



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**ANÁLISIS DEL EFECTO DEL RECOCIDO EN  
LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA  
ALEACIÓN SAE 788**

**T E S I S**

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

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

**GERARDO PABLO GOLLÁS PÉREZ**

**DIRECTOR DE TESIS**

**M. en I. EDGAR ISAAC RAMÍREZ DÍAZ**



**CD. UNIVERSITARIA**

**2009**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**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

---

A dios por darme la fuerza de cada día para llegar hasta este punto y por haberme dado las facultades necesarias para lograr todos mis objetivos.

A mi universidad, por brindarme la mejor educación que se puede obtener en este país.

A mi asesor Edgar Isaac por toda la paciencia que me tuvo y las enseñanzas que me apornto académica y personalmente.

A mis padres: Por no perder la esperanza en mi, por todos esos grandes valores y enseñanzas que me transmitieron, por el empeño diario y la disciplina que me inculcaron día con día, por exigirme mas cada vez sabiendo que no tengo limites, por ser estrictos en mis estudios. También por confiar en mi aunque no sea muy explicito respecto a mis planes y aunque los resultados nunca les sean claros. Por heredarme esas cualidades que me han llevado a terminar mi estudios y a desempeñarme en el trabajo. Por su paciencia porque han sido 25 años de expectativa. Son la mejor combinación de padres que pude haber deseado, no me imagino mejores personas para educar, cuidar y proteger a un hijo. No lo hubiera logrado sin ustedes.

A mis hermanos, por el apoyo incondicional que me dieron, los sabios consejos, por ser mis amigos cada que los necesite. Vi en ustedes cosas que nunca he visto en otras personas, como lo es una amistad sin limites, una gran bondad, grandes corazones, y grandes cualidades como inteligencia, destreza, creatividad, lealtad, comprensión, y porque todos me cuidaron como el hermano pequeño que soy, gracias por ser unos buenos hermanos y espero no ser el último en escribir unos agradecimientos, yo se que el día que quieran lo podrán hacer también.

A Adriana Luna por todos los buenos consejos que me dio y el soporte que me brindo los días que hemos pasado juntos. He cambiado mucho desde que la conocí, pero veo que puedo aprender mucho de ella así como espero que pueda aprender algo de mí. Espero vivir muchas nuevas experiencias, poder aprender mucho, contar con su apoyo y su amor durante muchos años más.

A mis amigos:

Ian Monsivais Montoliu por ser el único que me dio su amistad durante toda la carrera y lo sigue haciendo, por los buenos momentos que pasamos juntos. A Mario Escartin por esas tardes interminables de tesis, a Omar Chamorro y Rubén Guarneros por ser parte de esto y a mis camaradas de la facultad: Adrian Cordero, Rodolfo Castro, Sergio Doderó, Rene Domínguez, Roberto Andresen, Rodrigo Basurto, Alexis Sorensen. No olvido a mis compañeros de la prepa que todavía cuento con su amistad: Ricardo y Jorge Estrada, Francisco Figueroa, David Policanti, Marco Rodríguez, Mario Flores, Miguel Aranda, Alejandra Benítez y Ulises García. A las amistades que hice por parte de Adriana: Cesar, Javier, Enrique, Claudia e Ivon. A mis colaboradores Luis,

Marco, Saul, Toño, Juan, Gabriel y en especial a Nacho Cobos por enseñarme muchos aspectos sobre el ejercicio de la profesión que no me dio la Universidad y al final pero no al ultimo a mi amigo Luis A. Campos por todos estos años que hemos compartido tanto.

A mis sobrinos Pablo, Sofia y Ania, por demostrarme que tan sencilla puede ser la vida, y por las horas de risas que me han brindado. Y a mis cuñados Gerardo y Alex por darme útiles consejos.

---

# ÍNDICE

---

	Página
PRÓLOGO Y OBJETIVO	6
<b>CAPÍTULO 1. PROPIEDADES Y ESTRUCTURA DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.</b>	
1.1 Cojinetes de deslizamiento	8
1.2 Desgaste	13
1.3 Aleaciones tribológicas base Al especializadas para cojinetes hidrodinámicos	17
1.4 Sistemas de aleaciones binarios y terciarios asociados a la aleación SAE 788	19
<b>CAPÍTULO 2. DEFECTOS CRISTALINOS, RECOCIDO Y RECRISTALIZACION</b>	
2.1 Deformación en frío	28
2.2 Recocido	29
2.3 La importancia de un recocido	31
2.4 Efectos de un recocido después de un trabajo en frío	35
2.5 Recuperación	39
2.6 Recristalización	39
2.7 Enfriamiento	42
<b>CAPÍTULO 3. RECOCIDO EN LA ALEACIÓN SAE 788</b>	
3.1 Introducción	43
3.2 Pruebas preliminares con un tratamiento térmico a 400 °C durante 6 horas	44
3.3 Proceso de laminación	45
3.4 Elaboración de probetas de tracción	51
3.5 Recocido de probetas de tracción a diferentes tiempos	55
3.6 Fenómeno de lagrimeo en probetas después del recocido	57
3.7 Pruebas de tracción	57
3.8 Obtención de curvas esfuerzo deformación ( $\sigma-\epsilon$ )	61
3.9 Metalografías y obtención de microestructura	68
<b>CAPÍTULO 4. CONCLUSIONES</b>	75
<b>REFERENCIAS</b>	77

---

# 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 M. en I. Edgar Isaac Ramírez Díaz; la investigación está referida al análisis microestructural y mecánico de la aleación SAE 788 durante la aplicación de un recocido. 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 optimizar los procesos de fabricación de cojinetes para mejorar las propiedades mecánicas de la aleación.

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 al proceso de recocido, para así ofrecer al sector industrial una amplia opción de parámetros en lo que respecta a esta aleación en particular.

El desarrollo tecnológico exige permanentes mejoras en todos los campos de la ciencia en tanto que los diseños son optimizados y demandan materiales con mejores propiedades y más económicos. Los procesos con los que se manufacturan estos materiales en muchos aspectos son deficientes y, en muchos otros, no obtienen las mejores propiedades del material para el uso seleccionado. Un ejemplo son las industrias automotriz y aeroespacial, en la que los materiales en muchos casos son deficientes, y en otros no se les dio el proceso de manufactura adecuado, que nos conducen a un material con bajas propiedades mecánicas para el uso correspondiente.

El reporte consta de cuatro capítulos, los cuales van adentrando al lector al conocimiento de la aleación y los procesos a los que es sometida.

El primer capítulo está enfocado a la introducción teórica referente a los cojinetes de deslizamiento, además contiene información sobre diferentes tipos de materiales actualmente existentes en la industria para su fabricación, del mismo modo se hace una descripción sobre el material SAE 788 (A-17X) incluyendo el efecto de los elementos que lo componen. También se aborda el tema de desgaste y sus posibles consecuencias en la aleación antes mencionada.

El segundo capítulo está referido al recocido aplicado a aleaciones de aluminio, haciendo hincapié en su importancia y sus efectos como son: recuperación, recristalización y crecimiento de grano; de igual manera, se habla del efecto de endurecimiento por trabajo en frío en los metales.

Para el capítulo tres se presenta la parte experimental, desde el tratamiento térmico, pasando por la laminación hasta llegar al recocido. Para esto se llevó a cabo un tratamiento térmico para algunas muestras. Después todos los lingotes fueron laminados. Posterior a este proceso de trabajo en frío se hacen dos recocidos a diferentes tiempos para ver sus efectos en el material. Subsecuentemente a este proceso se obtuvieron una serie de probetas, a las cuales se les sometió a un ensayo de tracción, así como también se realizó un análisis microestructural a cada uno de los especímenes mediante microscopía electrónica de barrido.

En el último capítulo se presentan las conclusiones basadas en todos los resultados arrojados de la experimentación, tomando en cuenta trabajos previos desarrollados dentro y fuera de la UDIATEM.

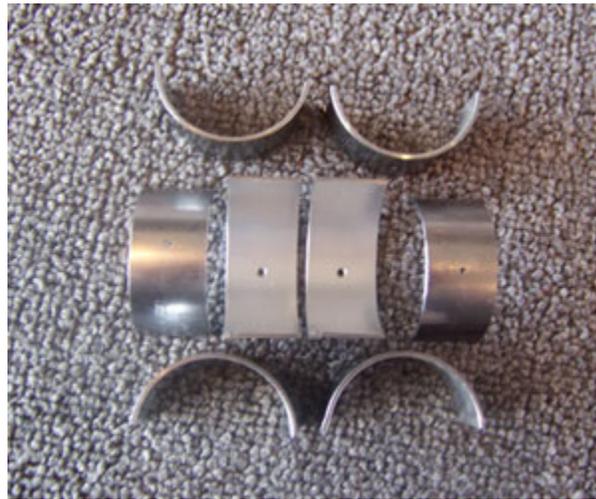
---

# 1. DESGASTE Y ALEACIONES TRIBOLÓGICAS PARA COJINETES.

---

## 1.1 Cojinetes de deslizamiento.

Los cojinetes (figura 1.1) de aluminio son de gran importancia para la vida de un automóvil o de cualquier motor de combustión interna. Estos elementos tienen una gran relevancia en la eficiencia de los motores de combustión interna, por consiguiente entre mejor sea su fabricación, mejores propiedades tendrán y su vida útil aumentará notablemente.



**Figura 1.1** Cojinete hidrodinámico (slowboy racing, 2008)

Se le llama cojinete a aquél elemento entre dos piezas en movimiento relativo, siendo su principal función minimizar el desgaste, conceder la transmisión de carga y par, además de disminuir las fuerzas de fricción. La forma física primordial de este elemento es un cilindro que en su interior contiene un eje de diámetro levemente menor, lo que da como resultado un deslizamiento entre ambos componentes.

Este elemento está dispuesto como soporte o vínculo de un árbol y permite la rotación del mismo dentro de él, guiando dicha rotación. Siendo que los puntos constitutivos de los cuerpos sometidos a rotaciones describen trayectorias circulares, resulta la superficie cilíndrica la que presenta las mejores condiciones para el contacto entre el árbol y el cojinete. A la parte del árbol que tiene contacto con el cojinete se le llama gorrón o muñón del mismo.

Los sistemas más frecuentes y geoméricamente más sencillos son los que consisten en la rotación relativa alrededor de un eje fijo, con una carga aplicada en dirección perpendicular. Hay dos tipos principales de estos elementos: los cojinetes de deslizamiento y los que contienen elementos rodantes

(rodamientos, baleros). En los primeros existen sistemas con y sin lubricación. La lubricación limita la fricción mediante una capa de líquido de baja viscosidad presurizado.

