



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

---

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL Y  
MECÁNICO DE LA ALEACIÓN SAE  
788 DURANTE SU TRATAMIENTO  
TÉRMICO Y LAMINACIÓN**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:  
INGENIERO MECÁNICO**

**P R E S E N T A N:**

**EDUARDO OMAR CHAMORRO ALVA  
RUBÉN ANTONIO GUARNEROS GUTIÉRREZ**

**DIRECTOR DE TESIS**

**ING. EDGAR ISAAC RAMÍREZ DÍAZ**

**CD. UNIVERSITARIA**

**2007**





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.

---

# AGRADECIMIENTOS

---

Primero que nada quiero agradecer a **DIOS** por darme la vida y ponerme en el camino correcto, para poder cumplir con mis metas planteadas.

Gracias mamá, por haberme apoyado en esta largo camino y sobre todo por enseñarme a ser perseverante en mis propósitos, así como ser valiente ante los nuevos retos y nunca rendirme ante las adversidades. Siempre he pensado que nunca me pudo haber tocado una mejor mamá y ejemplo a seguir que tú. **TE QUIERO MUCHO.**

A mi padre, le agradezco por ser mi amigo, por haber compartido tantas cosas conmigo y sobre todo por el apoyo incondicional que me haz dado todo esto tiempo. Gracias por darme tus consejos en los momentos en que realmente los necesito y, por haberme enseñado el concepto de sencillez y humildad. No me pudo haber tocado mejor papá que tú. **TE QUIERO MUCHO.**

Muchas gracias hermanita por cuidarme desde pequeño y haber formado en mi el habito del estudio; siempre he valorado mucho todas las tardes que pasaste ayudándome con mis deberes y jugando conmigo; disculpa si en ocasiones me he mostrado muy despegado contigo, pero sabes que te quiero mucho.

A ti hermano por haberme enseñado cosas de la vida que no se aprenden en una escuela y ser muy divertido conmigo, me hubiera gustado que pudiéramos convivir un poco más, pero aun así y aunque en ocasiones no lo demuestre sabes que te quiero sinceramente; disculpa si alguna vez no demostré ser un buen hermano contigo.

Gracias Adolfo por ser mí hermano pequeño y recordarme el valor de un cariño sincero y a ese niño que llevo dentro; espero poder llegar a ser algún día un ejemplo para ti y ser alguien en quien puedas confiar completamente. Discúlpame si a veces soy un poco gruñón contigo, pero recuerda que es por tu bien (jaja).

A mi abuelito Pilon, se que eras una de las personas que más ansiaba que yo llegara hasta este punto, y desde donde quiera que estés te dedico este trabajo. No sabes como valoro aquellos consejos que me dabas y todo lo que hiciste por mí, te voy a recordar con mucho cariño toda mi vida. Gracias por todo...

A mis abuelas, les agradezco por todo el cariño y ternura que me han dado, discúlpame por no ser el modelo ejemplar de nieto, pero saben que yo estaré ahí cuando me necesiten. Gracias las quiero mucho

A mi tía Inés, Israel y a mi hermanita Fofis, no saben como recuerdo y valoro todos esos momento que hemos pasado juntos, la verdad fueron muy divertidos; gracias por tu apoyo tía, admiro tu forma de ser y el optimismo que le imprimes a la vida, y se que eres de las personas en las que puedo confiar ciegamente. Israel gracias por todas las cosas que has hecho para mi y para con mi familia, te agradezco por todo y quiero que sepas que te considero un amigo. Y bueno Sarait, la verdad no encuentro palabras para describir lo que existe entre tú y yo, hemos crecido juntos y compartido muchas cosas, lo único que se me

viene a la mente, es que sabes que te considero como si fueras mi hermana y, además, que te quiero mucho.

Tía Ana y tío Raúl, gracias por el apoyo que me brindaron desde pequeño y aquellas enseñanzas que me brindaron; ustedes aportaron en gran medida para que yo llegara hasta este punto.

Gracias por todo Rubén me has demostrado ser un amigo sincero e incondicional, te considero mi mejor amigo, por no decir mi cuasi-hermano; disfrute mucho el realizar esta tesis juntos, ya que me aportaste muchas cosas a nivel profesional y sobre todo, acerca de la vida. Gracias por escucharme y aguantarme en los momentos difíciles (tu sabes cuales), finalmente, quiero que sepas que siempre estaré ahí cuando me necesites. Te estimo un buen.

Rene y Mario, mis otros cuasi-hermanos, para que me complico la vida diciéndoles palabras bonitas y domingueras, si a final de cuentas saben que los estimo un buen, y que otros amigos como ustedes, ni volviendo a nacer me los encuentro. Compartimos diversiones, angustias, alegrías, tristezas y todas esas cosas que no se pagan con nada y que unen a las personas de manera especial. Espero que seamos amigos por toda la vida y que siga el JNLP. También quiero agradecer al resto de mis amigos: Violeta (mi hermanita de proyecto), Adrián (sabes que te incluyo dentro del selecto grupo de personas en las que puedo confiar), a Gollás (por demostrarme que la vida puede ser muy divertida), Erick, Rodolfo, Memo, el buen Fer, Martín, Abraham, Miguel (Hanna), Manuel Guillen, Sergio, Juan, Rodrigo, Marco y a otros que de alguna manera contribuyeron a que mi vida fuera de esta forma. Muchas gracias...

A mis compañeros de la U.D.I.A.T.E.M. principalmente a mi asesor de tesis el Ing. Edgar Isaac Ramírez Díaz, que no solo supo guiarme a través de este proyecto, sino que me dio algo mucho mas importante, su amistad. Al Dr. Armando Ortiz por haber sido un excelente profesor y además, darme consejos muy útiles para este trabajo. Muchas gracias: Ignacio, Efraín, Jorge, Roberto, Osvaldo, Lázaro, Ismael, Dr. German Álvarez, Armando, Esteban, David, Avid ya que aportaron mucho para la realización de esta tesis. Además de mis sinodales el Dr. Arturo Barba, Dr. Rafael Schouwenaars, Dr. Javier Cervantes ya que gracias a sus consejos se pudo mejorar en gran medida esta investigación.

Finalmente, a mi escuela, la Universidad Nacional Autónoma de México, ya que a través de la Facultad de Ingeniería, me dio el conocimiento y los valores necesarios para poder ser una mejor persona y sobre todo, inculcarme el cariño hacia mi patria, México.

**Muchas gracias a todos...**

**Eduardo Omar Chamorro Alva**

A mi Dios:

Por nunca abandonarme, las fuerzas, la inspiración y las personas que has puesto en mi camino para enriquecer mi vida y mi espíritu...

A mi madre Estela:

Por la educación y los valores que me has inculcado a base de regaños, risas o consejos, éstos que me harán un buen profesionista; por los continuos desvelos para esperar a que llegaran tus "pollos" a la casa, por las veces en las que por las circunstancias te quitabas el pan de la boca para dárselo a tus hijos; por el continuo esfuerzo para atendernos cuando caemos en la enfermedad; porque me enseñaste a que por más caídas que se tengan en la vida el temple y la actitud se demuestran cuando uno se levanta y se sacude...

A mi hermano Rodrigo:

Por demostrarme que hay que tomar las oportunidades que te dé la vida y sacrificar las cosas banales. Por enseñarme a que las cosas que más se disfrutan en la vida son las que cuestan más trabajo. Por ser un ejemplo a seguir en muchos aspectos. Por ponerme los pies en la tierra muchas veces...

A mi hermana Esther.

Por enseñarme a mantener el carácter y el rostro en alto cuando es necesario pero mantener el corazón abierto para no perder lo hermoso de la vida. Por criticarme para superarme desde que tengo memoria. Por cuidarme por tanto tiempo, no siempre muy bien, pero siempre con cariño...

A mi hermana Elizabeth.

Por dar alegría a la casa cuando más se necesita. Por mantener siempre una sonrisa en la cara por más difícil que sea el estado en que te encuentras. Porque llevas las cruces de la lucha y la valentía desde el momento en que comenzaste a respirar...

A la familia Domínguez Avendaño, mi segunda familia:

Por enseñarme el significado de unión de familia hasta en los momentos más duros. Por preocuparse de mí y mi situación cada vez que los saludo. Por hacerme reír, llorar, discutir con ustedes y, sobre todo por abrirme los brazos. René te considero el sexto miembro de mi familia, hemos tenido discusiones, diferencias y conflictos, pero eso ha enriquecido mi vida y mi carácter, te reconozco el apoyo que me has dado muchas veces. Recuerda que no se necesita presumir a los demás los logros para ser reconocido...

A mis amigos:

Mis compadres (cuasi-hermanos) : Omar por el apoyo en este trabajo y en los años de la Prepa 9 con los "cucharos", por el ejemplo de dedicación que irradian, por tus comentarios sagaces y espontáneos y por tu sencillez; Mario, por tu ayuda, tu despreocupación en las cosas, por las tortas que llevabas cuando más se necesitaban y los buenos pits; Fernando por tu manera de ser, por apoyarnos con el trabajo, por tus chistes, por tu amistad sin condición. J.N.L.P. Al resto de mis amigos: Memo, Adrián, Rodolfo, Erick, G. Gollás, Paola, Brenda, Sergio, Miguel, Martín, Rodrigo, Juan, Guillén, Violeta, Avid, Isaac por la gran camaradería, sin ustedes la facultad hubiera sido más difícil y más aburrida. A mis compañeros y amigos de Mini Baja: Armando, Bernardo, a los Ricardo's (Batman y Richard), Arturo, Abel entre varios más, por la confianza depositada en mí durante el tiempo que trabajé hombro con hombro con ustedes y por los consejos que recibí para crecer como ingeniero...

A Georgina:

Por apoyarme en los momentos en los que lo necesité. Por tu cálido hombro. Por tu oído alerta y por tu corazón abierto. No olvides que el potencial se puede transformar en talento...

A los miembros de la UDIATEM, un ejemplo de trabajo en equipo:

Por la sencillez con la que demuestran la calidad de trabajo que desarrollan, por el apoyo que recibí de ustedes. Edgar Isaac por la dedicación y consejos brindados en este trabajo, por el conocimiento y bromas. Efraín por las veces que nos apoyaste con bromas y útiles consejos.

Ignacio por la ayuda a través de consejos y tus “No pues Rubens, así no”. Roberto por las bromas que amenizaban el ambiente, por los consejos con las metalografías, después de una platica contigo siempre salía riendo. Oswaldo por los consejos y la ayuda que me proporcionaste durante el tiempo que compartimos el cubículo. Jorge siempre silencioso y reservado pero atento para ayudar a tu prójimo. David por tu ayuda y paciencia con los extensómetros. Lázaro por tus consejos basados en las experiencias que has tenido. Ismael aunque siempre silencioso me diste un ejemplo de dedicación. Al “niño” y al “Junior” por la forma en la que imprimían su ánimo a la unidad. Dr. Armando Ortiz, por los consejos tan útiles y las experiencias que nos ha proporcionado en las aulas y en las reuniones, es una persona ejemplar. Germán por su apoyo y confianza durante el uso del microscopio electrónico...

A mis profesores:

Marco A. Torres H. Por los consejos que me dio y por el ejemplo de trayectoria profesional que representa. Adolfo Altamirano: Por su paciencia y apoyo durante las pruebas de tracción. Rafael Schouwenaars por su imprescindible ayuda en este trabajo...

A la UNAM, mi alma mater :

Por brindarme la educación, los valores y el amor a mi país que generó desde mi niñez...

**GRACIAS sin ustedes no habría sido posible...**

*Rubén A. Guarneros Gutiérrez.*

---

# ÍNDICE

---

<b>PRÓLOGO</b>	<b>Página</b>
<b>OBJETIVO</b>	3
	4

## **CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN**

1.1 Tribología	5
1.2 Cojinetes de deslizamiento	5
1.3 Materiales clásicos para cojinetes de deslizamiento	6
1.4 Aleaciones tribológicas base aluminio para cojinetes de deslizamientos	8
1.5 Aleación A-17X	12
1.6 Aleaciones binarias referidas a la aleación A-17X	13
1.7 Impurezas en el aluminio	18

## **CAPÍTULO 2. TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO**

2.1 Tratamientos térmicos	19
2.2 Homogenización	19
2.3 Tratamiento térmico de solución	19
2.4 Enfriamiento rápido	20
2.5 Aleaciones aluminio-silicio (Al-Si)	20
2.6 Esferoidización del silicio	21
2.7 Recocido y recristalización	25
2.8 Trabajo en frío	28
2.9 Conformado de materiales por laminación	31
2.10 Defectos en los productos laminados	32

---

# ÍNDICE

---

	Página
<b>CAPÍTULO 3. TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LA ALEACIÓN SAE 788</b>	
3.1 Introducción	36
3.2 Pruebas preliminares con un tratamiento térmico a 550 °C	38
3.3 Tratamientos térmicos	42
3.4 Pruebas de tracción y metalografías	43
3.5 Constantes elásticas de la aleación SAE 788	60
<b>CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788</b>	
4.1 Introducción	63
4.2 Pruebas de laminación a un lingote con tratamiento térmico de 550°C y uno sin tratamiento térmico	63
4.3 Pruebas de laminación a lingotes con tratamiento térmico de 400°C y otros sin tratamiento térmico.	68
4.4 Pruebas de tracción	73
4.5 Evaluación de la microestructura	83
<b>CAPITULO 5. CONCLUSIONES</b>	90
<b>REFERENCIAS</b>	92

---

# PRÓLOGO

---

El presente trabajo se desarrolló en las instalaciones de la Facultad de Ingeniería dentro de la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica de Materiales (UDIATEM) con la dirección del Ing. Edgar Isaac Ramírez Díaz; la investigación se refiere al análisis microestructural y mecánico de la aleación SAE 788 durante la aplicación de tratamientos térmicos y laminación. Esta aleación es utilizada en la fabricación de cojinetes de deslizamiento para motores de combustión interna. La realización de este trabajo está sustentada en la necesidad de mejorar los procesos de fabricación de cojinetes así como la optimización de las propiedades mecánicas inherentes a la aleación.

El capítulo uno está dedicado a la introducción teórica referente a los cojinetes de deslizamiento, así como a algunos de los diferentes tipos de materiales existentes actualmente en el mercado para la fabricación de los mismos; de igual manera, se hace una descripción detallada de la aleación SAE 788 (A-17X) presentando el efecto que tiene cada uno de los elementos que la componen.

Para el capítulo dos se presenta un resumen de los principales tratamientos térmicos aplicados a aleaciones de aluminio, haciendo hincapié en el tratamiento térmico de esferoidización de las fases intermetálicas; además, dentro de este capítulo se mencionará el efecto de endurecimiento por trabajo en frío en los metales, así como también una breve descripción del proceso de conformado de materiales por laminación y algunos temas relativos a éste.

Dentro del capítulo tres se maneja la parte experimental referente al tratamiento térmico previo a la laminación y el efecto que tiene sobre la microestructura y las propiedades mecánicas del material. Para esto, se llevaron a cabo 2 tratamientos térmicos a distintas temperaturas; posterior a esto fueron aplicados los ensayos de tracción, para obtener las propiedades mecánicas; para finalizar la parte de tratamientos térmicos se obtuvo un análisis microestructural de las muestras.

El capítulo cuatro se refiere al efecto que tiene la aplicación de tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas de la aleación SAE 788 durante el proceso de laminación. Posterior a este proceso de trabajo en frío se obtuvieron una serie de especímenes a diferentes grados de deformación, a los cuales se les aplicó un ensayo de tracción para determinar algunas propiedades mecánicas y se realizó un análisis microestructural de cada una de las probetas obtenidas en este proceso. Finalmente, en el capítulo cinco se exponen las conclusiones que se desprendieron del presente trabajo, basándose principalmente en la mejora de propiedades mecánicas y evolución microestructural de la aleación.

**Eduardo Chamorro y Rubén Guarneros**

---

# OBJETIVO

---

*“El objetivo de la presente tesis es la obtención de las relaciones que guarda la evolución de la microestructura y las propiedades mecánicas para la aleación SAE 788, sujeta a procesos de tratamientos térmicos y laminación, para así ofrecer al sector industrial una amplia opción de parámetros en lo que respecta a esta aleación en particular.”*

# 1 INTRODUCCIÓN

---

## 1.1 TRIBOLOGIA

La palabra tribología define el área de la ingeniería que se dedica al estudio de la “ciencia y tecnología de la interacción de superficies en movimiento relativo y los tópicos relacionados”. La tribología reúne varias disciplinas de la ingeniería en un sólo campo, con el objetivo de sistematizar el estudio.

El análisis del contacto entre los materiales incluye el estudio estadístico de las superficies ingenieriles, los cuales, por su proceso de producción muestran variados grados de rugosidad. Este aspecto pertenece sin duda a la ingeniería mecánica y más específicamente se puede clasificar en la especialidad de la manufactura. Cuando dos piezas estén en contacto, su relieve se alterará por deformaciones elásticas y plásticas; este aspecto de la tribología se relaciona con la mecánica de materiales. El desgaste de un material es la consecuencia directa del contacto entre piezas sujetas a un movimiento relativo. En este ámbito, los fenómenos se manifestaran a nivel cristalino por la generación de patrones de dislocaciones y microfisuras, así como en los procesos termodinámicos de adherencia y la oxidación de la superficie. El estudio de las interacciones entre deformación plástica, fractura y estructura cristalina se ubica dentro de un área de conocimiento difusa en medio de la metalurgia física y la mecánica. La oxidación (corrosión) por lo general se considera como una parte de la metalurgia química, pero en la tribología no se puede estudiar por separado. Finalmente, el estudio de la lubricación es una aplicación directa de la mecánica de fluidos y puede clasificarse como una especialidad de la ingeniería mecánica. [1]

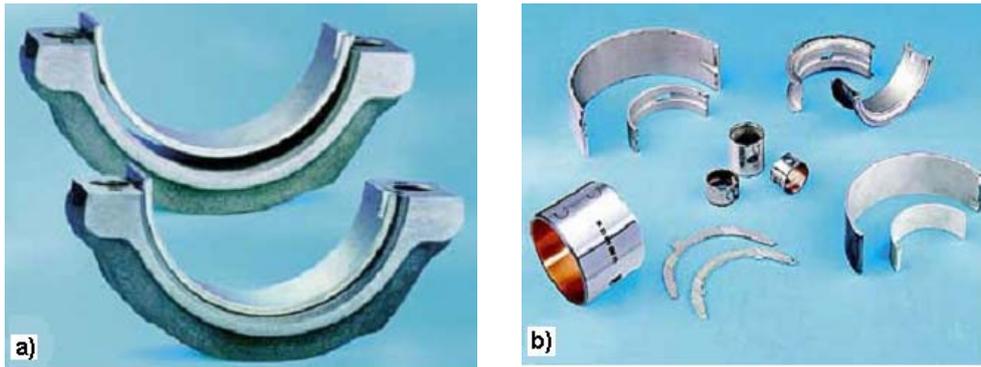
## 1.2 COJINETES DE DESLIZAMIENTO

Un cojinete se define como aquel elemento interpuesto entre dos piezas en movimiento relativo y cuya función principal es minimizar el desgaste, reducir las fuerzas de fricción y permitir la transmisión de carga y par. Su geometría básica consiste en una sección cilíndrica hueca que en su interior contiene un eje cuyo diámetro es ligeramente menor comparado con el cilindro, lo cual permite un deslizamiento relativo entre ambos elementos.

Los sistemas más comunes y geoméricamente más sencillos son aquellos que permiten la rotación relativa alrededor de un eje fijo, con una carga aplicada en dirección perpendicular. Aun así se tienen que distinguir dos tipos de elementos: los cojinetes de deslizamiento y los que contienen elementos rodantes (baleros, rodamientos). En los primeros existen sistemas con y sin lubricación. La

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

lubricación limita la fricción mediante una capa de líquido de baja viscosidad presurizado; para elementos rodantes, el control del desgaste es fundamentalmente diferente. En estos el componente tangente de la velocidad relativa entre la pista y el elemento es igual a cero en el caso idóneo. No obstante, debido al hecho de que la velocidad angular relativa entre eje y cojinete es constante, tanto en la pista interior como la exterior debe existir una componente tangencial limitada de velocidad relativa, justificando una lubricación mínima.



**Figura 1.1** a) *Cojinetes para bielas* b) *Cojinetes y bujes de un motor de combustión interna.* [2]

Si los elementos de una máquina se mueven, debe haber superficies de apoyo para estos elementos, algunas de las cuales se pueden lubricar con facilidad, otras con dificultad y otras no se pueden lubricar.

Cuando la carga o la velocidad o ambas son altas, la lubricación de las superficies de contacto, ya sea por aceite, aire u otro fluido, debe proporcionar una película fluida que impida en lo posible el contacto directo de las superficies móviles. Lo anterior se cumple durante el pleno funcionamiento de la máquina, pero no siempre las superficies están separadas por esa película, es necesario que exista un movimiento relativo entre éstas; lo que implica que en el arranque de la máquina siempre existirá contacto entre los dos elementos. Cuando las superficies en movimiento relativo convergen, de modo que este movimiento hace que la presión del aceite sea suficiente para soportar la carga sin contacto entre metal y metal, la lubricación es hidrodinámica.

### 1.3 MATERIALES CLÁSICOS PARA COJINETES DE DESLIZAMIENTO

Las propiedades que se consideran ventajosas para los materiales de cojinetes incluyen:

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

- **Conformabilidad:** La resistencia y la ductilidad de los materiales para la fabricación de cojinetes hidrodinámicos deben ser lo más alto posible para su correcto funcionamiento y maquinado. Durante la operación inicial, el material menos duro, debe proveer la elasticidad suficiente para compensar un desalineamiento y otros errores geométricos.
- **Compatibilidad:** es una propiedad del material para no soldarse con otro cuando trabajan en condiciones de contacto mutuo.
- **Incrustabilidad o penetrabilidad:** propiedad que permite que las partículas extrañas del orden de magnitud de la película lubricante mínima, penetren en la superficie y sean eliminadas sin provocar ralladuras o abrasión.
- **Resistencia mecánica y la fatiga:** capacidad para soportar la máxima presión hidrodinámica y resistir los cambios cíclicos de la carga, cualquiera que sea la temperatura de funcionamiento
- **Resistencia a la corrosión:** esta propiedad es de consideración ya que la temperatura de operación de la maquinaria es alta y existe el riesgo de degradación del aceite. Los productos de la oxidación de algunos lubricantes pueden atacar y corroer a elementos tales como el cadmio, plomo, zinc y aleaciones de cobre.
- **Buena conductividad térmica:** está favorece al transporte de calor generado debido a la fricción, por lo tanto se evita un posible sobrecalentamiento del cojinete.
- **Factores económicos:** Frecuentemente el factor decisivo en la selección de un material es el costo. Generalmente una capa delgada de un material costoso puede satisfacer las necesidades tribológicas, mientras que se aplica un material barato como respaldo que satisface las necesidades de resistencia.

Los metales babbitts tienen base de estaño o de plomo, dependiendo del material que predomine en la aleación. Son relativamente débiles en todas las formas, y pierden resistencia rápidamente cuando aumenta la temperatura, por lo que se usan actualmente en una capa delgada (menos de 1 mm, hasta 0.05 mm). Por su baja resistencia a la fatiga, no son satisfactorios cuando la carga es grande y variable, si bien en algunos casos las capas muy delgadas suelen resistir bastante. La capacidad normal de carga con un espesor de 0.4 mm (lubricación de película gruesa) es aproximadamente 10.3 [MPa].

La familia de aleaciones de cobre, principalmente los bronce, son buena opción para operar contra acero o hierro fundido. El bronce es más blando que los metales ferrosos, pero tiene buena resistencia, buena maquinabilidad y resistencia a la corrosión son mucho más fuertes y más duros que los metales antifricción;

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

cuando está lubricado funciona bien contra aleaciones ferrosas. Hay cinco aleaciones comunes de cobre en la fabricación de cojinetes: el cobre-plomo, el bronce al plomo, el bronce al estaño, el bronce al aluminio y cobre con berilio. Tienen un rango de dureza que va desde el característico de los babbitt hasta prácticamente el del acero. [3]

Un cojinete de hierro fundido con un muñón de acero endurecido resulta una combinación excelente en cuanto al desgaste y al rozamiento, si existe lubricación de película delgada. Sin embargo, el hierro fundido no posee incrustabilidad ni las otras propiedades de un material blando que usualmente pesan más que su bajo costo.

### 1.4 ALEACIONES TRIBOLÓGICAS BASE ALUMINIO PARA COJINETES DE DESLIZAMIENTO

Las aleaciones de aluminio poseen una serie de propiedades específicas que le brindan grandes perspectivas como material antifricción, éstas son: alta conductividad térmica, alta resistencia a la fatiga, además, la matriz de aluminio provee una excelente resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes, lo que se atribuye a la pasividad debida a la capa de óxido de aluminio; esta capa está fuertemente unida a la superficie del metal, y si hay daños son corregidos casi inmediatamente, la continuidad de la capa se ve afectada por la microestructura del metal, particularmente por la presencia de partículas de segunda fase.

#### ALEACIONES Al-Sn

Las aleaciones binarias de AlSn tienen una resistencia mayor que la de los babbitts a la temperatura de trabajo. Pequeñas adiciones de otros elementos como el cobre o níquel no afectan la capacidad de redistribución del estaño por medio del tratamiento térmico. Estas adiciones se disuelven en la matriz del aluminio endureciéndola. También, cuentan con otros elementos aleantes como puede ser el silicio e impurezas como el hierro, que proveerán partículas duras que mejorarán la resistencia mecánica, ya que la falla en este caso se da mediante el crecimiento de las discontinuidades del material al estar sometido a cargas cíclicas, por lo que las partículas con morfología esférica frenarán este crecimiento.

Algunas propiedades de las aleaciones son controladas principalmente por los elementos en solución (por ejemplo cobre), otras principalmente por el estaño. De esta forma, la resistividad eléctrica depende principalmente de la cantidad de cobre o magnesio en solución sólida; la dureza, la resistencia a la fatiga y a la corrosión, del estaño y de los elementos solubles; La contracción térmica, y la conformabilidad por su parte dependen también del contenido y la distribución del estaño. [4]

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

En la Tabla 1.1 se presentan las principales aleaciones de aluminio SAE para cojinetes de deslizamiento, así como sus características más importantes, y sus aplicaciones, dando un panorama general de las aleaciones existentes en el mercado, además en la Tabla 1.2 se presentan algunas otras aleaciones base aluminio presentado el porcentaje de contenido de cada una de sus elementos aleantes.

**Tabla 1.1** Aplicaciones según SAE de las aleaciones de aluminio. [4]

Designación SAE	Designación ISO	Características	Aplicaciones
770	AlSn6Cu	-Buena resistencia a la corrosión. -Compatibilidad. -Conformabilidad. -Incrustabilidad. -Resistencia a la cavitación	Cojinetes de cigüeñal en motores de automóvil y como recubrimiento para servicio pesado.
783	AlSn20Cu	-Buena compatibilidad - Buena incrustabilidad - Buena resistencia a la corrosión - Baja resistencia a la cavitación.	Cojinetes para motores de automóviles.
784	AlSi11Cu	-Buena resistencia a la corrosión. -Mala compatibilidad. -Pobre conformabilidad. -Incrustabilidad. -Resistencia a la fatiga -Resistencia a la cavitación	Cojinetes de cigüeñal para servicio pesado.
786	AlSn40	-Buena resistencia a la corrosión. -Compatibilidad. -Buena conformabilidad. -Incrustabilidad. -Baja resistencia a la fatiga -Baja resistencia a la cavitación	Motores Diesel marinos generalmente con recubrimiento de plomo-estaño.
788	AlSn12Si	-La mejor resistencia a la fatiga y al desgaste en combinación con cigüeñales de hierro nodular.	Cojinetes para motores de automóviles.

Las aleaciones con 6.5 wt% Sn, es decir la SAE 770 y la SAE 780 (Tabla 1.2), son ampliamente usados para aplicaciones de cojinetes bimetálicos para motores diesel de mediana a alta capacidad. Las adiciones de cadmio mejoran la compatibilidad con las flechas de acero, por eso las aleaciones SAE 781 y 782 son aplicadas como capa intermedia de 0.5-3.0 mm de espesor en cojinetes con respaldo de acero y recubrimiento electrolítico de babbitt.

Las aleaciones especiales de alto contenido de estaño (SAE 783 y SAE 786) y la que tiene adiciones de plomo como la SAE 787, han sido desarrolladas con técnicas especiales de procesamiento para evitar la necesidad de un recubrimiento.

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

**Tabla 1.2 Aleaciones para cojinetes base aluminio [5]**

Material, Designación SAE	Elementos aleantes, wt %							Tipo de cojinete
	Si	Cu	Sn	Ni	Pb	Cd	Mg	
770		1	6.5	1				Fundición
780	1.5	1	6.5	1				Bimetálico o trimetálico, laminado
781	4	0.1				1	0.1	Bimetálico o trimetálico
782		1		1		3		Bimetálico o trimetálico
783		1	20					Bimetal
784	11	1						Parte intermedia de cojinetes trimetálicos
787	4	0.5	1		6			Bimetálico
788	3	1	12		2			Bimetálico

### ALEACIONES Al-Pb

Representan una alternativa a las aleaciones Al-Sn, ya que el costo relativo del plomo es más bajo que el del estaño, pero la aleación presenta más problemas metalúrgicos, por lo que sólo hay un número de cojinetes limitado en el mercado.

La tendencia del plomo a segregarse en la aleación fundida, puede utilizarse de tal forma que de un lado del lingote quede una mayor cantidad de plomo para después co-laminar la aleación de aluminio con acero en la superficie que tiene un bajo contenido de plomo, de tal forma que en la superficie del cojinete quede aproximadamente un 8% de plomo después del maquinado. El plomo tiene una forma de listones después del laminado.

Este tipo de aleación conocida como Aluminio-Babbitt contiene además 1wt.% de cadmio (tóxico), 1 wt.% de estaño y 4 wt.% de silicio y de esta forma ha sido introducida en motores para automóviles, con una buena compatibilidad, sin embargo la tendencia a la eliminación de metales pesados se ha traducido en una reducida difusión de la aleación. [4]

### ALEACIONES Al-11%Si

Ésta es similar en composición a las aleaciones utilizadas en los pistones, pero es procesada para producir una microestructura distinta, que consiste en partículas finas de silicio en una matriz Al-Cu, lo que le da una elongación del 10%, comparado con el 1% de la aleación para el pistón. La resistencia a la fatiga de estas aleaciones es elevada, equivalente con las más resistentes aleaciones base cobre para cojinetes.

Su compatibilidad es sorprendentemente buena, en vista de la ausencia de una fase suave, y esto se atribuye a un tamaño fino del silicio de aproximadamente 2

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

micras. Sin embargo la dureza de la aleación y la relativamente pobre incrustabilidad requiere que el cojinete sea recubierto para que tenga un desempeño satisfactorio. La aleación fue desarrollada específicamente para los requerimientos de elevadas cargas de un motor Diesel turbo cargado, donde está libre de corrosión y ofrece importantes ventajas comparado con los bronce de plomo.

### **ALEACIONES Al-Sn-Si**

Éstas se obtienen por laminación y necesitan tratamiento térmico para lograr una fase reticular de estaño con partículas de cobre en una matriz de aluminio. La dureza es controlada mediante el contenido de cobre y por tratamiento térmico.

Estas aleaciones demostraron ser más resistentes al agarrotamiento y desgaste provocado por árboles de fundición nodular que otros materiales. Esto se debe a una fina distribución de partículas de silicio en la estructura reticular de estaño, lo que permite que la superficie de desgaste esté en contacto con otra relativamente rugosa, sin que se produzca agarrotamiento o un desgaste excesivo. [6]

### **ALEACIÓN Al20%Sn1%Cu**

Ésta representa un compromiso satisfactorio entre los requerimientos opuestos de alta resistencia a la fatiga y buenas propiedades superficiales. La compatibilidad, conformabilidad y la incrustabilidad de partículas le permite rodar sin muestras de agarrotamiento, incluso bajo condiciones de capa de lubricación fina presente en la mayoría de los automóviles actuales. El ataque a esta aleación por la corrosión es virtualmente nulo. La misma es completamente resistente al ataque de lubricantes y a la degradación de estos como consecuencia de las altas temperaturas de trabajo.

### **ALEACIÓN Al-6%Sn**

La aleación está sujeta a pequeñas variaciones en su composición dependiendo de quien lo manufactura. La mayoría de las especificaciones se encuentran entre 5.5 y 7% de estaño, con adiciones de cobre y níquel en un nivel del 1% y silicio entre 0 y el 2%. Para aplicaciones como cojinetes para automóviles la aleación se recubre, ya que la compatibilidad sin el beneficio de un recubrimiento es inadecuada para las condiciones de una delgada película de aceite. La secuencia para el recubrimiento es multi-etapas, consistiendo de una inmersión en un depósito electrolítico de zinc, un delgado electrodeósito de níquel o cobre y finalmente un electrodeósito de una aleación Pb-Sn. El espesor comúnmente usado es de 0.012-0.020 mm. Sin embargo, la presencia del recubrimiento aumenta la resistencia a la fatiga en un 10% extra, por lo que la aleación Al-6% Sn puede ser utilizada para condiciones que puedan ser difíciles para la aleación Al-20% Sn. La corrosión debida al aceite del motor degradado no es un problema en comparación con los cojinetes Cu-Pb.

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

### ALEACIONES Al-30%Sn y Al-40%Sn

Aleaciones aluminio-estaño con un contenido de estaño por encima del 20% son usadas en algunos casos y particularmente en Japón. La aleación formada por un 30% de estaño, 1% de cobre y el resto de aluminio ha sido probada exitosamente en motores de autos para pasajeros. Ésta posee una resistencia al gripado (denominación que se utiliza comúnmente para nombrar un tipo de avería que se produce cuando dos piezas que tienen rozamiento se sueldan por efecto de las altas temperaturas alcanzadas). El gripado aparece habitualmente cuando se han producido deficiencias en su lubricación. Si bien esta propiedad es mayor que en la aleación Al-20%Sn-1%Cu, situación opuesta en cuanto a la resistencia a la fatiga. Esta aleación aunque no ha encontrado aplicación en el campo automotriz se puede aplicar con éxito en otros campos. En la prueba de resistencia al rayado y desgarre, la aleación se mostró excepcionalmente buena, superior incluso a las aleaciones base estaño. Omitiendo la adición de 1% de Cu se facilita la reducción de la dureza a niveles comparables con los babbitts.

En cuanto a la resistencia a la fatiga, esto depende de la temperatura de trabajo. En el orden de los 100 °C, la aleación de aluminio es 50% más resistente que el mejor recubrimiento de babbitt. La aleación tiene suficiente conformabilidad, mientras que la compatibilidad para algunos casos no ha sido determinada, pudiendo requerir el uso de una capa protectora.

### 1.5 ALEACIÓN SAE 788 (A-17X)

Durante este estudio se evaluará y caracterizará la aleación A-17X, patentada por una compañía japonesa dedicada a la manufactura de cojinetes de deslizamiento en motores de combustión interna, ésta reporta una alta resistencia a la fatiga lo que representa tener una matriz dúctil con partículas duras en la superficie. Por otro lado la composición del material es: Cu-0.7%, Sn-12%, Pb-1.7%, Sb-0.3% y Si-2.5%. Todas las cantidades anteriores están representadas en porcentaje peso, el contenido faltante es aluminio puro.

Es importante señalar que las propiedades físicas del aluminio tales como densidad, temperatura de fusión, coeficiente de expansión térmica, conductividad térmica y eléctrica, son modificadas en general por la adición de uno o más elementos aleantes, las relaciones de cambio dependen de la cantidad y del elemento o elementos que constituyan la aleación. Para explicar mejor el comportamiento de cada elemento que constituye esta aleación a continuación se abordará el tema a través de aleaciones binarias.

En la Tabla 1.3 se presentan las aleaciones base aluminio comercial para cojinetes de deslizamiento, comercializados y producidos por la empresa japonesa, la que incluye la aleación A-17X (SAE-788) y algunas otras más:

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

Tabla 1.3 Productos Características y nomenclatura. [7]

Nombre del producto o DAIDO	Componentes químicos importantes (% Peso)								Características
	Cu	Sn	Pb	Sb	Al	Zn	Si	Otros	
A 20	1.0	20							Material general (Propiedades de aluminio)
A 40	1.0	40							Excelente conformabilidad
A 17 X	0.7	12	1.7	0.3	Base		2.5	$\alpha$	Alta resistencia a la fatiga (Figura 1.2)
A 21 X	0.7	12	1.7	0.3	Base		2.5	$\alpha, \beta$	Gran conformabilidad y alta resistencia a la fatiga
A 10 H	1.5	10					2.5	$\alpha, \beta, \gamma$	Material libre de plomo para altas cargas desarrollado para mejorar la resistencia a la fatiga del A 21 X

## 1.6 ALEACIONES BINARIAS REFERIDAS A LA ALEACIÓN SAE 788

### SISTEMA ALUMINIO-ESTAÑO (Al-Sn)

El estaño es un elemento secundario dentro del mundo de las aleaciones base aluminio; en épocas anteriores era agregado para aumentar la fluidez de las aleaciones fundidas, pero en la actualidad es agregado a las aleaciones para cojinetes de deslizamiento.

El punto eutéctico para esta aleación está a 501-502 K con un porcentaje de estaño del 99.5 wt. % Sn, muy cerca del final del estaño y al punto de fusión. La solubilidad sólida es del orden de 0.10 wt. % Sn con aproximadamente 900 K, y disminuye hasta alcanzar un valor probable de 0.05-0.07% Sn a la temperatura eutéctica, y valores mucho más pequeños a temperaturas más bajas.

