánicas, resistencia a la tracción, dureza, etc., aunado con la ligera reducción de la propiedad de elongación.
4. El tratamiento térmico de envejecido natural consiste en mantener el material a temperatura ambiente de manera controlada durante 4 a 5 días. Durante este tiempo la solución sobresaturada precipitará partículas finas de fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ homogéneamente dentro de los granos de fase $\alpha(\text{Al})$, estos finos precipitados incrementarán dureza y resistencia del material.

En las figuras 4 y 5 se observan las microestructuras de una aleación Al-4.5%Cu con y sin tratamiento térmico. Obsérvese como la mayor parte de fase θ esta precipitado en los límites de grano, y al final del tratamiento esta fase pasa a estar completamente dentro de los granos de $\alpha(\text{Al})$, haciendo el límite de grano tan delgado que es poco visible.

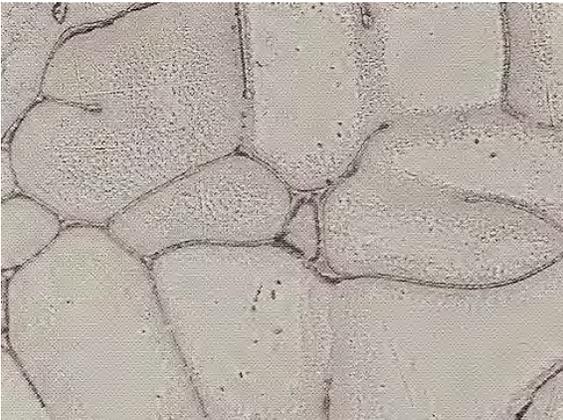


Figura 4. Microestructura aleación 4.5%Cu sin tratamiento térmico.⁵



Figura 5. Microestructura misma aleación con tratamiento térmico.⁵

En la figura 6 se observa el cambio de morfología y cantidad del precipitado en un tratamiento de envejecido artificial. Nótese que a tiempos muy prolongados los precipitados se engrosan y las propiedades mecánicas se reducen, a esto se le conoce como sobre-envejecido.

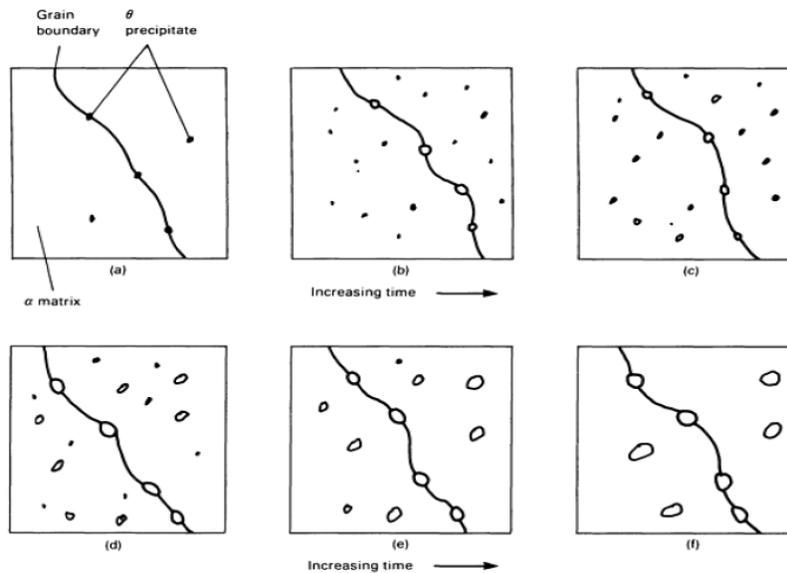


Figura 6. Morfología de los precipitados de fase θ durante un envejecido artificial.⁵

Para entender de mejor manera el fenómeno del endurecimiento por precipitación de las aleaciones de la serie 2XXX es necesario apoyarse en el diagrama de fase Al-Cu.

En la figura 7 se muestra a detalle el diagrama Al-Cu, se observa una línea punteada que se encuentra alrededor del 5.0% Cu. Esta es la composición típica de la aleación 2011-T3.¹²

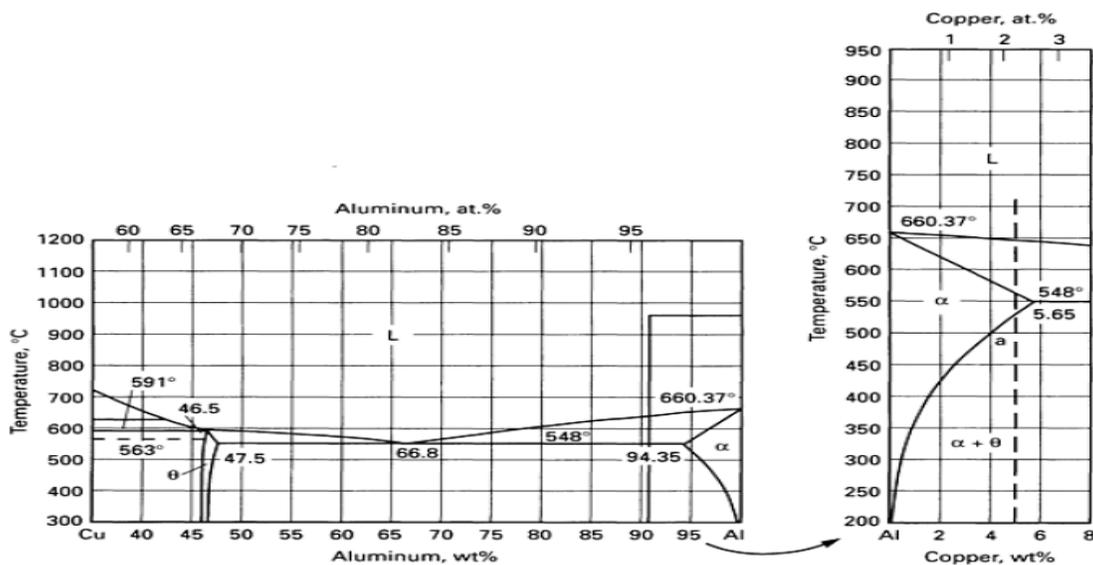


Figura 7. Diagrama parcial Al-Cu y detalle del área de interés.

En la figura 8 se observa la microestructura de una aleación 2011 directo de fundición (sin ningún tratamiento). Se observa el crecimiento dendrítico de la fase $\alpha(\text{Al})$ y la precipitación de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ en los límites de granos. En las figuras 9 y 10 se muestra la misma aleación con tratamiento térmico de solubilización. En la figura 9, el material recibió el tratamiento de solubilización durante 2 horas, mientras que la figura 10 recibió el tratamiento durante 12 horas. Se observa que conforme transcurre el tiempo la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ migra del límite de grano al centro de este en forma de finos precipitados.

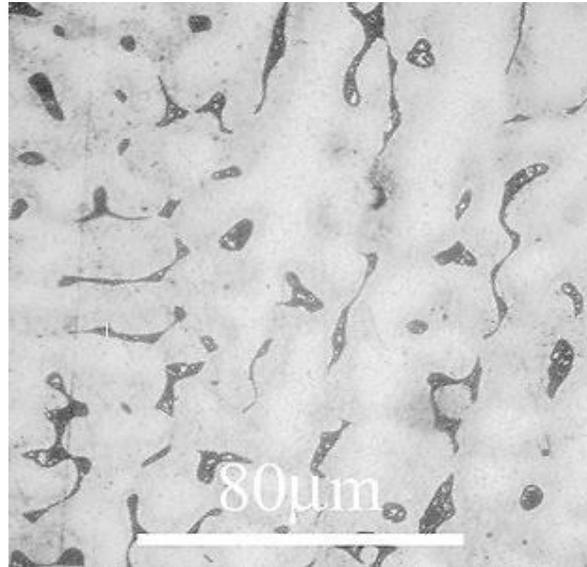


Figura 8. Microestructura de una aleación 2011 sin tratamiento térmico. 500x.³

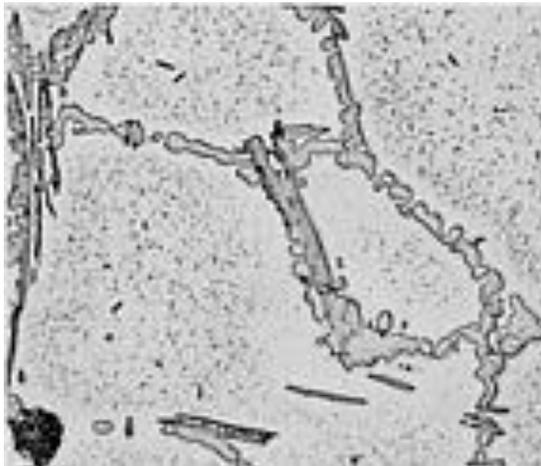


Figura 9. Microestructura de una aleación 2011 solubilizada a 525°C por 2hrs. 500x.³

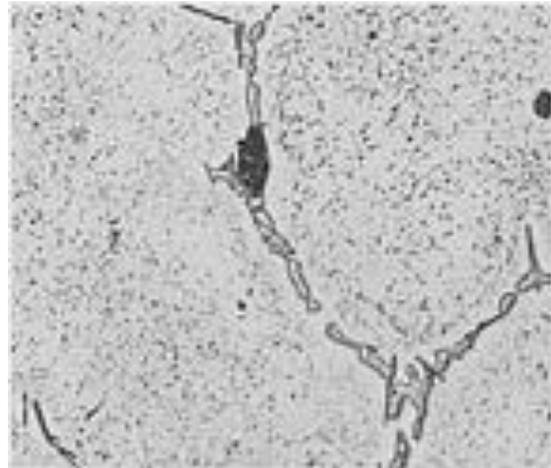


Figura 10. Microestructura de una aleación 2011 solubilizada a 525°C por 12hrs. 500x.³

1.4 Envejecimiento y dureza.

El tratamiento térmico T3 incluye un envejecido natural, el cual consiste en dejar reposar el material por unos días a temperatura ambiente después del temple. Durante estos días la fase sobresaturada α comienza a precipitar la fase θ en forma de pequeños agregados, muy finos, que son los que le proporcionan a la aleación la alta dureza.

El proceso de envejecido natural está en función del tiempo, en el que el material varía sus propiedades mecánicas dependiendo de la etapa en la que se encuentre. Esto se muestra en la figura 33.

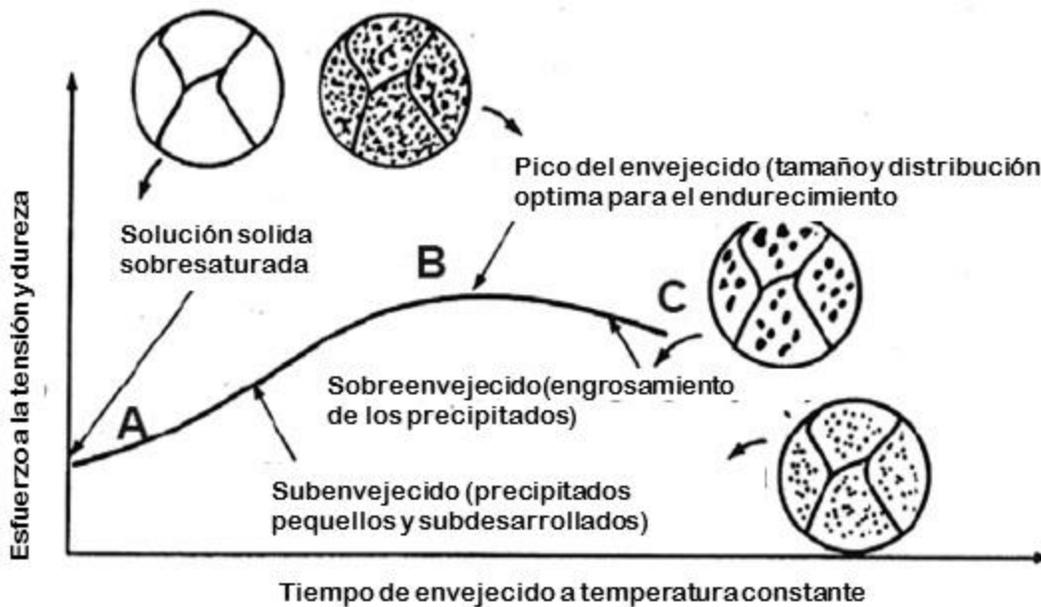


Figura 33. Etapas de la curva de envejecimiento y microestructuras de las etapas.

La dureza alcanza un pico cuando se encuentra correctamente envejecido (Etapa B), en el que los precipitados tienen un tamaño y distribución óptima. En la primera etapa: A (sub-envejecido) los precipitados son muy pequeños obteniéndose propiedades mecánicas menores y en la Etapa C (Sobre-envejecido) los precipitados se han aglomerado y son de mayor tamaño, reduciendo la dureza y resistencia del material.

Capítulo 2 Desarrollo Experimental.

Etapa 1

2.1 Análisis y corrección de fallas por maquinado.

La primera parte del proyecto consistió de una estancia de 4 meses en las instalaciones de la empresa Burner Systems International de México SA de CV. El objetivo de esta estancia fue identificar el problema existente en el área de maquinados, caracterizarlo y darle solución. Con ello se generó una metodología de control de calidad y un seguimiento del material durante todo el proceso que consistió en identificar las áreas donde se podía evaluar y, aceptar o rechazar el material. Para ello se caracterizó el material con diversas técnicas. Metalografías, pruebas de dureza, análisis por: espectroscopia de absorción atómica, espectrometría de emisión óptica y espectroscopia electrónica de barrido

Para la primera parte del estudio se seleccionó una máquina del proceso, un solo tamaño de la materia prima (barra hexagonal de 3/4") y un solo número de parte, con el fin de reducir las variables, esto con el fin de descartar que las fallas se deban a la materia prima y no a una diferencia entre las condiciones de operación de diferentes máquinas u operadores, cambios en el herramental ni cambios de número de parte (componentes).

Se seleccionó la máquina 5263 (Torno Wickman) debido a que la mayor parte del tiempo trabaja con el mismo número de parte, casi exclusivamente fabrica esa pieza y rara vez se modifica para fabricar otro componente.

La pieza con número de parte 700-349-01 suele retrabajarse para fabricar otros números de parte, agregando barrenos, roscas y orificios para otras aplicaciones, por lo que se requiere constantemente de esta pieza para abastecer la necesidad de estas otras piezas.

La materia prima con la que se fabrica este número de parte es la aleación 2011-T3, normalizada conforme ASTM B211-03. Se tienen dos proveedores de esta materia prima, uno de procedencia nacional y otro extranjero. *Cintas y Perfiles S.A. de C.V.* de México e *Impol D.O.O.* de Eslovenia

Los proveedores envían junto con cada lote un certificado de calidad que acredita el cumplimiento de dicha norma. Este certificado incluye fecha, lote(s) analizado(s), composición química, propiedades mecánicas, peso, etc. Estos certificados son muy importantes pues ayudan al control de calidad durante la inspección de la materia prima.

2.2 Resultados Etapa 1.

2.2.1 Maquinaria.

El torno es una máquina que incluye un conjunto de herramientas que permiten mecanizar piezas. El torno hace girar la pieza a mecanizar, mientras una o varias herramientas de corte son empujadas contra la superficie de la pieza, cortándola y produciendo viruta de acuerdo con las condiciones de trabajo adecuadas. En el caso de BSI, las operaciones de maquinado se llevan a cabo en diferentes tipos de tornos. Condiciones de operación:

- Máquina seleccionada: 5263 (Torno Wickman)
- No de Parte: 700-349-01
- Materia prima: MP1049 (2011-T3)
- Velocidad de trabajo: 2000 rpm
- Tiempo fabricación pieza: 5.5 s

Se procedió a hacer una revisión del herramental y las condiciones de trabajo de la máquina seleccionada.

Se cotejó la lista de herramientas en la revisión de Junio de 2012 con la revisión de febrero de 2013. Se observa que hubo cambios en el herramental de corte. Estos se hicieron por los propios técnicos y operadores de las máquinas que, al ver que la materia prima de fabricación nacional desgastaba rápidamente las herramientas originales, optaron por usar herramientas de mayor calidad y durabilidad. Esto se observa en la última columna de la tabla 3: “efecto cambio”. Los cambios se hicieron con el propósito de aumentar de la vida útil de la herramienta, mejora del acabado superficial y mayor disponibilidad de las herramientas en caso de que hubiera necesidad de remplazo.

En la tabla 3 está resaltada la herramienta encargada de maquinar la cuerda externa de la pieza, que es en donde sucede la falla. Como se observa, no hubo cambios en esta herramienta, probablemente porque no se disponía de un mejor sustituto en ese momento.

Tabla 3. Lista de herramientas máquina 5263

		Revisión Junio 2012	Revisión Febrero 2013		
No.	Función	Descripción	Descripción	Efecto cambio	
1	Desbaste exterior EST #1	Buril cola de milano RGH acero T15. P1	Pastilla de carburo para desbaste	Aumenta vida útil del herramental	
2	Terminado exterior EST #2	Buril cola de milano SHAVE acero T15. P2	Pastilla de carburo para acabado	Aumenta vida útil del herramental	
3	<u>Forma la cuerda exterior EST#4</u>	<u>Juego de roladores para cuerda 7/16-20 tipo C3</u>	<u>Juego de roladores para cuerda 7/16-20 tipo C3</u>	<u>Ninguno</u>	
4	Tronzado de la pieza EST#6	Cuchilla de tronzado de 1/16" x 1/8" HSS	Cuchilla de tronzado de 1/16" x 1/8" HSS	Ninguno	
5	Hace barreno guía EST#1	Broca de centro 5/8" HSS	Broca de centro 5/8" HSS	Ninguno	
6	Careado de la punta EST#4	Broca helicoidal filo derecho 7/16"	Broca helicoidal filo derecho 1/2"	Mayor disponibilidad	
7	Forma asiento para ensamble de esprea EST#3	Broca de forma tipo espada 321-241-Rev	Rima 321-240-Rev	Mejora acabado superficial	
8	Barreno para cuerda EST#2	Broca helicoidal filo derecho con recubrimiento de titanio 5.2mm	Broca helicoidal filo derecho con recubrimiento de titanio 5.2mm	Ninguno	
9	Forma la rosca interior EST#5	Machuelo M6x0.75	Machuelo M6x0.75	Ninguno	

Nota. EST es la nomenclatura para definir la posición de la herramienta en el torno. El efecto del cambio es el efecto de la modificación de la herramienta usada actualmente con la utilizada en junio.