Su principal función consiste en amortiguar tan poca potencia como sea posible, así como desgastarse lentamente, ocupar poco espacio y costar lo mínimo posible.



(a)



(b)

**Figura 1.2** (a) *Cojinetes de deslizamiento* (b) *Cojinetes con sus respectivas bielas*

A un cojinete hidrodinámico se le debe proporcionar una película fluida que impida en lo posible el contacto directo de las superficies móviles sobre todo cuando exista una carga o una velocidad alta, esta lubricación puede ser de aceite, aire u otro fluido. Esto se da cuando el mecanismo está en pleno funcionamiento ya que en el arranque de la máquina siempre existirá contacto entre los dos elementos.

Para materiales en contacto, la fricción ( $\mu$ ) puede resultar entre 0,15 y 0,25 (Mayer, 2006). De no evacuarse adecuadamente el calor generado, la temperatura de ambos elementos se incrementa, aumentando también el coeficiente de fricción y generándose más calor.

Por lo anterior se dice que: un cojinete es hidrodinámico cuando existe una película de lubricación que soporta las cargas del muñón, cuando existe movimiento relativo entre éste y el cojinete. Las vibraciones y cargas variables son una consideración importante, en la que los cojinetes hidrodinámicos funcionan excelentemente, ya que la película lubricante actúa como amortiguador natural.

Dentro de un motor de combustión interna se encuentran los cojinetes hidrodinámicos por dos razones fundamentales. Por un lado las velocidades son

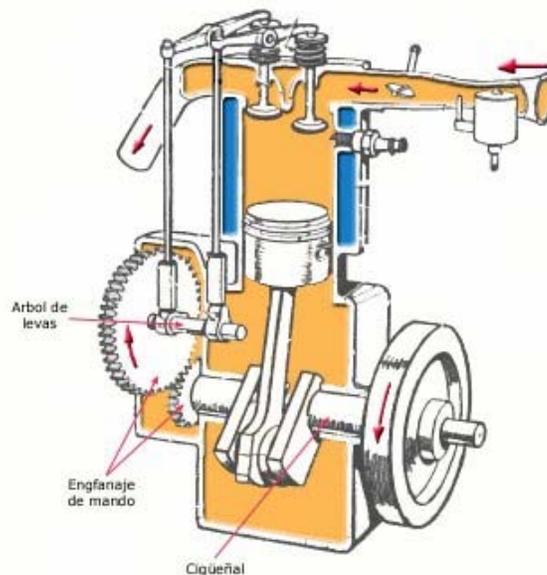
altas, lo que favorece este elemento. Por otro la carga es altamente variable.

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

- **Conformabilidad:** la dureza y el módulo de elasticidad de los materiales para la fabricación de cojinetes hidrodinámicos deben ser lo más bajo posible mientras provean suficiente dureza para soportar la carga aplicada. Durante la operación inicial, el material más blando debe proveer la superficie máxima posible y la elasticidad suficiente para compensar desalineamientos y otros errores geométricos.
- **Compatibilidad:** en la que está incluida la propiedad antisoldante (material que no se une a otro material cuando trabajan en condiciones de contacto mutuo) del aluminio respecto al hierro.
- **Incrustabilidad o penetrabilidad:** el material debe ser lo suficientemente blando para permitir que las partículas extrañas atraviesen la película mínima de aceite, penetren en la superficie y subsecuentemente sean eliminadas por la película de aceite sin ralladuras ni desgastes.
- **Resistencia a la compresión y la fatiga:** capacidad para soportar la máxima presión hidrodinámica y resistir la fractura por cargas cíclicas, 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 o aditivos de algunos lubricantes pueden atacar y corroer a elementos tales como el cadmio, plomo, zinc y aleaciones de cobre.
- **Buena conductividad térmica:** una alta conductividad térmica favorece al transporte de calor generado debido a la fricción, y por lo tanto se evita un posible sobrecalentamiento del cojinete.
- **Bajo costo:** en general cuando se piensa en el proceso de selección de algún material para alguna pieza, el factor que en muchos casos decide la selección de uno u otro material, es el económico.
- **Resistencia al desgaste:** bajo desgaste especialmente en condiciones de rozamiento en seco, que da como resultado una vida más larga para el cojinete.

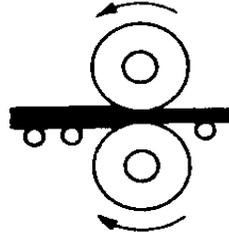
Este elemento, se encuentra en la biela del motor y una descripción rápida y fácil de su funcionamiento es la siguiente (figura 1.3):

1. El pistón por la explosión interna que produce el motor, se mueve de arriba a abajo.
2. El pistón esta sujeto a una biela mediante un émbolo que les permite el movimiento relativo
3. La biela se mueve en un rango de hasta 90° de giro.
4. La biela contiene ensamblado el cojinete.
5. El cojinete tiene un contacto arduo con el cigüeñal.
6. El cigüeñal esta conectado al engranaje de mando y a su vez al árbol de levas.
7. El engranaje de mando crea un movimiento giratorio (sexto ángulo de libertad), que transporta la potencia a diferentes partes del motor transformándola en movimiento.



**Figura 1.3** Partes internas de un motor de combustión interna con ciclo Otto. (almuro, 2006)

Los cojinetes se obtienen del conformado de una cinta bimetalica la cual se obtiene por laminación, este proceso consiste en deslizar un lingote de un material seleccionado por sus propiedades, entre dos rodillos o arreglos de rodillos para disminuir su espesor y al mismo tiempo hacerlo mas largo. El proceso es distribuido en varias etapas, hasta llegar a un espesor de hasta 0.02 centímetros de espesor (dato obtenido de la visita a la planta de Clevite Toluca).



**Figura 1.4** Laminado con un par de rodillos. (unne, 2006)

Para obtener un material que reúna las propiedades físicas y mecánicas requeridas en el cojinete se puede usar un proceso que se nombra como colaminación, este proceso reúne las mejores propiedades de los elementos colaminados. La colaminación, consiste en unir dos materiales mediante compresión entre rodillos, la propia fuerza de los rodillos girando, hace que se adhieran, por lo tanto da un material mejorado, ya que se reúnen las propiedades de los dos materiales.

En el caso de la aleación de estudio, primero se hacen varias reducciones mediante laminación, la primera reducción llega a ser de hasta del 50 % en el lingote, después se somete al proceso de colaminación. Sus propiedades reunidas hacen un material idóneo para las condiciones de trabajo del cojinete.

El primer material es de una aleación base aluminio identificada como SAE 788, la segunda parte es una lámina de acero de bajo carbono, pero existe un tercer elemento que se introduce entre estos, es una lámina de aluminio puro (para que puedan colaminarse con éxito).

El cojinete está expuesto a altas cargas cíclicas y a un alto desempeño al desgaste, entre mejor sea el cojinete, más durabilidad y más eficiencia generará en el motor de combustión interna, así como en el consumo de gasolina.

De todo lo anterior se puede deducir que la fabricación y funcionamiento de los cojinetes, por eso se tiene que hacer un análisis minucioso de cada parte del proceso y su correcta utilización. Lo que da una amplia gama de problemas y posibles mejoras en la fabricación de estos elementos.

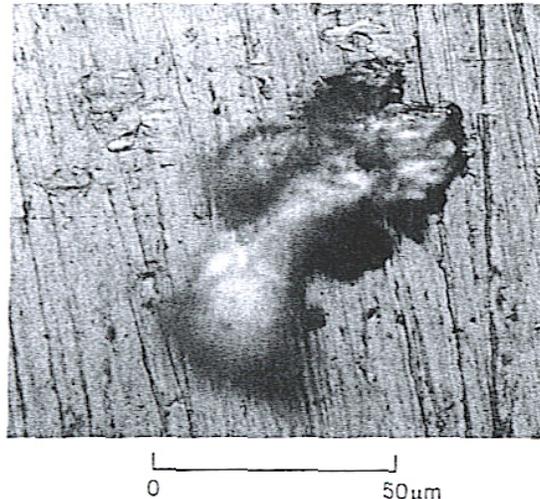
## 1.2 Desgaste.

El desgaste se puede definir como el mecanismo mediante el cual el material es removido de una superficie sólida como resultado de una acción mecánica, y existen diferentes tipos de desgaste.

### Desgaste por adhesión.

El desgaste por adhesión ocurre cuando dos cuerpos pulidos se deslizan uno sobre el otro, y fragmentos son desprendidos de una superficie y adheridos a la otra. Después estos fragmentos pueden salir de la superficie de la que han sido adheridos y ser transferidos otra vez a la superficie original, o bien formar partículas sueltas de desgaste.

El desgaste por adhesión surge de las fuertes fuerzas que se presentan cada vez que los átomos tienen un contacto íntimo. Durante el deslizamiento una pequeña parte en una de las superficies tiene contacto con una parte similar de la otra superficie, y hay una probabilidad pequeña, de que cuando se pierde este contacto la fractura ocurrirá no en la interfase original, sino en uno de los materiales. En consecuencia un fragmento será incrustado. Un ejemplo típico del desgaste por adhesión se muestra en la figura 1.5.



**Figura 1.5** Desgaste adhesivo de una partícula de cobre en una superficie de acero. Parte de la partícula de cobre sobresale tanto que esta fuera de foco. (Rabinowicz, 1995)

En la gran mayoría de las situaciones donde el principal interés es reducir la cantidad de desgaste, se selecciona el material de acuerdo con la fórmula 1.1 y el perfil general de la tabla 1.1.

$$V = \frac{kLx}{p} \quad (1.1)$$

donde:  $k$  el coeficiente de desgaste (adimensional) y también denota  $(1/3)$  de la probabilidad de que se forme una partícula de desgaste substancial,  $L$  es la carga aplicada,  $p$  es el flujo de presión del material mas suave,  $x$  la distancia de deslizamiento y  $V$  el volumen que se ha desprendido.

**Tabla 1.1** Razones para seleccionar superficies rugosas o lisas. (Rabinowicz, 1995)

<b>Escoger superficie lisa si:</b>	<b>Escoger superficie rugosa si:</b>
Las dimensiones del componente deben ser apropiadamente determinadas. (Varios métodos de calibramiento son aplicables solamente en superficies lisas).	Será necesario un rodamiento extenso para disipar la carga de manera uniforme sobre un área considerable del cojinete.
Las condiciones de deslizamiento serán marginales con respecto al incremento hidrodinámico. (Las superficies lisas operan mas fácilmente en el régimen hidrodinámico deseado).	Las condiciones son tales que es posible el rozamiento. (Las superficies rugosas son menos susceptibles al rozamiento: cuando este ocurre, el daño en la superficie es menos severo).
La superficie tiene que ser la parte mas dura del par de contacto (Para prevenir la acción abrasiva).	Temperaturas de fricción peligrosamente altas son posibles. (Las superficies rugosas usualmente dan juntas más pequeñas y mejor disipadas y por lo tanto, temperaturas mas bajas).
Es necesario un movimiento muy suave.	La lubricación es marginal. (La aspereza de los surcos ayuda a estos a actuar como depósitos de lubricante).
La fatiga de la superficie es el mecanismo de falla anticipada. (Las superficies lisas son menos propensas a inducir concentraciones de tensión).	