La densidad de la aleación aumenta aproximadamente 0.06% por cada 0.1 wt. % Sn agregado. No existe prácticamente cambio en la dureza de la aleación, resistencia o elongación del aluminio comercial al agregarlo. La resistencia y especialmente la elongación cae rápidamente con temperaturas: a 500 K la resistencia de una aleación de este tipo con 10 wt. % de estaño es reducida a la mitad y la elongación cae del 60% a menos del 5% a temperatura ambiente; a 900 K la aleación es quebradiza. Una solución para estos problemas es mediante la deformación plástica que permite fracturar la red de estaño, seguida por un proceso de tratamiento térmico con enfriamiento rápido para globulizar el estaño

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

(Figura 1.2). El efecto del estaño sobre la resistencia a la corrosión no es realmente significativo, aunque esta disminuye un poco en solución alcalina y también en ácida. [8]

El estaño tiene un efecto muy pequeño en el refinamiento de grano sobre el aluminio. El endurecimiento por envejecimiento tiene un efecto limitado sobre las propiedades pero se lleva a cabo con la misma sucesión de pasos como en otros sistemas. Cantidades de 0.05-0.10 wt. % Sn tienen un efecto muy importante sobre el endurecimiento por envejecimiento de las aleaciones aluminio-cobre ya que la agregar pequeñas cantidades de cobre se reduce la resistencia a la fatiga de las aleaciones aluminio-cobre.

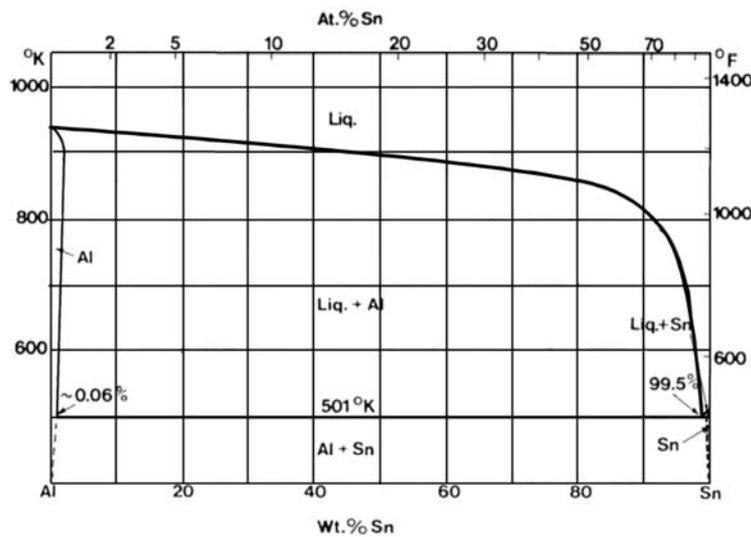


Figura 1.2 Sistema binario aluminio-estaño (Al-Sn)

### SISTEMA ALUMINIO-SILICIO (Al-Si)

Las aleaciones de Al-Si (Figura 1.3) ocupan una posición importante en la familia de materiales tribológicos. La adición de Si, además de reducir el coeficiente térmico de expansión produce una aleación de aluminio con un buen vaciado, buena resistencia a la corrosión y características de desgaste. La influencia del contenido de Si de este tipo de aleaciones sobre su resistencia al desgaste ha sido bien documentada y se ha reportado que las aleaciones eutécticas tiene una mejor resistencia al desgaste que las hipoeutécticas e hipereutécticas.

Esta aleación tiene una importancia comercial muy significativa, basada en su alta fluidez y baja cantidad de reducción de volumen durante la fundición, soldabilidad y en diversas aplicaciones para soldadura. La dureza de las partículas de silicio da una alta resistencia a la aleación.

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

El silicio, por otro lado es la segunda impureza mas abundante dentro de las aleaciones de aluminio, originado principalmente del sílice o los silicatos de bauxita (mineral de donde se extrae el aluminio). [9]

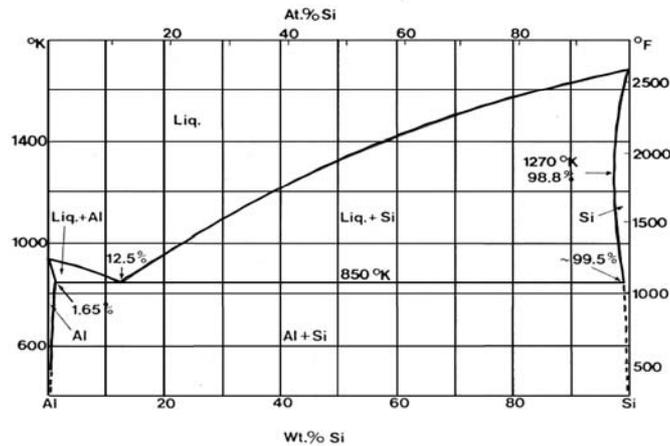


Figura 1.3 Sistema binario aluminio-silicio (Al-Si)

El sistema aluminio silicio forma un simple eutéctico, en el cual las dos fases en equilibrio son Al y Si. El eutéctico aparece a 580 °C al 12.5% de silicio. La estructura de la aleación cerca de la composición eutéctica depende más del rango de enfriamiento que del contenido de silicio, es decir, enfriamientos rápidos favorecen la formación de silicio; y enfriamientos lentos aumenta la cantidad del eutéctico. [10]

En la temperatura eutéctica, el aluminio y el silicio en solución sólida contienen 1.65% de silicio y cerca de 0.5% de aluminio, respectivamente. Cabe resaltar que no existe otro tipo de intermetálicos en un sistema binario puro de esta naturaleza.

Los tratamientos térmicos tienen un efecto limitado sobre las propiedades mecánicas: existen algunos aumentos en la resistencia pero mucho menor que los que pueden ser logrados durante el trabajo en frío. La resistencia de las aleaciones Al-Si disminuye, muy rápidamente con el aumento de temperatura. Dentro de esta aleación el aumento en el módulo de elasticidad es lineal, alcanza 90 GPa con 30% de Si, sin la diferencia entre aleaciones modificadas y no modificadas.

El silicio no tiene un efecto de refinamiento de grano decisivo sobre la solidificación del aluminio, pero afecta apreciablemente la facilidad de calentamiento durante procesos de fundición y soldadura. Esta propiedad alcanza un máximo en el límite de solubilidad sólida, donde el intervalo entre el sólido y el líquido es máximo. Desde este punto disminuye hasta alcanzar un mínimo en la composición eutéctica. El silicio disminuye la plasticidad del aluminio. Cerca de los 700 K la aleación presenta super-elasticidad. Este efecto es probablemente relacionado con la esferoidización del silicio que se lleva a cabo a más altas

## CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

temperaturas. El efecto del silicio sobre la recristalización es variable, probablemente por la interacción del silicio con otros elementos.

Modificaciones de la aleación Al-Si por elementos tales como Na o Sr se sabe que cambian la morfología de las partículas eutécticas de Si de aguja a globular / fibrosa. Recientemente, diferentes autores han podido demostrar que la resistencia al desgaste puede ser mejorada refinando el grano de estas aleaciones. [11]

### SISTEMA ALUMINIO-COBRE (Al-Cu)

El cobre es uno de los más importantes elementos aleantes para el aluminio gracias a su solubilidad y a que aumenta la resistencia de la aleación. Cuando el contenido de cobre se incrementa, se presenta un aumento continuo de la dureza del material, pero la resistencia y especialmente la ductilidad depende de si el cobre está en solución sólida o no, cuando esferoidiza en partículas distribuidas uniformemente o como una red continua en los límites de granos. El cobre disuelto produce un más alto incremento en la resistencia mientras que mantiene una cantidad substancial de ductilidad; con la red no sólo la ductilidad desaparece, incluso la resistencia es reducida por que el material se hace muy quebradizo. La adición de cobre refina el tamaño de grano del aluminio de fundición, pero el refinamiento no es muy grande. La nucleación de aleaciones aluminio-cobre no es diferente de la de al aluminio puro. En años recientes ha habido un interés apreciable por el eutéctico Al-CuAl<sub>2</sub> como un material compuesto, porque se puede obtener una estructura laminar perfecta.

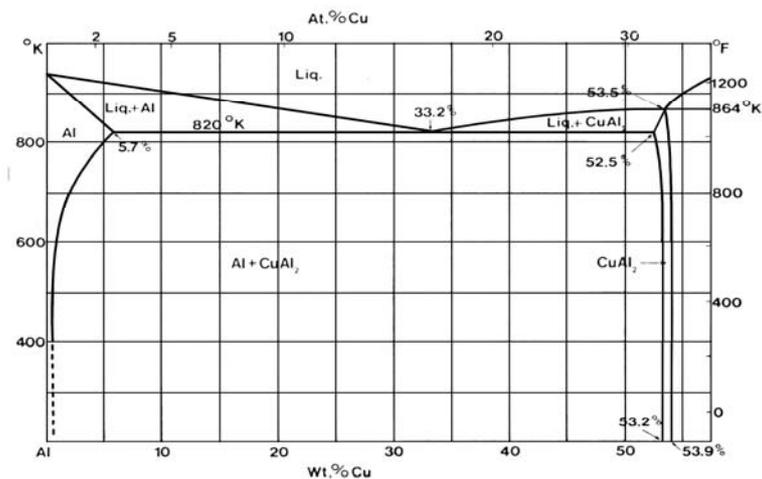


Figura 1.4 Sistema binario aluminio-cobre (Al-Cu)

**SISTEMA ALUMINIO-PLOMO (Al-Pb)**

Este tipo de aleaciones (Figura 1.5) han sido aplicadas en la producción de cojinetes gracias a que poseen un rendimiento óptimo: propiedades de fricción superiores, bajos costos de producción, alta conductividad térmica y una alta resistencia a la corrosión que otras aleaciones para cojinetes.

El plomo es un elemento añadido en pequeñas proporciones en algunas aleaciones de aluminio, el cual le imparte una muy buena maquinabilidad a la aleación. Es generalmente agregado junto con algo de bismuto porque la mezcla de los dos elementos no lleva a cabo ningún cambio de volumen durante la fundición y además para prevenir durante el tratamiento térmico el agrietamiento o lagrimeo. Se ha probado que aleaciones que contienen por arriba de 10 wt. % Pb pueden considerarse como aleaciones para cojinetes. Además se ha encontrado que la resistencia a la corrosión en este tipo de aleaciones puede ser mejorada añadiendo estaño. Así mismo, el gran rango de solidificación y diferencia de densidad entre el Al y el Pb aumentan enormemente la cinética de segregación del plomo durante la fusión y solidificación. [12]

Las propiedades mecánicas no son apreciablemente afectadas por la adición de pequeñas cantidades de plomo; puede haber un pequeño aumento de dureza en el límite de solubilidad. El alto sobrevoltaje del plomo disminuye la tendencia a la corrosión, hasta el punto que es casi despreciable en ácidos, y existen incluso algunas investigaciones del mejoramiento de la resistencia a la corrosión en algunas soluciones alcalinas. La reducción de la conformabilidad en frío y en caliente no es substancial para cantidades menores al 1% wt. Pb. El plomo no tiene efecto alguno sobre el endurecimiento por envejecimiento de las aleaciones aluminio-cobre pero mejora substancialmente su maquinabilidad, ambos reduciendo los requerimientos de potencia y aumentando los rangos permisibles de velocidad y ángulo de la herramienta. El mejoramiento de la maquinabilidad produce que las adiciones de plomo sean de las más grandes dentro del mundo de las aleaciones con matriz dura.

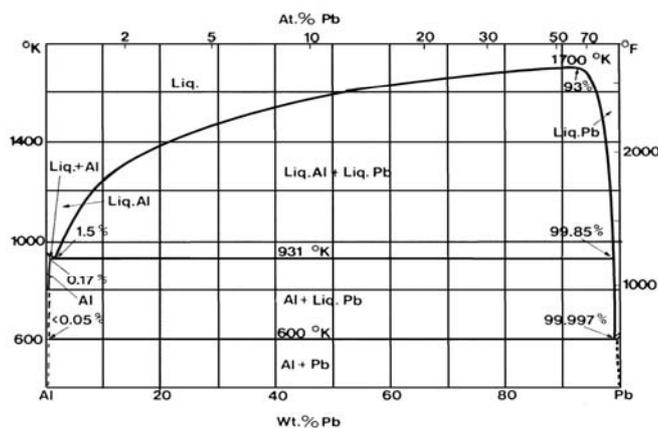


Figura 1.5 Sistema binario aluminio-plomo (Al-Pb)

### 1.7 IMPUREZAS EN EL ALUMINIO

Las aleaciones de aluminio constituyen el grupo más importante de materiales cuyas aplicaciones, como predicen los especialistas, tenderán a incrementarse en el futuro próximo. Por una parte el hierro es la principal impureza en la mayoría de las aleaciones de aluminio, la cual es la razón de la estricta limitación (menor que 0.05% para algunas aleaciones). [13]

El aluminio y sus aleaciones contienen impurezas inevitables de diferentes orígenes: pueden ser óxidos inherentes del mineral de aluminio, pueden entrar en el material en el proceso de electrólisis o pueden derivarse de la remoción incompleta en la producción y refinamiento primario del aluminio. Otras impurezas pueden aparecer en el proceso de fundición y vaciado, debido a la carga de contaminantes que se arrojan para reciclar el aluminio y a la disolución de elementos aleantes de las herramientas de trabajo.

Las impurezas metálicas son clasificadas en: impurezas con baja solubilidad e impurezas con alta solubilidad en solución sólida, que usualmente tienen un efecto reducido en las propiedades mecánicas y pueden influir en la el endurecimiento por precipitación en un tratamiento térmico. Las partículas de fases insolubles durante la homogenización, tienen típicamente una baja ductilidad y usualmente presentan una forma extendida.

Tanto el hierro como el silicio son los principales contaminantes del aluminio, si tenemos en cuenta que los mayores problemas relacionados con el refinamiento del aluminio, provienen del acero y su afinidad química con el aluminio. Para explicar lo que hace el hierro hay que conocerlo un poco más: éste es un metal de transición el cuál forma un eutéctico con el aluminio (baja solución sólida), pero en contraste con otro metales de transición, como el manganeso, el cromo o el escandio, el hierro no forma soluciones sólidas sobresaturadas, además, las fases formadas por el hierro tienen parámetros de red y estructuras diferentes que las del aluminio. [14]

# 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

---

## 2.1 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Los tratamientos térmicos de los metales es un conjunto de ciclos de calentamiento y enfriamiento a los que se someten los metales para modificar su microestructura y, por lo tanto, sus propiedades mecánicas.

La naturaleza, la forma, el porcentaje y la distribución de los constituyentes de las aleaciones conforman la microestructura del material metálico considerado. La microestructura, consecuencia de las reacciones en estado sólido generadas entre las fases existentes a lo largo de los tratamientos térmicos y mecánicos, es responsable de las propiedades físicas, químicas y mecánicas del metal. [15]

## 2.2 HOMOGENIZACIÓN

La microestructura de enfriamiento, directo de una aleación salida de la fundición presenta una significativa segregación y sobresaturación. La microsegregación en los lingotes de fundición, como por ejemplo la segregación a nivel microestructural, se manifiesta por una diferencia en la concentración del soluto a nivel dendrítico y en eutécticos y fases intermetálicas en los límites de grano.

El objetivo principal de la homogenización es mejorar la conformabilidad y las propiedades mecánicas disolviendo los constituyentes interdendríticos quebradizos y generando una estructura más homogénea a través de todo el lingote. La homogenización ocurre a temperaturas entre las líneas de solvus y solidus entre 2-10 horas.

## 2.3 TRATAMIENTO TÉRMICO DE SOLUCIÓN

El tratamiento térmico de solución para alcanzar la máxima concentración de soluto en la solución sólida es llevado a cabo a una temperatura lo suficientemente alta y por un tiempo que sea capaz de producir una solución sólida cercana a la homogénea. La temperatura es determinada basándose en la composición y la solubilidad sólida máxima. Es normal realizarlo con un calentamiento cercano pero debajo de la temperatura eutéctica. Es importante evitar fusión local durante el calentamiento y durante la solución.

Normalmente, variaciones de  $\pm 6$  °C son permitidas pero incluso se debe ser más estricto para aleaciones de aluminio de alta resistencia, ya que un calentamiento muy por debajo de esta temperatura puede resultar en una solución incompleta.

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

El tiempo de este tipo de tratamiento térmico depende de la microestructura, espesor de la sección y la carga en el horno, este tratamiento térmico puede variar desde menos de un minuto hasta más de 20 horas. El agua es comúnmente usada como agente de enfriamiento. En componentes como fundiciones o forjas, se utilizan bajas velocidades de enfriamiento para evitar la distorsión y esfuerzos residuales. Esto puede ser alcanzado usando agua entre 65-80 °C, aire forzado o vapor.

### 2.4 ENFRIAMIENTO RÁPIDO

Un enfriamiento rápido subsecuente debe ser aplicado a una velocidad considerable para retener el soluto en solución sólida y retener suficientes espacios vacantes a temperatura ambiente. La precipitación durante el enfriamiento puede resultar en partículas gruesas que reduce las propiedades mecánicas, también reduce el nivel de supersaturación y como respuesta a esto el endurecimiento por envejecimiento. Generalmente, los valores más altos alcanzables de resistencia, la mejor combinación de propiedades y la mejor resistencia a la corrosión están asociados a las velocidades de enfriamiento más altas. La cinética de precipitación está relacionada con el grado de sobresaturación y el coeficiente de difusión, el cual depende de la temperatura en sentido inverso, resultando en un máximo de nucleación y crecimiento por encima del rango de temperatura crítica que se encuentra entre 290 °C y 500 °C, para la mayoría de las aleaciones. [16]

### 2.5 ALEACIONES DE ALUMINIO-SILICIO

El conocimiento de los límites de solubilidad en este sistema aleado tiene gran importancia. El hecho de que en estado sólido se produzca una notable disminución de la solubilidad del soluto con la temperatura, permite que estas aleaciones sean susceptibles de tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas. El diagrama de equilibrio del sistema binario aluminio-silicio se presenta a continuación (Figura 2.1).

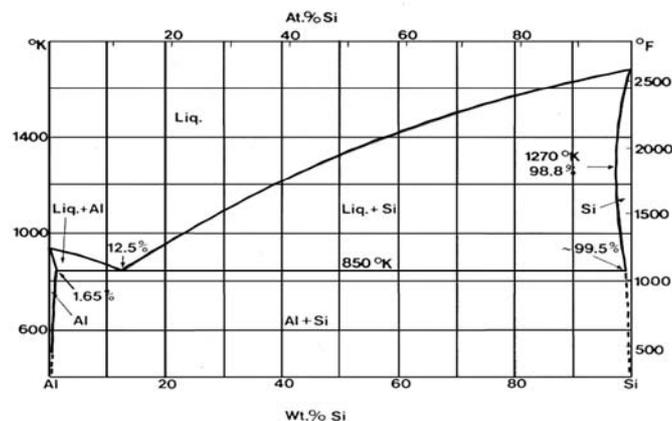


Figura 2.1 Diagrama de equilibrio Al-Si. [11]

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

En la Tabla 2.1 se describen las características morfológicas, cristalográficas y estructurales, para ese sistema.

**Tabla 2.1** *Precipitados en las aleaciones y aluminio-silicio [14]*

Sistema	Precipitado	Parámetro cristalográficos	Morfología
Al-Si	silicio	$a = 0,532\text{nm}$	Plaquetas en (001)Al, (111)Al, (112)Al

La composición química y la estructura cristalográfica de numerosas fases de transición están aún por conocerse en muchos sistemas. En los sistemas motivo de ésta investigación, el mecanismo de precipitación tiene lugar por nucleación y crecimiento.

Los cambios en la morfología del silicio eutéctico son generalmente más lentos, comenzando al cabo de varias horas, y dependen de parámetros tales como la temperatura de puesta en solución y el tamaño / forma de la partícula original, que a su vez, vienen determinados por las condiciones de solidificación, tamaño de grano y de modificación del eutéctico.

La selección de las temperaturas de tratamiento es crítica ya que altas temperaturas pueden provocar la fusión parcial mientras que temperaturas bajas no ofrecen una completa homogenización. La metalografía cualitativa y cuantitativa ha mostrado que, además, de los cambios mencionados anteriormente, el tratamiento de solución también supone cambios en cuanto a las proporciones relativas de partículas de intermetálicos que contienen hierro, y estos cambios dependen de la composición.

### 2.6 ESFEROIDIZACIÓN DEL SILICIO

Los tratamientos de esferoidización permiten variar la forma y la distribución de los cristales de silicio eutéctico. La esferoidización se produce al calentar las muestras a temperaturas altas, próximas a la temperatura eutéctica, [500-550 °C], durante tiempos prolongados. La evolución del silicio depende de la estructura de partida y de la temperatura de tratamiento elegida. Así pues, el tratamiento de esferoidización puede mejorar las características mecánicas de la aleación aumentando la plasticidad y la elongación máxima, sin pérdida de la resistencia mecánica. En la Figura 2.2 se observan los cristales de aluminio-silicio en su forma original. [17]

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO



**Figura 2.2** Cristales intermetálicos sin modificación en una aleación aluminio-silicio. [18]

Como consecuencia del tratamiento de esferoidización, las partículas de silicio experimentan una evolución en la que cabe distinguir tres etapas o fases: subdivisión o escalonamiento, etapa de crecimiento y la etapa de esferoidización.

Este primer estado de la evolución de los cristales de silicio aparece en aquellos puntos más activos de la superficie del cristal, con mayor energía libre, llamados escalones de esferoidización.

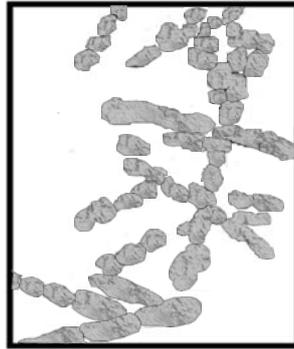
Los contornos o aristas agudas de los cristales aparecen redondeados después de la subdivisión, debido a la redisolución parcial del silicio eutéctico; su división produce una reducción de su longitud. Por el hecho de producirse la subdivisión de las partículas de silicio, su número aumenta y su morfología tiende hacia la forma esférica.

En el caso de los cristales de silicio eutéctico pertenecientes a aleaciones sin modificar, esta primera etapa de escalonamiento aparece claramente. Mientras que en el caso de aleaciones modificadas, con silicio eutéctico, no se detecta escalonamiento debido a que los cristales de silicio se presentan ya redondeados.

El escalonamiento tiene lugar en un amplio margen de tiempos y depende de la temperatura. A temperaturas bajas, esta primera etapa siempre tiene lugar, existiendo una subdivisión previa en estrechamientos de los brazos.

Los cristales de silicio suelen cambiar de morfología para tiempos de tratamiento prolongados cuando la temperatura es baja, pero cuando son temperaturas cercanas a la eutéctica, 550 °C, la evolución es más rápida. Los cristales de silicio primario tienden a disolverse. (Figura 2.3).

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

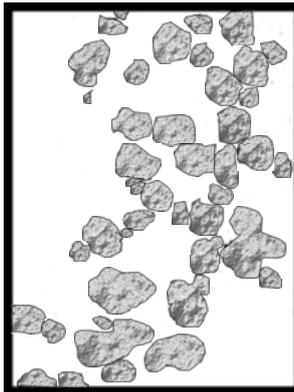


**Figura 2.3** *Subdivisión y escalonamiento de los intermetálicos. [18]*

Tras producirse la subdivisión de las partículas de silicio, el siguiente paso es el de crecimiento. Durante el crecimiento ninguna de las partículas puede cambiar su volumen, sin que se produzca un cambio en el resto de partículas de la misma fase, que permita la conservación del volumen total.

En la etapa de esferoidización, se aprecia que unas partículas crecen a expensas de las otras, que desaparecen. Si se consideran dos partículas adyacentes con diferente diámetro, la concentración de soluto en la matriz adyacente a la partícula aumenta cuando el radio de curvatura decrece.

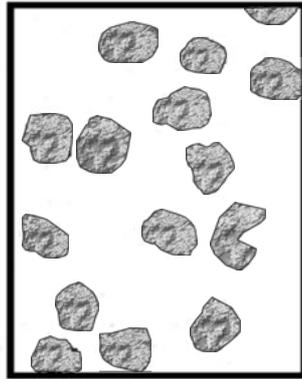
Por lo tanto, habrá una falta de homogeneidad de silicio en la matriz de fase  $\alpha$ , lo que supondrá la existencia de un gradiente de concentración (factor base para que haya difusión) en la matriz, como consecuencia, se producirá la difusión de átomos de silicio, desde las partículas de menor radio a las de mayor radio, con el fin de mantener el equilibrio de la superficie. [11]



**Figura 2.4** *Crecimiento de los intermetálicos durante el tratamiento térmico [18]*

Se tiende a la forma más estable de las partículas de silicio, que es la esférica; la etapa de esferoidización se superpone a la de crecimiento, sin una separación clara (Figura 2.5).

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO



**Figura 2.5** Forma de los intermetálicos de aluminio silicio al final de la esferoidización [18]

La evolución descrita se puede considerar válida para cualquier estructura, independientemente del contenido de silicio de la aleación [19]. El proceso de esferoidización está influenciado por una serie de factores, como son la temperatura a la que se efectúa el ensayo, el tiempo de tratamiento, la estructura de partida (modificada o no modificada) y la composición de la aleación.

Los cambios producidos a raíz del proceso de esferoidización, revierten en una variación de las propiedades mecánicas. La redistribución de los cristales de silicio en la matriz de aluminio provoca una mejora en el comportamiento plástico y en la maquinabilidad de la aleación. [19]

Anteriormente se ha indicado la evolución de las partículas de silicio en el proceso de esferoidización, durante el que se suceden tres etapas o fases, que evolucionan a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. Las aleaciones de aluminio-silicio que han sido sometidas al proceso de modificación presentan un mayor grado de esferoidización que las no modificadas a tiempos de tratamiento menores. El diámetro medio de cristal de silicio es mucho menor en las modificadas que en las no modificadas. El número de partículas varía inversamente con el diámetro de partícula mientras que el volumen total de silicio permanece constante.

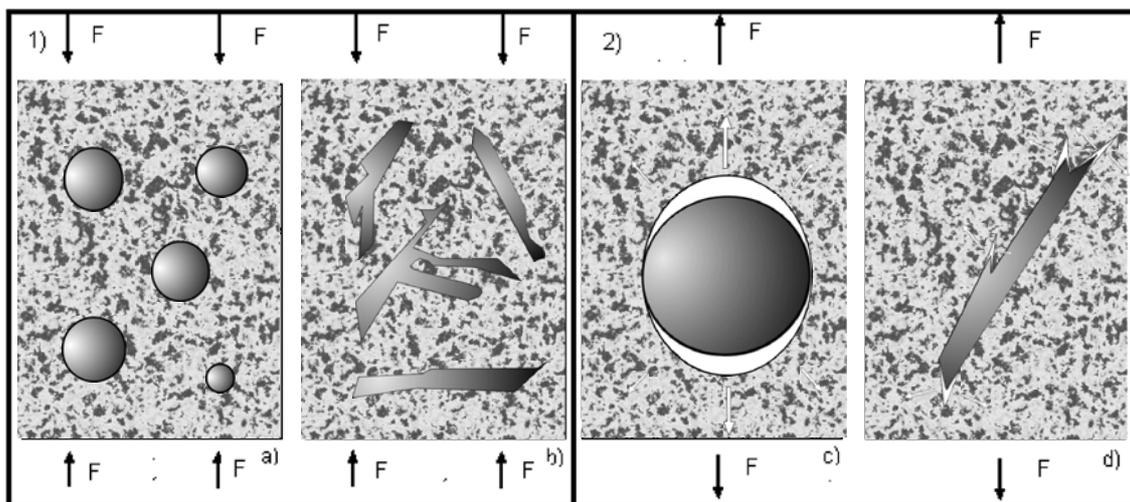
El cuanto a la relación de tamaños, se produce inicialmente una mayor variación en las aleaciones no modificadas que en las modificadas, debido a la etapa de subdivisión. [19]

La temperatura de tratamiento juega un papel importante en la determinación de las características de las partículas de silicio. La velocidad de esferoidización es directamente proporcional a la temperatura del tratamiento. La temperatura a seleccionar para el tratamiento térmico depende de la composición química de la aleación. Incrementar la temperatura, supone facilitar la difusión de los átomos de silicio, con lo que se logra una buena homogeneización en la matriz. La temperatura de tratamiento se elige en función de la composición química, ya que temperaturas demasiado altas algunos intermetálicos situados en el límite de

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

grano funden, puesto que tienen una temperatura de fusión próxima a la temperatura eutéctica del sistema aluminio-silicio. Generalmente, estos intermetálicos contienen hierro. [18]

La composición y estructura de partida influyen directamente sobre el tiempo y temperatura empleados durante el proceso de esferoidización. El aspecto fibroso del silicio eutéctico de una aleación modificada, es decir, libre de aquellos puntos más activos de la superficie del cristal, supone que la primera etapa de subdivisión no se produzca, mientras que si tiene lugar en la aleación no modificada. En las aleaciones aluminio-silicio sin modificar, los cristales de silicio eutéctico tienen forma acicular y ramificada, con contornos puntiagudos que favorecen la aparición de microgrietas y reducen la ductilidad de la aleación (Figura 2.6). Por otra parte, el silicio modificado, con formas redondeadas o más o menos esféricas, aumenta la plasticidad de la aleación y su resistencia a la propagación de grietas. La resistencia a la fatiga y a la ruptura mejora con tratamientos térmicos prolongados.[17]



**Figura 2.6** 1) Influencia de la forma de las partículas de silicio en la fluencia de la fase  $\alpha$  durante el ensayo de dureza. (a) Forma esférica, (b) Morfologías aciculares ramificadas, 2) Dibujo esquematizado del efecto que tiene la forma de las inclusiones o de la segunda fase en la aparición de microgrietas en un ensayo de tracción (c) Forma esférica (d) Cristales aristas finas (agujas). [20]

### 2.7 RECOCIDO Y RECRISTALIZACIÓN

Existen diferentes tipos de recocido con diferentes objetivos, dependiendo del sistema aleante del que se trate. El recocido completo produce las mejores condiciones para el material tratable y para el no tratable térmicamente dentro de las aleaciones forjables, es decir, el material con este recocido es más suave, dúctil y mejor conformable. La reducción o eliminación de esfuerzos residuales es completada por un tratamiento térmico a una temperatura entre los 250 °C y 450°C. Para tiempos desde unos segundos hasta varias horas.

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

La temperatura de recocido no debe exceder 415 °C para evitar oxidación y crecimiento excesivo de grano. En las aleaciones tratables térmicamente debe controlarse las velocidades de calentamiento y enfriamiento para evitar endurecimiento por precipitación o ablandamiento. Un enfriamiento relativamente lento es recomendable para todas las aleaciones para minimizar la distorsión. Sin embargo, para aleaciones de aluminio tratables térmicamente, un enfriamiento lento resultará en la formación de precipitados gruesos.

El recocido en piezas fundidas no es muy común pero puede ser usado para proveer una estabilidad dimensional máxima a temperaturas de servicio elevadas y una buena ductilidad. El tratamiento involucra de 2 a 4 horas a una temperatura entre los 315 y 345 °C para proveer un óptimo alivio en los esfuerzos residuales y precipitación de las fases formadas por cualquier exceso de soluto retenido en la solución sólida.

Al aplicar un recocido a una temperatura lo suficientemente elevada a un metal trabajado en frío, que se encuentra en un estado de esfuerzos considerable como resultado de deformaciones elásticas balanceadas internamente, dichas deformaciones pueden desaparecer; al mismo tiempo, el esfuerzo máximo a tracción y la dureza del metal se reducen aproximadamente a su valor original y la capacidad para el trabajo en frío, se recupera.

La aplicación del recocido se recomienda cuando se requiere que el metal presente un estado blando pero tenaz lo que permite someterlo a deformación posterior en frío. El recocido se efectúa en tres pasos o etapas, como sigue:

**Etapas 1 Recuperación.** Este se presenta a temperaturas relativamente bajas a las cuales los átomos pueden moverse a una posición de equilibrio en la estructura cristalina. Estos pequeños movimientos pueden reducir el esfuerzo mecánico interno, sin producir alteración visible en la forma distorsionada de los cristales trabajados en frío. Además la dureza y el esfuerzo máximo a tracción, permanecen en un valor elevado producido por el trabajo en frío.

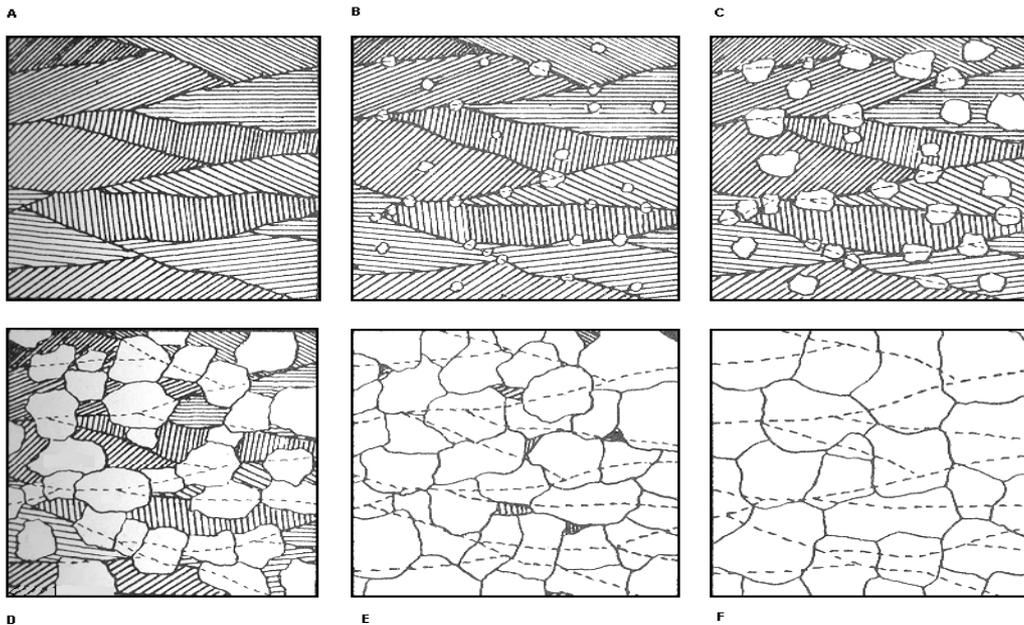
**Etapas 2 Recristalización.** Generalmente el recocido incluye una alteración observable en la microestructura del metal. Si se aumenta la temperatura de recocido, se llega a un punto en el que comienzan a formarse nuevos cristales de núcleos producidos en el cristal deformado. Los núcleos se encuentran generalmente en los bordes de los cristales, de las maclas, o de las bandas de deslizamiento.

Los cristales así formados son al principio pequeños y crecen gradualmente hasta que absorben toda la estructura distorsionada producida por el trabajo en frío. Los nuevos cristales son de forma equiaxial como en el caso de los cristales trabajados en frío, a los cuales sustituyen (Figura 2.7). Este fenómeno se conoce

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

como recristalización y es el método más empleado en combinación con el trabajo en frío, para producir una estructura de grano fino.

La temperatura mínima a la que ocurre la recristalización se llama temperatura de recristalización; esta depende en gran parte del grado de trabajo en frío que haya sufrido previamente el material y el trabajo en frío severo resultará generalmente en una temperatura de recristalización más baja.



**Figura 2.7** Etapas en la recristalización de un metal

(A) Representa el metal en su estado laminado en frío. En (B) la recristalización ha comenzado con la formación de nuevos núcleos de cristales. Estos crecen a expensas de los cristales originales, hasta que en (F) la recristalización es completa [21]

**Etapas 3 Crecimiento de grano.** Si la temperatura de recocido se encuentra arriba de la temperatura de recristalización del metal, los nuevos cristales formados continuarán creciendo absorbiéndose entre sí, hasta que la estructura sea de grano relativamente grande como se muestra en la Figura 2.7.

El crecimiento del grano depende, en gran parte, de los siguientes factores:

- La temperatura de recocido; al aumentar la temperatura, el tamaño de grano aumenta.
- La duración del recocido.
- La influencia de las adiciones insolubles al metal o aleación.
- La adición de ciertos elementos de aleación.
- El grado de trabajo en frío previo. En general, una ligera deformación conducirá a la producción de pocos núcleos y en consecuencia a un grano grande, mientras que una deformación mayor conducirá a la formación de muchos núcleos y, como resultado, a un grano fino (Figura 2.8).

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

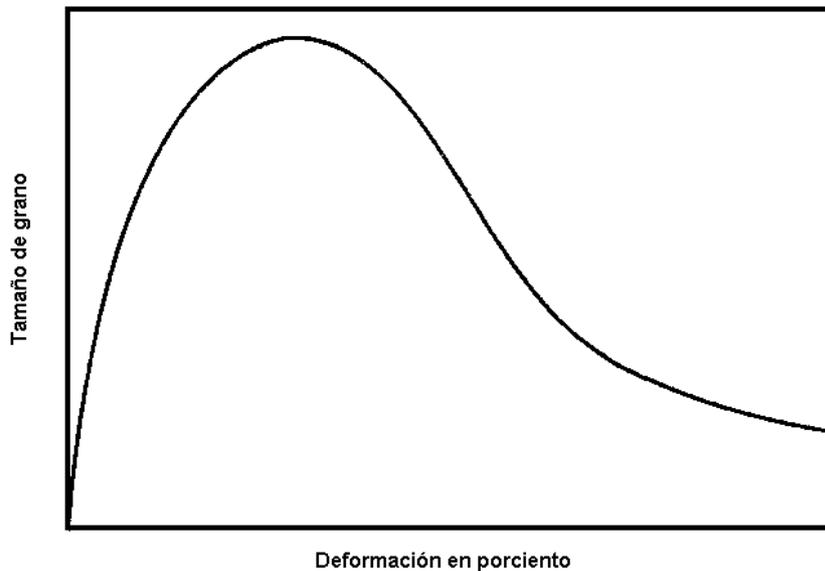


Figura 2.8 Relación entre el tamaño de grano y el grado de deformación original [21]

### 2.8 TRABAJO EN FRÍO

El endurecimiento por deformación es un fenómeno por medio del cual un metal dúctil se endurece mediante una deformación plástica. Es llamado también trabajo en frío, debido a que la temperatura a la que ocurre la deformación es baja en comparación con la temperatura absoluta de fusión. Por efecto de la deformación plástica en frío el metal pierde su capacidad para poder ser deformado y se vuelve más quebradizo; el aumento en la dureza y en el esfuerzo a la cedencia como resultado de la deformación plástica a temperaturas por debajo de la temperatura de recristalización se le conoce como endurecimiento por deformación.