La herramienta #3 es la responsable de fabricar la cuerda externa. Y también es de las que sufren el desgaste de manera más notoria. Con la materia prima extranjera duran alrededor de 8 meses, mientras que con la de procedencia nacional se reduce a 2 ó 3 meses, como se muestra en la tabla 4.

Tabla 4. Vida útil herramental y tiempo de fabricación.

Proveedor	Vida herramental (Roladores)	Tiempo fabricación por pieza	Piezas por hora
Impol. (extranjero)	~8 meses	5.5 s	650
Cintas y perfiles. (nacional)	2-3 meses	7.4 s	480

Esto indica que el herramental de corte no participa de manera negativa en el maquinado de piezas. Por otro lado, el herramental si se ve afectado por el cambio de materia prima.

Al descartar el efecto de la maquinaria y herramental de corte se procedió a hacer la caracterización metalúrgica de la aleación, como la variable más importante del proceso.

2.2.2 Composiciones químicas.

Se determinaron las composiciones químicas de las aleaciones en cuestión provenientes de los certificados con los análisis efectuados en las instalaciones del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Química de la UNAM mediante un Espectrómetro de Emisión Atómica (Chispa), y se compararon con los certificados emitidos por los proveedores. Además de cotejó con los valores normalizados por la ASTM B211-03. Tablas 5 y 6.

Tabla 5. Comparación de las composiciones químicas de los certificados de los proveedores y los certificados en la UNAM.

Proveedor	Análisis	Si %	Fe%	Cu%	Mn%	Mg%	Zn%	Pb%	Bi%
<i>Impol.</i>	Certificado	0.135	0.208	5.291	0.042	0.031	0.022	0.340	0.541
	UNAM	0.109	0.172	4.812	0.047	0.032	0.018	0.285	-
<i>Cintas y perfiles.</i>	Certificado	0.549	0.365	5.518	0.000	0.000	0.273	0.576	0.550
	UNAM	0.834	0.504	4.517	0.094	0.277	0.285	0.583	-

Tabla 6. Composición química nominal aleación 2011-T3 según Norma ASTM B211-03

Si%	Fe%	Cu%	Mn%	Mg%	Zn%	Pb%	Bi%
Max 0.40	Max 0.70	5.00- 6.00	---	-----	Max 0.30	0.20- 0.60	0.20- 0.60

Debido a la similitud de los certificados entre el proveedor *Impol* y los de la UNAM, el proveedor *Impol* cumple con la especificación de la composición química del material. Por el contrario, la composición química del proveedor nacional muestra una gran variación.

El proveedor extranjero, fabrica su material dentro de la norma ASTM B211-03. En cuanto el proveedor nacional, algunos de los elementos salen de norma y otros están justo en el límite de lo que marca ésta.

Tal es el caso del Si, Fe y Mg. En cuanto al hierro podemos mencionar que este elemento es la principal impureza en las aleaciones de aluminio. La máxima solubilidad en Al sólido es de 0.04%. El resto forma intermetálicos con aluminio y otros elementos. El magnesio suele ser el mayor elemento encontrado durante el proceso de reciclaje. En México, el reciclaje de chatarra de aluminio no se realiza de la manera adecuada. La chatarra no se selecciona correctamente lo que lleva a grandes concentraciones de Mg y Fe, impurezas durante la fabricación de aluminio secundario. El silicio es agregado intencionalmente durante la fusión de aluminio para contrarrestar el exceso de Fe y Mg. El Si interactúa con el Fe para evitar que este último forme compuesto con algún otro metal y forme intermetálicos duros que perjudiquen el maquinado. El Si forma Mg_2Si con el exceso de Mg. El precipitado Mg_2Si contribuye en el endurecimiento por envejecimiento al tener una morfología cilíndrica. Cabe recordar que estos elementos en exceso forman compuestos intermetálicos de las clases Al_7FeCu_2 y Al_2CuMg respectivamente.

En las figuras 12 y 13 se muestran los porcentajes de los elementos aleantes de los lotes del último año de ambos proveedores, en ellas se puede observar la variabilidad del producto a lo largo de 2012.

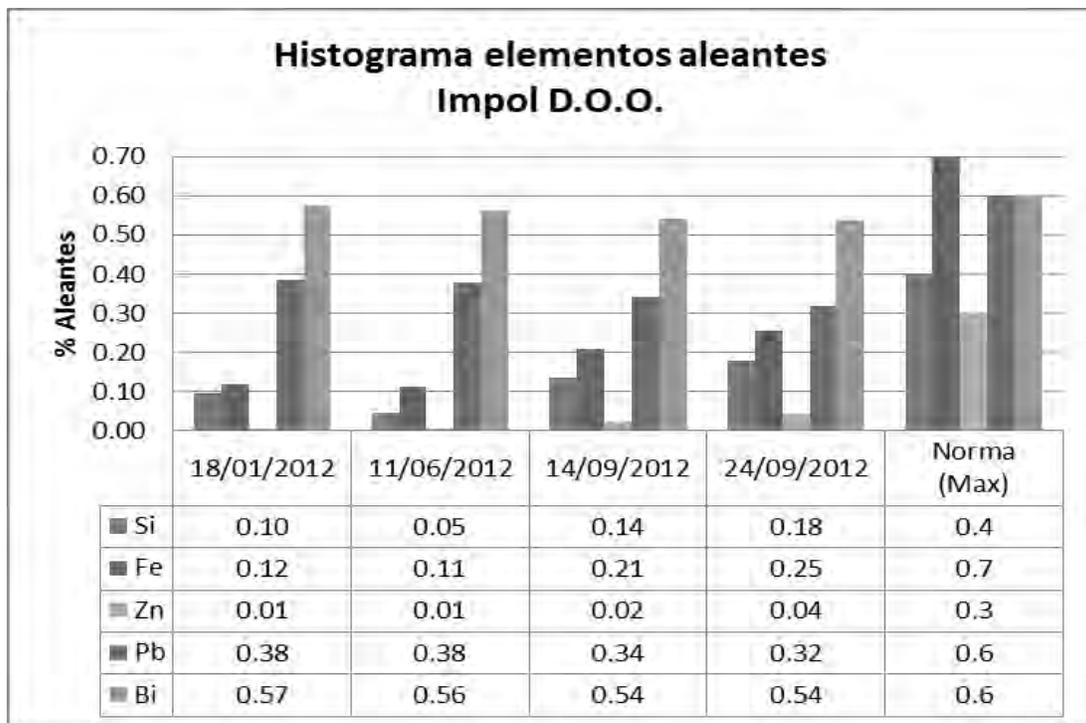


Figura 12. Histograma porcentaje elementos aleantes proveedor Impol.

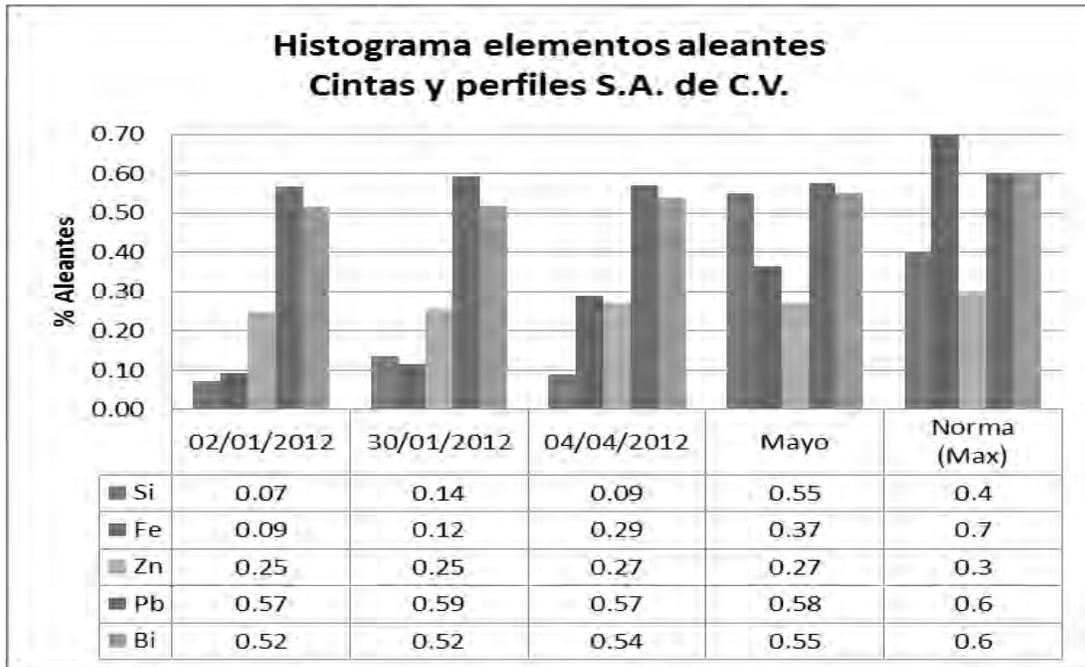


Figura 13. Histograma porcentaje elementos aleantes proveedor Cintas y Perfiles.

Al extremo derecho de los gráficos está el histograma que corresponde a la norma, que son los porcentajes máximos permisibles de estos elementos aleantes.

En la figura 12, el correspondiente al porcentaje de elementos aleantes del proveedor *Impol*, es claramente visible que el histograma no sufre variaciones importantes a lo largo del año. Los elementos que más cambian son el Si y el Fe aunque muy por debajo de la norma.

El caso de la figura 13 se muestra el porcentaje de elementos aleantes para el proveedor *Cintas y perfiles*, no es tan diferente. La forma del histograma tampoco cambia demasiado durante los primeros meses del año, el problema surge en el último lote, donde la composición química del Si y Fe rebasa la norma.

Se encontró que solo el último lote del proveedor *Cintas y perfiles* es el que había dado muchos problemas de maquinado.

A continuación se presentan las figuras 14 y 15, que estipulan el porcentaje de Cobre el cual es el elemento mayoritario en las aleaciones de la serie 2XXX.

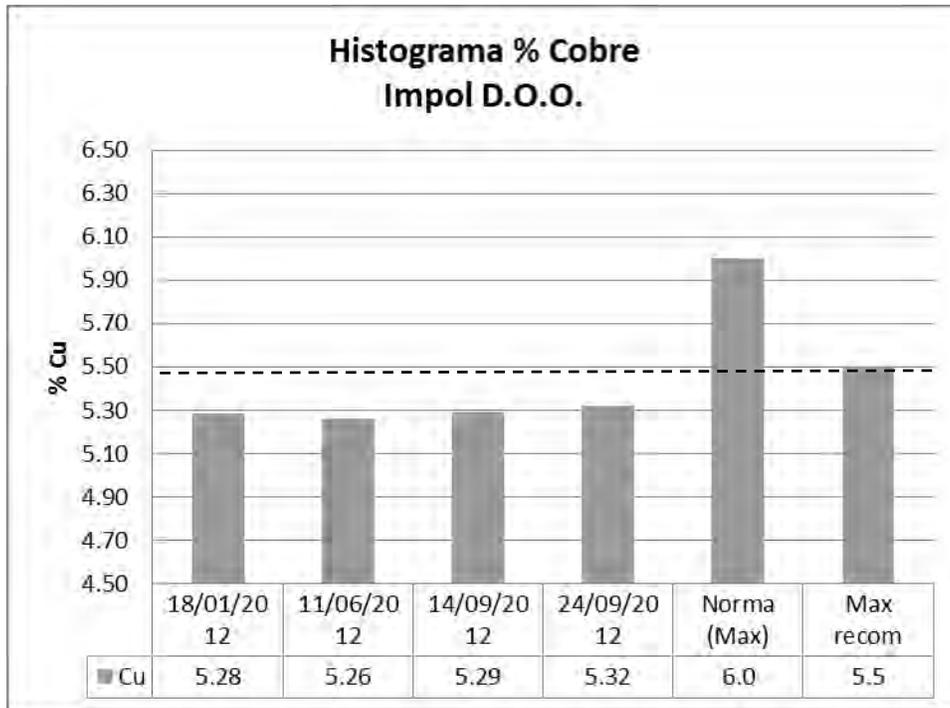


Figura 14. Histograma del porcentaje de Cobre proveedor Impol.

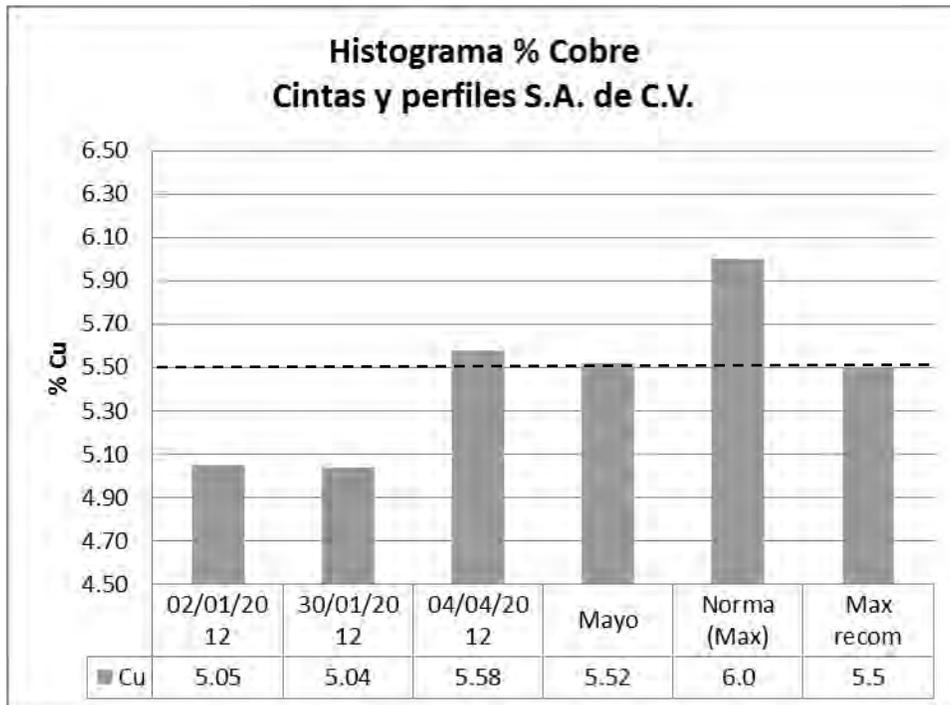


Figura 15. Histograma del porcentaje de Cobre proveedor Cintas y perfiles.

En el caso del proveedor *Impol*, el porcentaje de cobre es prácticamente el mismo durante todos los lotes del año: $5.29 \pm 0.03\%$. Para el proveedor *Cintas y perfiles*, el promedio es el mismo, pero la variación es diez veces mayor: $5.29 \pm 0.30\%$

De estos gráficos se concluye que aunque el proveedor nacional este dentro de norma (excluyendo al último lote) y el promedio del porcentaje de cobre sea el mismo, la variabilidad disminuye la confiabilidad en el material.

2.2.3 Dureza.

Ambos proveedores fabrican la materia prima dentro de la especificación, la norma ASTM 211-03: "Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Bar, Rod and Wire".

La norma ASTM indica dos aspectos principalmente: Las composiciones químicas de las barras de aluminio y sus aleaciones; y las propiedades mecánicas de las barras según su tratamiento térmico.

Para el caso de las barras para maquinado, uno de los apartados más importantes es el de las propiedades mecánicas.

Revisando los parámetros que marca la norma se encontró que las propiedades mecánicas que se mencionan son solo aquellas que son cuantificables por un ensayo de tensión: Resistencia a la tracción, límite elástico y elongación. Estas propiedades son muy útiles para conocer el comportamiento del material, pero la dureza es una propiedad mucho más fácil de cuantificar y comparar.

Al no encontrar los datos típicos de dureza de la aleación 2011-T3 en la norma ASTM B211-03 se cotejó con el ASM Metals Handbook Volumen 2. En este se encontró la dureza típica del material, y junto con un ensayo de dureza Brinell realizado en los laboratorios de la UNAM además de la dureza mostrada en certificados se obtuvo lo siguiente.

A continuación se muestran las tablas 7 y 8, con los resultados de la prueba de dureza realizada por los proveedores y cotejada con los realizados en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Química de la UNAM. La tabla 8 muestra la dureza típica del material.

Tabla 7. Comparación dureza Brinell últimos lotes: Certificado vs ensayo UNAM

	Dureza de Brinell de certificado (500Kg/10mm)	Ensayo de dureza Brinell UNAM (500Kg/10mm)
Impol.	121 HB	102.33 HB
Cintas y perfiles.	92 HB	93.41 HB

Tabla 8. Dureza típica Brinell ASM 2011-T3

Valor típico dureza Brinell ASM 2011-T3 (500Kg/10mm)
95 HB

Los ensayos de dureza realizados por los proveedores corresponden con en el ensayo realizado en la UNAM. El ensayo presentado por *Impol* para su último lote es muy diferente al valor de la UNAM. Aunque este último valor es mayor al típico de norma, se recomienda que sea ligeramente mayor para mejorar la maquinabilidad. Finalmente se procedió a realizar un histograma de las durezas en los lotes.

Las figuras 16 y 17 muestran muy claras sus tendencias. El material del proveedor *Impol* no solo es más duro, sino que sus propiedades mecánicas no cambian de lote a lote, teniendo una variación de la dureza de 119.7 ± 1.7 HBN El material de procedencia nacional *Cintas y perfiles* tiene una dureza mucho más baja además de una alta variación: 85.5 ± 6.5 HBN.