Ya que el volumen de desgaste es proporcional a  $k/p$  se debe minimizar el coeficiente de desgaste  $k$  y maximizar la dureza de  $p$ .

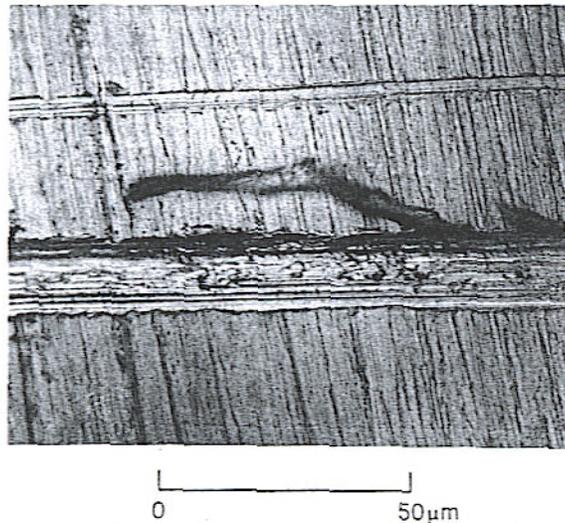
En muchas aplicaciones una de las superficies es de acero (baja, media y alta dureza), y en ese caso es ventajoso usar para la otra superficie un material que es metalúrgicamente incompatible. Para disminuir la dureza se sugiere la siguiente lista.

- Plata
- Aleaciones basadas en cobre (por ejemplo bronce-estaño)
- Aleaciones basadas en estaño (por ejemplo metal blanco)
- Aleaciones basadas en plomo (por ejemplo Babbit)

Obsérvese que el aluminio y el Zinc son inapropiados ya que son completamente compatibles con el hierro. Sin embargo las aleaciones de aluminio estaño son regularmente usadas para deslizarse contra aceros, el estaño modifica la compatibilidad de la aleación de aluminio. El Silicio es también frecuentemente usado en aleaciones de aluminio para mejorar las propiedades de la aleación.

## Desgaste por abrasión.

El desgaste por abrasión ocurre cuando una superficie rugosa y dura o una superficie suave que contenga partículas duras se desliza en una superficie más suave formando una serie de surcos en ella (figura 1.6). El material de estos surcos es desplazado en forma de partículas de desgaste, generalmente sueltas. Algunas veces surge confusión entre el desgaste abrasivo fino y una forma de desgaste adhesivo relativamente benigno. Tanto en una como en otra el desgaste es causado por pequeñas partículas duras. En uno de los casos las partículas duras son abrasivas; en el otro caso son pequeñas partículas adhesivas salidas de una superficie más dura, transferidas a la superficie suave, que al final rayan la superficie dura. En ambos casos las superficies están cubiertas por finos rayones en la dirección del desplazamiento. Frecuentemente se puede distinguir entre los dos tipos de desgaste ya que las partículas abrasivas tienden a producir rayones finos, definidos y profundos cuando son medidos en un medidor de perfil, mientras que las ralladuras causadas por desgaste adhesivo son frecuentemente irregulares y superficiales.

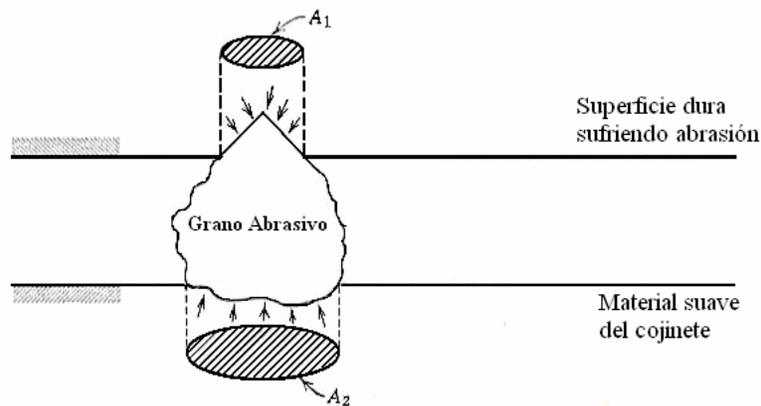


**Figura 1.6** Desgaste abrasivo de una superficie de acero por lija. Una rebaba ha sido producida y se queda adherida junto a la senda formada por un grano abrasivo. (Rabinowicz, 1995)

Si se asegura que las superficies duras en el sistema son muy lisas, y se arregla que no se metan en el sistema partículas abrasivas el desgaste puede ser eliminado.

La diferencia en el comportamiento de las partículas es por supuesto de una importancia teórica. Como un asunto práctico, su importancia depende de la geometría del desplazamiento. En la vida de un cojinete la formación de fragmentos sueltos es permanente y esto perjudicará la vida del mismo.

En el diseño de los sistemas de deslizamiento, existe un beneficio al eliminar las partículas abrasivas. En algunos casos esto se puede mejorar filtrando constantemente el lubricante. Además de las partículas abrasivas que se introducen del exterior del sistema de deslizamiento, también se debe considerar el posible daño de las partículas producidas durante el deslizamiento. La partícula de desgaste del material mas blando tiene la misma dureza que el material del cual vino, por eso el material blando debe de tener una dureza menor a una tercera parte del material duro (figura 1.7). La tabla 1.2 muestra como se hace en la práctica.



**Figura 1.7** Apariencia hipotética de un grano abrasivo incrustado en la fase suave del cojinete. La geometría es semejante a  $A_2$  que es mas grande que  $A_1$  (Por ejemplo tres veces mas grande), y después si el material del cojinete es menor que un tercio en dureza que la superficie dura, el grano puede ser presionado en el material del cojinete. (Rabinowicz, 1995)

**Tabla 1.2** Materiales recomendados para uso en cojinetes. (Wilcook y Booser, 1957)

Material del cojinete	Dureza [ $\text{kg}/\text{mm}^2$ ]	Minima dureza del eje	Relación entre durezas
Babbitt base plomo	15-20	150	8
Babbitt base estaño	20-30	150	6
Plomo endurecido	22-26	200-250	9
Cobre-plomo	20-23	300	14
Plata ("overplated")	25-30	300	8
Base de Cadmio	30-40	200-250	6
Aleación de Aluminio	45-50	300	6
Bronce plomo	40-80	300	5
Bronce Estaño	60-80	300-4000	5

Si se considera el daño potencial producido por estas partículas abrasivas que se generan internamente, se debe observar el tamaño del efecto en un desgaste abrasivo. Entre mas pequeñas sean las partículas abrasivas, la cantidad de daño se limita. El daño principal en un sistema de deslizamiento son las partículas realmente largas que producen un gran desgaste.

Las partículas largas se presentan de la fractura de superficies fatigadas de materiales que han experimentado un gran número de ciclos de carga o bien eran frágiles desde un principio. Estos factores se evitan con un metal que tenga buenas propiedades a la fatiga, o que sean relativamente inmunes a una fractura frágil. Esto da como consecuencia que se tiene que hacer una media entre la dureza requerida y la fragilidad obtenida, ya que esto alargara la vida de cualquier sistema de deslizamiento (*Sachs, et. al, 1960*).

### **1.3 Aleaciones tribológicas base Al especializadas para cojinetes hidrodinámicos.**

La resistencia a la abrasión o al desgaste de las aleaciones de aluminio es particularmente baja en el rozamiento en seco. No existe relación entre dureza y resistencia mecánica por un lado y resistencia a la abrasión por el otro. Puesto que no existen ensayos normalizados de la resistencia a la abrasión, tampoco pueden darse valores numéricos válidos en general.

Las aleaciones de aluminio sometidas a rozamiento, en determinadas circunstancias de funcionamiento, muestran un comportamiento aceptable como prueban las numerosas aplicaciones que tienen en cojinetes de fricción. Debe mencionarse también que el desgaste se puede disminuir drásticamente por un tratamiento superficial apropiado.

En la siguiente tabla 1.3 se muestran las aleaciones de aluminio SAE mas usadas para cojinetes de deslizamiento, así como sus características más importantes, y sus aplicaciones, además en la tabla 1.4 se presentan otras aleaciones base aluminio.

**Tabla 1.3** Aplicaciones según SAE de las aleaciones de aluminio. (Ramírez E., 2004)

Designación SAE	Designación ISO	Características	Aplicaciones
770	AlSn6Cu	-Buena resistencia a la corrosión. -Compatibilidad. -Conformabilidad. -Incrustabilidad. -Resistencia a la fatiga -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 fatiga y 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.

**Tabla 1.4** Aleaciones para cojinetes base aluminio. (Khonsari, 2003)

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

Las aleaciones con 6.5 %wt Sn, es decir la SAE 770 y la SAE 780, son ampliamente usadas para aplicaciones de cojinetes bimetálicos para motores diesel de mediana a alta capacidad. Las adiciones de cadmio mejoran la incompatibilidad 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 babbit.

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. Las aleaciones de mediano contenido en estaño, como la SAE 788, son empleadas en cojinetes en motores de combustión interna.

#### 1.4 Sistemas de aleaciones binarios y terciarios asociados a la aleación SAE 788.

Todos los elementos de aleación son completamente solubles en el aluminio líquido a temperatura suficientemente alta. En estado sólido, la solubilidad de todos los elementos está limitada, formándose soluciones cristalinas; no existe ningún sistema de aleación, con el aluminio, que presente una sucesión continua de soluciones cristalinas (Tabla 1.5). Las partes no disueltas forman, en el conjunto de la aleación, fases propias, designadas como constituyentes estructurales heterogéneos. A veces son cristales duros y quebradizos formados por los mismos elementos (por ejemplo, con Si, Zn, Sn, Pb, Cd, Bi) o por combinaciones intermetálicas con el aluminio (por ejemplo:  $Al_2Cu$ ,  $Al_8Mg_5$ ,  $Al_6Mn$ ,  $Al_3Fe$ ,  $Al_7Cr$ ,  $Al_3Ni$ ,  $AlLi$ ). Tales compuestos intermetálicos no son, en su mayoría, compuestos químicos con composición exacta, estequiométrica; las fórmulas usadas para su representación sólo expresan su composición, en promedio. En aleaciones con tres o más componentes aparecen, además, compuestos intermetálicos de los propios elementos de aleación (por ejemplo,  $Mg_2Si$ ,  $MgZn_2$ ) entre sí; en otros casos, compuestos ternarios (por ejemplo,  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_2Mg_3Zn_3$ ,  $Al_2CuMg$ ) y fases de orden superior.