Un rasgo característico del trabajo en frío es la no preservación de la estructura y propiedades obtenidas como resultado de la deformación. Experimentos en diferentes tipos de metales han mostrado que cambios en las propiedades mecánicas del metal se pueden llevar a cabo con pequeños grados de trabajo en frío.

El endurecimiento por trabajo en frío se divide en cuatro fases. [22] La Fase 1 ocurre en monocristales y se caracteriza por la activación de un sólo sistema de deslizamiento. Las dislocaciones eliminadas en la superficie forman escalones de deformación mientras que se generan nuevas dislocaciones en las fuentes de Frank-Reed. En ausencia de obstáculos para el movimiento de las dislocaciones, no hay endurecimiento por trabajo en frío.

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

La fase 1 se denomina “deslizamiento fácil”. En policristales, esta fase está suprimida, ya que la hipótesis de Taylor impone la actividad de cinco sistemas de deslizamiento. La interacción de dislocaciones de distintos sistemas produce segmentos inmóviles, resultando en el endurecimiento por trabajo en frío. Pronto se obtiene un enredo irregular de dislocaciones denominado “selva de dislocaciones”. Ésta forma un obstáculo eficiente para el movimiento de nuevas dislocaciones. En dicha fase, se mide un aumento importante de  $\rho_d$  (densidad de dislocaciones). El endurecimiento se describe con base en conceptos teóricos como:

$$\sigma = k\varepsilon^{0.5} \quad (2.1)$$

Donde  $\sigma$  indica el esfuerzo verdadero que está definido por la ecuación  $\sigma = s(1+e)$ , con  $s$  y  $e$  el esfuerzo y la deformación ingenieril respectivamente, mientras que  $\varepsilon$  indicara la deformación verdadera  $\varepsilon = \ln(1+e)$ . Debido a la recristalización dinámica, esto se sustituye por:

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (2.2)$$

En el inicio de la deformación plástica, solo unos cuantos granos tendrán la orientación favorable para permitir la deformación sobre uno de sus sistemas de deslizamiento (ley de Schmidt). Se puede considerar que existe una breve fase de “deslizamiento fácil”, la cual está frustrada de manera inmediata por la presencia de los límites de grano. Estos prohíben el paso de las dislocaciones, las cuales se apilan en frente del obstáculo.

La concentración de esfuerzos generada por este apilamiento es responsable para la propagación de la deformación plástica hacia los granos vecinos. La facilidad con la cual se genera este apilamiento depende de la distancia libre  $\lambda$  recorrida por las dislocaciones. Ésta es dependiente del tamaño de grano. Un tratamiento teórico lleva a la relación:

$$\sigma_c = \sigma_\infty + kd^{-1/2} \quad (2.3)$$

la conocida ley de Hall-Petch que relaciona el esfuerzo de cedencia con el tamaño de grano.

En el clásico ensayo de tracción, se demuestra que la máxima deformación homogénea que se pueda alcanzar en un material dúctil es igual a  $n$ , el coeficiente de endurecimiento en frío. Esto da la impresión que el comportamiento parabólico del endurecimiento por trabajo en frío es universal. En realidad, se pueden obtener deformaciones mayores de lo que se observa en un ensayo de tracción, por ejemplo en laminado y estirado de alambre. En este último proceso se encuentra en un límite teórico:

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

$$\varepsilon_{\max} = n + 1 \quad (2.4)$$

En pasos sucesivos se puede seguir aumentando la deformación, ya que aun sin endurecimiento ( $n=0$ ) la deformación teórica alcanzable sigue siendo igual a 1. De esta manera, se ha llegado hasta deformaciones verdaderas de  $n=10$ , cerca del límite aparente absoluto para la deformación dúctil de un metal. En estos experimentos, se observa que la fase 2 (endurecimiento parabólico) se sigue por una fase 3. En ésta, las dislocaciones se arreglan en paredes, definiendo subceldas dentro de cada grano, las cuales tienen una densidad de dislocaciones baja y que contiene fuentes de Frank-Reed activas, generando deformación continua. Esta distorsión a las subceldas, las cuales se dividen de manera continua en celdas mas pequeñas cuyas paredes se hacen más delgadas con una densidad de dislocaciones siempre mayor. [1]

Como tal, las subceldas se transforman en subgranos, cuyo tamaño es una indicación de la cantidad de deformación aplicada. Durante la fase 3, se observa un comportamiento lineal de  $\sigma-\varepsilon$ . Finalmente, la densidad de dislocaciones dentro de los límites de subgranos alcanza valores críticos que permiten la anulación de dislocaciones por deslizamiento cruzado o escalada. El tamaño de los subgranos se reduce hasta el punto donde los subgranos más pequeños desaparecen de manera dinámica, mientras que los subgranos grandes siguen reduciendo su diámetro. Se alcanza un equilibrio dinámico y un tamaño de subgrano constante. La dureza del material alcanza un valor constante, lo que corresponde a la fase 4 del trabajo en frío.

En el modelado de la deformación plástica, es importante contar con descripciones cuantitativas de los fenómenos mencionados. La fase 1 es despreciable en la mayoría de las aplicaciones. Una costumbre generalmente aceptada es el uso de la Ecuación 2.4 en los cálculos. Esta ecuación tiene una buena precisión para aceros al carbono y aleaciones de cobre, pero es bastante impreciso para aleaciones de aluminio y aceros inoxidable. Para aceros templados, se ha propuesto a veces la ley:

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n \quad (2.5)$$

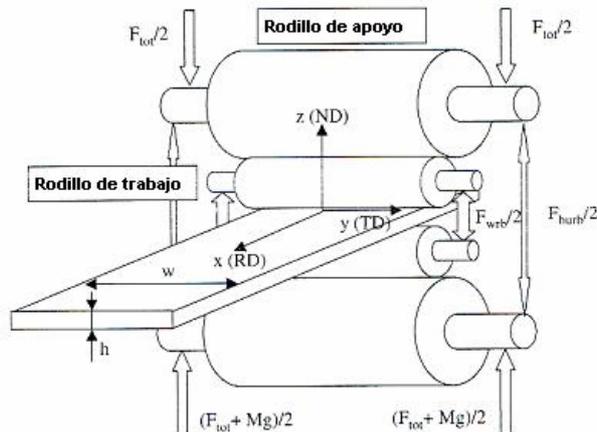
teniendo como ventaja que se mantiene el concepto de coeficiente de endurecimiento por trabajo en frío. La desventaja es que se genera la falsa impresión de que el endurecimiento sigue una ley parabólica en todo el rango de deformaciones. En muchas ocasiones, se puede modelar el endurecimiento por relaciones empíricas que seleccionan una forma funcional que permite resolver alguna ecuación diferencial o una integral de forma cerrada. En otras ocasiones, se utilizan modelos que permitan nulo endurecimiento o reblandecimiento por deformación.

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

### 2.9 CONFORMADO DE MATERIALES POR LAMINACIÓN

Durante el laminado, la forma del metal es obtenida por deformación plástica la cual tiene lugar entre dos rodillos con ejes paralelos entre si, moviéndose en direcciones opuestas. En ocasiones, en lugar de los rodillos con forma cilíndrica, se emplean rodillos cónicos o de discos puestos a un ángulo determinado. [23]

Es el procedimiento más común para el trabajo en metales, por que es el que mejor se presta a las producciones elevadas y permite obtener un buen control de los productos finales. Al deformar los metales pasándolos entre los cilindros se somete al material a intensos esfuerzos de compresión, por el efecto de compresión de los cilindros, y a esfuerzos cortantes originados por la fricción entre los cilindros y el metal. Las fuerzas de fricción son las encargadas de producir el estirado de metal. [24]



**Figura 2.9** Esquema de laminación de cinta, se presenta una configuración del tipo laminador cuarto con dos rodillos de apoyo y dos rodillos de trabajo [25]

Además de la producción de perfiles útiles, el objeto del laminado es obtener una estructura metalúrgicamente satisfactoria del material de acabado (presencia de granos equiaxiales recristalizados). Durante el laminado, tiene lugar una redistribución considerable de impurezas y los efectos de segregación que hubiesen estado presentes en el lingote original, se reducen. Al mismo tiempo se elimina el concentrado residual y se tiene como resultado un producto más homogéneo por la acción mezcladora del laminado. Además siempre existe una reducción considerable en el tamaño de grano del material

El laminado en frío, considerado como una especie de proceso primario de deformación, se aplica solamente a metales de aleaciones muy dúctiles. Sin embargo, con frecuencia se usa como un proceso de acabado para obtener

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

dureza, resistencia o un buen acabado de la superficie de una aleación previamente formada por laminación en caliente. Durante el laminado en frío, los granos se distorsionan de la forma original de fundición al ocurrir el deslizamiento mecánico convirtiéndose en granos endurecidos por trabajo en frío. La capacidad para trabajo en frío posterior, debe ser entonces restaurada con el recocido, de manera que dé un tamaño de grano de acuerdo con las propiedades mecánicas óptimas. El grado de trabajo en frío en el paso final por los rodillos queda controlado para dar al producto la combinación deseada de endurecimiento por trabajo, resistencia y utilidad. [21]

### 2.10 DEFECTOS EN LOS PRODUCTOS LAMINADOS

Una gran variedad de problemas por laminación son provocados por defectos específicos, pueden surgir dependiendo de la interacción entre la deformación plástica de la pieza a laminar con la deformación elástica de los rodillos. Bajo la influencia de altas fuerzas de laminación los rodillos se deforman, y el molino entero es elásticamente distorsionado.

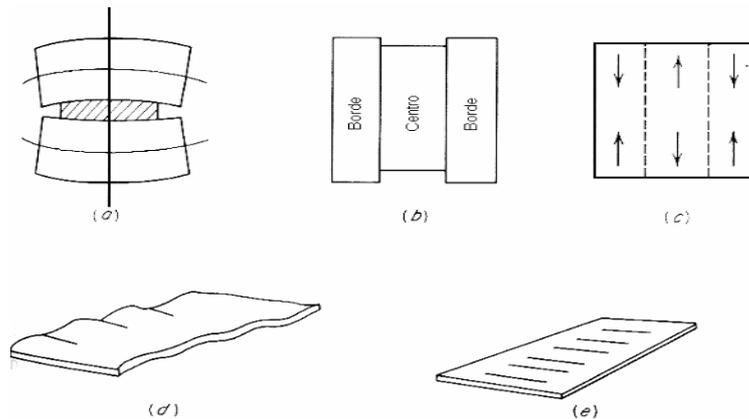
El espacio entre los rodillos debe ser perfectamente paralelo, de lo contrario uno de los lados del lingote disminuirá más en su espesor que el otro, y como el volumen y el ancho permanecen constantes (deformación plana) este lado del lingote se elongará más que el otro, y por lo tanto este se arqueará. Existen dos aspectos para el problema de la forma del lingote. El primero pertenece al espesor uniforme que debe reinar el ancho y el largo de la pieza de trabajo. Esta propiedad puede ser medida con precisión y sujeta a un control preciso con sistemas de control automático. La segunda propiedad es la planicidad (*flatness*) del lingote. El proceso de laminado es muy sensible a la planicidad del lingote. Una diferencia en elongación de 1/10000 entre diferentes partes de la pieza puede provocar un ondulado en el lingote.

La Figura 2.10 muestra como se desarrolla dicho ondulado (*waviness*). Si los rodillos se doblan como indica la Figura 2.10-a, los lados del lingote serán elongados a una gran magnitud en dirección longitudinal más que el centro de la pieza. Si el borde fuera libre para moverse hacia el centro, se tendría una situación igual a la mostrada en la Figura 2.10-b. Sin embargo, el lingote permanece como un cuerpo continuo y la deformación se mantiene continua. El resultado es que la porción central del lingote es estirada a tracción y los lados son comprimidos en la dirección del laminado. (Figura 2.10-c). El resultado usual es un borde ondulado o en forma de bucle (Figura 2.10-d). Bajo condiciones de:

$$\Delta = \frac{h}{L} < 1/10 \quad (2.6)$$

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

la distribución de la deformación producida en lados muy largos puede producir fracturas en la parte central del lingote (Figura 2.10-e). Los rodillos con presencia de abarrilamiento o camber son comúnmente usados en el proceso de laminado. Este procedimiento correctivo padece del hecho de que el camber corrige la desviación del rodillo para un sólo valor de fuerza de este, y así puede no ser una medición efectiva para las condiciones de laminado. Una mejor técnica es equipar el molino de laminación con gatos hidráulicos los cuales corrigen la distorsión elástica de los rodillos bajo condiciones de laminado. Si los rodillos tienen un camber excesivamente grande, el centro del lingote es más elongado que sus lados.



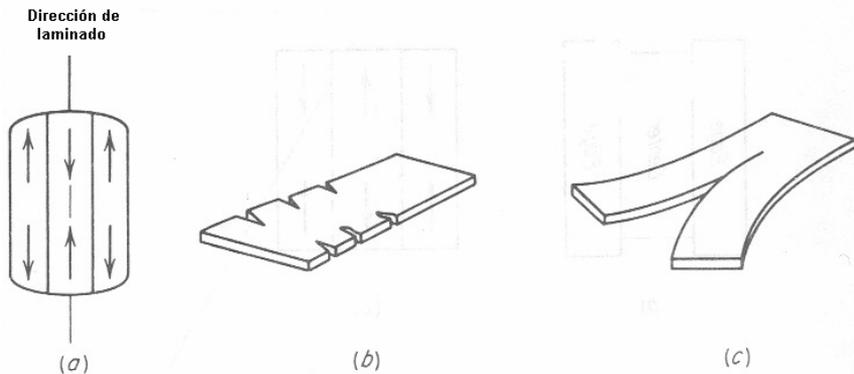
**Figura 2.10** Defectos de laminación provocados por pando de rodillos laminadores [24]

Generalmente, se considera que el lingote con mala conformación, creado durante los pasos de laminación en caliente o en laminación en frío no puede corregir su forma completamente. Además, los problemas de forma son mayores cuando la cinta a laminar es delgada (menor a 0.254 mm.) a causa de que errores fraccionales en el espacio de laminación aumenta con la disminución del espesor produciendo grandes esfuerzos internos. Además, lingotes muy delgados son menos resistentes a la formación de bucles (ondulamiento).

Problemas con la forma y planicidad del lingote son provocados por una deformación heterogénea en la dirección del laminado. Otras formas de deformación heterogénea pueden conducir a problemas de agrietamiento. Como la pieza de trabajo pasa a través de rodillos el ancho experimenta una cierta tendencia a expandirse lateralmente (en la dirección transversal del lingote). La tendencia a este ensanchamiento lateral es opuesta a fuerzas de fricción transversales. Debido a las variaciones de fricción, estas fuerzas son más altas hacia el centro del lingote para que los elementos en la región central se extiendan mucho menos que los elementos exteriores que se encuentran cerca del borde. Debido a la disminución en el espesor, en el centro del lingote todos los elementos entran en un aumento de longitud, mientras que parte del espesor disminuye en los bordes y así los elementos de esta zona entran dentro de un ensanchamiento lateral. Ya que existe continuidad entre los bordes y el centro del lingote, los bordes son deformados a tracción, dicha condición da lugar a su agrietamiento

## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO

(Figura 2.11-b). Bajo condiciones severas de deformación mostrado en la Figura 2.11-a puede resultar en la ruptura del lingote por su parte central (Figura 2.11-c).



**Figura 2.11** Defectos resultantes del ensanchamiento lateral [24]

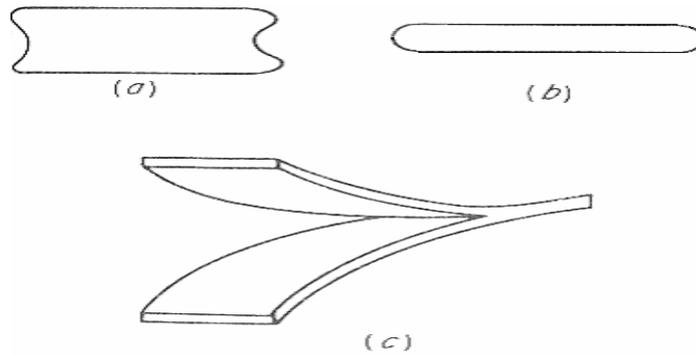
El agrietamiento en los bordes puede ser provocado también por deformaciones no homogéneas en la dirección del espesor. Cuando las condiciones de laminado son tales que solo la superficie de la pieza de trabajo es deformada, la sección transversal del lingote es deformada como en la forma mostrada en la Figura 2.13-a.



**Figura 2.12** Ejemplos de defectos resultantes por ensanchamiento lateral. Imagen de un lingote de aleación SAE 788 después de una deformación de 180% y otro con el 170%

En reducciones muy grandes, el centro del lingote tiende a expandirse lateralmente más que las superficies, para producir bordes abarrilados similares a aquellos encontrados en un cilindro (Figura 2.13-b). Los esfuerzos a tracción secundarios creados por el abarrilamiento son una causa del agrietamiento en el borde. Con este tipo de deformación lateral, el ensanchamiento mayor ocurre hacia el centro del lingote que en la superficie, para que dichas superficies se pongan a tracción y el centro a compresión. Si esta distribución de esfuerzos se extiende además en la dirección de laminado y si existen debilidades metalúrgicas a lo largo de la línea central del lingote, la fractura ocurrirá allí formando una fractura conocida como de fauces de cocodrilo (Figura 2.13-c). Además este tipo de fracturas son más comunes cuando la pieza presenta una deformación con forma de rizo, previa a la fractura final, causada debido a que uno de los rodillos está más alto o más bajo que la línea central de nuestro espacio de laminación.

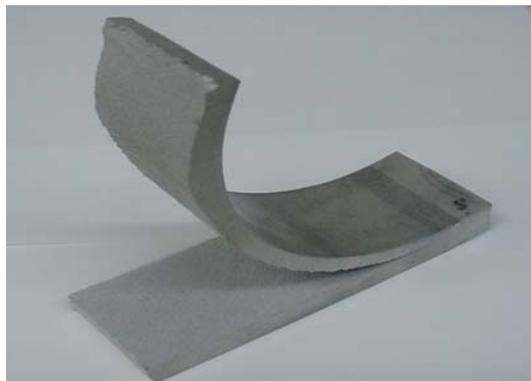
## CAPÍTULO 2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TRABAJO EN FRÍO



**Figura 2.13** Distribución de bordes de acuerdo a laminados con: (a) reducciones ligeras, (b) grandes reducciones, (c) fauces de cocodrilo [24]

El agrietamiento en los bordes es minimizado en la práctica comercial de laminado, empleando rodillos de bordes verticales, los cuales mantienen los lados de la pieza derechos y así previene un aumento de esfuerzos a tracción secundarios debidos al abarrilamiento de los bordes. Los defectos de los productos metálicos laminados pueden provenir del lingote de partida o haberse producido durante la laminación. Los defectos internos, tales como las fisuras resultantes de la soldadura incompleta de rechupes o sopladuras, son consecuencia de defectos de los lingotes.

Las rayas debidas a defectos de los cilindros o de las guías pueden ser un grave problema en ciertas calidades de chapa laminada en frío. La prevención de los copos o grietas de enfriamiento es muy importante en el caso de los carriles y otros perfiles laminados. El control del espesor y de la planicidad de la chapa y el fleje laminados es un problema de importancia. La mayoría de las variaciones de espesor en la dirección de laminación se deben a variaciones en la velocidad de los cilindros o la tensión del fleje.



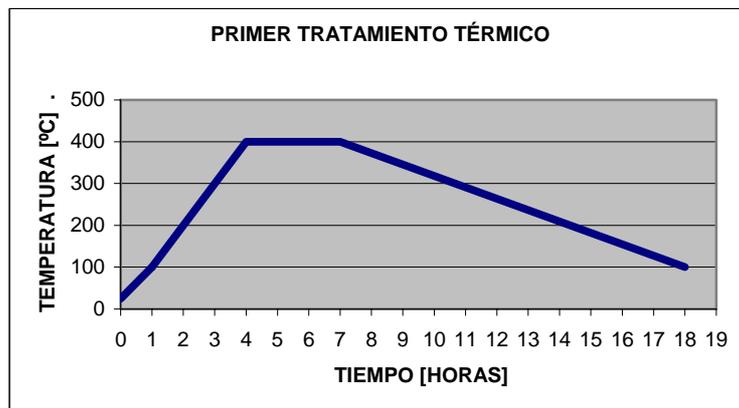
**Figura 2.14** Defecto de laminación llamado fauces de cocodrilo. En la imagen se muestra un lingote de aleación SAE 788 después de una reducción del 25% con un molino laminador Dúo Reversible

## 3 TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

### 3.1 INTRODUCCIÓN

En este capítulo se discutirá la parte experimental de tratamientos térmicos posteriores a la fundición en la aleación SAE 788 (A-17X) que, con base en la literatura relacionada y trabajos anteriores dentro de la UDIATEM fueron aplicados a los lingotes facilitados por una empresa de la rama metal-mecánica dedicada a la fabricación de cojinetes de deslizamiento para motores de combustión interna.

A grandes rasgos, la fabricación de estos elementos mecánicos consiste de las siguientes etapas, según datos proporcionados por el fabricante: En primera instancia se obtienen por colada los lingotes de la aleación a los que posteriormente se les aplica un tratamiento térmico como el esquematizado en la Gráfica 3.1 con el fin de modificar la estructura de los intermetálicos Al-Fe-Si para mejorar las propiedades del material durante la laminación.



**Gráfica 3.1** Primer tratamiento térmico aplicado a la aleación SAE 788 después de la fundición.

Al terminar este paso se aplica un proceso de deformación plástica por laminación seguido de un recocido, que busca recuperar las propiedades mecánicas mediante la recristalización del grano del material, de forma simultánea una lámina de aluminio puro se desengrasa y se cepilla. Esta lámina servirá como una capa que unirá el respaldo de acero con el material tribológico, al que previamente se le retiraron los defectos producidos por el laminado, la unión se lleva a cabo a través de sucesivas reducciones en un tren de laminación por el proceso de conformado denominado co-laminación. Finalmente se le ofrece de nuevo un proceso de recocido al material, antes de pasar a la línea de conformado, Figura 3.1.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



Figura 3.1 Proceso de conformado de cojinetes.

El presente trabajo se abordan principalmente dos de estos procesos: el primer tratamiento térmico que modifica la estructura de los intermetálicos presentes, homogeniza las propiedades mecánicas, envejece el material y promueve la precipitación de los intermetálicos y el paso de laminación posterior. En este capítulo en particular, se abordará el primero de ellos explicando paso a paso la investigación desarrollada. [4]

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

Con base en lo anterior, el desarrollo experimental para los tratamientos térmicos se planteó de la siguiente manera: primero se realizaron algunas pruebas preliminares a pequeñas piezas aplicándoles un tratamiento térmico a 550° C luego se les realizó metalografía. Hecho lo anterior se fabricaron probetas de tracción de un lingote de la aleación SAE 788, la mitad de las probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico de 400 °C y el resto a uno de 550 °C con diferentes tiempos y tipos de enfriamiento. Estas probetas tratadas se usaron en los ensayos de tracción y a dos de éstas se les colocaron galgas extensométricas. Una vez recabados los datos de las interfases se obtuvieron las propiedades mecánicas de las probetas a partir de las graficas esfuerzo-deformación ( $\sigma-\epsilon$ ).

#### 3.2 PRUEBAS PRELIMINARES CON UN TRATAMIENTO TÉRMICO A 550 °C

Para este tratamiento térmico se utilizaron 4 muestras de un lingote SAE 788, con las siguientes dimensiones: 1 x 2.5 x 2 [cm].

El horno eléctrico es puesto en precalentamiento a una temperatura de 550 [°C], una vez alcanzada esta temperatura, las probetas son introducidas. Estas permanecieron dentro, por distintos intervalos de tiempo, determinados con base en la necesidad de cubrir un lapso significativo. Lo anterior permite determinar si es factible llevar a cabo el tratamiento a esta temperatura, sin que se presente daño debido a la temperatura. Extraídas las muestras permitieron observar la evolución de la microestructura y que el volumen y la forma de las probetas no se modificó a esta temperatura. Los tratamientos que se realizaron fueron los siguientes:

**Tabla 3.1** *Tratamiento térmico preliminar a 550°C*

Número de muestra	Tiempo [hr]
1	1
2	2
3	4
4	6
5	12
6	24
7	36

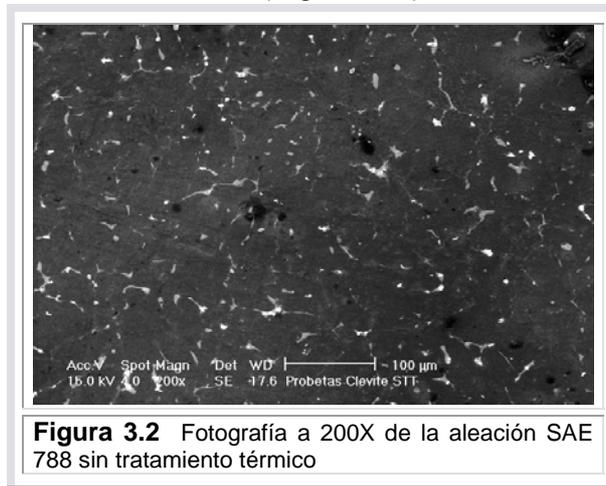
Cabe mencionar que se observó un leve “lagrimeo” del estaño sobre las paredes de las muestras debido a que a esa temperatura se presenta una fracción de la fase estaño en estado líquido. Esto se puede comprender mejor mediante el uso del diagrama de fase del sistema Al-Sn, este es el sistema binario predominante en la aleación SAE 788, y con el uso de la regla de la palanca se obtiene la fracción de líquido en estas condiciones, que para el caso que se analiza está sobre la línea del 12 wt%. De la aplicación de esta regla se obtienen los siguientes datos: para un a temperatura de 550 °C existe un porcentaje de líquido de 12.5% y para una temperatura de 400 °C hay 11.36% de fase líquida.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

Cada una de las piezas sometidas a este tratamiento térmico, fueron enfriadas al aire hasta temperatura ambiente, posteriormente fueron pulidas y fotografiadas con microscopio electrónico de barrido, obteniendo los siguientes resultados.

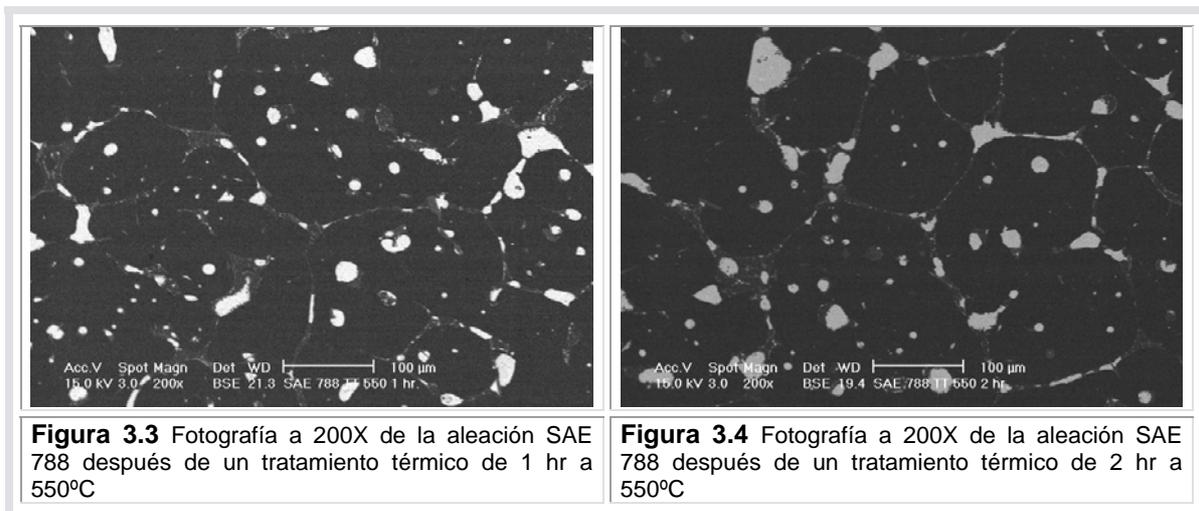
Para facilitar una mejor comparación de los resultados se muestra en primer lugar, fotografías de dicha aleación sin modificación previa, es decir, directas de fábrica; esto con la finalidad de observar la evolución que tuvo la microestructura por efecto de la temperatura.

Las fases mas claras dentro de la imagen son estaño y plomo, que se encuentran principalmente en los límites de grano de la matriz de aluminio (en tono más oscuro); la fase intermetálica AlFeSi se presenta en tonos grises intermedios. Elementos como el plomo no se observan claramente en esta imagen ya que se requiere el uso de otro contraste para resaltarlo de la fase Sn, que como se verá mas adelante es donde se encuentra (Figura 3.2).

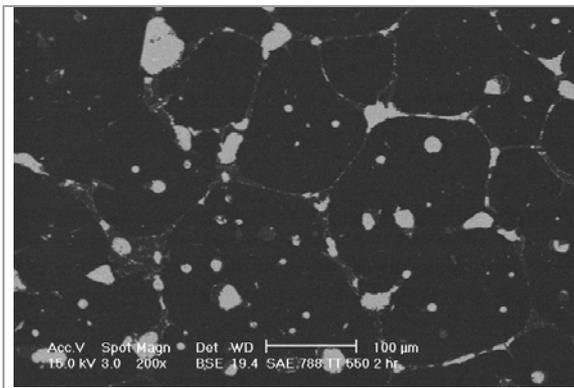


**Figura 3.2** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 sin tratamiento térmico

En estas imágenes se observa un crecimiento de grano de la matriz considerable respecto al lingote sin tratamiento térmico.



**Figura 3.3** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 1 hr a 550°C

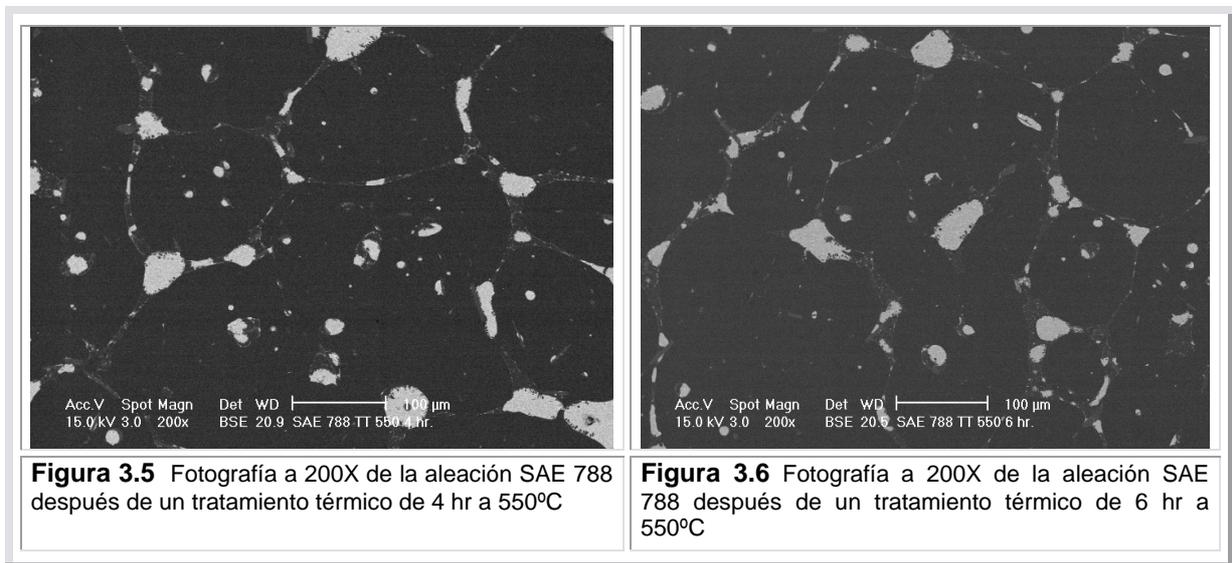


**Figura 3.4** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 2 hr a 550°C

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

Siguiendo con la secuencia, se aprecia el continuo aumento de las dimensiones del grano que se mencionaba en la segunda grupo de imágenes, además, a partir de esta etapa se observa que las probetas dentro del horno no presentan aumento en el lagrimado del estaño hacia la superficie, es decir, después de la primera hora esta condición se estabiliza (Figura 3.5).

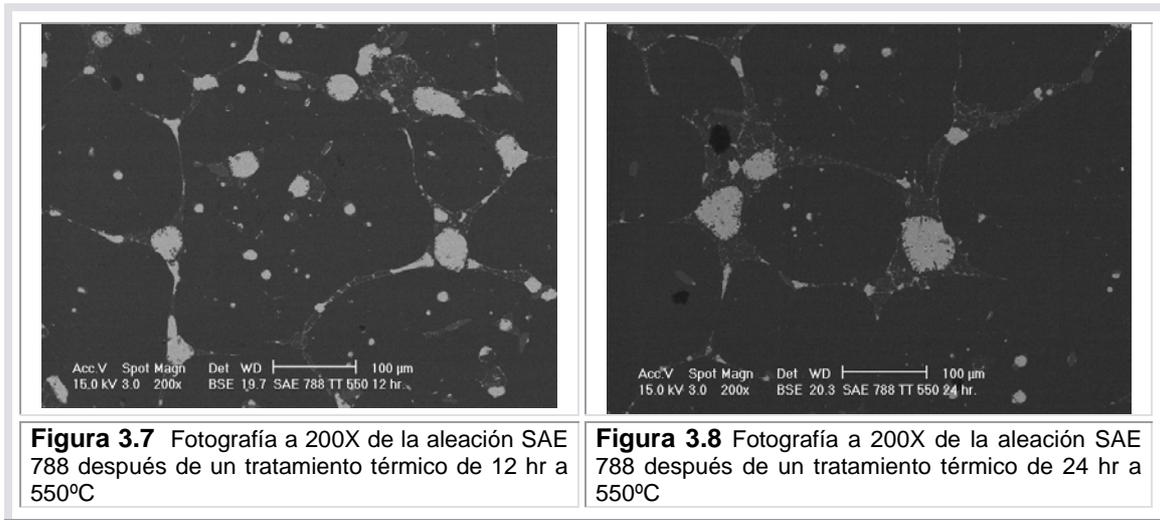
Como consecuencia de la temperatura y el tiempo, la difusión en el material continúa; esto se confirma por la reducción en el número de granos y el aumento en el tamaño de estos, lo cual permite que los granos grandes crezcan a expensas de los granos pequeños (Figura 3.6).



Hasta aquí se ve que las microestructuras a estas temperaturas provocan que el grano de aluminio se desarrolle hasta un rango de entre 100 y 170 [ $\mu\text{m}$ ], mientras que el grano de las fases blandas permanecerá dentro del límite de grano con formas y tamaños diversos, casi siempre asociado a las agujas de intermetálicos.