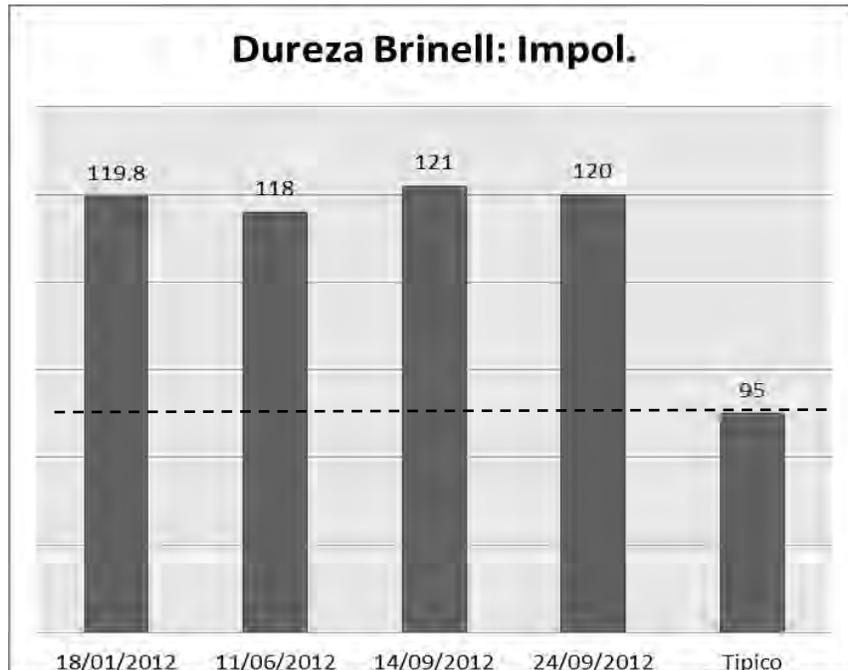


Figura 16. Histograma de dureza Brinell proveedor Impol.

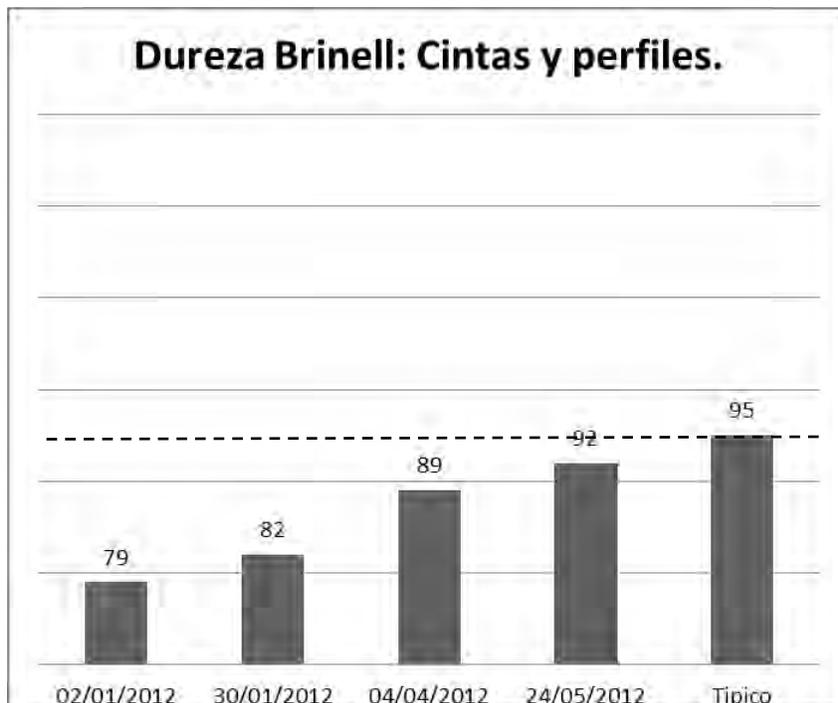


Figura 17. Histograma de dureza Brinell proveedor Cintas y perfiles.

El material de *Impol* cae dentro de especificaciones, por lo que su elección y uso es el correcto. También es buen parámetro para elegir y comparar nuevos proveedores. Por otro lado *Cintas y perfiles* no es capaz de entregar un producto dentro de especificación constante. Los primeros meses de 2012 trabajó de manera adecuada entregando producto dentro de especificaciones, pero para el último lote su control de proceso no fue el adecuado y arrojó un producto de mala calidad.

Si la materia prima de fabricación nacional solo tuvo problemas en su último lote, la pregunta es ¿Por qué producía tantos problemas durante el maquinado?

2.2.4 Análisis metalográfico.

En las figuras 8, 9 y 10 se muestran las microestructuras de la aleación 2011 y cómo cambia la morfología de las fases a lo largo del transcurso del tratamiento térmico. Como en las figuras 4 y 5, se observa en las imágenes 9 y 10 como el borde de grano empieza a difuminarse al mismo tiempo que se observa una mayor cantidad de precipitados finos de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ dentro de los granos de $\alpha(\text{Al})$.

Las siguientes imágenes son las microestructuras de las aleaciones de ambos proveedores (Figuras 18 a la 21)

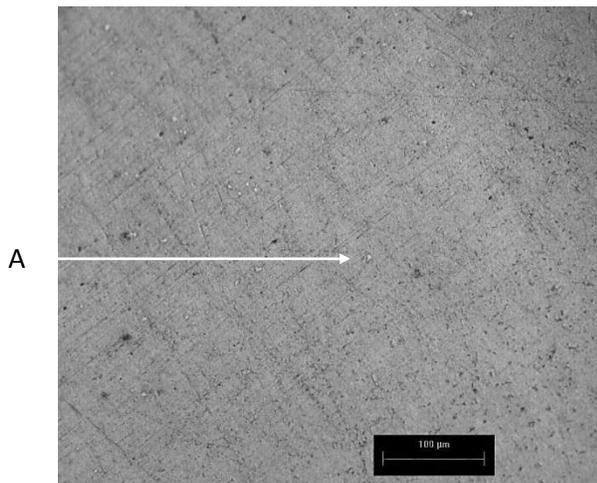


Figura 18. Microestructura aleación 2011-T3. Impol. Sin ataque 200x.

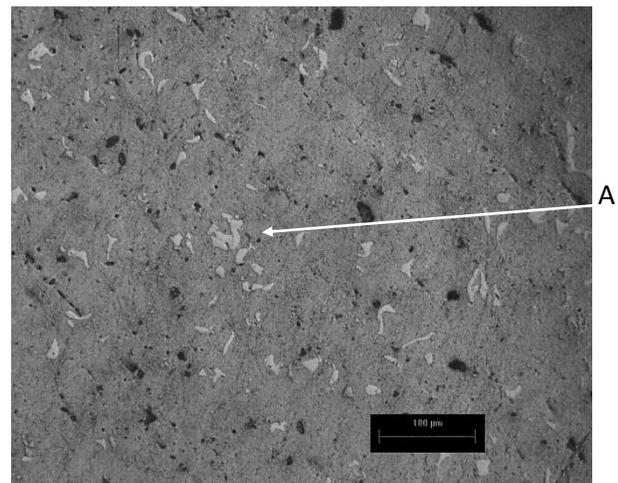


Figura 19. Microestructura aleación 2011-T3. Cintas y perfiles. Sin ataque 200x.

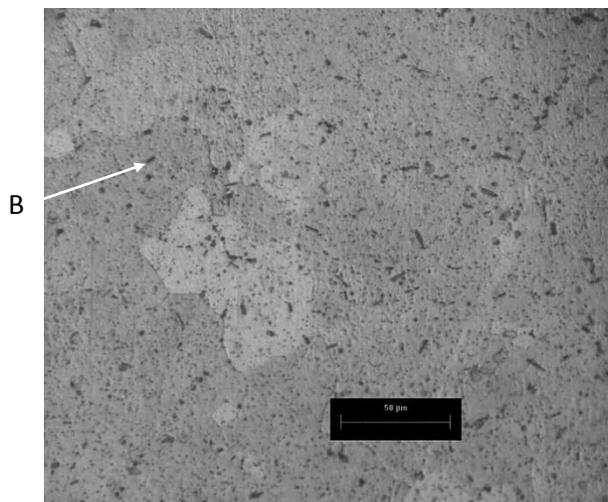


Figura 20. Microestructura aleación 2011-T3. Impol. Ataque Keller 500x.

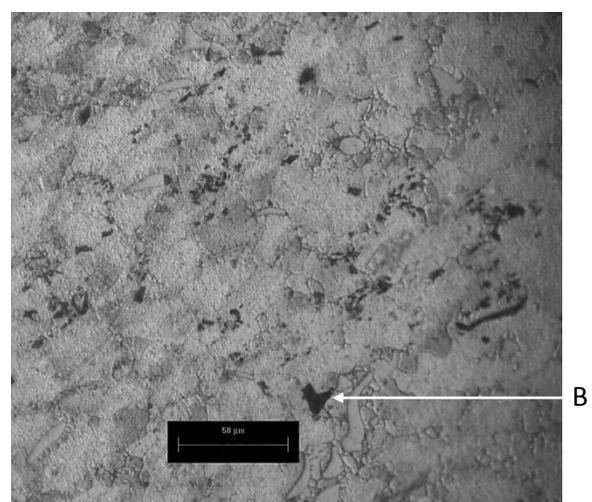


Figura 21. Microestructura aleación 2011-T3. Cintas y perfiles. Ataque Keller 500x.

En las figuras 18 y 19, sin ataque, se observa la presencia de precipitados en colores claros (señalados con una flecha y la letra A). Para la figura 19, la aleación de *Cintas y perfiles*, estos se observan de mucho mayor tamaño.

En la figura 20 se observan los granos de $\alpha(\text{Al})$ con la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ precipitada dentro de ellos, tal como en la Figura 10. La figura 21 debería presentar algo similar, pero no se observa lo mismo. En este caso la solubilización de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ es parcial, el tamaño de grano es menor y se observan precipitados en toda la microestructura. La fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ se encuentran señalados con una flecha y la letra B, es de colores oscuros.

La pregunta en este punto es ¿A qué se debe esta discrepancia entre las microestructuras?

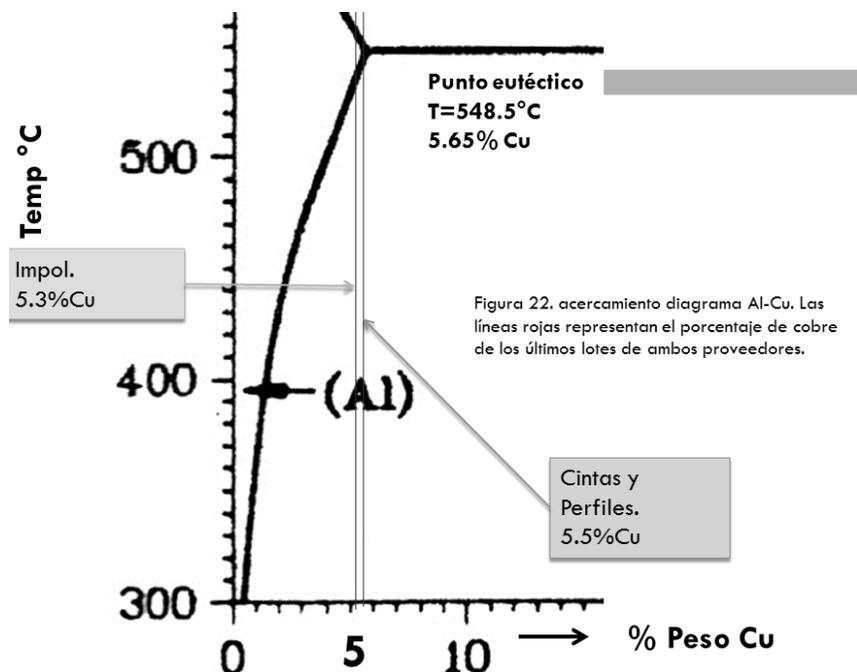


Figura 22. Acercamiento al diagrama Al-Cu. Las líneas verticales representan los porcentajes de cobre de los últimos lotes de ambos proveedores.

Aunque el porcentaje de cobre de ambas aleaciones es muy similar, la realidad es que esa ligera separación puede representar grandes cambios en las condiciones de fabricación del material. En la figura 23 se observa que esta separación marca la diferencia.

Como se mencionó anteriormente, para lograr una solución sólida homogénea es necesario elevar la temperatura por arriba de 525°C . Para lograr una solubilización total será requerido además de cruzar la línea de solvus. En el caso de ambas aleaciones llegar y permanecer a 525°C no es suficiente para sobrepasar la línea de solvus y lograr una solubilización total.

La figura 23 muestra que el proveedor *Impol* tiene un rango aproximado de 30°C en la fase $\alpha(\text{Al})$ en donde puede llevarse a cabo la solubilización total de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$. El proveedor *Cintas y perfiles* tiene un rango mucho menor, alrededor de 10°C para llevar a cabo una solubilización total.

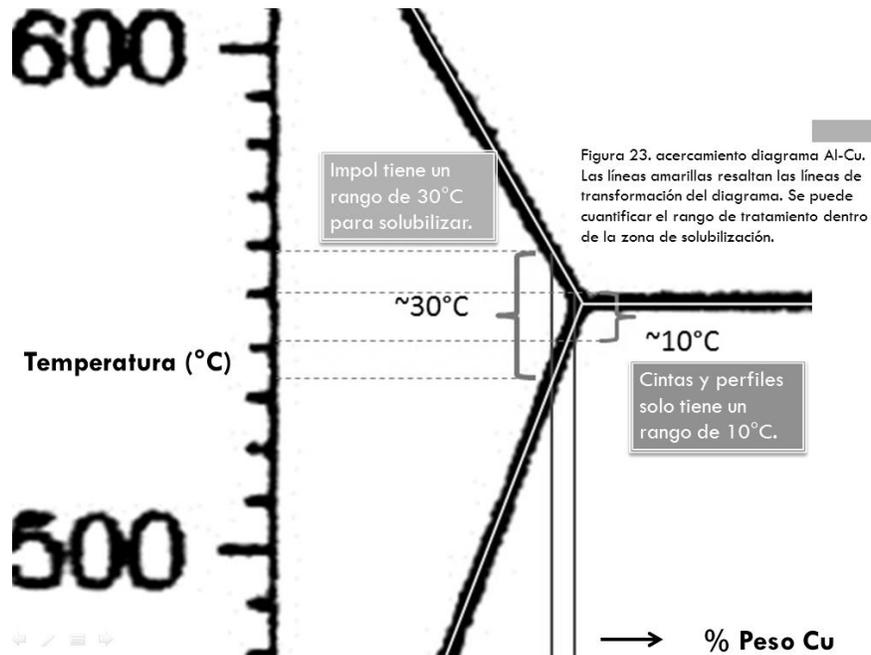


Figura 23. Detalle del diagrama Al-Cu. Las líneas claras resaltan las líneas de transformación del diagrama. Se puede cuantificar el rango de tratamiento dentro de la zona de solubilización.

Como lo muestra la figura 23, proveedor extranjero conoce las limitantes de su composición química pero en la microestructura queda en evidencia que logra una solubilización total, concediendo a su material excelentes propiedades mecánicas. Por el contrario, el proveedor nacional desconoce esta limitante y solo logra solubilizar parcialmente la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ lo que disminuye la maquinabilidad del material.

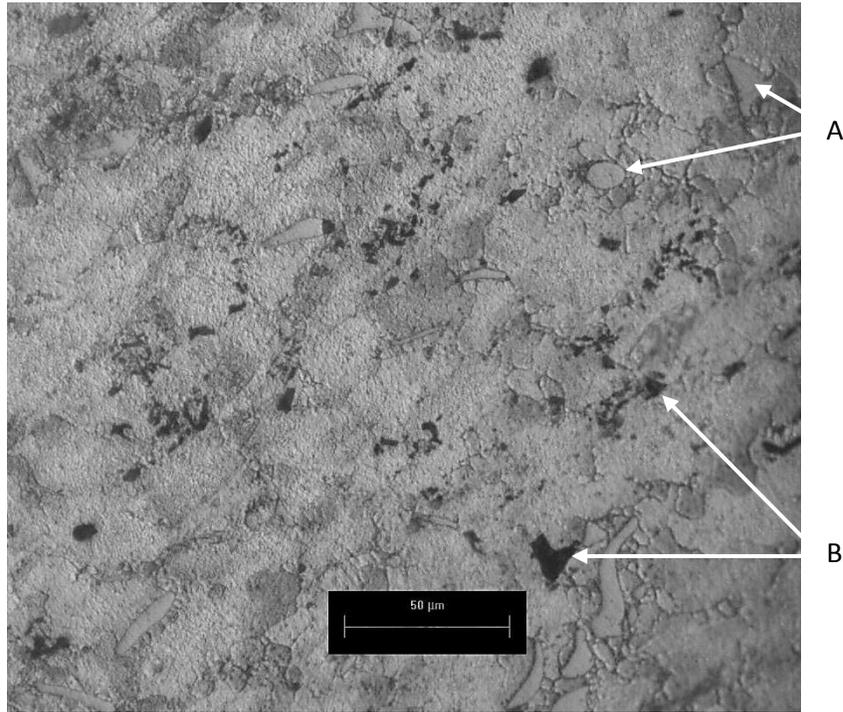


Figura 23. Detalle de la microestructura aleación 2011-T3. Fabricación nacional. 550x.

En la figura 23 se observa una solubilización parcial de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ [A], en la microestructura además de la presencia de otros precipitados [B].

Se observa lo que pareciera ser precipitados intermetálicos de las clases⁹ Al_2CuMg y Al_7FeCu_2 , los cuales son fases con alta dureza. Estas fases duras, que en la microestructura aparecen de colores claros, son las que están provocando el desgaste del herramienta de corte.

En un segundo análisis, con metalografía a 200x y sin ataque se observan de mejor manera las fases duras.