**Tabla 1.5 Solubilidad de algunos elementos de cristales mixtos de aluminio. (Mondolfo, 1976)**

Elemento de adición	Temperatura del eutectico(E), peritectico(P) o monotectico(M) °C	Fase en equilibrio con el cristal mixto de aluminio	Solubilidad (% de partes en masa a...					Observaciones
			$T_E$ o $T_M$	$T_P$	500 °C	400 °C	300 °C	
Cu	547(E)	$Al_2Cu$	5.7	4.05	1.4	0.45	0.13	
Fe	655(E)	$Al_3Fe$	0.04	0.005	<0.001			
Pb	658(M)	Pb, liquido	≈0.17					La fusión rica en Pb solidifica a 327 °C
Sb	658(E)	$AlSb$	<0.1					
Si	577(E)	Si	1.65	0.65	0.35	0.07	0.01	
Sn	228(E)	Sn, liquido	≈0.06	≈0.8				La fusión rica en Sn solidifica a 228 °C
Ti	665(P)	$Al_3Ti$	1.3	0.2				
V	561(P)	$Al_0V$	≈0.37	<0.2				

## Sistema binario Al-Sn.

La microestructura de las aleaciones aluminio-estaño debe mostrar los efectos tanto del laminado como del recocido, con los granos del aluminio fundido reemplazados por los nuevos granos recristalizados y las fases insolubles uniformemente distribuidas, los límites de grano continuos originalmente, cambian a una nueva configuración un poco mas alargada y discontinua.

El punto eutéctico para esta aleación está a 501-502 [K] con un porcentaje de estaño del 99.5%, muy cerca del final del estaño y al punto de fusión (figura 1.8). La solubilidad sólida es del orden de 0.10% 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 mas pequeños a temperaturas menores.

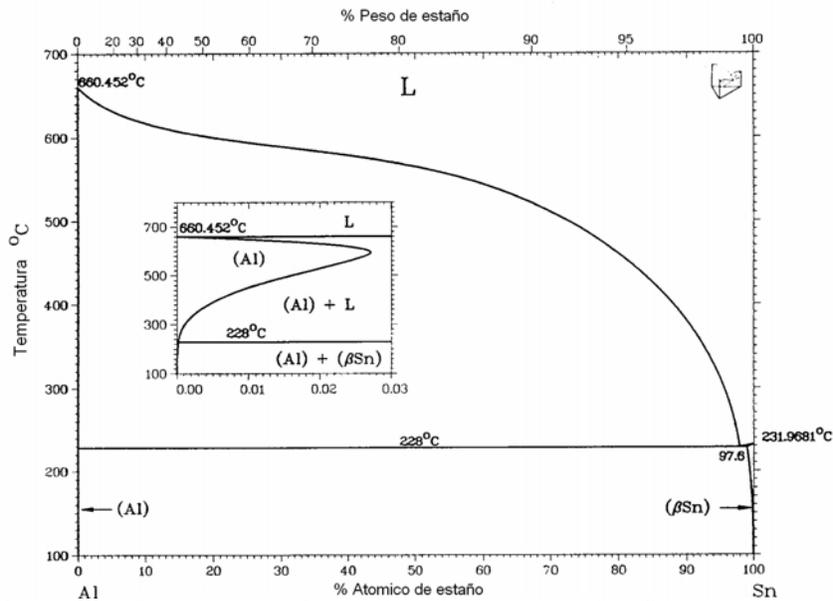


Figura 1.8 Diagrama de fases del Aluminio-estaño. (Massalski, 1987)

La densidad de la aleación aumenta aproximadamente 0.06% por cada 0.1% 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% 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 esferoidizar el estaño.

Las aleaciones binarias de AlSn tienen una resistencia a la fatiga menor que la de los babbitts a temperaturas ordinarias, pero a las temperaturas de trabajo de los cojinetes, los primeros son muchos más resistentes. 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.

La compañía Glacier Vandervell ha desarrollado a partir del año 1988 dos aleaciones Al-Sn-Si que amplían el horizonte de los materiales para cojinetes. Las mismas 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.

Ambas aleaciones demostraron ser más resistentes al desgaste provocado por árboles de fundición nodular. 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 agrietamiento o un desgaste excesivo (*Choudhury, et. al., 2004*).

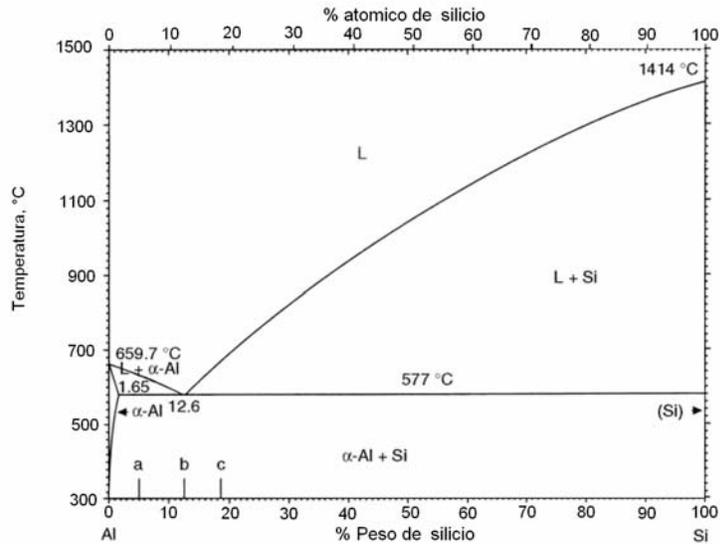
### **Sistema binario Al-Si.**

El silicio en conjunto con el aluminio tiene buenas ventajas como son: la reducción del coeficiente térmico, mejora en el vaciado, elevada resistencia a la corrosión y mejora las características del desgaste.

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).

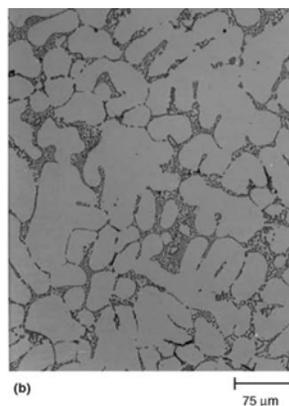
Los tratamientos térmicos tienen poco efecto sobre esta aleación, en lo que se refiere al aumento en la resistencia pero mucho menor que lo que puede ser logrado por trabajo en frío. La resistencia a la fatiga es baja, especialmente cuando los cristales primarios de silicio están presentes, o cuando el silicio esta en su forma no modificada. El envejecimiento artificial aplicado a esté sistema binario, aumenta la resistencia a la tracción, pero reduce la resistencia a la fatiga.

El sistema Al-Si (figura 1.9) es puramente eutéctico con un eutéctico a 12,5% de Si y 577 °C. La solubilidad máxima  $\alpha$ , a esta temperatura, es de 1.65% de Si. A 300 °C se disuelve aproximadamente el 0,07%. La cristalización del silicio eutéctico puede ser influida por pequeñas adiciones de Na o Sr. También se puede dar un refinamiento con Al-Ti-B y con un modificador de grano como es el Na muestra también buenas propiedades de resistencia. Para afinar el grano en el Si primario bastan adiciones de menos del .5 % de P.



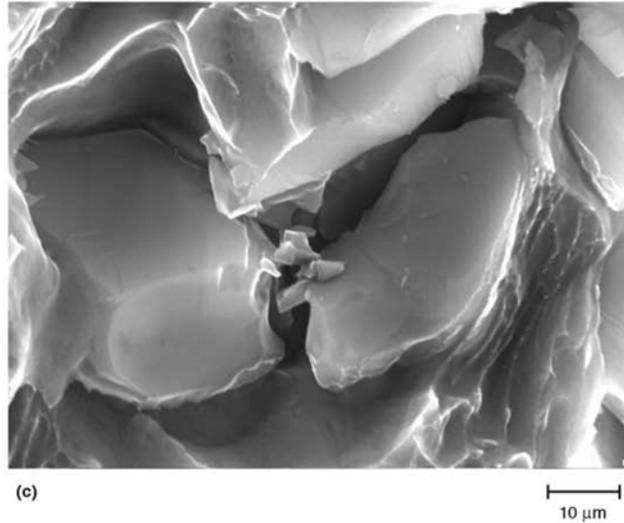
**Figura 1.9** Diagrama de Equilibrio del Al-Si. (Massalski, 1987)

El Fe, que existe como impureza, forma en presencia de Si precipitaciones en forma de agujas de  $\text{AlFeSi}_6$ , las cuales rebajan la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura. El Cu se presenta en las aleaciones de AlSi como elemento aleante, ejerciendo su influencia desfavorable sobre la estabilidad química, cuando su porcentaje supera el 0,05%. Las adiciones de alrededor del 1% sirven para aumentar la dureza de los cristales en soluciones disminuyendo con ello, la tendencia a la lubricación durante el mecanizado (Hufnagel, 1992).



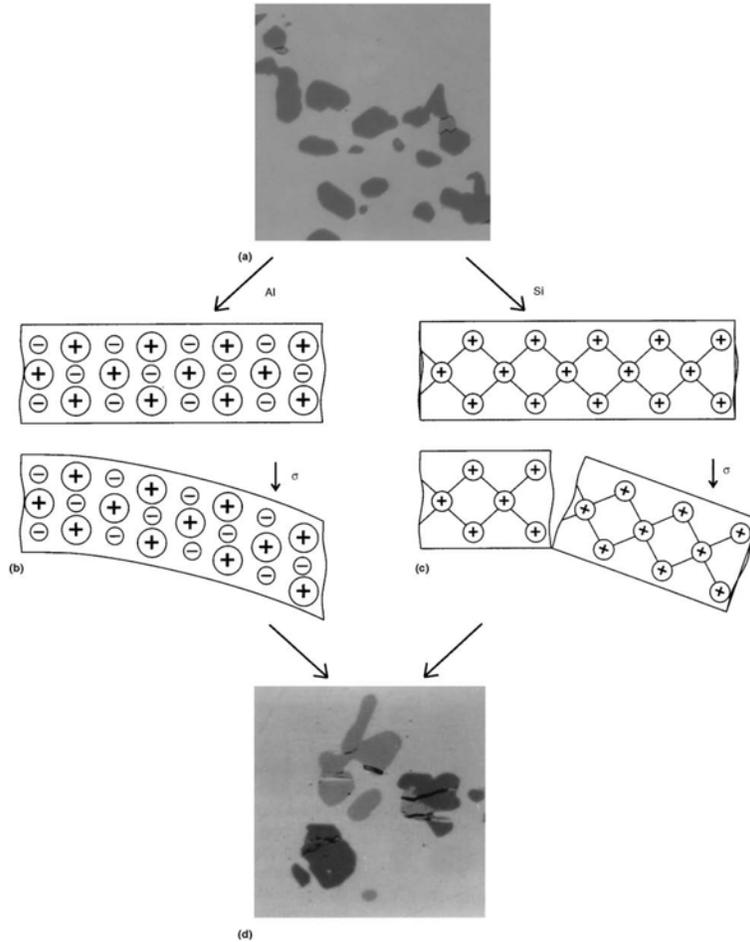
**Figura 1.10 (b)** Microestructura de una aleación hipoeutéctica (1.65-12.6 wt% Si). 150x. (ASM Internacional, 2004)

Los precipitados de silicio, presentes en las aleaciones comerciales de aluminio-silicio, aún las más puras (figura 1.11) pueden tener diferente morfología, primaria, compacta, precipitados masivos en aleaciones hipereutécticas, o placas eutécticas de aluminio-silicio (Davis, 1993).