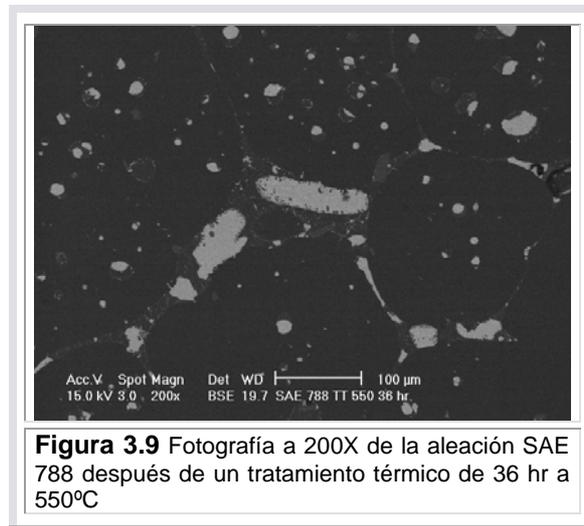
A continuación se mostrará la evolución microestructural en los especímenes sometidos a este tratamiento durante 12, 24 y 36 horas. En estos intervalos continúa la tendencia hacia una estructura en la que el grano de la matriz y de las fases blandas crece, mientras precipitan el  $\text{AlCu}_2$ , esferoidiza el Si, y las agujas  $\text{AlFeSi}$  se subdividen.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Figura 3.7** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 12 hr a 550°C

**Figura 3.8** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 550°C

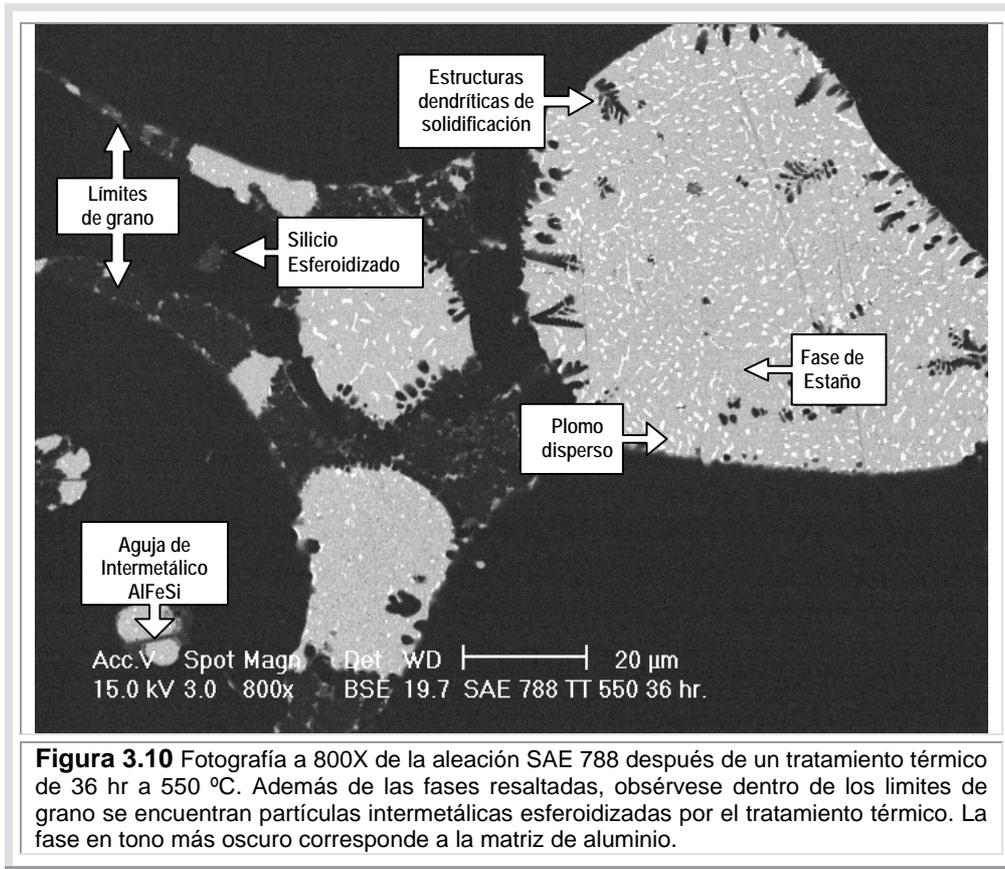


**Figura 3.9** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 36 hr a 550°C

Los resultados obtenidos a partir del experimento anterior permitieron tomar la decisión de hacer dos tratamientos térmicos: uno a 400 y el otro a 550 [°C] a varias probetas de tracción con la finalidad de medir las propiedades mecánicas y observar la evolución de la microestructura, ya que se notó plenamente que las muestras de la aleación a 550 [°C], no presentan problemas de cambio de dimensiones o de geometría e esta temperatura. Para la experimentación posterior, se redujo el tiempo máximo de permanencia en el horno a 24 horas, ya que no se observó un cambio que perjudicara la microestructura.

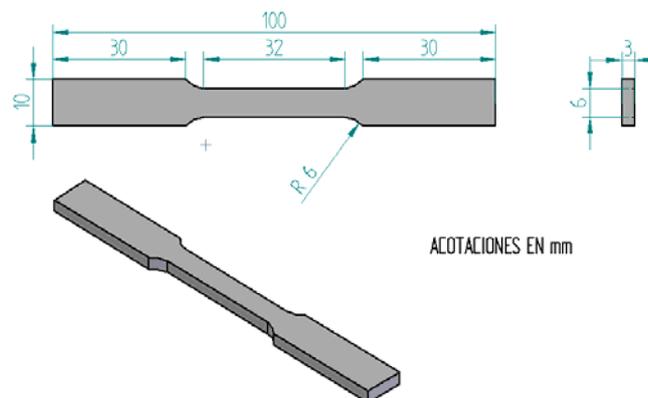
Con la finalidad de entender mejor la microestructura de la aleación se incluye una fotografía de una probeta con un tratamiento térmico a 550[°C], ya que en ésta se observan bien las fases constituyentes de la aleación.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



### 3.3 TRATAMIENTOS TERMICOS.

Para la caracterización mecánica de la aleación, según cada tratamiento, se realizaron tres probetas de tracción, que se generaron de acuerdo a lo indicado en la Figura 3.11, las cuales están basadas en la norma ASTM E8M-00. [26]



**Figura 3.11** *Probeta tracción*

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

Los tratamientos térmicos para este trabajo consistieron en introducir probetas de tracción a un horno eléctrico precalentado a la temperatura deseada. Estas probetas permanecieron dentro, a temperatura constante durante determinados intervalos de tiempo y eran retiradas en grupos de tres. Posteriormente fueron enfriados al aire o en agua según el caso. Se aumentó este segundo tipo de enfriamiento ya que era necesario conocer los efectos de un enfriamiento rápido sobre la microestructura y propiedades mecánicas del material. En la Tabla 3.3 se presenta el desglose del experimento realizado.

**Tabla 3.3** *Probetas de tracción y tratamientos térmicos*

Sin Tratamiento térmico	5	
Tiempo /Enfriamiento	400 [°C]	500 [°C]
45 [min] / aire	3	3
1.5 [h] / aire	3	2
3 [h] / aire	3	3
6 [h] / aire	3	2
6 [h] / agua	3	3
12 [h] / aire	3	3
24 [h] / aire	3	3
24 [h] / agua	3	2
Total de probetas	50	

A partir de un tiempo aproximado de 12 horas, el tamaño de grano se mantiene, debido a esto se eligió que las probetas de tracción no permanecieran más de 24 horas en el horno. Al igual que en el primer tratamiento térmico los especímenes tratados a 550 [°C] tuvieron un ligero lagrimado en la superficie. Además, durante su manipulación dentro del horno algunas probetas se rompieron ya que a esta temperatura existe un alto porcentaje de fase líquida. Del número total de probetas fabricadas, por fractura dentro del horno se perdieron: dos especímenes de 1.5 horas, uno de 6 horas enfriada en aire y, por choque térmico causado por enfriamiento en agua se perdió una tratada a 24 horas.

Las probetas fueron repuestas por otras, excepto la de 24 horas, ya que fue innecesario que el horno permaneciera encendido durante este lapso con solo una probeta en su interior. Sin embargo, las muestras volvieron a presentar ese efecto, razón por la cual estos experimentos solo presentan dos pruebas de tracción.

#### 3.4 PRUEBAS DE TRACCIÓN Y METALOGRAFÍAS.

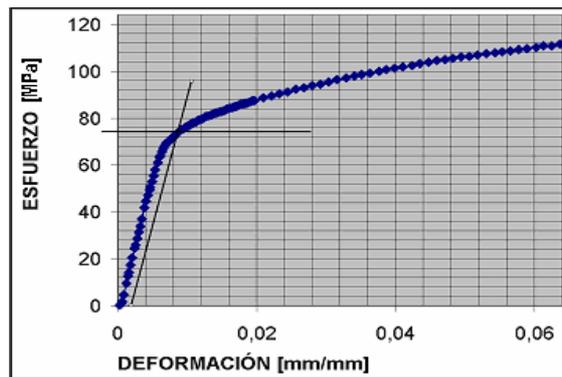
Las pruebas mecánicas se llevaron a cabo con una máquina de tracción INSTRON modelo 4026 con base en la norma ASTM E8M-00. La velocidad de las mordazas en los ensayos fue de 2.5 [mm/min]. Los primeros datos que se analizaron fueron las probetas de tracción correspondientes a las muestras que no fueron tratadas térmicamente, ya que a partir de ellas se podrá tener una base para comparar y conocer el efecto que tiene el tiempo y la temperatura en cada muestra.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

**Tabla 3.4** Resultados de los ensayos de tracción aplicados a las muestras sin tratamiento térmico.

PROBETA	ESFUERZO FLUENCIA [MPa]	DEFORMACIÓN MÁXIMO [mm/mm]	ESFUERZO MÁXIMO [MPa]
1	32,1	0,074	135
2	30,2	0,051	93
3	24,3	0,029	40
4	27	0,034	57
5	35,2	0,085	92

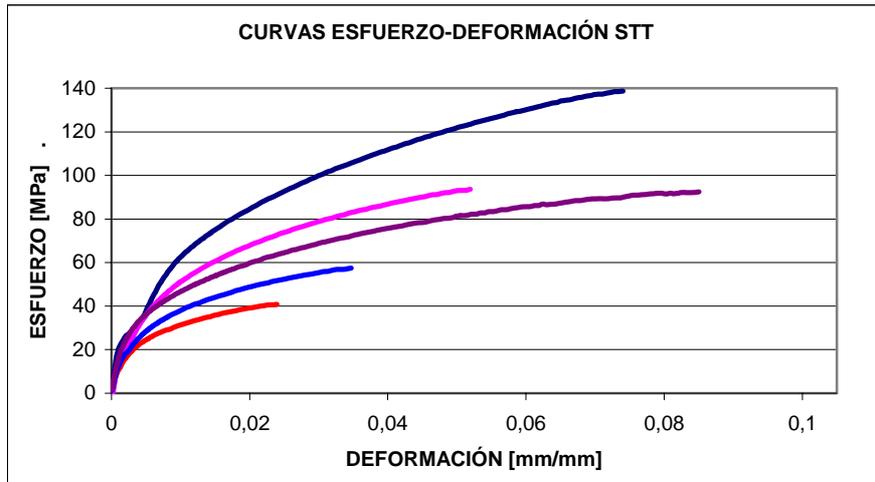
Cabe mencionar que el esfuerzo a la fluencia de cada probeta fue obtenido con el método de corrimiento al 0.2% de deformación, representado gráficamente en la Figura 3.12.



**Figura 3.12** Método gráfico para obtener el esfuerzo de fluencia

Obsérvese en la Gráfica 3.2 el comportamiento mecánico de la aleación SAE 788 sin tratamiento térmico en ensayos de tracción. Las curvas esfuerzo deformación muestra una alta dispersión en los valores de esfuerzo máximo, esfuerzo a la fluencia y deformaciones correspondientes a éstos. Esto se debe a la heterogeneidad de la microestructura en la aleación, a la falta de esferoidización del silicio y de los intermetálicos AlFeSi, ya que la resistencia a la tracción depende de que alrededor de estos no se inicien grietas en la matriz y a través de ellos no se propaguen otras.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



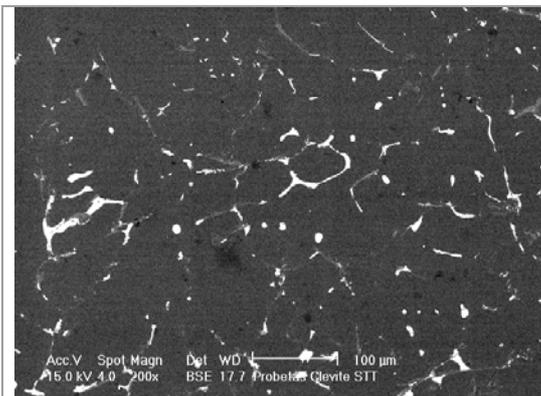
**Gráfica 3.2** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas sin tratamiento térmico

Dado que existe mucha dispersión entre los datos, estadísticamente, resultó en una desviación estándar muy grande; este hecho puede ser observado en la Tabla 3.5, en la que se desglosan los parámetros estadísticos de los resultados obtenidos a través de la máquina de tracción.

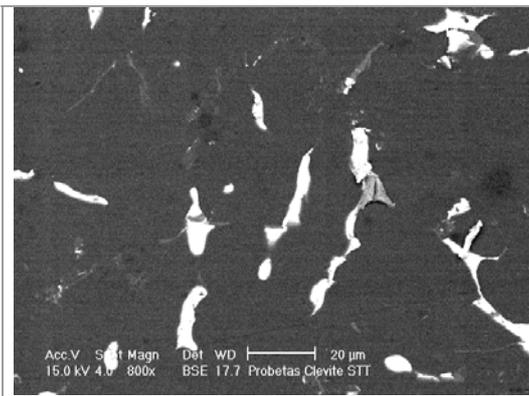
**Tabla 3.5** Promedios y desviaciones de las pruebas de tracción a probetas sin tratamiento térmico

PROBETAS	ESFUERZO FLUENCIA [MPa]	DESV EST	DEF Máxima [mm/mm]	DESV EST	ESF MÁX [MPa]	DESV EST
SIN TT	29.	4	0.05	0.02	83	4

A partir de estos resultados se pueden relacionar las propiedades mecánicas con la microestructura de la aleación es posible decir que el comportamiento mostrado está ligado a la heterogeneidad de las fases que se encuentran denotadas en la Figura 3.13. El mecanismo para modificar la distribución y el tamaño de éstas es aplicar un tratamiento térmico.



**Figura 3.13** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 sin tratamiento térmico



**Figura 3.14** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 sin tratamiento térmico

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

En la tabla 3.6 se presentan los resultados de las pruebas de tracción realizadas para el tratamiento térmico a 550 [°C].

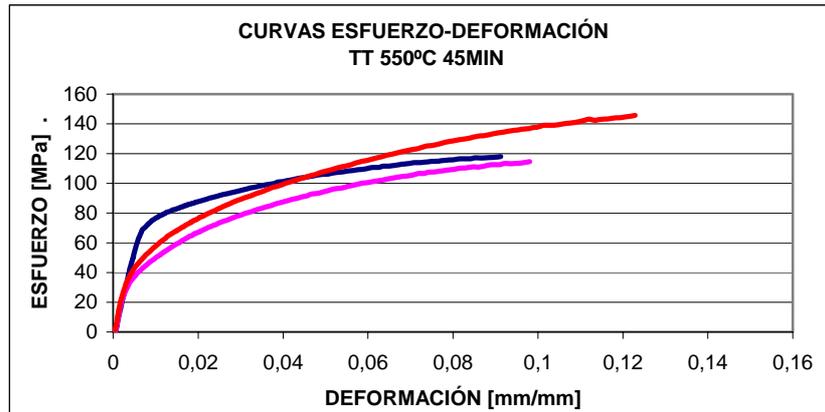
**Tabla 3.6** Resultados de las pruebas de tracción de los especímenes tratados a 550 [°C]

TIEMPO A 550[°C]	ESFUERZO FLUENCIA [MPa]	DEFORMACIÓN MÁXIMA [mm/mm]	ESFUERZO MÁXIMO [MPa]
<b>45 MINUTOS-AIRE</b>	73	0,092	118
	37	0,098	114
	42	0,122	145
<b>1.5 HORAS-AIRE</b>	30	0,023	61
	40	0,039	85
<b>3 HORAS-AIRE</b>	10	0,001	10
	31	0,072	81
	14	0,013	43
<b>6 HORAS-AIRE</b>	47	0,040	88
	41	0,062	117
<b>6 HORAS-AGUA</b>	39	0,061	97
	50	0,051	124
	53	0,026	86
<b>12 HORAS-AIRE</b>	38	0,080	100
	27	0,121	115
	37	0,071	102
<b>24 HORAS-AIRE</b>	38	0,159	127
	33	0,125	115
	24	0,095	75
<b>24 HORAS-AGUA</b>	25	0,090	71
	26	0,092	82

En la siguiente serie de gráficas se muestra el comportamiento de las probetas de tracción. Dentro de cada una de éstas se han representado los ensayos realizados para cada tratamiento térmico, para que se preste atención en el efecto que tiene cada tratamiento.

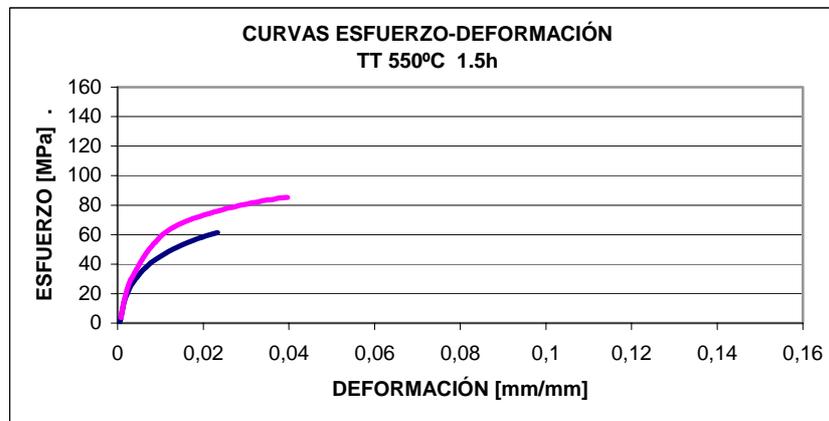
El primer tratamiento térmico analizado será el de la Gráfica 3.3, aquí se observa aún una dispersión amplia de las curvas esfuerzo-deformación. Aún cuando en un par de pruebas las deformaciones máximas y los esfuerzos máximos no son muy diferentes, no obstante, los esfuerzos de fluencia difieren entre si por más de 30 [MPa].

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



Gráfica 3.3 Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 45 minutos

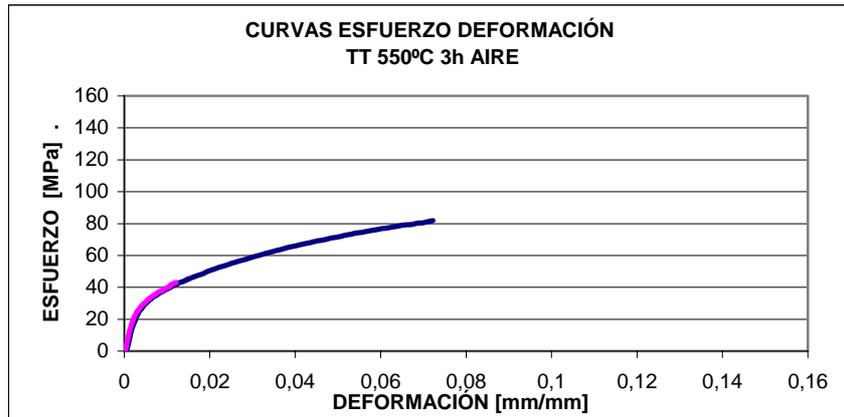
El tratamiento térmico de 1.5 horas a 550 [°C] muestra una caída en las propiedades mecánicas, además de una fragilidad muy notable; ya que después de dos intentos por manipular las probetas en el interior del horno provocaron la fractura del mismo número de especímenes. Se observa también que sólo en una región de la zona plástica las propiedades mecánicas coinciden, asimismo parece ser un tiempo crítico en que los especímenes de tracción muestran una reducción significativa de la ductilidad ya que son las pruebas en las que se obtuvieron los niveles más bajos de deformación máxima (Gráfica 3.4).



Gráfica 3.4 Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 1.5 horas

En la Grafica 3.5 se observa una amplia diferencia entre los resultados, ya que en un inicio se observa que la Probeta 2 se fracturó. La probeta presentaba un poco de lagrimado en la zona de prueba, mientras que la primera no presentó ningún tipo de alteración notable. Además, de lo dicho hasta ahora las probetas 2 y 3 presentan casi un traslape de los puntos, aunque existe una diferencia significativa con respecto al esfuerzo máximo y la deformación máxima de cada una de ellas.

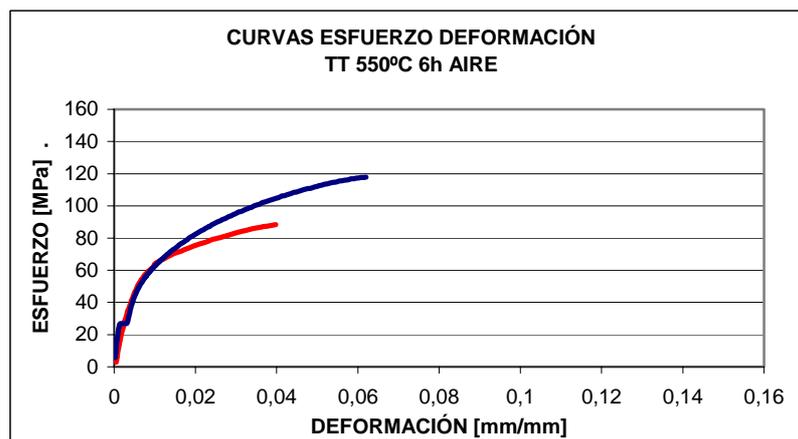
### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Gráfica 3.5** Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 3 horas

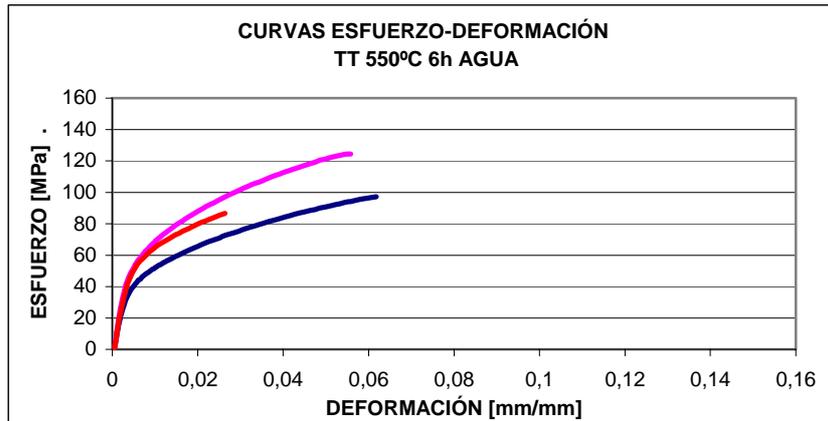
Las probetas que permanecieron en el horno durante 6 horas (Gráficas de 3.6 y 3.7) mostraron un comportamiento similar en las pruebas de tracción. En este tiempo y temperatura no se observa que las curvas de ambos casos de enfriamiento comiencen a empalmarse unas sobre otras, lo que significa que no existe una homogenización de las propiedades.

En este caso se puede decir que para un tiempo de 6 horas no hay una alteración provocada por el tipo de enfriamiento que se le aplica a los especímenes. Al hacer la comparación con los especímenes anteriores, la ductilidad comienza a aumentar después de la caída de esta propiedad a partir de 1.5 horas, no obstante no ha alcanzado los valores originales de la probeta sin tratamiento.



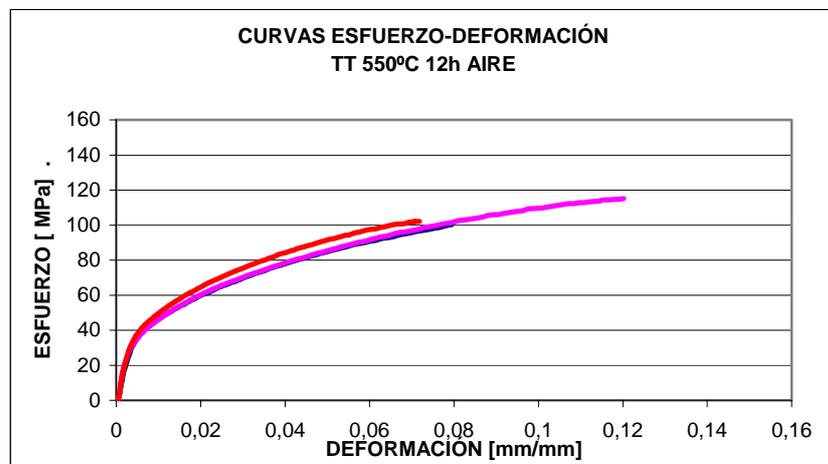
**Gráfica 3.6** Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 6 horas enfriado en aire

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Gráfica 3.7** Curva esfuerzo-deformación de las probetas con Tratamiento a 550 [°C] por 6 horas enfriado en agua

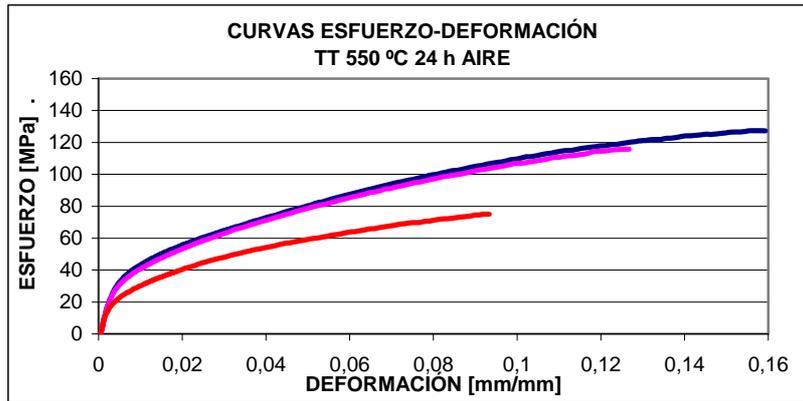
En la Gráfica 3.8, se nota claramente el traslape de las curvas esfuerzo-deformación, el aumento de la ductilidad y la reducción del esfuerzo de fluencia. Aunado a lo anterior la diferencia entre los puntos de las curvas es muy pequeña en comparación con lo que se ha visto hasta ahora, lo que hace de la homogenización de las propiedades mecánicas sea evidente.



**Gráfica 3.8** Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 12 horas enfriadas al aire

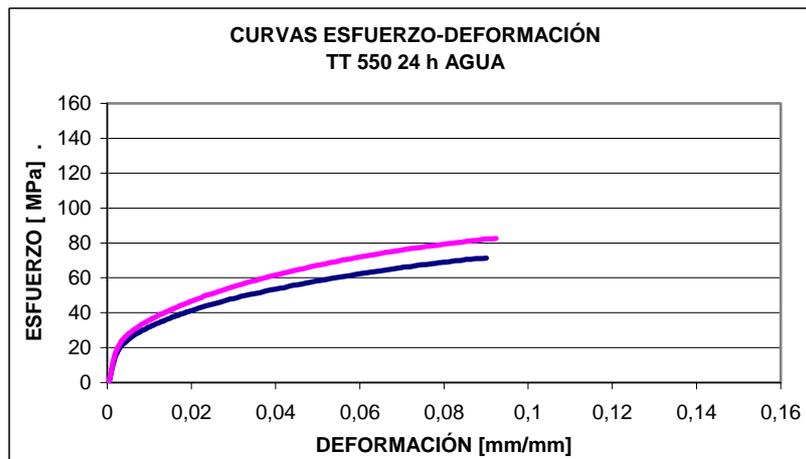
El tratamiento de 24 horas con un enfriamiento por aire hasta temperatura ambiente provoca en el material una ductilidad mayor a la que se ha observado hasta ahora, excepto por una curva, en la que se muestra un amplia diferencia desde el esfuerzo de fluencia hasta el esfuerzo máximo; sin embargo, la ductilidad de ésta comparada con la de pruebas de los otros tratamientos térmicos sigue siendo mayor.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



Gráfica 3.9 Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 24 horas enfriado en aire

En las curvas de 24 horas enfriadas en agua se observa como este tipo de enfriamiento reduce la mayoría de las propiedades mecánicas respecto al tratamiento de 24 horas con enfriamiento por aire, pero en relación con los tratamientos antes explicados tiene mayor ductilidad (Gráfica 3.9). La unión de estas características puede lograr propiedades mecánicas aceptables para un subsecuente laminado en frío.



Gráfica 3.10 Curva esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 550 [°C] por 24 horas enfriado en agua

El gráfico 3.10 presenta una tendencia marcada por el tiempo que permanecen en el horno, respecto a lo que sucede con las probetas sin tratar, esta se manifiesta por la homogenización de las propiedades y la reducción de la desviación estándar entre algunas de las muestras presentadas en la Tabla 3.7; mientras más tiempo permanece una muestra dentro del horno mejor será su comportamiento mecánico, y las curvas de los ensayos de tracción irán traslapándose. Aunado, a este comportamiento el enfriamiento rápido en agua mejora sólo un poco el comportamiento mecánico para esta temperatura y reduce los esfuerzos de fluencia de las muestras.

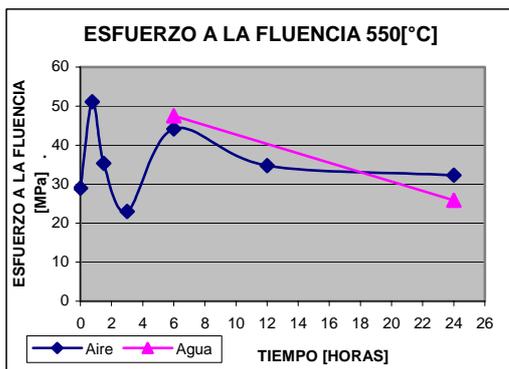
### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

En la Tabla 3.7 se muestran los promedios obtenidos de las pruebas a 550[°C]. Dentro de esta tabla se encuentran marcados (\*) los valores que resultaron ser menores al promedio de las probetas de tracción sin tratamiento térmico. la deformación máxima tiene una caída en el valor de 1.5 horas que luego se recupera gradualmente alrededor de las 12 horas de tratamiento. En el caso del esfuerzo máximo existen algunos valores menores a lo obtenido en las probetas sin tratamiento, sin embargo, el resto de los datos se encuentran dentro de un rango estable. Nótese las desviaciones estándar referidas al esfuerzo de fluencia y al esfuerzo máximo, éstas nos indican que no existe una convergencia de los valores obtenidos en las pruebas mecánicas, además de que se necesitaría un número mayo de ensayos para obtener una mejor tendencia.

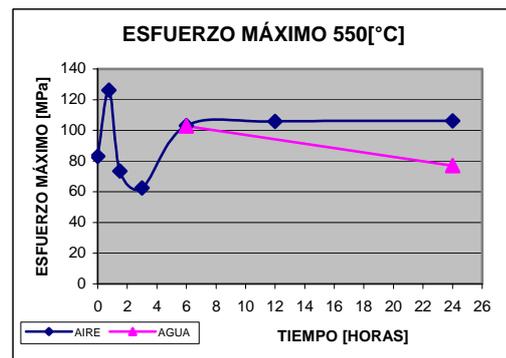
**Tabla 3.7** Promedios y desviaciones de las pruebas de tracción a 550 [°C]

TIEMPO A 550 [°C]	ESFUERZO FLUENCIA [MPa]	DESVIACIÓN ESTÁNDAR	DEFORMACIÓN MÁXIMA [mm/mm]	DESVIACIÓN ESTÁNDAR	ESFUERZO MÁXIMO [MPa]	DESVIACIÓN ESTÁNDAR
45 MIN / AIRE	51	19	0,104	0,0020	126	17
1.5 [h] / AIRE	35	7	0,031*	0,0006	73*	16
3 [h] / AIRE	22*	10	0,042*	0,0021	62*	35
6 [h] / AIRE	44	4	0,051*	0,0005	103	20
6 [h] / AGUA	47	7	0,046*	0,0005	102	19
12 [h] / AIRE	34	5	0,091	0,001	105	8
24 [h] / AIRE	32	6	0,126	0,0006	106	27
24 [h] / AGUA	25*	1	0,091	0,0005	76*	8

De manera gráfica se presenta este comportamiento de la aleación a través del tiempo durante el tratamiento a 550 [°C], Gráficas 3.11y 3.13.

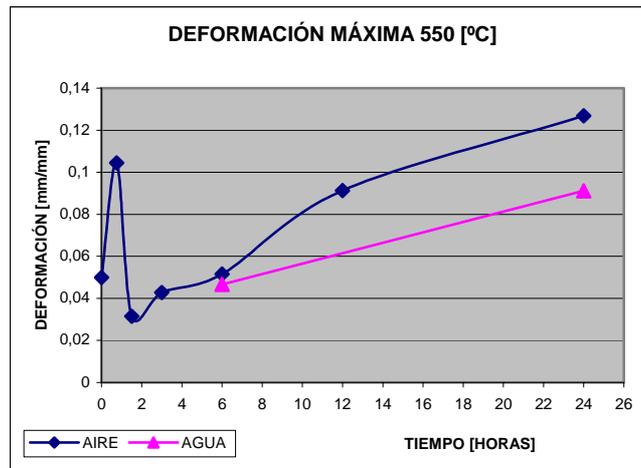


**Gráfica 3.11** Comportamiento del esfuerzo de fluencia de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 550[°C]



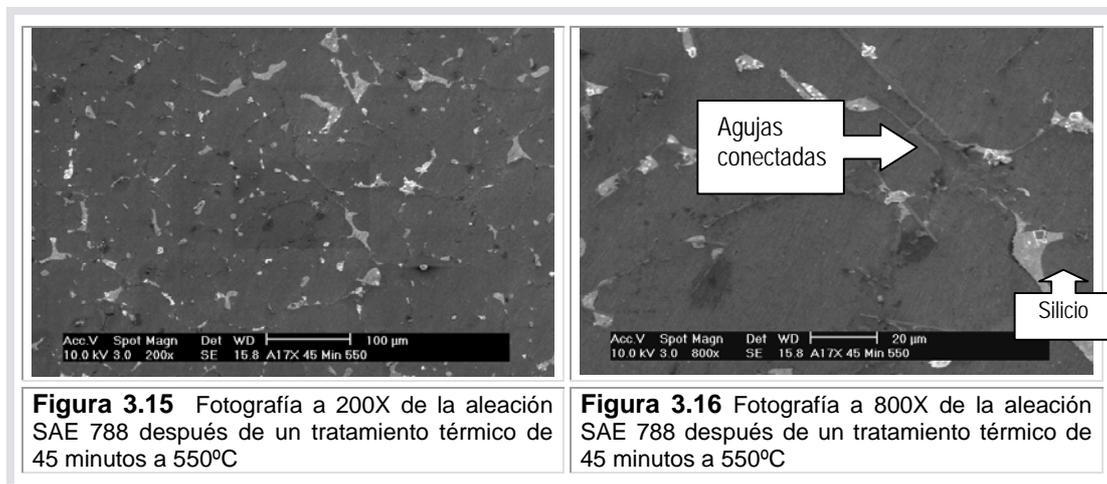
**Gráfica 3.12** Comportamiento del esfuerzo máximo de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 550[°C]

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



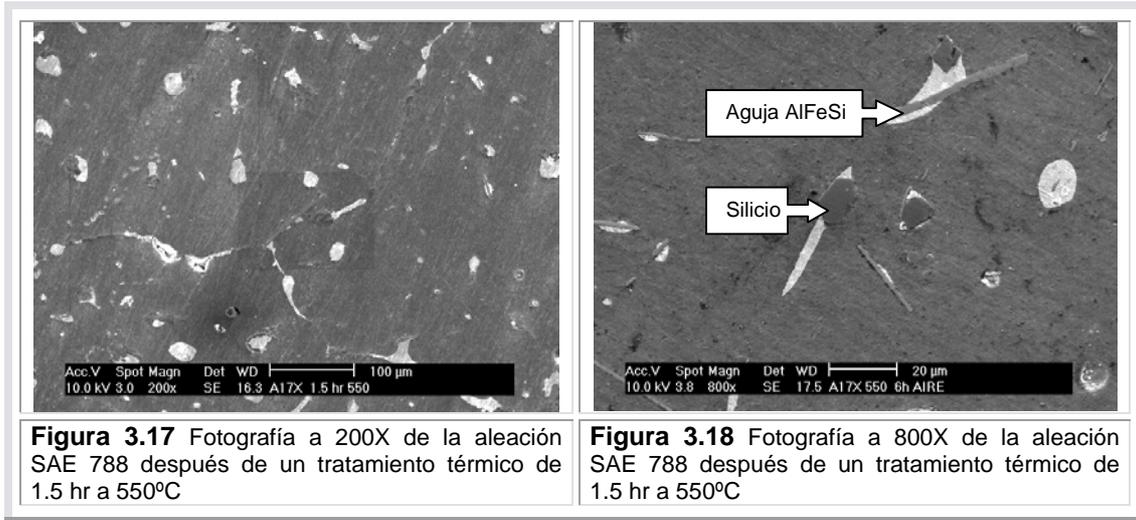
**Gráfica 3.13** Comportamiento del esfuerzo máximo de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 550[°C]

A continuación se muestran las imágenes correspondientes de la evolución en la microestructura de la aleación SAE 788 (principalmente de las agujas e intermetálicos) al aplicarles un tratamiento térmico a 550 [°C]. En las Figuras 3.15 y 3.16 se nota que aún se conserva una microestructura muy parecida a la de fundición en la que las fases blandas de mayor tamaño se localizan en el límite de grano y las más pequeñas se encuentran dentro del mismo grano. En este caso los intermetálicos siguen conectados entre sí, con aristas agudas y aspecto de agujas delgadas.