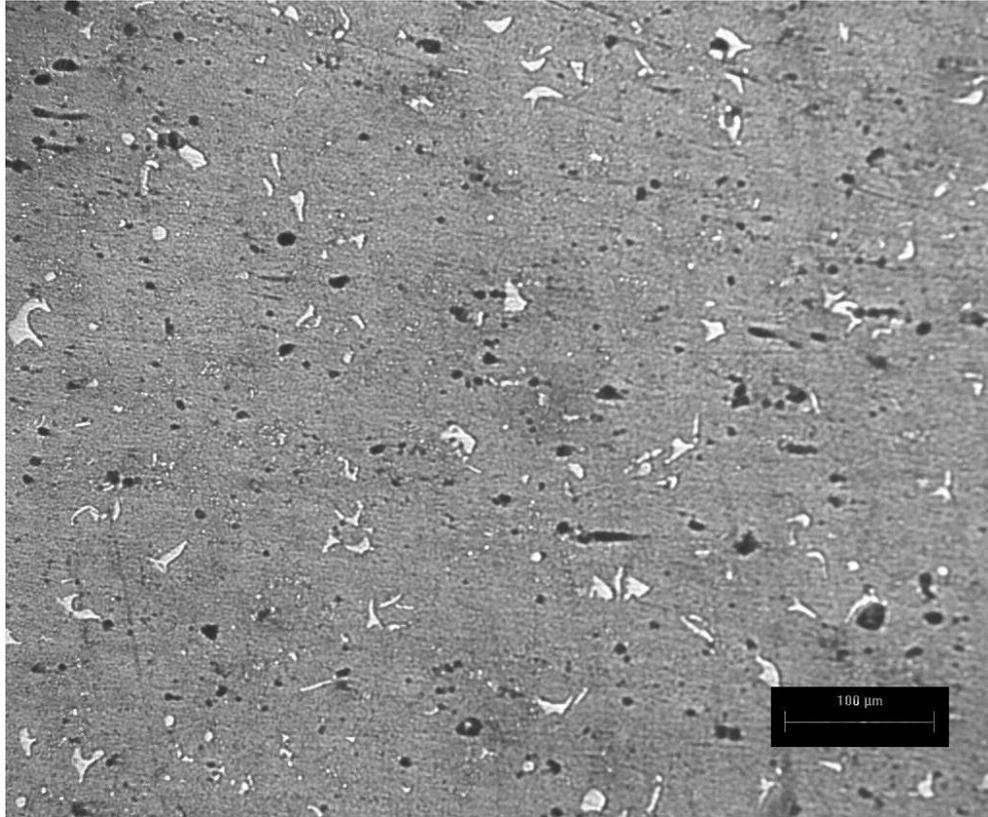


Figura 24. Microestructura de la aleación 2011-T3 Fabricación nacional. Sin ataque. 300x

En la figura 24 se observa la gran cantidad de fases duras en la microestructura de la aleación 2011-T3 de fabricación nacional. Además de las fases duras se observan gran cantidad de precipitados de otra naturaleza en la microestructura. Todo esto nos refiere a la baja calidad del metal y de ahí los problemas de maquinado que presentaba. En la figura 25 se observa la microestructura de la aleación de procedencia extranjera con las mismas condiciones metalográficas.

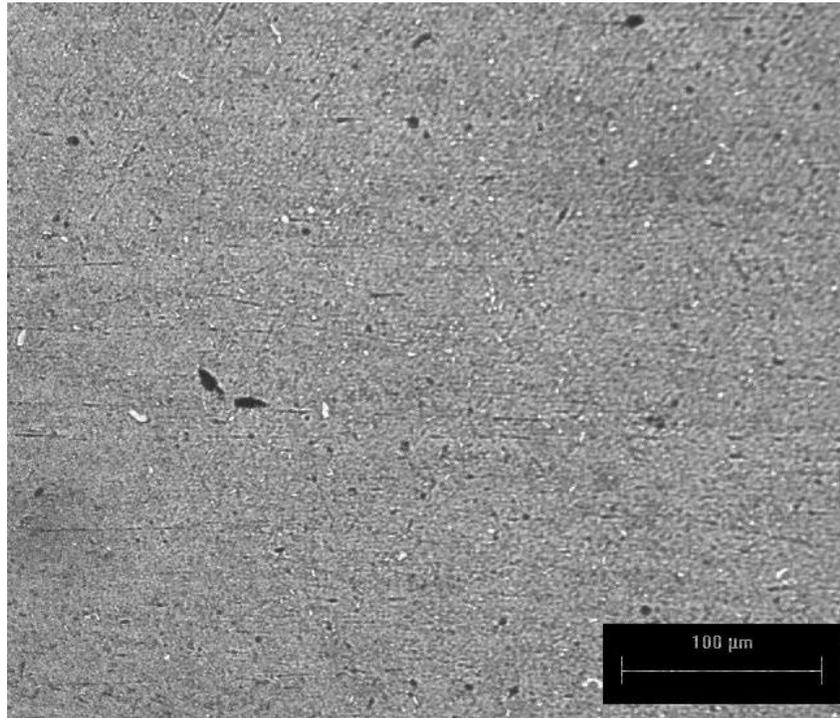


Figura 25. Microestructura de la aleación 2011-T3 Fabricación extranjera. Sin ataque. 300x

Es notorio que la cantidad de fases duras disminuye en gran medida, teniendo menor tamaño y una morfología esférica, lo que evita una concentración de esfuerzos y mejora la maquinabilidad.

La gran cantidad de precipitados intermetálicos generan un problema de desgaste de herramienta. El tamaño de estos se debe a un proceso poco controlado por parte del proveedor nacional.

2.2.5 Microscopia electrónica de barrido.

Para conocer la composición química de estos precipitados se requirió de un análisis más exhaustivo. El análisis puntual por Energía Dispersiva por rayos X (EDX) con un microscopio electrónico de barrido (MEB)

El primer análisis realizado en el MEB fue un mapeo elemental de Mg, Al, Si, Fe y Cu, esto para conocer la proporción cualitativa de los elementos en la matriz.

En la figura 26 se presenta la imagen del barrido de electrones retrodispersados (BSE). Se observa la distribución cualitativa de los principales elementos de aleación.

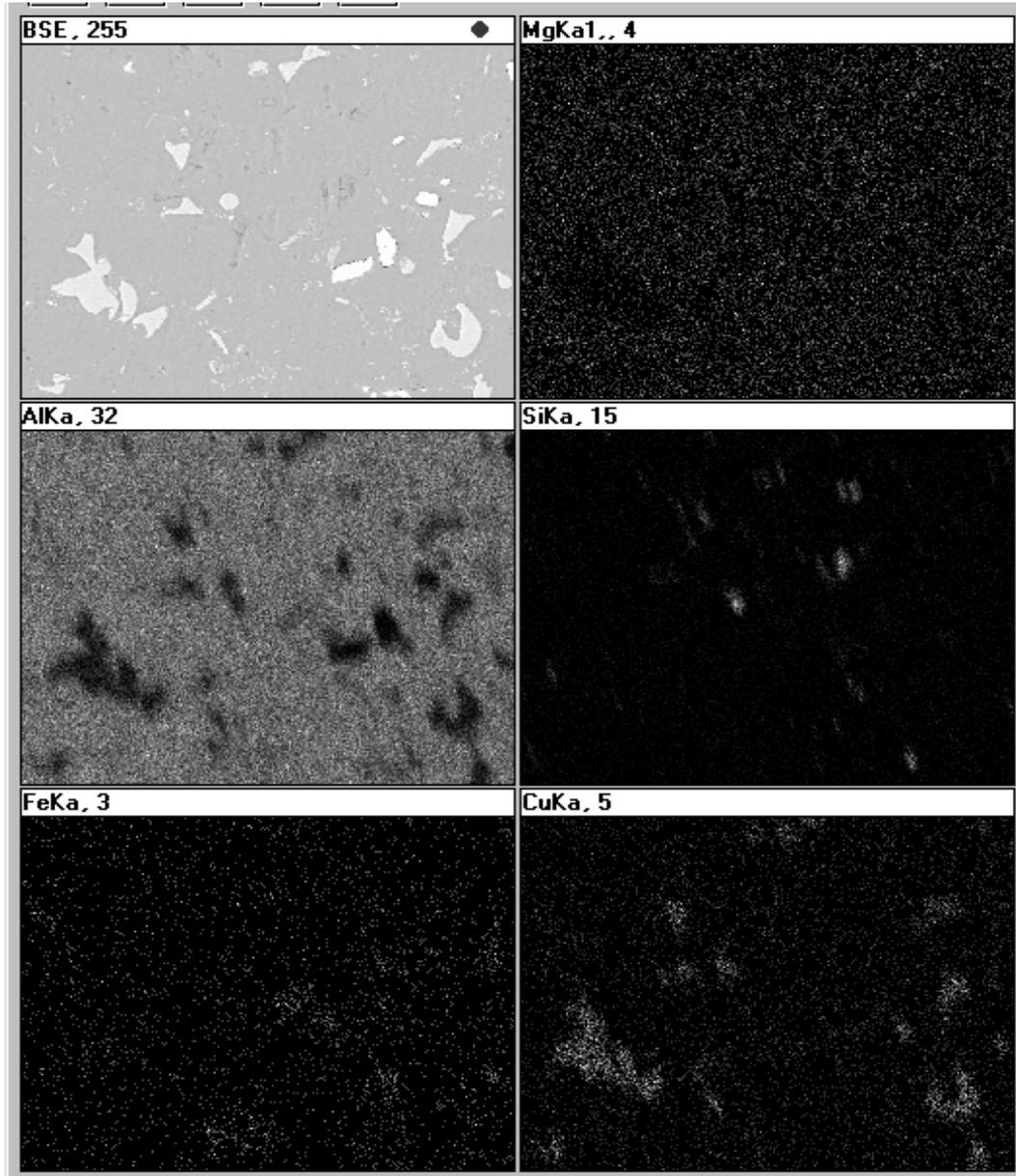


Figura 26. Imagen obtenida por barrido de electrones retrodispersados (BSE) y mapeo elemental de Mg, Al, Si, Fe y Cu.

El porcentaje de Si, Fe y Cu es alto en los precipitados, en especial el ultimo. El Mg, otra de las impurezas encontradas en los análisis químicos, se observa solubilizada en la matriz y no en los precipitados como se pensaba.

Se observó en un acercamiento que los precipitados son de distinta naturaleza y se procedió en realizar un análisis puntual en ellos. Figura 27

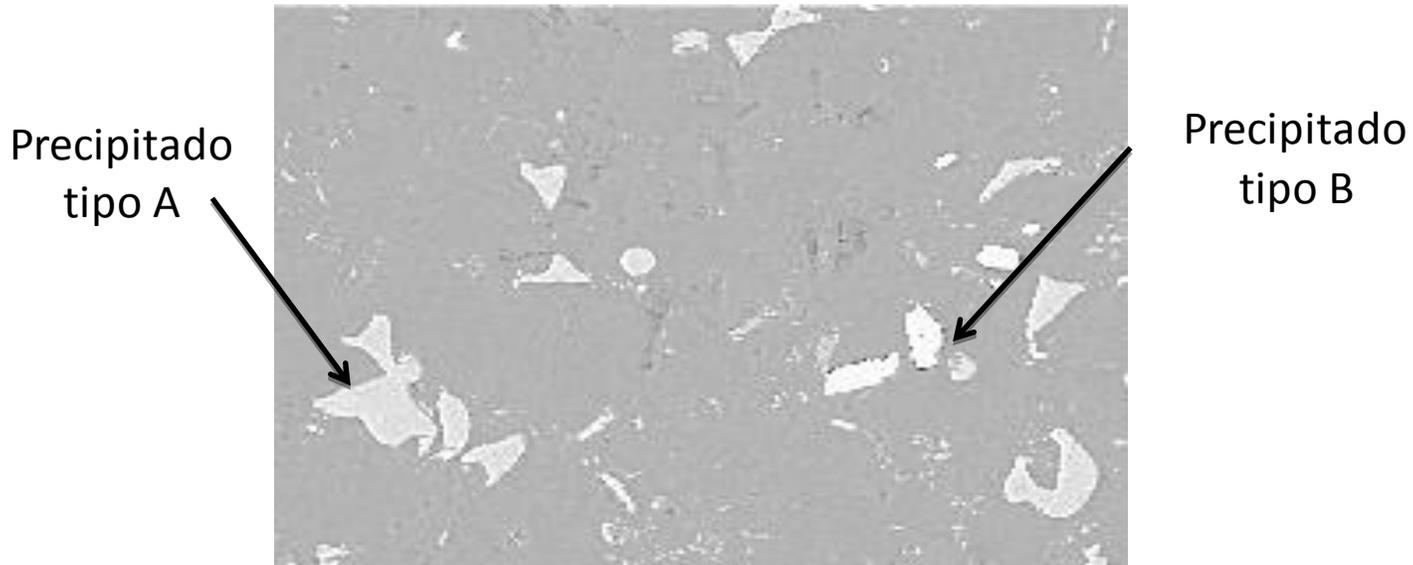


Figura 27. Microestructura de la aleación 2011-T3 del proveedor nacional. Esta muestra dos tipos de precipitados: Tipo A y tipo B (más claros). MEB 500x

Complementariamente se realizó un análisis puntual mediante EDX (Energy Dispersive by X-Ray), obteniendo los siguientes espectros:

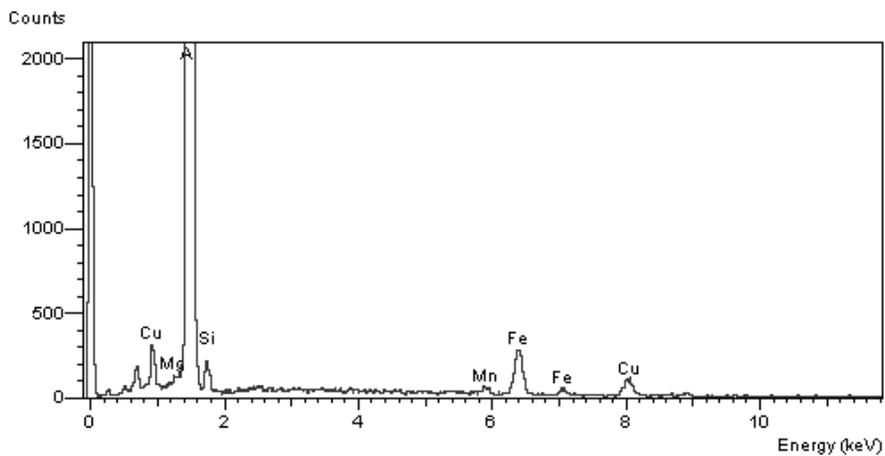


Figura 28. Espectro por EDX del precipitado tipo A.

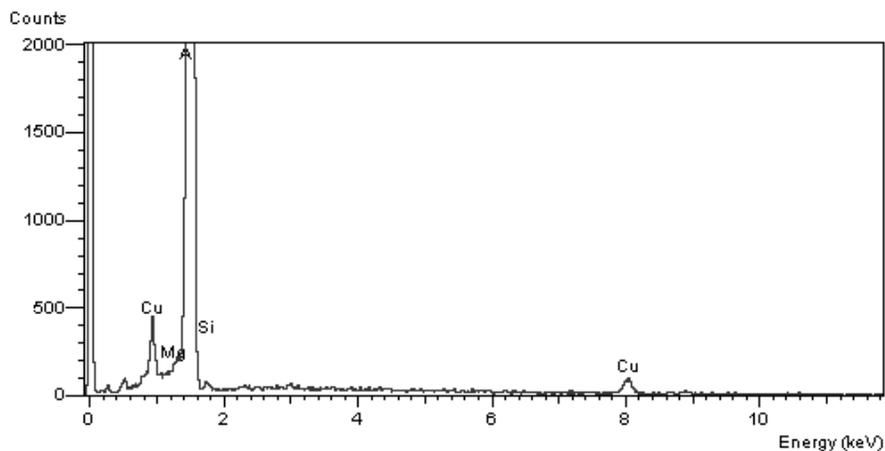


Figura 29. Espectro por EDX del precipitado tipo B.

Los resultados de las figuras 28 y 29 son el espectro de los precipitados A y B. Con ellos y con la composición química (tabla 5) se puede calcular la composición química de los precipitados.

Se observa que el contenido de Aluminio es muy alto en los intermetálicos, pero se requiere de la cuantificación de los otros elementos. Con la técnica de cuantificación ZAF (Nombrada así por la cuantificación realizada en base a Z: número atómico, A: absorción de rayos X y F: Fluorescencia, comparando la muestra con un patrón)¹⁴, se puede cuantificar el área bajo la curva de los espectros arrojando un porcentaje de elementos en ese punto. Los resultados se muestran en las tablas 8 y 9.

Tabla 8. Resultados de la técnica ZAF. Se muestran cómo % En peso y % Atómico. Se calculó además la estequiometría de los precipitados a partir del % Elemento.

Precipitado tipo A			Precipitado tipo B		
Elemento	% En peso	% Atómico	Elemento	% En peso	% Atómico
Al	81.2	89.16	Al	96.67	97.3
Fe	9.16	4.86	Fe	0	0
Cu	6.34	2.96	Cu	4.64	2.02
Si	2.39	2.52	Si	0.73	0.72
Estequiometría	Al ₃₅ Fe ₂ CuSi		Estequiometría	Al ₃₁₂ Cu ₁₅ Si	

Tabla 9. Estequiometría reducida de los precipitados A y B.

Precipitado	Estequiometría
A	Al ₁₇ -Fe
B	Al ₂₀ -Cu

Los precipitados intermetálicos encontrados son del tipo Al-Fe y Al-Cu, con trazas de Si. Estos intermetálicos se deben a las altas proporciones de Fe y Si (este último fuera de norma ASTM B211-03).

Los intermetálicos encontrados, en base a su estequiometría, tienen por su naturaleza valores de dureza mucho mayores a la matriz de aluminio, superando los 200HBN¹³, por lo que estos provocarán un desgaste excesivo del herramental de corte.

2.2.6 Endurecimiento por deformación residual (recocido incompleto).

En un segundo análisis se realizaron metalografías con un corte longitudinal, para analizar la deformación por trabajo mecánico que sufrió el material en la tercera etapa del endurecimiento por precipitación T3.

A continuación se presenta la figura 30, la microestructura con corte longitudinal para determinar la presencia de deformación sufrida por el material de procedencia extranjera. La figura 31, muestra a su vez el material de procedencia nacional.