**Figura 1.11** Morfología de un cristal de Silicio en una aleación de Aluminio- Silicio. (SEM). Cristales de Silicio en una aleación hipoeutéctica modificada, después de un tratamiento térmico 1500x. (ASM International, 2004)

El modelo más simple de microestructura de aleaciones de aluminio-silicio puede presentarse en la forma mostrada en la figura 1.12: una matriz suave continua (solución sólida de  $\alpha$ -aluminio) conteniendo precipitaciones duras de silicio de diferente morfología.



**Figura 1.12** Propiedades de una aleación aluminio-silicio formado por sus componentes de fase. (a) La microestructura bifásica de las partículas frágiles duras de aluminio-silicio en una matriz plástica de aluminio suave. (b) Reacción de la matriz bajo cargas externas. (c) Reacción de las partículas de silicio bajo cargas externas. (d) Resultado de la carga en el material. ((b), (c) Askeland, 1987, (a), (d) ASM International, 2004)

Asumiendo una simplificación importante, el esfuerzo promedio en este material puede evaluarse como una función lineal de la fracción de volumen de silicio (Bernsztejn, 1973):

$$\sigma = \sigma_{\alpha} V_{\alpha} + \sigma_{\text{Si}} V_{\text{Si}} = \sigma_{\alpha} + V_{\text{Si}} (\sigma_{\text{Si}} - \sigma_{\alpha}) \quad (1.2)$$

donde  $\sigma_{\alpha}$  y  $\sigma_{\text{Si}}$  son esfuerzo en unidades de volumen.

El factor de intensidad de esfuerzos depende de las propiedades elásticas y plásticas de la matriz y en el tamaño de las partículas de la fase frágil (Przystupa, 1982). En la fórmula 1.2, la influencia de la morfología, el tamaño promedio, y la distribución de partículas frágiles, es decir, precipitados de silicio, no se tiene en cuenta. Estos parámetros de la microestructura pueden diferenciar las propiedades de los materiales de valor similar de la fracción de volumen de silicio a un grado importante. En un material policristalino, la ecuación Hall-Petch

puede expresar la influencia de la morfología de los constituyentes de la microestructura en la prueba de tracción (*Hertzberg, 1989*):

$$\sigma_{pl} = \sigma_s + k_m d^{-1/2} \quad (1.3)$$

donde  $\sigma_{pl}$  es el esfuerzo determinado de la prueba de tracción del espécimen policristalino,  $\sigma_s$  es la resistencia de la red hacia el movimiento de dislocaciones,  $k_m$  es el factor de endurecimiento (efecto de dureza por límites de grano), y  $d$  es el diámetro del grano.

La tensión  $\sigma_s$  puede ser dividida en dos partes:  $\sigma_d$  y  $\sigma_p$ .  $\sigma_d$  es independiente de la temperatura pero dependiente de la estructura de la red, y expresa interacción entre las dislocaciones, precipitados, y los átomos adicionales.  $\sigma_p$  es dependiente de la temperatura y está conectada con el valor de la tensión Peierls-Nabarro (P-N) (*Hertzberg, 1989*):

$$\sigma_{pl} = \sigma_p + \sigma_d + k_m d^{-1/2} \quad (1.4)$$

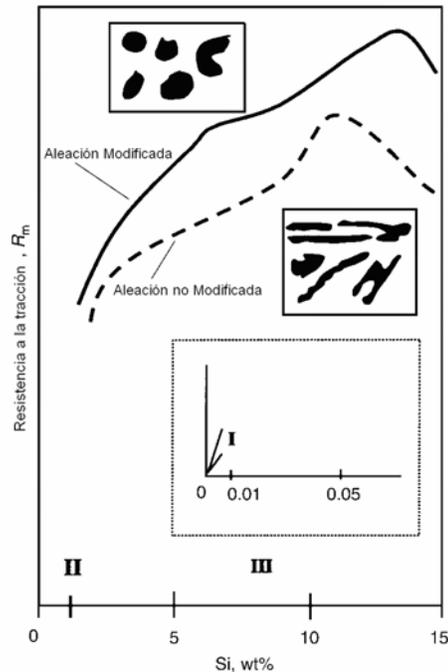
donde  $\sigma_p$  representa el esfuerzo P-N, un efecto del corto-rango (<1 nm);  $\sigma_d$  es el campo de tensión de dislocación, un efecto del medio-rango (10 a 100 nm); y  $k_m d^{-1/2}$  es el efecto de largo alcance (>1000 nm). Se puede decir que la influencia del grado de dispersión en microestructura en el esfuerzo de la prueba es un efecto de largo alcance.

Un aumento en la resistencia de la matriz suave de  $\alpha$ -aluminio en solución sólida puede ser logrado endureciendo con defectos de punto, como átomos sustitucionales y vacantes o por endurecimiento por precipitación con partículas dispersas de segunda fase.

La disminución del riesgo de fractura frágil en regiones polifásicas solo puede ser realizada reduciendo la intensidad del efecto de concentración de esfuerzos en las partículas de silicio y eliminando microregiones de potencial inicio de grieta. La desaparición de redes de precipitados de silicio y sus esferoidización son muy importantes. Esto permite una disminución en el factor de concentración de esfuerzos en estas regiones, dependiendo de morfología de la fase frágil (*Hertzberg, 1989*):

El material con morfología fina tiene menos tendencia para el agrietamiento frágil de baja energía. Para obtener una morfología aceptable y un grado de dispersión de los componentes, el personal de la fundición puede interferir en la fase de la cristalización modificando la aleación y controlando el camino de la solidificación y en el estado sólido, por tratamiento térmico.

En la figura 1.13, pueden identificarse varios rangos característicos de contenido de silicio. En cada rango (I, II, III), se presenta un mecanismo diferente de la influencia del silicio afecte en las propiedades de la aleación.



**Figura 1.13** Resistencia de tracción contra contenido de silicio en aleación de fundición de aluminio-silicio. (Askeland, 1987)

Para contenidos de silicio mayores a 1.65 %wt (III), las dos fases de la aleación solidifican y la influencia del silicio en las propiedades pueden ser descritas por la ecuación 1.2. En la figura 1.13 (Askeland, 1987), se refleja la influencia de la morfología y la distribución de los precipitados de silicio.

### Aleaciones Al – Si – Fe.

El hierro no es un elemento de la aleación SAE 788, pero es la principal impureza dentro del aluminio, por lo que es pertinente su estudio. En el diagrama ternario Aluminio-hierro-silicio (figura 1.14) se representa el rincón externo del diagrama, ya que es de gran importancia en el comportamiento del aluminio puro. Junto al  $Al_3Fe$  y el Si se hallan también las fases  $Al_8Fe_2Si$  (AlFeSi- $\alpha$ ) y  $Al_5FeSi$  (AlFeSi- $\beta$ ).

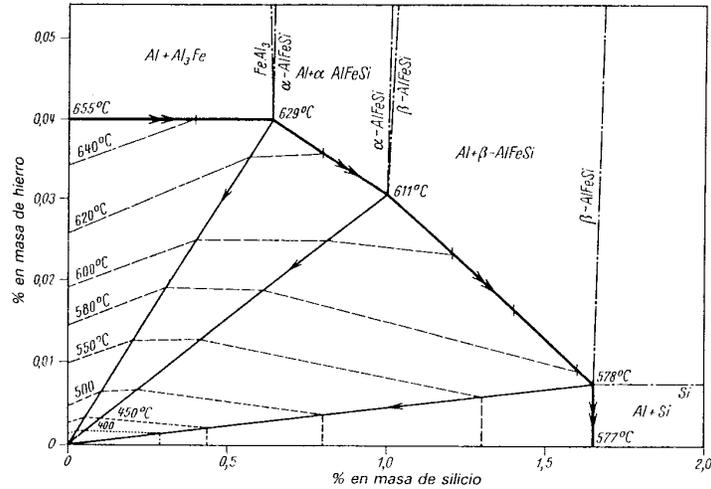


Figura 1.14 Sistema Al-Fe-Si. (Phillips y Mondolfo 1976)

Las impurezas son fundamentalmente de Fe (0,006 hasta 0,6%) y de Si (0,010 hasta 0,5%), además de Cu, Ti y Zn, y trazas de otros elementos. El AlFeSi contiene cantidades añadidas de aproximadamente el 0,6% de Fe y 0,8% de Si.

La adición de Mg o Cu sirve para conseguir una estructura de grano fino. Menores adiciones de Si sirven para alear las impurezas de Fe en forma de  $\alpha$  (AlFeSi). De esta manera se impide la precipitación de la fase ternaria  $Al_7Cu_2Fe$ , que podría sustraer a la solución sólida cantidades de Cu, lo cual influye negativamente en el endurecimiento de la matriz.

En las aleaciones ricas en aluminio no se forma ninguna fase cuaternaria. La solubilidad del Cu en las fases de AlFeSi y la del Si en las fases de AlCuFe, es escasa.