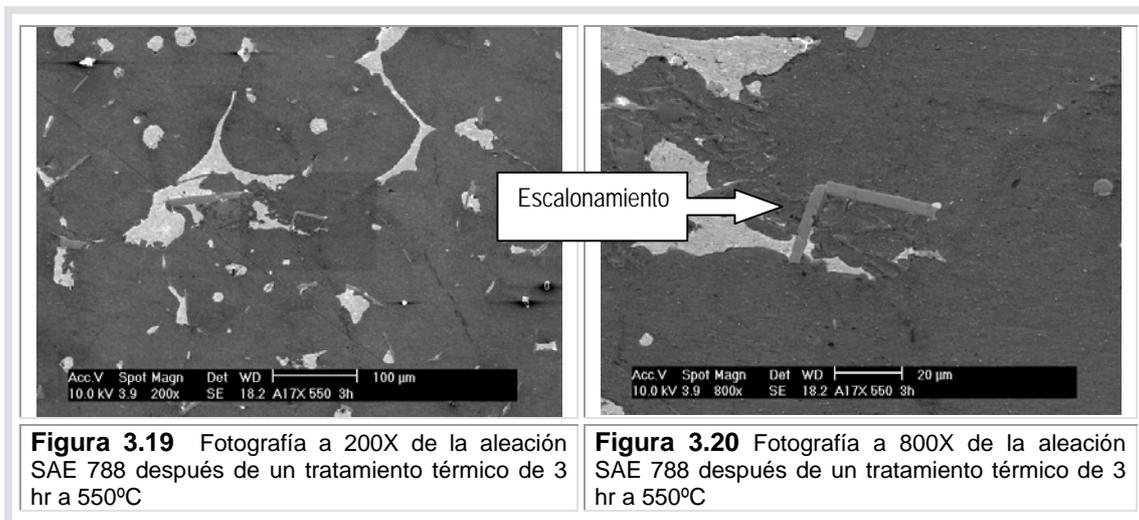


En las siguientes imágenes (Figuras 3.17 y 3.18) se observan las fases blandas más grandes y redondeadas en los límites de grano de la matriz, que al igual que en las imágenes anteriores están asociadas a los intermetálicos. Estos últimos muestran un crecimiento y un engrosamiento respecto a lo que se observa a los 45 minutos del tratamiento.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

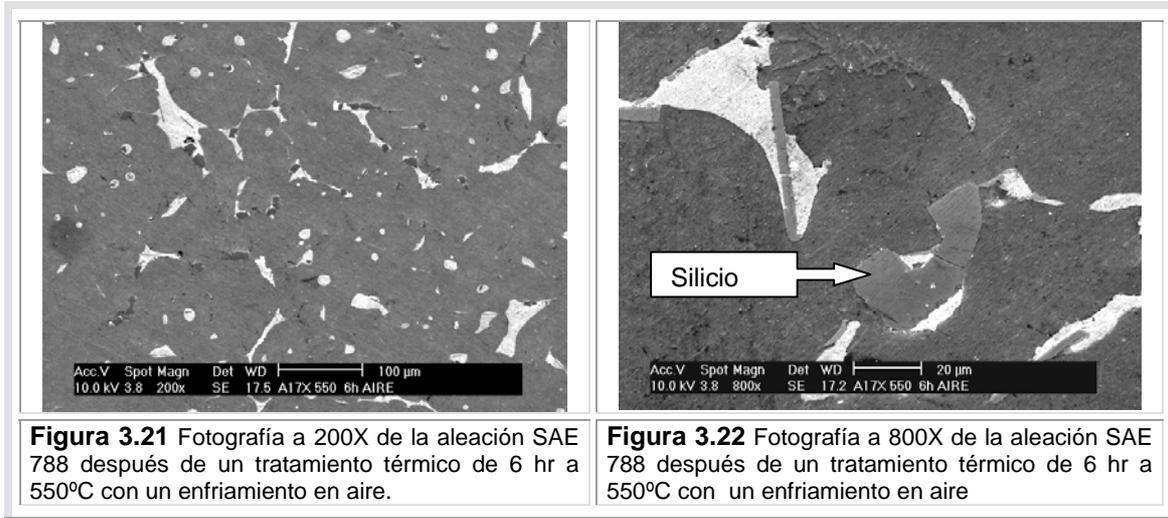


El crecimiento de las fases de estaño y plomo es muy evidente en la Figura 3.19. Por su parte los intermetálicos comienzan a separarse y a redondear sus bordes para continuar con las etapas explicadas en el Capítulo 2, es decir, las partículas tenderán a una morfología esférica (Figura 3.20)

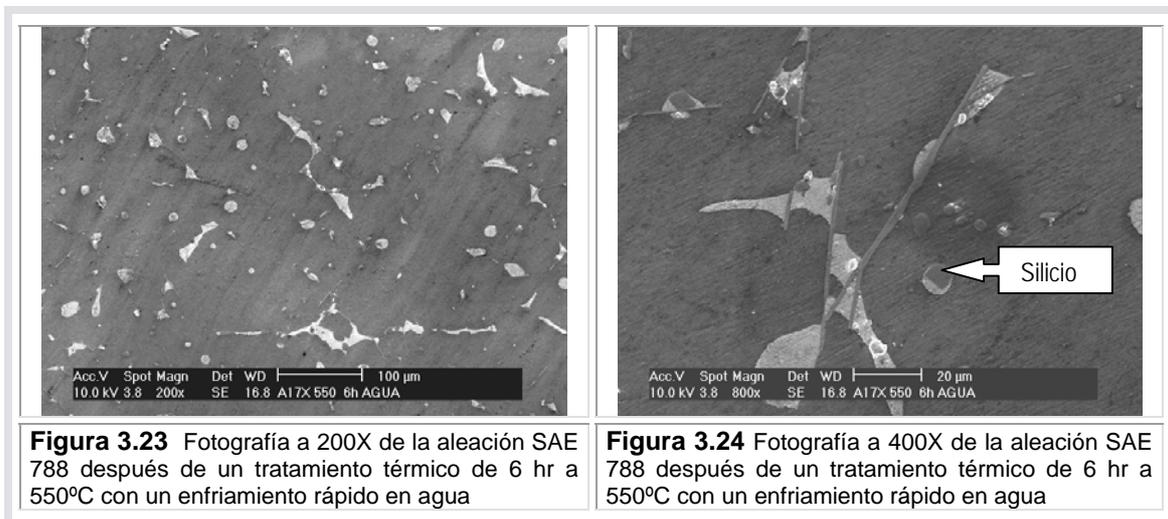


El tratamiento térmico de 6 horas con enfriamiento al aire señalado en las siguientes fotografías (Figuras 3.21 y 3.22) muestra que los intermetálicos, dentro de la fase de estaño han crecido y tomado formas más esféricas; además, dentro de la microestructura se notan menos cantidad de agujas las que a su vez presentan menores conexiones unas con otras. En la Figura 3.22 se observa que el enfriamiento en aire favorece el crecimiento de las partículas de Si, ya que se presentan en tamaños cercanos a los 5 [μm]

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



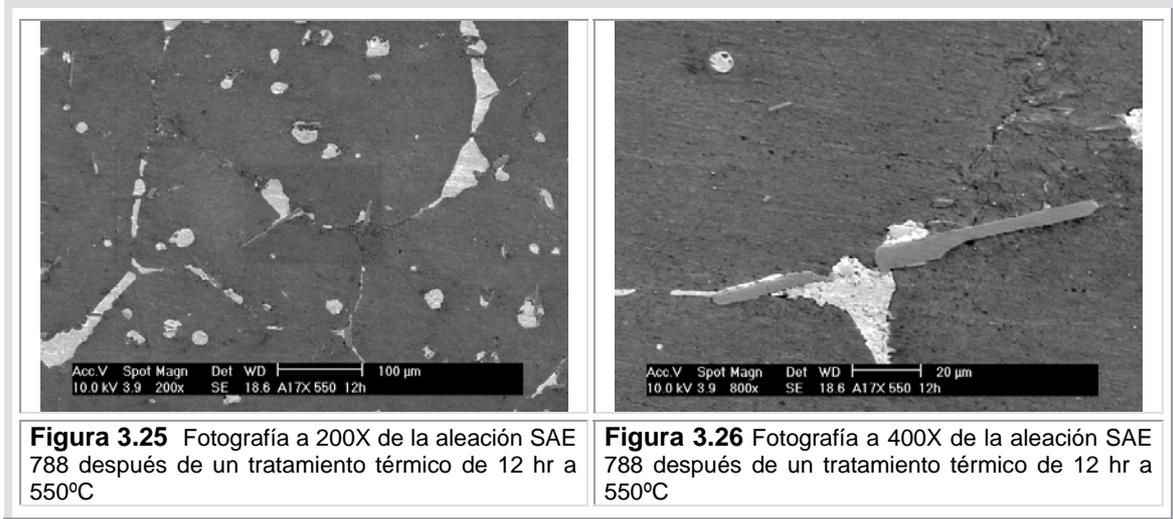
En la Figura 3.23 se observa claramente la diferencia que provoca el enfriamiento súbito con agua en la microestructura. Comparada con las fotografías anteriores, las fases blandas compuestas principalmente con estaño y plomo, tienen una estructura predominantemente globular, el resto que no es globular está relacionado con el límite de grano, mientras que el silicio tiene tamaños menores a los 10 [μm] (Figura 3.24).



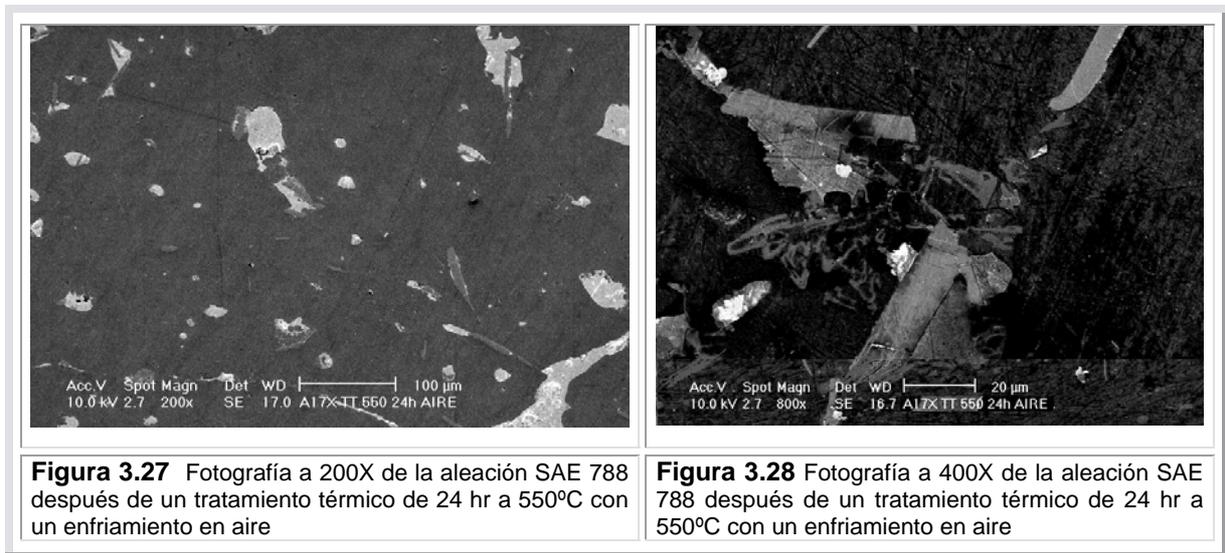
Como se verá más adelante, el enfriamiento súbito al que fueron sometidas éstas provoca un grano un poco más fino que el que se presenta en los especímenes que fueron enfriados al aire. En las Figuras 3.25 y 3.26 los límites de grano se notan bien delimitados por las fases blandas, dentro de estas últimas, se notan los intermetálicos más gruesos y con las aristas menos agudas. Además, las fases blandas dentro de la matriz

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

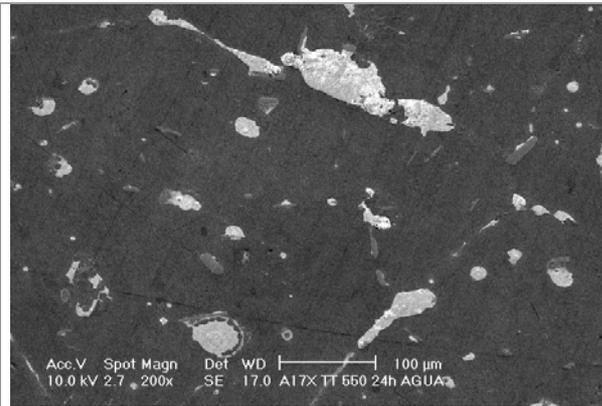
toman una morfología más globular, en algunos casos un poco deformada por las partículas asociadas a ellas.



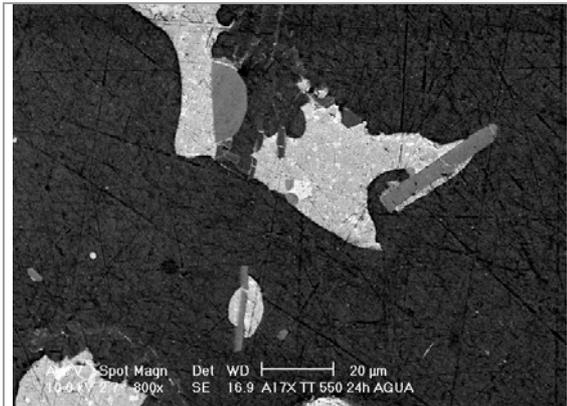
En el siguiente par de tratamientos térmicos (Figura 3.27 y 3.29), se observa que la diferencia entre estas dos radica en el hecho de que el enfriamiento súbito de la aleación reduce el tamaño de las fases blandas, de los intermetálicos y de las agujas.



### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Figura 3.29** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 550°C con un enfriamiento rápido en agua



**Figura 3.30** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 550°C con un enfriamiento rápido en agua

En la Tabla 3.8 se resumen los resultados obtenidos por el método de intercepción lineal. El valor final reportado es el promedio de 6 mediciones; se puede apreciar que existe una tendencia del grano a crecer durante la primera hora y media del tratamiento a 550[°C], después hay una reducción del tamaño de grano. También, el enfriamiento súbito en agua ayuda a tener un tamaño de grano menor que el obtenido con un enfriamiento en aire.

**Tabla 3.8** Promedio de las mediciones de tamaño de grano para el tratamiento térmico a 550 [°C]

TRATAMIENTO TÉRMICO	TAMAÑO DE GRANO [ $\mu\text{m}$ ]	DESVIACIÓN ESTÁNDAR
Sin Tratamiento	78.4205	5
45 minutos/ Aire	91.192	7
1,5 Horas/ Aire	131.159	5
3 Horas/ Aire	126.535	20
6 Horas/ Aire	106.531	19
6 Horas/ Agua	94.344	16
12 Horas/ Aire	117.69	8
24 Horas / Aire	144.519	6
24 Horas / Agua	140.451	4

En la tabla 3.9 se presentan los resultados para un tratamiento de 400 °C. Éste fue más estable que el anterior ya que la serie de curvas correspondientes a los ensayos de tracción mostraron una homogenización más óptima de las propiedades mecánicas, en pocas palabras se notó que los puntos críticos de las curvas sólo presentan pequeñas diferencias unos respecto de los otros. Además, no se presentó fractura de las probetas durante la manipulación, ni durante el enfriamiento súbito, ni mucho menos existió un lagrimado superficial de las fases blandas de la aleación. Sin embargo, se observó que en éste las propiedades mecánicas tuvieron una ligera caída respecto a las de las probetas sin tratamiento térmico.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

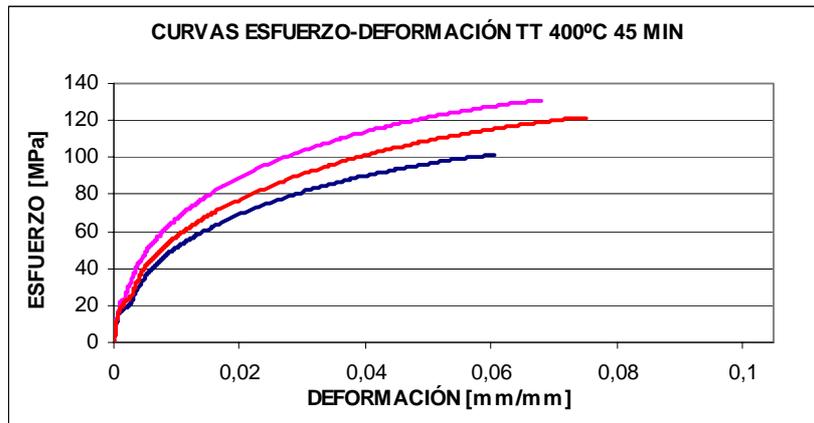
Analizando los datos de la Tabla 3.9 se observa que a partir de 1.5 horas cae la ductilidad de la aleación, sin embargo a las 24 horas con enfriamiento en aire existe una recuperación. En el caso del esfuerzo de fluencia no se nota una tendencia clara ya que tiende a permanecer dentro de un mismo rango. Por último en el esfuerzo a la fluencia no se perciben cambios significativos en los valores, ya que se mantienen por encima de los 100 [MPa] en la mayoría de los casos.

**Tabla 3.9** Resultados de las pruebas de tracción de los especímenes tratados a 400 [°C]

TIEMPO A 400 [°C]	ESFUERZO FLUENCIA [MPa]	DEFORMACIÓN MÁXIMA [mm/mm]	ESFUERZO MÁXIMO [MPa]
45 MINUTOS	23	0.060	101
	41	0.060	130
	33	0.075	121
1.5 HORAS	29	0.101	119
	40	0.082	119
	58	0.074	122
3 HORAS	42	0.075	125
	36	0.059	110
	28	0.037	92
6 HORAS /AIRE	36	0.078	123
	36	0.045	94
	29	0.062	111
6 HORAS /AGUA	29	0.069	122
	40	0.074	115
	45	0.043	97
12 HORAS	44	0.075	135
	44	0.045	100
	40	0.041	93
24 HORAS /AIRE	23	0.082	110
	41	0.085	118
	32	0.009	56
24 HORAS/ AGUA	38	0.025	77
	37	0.065	108
	39	0.038	88

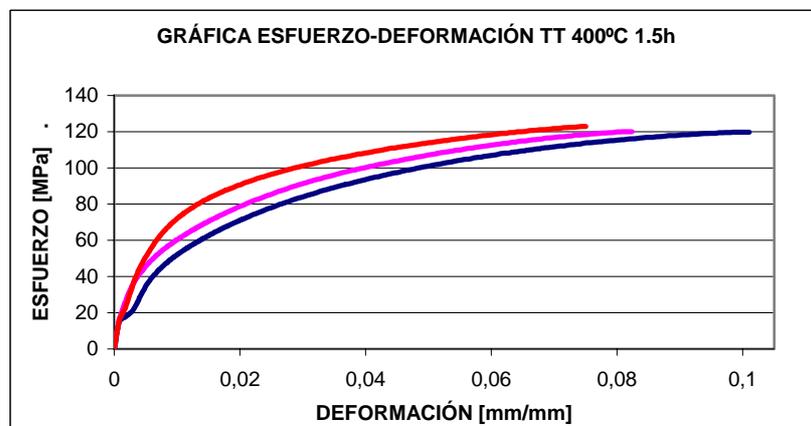
Los resultados obtenidos de las pruebas de tracción hechas a las probetas tratadas térmicamente por 45 minutos a 400 °C (Gráfica 3.14), muestran una divergencia en los puntos a partir del punto de fluencia del material. Sin embargo, las deformaciones máximas no presentan mucha diferencia.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Gráfica 3.14** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 45 minutos

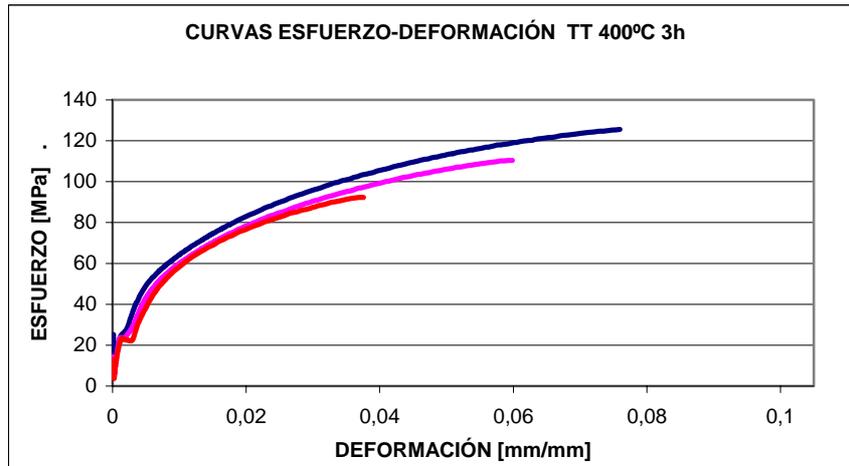
A partir de la Gráfica 3.15 se nota que las propiedades mecánicas inician su homogenización. Es decir, los puntos dentro de las curvas esfuerzo-deformación divergen. También se observa que las propiedades mecánicas de la aleación con este tratamiento térmico, en este tiempo, son mayores a las que se observan en el mismo intervalo de tiempo a mayor temperatura.



**Gráfica 3.15** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 1.5 horas

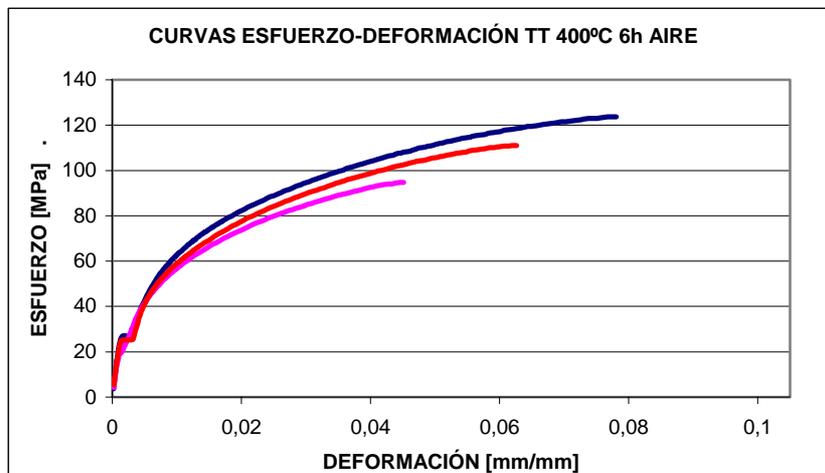
A partir de las tres horas (Gráfica 3.16) el esfuerzo de fluencia disminuye con respecto a los tratamientos anteriores. Aunque los esfuerzos y deformaciones máximos difieren bastante los unos de los otros, existe una tendencia marcada a la homogenización de las propiedades. Comparando los resultados de los dos tratamientos a 3 horas se nota que la deformación máxima y el esfuerzo máximo son mayores que en el tratamiento a 550 °C.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Gráfica 3.16** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 3 horas

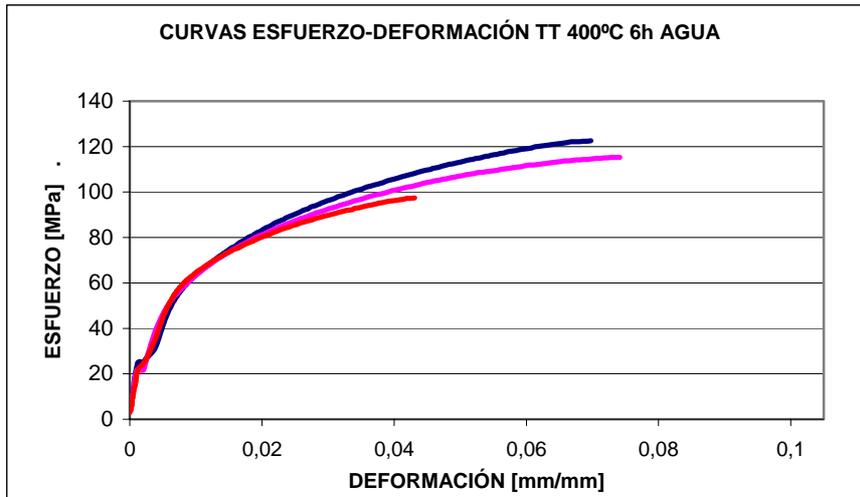
En las curvas de las Gráficas (3.16, 3.17, 3.18 y 3.20) se nota claramente la presencia presentan un límite elástico aparente, debido a la segregación de los átomos de soluto a lo largo de una línea de dislocación. El aumento posterior de tensión es debido al endurecimiento por deformación. [27]



**Gráfica 3.17** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 6 horas enfriado en aire

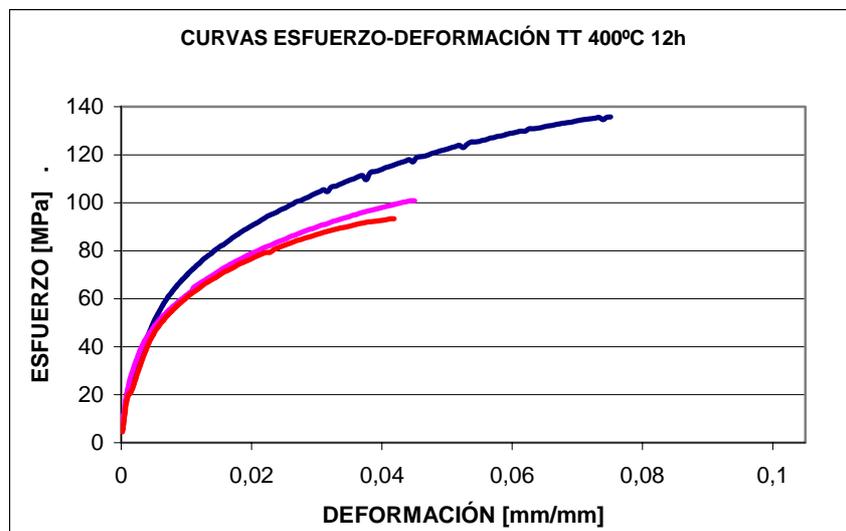
Entre las curvas de los ensayos de tracción a 6 horas con enfriamiento en agua y con enfriamiento en aire (Gráfica 3.17 y 3.18) no se aprecia una diferencia significativa entre los valores alcanzados de ductilidad, esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo. En ambos casos se observa probetas con valores de esfuerzo máximo mayores a los 110 [MPa].

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



Gráfica 3.18 Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 6 horas enfriado en agua

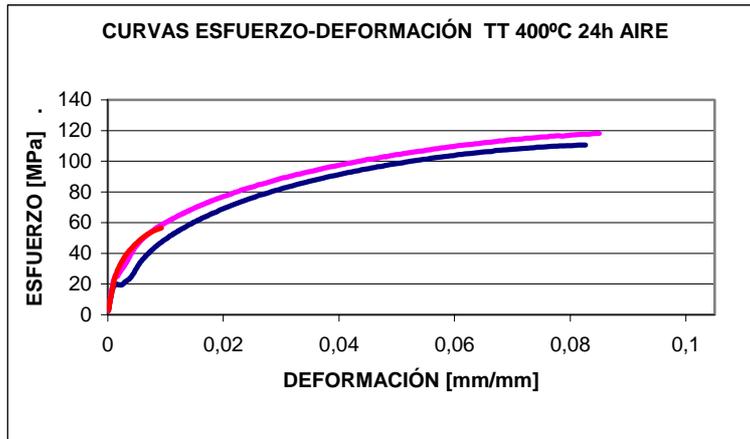
El tratamiento de 12 horas (Figura 3.19) muestra dos curvas prácticamente iguales en las propiedades mecánicas, además, una diverge completamente a partir del esfuerzo de fluencia. Para ambos enfriamientos a esta temperatura y tiempo, los valores de esfuerzo máximo son muy similares a los del tratamiento a 550 [°C].



Gráfica 3.19 Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 12 horas

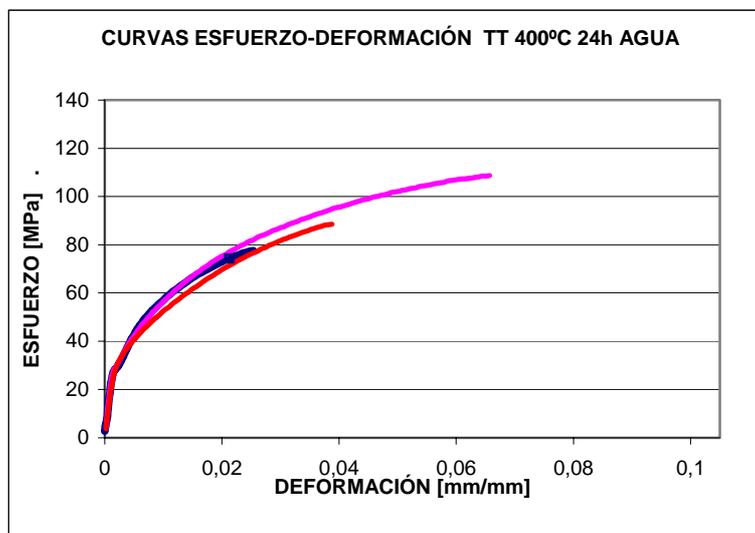
La Gráfica 3.20 tiene una probeta que vuelve a mostrar un límite elástico aparente, en los tres especímenes muestran esfuerzos de fluencia bajos en comparación a las curvas anteriores, sin embargo los valores se mantienen dentro del rango de este tratamiento.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Gráfica 3.20** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 24 horas enfriado en aire

Por último, para cerrar las curvas de tracción del tratamiento térmico de 400 [°C], se muestra el tratamiento a 24 horas enfriado en agua. Se observa que este tipo de enfriamiento provoca la homogenización de las propiedades mecánicas, pero se sacrifica la ductilidad. Asimismo, comparando las Gráficas 3.21 y la 3.22, el esfuerzo de fluencia aumenta con el enfriamiento súbito y no se presentan límites elásticos aparentes.



**Gráfica 3.21** Curvas esfuerzo-deformación de las probetas con tratamiento a 400 [°C] por 24 horas enfriado en agua

En la Tabla 3.10 se presenta el resumen del efecto del tratamiento térmico sobre las propiedades de la aleación. En la columna del esfuerzo de fluencia se observa que los datos se encuentran agrupados dentro de un rango menos amplio respecto al tratamiento de 550 [°C], comprendiendo valores entre los 32 y 43 [MPa], aproximadamente. En el caso de la deformación máxima, exceptuando los datos marcados (\*), aunque se mantiene más estable que en el otro tratamiento,

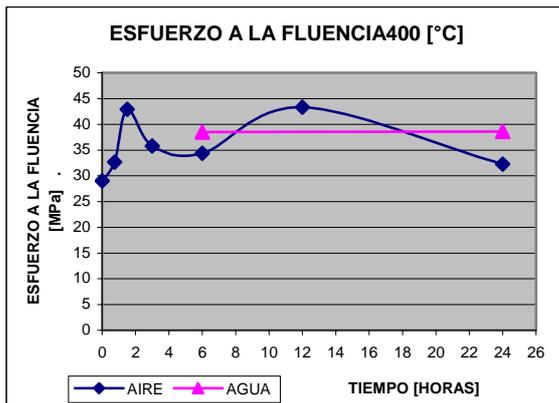
### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

presenta una caída a partir de las 3 horas y una recuperación total a partir de las 24 horas. El esfuerzo máximo durante el tratamiento se mantiene estable y en la mayoría de los casos se encuentra entre los 109 y los 120 [MPa].

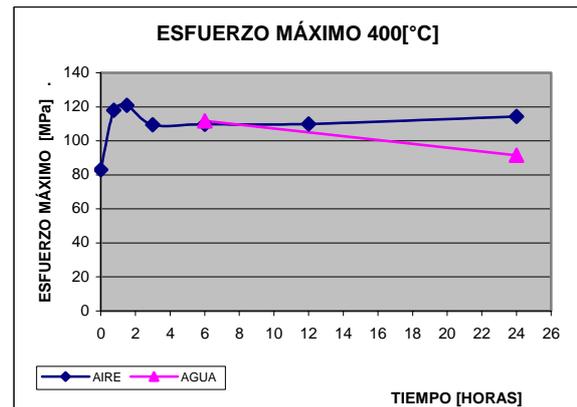
**Tabla 3.10** Promedios y desviaciones de las pruebas de tracción a 400 [°C]

TIEMPO A 400 [°C]	ESFUERZO FLUENCIA [MPa]	DESV ESTÁNDAR	DEF MÁXIMA [mm/mm]	DESV EST	ESF. MÁXIMO [MPa]	DESV EST
45 MIN	32	15	0.065	0.0004	117	9
1.5 HRS	42	1	0.086	0.0013	120	14
3 HRS	35	16	0.057	0.0001	109	6
6 HRS AIRE	34	14	0.061	0.0002	109	4
6 HRS AGUA	38	13	0.062	0.0008	111	8
12 HRS	43	22	0.054*	0.00001	109	2
24 HRS/ AIRE	32	33	0.084	0.0002	114	8
24 HRS/ AGUA	38	15	0.043*	0.0003	91	1

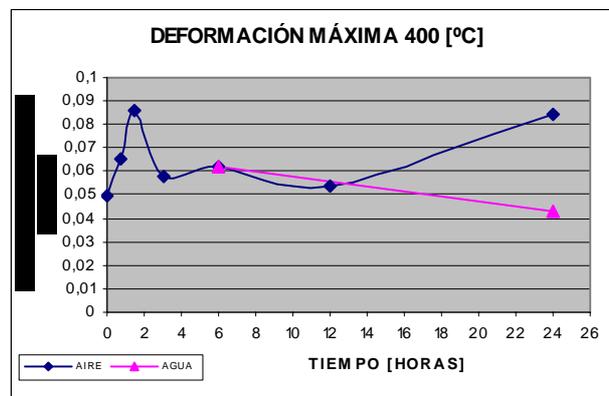
De manera gráfica se presenta este comportamiento de la aleación a través del tiempo durante el tratamiento a 550 [°C], Gráficas 3.22-3.24.



**Gráfica 3.22** Comportamiento del esfuerzo de fluencia de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 400[°C]



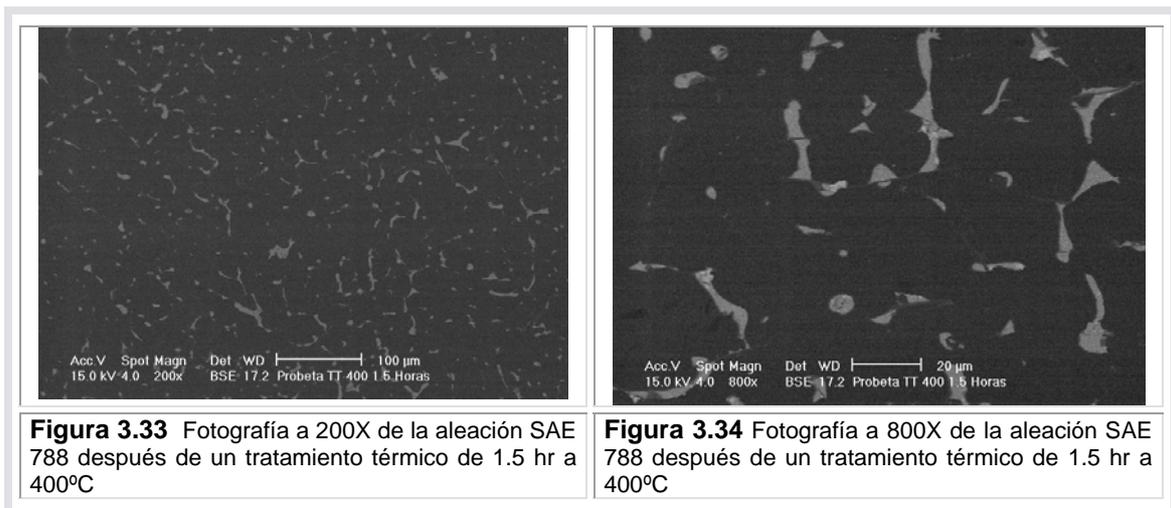
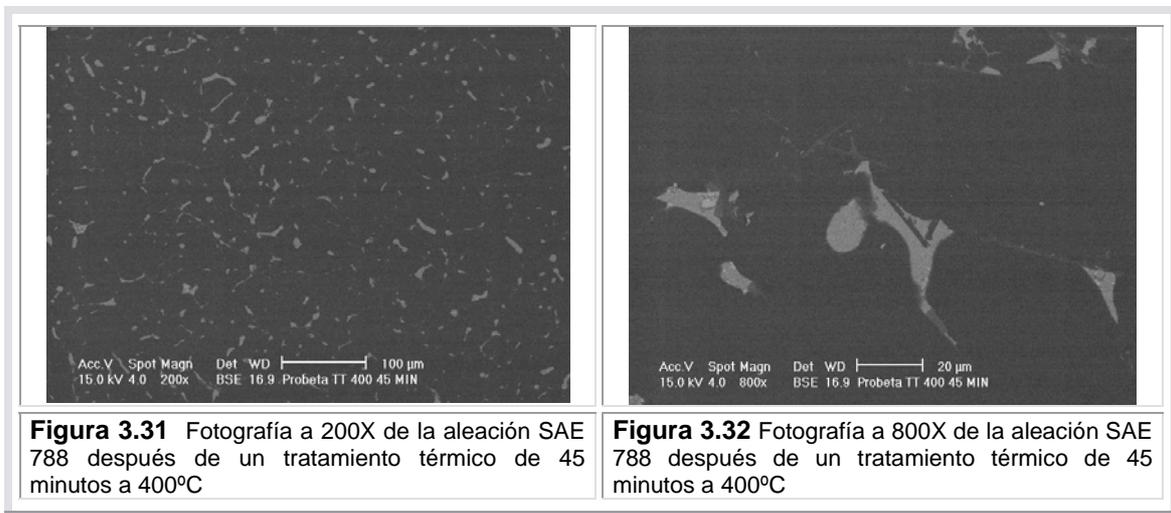
**Gráfica 3.23** Comportamiento del esfuerzo máximo de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 400[°C]



**Gráfica 3.24** Comportamiento de la deformación máxima de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 400[°C]

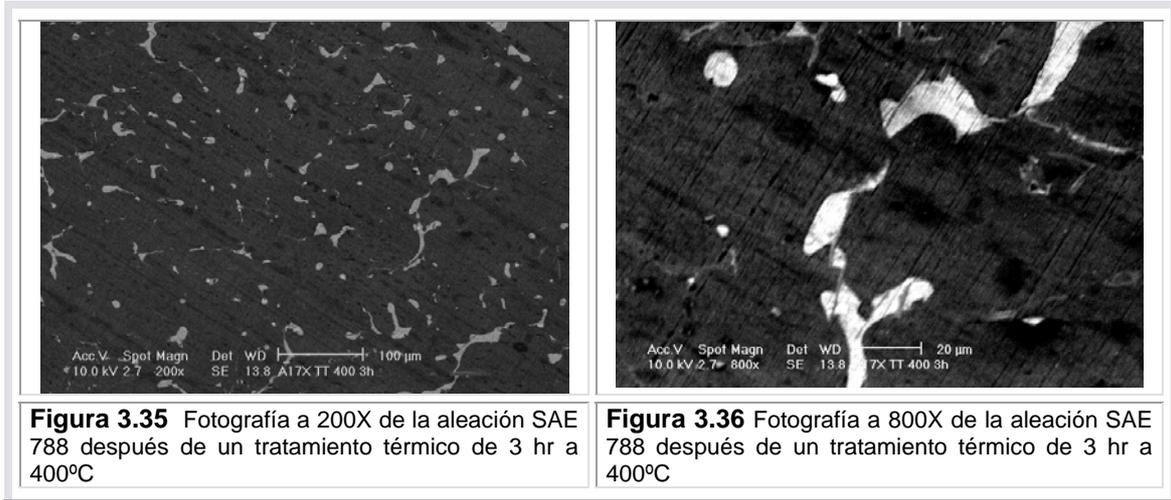
### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

En las siguientes imágenes (Figuras 3.31-3.46) se observa la evolución de la microestructura de la aleación SAE 788 durante el tratamiento a 400 °C. En un inicio se presentan los tratamientos térmicos de 45 minutos y 1.5 horas en las que microestructuralmente no presentan diferencias visibles respecto a las imágenes de la aleación sin tratamiento térmico. En las fotografías (Figuras 3.31 y 3.33) se nota que las fases blandas se encuentran en los límites de grano y a pesar de lo que se podía esperar conforme a lo visto en el tratamiento a 550 [°C], el grano no ha crecido mucho. Los intermetálicos mantienen conexiones entre ellos y tienen formas alargadas con aristas agudas.