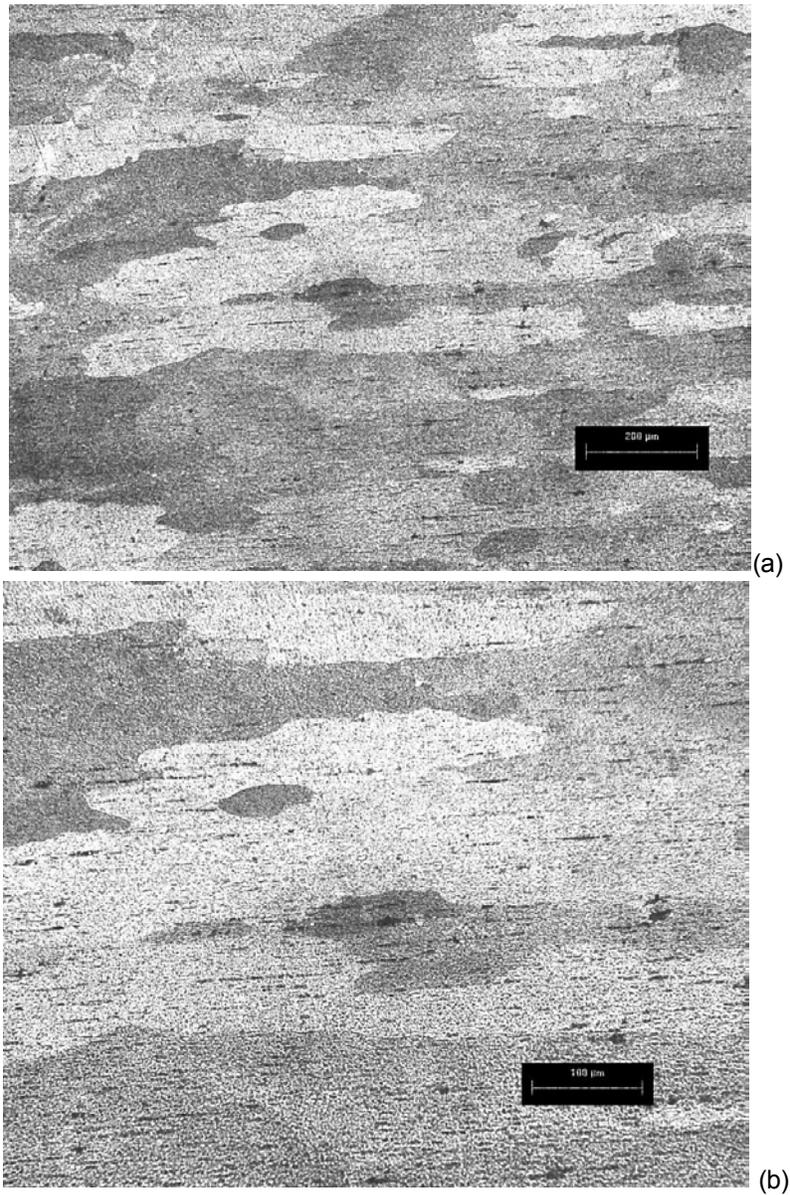


Figura 30. Microestructura de la aleación 2011-T3. Corte longitudinal. Fabricación extranjera. Ataque Keller. (a) 100x (b) 200x.

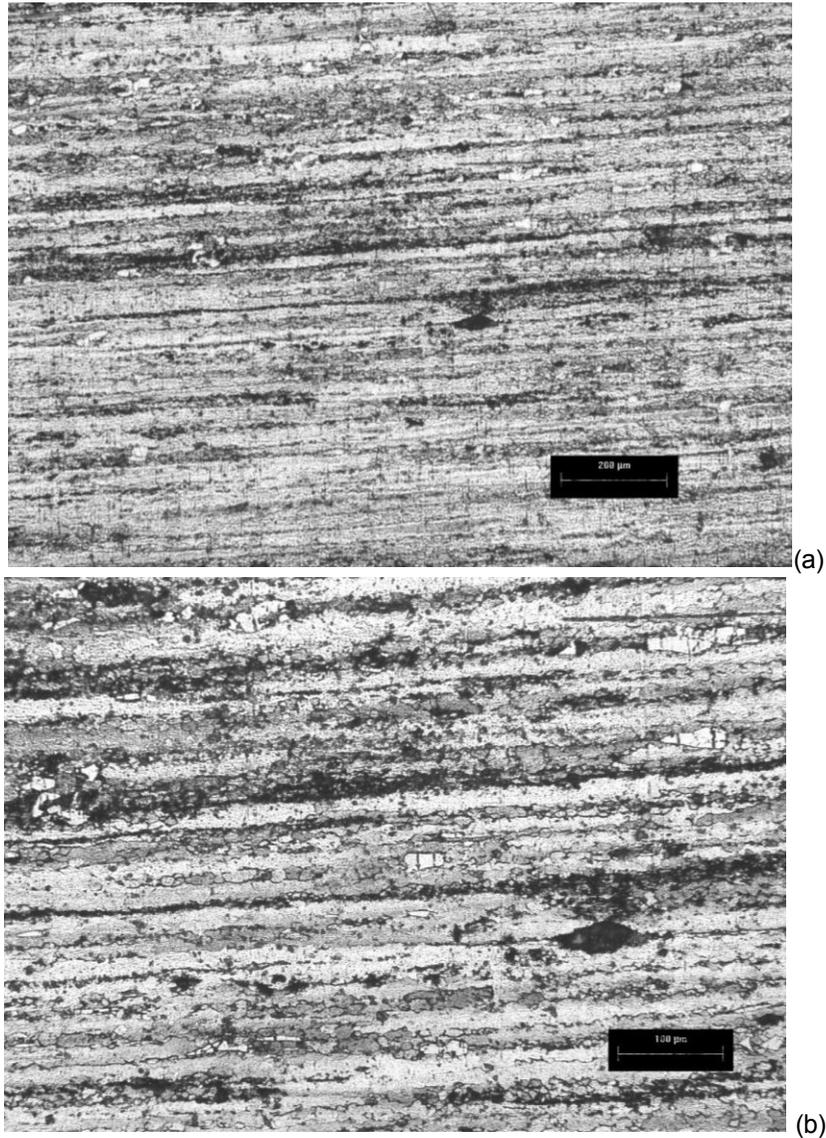


Figura 31. Microestructura de la aleación 2011-T3. Corte longitudinal. Fabricación Nacional. Ataque Keller. (a) 100x (b) 200x.

Se observa en la figura 31 una mayor deformación en el material de procedencia nacional. Los granos en la materia prima nacional muestran una mayor deformación que los mostrados en la materia prima extranjera. Esto debido a una deformación residual no eliminada completamente por un proceso de recocido. Suele aplicarse un tratamiento de recocido para eliminar los rastros de deformación y así eliminar tensiones al interior del material y evitar problemas como el agrietamiento.

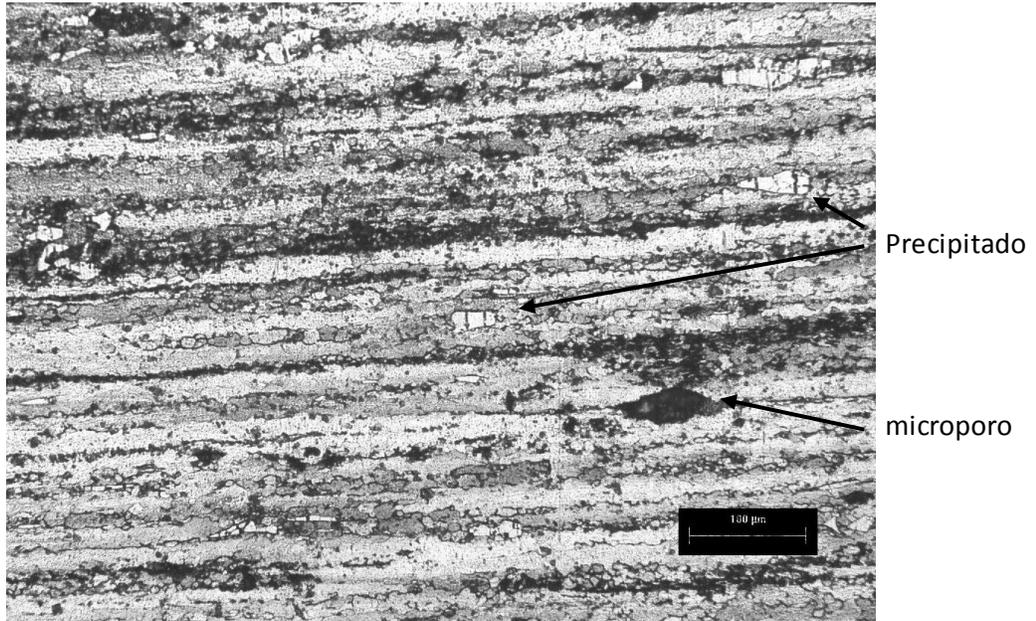


Figura 31(b). Detalle.

En la figura 31.B se observa lo que parece ser un microporo del orden de $80\mu\text{m}$ (que pudiese tratarse de un hueco que dejó el desprendimiento de una inclusión), a su vez las fases en la microestructura, como precipitados e inclusiones, también muestran la deformación residual, propiciando a que estas se fracturen y afecten las propiedades mecánicas.

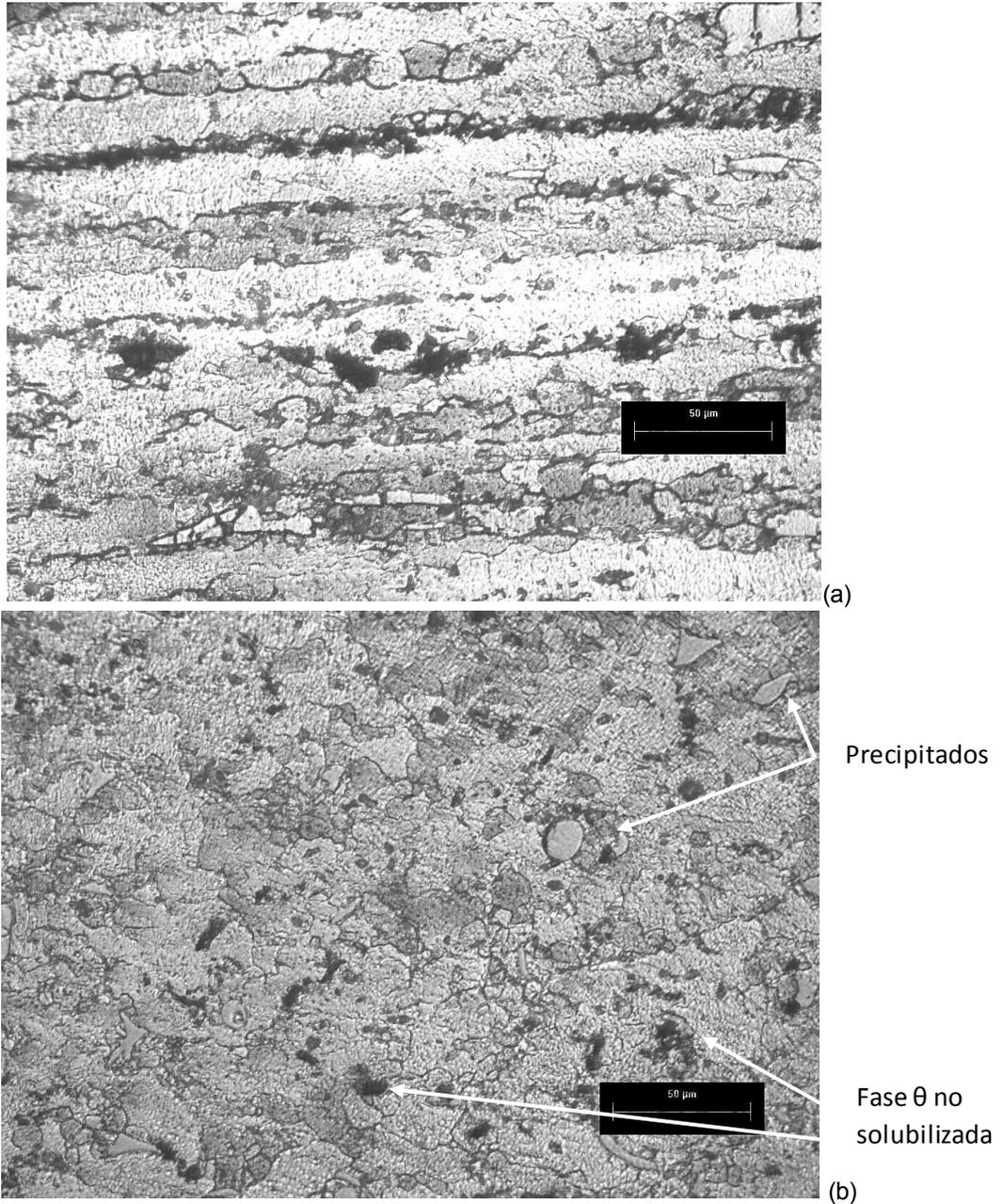


Figura 32. Metalografías aleación 2011-T3. (a) Corte longitudinal (b) Corte transversal. Fabricación Nacional. Ataque Keller. 500x.

Finalmente se observa la figura 32, metalografías a corte longitudinal y transversal de la materia de procedencia nacional.

El material muestra una solubilidad parcial de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, deformación residual en el material y la presencia de inclusiones.

2.3 Análisis y discusión de resultados. Etapa 1

2.3.1 Maquinaria

El herramental de corte no participa de manera negativa en el maquinado de piezas. Por otro lado, el herramental si se ve afectado por el cambio de materia prima.

2.3.2 Composición química

De las figuras 12 a 15 se puede concluir que aunque el proveedor nacional este dentro de norma (excluyendo al último lote) y el promedio del porcentaje de cobre sea el mismo, la variabilidad y poco control de su proceso disminuye la confiabilidad en el material.

2.3.3 Dureza

El material de importación cumple con las especificaciones en norma. Por otro lado el proveedor Cintas y perfiles no es capaz de entregar un producto dentro de especificación durante el lapso de tiempo analizado. Los primeros meses de 2012 trabajó de manera adecuada entregando producto dentro de especificaciones, pero para el ultimo lote su control de proceso no fue el adecuado y generó un producto de maquinabilidad deficiente.

2.3.4 Análisis metalográfico

La gran cantidad de precipitados intermetálicos presentes en el material nacional generan un problema de desgaste del herramental. El tamaño de estos se debe a un proceso poco controlado. También se observa solubilidad parcial de la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$.

2.3.5 Microscopia electrónica de barrido

Los precipitados intermetálicos encontrados son del tipo Al-Fe y Al-Cu, con trazas de Si. Estos intermetálicos se deben a las altas proporciones de Fe y Si que están fuera de norma ASTM B211-03.

Los intermetálicos encontrados, de naturaleza con mayor dureza que la matriz de aluminio, provocarán un desgaste prematuro al herramental de corte.

2.3.6 Endurecimiento por deformación residual (recocido incompleto)

La maquinabilidad de la aleación disminuye al encontrarse una deformación residual en la aleación.

Etapa 2

2.4 Tratamiento térmico de la aleación nacional 2011-T3.

La segunda parte del proyecto consistió en encontrar las condiciones adecuadas para realizar un tratamiento térmico con el fin de modificar la microestructura del material para mejorar la maquinabilidad de la aleación en cuestión. Para ello se realizaron pruebas diversas como un análisis térmico (curva de enfriamiento), investigación bibliográfica y pruebas de tratamiento térmico de solubilización y temple. Estas pruebas fueron acompañadas por Metalografías, pruebas de dureza, análisis por: espectroscopia de absorción atómica y espectrometría de emisión óptica. Realizado lo anterior se buscó replicar el tratamiento térmico al cual se somete el material.

2.5 Resultados Etapa 2.

2.5.1 Análisis térmico (Curva de enfriamiento).

Para establecer las condiciones del tratamiento térmico se estudió el material de acuerdo a lo siguiente.

Primero fue conocer la temperatura a la cual se pueda solubilizar la fase Al_2Cu . Para esto se realizó una curva de enfriamiento para la aleación del proveedor *Cintas y perfiles*. Indirectamente también se puede estimar el contenido de cobre en la aleación.

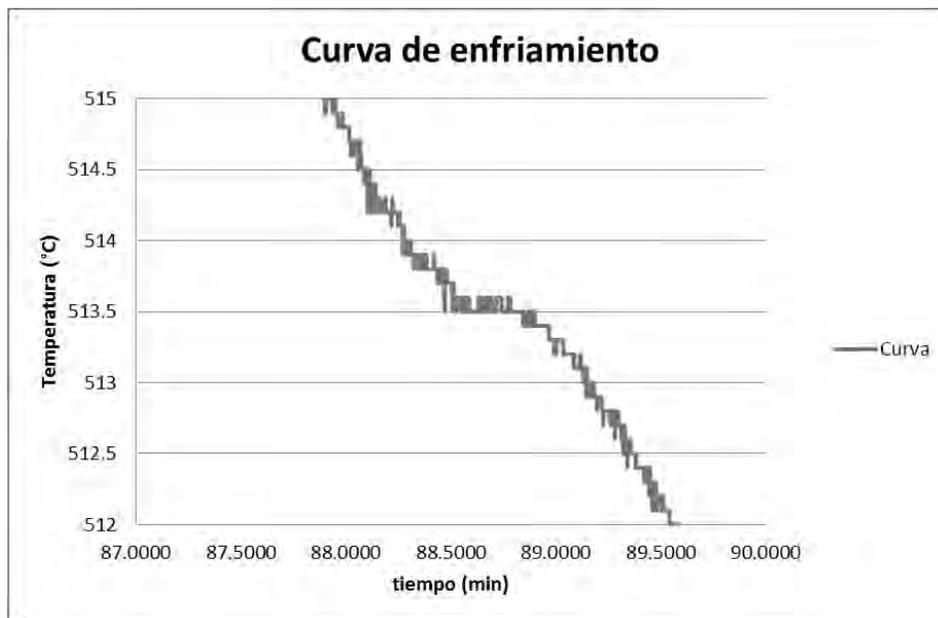


Figura 34. Análisis termico (curva de enfriamiento) del material de procedencia nacional. El cambio de pendiente se da en 513.5°C

En la figura 34 se observan cambios en la pendiente durante el calentamiento y enfriamiento del material. El punto de inflexión es la temperatura en la cual se coloca la línea de solvus. El primer cambio, durante la etapa de calentamiento, se

lleva a cabo alrededor de los 515°C durante la etapa de enfriamiento, este cambio se da a 513.5°C.