---

## 2. RECOCIDO Y RECRISTALIZACION

---

### 2.1 Deformación en frío.

La resistencia a la tracción y la dureza aumentan por deformación en frío mientras que el alargamiento y la estricción a la fractura, disminuyen. Se observa que el límite de fluencia se incrementa con la deformación en frío en mayor medida que la resistencia a la tracción, aproximándose cada vez más a ésta, de modo que se llega casi a una fractura frágil, lo que provoca que la deformación en frío tenga sus limitaciones. El comportamiento en cuanto al aumento de resistencia por deformación en frío depende de la composición, también juegan un papel importante el estado de la estructura antes de la deformación y el tipo de proceso de conformado, la velocidad y la temperatura de trabajo. Para obtener la resistencia a la deformación  $k_f$ , se debe tomar en cuenta la carga que necesita el material para llegar a la fluencia plástica, referida al área transversal de la probeta durante la deformación (en contraste con la resistencia a la tracción y el límite de fluencia en los que, por acuerdo, se adopta el área inicial). Este factor tiene una considerable importancia para todos los cálculos en los procesos de conformado. El grado de deformación  $\epsilon$  se da en Metalurgia frecuentemente como la variación  $A_0-A_1$  referida a la sección de partida  $A_0$ .

$$\epsilon = (A_0 - A_1)/A_0 = 1 - (A_1/A_0) \quad (2.1)$$

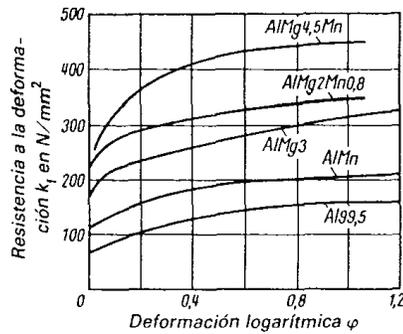
Para muchos fines es más apropiado utilizar la deformación logarítmica

$$\phi = \ln(A_0/A_1) \quad (2.2)$$

Resulta extraordinariamente ventajoso el que, en aquellos casos en que la deformación se realiza en varias etapas, los valores de  $\phi$  de cada una de ellas pueden sumarse, cosa que no es posible utilizando  $\epsilon$ . Entre  $\epsilon$  y  $\phi$  existen las siguientes relaciones:

$$\phi = -\ln(1 - \epsilon) \quad \text{y} \quad \epsilon = 1 - e^{-\phi} \quad (2.3)$$

La curva que representa  $k_f$  como función de  $\phi$  se llama curva de fluencia. La figura 2.1 da las curvas de fluencia de algunas aleaciones de aluminio para forja y laminación:



**Figura 2.1** Curvas de fluencia de algunas aleaciones de aluminio para forja y laminación obtenidas a partir de ensayos de recalado (Bühler, Höptner y Löwen, 1971)

## 2.2 Recocido.

Existen diferentes tipos de recocido todos con diferentes objetivos, que dependen del sistema aleante. El recocido completo (Temple O), tiene como resultado un material más suave, más dúctil y más conformable para las aleaciones tratables térmicamente y también para las que no lo son, todas dentro de las aleaciones forjables. Existe una reducción o eliminación de esfuerzos residuales, debidos al trabajo en frío, que con un tratamiento térmico entre 250 °C Y 400 °C, con duración desde unos segundos hasta varias horas. Las temperaturas de recocido no deben pasar de los 415 °C para evitar oxidación y crecimiento de grano. En las aleaciones tratables térmicamente, se deben controlar la velocidad de enfriamiento y calentamiento para evitar endurecimiento por precipitación o ablandamiento. El enfriamiento lento se recomienda para todas las aleaciones donde se necesita disminuir la distorsión. Aunque en las aleaciones térmicamente tratables el enfriamiento lento resulta en un aumento en los precipitados gruesos. El recocido en fundiciones no es muy común pero puede ser usado para proveer una estabilidad dimensional máxima a temperaturas de servicio elevadas y una buena ductilidad. Cuando es usada, 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 (Erhard, 2002).

La energía almacenada del trabajo en frío se da cuando se deforma plásticamente un metal a temperaturas bajas en relación con su punto de fusión. No se puede expresar con exactitud la temperatura que define el límite superior de la zona de trabajo en frío, puesto que varía tanto con la composición como con la cantidad de deformación. Una regla empírica aproximada es suponer que la deformación plástica corresponde al trabajo en frío si este se efectúa a temperaturas menores de la mitad del punto de fusión medido sobre una escala absoluta.

La energía gastada durante el proceso en frío, aparece en su mayor parte, en forma de calor, pero una fracción limitada se almacena en el metal como energía de deformación asociada con diversos defectos reticulares creados. La cantidad de energía retenida depende del proceso de conformado y de otras variables, como la composición del metal y la temperatura de deformación. La energía almacenada se incrementa con el aumento de la deformación.

Considerando la naturaleza de la energía almacenada de la deformación plástica, se sabe que el trabajo en frío aumenta notablemente el número de dislocaciones en un metal. Un metal recocido blando puede tener densidades de dislocación del orden de  $10^6$  a  $10^8$   $\text{cm}^{-2}$ , y los metales excesivamente trabajados en frío pueden tener  $10^{12}$   $\text{cm}^{-2}$ , aproximadamente. En consecuencia, es capaz de aumentar el número de dislocaciones en un metal por un factor tan grande como 10 000 a 1 000 000. Como tales dislocaciones representan un defecto del cristal con una deformación reticular asociada, el aumento en la densidad de las dislocaciones aumenta la energía de deformación del metal.

La creación de los defectos de punto durante la deformación plástica se reconoce también como una fuente de energía retenida en los metales trabajados en frío. Una dislocación helicoidal que corta a otra igual puede ser capaz de generar una fila compacta tanto de lugares vacantes o intersticiales como de corrimientos, dependiendo el tipo de defecto de punto producido sobre los vectores de Burgers relativos de las dislocaciones. Como la energía de deformación asociada con un lugar vacante es mucho mas pequeña que la asociada con un átomo intersticial, puede suponerse que se formarán un gran número de lugares vacantes durante la deformación plástica.

La relación de la energía libre a la energía de deformación se basa en que la energía libre de un metal deformado es mayor que la de un metal recocido en una cantidad aproximadamente igual a la energía de deformación almacenada. Mientras que la deformación plástica aumenta la entropía de un metal, el efecto es pequeño comparado al aumento de energía interna (la energía de deformación retenida). El termino  $TS$  en la ecuación de energía libre puede, por tanto, ser desestimado y el aumento en la energía libre igualado directamente a la energía almacenada.

Por tanto:

$$F = E - TS \quad (2.4)$$

Se vuelve

$$F = E \quad (2.5)$$

En donde  $F$  es la energía libre asociada con el trabajo en frío,  $E$  es la energía de deformación interna, o almacenada,  $S$  es el aumento de entropía debido al trabajo en frío, y  $T$  es la temperatura absoluta.

Puesto que la energía libre de los metales trabajados en frío es mayor que la de los metales recocidos, se pueden ablandar espontáneamente. Un metal no retorna por lo general a la condición de recocido como resultado de una sola reacción simple, debido a la complejidad de estado de trabajo en frío. Ocurren cierto número de reacciones diferentes, cuyo efecto total es recuperar una condición equivalente a la poseída por el metal antes que fuese trabajado en frío. Muchas de estas reacciones implican alguna forma de movimiento atómico, o de lugares

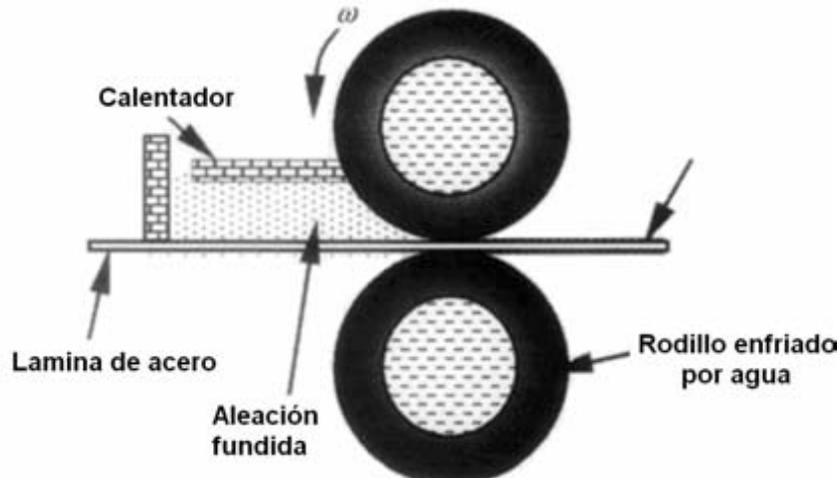
vacantes, y son por tanto, extremadamente sensibles a la temperatura. En consecuencia, calentando un metal deformado se apresura su retorno al estado de recocido.

Cuando hay un recocido existen grandes liberaciones de energía que aparecen en forma simultánea con el crecimiento de un juego del todo nuevo de cristales esencialmente libres de deformación que crecen a expensas de los cristales muy deformados originalmente. El proceso por lo cual ocurre esto se denomina *recristalización* y puede entenderse como un realineamiento de átomos dentro de los cristales con una energía mas baja. La parte del ciclo que ocurre antes de la recristalización se denomina *recuperación*. Después de acabada la recristalización, si se sigue aplicando energía en forma de calor o un recocido se llega al punto llamado *crecimiento de grano*. En el crecimiento de grano, ciertos granos recristalizados continúan creciendo, pero únicamente a expensas de otros cristales que deben, por supuesto, desaparecer.

### **2.3 La importancia del recocido después del trabajo en frío.**

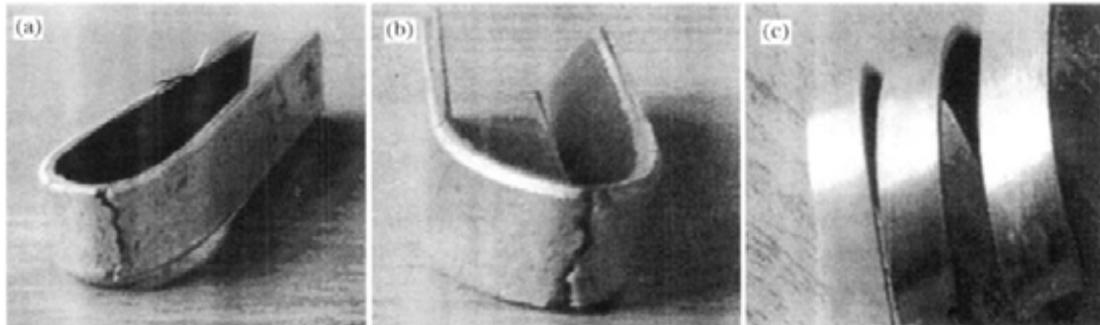
La aleación SAE 788 es un material en el que los elementos como el estaño y el plomo se encuentran principalmente en el límite de grano, lo que resulta en una baja ductilidad. Esta tiene alta resistencia al desgaste, gran capacidad de carga (para cojinetes), pero su ductilidad y conformabilidad, no es la apropiada para un proceso de alta deformación. Al encontrarse en gran proporción el estaño y plomo en el límite de grano, cuando sufre una deformación en el laminado en frío tiende a la fractura (dado que el silicio tiende a estar entre el estaño y el plomo y se presenta como una fase dura que fragiliza el material con gran facilidad) y con un recocido, esta fase tiende a uniformizarse y a tomar una forma esférica. La redistribución del estaño y plomo ayuda a tener mejores propiedades.