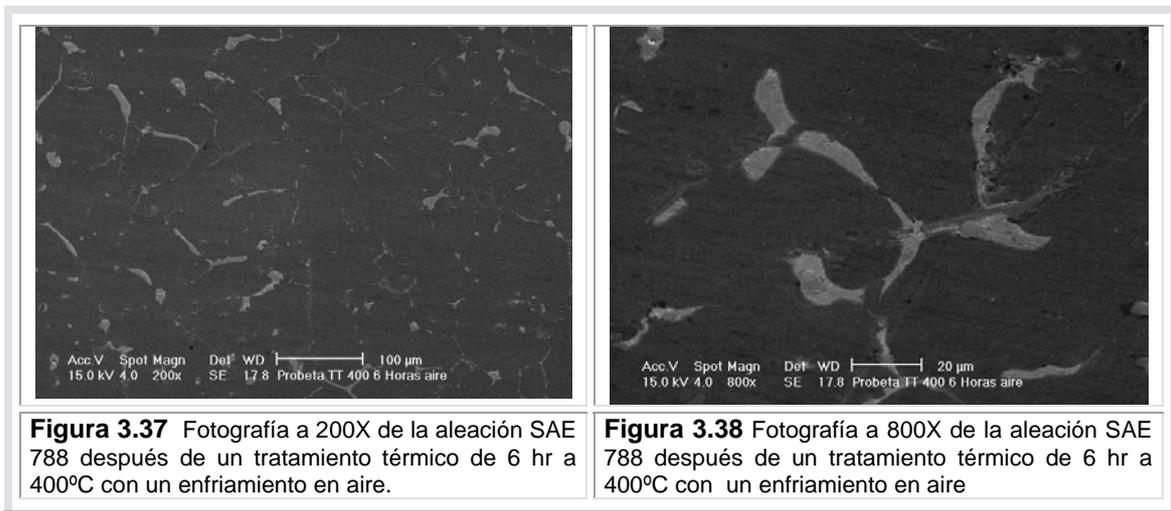


### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

El tratamiento térmico de 3 horas (Figuras 3.35 y 3.36) muestra el aumento de la matriz de aluminio a casi el doble de lo observado en los tratamientos previos. Aunado a esto, las fases blandas de la aleación han crecido. Su forma esta relacionada al límite de grano de la matriz. Además, según lo explicado en el Capítulo 2 los intermetálicos están en la fase de subdivisión y escalonamiento.



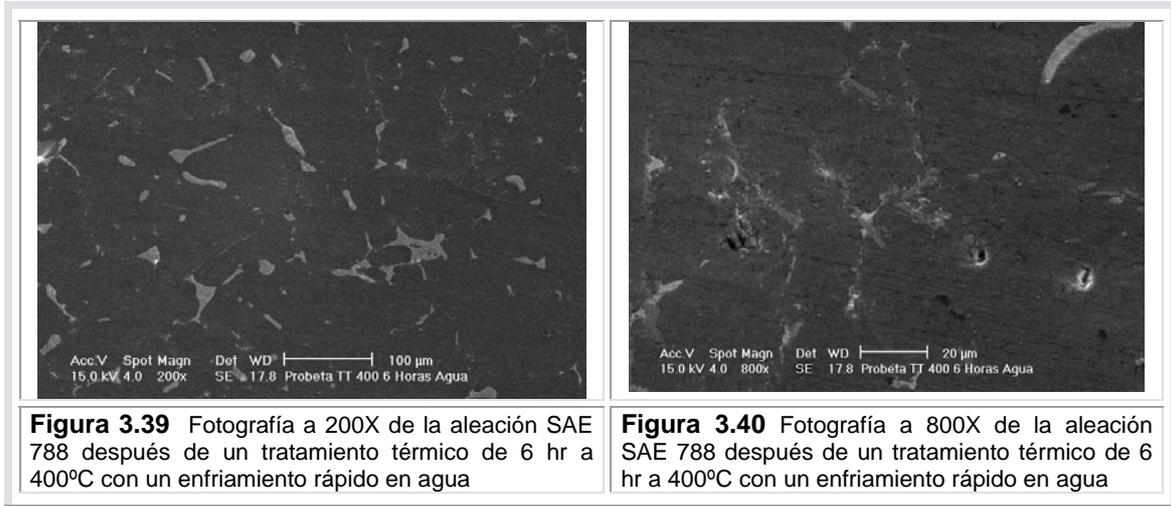
Al compararse las imágenes correspondientes a las Figuras 3.37-3.40, las cuales corresponden a los tratamientos térmicos de 6 horas; el primer par son de las piezas enfriadas en aire a temperatura ambiente, en este caso las agujas ya se han separado unas de otras y se encuentran en fase de crecimiento.



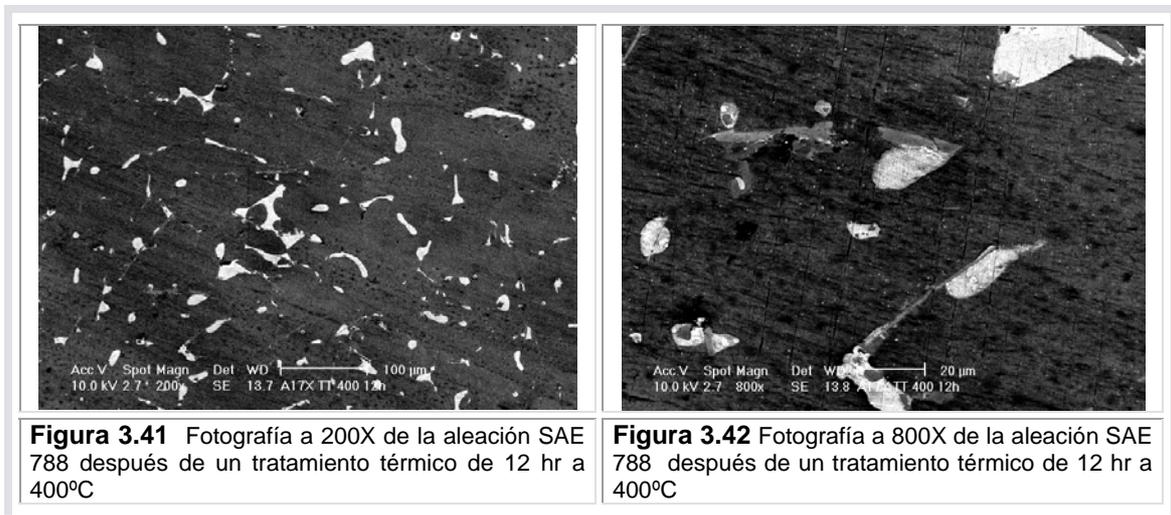
A diferencia de lo ocurrido en el tratamiento a 550 [°C] durante 6 horas y enfriado en agua, se nota que no existe el mismo nivel de globulización de las fases blandas para las mismas condiciones, además, se nota que las agujas intermetálicas no han crecido al mismo tamaño; esto sin duda debido a la

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

diferencia de temperaturas. Los límites de grano en ambos casos se muestran delimitados claramente por las fases blandas.

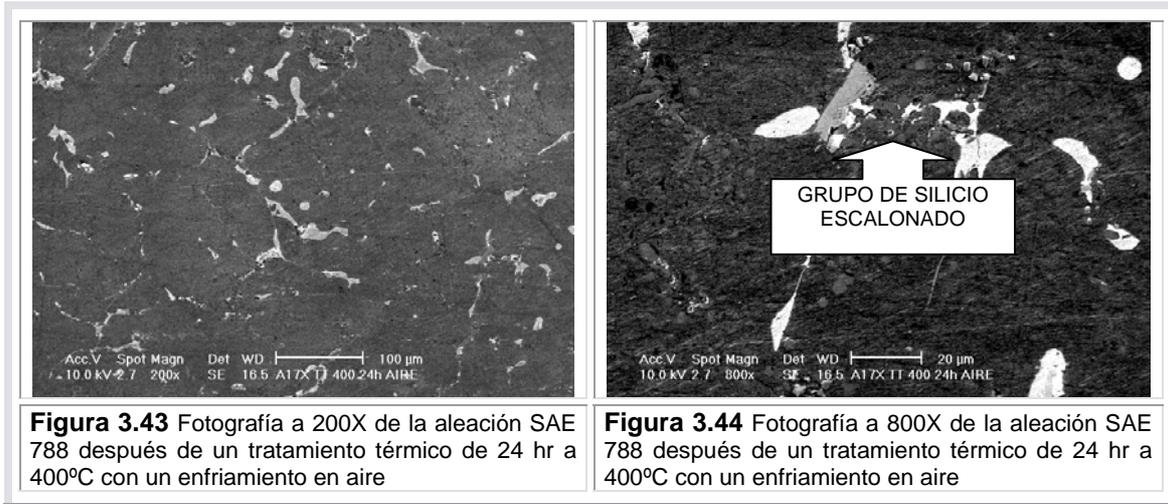


Para el tratamiento de 12 horas se tiene que el tamaño de grano es similar al de 6 horas, sin embargo existen partículas de estaño con un tamaño mayor. En el caso de los intermetálicos algunos se encuentran en fase de subdivisión y escalonamiento mientras que otros ya se encuentran en la de crecimiento (Figuras 3.41 y 3.42).



Obsérvese en las imágenes del tratamiento de 24 horas con enfriamiento en aire (Figuras 3.43 y 3.44) que los granos de la matriz de aluminio han crecido hasta alcanzar valores de 100 [μm], los límites de grano están marcados por las fases de estaño y plomo. En la Figura 3.44 se encuentran intermetálicos ya esferoidizados dentro de la fase de aluminio, mientras que las agujas tienen bordes más redondeados.

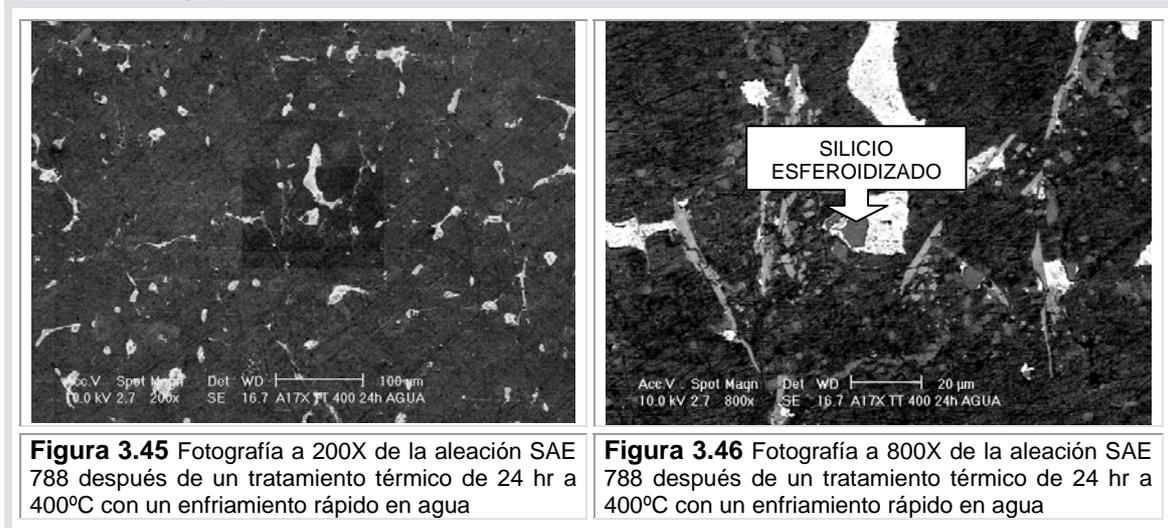
### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Figura 3.43** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 400°C con un enfriamiento en aire

**Figura 3.44** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 400°C con un enfriamiento en aire

Por último, se presenta el tratamiento aplicado a los especímenes por 24 horas a 400 [°C] enfriados en agua. Como se observa en la Figura 3.45 las partículas más pequeñas de estaño han tomado una forma globular, mientras que las grandes delimitan el grano de la matriz de aluminio. Los intermetálicos correspondientes al silicio han esferoidizado en partículas de tamaños muy diversos y ya no se presentan agujas conectadas dentro de la microestructura.



**Figura 3.45** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 400°C con un enfriamiento rápido en agua

**Figura 3.46** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un tratamiento térmico de 24 hr a 400°C con un enfriamiento rápido en agua

La Tabla 3.11 resume el comportamiento del tamaño de grano de las muestras analizadas. En esta se observa que el grano crece hasta llegar a un máximo a las 12 horas y luego existe una caída en las dimensiones de éste. Los casos de enfriamiento súbito en agua provocan un tamaño de grano mayor contrario a lo que se observó en el tratamiento a temperatura más alta. Aunado a lo anterior se nota que en los primeros 3 tiempos el tamaño de grano es menor al de las muestras que no tienen tratamiento térmico. Esto permite suponer que en la zona de la que fueron extraídas estas probetas de tracción, existía un grano más fino del cual se partió.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

**Tabla 3.11** Promedio de las mediciones de tamaño de grano para el tratamiento térmico a 400 [°C]

TRATAMIENTO TÉRMICO	TAMAÑO DE GRANO [μm]	DESVIACIÓN ESTÁNDAR
45 minutos/ Aire	45.211	5
1,5 Horas/ Aire	44.419	7
3 Horas/ Aire	76.094	5
6 Horas/ Aire	82.851	9
6 Horas/ Agua	122.499	3
12 Horas/ Aire	132.717	1
24 Horas / Aire	93.476	14
24 Horas / Agua	96.521	16

Por lo que ha sido presentado hasta el momento el tratamiento térmico con la mayor temperatura ha presentado una inestabilidad en las propiedades, lagrimeo leve en la superficie de las probetas y un porcentaje de líquido que hace difícil la manipulación. Sin embargo, se pudo observar que la ductilidad aumentó significativamente en este tratamiento para un tiempo de 24 horas con enfriamiento en aire, mientras que el resto de las propiedades mecánicas se mantuvieron constantes.

Respecto al tratamiento de 400 [°C] muestra una evolución de las propiedades y de la microestructura más lenta comparándolo con el tratamiento de 550 [°C], lo que implica que el efecto de la temperatura recae en la velocidad de esta evolución. Este tratamiento presenta una tendencia de aumento de la ductilidad, al igual que el otro a mayor temperatura.

#### 3.5 CONSTANTES ELÁSTICAS DE LA ALEACION SAE 788.

Para obtener las propiedades mecánicas de la aleación fue necesario proponer el comportamiento como isotrópico, ya que esto reduce considerablemente el número de experimentos para caracterizar el material.

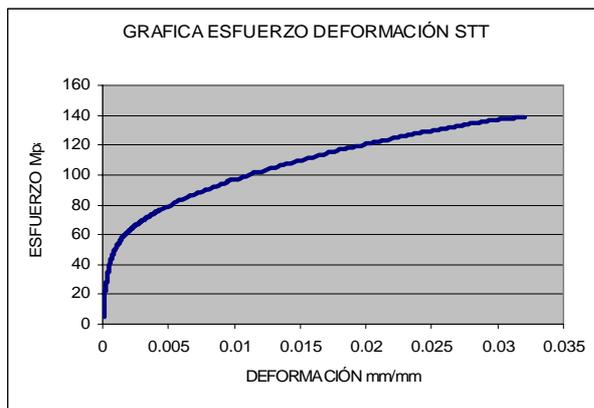
En el caso de esta investigación fue necesario el uso de galgas (strain gages) bidireccionales del tipo EA-13-125VA-350; este tipo de galgas permiten medir la deformación longitudinal y transversal, con lo que se obtiene la relación de Poisson. Una característica de estos instrumentos es que por su naturaleza es difícil que puedan medir las deformaciones máximas ya que se rompen antes de que finalice la prueba.

En la realización de este experimento se utilizaron sólo dos galgas que se instrumentaron en dos probetas, una sin tratamiento térmico y otra con el tratamiento propuesto. Se obtuvieron las curvas reales esfuerzo-deformación por medio de los resultados de deformación del programa y de los resultados de carga de la máquina de tracción.

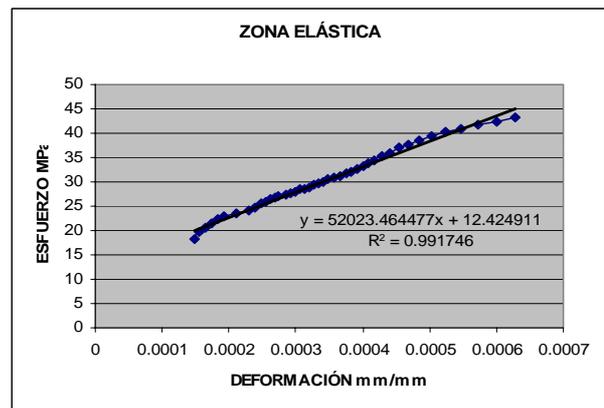
### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

La forma de realizar los experimentos inició con la puesta en marcha de las galgas con el programa LABVIEW, y posteriormente se obtienen los resultados de las pruebas tanto en éste como en la máquina de tracción. Tómese en cuenta que los datos arrojados por el primero son tiempo contra deformación y los del segundo son carga contra desplazamiento. Para poder relacionar los datos anteriores se necesita una variable más, ésta se obtiene con el uso de la velocidad constante de las mordazas. A partir de lo anterior, con los datos de la máquina de tracción, se obtiene el tiempo en el que la interfaz mide la carga de las celdas, al relacionarlo con los datos de los extensómetros resulta una gráfica esfuerzo-deformación real, por lo que es factible encontrar el coeficiente de Poisson y el módulo de elasticidad.

En las siguientes Graficas (3.23-3.26) se exponen los resultados de los experimentos con las galgas. Para definir la zona elástica fue necesario encontrar el esfuerzo de fluencia para cada caso, este se obtuvo siguiendo la metodología seguida para las curvas anteriores.



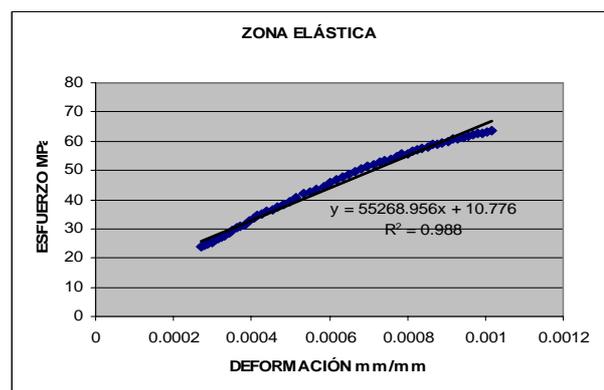
**Gráfica 3.23** Resultados de los extensómetros de las probetas sin tratamiento térmico para la probeta sin tratamiento térmico.



**Gráfica 3.24** Recta de la zona elástica de la probeta sin tratamiento.



**Gráfica 3.25** Resultados de los extensómetros de las probetas sin tratamiento térmico para la probeta con tratamiento térmico de 6 horas con enfriamiento en agua.



**Gráfica 3.26** Recta de la zona elástica de la probeta con tratamiento térmico de 6 horas con enfriamiento en agua.

### CAPÍTULO 3. TRATAMIENTO TÉRMICO DE LA ALEACIÓN SAE 788

Una vez localizado el punto de fluencia y la zona elástica se logró obtener la relación de Poisson en cada tiempo. Al final de los resultados se obtuvo el promedio.

**Tabla 3.12** Propiedades mecánicas de la aleación SAE 788.

PROBETA	DENSIDAD [kg/m <sup>3</sup> ]	MOD. DE POISSON $\nu$	MOD DE ELAST E [GPa]	MOD VOL. DE ELASTICIDAD K [GPa]	MOD DE RIG A CORTE G [GPa]	CONST DE LAMÉ $\lambda$ [GPa]
STT	2909.29	0,410	52,023	96,368	18,448	84,070
6 HORAS AGUA 400[°C]	2909.29	0,343	55,269	58,498	20,584	44,776

La densidad de la tabla anterior fue obtenida pesando y midiendo varias muestras de la aleación. El resto de las propiedades fueron obtenidas a partir de la densidad, el módulo de elasticidad y la relación de Poisson por medio de las relaciones que existen para un sólido elástico homogéneo lineal e isotrópico. [24]

## 4 LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

---

### 4.1 INTRODUCCIÓN

En esta parte del trabajo se reporta el efecto y el comportamiento que la aleación SAE 788 tiene posterior al tratamiento térmico (Ver Figura 3.1) que modifica la morfología de los intermetálicos presentes en el material dentro del proceso de fabricación de cojinetes de deslizamiento. El resultado principal que se busca en esta parte de la experimentación es la evaluación del cambio en la microestructura del material debido al proceso de trabajo en frío y la consecuente modificación de sus propiedades mecánicas, en piezas que presenten tratamiento térmico previo y en aquellas que no lo tengan.

Esta parte de la investigación se dividió de la siguiente forma: teniendo en una primera parte pruebas de laminación a lingotes de la aleación SAE 788 con tratamiento térmico a 550 °C con 6 horas y enfriado en agua, posteriormente se aplicó un nuevo proceso de laminado a otros lingotes de la misma aleación pero con un tratamiento térmico previo a 400 °C con 6 horas de duración y enfriado en agua.

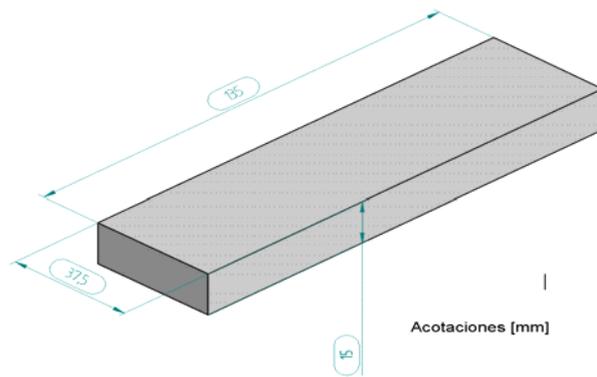
El primero de ellos esta basado en la suposición de llevar al material a una temperatura límite y con ello acelerar procesos difusivos tales como el proceso de esferoidización del silicio, entre otras características. El segundo fue seleccionado debido a que es un proceso que se aplica en la industria, además se quiso comprobar si este tiene un efecto favorable para la aleación durante el laminado.

Es importante mencionar que datos técnicos (espesor final, velocidad de laminado, entre otros) fueron basados en datos de un proceso real para la fabricación de cojinetes de deslizamiento.

### 4.2 PRUEBAS DE LAMINACIÓN A UN LINGOTE CON TRATAMIENTO TÉRMICO DE 550 °C Y UNO SIN TRATAMIENTO TÉRMICO

En esta primera parte se utilizaron 2 lingotes de la aleación SAE 788, el primero con un tratamiento térmico a 550 °C durante 6 horas con un enfriamiento rápido en agua, y el segundo sin tratamiento térmico. Los lingotes utilizados en esta experimentación contaban con las siguientes dimensiones: 13.5 x 3.75 x 1.5 [cm].

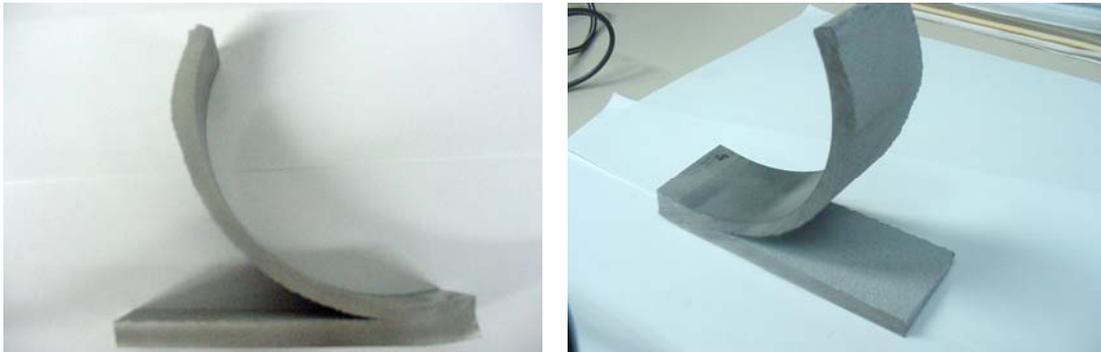
## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Figura 4.1** Dimensiones de los lingotes utilizados

Posteriormente se realizó una prueba de laminado en frío a los lingotes con el propósito de observar la microestructura de éstos después de una reducción del 50 %, teniendo reducciones parciales del 5% en cada pasada. En este proceso se utilizó una laminadora dúo reversible a una velocidad de giro de rodillos de 9.144[m/s] (30 [ft/s]).

Para el lingote sin tratamiento térmico se observó que durante la primera pasada el lingote presentó un considerable ondulamiento en la dirección del laminado; se intentó compensar dicha deformación colocando el lingote de forma invertida para que la fuerza de los rodillos deformaran nuevamente la pieza a su posición original, pero de forma abrupta durante una deformación del 25 % el lingote fracturó en su parte central, presentando lo que comúnmente se conoce como una fractura de fauces de cocodrilo (alligatoring fracture) (ver Capítulo 2 apartado 2.12).

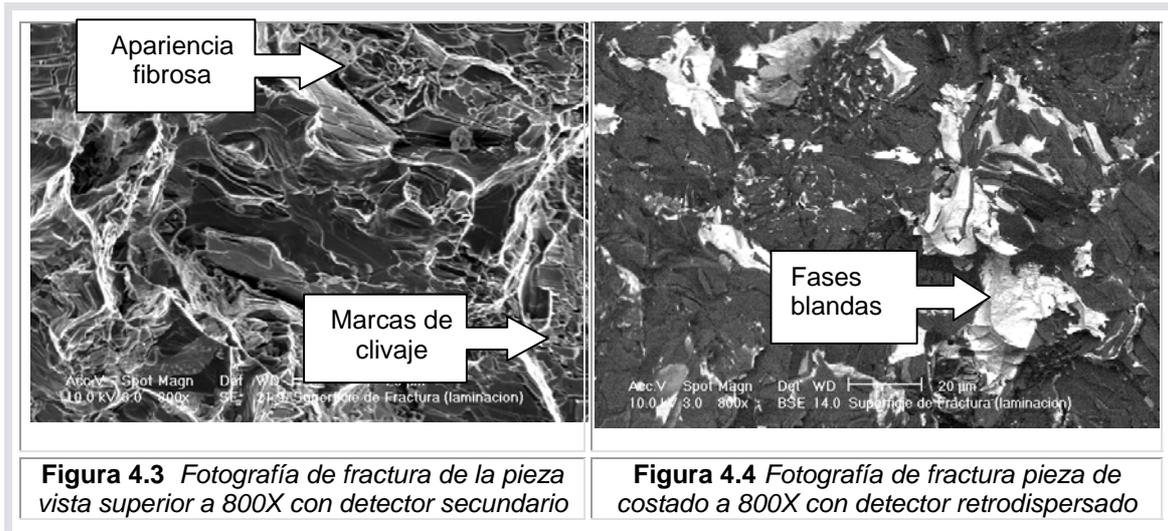


**Figura 4.2** Defecto de laminación conocido como fauces de cocodrilo (alligatoring fracture)

Dicho tipo de fractura se presenta debido a que el material presenta debilidades metalúrgicas a lo largo de la línea central del lingote por lo tanto, la fractura ocurre en dicho punto. Por otro lado, este tipo de fracturas son más comunes cuando la pieza presenta una deformación con forma de “rizo” previa a la fractura final, causada gracias a que uno de los rodillos está más desgastado o tiene un diámetro distinto, lo que conlleva a diferentes velocidades angulares puesto que no se tiene las mismas dimensiones.

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

En la Figura 4.3 se presenta la superficie de fractura de la cara superior de la pieza (parte central), la cual muestra una nula deformación plástica en la zona de fractura, presenta una superficie irregular compuesta por facetas cristalinas brillantes semejantes a la apariencia de un terrón de azúcar, mostrando una apariencia granular en la superficie. Además, en la parte superior derecha de esta imagen se notan escalones de clivaje. También, presenta una apariencia fibrosa en la superficie de falla lo que hace pensar en la existencia de una falla combinada, es decir la fractura conocida como dúctil-frágil.



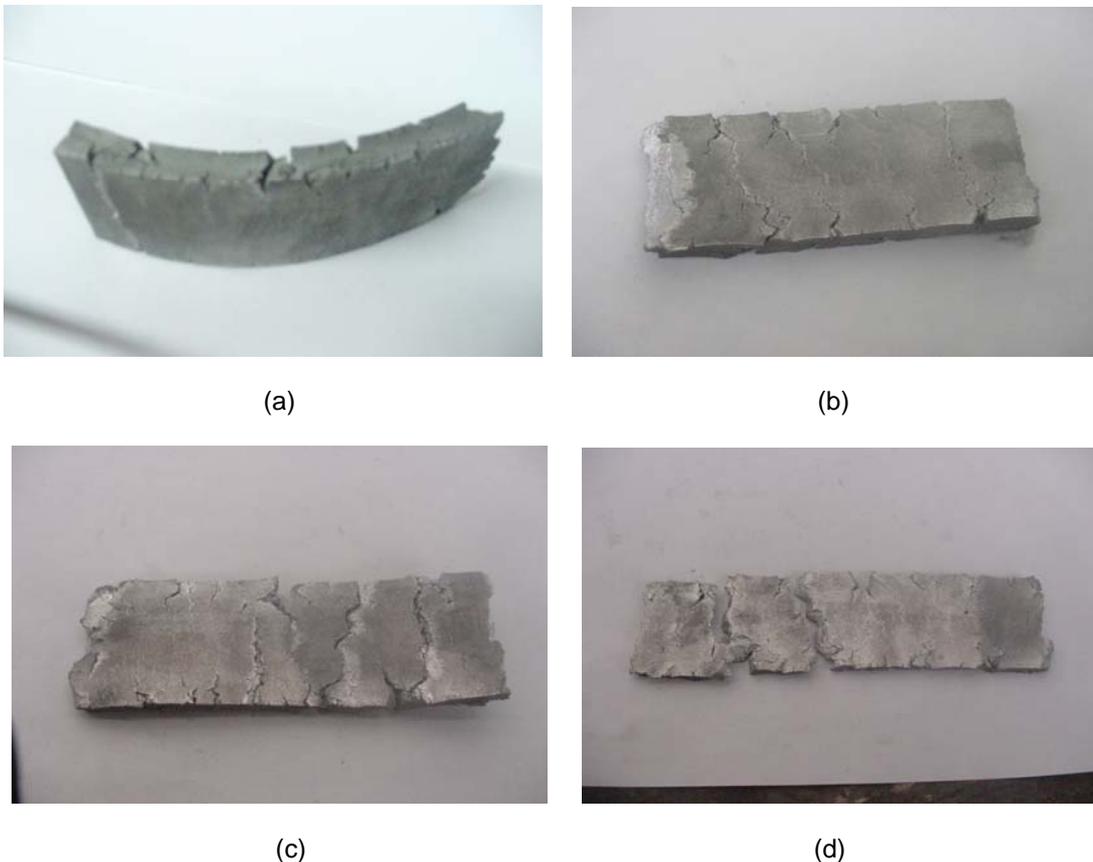
En la Figura 4.4 se presenta una imagen de la zona de transición de la superficie de fractura en el costado de la pieza, esta fue tomada con microscopio electrónico de barrido usando un detector de electrones retrodispersados, en ellas se observa que existe una alta presencia de fases blandas Sn-Pb (regiones blancas), las cuales provocan que el material sea más débil en esta zona. A continuación se presentan los datos obtenidos del proceso de laminación para el lingote sin tratamiento térmico previo.

**Tabla 4.1** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el lingote sin tratamiento térmico

Datos de laminación con lingote sin tratamiento térmico					
Evento	Espesor [cm]	Reducción nominal [%]	Espesor nominal [cm]	Reducción verdadera [%]	Deformación total [%]
1	1,472	5	1,4002	5,0007	5,0007
2	1,392	5	1,3241	5,0008	10,5889
3	1,302	5	1,2385	5	17,2721
4	1,252	5	1,1909	5,0033	21,1913
5	1,192	5	1,1339	4,9969	26,0959
6	Ruptura				

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

Con respecto al lingote con tratamiento térmico no presentó fracturas severas en los primeros pasos de laminación, pero la calidad del material laminado se vio claramente disminuida, ya que mientras aumentaba la deformación plástica, el material comenzó a presentar grandes grietas debido al corrimiento de las fracturas en los costados de los lingotes provocadas durante la deformación, lo que provocó que éste comenzara a fracturarse en su totalidad (Figura 4.5). La formación de grietas laterales simétricas es inherente a la aplicación de grandes reducciones en un lingote cuya relación ancho/espesor es limitada. Estos inconvenientes se causan por la extensión lateral (ensanchamiento) del lingote, generando esfuerzos de tracción en dirección longitudinal en el borde de la pieza, acompañados de tracción transversal en el centro. Las deformaciones laterales responsables de los esfuerzos mencionados no se pueden eliminar cuando se trata de una reducción en un solo paso, por lo que la resistencia inherente del material a la fractura define un factor importante para determinar la factibilidad del proceso. [28] Esta parte fue concluida a una deformación del 50%.



**Figura 4.5** Productos obtenidos después de la laminación: (a) Lingote con tratamiento térmico a 550 °C a 6hrs. con una deformación del 10%, (b) Mismo lingote pero con una deformación del 20%, (c) con una deformación del 30 % y finalmente, (d) con una deformación del 50%

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

A continuación se presentan los datos para el lingote con tratamiento térmico:

**Tabla 4.2** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el lingote con tratamiento térmico

Datos para laminación con lingote con tratamiento térmico de 6 hrs. a 550 °C				
Evento	Espesor [cm]	Reducción nominal [%]	Espesor nominal [cm]	Deformación total [%]
1	1,51	5	1,44	5
2	1,5	5	1,43	5,67
3	1,43	5	1,36	10,3
4	1,31	5	1,25	19,21
5	1,23	5	1,17	25,51
6	1,17	5	1,11	30,86
7	1,11	5	1,06	35,86
8	1,07	5	1,02	39,45
9	1,01	5	0,96	45,31
10	0,95	5	0,9	51,34

Todos los datos experimentales fueron calculados en base a expresiones básicas manejadas en la teoría de deformación por trabajo en frío, siendo esta la siguiente:

Espesor nominal. Cantidad de reducción en espesor del lingote que se predice teóricamente, a través del porcentaje de reducción nominal:

$$h_f = \frac{h_0}{\exp(\varepsilon)} \quad (4.1)$$

donde:

$h_f$  = espesor nominal

$h_0$  = espesor inicial o espesor verdadero obtenido de la experimentación

$\varepsilon$  = reducción nominal

## **CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788**

En esta parte los resultados no fueron satisfactorios, ya que la temperatura del tratamiento térmico aplicado fue excesiva para el material, esto gracias a que se presentó una gran cantidad de fase líquida de estaño y plomo, lo que provocó que al retirar el lingote del horno y enfriarlo rápidamente, la estructura del lingote colapsara en algunas partes y comenzara a partirse en pequeños pedazos. Los resultados de la laminación estuvieron viciados gracias a que uno de los lingotes era ligeramente más pequeño que el otro (esto provocado por uso), lo que dio pie a la presencia de la fractura de fauces de cocodrilo en el lingote sin tratamiento térmico.

El efecto de ondulamiento que presentaban los lingotes durante la reducción de espesor se veía disminuido si este último se reducía, es decir, que con un espesor más pequeño el pandeo del lingote desaparecía casi por completo. Por tal motivo, se fijó que en espesores de aproximadamente 0.65 [mm] en promedio se podía obtener una buena calidad de laminado, dicha medida quedó establecida para las siguientes pruebas.