Esta pequeña diferencia se debe a la histéresis térmica del material, el cual es un fenómeno común en todos los materiales y que ocurre cuando se cambia de fase. La temperatura en que ocurre el cambio de fase no será la misma en el calentamiento o en sentido inverso.

Según el diagrama de fases binario Al-Cu (figura 35), el porcentaje de cobre en esta aleación correspondería con 4.4% Cu.

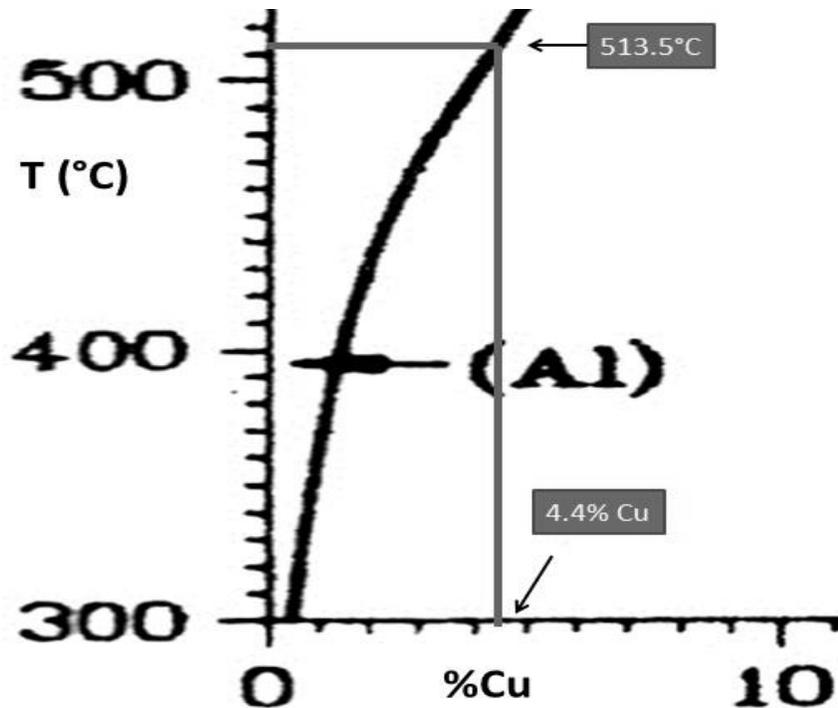


Figura 35. Porcentaje aproximado de cobre de la aleación 2011-T3

En la bibliografía³, la temperatura típica a la cual el material tiene su transformación solvus es a 535°C. La curva de enfriamiento experimental indica que es a 513°C. Esta diferencia se puede deber a que el material está fuera de especificaciones. El porcentaje de cobre que muestra la curva de enfriamiento se encuentra muy alejado a la especificación del material, que es de 5.0 a 6.0. Al tratarse de un nuevo lote se realizó nuevamente un análisis químico del material por medio de un espectrómetro de emisión atómica (Chispa). El resultado se muestra en la tabla 10.

Tabla 10. Composición química de la aleación de procedencia nacional.

Proveedor	Análisis	Si%	Fe%	Cu%	Mn%	Mg%	Zn%	Pb%	Bi%
Cintas y perfiles	Chispa UNAM	0.939	0.554	4.278	0.143	0.147	0.356	0.481	-

2.5.2 Temperaturas de tratamiento térmico.

La composición química muestra concordancia entre la composición arrojada por la curva de enfriamiento 4.4%Cu y la del análisis químico, que es 4.28%Cu.

Cabe destacar que la composición arrojada indirectamente por el análisis con la curva de enfriamiento es inexacta porque la técnica utiliza un diagrama binario, mientras que la aleación contiene otros elementos que podrían variar las temperaturas y líneas mostradas en el diagrama binario, especialmente el contenido de silicio.

Lo anterior, junto con las referencias bibliográficas, se utilizó para proponer las temperaturas y tiempos correctos para llevar a cabo el tratamiento térmico de solubilización.

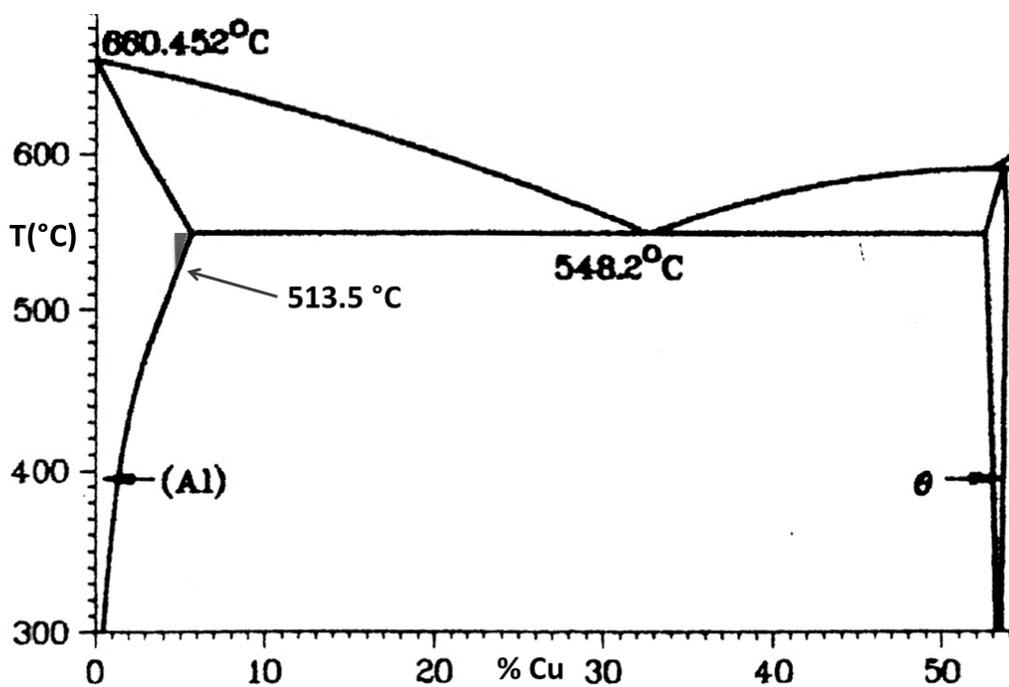


Figura 36. Diagrama Al-Cu.

De acuerdo a la Figura 36, el rango de temperaturas en el cual se puede realizar la solubilización total de la fase θ (Al_2Cu) es muy limitado. Debido a que solo por encima de la línea de solvus se logra la solubilización total, y por encima de la temperatura eutéctica se corre el riesgo de iniciar la fusión del material.

El rango es solo del orden de los 30°C para realizar el tratamiento de solubilización. Las temperaturas fijadas para realizar los tratamientos térmicos fueron 525°C, 535°C y 545°C. Los tiempos se eligieron en base al espesor del material. Al tener espesores aproximadamente de 1cm, el tiempo de tratamiento debe ser entre 40 y 50 minutos⁸. Por lo que los tiempos experimentales fueron 20, 40 y 60 minutos. Así se procedió a realizar las pruebas en tres corridas

experimentales, una a cada temperatura, con tres piezas cada una. Las piezas fueron retiradas de la mufla a los 20, 40 y 60 minutos. Las piezas se catalogaron del 1 al 9 conforme a la siguiente tabla.

Tabla 11. Temperaturas y tiempos de tratamiento térmico. Número de piezas y tratamientos aplicados en ellas.

	20 min	40 min	60 min
525°C	Pieza 1	Pieza 2	Pieza 3
535°C	Pieza 4	Pieza 5	Pieza 6
545°C	Pieza 7	Pieza 8	Pieza 9

2.5.3 Tratamiento térmico de solubilización.

Una vez seleccionados los tiempos y temperaturas se procede a realizar los tratamientos térmicos. Las piezas se sometieron a los tiempos y temperaturas antes mencionados y se templaron en agua fría (<30°C) durante 15 segundos⁴.

2.5.4 Prueba de dureza y envejecimiento natural.

Debido a que el envejecimiento natural se logra entre los 4 y 5 días⁴ se decidió hacer un seguimiento del cambio de la dureza a lo largo del tiempo, terminando a los 7 días de tratamiento.

2.5.5 Análisis Metalográfico.

Al término de 7 días de envejecido natural se procedió a realizar las pruebas metalográficas. A continuación se presentan imágenes de las piezas a 200x y atacadas con el agente Keller a unos 18s.

2.6 Análisis y Discusión etapa 2.

2.6.1 Análisis Metalográficos.

En la figura 37 se presentan las microestructuras de las muestras tratadas térmicamente, realizado el análisis metalográfico después de llevarse a cabo el tratamiento de envejecido natural, 7 días después del tratamiento de solubilización.

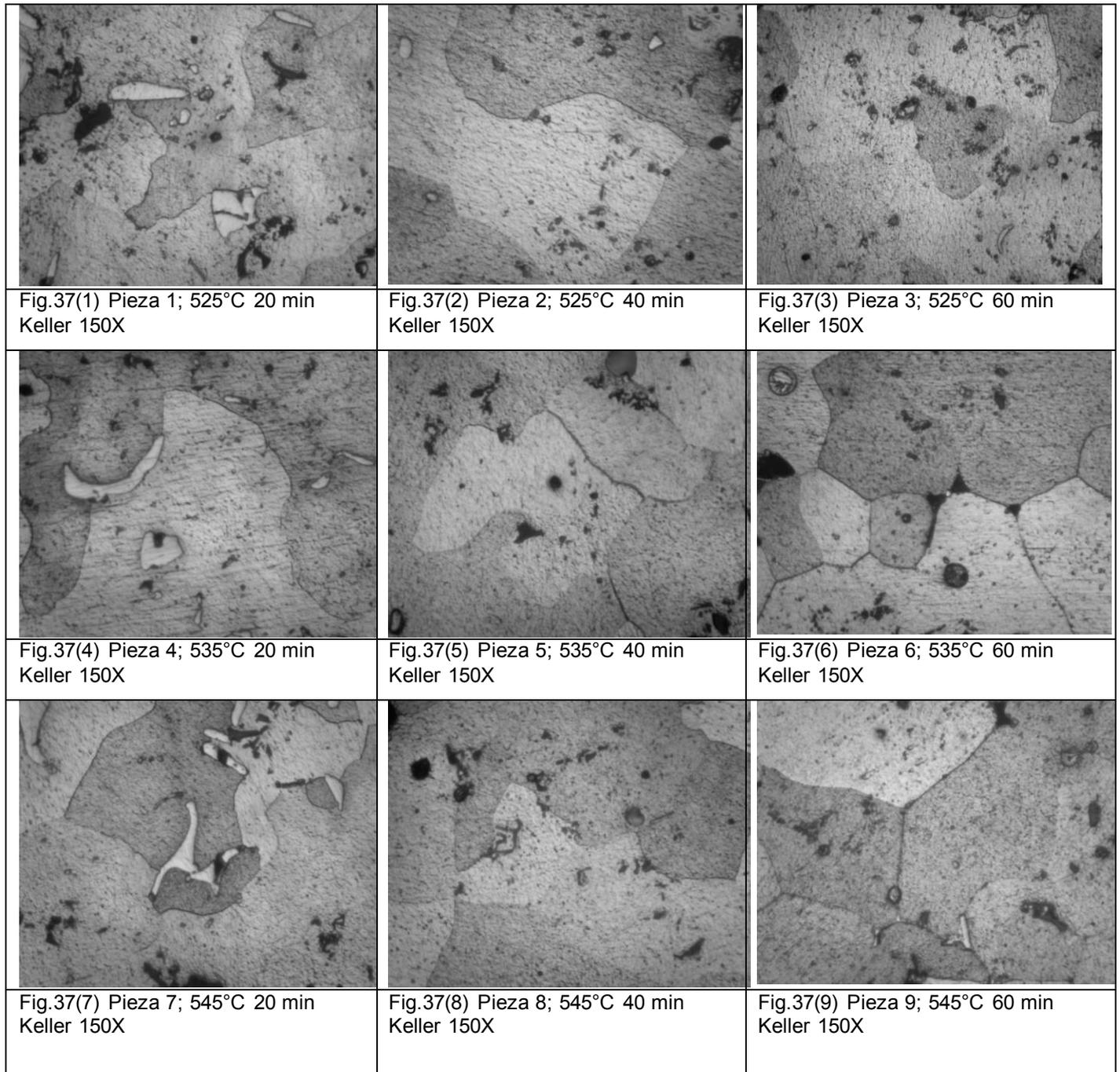


Figura 37. Imágenes metalográficas de las piezas tratadas térmicamente. Ataque Keller 200X

Se observa que el tratamiento térmico de solubilización disolvió los precipitados intermetálicos y la fase θ se solubilizó en algunas de las piezas. En las Figuras 37(1), 37(2), 37(4) y 37(7) el tratamiento no surtió efectos significativos. Las figuras 37(3) y 37(5) muestran una disolución aceptable de los precipitados y una solubilización de la fase θ , aunque la figura 37(5) muestra algo de agrietamiento intergranular. Las figuras 37(6), 37(8) y 37(9) muestran una correcta solubilización de las fases de interés pero muestran agrietamientos elevados, en particular las figuras 37(8) y 37(9).

Respecto a la fase θ , se observa sobrevenido en las figuras 37(6) y 37(9), esto debido a la etapa de envejecimiento natural

2.6.2 Resultados de la prueba de dureza (envejecimiento natural).

Los resultados de las durezas obtenidas en las muestras solubilizadas se muestran en la figura 38 para la corrida 1 (tratamiento realizado a 525°C)

Se observa que conforme se aumentan los tiempos de tratamiento de solubilización también aumentan la dureza, esto debido a una mejor solubilización de la fase θ . La pieza tratada durante 40 minutos muestra un pico de envejecimiento a los 3 días de envejecido natural. La pieza tratada durante 60 minutos muestra una dureza típica de la aleación 2011-T3 (95 HB) a partir de los 3 días de envejecido natural.

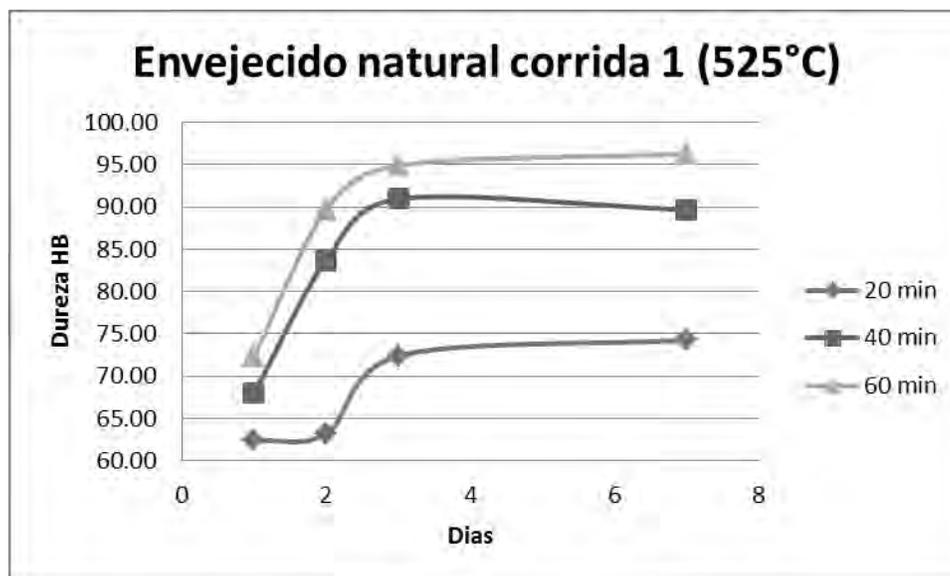


Figura 38. Tratamiento térmico de solubilización a 525°C (Corrida 1)

Para las piezas tratadas a 535°C la pieza tratada a 40 min se muestra un pico de dureza a los 3 días, mientras que la pieza a 60 min alcanza el pico de dureza hasta el 7° día, similar a las piezas tratadas a 525°C.

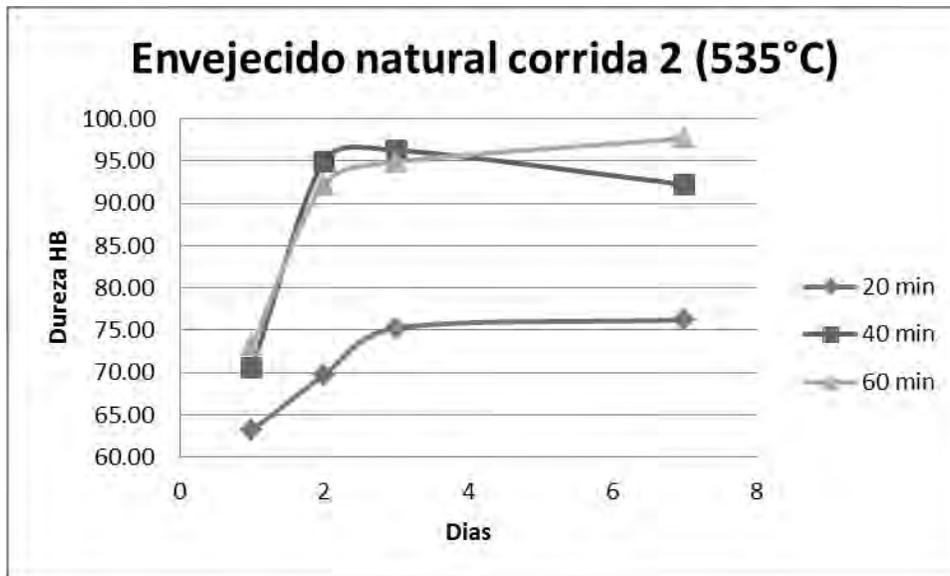


Figura 39. Tratamiento termico de solubilizacion a 535°C (Corrida 2)

En las piezas tratadas a 545°C, se observa nuevamente un pico de dureza a los 3 dias de envejecido en la pieza tratada a 40 minutos, mientras que la pieza tratada a 60 min alcanza la dureza maxima hasta el 7° dia.