Como un ejemplo documentado se tiene el caso con el material:  $\text{AlSn}_8\text{Pb}_2\text{Si}_{2.5}\text{Cu}_{0.8}\text{Cr}_{0.2}$ . En este experimento la aleación de aluminio fue fundida con un horno de inducción y después colaminada en caliente con acero tratado térmicamente (figura 2.2). Cuando la lamina ya esta casi terminada, a algunas muestras se le aplica un prueba de flexión (figura 2.3 a), a otras un laminado en frío y después un prueba de flexión (figura 2.3 b), y a otras muestras se laminan en frío y después un recocido a 300 °C y después se aplica la misma prueba (figura 2.3 c).



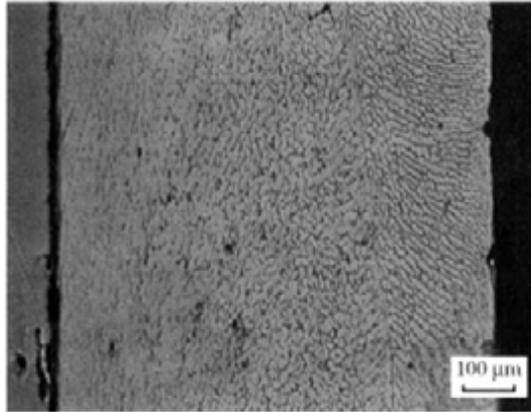
**Figura 2.2** Colaminado en caliente de aluminio con acero (Guang-Ming, et. al, 2006)

Debido al estaño y plomo en la aleación de aluminio, la fractura ocurre por la segregación y la disminución de la ductilidad de la aleación por el laminado en caliente y el colaminado con el acero. Cuando se hace un laminado en frío, la fractura ocurre antes que en el laminado en caliente. Pero cuando se lámina en frío y después se hace un recocido a 300 °C por 60 minutos, la conformabilidad aumenta considerablemente.



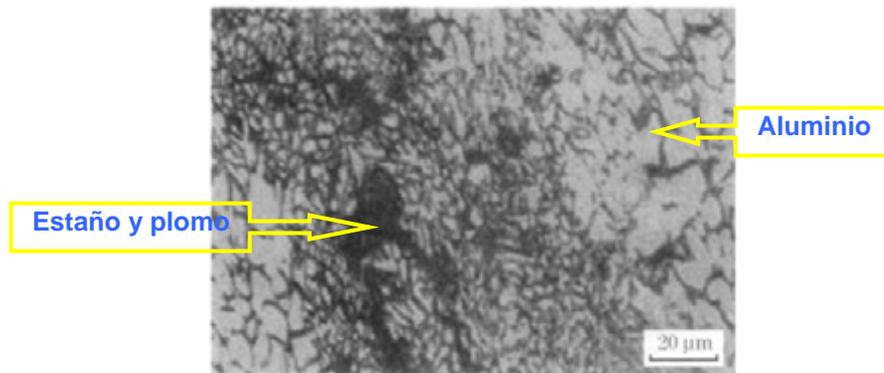
**Figura 2.3** (a).- Prueba de flexión de un aluminio colaminado en caliente con acero, (b) Prueba de flexión después de una laminación en frío, (c) Prueba de flexión después de un laminado en frío con un recocido a 300 °C por 60 minutos. (Guang-Ming, et. al, 2006)

La microestructura de la tira del cojinete manufacturado por laminado en caliente se encuentra en la figura 2.4. Esta aleación se divide principalmente en tres partes: la superficie compuesta de granos finos con un alto contenido de estaño y plomo, la parte de en medio compuesta por granos columnares, y la parte interna compuesta por granos gruesos equiaxiales con un bajo contenido en estaño y plomo. Gracias al alto contenido de silicio en la aleación  $AlSn_8Pb_2Si_{2.5}Cu_{0.8}Cr_{0.2}$  la mayoría del silicio precipita como un cristal elemental a lo largo del límite de grano, excepto en pequeñas soluciones de silicio dentro del grano. La incorrecta distribución, forma ó tamaño del silicio disminuyen considerablemente las propiedades de la aleación.



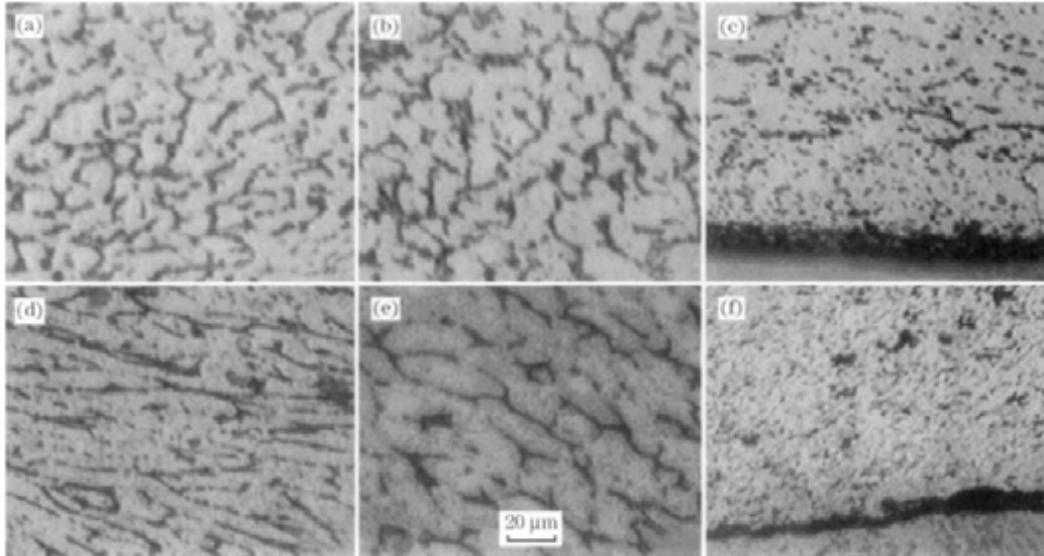
**Figura 2.4** Microestructura de la aleación de aluminio  $AlSn_8Pb_2Si_{2.5}Cu_{0.8}Cr_{0.2}$  (Guang-Ming, et. al, 2006)

Debido a las precipitaciones y crecimiento del estaño y plomo alrededor de los cristales de silicio, la mala distribución del silicio da como resultado una precipitación de la mayoría del estaño y plomo a lo largo del límite de grano, y se precipitaran aglomerados de estaño y plomo durante la solidificación (figura 2.5). Estos defectos reducen la formabilidad y otras propiedades. La distribución del silicio afecta las propiedades de la aleación no solo por si misma, si no también por el cambio de distribución del estaño y plomo (Guang-Ming, et. al, 2006).



**Figura 2.5** Bloque de una precipitación de estaño y plomo. (Guang-Ming, et. al, 2006)

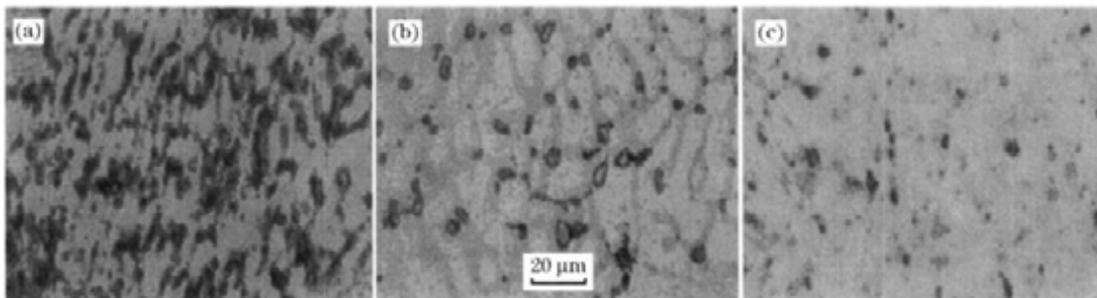
La aleación antes mencionada después del laminado en frío queda como se muestra en la figura 2.6. De esta figura se puede concluir que la precipitación del estaño y plomo llega a ser discontinuo después del laminado en frío que hace incierta la ductilidad. Además se sabe que el trabajo de endurecimiento deteriora la ductilidad.



**Figura 2.6** Microestructura de la aleación antes (arriba) y después (abajo) del laminado. (Guang-Ming, et. al, 2006)

(a),(d) Junto a la superficie (b),(e) En la mitad del lingote (c),(f) Junto a la interfase

De la figura 2.7 (laminado en frío con recocido) se puede observar que las precipitaciones de estaño y plomo son claramente esferoidales y discontinuas por lo que la formabilidad y ductilidad son modificadas.



**Figura 2.7** Microestructura del  $AlSn_8Pb_2Si_{2.5}Cu_{0.8}Cr_{0.2}$ . (Guang-Ming, et. al, 2006)

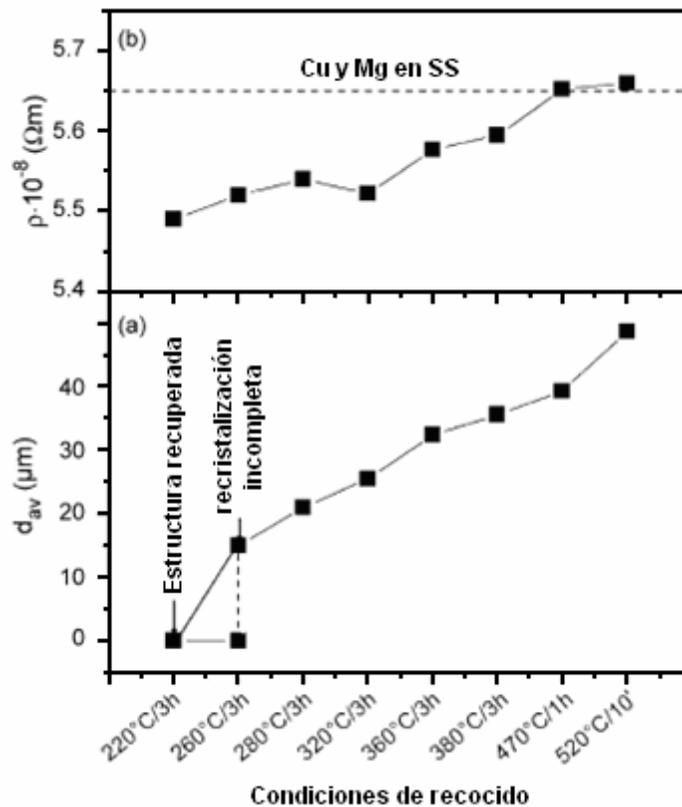
(a) Junto a la superficie (b) En medio (c) Junto a la interfase

Después de que la lámina compuesta es laminada, la distribución continua del precipitado y el aglomerado del estaño y plomo son destruidas, pero la ductilidad no cambia. A diferencia de cuando la aleación es laminada en frío y es recocida a  $400^\circ C$ , los precipitados de estaño y plomo se esferoidizan y son discontinuos, y la conformabilidad y otras propiedades son mejoradas.