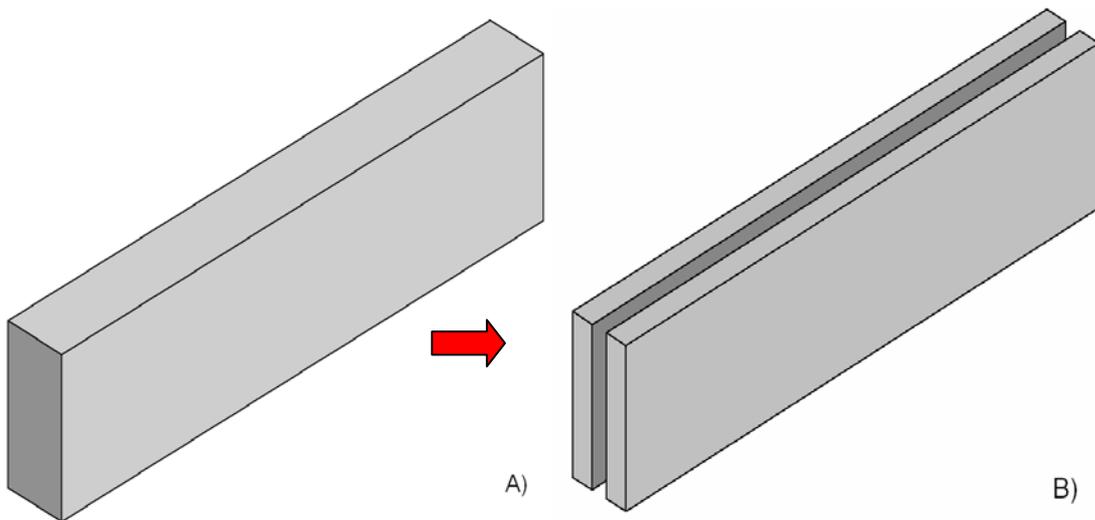
### **4.3 PRUEBAS DE LAMINACIÓN A LINGOTES CON TRATAMIENTO TÉRMICO DE 400 °C Y OTROS SIN TRATAMIENTO TÉRMICO**

La finalidad de aplicar este tratamiento térmico fue la de observar su efecto en las propiedades del material durante el proceso de laminación, ya que en la industria este proceso se sigue efectuando, pero debido a la constante búsqueda de la mejora de los procesos, se ha pensado en la posibilidad de eliminarlo, por lo que en este trabajo se mostrarán algunas ventajas y limitaciones de llevarlo a cabo.

Al aplicar a los lingotes un proceso de deformación plástica por laminado, se conocerá la forma en la cual el fenómeno conocido como endurecimiento por deformación o por trabajo en frío afecta a las propiedades mecánicas de las probetas, además de verificar si el tratamiento térmico aplicado antes del proceso de laminado sirvió para mejorar dichas propiedades.

Se parte de dos lingotes de la aleación SAE 788 con las siguientes medidas: 13.5 x 3.75 x 1.5 [cm], a uno de éstos se le aplicó un tratamiento térmico de 6 horas de duración a una temperatura de 400 °C, para posteriormente ser enfriado en agua. Ambos lingotes tanto el que tiene el tratamiento térmico como el que no, fueron cortados por la mitad obteniendo un total de 4 probetas para laminar con espesores de aproximadamente 0.65 [cm] (Figura 4.6), esto con el fin de evitar el ondulamiento de las probetas al pasar por los rodillos laminadores, buscando aumentar la relación del diámetro del rodillo con el espesor de las probetas.

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



**Figura 4.6** Cortes finales: A) lingote posterior al tratamiento térmico, B) lingotes con tratamiento térmico para laminación

Para la laminación de las muestras (Tabla 4.3), se aplicó una reducción nominal al lingote de 10% por pasada, con una velocidad de rodillos de 30 [ft/s] (9.144 [m/s]). Con la finalidad de caracterizar el efecto de las reducciones sobre la aleación, se obtuvieron probetas de tracción de aproximadamente 10 [cm] de longitud, éstas dependieron principalmente de la cantidad de material disponible. Es decir, cuando la placa laminada llegaba aproximadamente al doble de la longitud requerida para las probetas de tracción, se cortó el lingote en dos y la mitad se utilizó para maquinar las probetas y el resto se continuó laminando. El proceso anterior se repitió hasta que se llegó a un espesor de 0.126 [cm] (0.05 [in]) aproximadamente, dicho valor corresponde al espesor final de la cinta que se maneja dentro de la industria en el proceso de fabricación de cojinetes (Tabla 4.4). Del proceso explicado anteriormente se obtuvieron de dos o tres muestras con una deformación de: 50, 110, 150 y 170%.

**Tabla 4.3** Probetas utilizadas durante las pruebas finales de laminado (nomenclatura)

	Denominación	Medidas cm. (longitud X ancho X espesor)
Lingote sin tratamiento térmico 1	P1 ST	11.10 X 3.9 X 0.62
Lingote sin tratamiento térmico 2	P2 ST	11.10 X 4.0 X 0.5
Lingote con tratamiento térmico 1	P1 TT	11.0 X 4.0 X 0.65
Lingote con tratamiento térmico 2	P2 TT	11.10 X 4.0 X 0.68

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

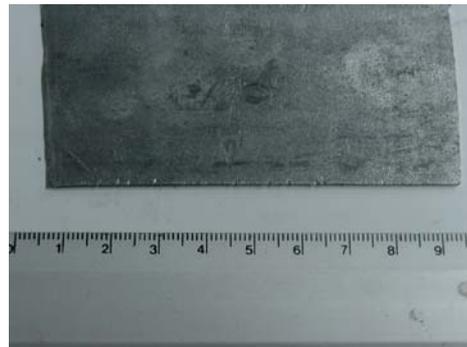
**Tabla 4.4** Pasos de laminación de la cinta de aluminio en la empresa fabricante de los cojinetes de deslizamiento

Etapa	Espesor inicial (plg)	Reducción	# de pasos	Espesor final (plg)
1	0.600	50 %	1	0.300
2	0.300	12 %	4	0.179
3	0.179	12 %	3	0.120
4	Tratamiento Térmico			
5	0.120	21 %	4	0.050

Cabe mencionar que el estimando para cada corte del lingote, era obtener 3 probetas de tracción por porcentaje de deformación, pero debido al corrimiento de las grietas en los costados de los lingotes en algunos casos sólo se manejaron 2 probetas. Los valores de deformación a los cuales se realizaron los cortes variaron de una probeta a otra ya en algunas ocasiones no se contaba con el material suficiente para poder realizar dicho corte y obtener probetas de tracción. A continuación se presentan los segmentos del producto laminado para las probetas del tipo P1 TT (Figuras 4.7, 4.8, 4.9, 4.10), que posteriormente fueron maquinadas para obtener probetas de tracción.



**Figura 4.7** P1 TT con deformación del 50%



**Figura 4.8** P1 TT con deformación del 110%



**Figura 4.9** P1 TT con deformación del 130%



**Figura 4.10** P1 TT con deformación del 150%

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

En las Tablas 4.5 y 4.6, se muestran los datos de procesamiento de los lingotes P1 TT y P2 TT. Para el lingote P1 TT los cortes se realizaron al 50, 110, 130, y 150% (reducción nominal) y para el P2 TT a los porcentajes de 60, 120, 160 y 180% (reducción nominal).

**Tabla 4.5** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el P1 TT

Probeta (1) TT 400 °C 6hrs. $h_0=0.65$					
	Evento	Espesor	Reducción nominal %	Espesor nominal [cm]	Deformación total
	1	0,65	10	0,59	0,1
	2	0,62	10	0,56	0,15
	3	0,57	10	0,52	0,23
	4	0,45	10	0,41	0,47
	5	0,41	10	0,37	0,56
Corte	6	0,37	10	0,33	0,66
	7	0,33	10	0,3	0,78
	8	0,28	10	0,25	0,94
	9	0,26	10	0,23	1,02
	10	0,21	10	0,19	1,23
	11	0,2	10	0,18	1,28
Corte	12	0,18	10	0,16	1,38
	12	0,16	10	0,14	1,5
Corte	14	0,15	10	0,13	1,57
	15	0,14	10	0,12	1,64
	16	0,12	10	0,11	1,79

**Tabla 4.6** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el P2 TT

Probeta (2) TT 400 °C 6hrs. $h_0=0.68$					
	Evento	Espesor	Reducción nominal %	Espesor nominal [cm]	Deformación total
	1	0,68	10	0,62	0,1
	2	0,65	10	0,59	0,15
	3	0,58	10	0,52	0,26
	4	0,53	10	0,48	0,35
	5	0,49	10	0,44	0,43
	6	0,44	10	0,4	0,54
	7	0,41	10	0,37	0,61
Corte	8	0,39	10	0,35	0,66
	9	0,34	10	0,31	0,79
	10	0,3	10	0,27	0,92
	11	0,28	10	0,25	0,99
	12	0,25	10	0,23	1,1
Corte	13	0,22	10	0,2	1,23
	14	0,19	10	0,17	1,38
	15	0,17	10	0,15	1,49
	16	0,15	10	0,14	1,61
Corte	17	0,14	10	0,13	1,68
	18	0,11	10	0,1	1,92
	19	0,09	10	0,08	2,12

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

En la Tabla 4.7 se encuentran los registros para la P1 ST, los porcentajes de reducción a los que se realizaron los cortes fueron a 60%, 100%, 150% y 170%, y finalmente para la P2 ST fueron los siguientes: 60%, 110%, 150% y 170%. La discrepancia entre estos valores es debida a factores, que en ocasiones no se pueden controlar por el operador, como la calidad de los rodillos y del material, variaciones en las cargas de laminado, mala colocación del lingote, etc.

**Tabla 4.7** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el P1 ST

Probeta (1) ST $h_0 = 0.61$					
	Evento	Espesor	Reducción nominal %	Espesor nominal [cm]	Deformación total
	1	0,61	10	0,55	0,1
	2	0,58	10	0,52	0,15
	3	0,53	10	0,48	0,24
	4	0,48	10	0,43	0,34
	5	0,43	10	0,39	0,45
	6	0,39	10	0,35	0,55
Corte	7	0,35	10	0,32	0,66
	8	0,29	10	0,26	0,84
	9	0,26	10	0,24	0,95
	10	0,22	10	0,2	1,12
Corte	11	0,19	10	0,17	1,27
	12	0,17	10	0,15	1,38
	13	0,15	10	0,14	1,5
	14	0,13	10	0,12	1,65
	15	0,12	10	0,11	1,73
Corte	16	0,1	10	0,09	1,91
	17	0,09	10	0,08	2,01
	18	0,08	10	0,07	2,13

**Tabla 4.8** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el P2 ST

Probeta (2) ST $h_0 = 0.49$					
	Evento	Espesor	Reducción nominal %	Espesor nominal [cm]	Deformación total %
	1	0,49	10	0,44	0,1
	2	0,45	10	0,41	0,19
	3	0,4	10	0,36	0,3
	4	0,36	10	0,33	0,41
	5	0,32	10	0,3	0,53
	6	0,3	10	0,27	0,59
Corte	7	0,27	10	0,24	0,7
	8	0,24	10	0,22	0,81
	9	0,21	10	0,19	0,95
	10	0,18	10	0,16	1,1
	11	0,16	10	0,14	1,22
Corte	12	0,15	10	0,13	1,28
	13	0,12	10	0,11	1,51
	14	0,11	10	0,1	1,59
	15	0,1	10	0,09	1,69
Corte	16	0,09	10	0,08	1,79
	17	0,08	10	0,07	1,91
	18	0,07	10	0,06	2,05

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

### 4.4 PRUEBAS DE TRACCIÓN

En este apartado se analizará a detalle los ensayos de tracción de las probetas obtenidas, así como la conversión de datos obtenido con paquetería Excel, con sus respectivas curvas esfuerzo-deformación. A continuación se presentará la metodología aplicada para la obtención de las probetas de tracción a partir de las piezas cortadas del lingote a diferentes niveles de deformación.

Las probetas utilizadas en esta investigación se adecuaron a la norma ASTM E8M-00 [26]. En las Tablas 4.9 y 4.10 se presenta la nomenclatura final de cada probeta de tracción con y sin tratamiento térmico incluyendo el porcentaje de deformación al cual se cortó el lingote y otros datos finales como espesor, altura y área transversal.

**Tabla 4.9** Nomenclatura de probetas para pruebas de tracción con tratamiento térmico

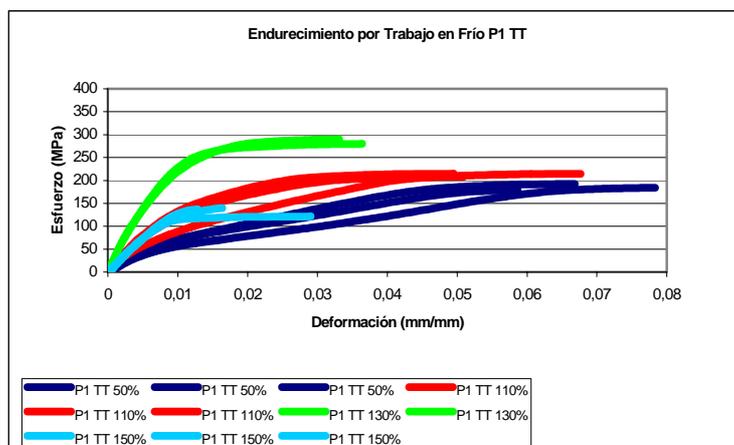
Nomenclatura de Probeta	Numero de probeta	Ancho [cm]	Espesor [mm]	Área transversal [mm <sup>2</sup> ]
P1 TT 50%	1	6.13	3.66	22.44
	2	6.13	3.62	22.19
	3	6.08	3.62	22.01
P2 TT 60%	1	6.13	3.66	22.44
	2	6.15	3.66	22.51
P1 TT 110%	1	6.17	1.76	10,86
	2	6.16	1.77	10,9
	3	6.17	1.76	10,86
P2 TT 120%	1	6.16	2.16	13,31
	2	6.16	2.17	13.37
P1 TT 130%	1	6.19	1.38	8,54
	2	6.13	1.42	8,7
P2 TT 160%	1	6.21	1.30	8.07
	2	6.18	1.29	7.97
P1 TT 150%	1	6.15	1.05	6.46
	2	6.09	1.07	6.52
	3	6.18	1.05	6.49
P2 TT 180%	1	6.10	0.98	5.98
	2	6.11	0.98	5.99
	3	6.12	0.99	6.06

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

**Tabla 4.10** Nomenclatura de probetas para pruebas de tracción sin tratamiento térmico

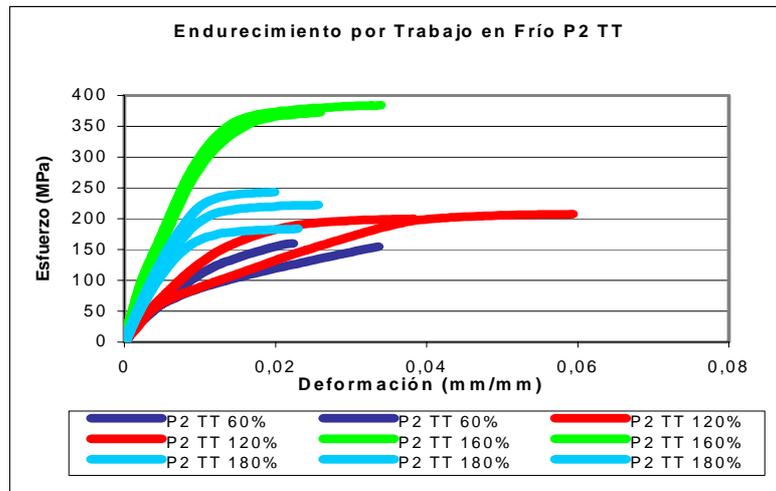
Nomenclatura de Probetas	Numero de Probeta	Ancho [cm]	Espesor [mm]	Área transversal [mm <sup>2</sup> ]
P1 ST 60%	1	6.08	3.11	18.91
	2	6.01	3.13	18.81
P2 ST 60%	1	6.10	2.63	16.04
	2	6.11	2.60	15.89
	3	6.14	2.65	16.27
P1 ST 100%	1	6.15	1.93	11.87
	2	6.16	1.93	11.89
P2 ST 110%	1	6.14	1.38	8.47
	2	6.16	1.38	8.5
P1 ST 150%	1	6.14	1.07	6.57
	2	6.18	1.04	6.43
	3	6.17	0.95	5.86
P2 ST 150%	1	6.13	0.85	5.21
	2	6.15	1.08	6.64
	3	6.15	0.98	6.03
P1 ST 170%	1	6.19	0.68	4.21
	2	6.20	0.72	4.46
P2 ST 170%	1	6.17	0.66	4.07
	2	6.24	0.68	4.24
	3	6.19	0.68	4.21

La diferencia entre las medidas del ancho varían debido al ajustado tamaño de las muestras y al desperdicio del material durante el proceso de conformado. Con respecto al espesor es diferente en cada muestra ya que esta medida depende directamente del nivel de deformación a la cual fue obtenida la cinta. Los ensayos de tracción se llevaron a cabo en la maquina de pruebas mecánicas INSTRON modelo 4026. Las curvas esfuerzo-deformación son presentadas a continuación a diferentes niveles de deformación (Gráficas 4.1-4.4); en cada grafico se presentan, todas las curvas obtenidas para cada uno de los lingotes a distintos porcentajes de deformación.



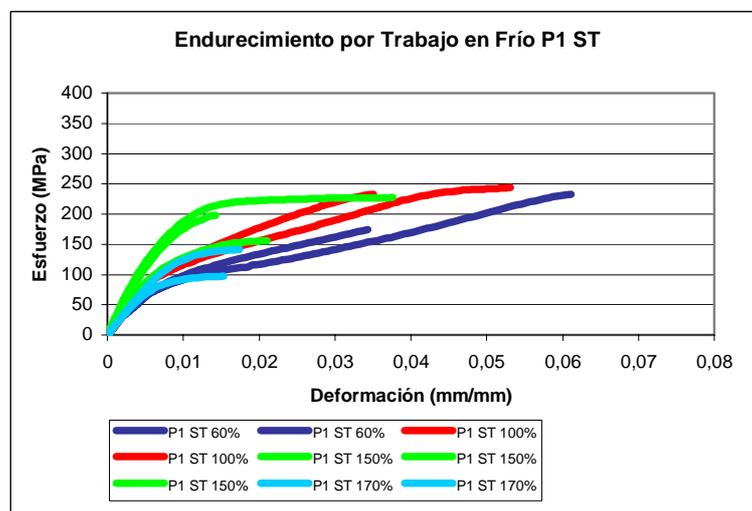
**Gráfica 4.1** Curvas representativas esfuerzo-deformación para la especie P1TT

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



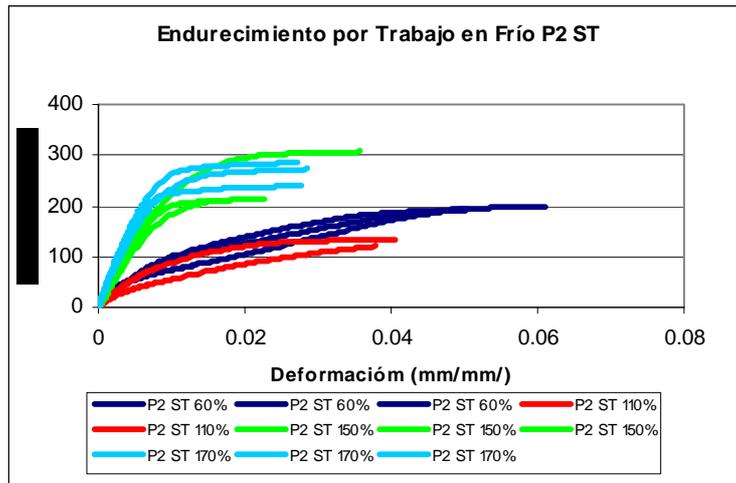
Gráfica 4.2 Curvas representativas esfuerzo-deformación para la especie P2 TT

Como se puede observar en la zona plástica de cada curva (principalmente durante las primeras deformaciones) muestra dos estados: el primero es representado por un rápido endurecimiento por deformación y expresado gráficamente por una ascendente curva convexa; el segundo estado muestra un pequeño endurecimiento por deformación que gradualmente va desapareciendo conforme aumenta la reducción aplicada por el laminado. [29]



Gráfica 4.3 Curvas representativas esfuerzo-deformación para la especie P1 ST

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



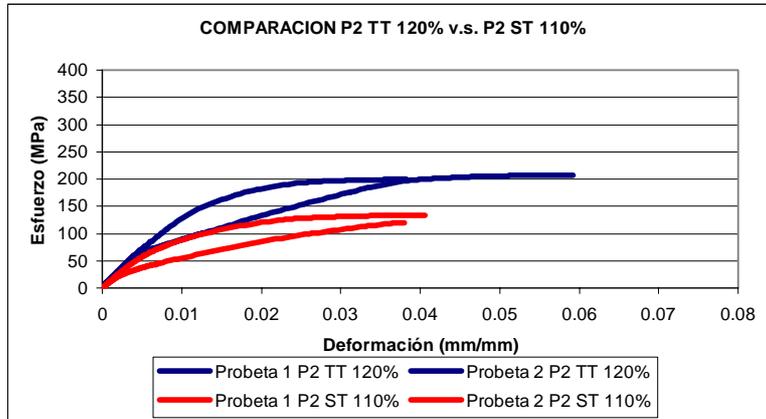
Gráfica 4.4 Curvas representativas esfuerzo-deformación para la especie P2 ST

Observando cada una de las gráficas se puede concluir que a medida que los pasos de laminación van aumentando, la resistencia mecánica también lo hace, y el valor de la deformación máxima va disminuyendo, es decir cuando se realiza un proceso de trabajo en frío se sacrifica la ductilidad del material.

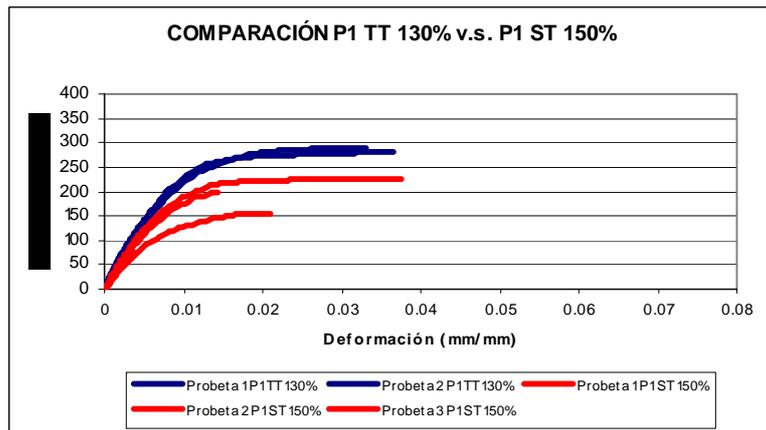
Nótese que en tres de las cuatro muestras (Gráficas 4.1, 4.2 y 4.3) a máxima deformación disminuyeron de tamaño considerablemente, es decir, su esfuerzo a la fluencia disminuyó en comparación con el anterior nivel de deformación, lo cual va en contra de lo esperado ya que se esperaba un aumento en la resistencia del material debido al trabajo en frío, sin en cambio, se obtuvo una muy baja resistencia, además, de una baja ductilidad. Realmente este comportamiento no tiene sentido, pero puede deberse a la gran heterogeneidad de la aleación y el tamaño tan reducido de las probetas; esto último puede producir que en cada una de las muestras la cantidad de cada elemento fluctúe de manera importante, ya que mientras que algunas de ellas pueden ser ricas en estaño, otras presentan una gran cantidad de matriz de aluminio, por esta razón sus propiedades varían en un rango considerable. Por otro lado, nótese que este comportamiento se presentó en las probetas de mayor deformación, las cuales poseen una sección transversal muy delgada, esto provoca que, si existe alguna grieta esta corra más rápidamente a través de la probeta y su fractura ocurra con un menor esfuerzo.

Con el fin de poder comparar el efecto del tratamiento térmico previo en las curvas esfuerzo-deformación obtenidas durante el proceso de laminación se presentan los gráficos correspondientes al mismo nivel de deformación, pero con la diferencia que en rojo aparecen las muestras sin tratamiento térmico previo y en azul las que sí lo tuvieron. En esta parte solo se representan los gráficos que de algún modo sirvieron para explicar alguna mejora en las propiedades mecánicas de la aleación. En los gráficos 4.5, 4.6 y 4.7 se observa claramente una notable mejoría de las propiedades mecánicas de la aleación por efecto del tratamiento térmico previo ya que aumentó la resistencia del material sin pérdida de ductilidad.

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



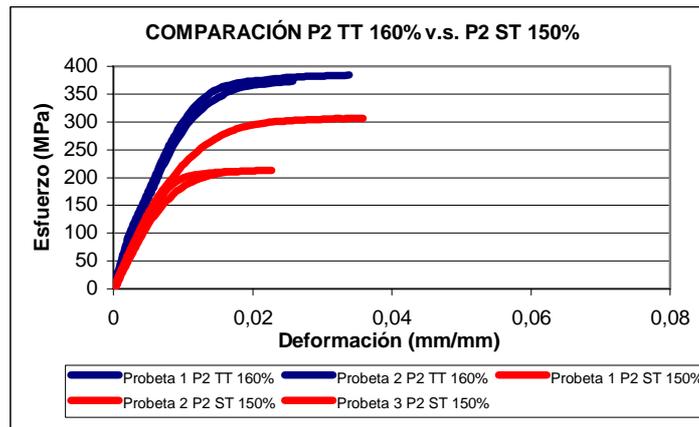
Gráfica 4.5 Comparación entre las probetas P2 TT 120% contra P2 ST 110%



Gráfica 4.6 Comparación entre las probetas P1 TT 130% contra P1 ST 150%

Por otro lado, se aprecia que no existe un aumento aparente en términos de ductilidad del material por efecto del tratamiento, ya que observando los gráficos 4.6, 4.7 y 4.9 se aprecia que la deformación máxima es muy similar para todas las probetas, exceptuando el gráfico 4.16, donde se ve un notable aumento en la deformación máxima para una de las probetas que presentan tratamiento térmico previo, en comparación con las que no lo tienen, pero este es un caso aislado. Por lo que se puede decir que el tratamiento térmico no se traduce en un aumento en la ductilidad del material.

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

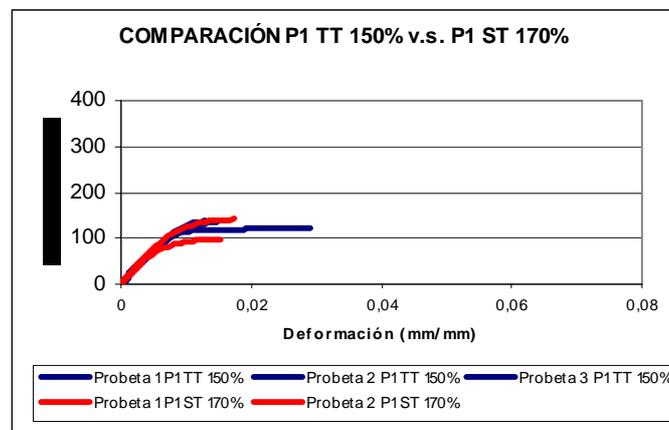


Gráfica 4.7 Comparación entre las probetas P2 TT 160% contra P2 ST 150%

Otra característica destacable es que en las Gráficas 4.6 y 4.7 se presenta una cierta dispersión en los puntos de las curvas sin tratamiento, esto es, que no se encuentran empalmadas unas con otras, a diferencia de su contraparte; esta característica se presenta debido a que las probetas que fueron tratadas térmicamente presentaron una cierta homogenización con respecto a sus propiedades mecánicas; esto no quiere decir que al aplicar dicho proceso la probeta sufrió una homogenización en cuanto a su composición de elementos y además estos se consideran datos aislados, ya que este comportamiento no fue el mismo para todas las probetas.

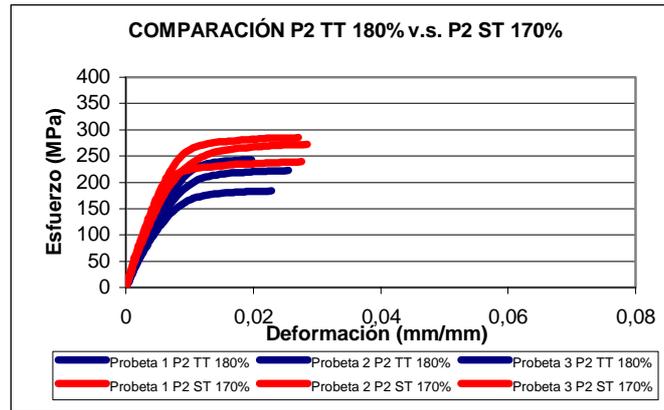
En los gráficos 4.8 y 4.9 no se observa una diferencia clara entre las curvas de las probetas con tratamiento térmico y sin tratamiento térmico previo, ya que comparando los parámetros antes mencionados no se alcanza a percibir una notable diferencia entre ellos.

En la Gráfica 4.8 se observa que sólo en una región de la zona plástica las propiedades mecánicas coinciden, además, se presenta un estado crítico donde las probetas de tracción presentan una notable reducción en su ductilidad y esfuerzo máximo.



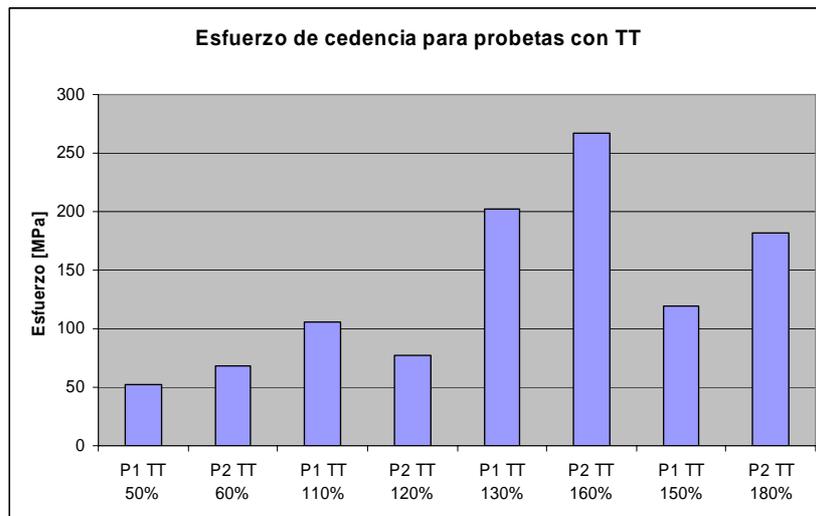
Gráfica 4.8 Comparación entre las probetas P1 TT 150% contra P1 ST 170%

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



Gráfica 4.9 Comparación entre las probetas P2 TT 180% contra P2 ST 170%

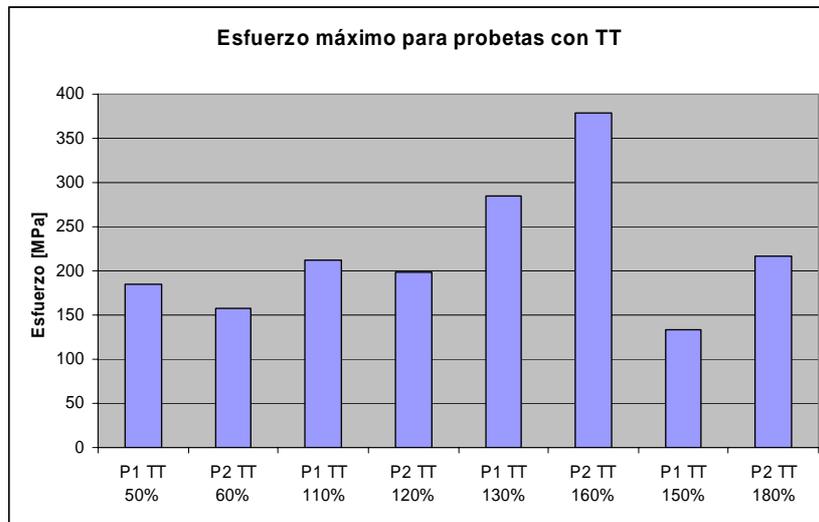
A continuación se presentaran los datos obtenidos a partir de las curvas esfuerzo-deformación, en primera instancia se presentan los datos de esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia así como la deformación máxima en una serie de gráficos que describen la tendencia de los datos a través de las diferentes deformaciones de cada una de estas propiedades. Para las especies con tratamiento térmico previo (P1 TT y P2 TT) se obtuvieron los siguientes resultados



Gráfica 4.10 Esfuerzo de cedencia para probetas con tratamiento térmico de 400 °C, 6 horas

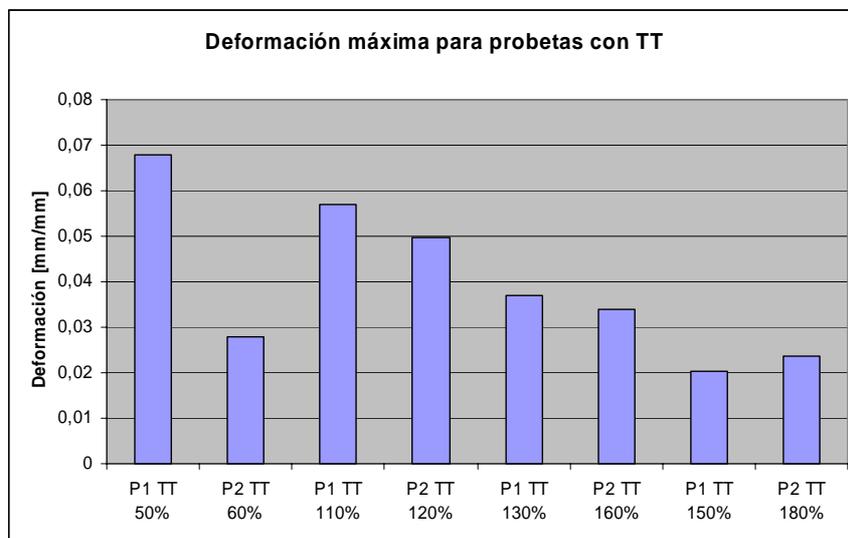
En la Gráfica 4.10 se observa nuevamente como el esfuerzo de cedencia cae considerablemente en las deformaciones más grandes; en la Grafica 4.11 se observa que el esfuerzo máximo mas elevado en ambos casos se presento en la penúltima deformación, posteriormente se presento la caída de las propiedades mecánicas antes explicada.

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788



Gráfica 4.11 Esfuerzo máximo para probetas con tratamiento térmico de 400 °C, 6 horas

En la deformación máxima se presenta con una tendencia a la baja, como era de esperarse, en un proceso de trabajo en frío (Gráfica 4.12).



Gráfica 4.12 Deformación máxima para probetas con tratamiento térmico de 400 °C, 6 horas

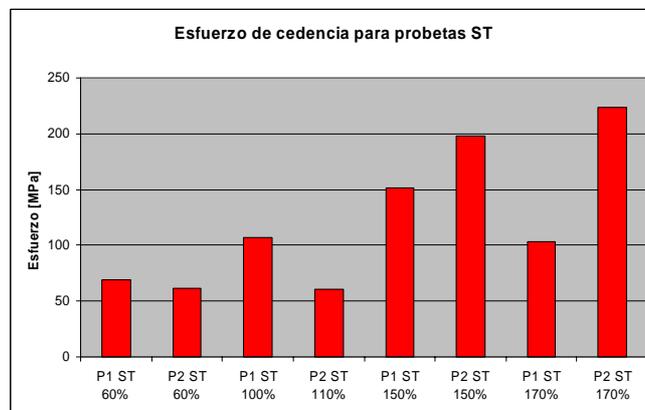
Los gráficos anteriores fueron obtenidos por medio de los promedios para cada una de las probetas, los resultados completos de cada propiedad para cada espécimen se presentan en la Tabla 4.11

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

**Tabla 4.11** Datos obtenidos de las graficas esfuerzo-deformación para probetas con tratamiento térmico de 400 °C y 6hrs.

Probetas con tratamiento térmico 400°C 6hrs.				
		Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo máximo [MPa]	Deformación máxima (mm/mm)
P1 TT 50%	1	52,41	183,79	0,078
	2	52,05	179,3	0,059
	3	64,97	192,4	0,067
Promedio:		52,17	185,16	0,068
P2 TT 60%	1	61,2	154,53	0,034
	2	76,28	160,09	0,022
Promedio:		68,74	157,31	0,028
P1 TT 110%	1	74,53	214,7	0,068
	2	130,52	215,07	0,05
	3	110,87	208,39	0,053
Promedio:		105,31	212,72	0,057
P2 TT 120%	1	77,17	207,61	0,059
	2	76,57	188,24	0,04
Promedio:		76,87	197,92	0,05
P1 TT 130%	1	202,26	280,1	0,038
	2	202,26	290,52	0,035
Promedio:		202,26	285,31	0,037
P2 TT 160%	1	254,13	384,66	0,04
	2	279,83	372,79	0,028
Promedio:		266,98	378,72	0,034
P1 TT 150%	1	133,44	137,18	0,013
	2	109,13	139,68	0,016
	3	114,11	121,6	0,031
Promedio:		118,89	132,82	0,02
P2 TT 180%	1	150,7	183,93	0,025
	2	184,7	222,57	0,026
	3	208,65	243,43	0,02
Promedio:		181,35	216,64	0,024

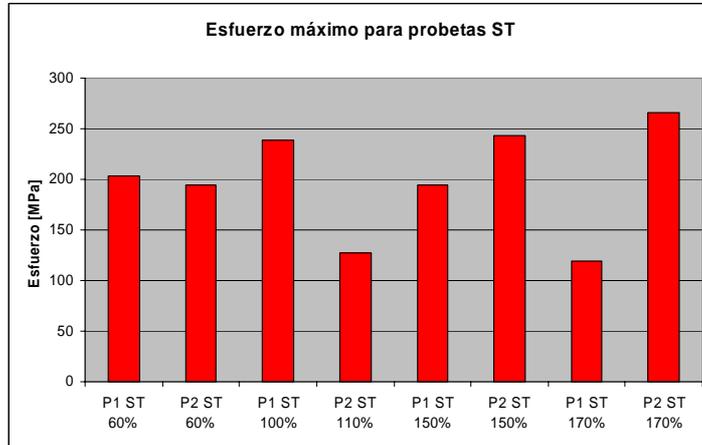
Para las probetas sin tratamiento térmico se tienen las siguientes tendencias:



**Gráfica 4.13** Esfuerzo de cedencia para probetas sin tratamiento térmico

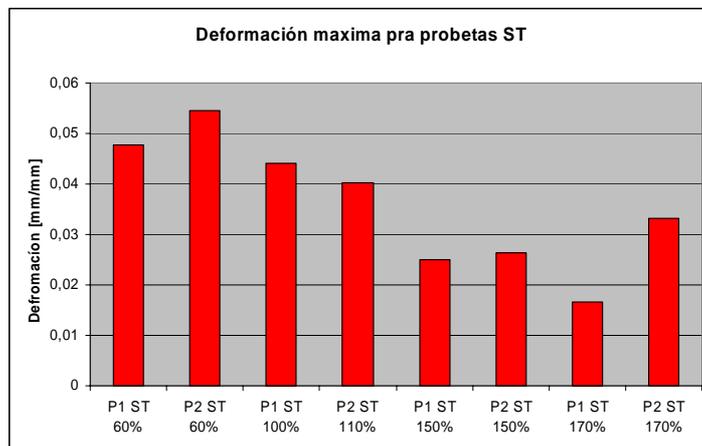
## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

Como se observa en la Gráfica 4.13 se presenta la especie P2 ST, como puede observarse es la única que presenta un comportamiento ascendente en el esfuerzo de fluencia como era de esperarse.