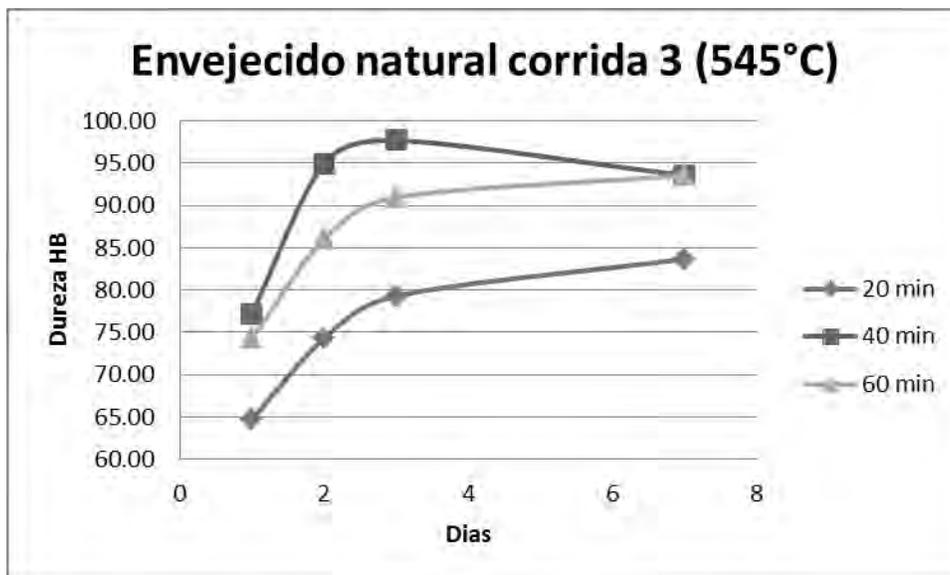


Figura 40. Tratamiento termico de solubilizacion a 545°C (Corrida 3)

La dureza es el parametro para elegir el tratamiento más adecuado para mejorar la maquinabilidad. La aleación 2011-T3 originalmente tiene una dureza del orden de 101.7 HB, la dureza típica de esta aleación es de 95 HB. Por lo tanto el tratamiento térmico adecuado, además de reunir las características metalográficas deseadas, necesita alcanzar la dureza típica del material de 95 HB.

La figura 41 muestra las curvas es la que se alcanzan durezas iguales o mayores a 95 HB:

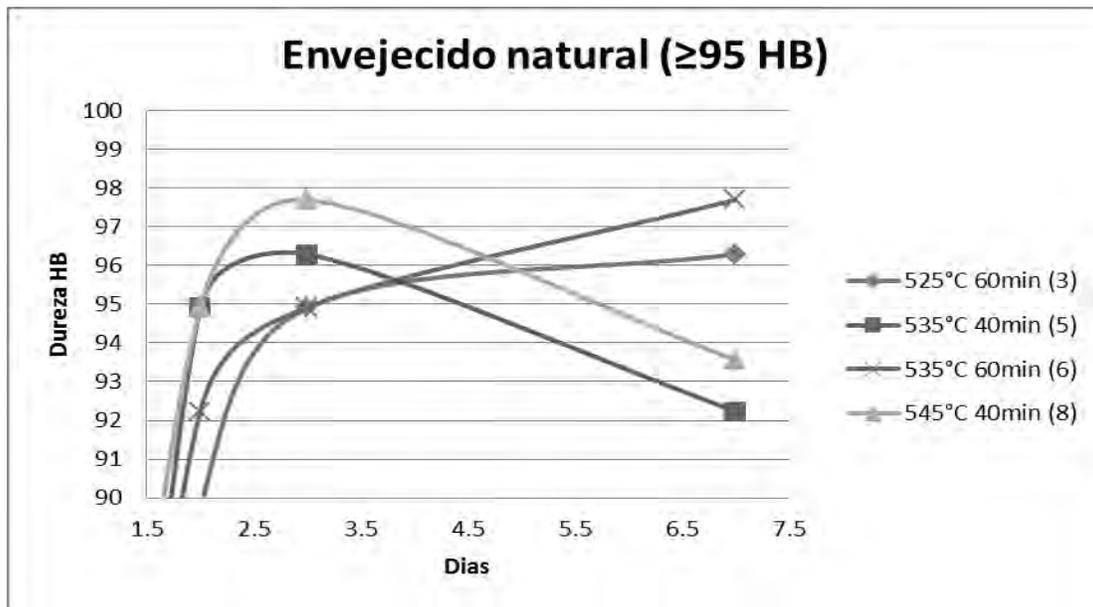


Figura 41. Piezas que alcanzaron durezas mayores a 95HBN por envejecimiento natural.

En las piezas 5 y 8, tratadas a 535°C y 545°C respectivamente, ambas a 40 minutos de tratamiento, se observa un pico en la dureza a los 3 días de envejecimiento, después se observa una caída debido al sobrevejecido.

Una mejor opción son las piezas 3 y 6, que muestran el pico de dureza a los 7 días de tratamiento y no se observa un descenso de la dureza. Ambas piezas fueron tratadas durante 60 minutos con una diferencia de 10°C.

2.6.3 Analisis metalografico piezas 3 y 6.

Detalle de la muestra tratada a 525°C y 60 minutos (pieza 3).

En esta muestra, la figura 42, la fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ solubilizó totalmente, presenta precipitados intermetálicos muy pequeños y granos de mayor tamaño, así como un ligero agrietamiento intergranular.

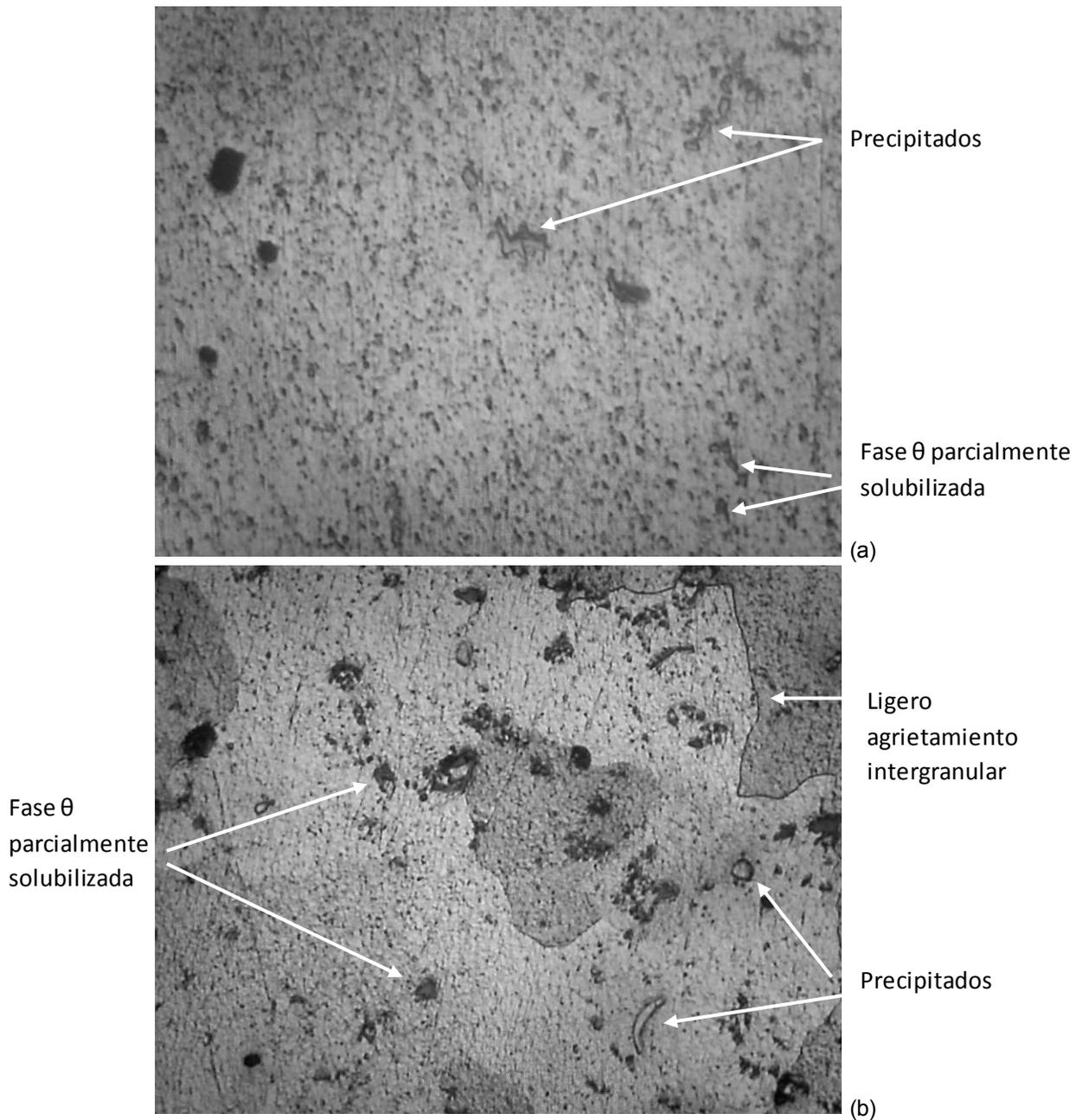


Figura 42. Pieza 3: 525°C, 60 min, 200X (a) sin ataque. (b) Keller

Detalle de la muestra tratada a 525°C y 60 minutos (pieza 6)

Esta muestra, la figura 43, también está completamente solubilizada la fase θ (Al_2Cu) (aunque quedan algunos globulos aislados sin solubilizar); se observan precipitados intermetálicos muy pequeños, así como la presencia de agrietamiento intergranular mayor a la pieza 3. Se observan algunas grietas.

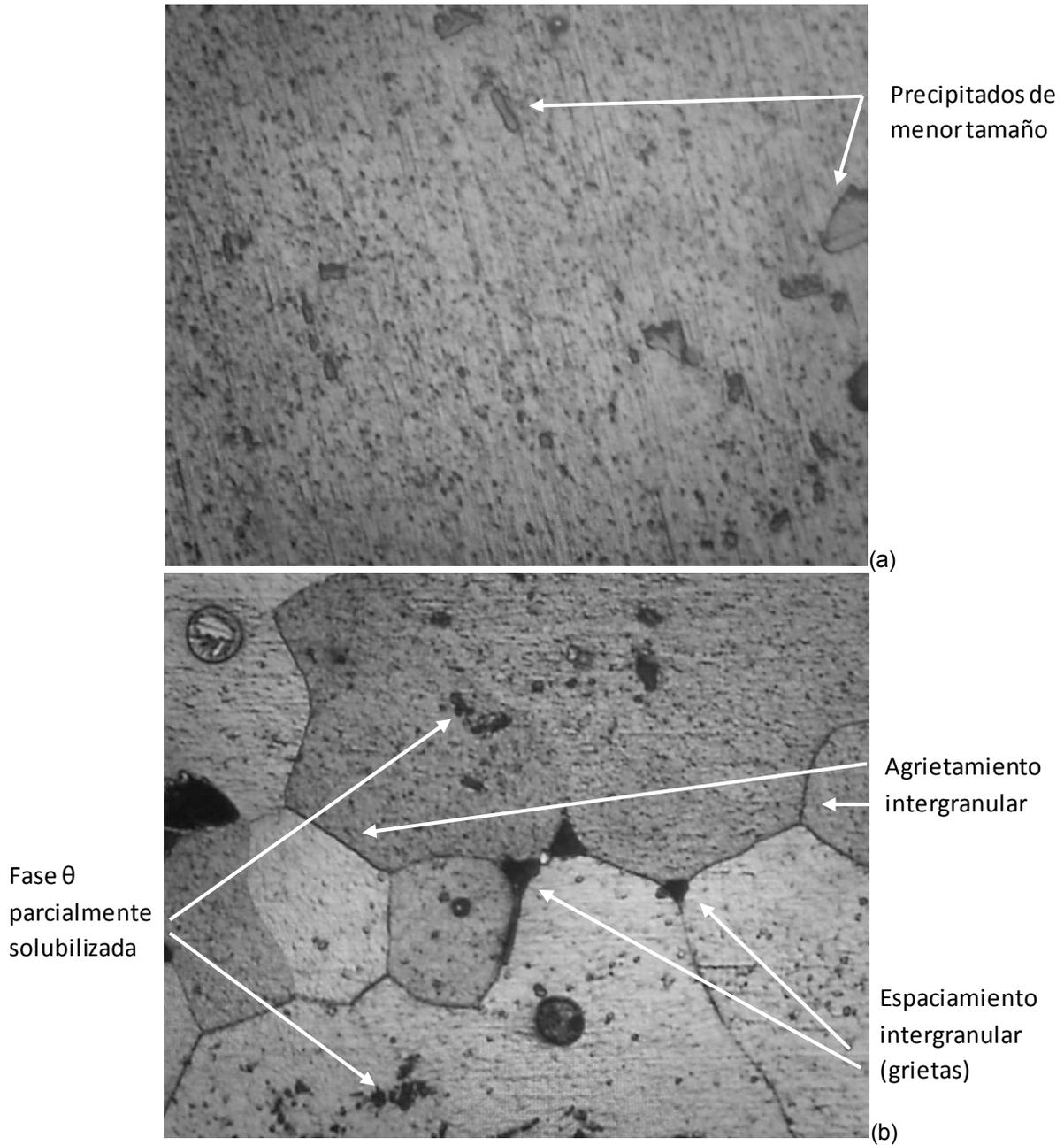


Figura 43. Pieza 6: 535°C, 60 min, 200X (a) sin ataque. (b) Keller

La comparación de las microestructuras después de los tratamientos térmicos obteniéndose el siguiente resultado. Se presentan las figuras 44(a), 44(b), 44(c) y

44(d), las cuales son la muestra inicial, sin ningun tratamiento y la pieza 3 (tratada termicamente a 525°C y 60 minutos).

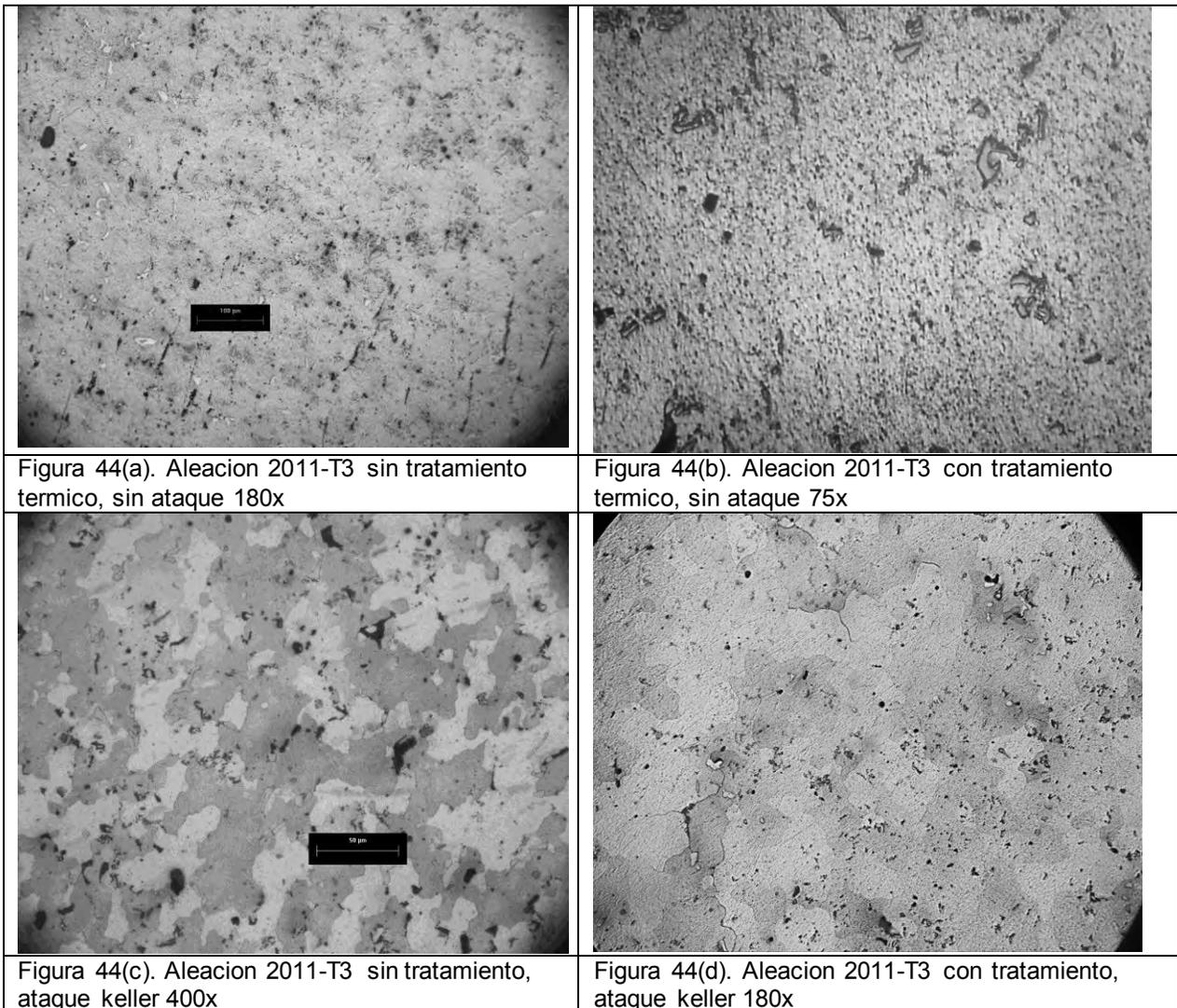


Figura 44. Comparacion entre las microestructuras antes y después del tratamiento térmico óptimo (pieza 3)

Se observa que los precipitados intermetalicos en la aleación antes y después del tratamiento térmico de solubilizacion han reducido drasticamente de tamaño. También se puede observar que la fase θ se ha solubilizado de una manera mas uniforme, lo que eleva la dureza. El tratamiento térmico mas adecuado es el realizado a 525°C y 60 minutos debido a que hay una reduccion drastica del tamaño de los precipitados intermetalicos, una solubilizacion homogenea de la fase θ (Al₂Cu) y que no ha presentado problemas de agrietamiento, presentes en piezas tratadas a una temperatura mas elevada.

Capítulo 3 Análisis y discusión generales.

El material de procedencia nacional mostró irregularidades en su composición química, microestructura y durezas en sus registros históricos y en las pruebas llevadas a cabo. Esto nos muestra una poca confiabilidad del proceso debido a la alta variabilidad de sus parámetros. Los problemas microestructurales (solubilización parcial de fase $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, presencia de precipitados (Al-Fe) y deformación residual (recocido incompleto)) tenían como principal afectación problemas de maquinado, desgaste prematuro del herramental de corte, reducción de piezas/hora, paros no programados, etc.

Los problemas microestructurales fueron abatidos en gran medida por el tratamiento térmico de solubilización, temple y envejecido natural realizados en la experimentación. Esto con el fin de mejorar la maquinabilidad de la aleación en cuestión. El tratamiento térmico más eficiente se logró con un tratamiento a 525°C a 60 minutos, un temple al agua no mayor a 15s (agua a no más de 30°C) y un envejecimiento natural durante al menos 4-5 días⁴.

Capítulo 4 Conclusiones.

Primera Etapa.

Para el caso del material de procedencia nacional:

- El tratamiento térmico T-3 no logró su objetivo eficiente, el material de *Cintas y perfiles* muestra una solubilidad parcial y la presencia de precipitados diversos.
- La composición química del material nacional pareciera limitar y dificultar el tratamiento térmico T3.
- La fase Al_2Cu no solubiliza de manera adecuada en la fase $\alpha(Al)$, quedando una gran parte de esta acumulada en los límites de grano.
- Presencia de inclusiones de mayor dureza, que complican las operaciones de maquinado y desgastan prematuramente el herramental de corte.
- El grano alargado indica que no se eliminó el trabajado en frío del material después del recocido de homogenización de la aleación nacional.

Segunda Etapa.

Después del tratamiento térmico de solubilización y posterior envejecimiento natural, se modificó la microestructura del material de procedencia nacional, con las siguientes características:

- La fase solubilizada Al_2Cu , que da la dureza característica a la aleación, se logró precipitar de una manera adecuada dentro de la matriz de fase α , logrando finos precipitados que homogenizan la dureza del material.
- Los precipitados intermetálicos han reducido su tamaño drásticamente, lo que favorecerá el maquinado al evitar los problemas que ocasionados por la aleación original: desgaste prematuro del herramental de corte, reducción piezas/hora, etc.

Conclusiones Finales

Microestructuralmente, la buena maquinabilidad en el material de procedencia extranjera se debe a la solubilidad completa de la fase $\theta(Al_2Cu)$ y la prácticamente nula presencia de precipitados intermetálicos. El tratamiento térmico aplicado llevó al material de procedencia nacional a aproximar su microestructura con el material de procedencia extranjera. La aplicación de un tratamiento térmico de solubilización para mejorar las propiedades mecánicas y las características metalúrgicas se ha logrado satisfactoriamente.

Propuestas.

- Modificación de la MP1049, que incluya dureza, opcionalmente que incluya proveedor y limitar aún más la composición química a 5.0-5.5% Cu. (*Change Request Modificación MP1049 en proceso*) Anexo B
- Metodología y control de calidad de las aleaciones de aluminio. (*PMT-02-7.42 Protocolo de validación de materias primas para nuevos proveedores, Instructivo de trabajo IT-0201 Ensayo de Dureza e Instructivo de trabajo IT-202 Análisis Metalográfico*) Anexos A, C, D, E
- Aplicación de un tratamiento térmico de solubilización para mejorar la maquinabilidad de la aleación 2011-T3 (525°C y 60 minutos)

Referencias.

1. Metalworking with aluminum. The Aluminum Association. Segunda edición. EUA. 1975
2. Manual del Aluminio. W. Hufnagel. Segunda edición. Ed Reverté. España 2004
3. Metals Handbook vol 2. Properties and Selection of Nonferrous Alloys. ASM International. EUA 1990.
4. Metals Handbook vol 4. Heat Treating. ASM International. EUA 1991.
5. Curso Interpretación metalográfica. A. García Hinojosa. Ingeniería Química Metalúrgica UNAM
6. Intranet BSI Celaya Gto.
7. Manufactura, Ingeniería y Tecnología. Kalpakjian-Schmid. Person Educación. Cuarta edición. México 2002.
8. Tratamiento térmico de una aleación de aluminio 6063. Tesis. Cabazos. UANL. 1998.
9. Metals Handbook vol 9. Metallography and Microstructures. ASM International. EUA 1998
10. Estudio de la implementación de una unidad productiva dedicada a la fabricación de conjuntos soldados de aluminio. Anexo D. J. Oliver. Universidad Politécnica de Cataluña.
11. ASTM Standard E140-97. Standard Hardness Conversion Tables for Metals. ASTM. EUA 1997
12. Metals Handbook vol 3. Alloy Phase Diagrams. ASM International. EUA 1992
13. Procesado y caracterizado de aleaciones Fe-Al. M. Cabrera. Universidad Politécnica de Cataluña. 2005
14. Técnicas de caracterización mineral y su aplicación en exploración y explotación minera. Melgarejo et al. Boletín de la sociedad Geológica Mexicana. Vol 6. Num 1, 2010, p. 1-23.
15. ASTM Standard B211-03. Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Bar, Rod and Wire.

Anexos.

En este apartado se incluyen de manera breve parte del trabajo realizado en BSI. Se incluyen solo las portadas de los documentos generados para el protocolo de inspección y control de calidad implementado. Otros muestran solo el resumen de los procesos gestionados.

Anexo A. Metodología y control de calidad de las aleaciones de aluminio.

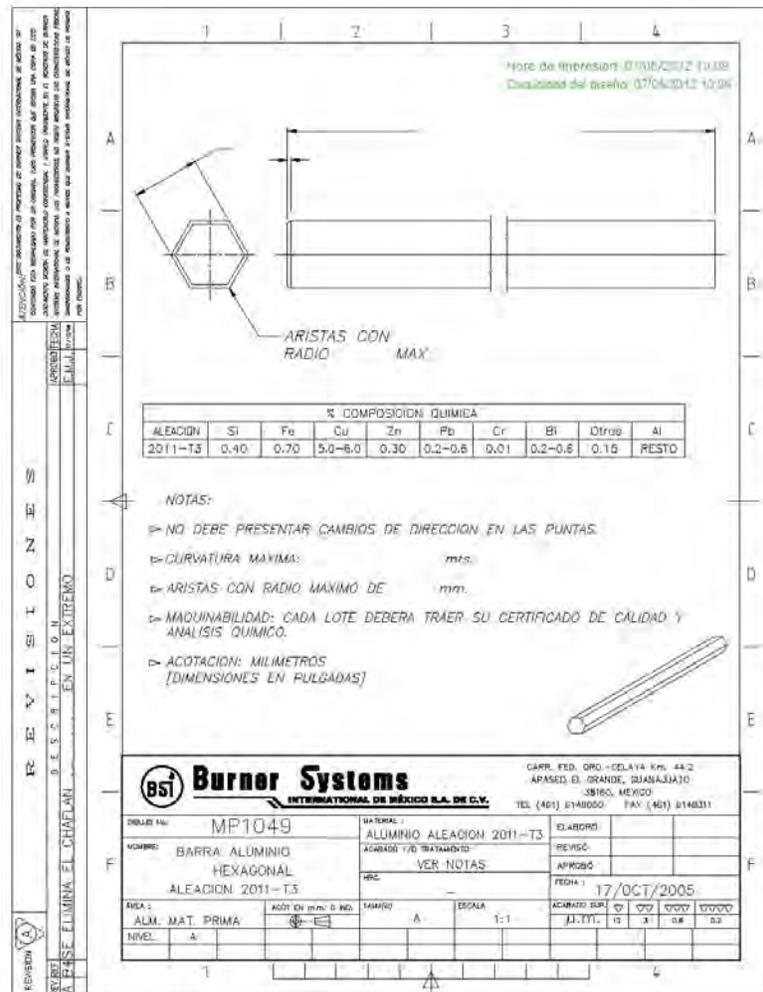


Esta es la metodología general para el control de calidad de las aleaciones adquiridas por BSI. Los siguientes anexos forman parte del nuevo proceso.

Etapa 1. Arribo de la materia prima al almacén.

Esta etapa consiste en verificar que el certificado enviado por el proveedor contenga la composición química y cotejarla con el dibujo. Aquí entra la primera de las propuestas de modificación, *Change Request* MP1049.

Anexo B. Modificación de la MP1049 Change Request



Entre las notas se deben de agregar:

- Dureza mínima 95 Brinell (500kg/10mm) equivalente 60 Rockwell B (1/16" 100kg)

Opcionales:

- Incluir proveedor: Impol-Slovenia
- Composición química: 5.00-5.50 %Cu

Después de cotejar la composición química se procede a continuar con la Etapa 2. El muestreo para poder realizar los ensayos metalográficos y de dureza. Al verificar que los resultados de los ensayos correspondan a los anexos, al dibujo (ej. MP1049) y al certificado del proveedor, el material cumpliría con la siguiente etapa del proceso: La aprobación (Etapa 3).

Anexo C. IT-0201 Ensayo de Dureza (Instructivo de trabajo)

INSTRUCCION DE TRABAJO

Nombre: Ensayo de Dureza			
	Documento No:	IT-0201	Revisiones
	Revisión:	0	
	Vigencia a partir del:	20 de Mayo de 2015	
	Elaborado por:	J. M. Santos	
	Revisado por:		
	Aprobado por:		
Distribución:	Red		

Página 1 de 7

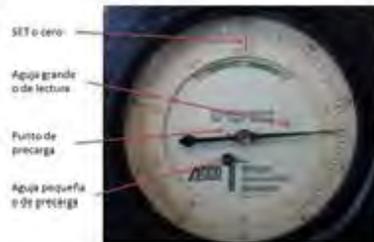
1. Propósito
 - 1.1. Describir las actividades realizadas para un ensayo de dureza Rockwell a diferentes materias primas metálicas.
2. Alcance
 - 2.1. Este documento es aplicable a las diferentes materias primas metálicas, latón, aluminio y acero.
3. Responsabilidades
 - 3.1. El personal de control de calidad del laboratorio de metrología es el responsable de la realización del ensayo.

4. Instrucciones

4.1. Uso y manejo del durómetro

4.1.1. Partes del durómetro.

- 4.1.1.1. Yunque. Es un soporte plano de acero que sirve para sostener la muestra.
- 4.1.1.2. Tornillo. Sirve para ajustar la aguja grande con el cero de la escala.
- 4.1.1.3. Palanca frontal. Se utiliza para aplicar la carga mayor.
- 4.1.1.4. Palanca lateral. Su función es retirar la carga mayor.
- 4.1.1.5. Volante. Sirve para elevar el yunque y aplicar la carga menor (precarga).
- 4.1.1.6. Penetrador. Es el encargado de hacer una huella en el material. Puede ser un cono de diamante (Rockwell C) o una bola de acero de 1/16" (Rockwell B).
- 4.1.1.7. Micrómetro o carátula. Se utiliza para aplicar la precarga, ajustar el cero y tomar la lectura. La escala en rojo corresponde a Rockwell B y la escala negra a Rockwell C.
- 4.1.1.8. SET o cero. Para una correcta medición la aguja de lectura debe estar empalmada con esta.
- 4.1.1.9. Aguja de lectura. Nos arroja el valor correcto de dureza.
- 4.1.1.10. Punto de precarga. La aguja pequeña girará al aplicar la precarga con el tornillo. La aguja debe empalmarse con el punto.
- 4.1.1.11. Aguja de precarga. Sirve para verificar que la precarga se haya aplicado correctamente, esto sucede cuando se empalma de manera vertical con el punto de precarga.



REV 0

FAC-22-7

Anexo D. IT-0202 Análisis Metalográfico (Instructivo de trabajo)

INSTRUCCIÓN DE TRABAJO			
Nombre: Análisis Metalográfico			
 <p>BSI Celaya</p>	Documento No:	IT-0202	Revisiones
	Revisión:	0	
	Vigencia a partir del:	20 de Mayo de 2013	
	Elaborado por:	J. M. Santos	
	Revisado por:		
	Aprobado por:		
Distribución:	Red		

Página 1 de 25

1. Propósito
 - 1.1. Describir las actividades realizadas para un análisis metalográfico.
2. Alcance
 - 2.1. Este documento es aplicable a las diferentes materias primas metálicas, latón, aluminio y acero, así como productos terminados.
3. Responsabilidades
 - 3.1. El personal de control de calidad del laboratorio de metrología es el responsable de la realización del análisis.

4. Instrucciones

4.1. Uso y manejo de la desbastadora/pulidora

4.1.1. Partes de la desbastadora/pulidora

- 4.1.1.1. Dispensadores de agua. Proveen agua para ayudar en el proceso de desbaste.
- 4.1.1.2. Platos giratorios. En ellos se colocan las diferentes lijas y paños para desbastar y pulir las muestras a analizar.
- 4.1.1.3. Panel de control. En él se encuentra el lector de amperaje, botón de encendido y la perilla.
 - 4.1.1.3.1. Lector de amperaje. Mide el amperaje al cual trabaja la máquina. Se debe evitar mover demasiado rápido la perilla para que el lector no se dañe.
 - 4.1.1.3.2. Botón de encendido. Prende y apaga la desbastadora/pulidora.
 - 4.1.1.3.3. Perilla. Regula las revoluciones por minuto de los platos giratorios.



4.1.2. Uso de la desbastadora/pulidora.

- 4.1.2.1. Antes de encender la desbastadora/pulidora, verificar que las lijas o paños estén firmemente sujetos al plato, se tenga corriente de agua y la perilla marque cero.
- 4.1.2.2. Encender la desbastadora/pulidora y girar la perilla lentamente hasta la velocidad deseada.
- 4.1.2.3. Sostener la muestra a desbastar o pulir sobre la lija o paño y proceder sin aplicar fuerza sobre el plato.
- 4.1.2.4. Recordar el tener un flujo de agua continuo para ayudar a la lubricación y enfriamiento durante el proceso.
- 4.1.2.5. Desbastar o pulir hasta que los surcos del paso anterior hayan desaparecido.
- 4.1.2.6. Girar la perilla para disminuir la velocidad, apagar con el botón de



REV 0

FAC-22-7

Finalmente se incluye el protocolo *PMT-02-7.42 Protocolo de validación de materias primas para nuevos proveedores*, el cual es un protocolo para poder evaluar la materia prima en caso de buscar hacer un cambio en el proveedor, buscando la calidad metalúrgica en primer lugar.

Anexo E. PMT-02-7.42 Protocolo de validación de materias primas para nuevos proveedores

Protocolo

Nombre: Protocolo de validación de materia prima para nuevos proveedores y actuales.

 BSI Delays	Documento No:	PMT-02-7.4.2	Revisiones
	Revisión:	0	
	Vigencia a partir del:	20 de Mayo de 2012	
	Elaborado por:	J. M. Santos	
	Revisado por:		
	Aprobado por:		
	Distribución:	Red	

Página 1 de 4

1. Propósito
 - 1.1. Describir la metodología para para verificar la calidad de la materia prima de nuevos proveedores; así como puede aplicarse para una validación periódica de la materia prima por los proveedores aprobados.
2. Alcance
 - 2.1. Este documento es aplicable a las diferentes materias primas metálicas, latón, aluminio y acero, así como productos terminados.
3. Responsabilidades
 - 3.1. El personal de almacén de recibidos y control de calidad es el encargado de dar seguimiento al protocolo.
4. Documentos relacionados
 - 4.1. IT-0201 Ensayo de dureza
 - 4.2. IT-0202 Análisis metalográficos
 - 4.3. PMT-02-7.4.1 Evaluación y selección de proveedores.
5. Definiciones
 - 5.1. **Inclusión:** Cualquier material atrapado en el metal, de materia no deseada, de naturaleza distinta y con diferentes propiedades mecánicas. Regularmente perjudica las operaciones de maquinado.
 - 5.2. **Metalogía:** Forma de las fases, precipitados o inclusiones visibles en un análisis metalográfico. En el caso de las inclusiones, es preferente que la forma sea redonda.
6. Procedimiento
 - 6.1. Selección de nuevos proveedores. La selección de un nuevo proveedor inicia con una mejora en costos y calidad. Los criterios de selección son los siguientes:
 - 6.1.1. Precio competitivo, igual o menor a un producto similar y existente.
 - 6.1.2. El comprador cotiza la parte con los proveedores actuales y/o nuevos proveedores.
 - 6.1.3. Si el precio no está dentro del rango requerido por BSI, se solicite una nueva cotización.
 - 6.1.4. El factor calidad será determinado por este documento, basándose en los resultados arrojados por los procedimientos IT-0201 e IT-0202.
 - 6.2. Caracterización de las muestras.
 - 6.2.1. Caracterizar dos muestras durante la metodología. Una es la materia prima del nuevo proveedor y otra del proveedor actual (proveedor aprobado).
 - 6.2.2. Hacer la caracterización de manera simultánea, realizando las mismas pruebas en ambas materias primas para evaluar, de manera cualitativa, la calidad de la materia prima.
 - 6.3. Criterios de aprobación.
 - 6.3.1. Los criterios de aprobación son los siguientes: Ensayo de dureza, análisis metalográfico y prueba de desempeño. Las pruebas deben **realizarse** en este orden para reducir tiempos y costos durante la validación de materias primas.

REV 0

FAC-22-7