**Gráfica 4.14** Esfuerzo máximo para probetas sin tratamiento térmico

Para el esfuerzo máximo no se nota una tendencia clara de los datos, ya que por ejemplo para las probetas P2 ST este baja considerablemente con una deformación del 110% y sube nuevamente a la siguiente deformación. Es importante recalcar que al tener en algunas ocasiones tan solo dos probetas, el promedio puede tener un error considerable en algunos casos.



**Gráfica 4.15** Esfuerzo máximo para probetas sin tratamiento térmico

Al igual que en las especies con tratamiento térmico, esta propiedad presenta una tendencia a la baja, lógica para el trabajo en frío. A continuación se presentan los datos completos para estos especímenes (Tabla 4.12).

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

**Tabla 4.12** Datos obtenidos de las graficas esfuerzo-deformación para probetas sin tratamiento térmico

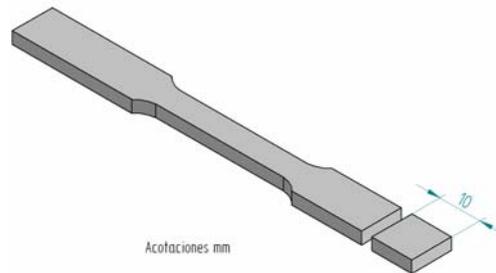
Probetas sin tratamiento térmico				
		Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo máximo [MPa]	Deformación máximo (mm/mm)
P1 ST 60%	1	64,13	232,94	0,061
	2	75,03	173,89	0,034
Promedio:		69,58	203,41	0,048
P2 ST 60%	1	58,23	199,3	0,062
	2	64,38	191,63	0,05
	3	61,13	193,28	0,051
Promedio:		61,25	194,73	0,055
P1 ST 100%	1	94,19	243,62	0,053
	2	120,51	233,24	0,035
Promedio:		107,35	238,43	0,044
P2 ST 110%	1	80,5	134,06	0,042
	2	41,46	120,45	0,039
Promedio:		60,98	127,26	0,04
P1 ST 150%	1	170,39	227,39	0,039
	2	169,78	197,97	0,014
	3	114,61	156,3	0,022
Promedio:		151,59	193,88	0,025
P2 ST 150%	1	183,15	210,98	0,018
	2	217,16	306,8	0,038
	3	192,42	213,3	0,024
Promedio:		197,58	243,69	0,026
P1 ST 170%	1	122,22	141,55	0,018
	2	84,8	97,28	0,015
Promedio:		103,51	119,41	0,017
P2 ST 170%	1	241,28	285,77	0,033
	2	214,6	272,92	0,034
	3	215,56	239,3	0,032
Promedio:		223,81	266	0,033

### 4.5 EVALUACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA

Como es bien conocido, uno de los principios de la metalurgia es que la relación entre las propiedades y la microestructura es única, y la optimización de las mismas se lleva a cabo a través del control de ésta última, por lo que la caracterización metalográfica y su relación con el comportamiento de la aleación es una tarea importante para su comprensión.

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

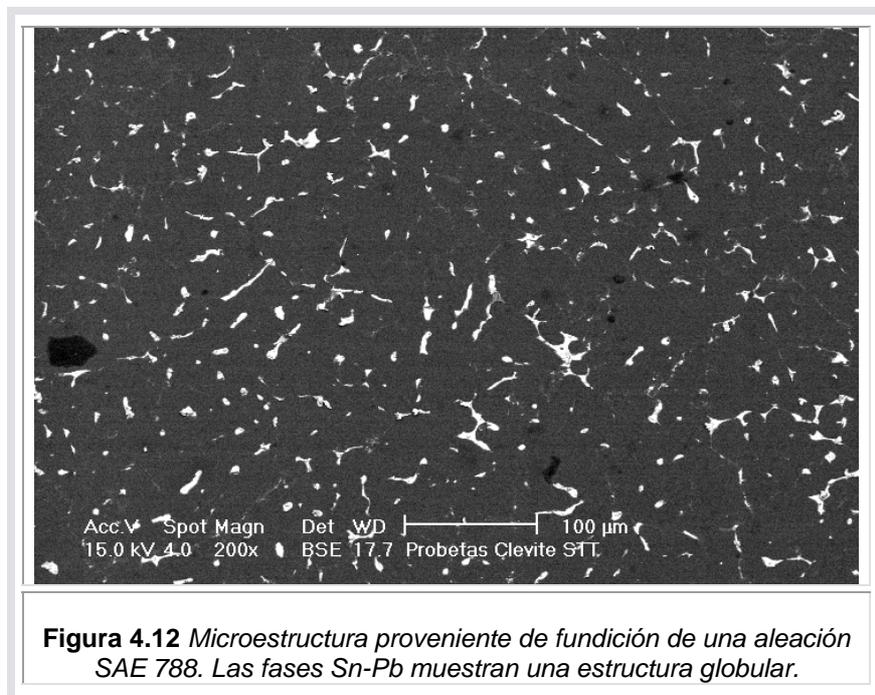
Posterior a las pruebas de tracción se cortó un pedazo de la parte superior de cada una de las probetas de aproximadamente de 1 [cm] de largo (Figura 4.11) para después montar cada una de las muestras en baquelita, para cada probeta fue sujeta a un proceso de metalografía, para posteriormente obtener imágenes con el microscopio electrónico de barrido.



**Figura 4.11** Corte de muestras para metalografía posterior a la laminación

### MICROESTRUCTURAS REPRESENTATIVAS DEL EFECTO DEL TRABAJO EN FRÍO

A continuación se muestra la evolución de la microestructura correspondiente a los distintos pasos del laminado (Figuras 4.12 a 4.30). Para realizar una mejor comparación se presentará la imagen de la microestructura de lingote SAE 788 sin tratamiento térmico previo (Figura 4.12) e imágenes para cada porcentaje de deformación.



**Figura 4.12** Microestructura proveniente de fundición de una aleación SAE 788. Las fases Sn-Pb muestran una estructura globular.

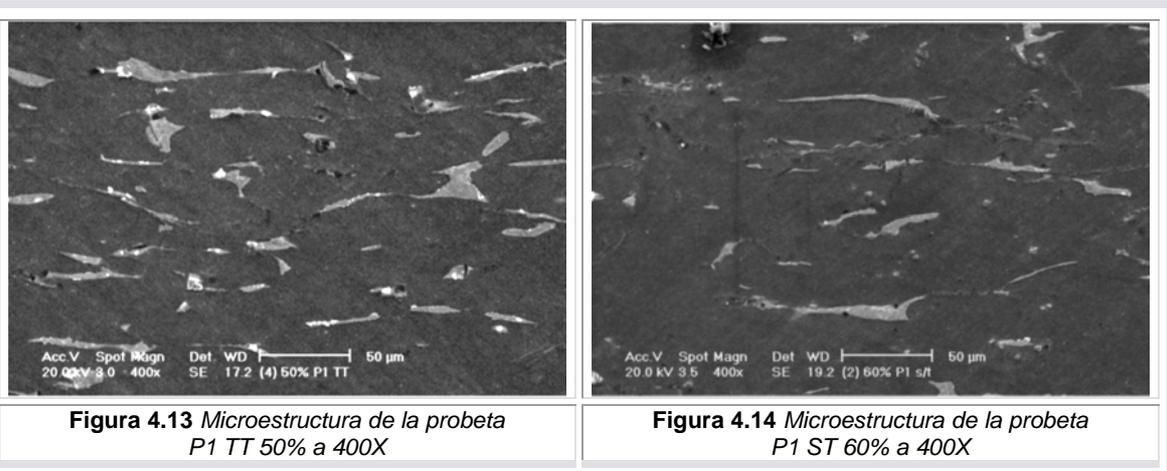
## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

Es importante señalar que la microestructura de partida para las muestras con tratamiento térmico presenta cambios morfológicos posteriores a este proceso, ya que en particular los intermetálicos  $\text{AlFeSi}$ , que presentan inicialmente una estructura en forma de agujas, al aplicarles el tratamiento térmico sufren un escalonamiento o subdivisión. Por otro lado las partículas de silicio, que un principio son prácticamente imposibles de percibir, después del tratamiento, aumentan su cantidad de forma visible, gracias a que con el crecimiento de la temperatura el hierro y el aluminio que componen al intermetálico son asociados a la matriz y el silicio aparece como partículas puras, en forma cúbica. De igual forma se verificó que al aplicar el tratamiento térmico sobre la aleación, se percibe un notable crecimiento en el tamaño de la matriz de aluminio.

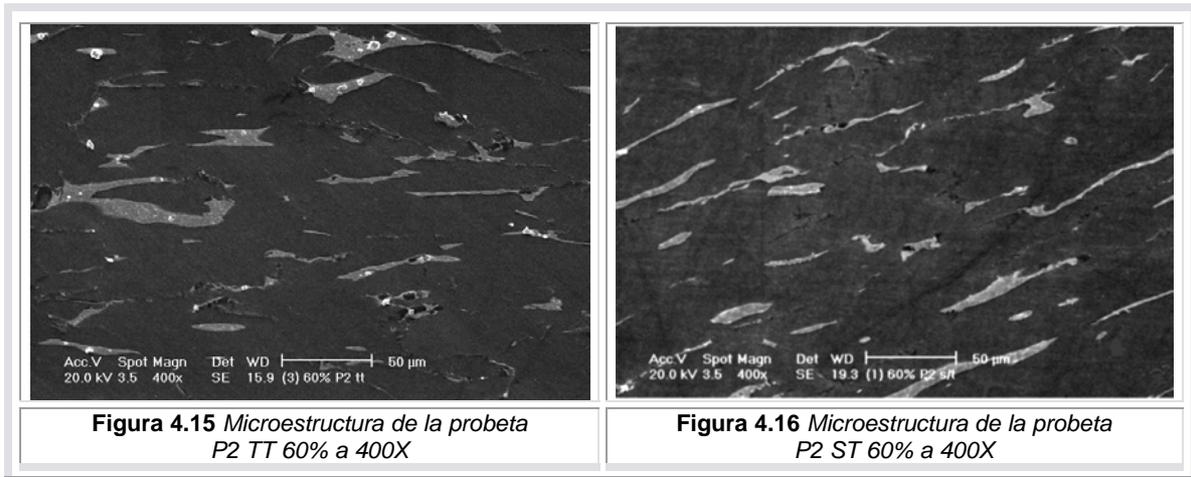
De la Figura 4.13 a la 4.28 se presenta una serie de imágenes obtenidas después de la laminación para probetas con y sin tratamiento térmico; en ellas se puede observar el efecto de la deformación plástica durante la laminación y la evolución de los granos de estaño (color gris claro), que un principio contaban con una morfología de tipo globular proveniente de la fundición (Figura 4.12), y que posteriormente, al aplicar el proceso de deformación plástica, van transformándose en estructuras en forma de listón que están orientadas en la dirección del laminado.

Para el caso del aluminio que se presenta en las imágenes como el fondo más oscuro es difícil establecer claramente algún cambio en la morfología de sus granos ya que éste no se puede observar con nitidez debido a que no se encuentran bajo ataque químico. Aún así, se puede deducir que sus granos se encuentran distorsionados y orientados en el sentido de la laminación.

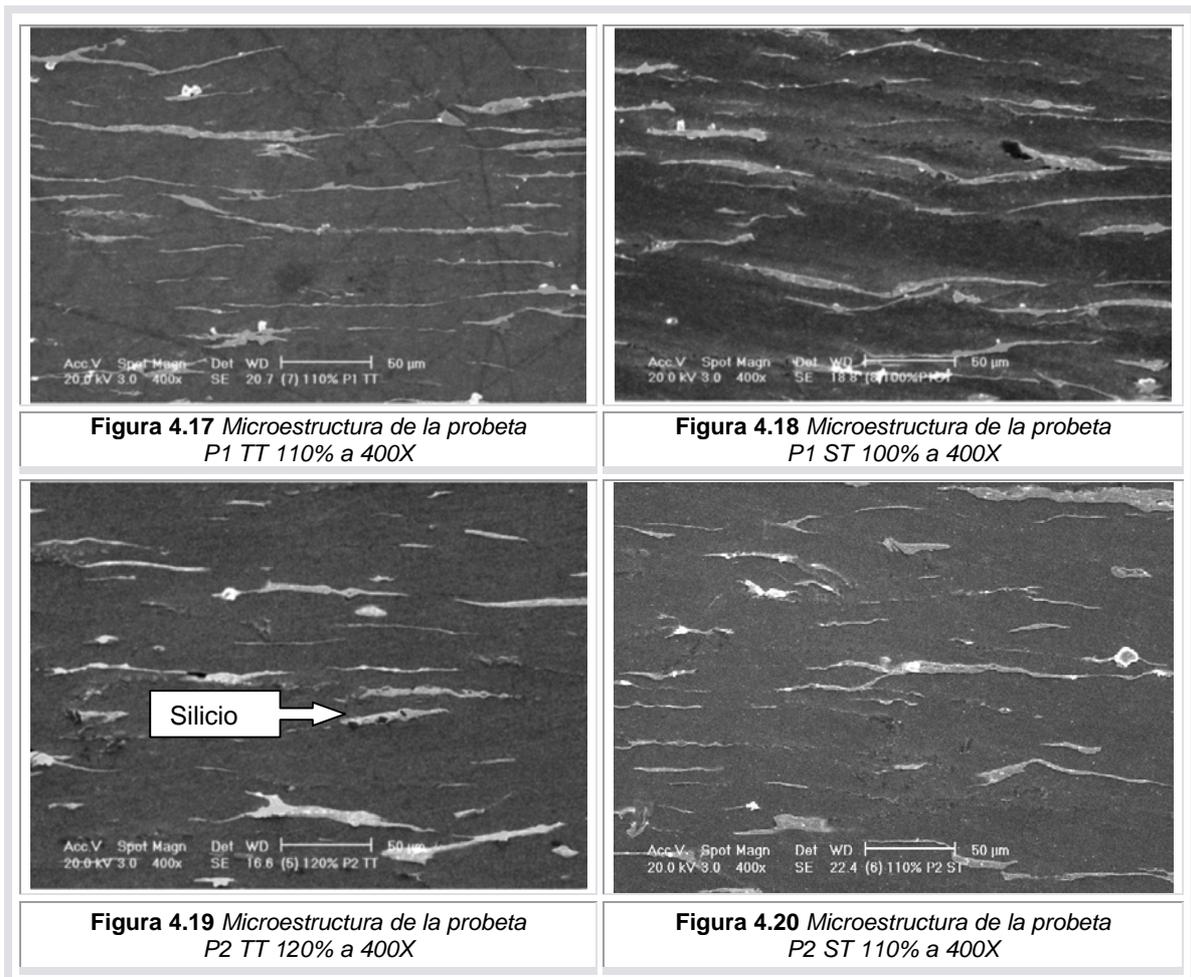
La morfología de los granos de estaño cambia desde los primeros pasos de laminación, ya que tanto para las probetas con tratamiento térmico, como para las que no lo tienen, se observó un cambio en la orientación (Figuras 4.13, 4.14, 4.15, 4.16); posteriormente se observa una estructura en forma de barra o listón que va haciéndose mas largos para reducciones mayores (Figuras 4.17, 4.18, 4.19, 4.20).



## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

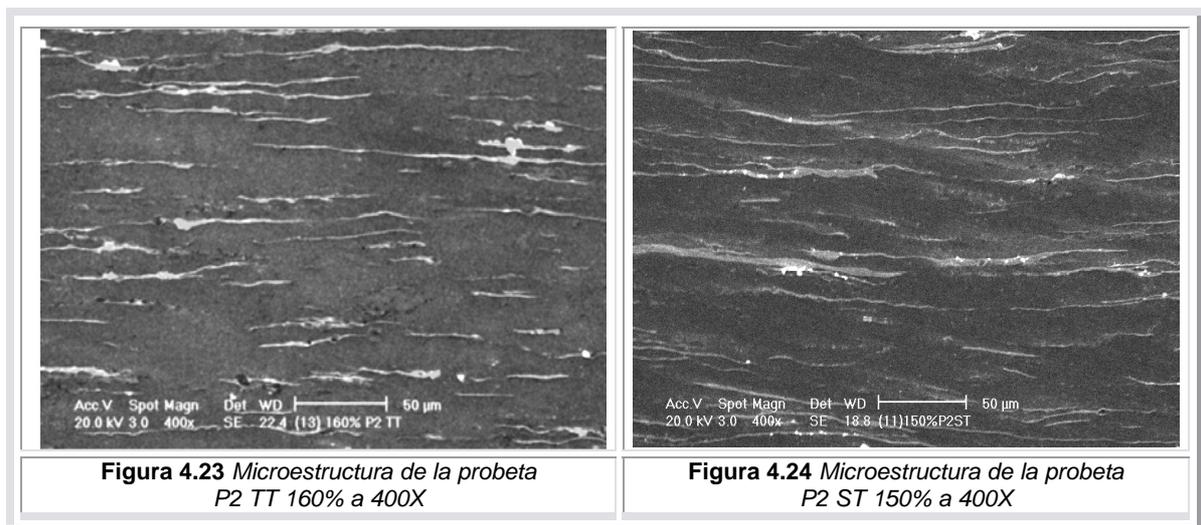
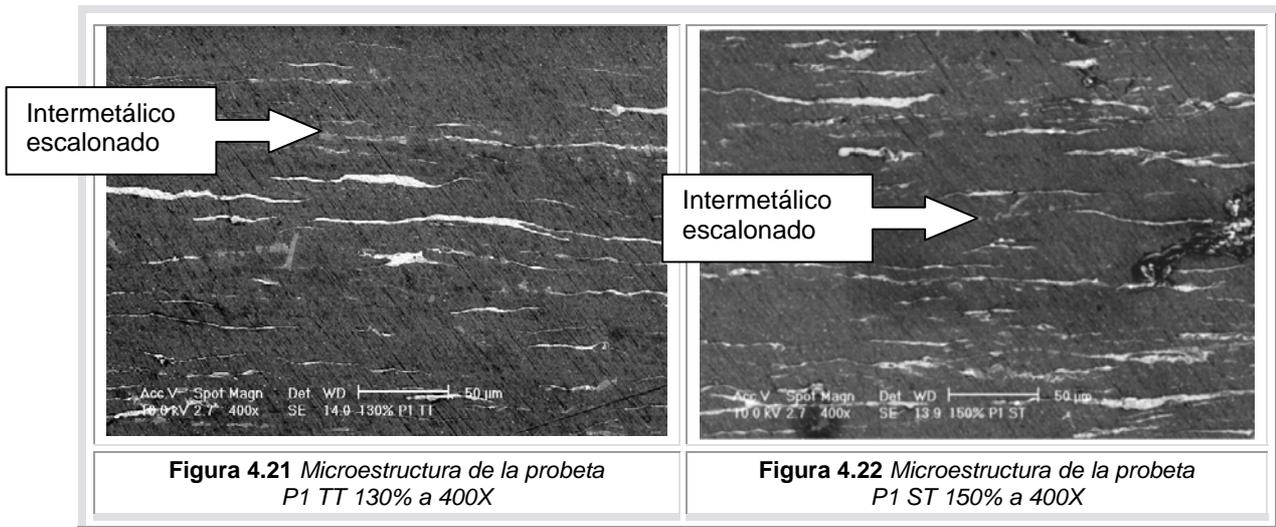


A continuación se presentan las imágenes correspondientes al segundo paso de laminación para todas las probetas, nótese que en la Figura 4.19 se pueden observar claramente partículas de silicio con forma cúbica, representadas en color negro.



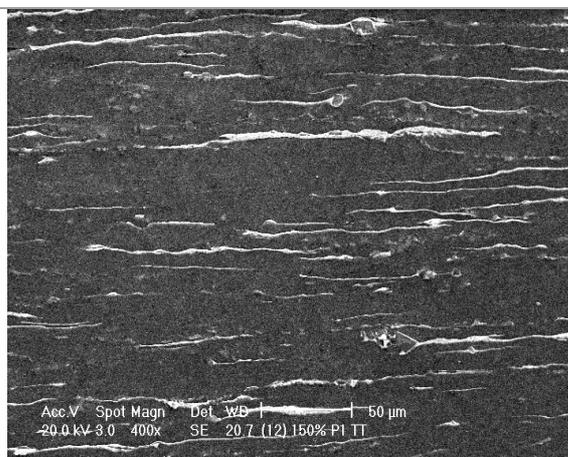
## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

En las Figuras 4.21 y 4.22 se puede observar el rompimiento de los intermetálicos AlFeSi en secciones más pequeñas y alargadas, provocado por la gran cantidad de deformación plástica aplicada. No todos los intermetálicos presentes en esta aleación son del tipo AlFeSi, sino que al aplicar el tratamiento térmico también se crean intermetálicos del tipo AlFe, ya que el silicio presente se separa completamente formando partículas cúbicas puras de silicio. Aunque es una especie diferente de intermetálico no es posible encontrarlo gráficamente en las imágenes, solo se puede demostrar su existencia realizando un análisis químico.

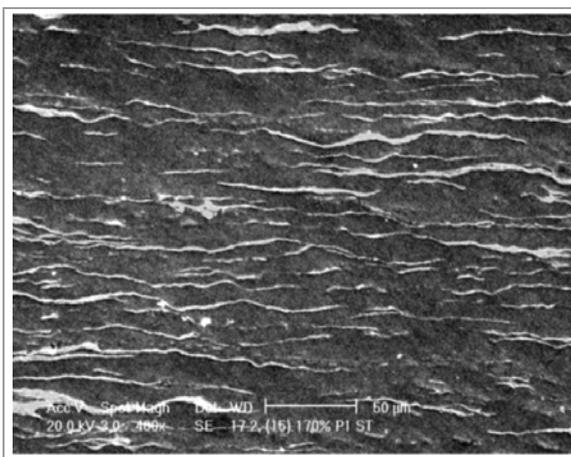


## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

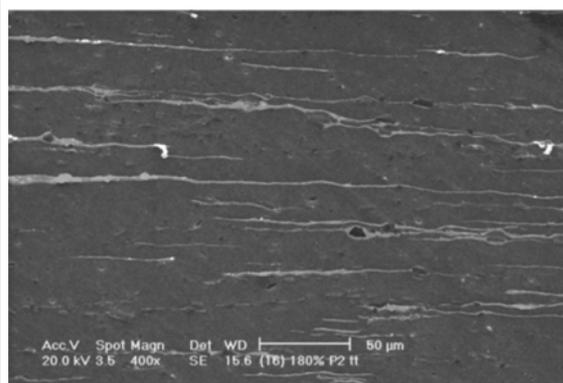
Se observa que comparando las Figuras 4.25 y 4.27 con las Figuras 4.26 y 4.28, se ve que aquellas que tiene tratamiento térmico previo muestran una menor cantidad de estaño. Esto puede deberse a dos razones, la primera es que las regiones de donde se obtuvieron las imágenes, presentan una baja cantidad de partículas, lo que muestra la gran heterogeneidad del material. La segunda es que el efecto del tratamiento térmico en las probetas provocó una distribución de las fases blandas por la alta temperatura, lo que generó el crecimiento de las mismas por difusión. Esto representa que en las imágenes se vean granos mas grandes y en menor cantidad en las probetas tratadas.



**Figura 4.25** Microestructura de la probeta P1 TT 150% a 400X



**Figura 4.26** Microestructura de la probeta P1 ST 170% a 400X



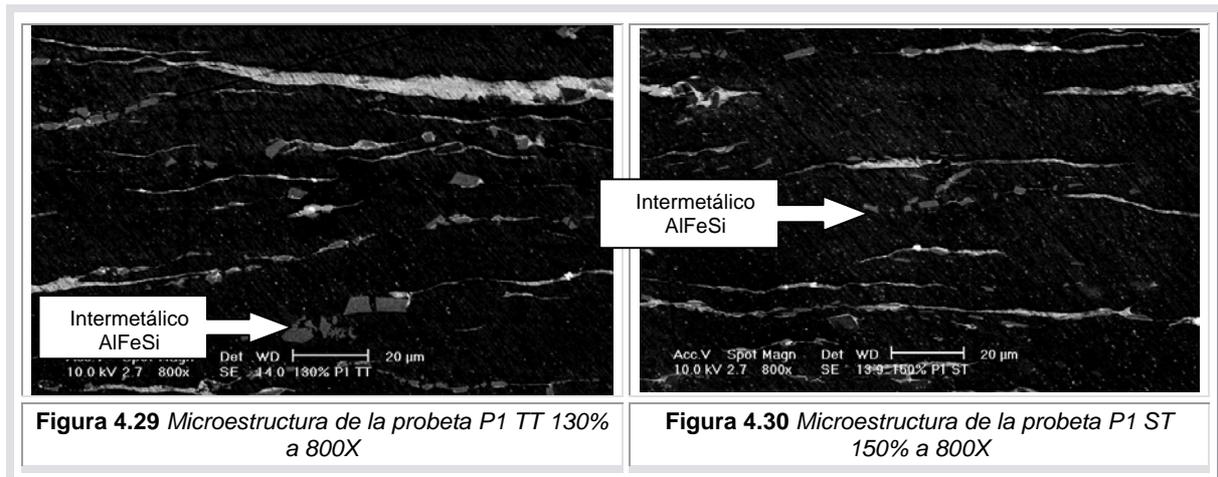
**Figura 4.27** Microestructura de la probeta P2 TT 180% a 400X



**Figura 4.28** Microestructura de la probeta P2 ST 170% a 400X

## CAPÍTULO 4. LAMINACIÓN DE LA ALEACIÓN SAE 788

A continuación se muestran las figuras referentes a la microestructura de la probeta P1 TT 130% y P1 ST 150%, en la primera de ellas se nota el efecto tanto del tratamiento térmico como de la deformación plástica y en la segunda únicamente el efecto de la deformación. En ambos casos se observa que los intermetálicos se fracturaron en pedazos más pequeños debido al proceso de laminado y a la subdivisión previa provocada por el tratamiento térmico, además de presentar alineación con el sentido de la laminación (Figuras 4.29, 4.30).



Finalmente se puede decir que, el tratamiento térmico no tuvo un efecto claro en la microestructura durante y después del laminado, ya que tanto las probetas con tratamiento térmico previo y las que no lo tenían presentaron una morfología muy similar. De igual manera con respecto a las propiedades mecánicas, se consiguió una ligera optimización de algunas de ellas con el tratamiento térmico previo, sobre todo la tenacidad, que aumento visiblemente en algunas muestras, pero estas características no fueron concluyentes para considerar que el tratamiento térmico aplicado es necesario dentro de la manufactura de los cojinetes de deslizamiento.

---

## 5 CONCLUSIONES

---

En un principio, el tratamiento térmico a 550 [°C], muestra inconvenientes como: el lagrimeo en la superficie, la dificultad en el manejo de las probetas debido al porcentaje de líquido, la caída de la ductilidad durante las primeras horas del tratamiento. Sin embargo, se observó que tenía un efecto positivo en la homogenización de las propiedades mecánicas y el aumento de la ductilidad a partir de las 24 horas de tratamiento. Por otro lado, las muestras tratadas a 400 [°C] se presentaron más manejables y mostraron una ductilidad que fluctúa en un rango entre 0.05 y 0.09 [mm/mm] aproximadamente, durante todo el tratamiento térmico.

En cuanto a lo que se observó en las metalografías, la evolución de la microestructura de la aleación muestra el crecimiento de grano de la matriz de aluminio, la esferoidización de las fases intermetálicas, que mejoran la ductilidad de la aleación, y tienden a hacer que las fases blandas crezcan y se globulicen. En este caso esta evolución se notó más rápida en el caso del tratamiento térmico a 550 [°C] ya que es favorecida por los procesos difusivos.

Se observó que el material comenzó a recuperar los valores iniciales en las propiedades mecánicas después de permanecer largos periodos de tiempo dentro del horno. La propiedad más afectada negativamente en este ámbito es la ductilidad. Sin embargo, los tratamientos térmicos redujeron la dispersión de los puntos en las curvas  $\sigma$ - $\epsilon$  ingenieriles comparado con lo que se presentó en las probetas sin tratamiento térmico.

En la realización de este trabajo se logró identificar que la heterogeneidad en los lingotes de fundición promueve la dispersión de los datos en las pruebas de tracción para los especímenes sin tratamiento térmico, favorecido esto por las reducidas dimensiones de las probetas. Además, la ductilidad es mejorada por el tiempo que la aleación permanece en el horno, mientras que se reduce si la aleación es enfriada en agua cuando permaneció mucho tiempo en el horno.

Se observa con base en los promedios de las pruebas de tracción, que el enfriamiento en agua no afecta las propiedades mecánicas de las probetas tratadas térmicamente durante 6 horas, independientemente de la temperatura a la que se realiza el proceso.

Posteriormente para la parte de la laminación se observó que para el tratamiento térmico de 550[°C] los resultados no fueron satisfactorios, esto debido a que se presentó una gran cantidad de fase líquida de estaño y plomo, lo que provocó que al retirar el lingote del horno y enfriarlo rápidamente, la estructura del lingote colapsara en algunas partes y comenzara a partirse en pequeños pedazos.

## CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

Para el tratamiento de 400 [°C] se observa que el efecto del trabajo en frío sobre las probetas con tratamiento térmico previo y las que no lo tenían, presentaron microestructuras similares ya que no se observan variaciones visibles. Por lo tanto, se puede afirmar que a nivel microestructural no se observa una ventaja debida al tratamiento térmico previo, durante el proceso de laminación. Sin embargo, es importante señalar que en algunas muestras se observó una considerable mejora en las propiedades mecánicas, ya que las muestras laminadas que tuvieron un tratamiento térmico previo, mostraron un aumento en la resistencia sin una disminución de su ductilidad.

Es importante recalcar que si se consideran los procesos aplicados en este trabajo a nivel industrial se puede considerar que el tratamiento térmico aplicado antes de la laminación podría ser eliminado del todo y de esta manera reducir los tiempos y costos de producción; esto si se considera que el material presenta propiedades relativamente satisfactorias para el fabricante, y cumplen con su funcionamiento de manera correcta. Sin embargo, se observó que el efecto del tratamiento es perceptible durante el proceso de laminado, ya que influye en parámetros tales como la tenacidad y el aumento de la resistencia sin pérdida de ductilidad; por tal motivo la aplicación de este proceso podría justificarse.

Este estudio ha permitido mostrar una relación mas completa entre la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación SAE 788 respecto a procesos como tratamientos térmicos y laminación, y así poder ofrecer al sector industrial toda una gama de distintas características y datos acerca de este material en específico, que posteriormente influyan en su posible aplicación.

A partir de los resultados encontrados, se propone realizar un tratamiento térmico en una temperatura que se encuentre dentro del rango de 400 a 500[°C] con el propósito de conocer la evolución de las propiedades mecánicas y de la microestructura en estos niveles.

---

# REFERENCIAS

---

- | Numero de referencia | Titulo de la referencia  |
|----------------------|--|
| 1                    | Schouwenaars, Rafael. Tesis de Doctorado: <b>Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento</b> . México 1994   |
| 2                    | <a href="http://www_msi-motor-service_com-ks-images-produkte-gleitlager02_jpg.mht">http://www_msi-motor-service_com-ks-images-produkte-gleitlager02_jpg.mht</a>  |
| 3                    | Norton, Robert L. <b>Diseño de Máquinas</b> . Ed. Prentice Hall. México 1999   |
| 4                    | Ramírez Díaz, Edgar Isaac. <b>Tesis de licenciatura: Evolución de la microestructura de la aleación SAE 788 durante su fundición y tratamiento térmico</b> . México, Cd. Universitaria 2004  |
| 5                    | Khonsari, Michael M. <b>Applied Tribology, Bearing Design And Lubrication</b> . John Wiley and sons, INC. U.S.A 2003   |
| 6                    | Choudhury, Pritha, Karabi Das, Siddhartha Das. <b>Evolution of as-cast and heat-treated microstructure of a commercial bearing alloy</b> . Published on Science Direct, India 2005   |
| 7                    | <a href="http://www.daidometal.jp">http://www.daidometal.jp</a>  |
| 8                    | Aguilar, M., E. Barrera, M. Palomar-Pardave, L. Huerta, S. Muhl <b>Characterization of black and white chromium electrodeposition films: surface and optical properties</b> . UNAM, México (2003)  |
| 9                    | Prasada Rao, A.K, Murty, B.S., Chakraborty, B. <b>Improvement in tensile strength and load bearing capacity during dry wear of Al-7%Si alloy by combined grain refinement and modification</b> . Published on Science Direct, India 2004 |
| 10                   | Hatch, John E. <b>Aluminum: Properties and physical metallurgy</b> . Ed. American Society for Metals. USA 1984   |
| 11                   | Mondolfo L. F. <b>Aluminium alloys: structure and properties</b> . Ed. Butterworths. London 1976 México (2003)   |

- 12 Ran, Guang, Jing-En Zhou, Shengqi Xi, Pengliang Li. ***Microstructure and morphology of Al-Pb bearing alloy synthesized by mechanical alloying and hot extrusion.*** China 2005
- 13 Belov, Nikolay. ***Multicomponed phase diagrams: applications for comercial aluminum alloys.*** Elsevier. Boston 2005
- 14 Palmear I. J., ***Light alloys, Metallurgy of the light metals, Metallurgy and Materials Science Series,*** Ed. Arnold, 3rd edition. USA 1995
- 15 American Society for Metals. ***Metals Handbook.*** USA 2001
- 16 Ogris, Erhard. ***Tesis de Doctorado: Development of Al-Si-Mg alloya for Semi-Solid processing and silicon spheroidization treatment (SST) for Al-Si cast alloys.*** Austria 2002
- 17 Baile Puig, Maria Teresa. ***Tesis de doctorado: Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silicio en Estado Semisólido.*** España 2004
- 18 Calvo F. A., Criado A. J., Gómez de Salazar J. M<sup>a</sup>, Molleda F., ***Contribución al estudio de los mecanismos de esferoidización de las aleaciones Al-Si,*** Revista de Metalurgia 21, 5. España 1985
- 19 Calvo F. A., Criado A. J., Martinez J. M., Gómez de Salazar J. M., Molleda F., ***Influencia de los tratamientos térmicos de esferoidización sobre la dureza de las aleaciones del sistema Al-Si,*** Revista de Metalurgia, 21, 6. España 1985.
- 20 Páramo V., Colás R., Velasco E., Vatlerra S., ***Spheroidization of the Al-Si Eutectic in a Cast Aluminum Alloy,*** Journal of Materials Engineering and Performance, 9, 6, USA 2000
- 21 Higgins, Raymond. ***Engineering Metallurgy Part 1.*** Ed. The English Universities prees LTD. Londres 1984
- 22 Gil Sevillano, J.G., Van Houtte, P., Aernoudt, E. ***Large strain work hardening and texture.*** Prog. Matter. Sci, 25, 1980.
- 23 Wusatowski, Zygmunt. ***Fundamentals of rolling.*** Ed Pergamon. Polonia 1969
- 24 Dieter, G.E. ***Mechanical Metallurgy.*** Ed Mc Graw Hill. Londres 1988

- 25 Montmitonnet, Pierre. **Hot and cold rolling processes**. Science Direct. Francia 2005
- 26 ASTM E8M-00 **Standard Test Methods of Tensión Testing of metallic Materials [Metric]**
- 27 Chalmers, Bruce. **Metalurgia Física**. Ed Aguilar. España 1969
- 28 Schouwenaars, R. Cerrud, S., Jacobo, V.H., Ortiz, A. **Causas de fragilidad en lingotes de aleación Al-19%Sn-1%Cu y Al-12%Sn-2.5%Si**. Memorias del IX Congreso Anual de la Sociedad Mexicana de Ingeniería Mecánica. México 2004
- 29 Schouwenaars, Rafael, Torres, Antonio, Ortiz Armando. **Strain hardening during cold rolling of a commercial Al-20%Sn-1%Cu alloy**. Department of Mechanical Engineering, DIMEI, UNAM. México (2007)