## 2.4 Efectos de un recocido después de un trabajo en frío.

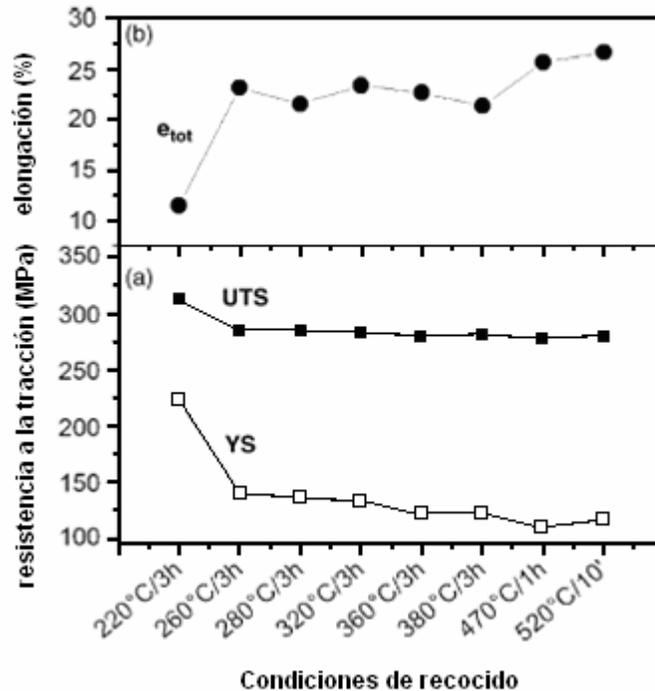
Con un material con base en aluminio como es la aleación Al-Mg4.5-Cu0.5 se pueden ver los efectos de un recocido después de un trabajo en frío. En este ejemplo documentado se tomaron temperaturas desde 220 °C hasta 520°C con un recocido desde 10 minutos hasta 3 horas.

Con el aumento de las temperaturas de recocido de 280 a 520°C, el tamaño promedio del grano crece ~50µm figura 2.8a. La distribución de tamaño de grano era absolutamente homogénea, excepto en las estructuras recocidas a 520 °C/10' (durante 10 minutos), con un contenido mixto de tamaño de grano entre ~35-45 µm y pequeñas cantidades entre ~60-80 µm. También se puede observar que la resistividad eléctrica fue incrementando con la temperatura de recocido (figura 2.8b) (Romhanji, Popovic, Glisic, Dodok y Jovanovic, 2006).



**Figura 2.8** La influencia de las condiciones del recocido en el (a) tamaño de grano ( $d_{av}$ ) y en la (b) resistividad eléctrica. (Romhanji, et. al, 2006)

Al incrementar la temperatura de recocido de 220 °C a 260 °C produce un descenso en el esfuerzo de cedencia (Yield Stress YS) de ~220 a ~140 MPa, y también un descenso en el esfuerzo último de ~320 a ~280 MPa, e incrementa la elongación total de ~11% a ~23% (fig. 2.9), reflejando la transición de un recocido parcial a una condición de un recristalizado casi total (Romhanji, et. al, 2006).



**Figura 2.9** La influencia de las condiciones del recocido en la deformación: (a) esfuerzo de cedencia (YS) y esfuerzo último de la deformación (UTS) y (b) elongación total ( $e_{tot}$ ). (Romhanji, et. al, 2006)

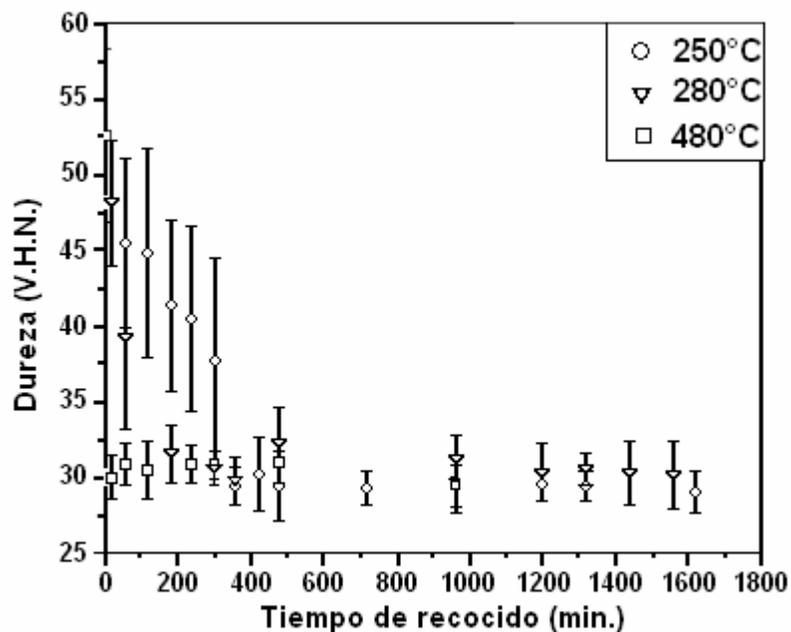
En otro caso se observó el efecto de un recocido después de un trabajo en frío, para la aleación AA1235.

La precipitación de las partículas de  $Al_3Fe$  ocurre durante el recocido de la aleación. Estos precipitados afectan en gran parte al comportamiento de la microestructura y a las propiedades a tracción. Se aplicó un laminado en frío de 92% de la aleación AA1235 con una composición química de 0.67 Fe, 0.16 Si, 0.01 Ti y el resto de Al (todo en %wt.). Para cada experimento las muestras fueron cortadas a lo largo de la dirección del laminado y recocidas isotermicamente a tres diferentes temperaturas 250, 280 y 480 °C por diferentes tiempos de recocido. Se aplicaron pruebas de dureza Vickers así como pruebas de tracción.

Las dislocaciones se mueven del interior del grano al límite de grano. Al mismo tiempo los átomos de soluto tienden a salir de la solución sólida que causan una precipitación de las partículas de  $Al_3Fe$ . Estas partículas están distribuidas a través de la subestructura y situada en ambos: límites de subgranos y en el interior del subgrano. Durante el crecimiento del subgrano las pequeñas partículas esféricas obstaculizan el movimiento del límite de grano y el de las dislocaciones.

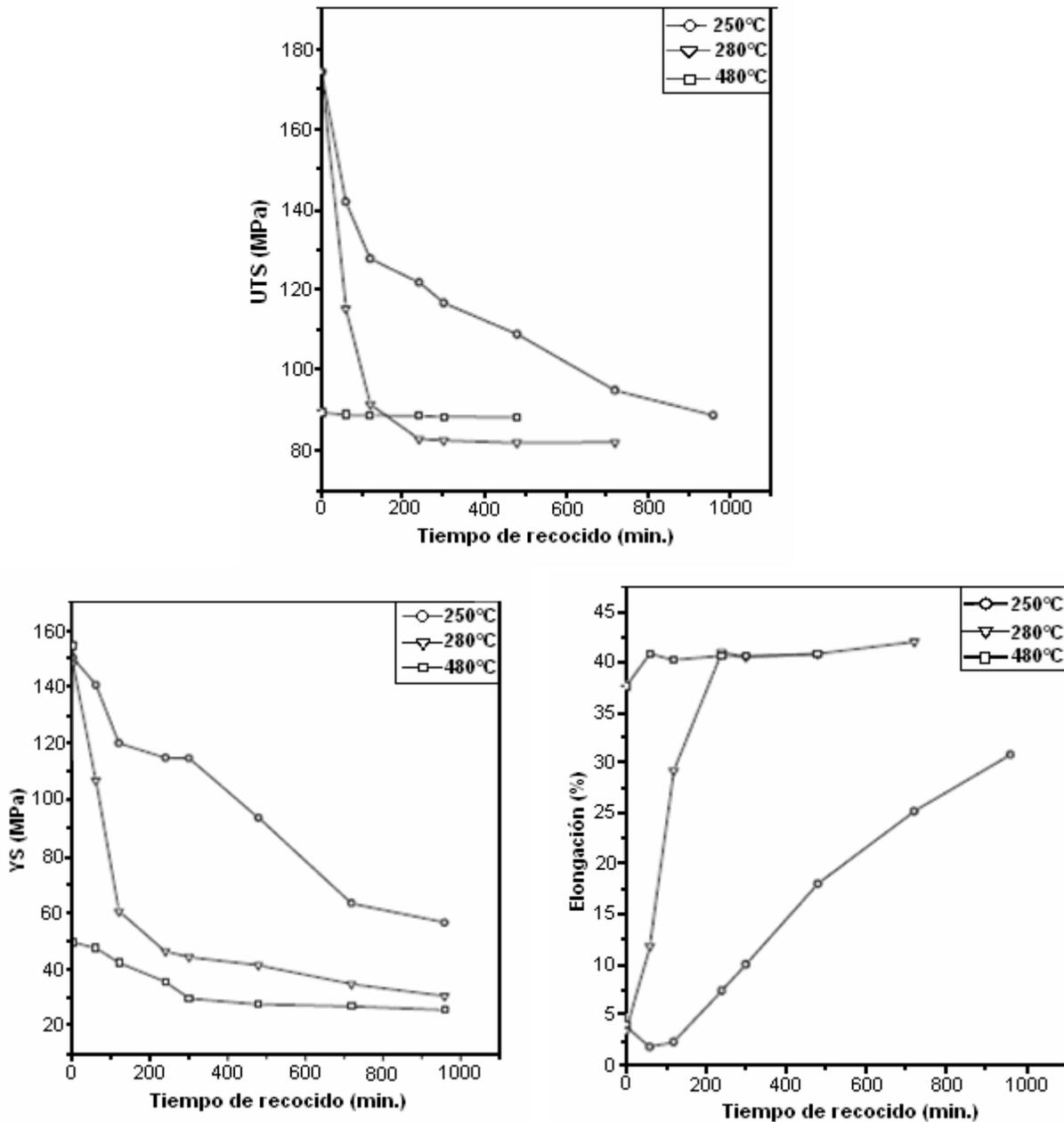
La presencia de partículas de  $Al_3Fe$  así como de dislocaciones a una temperatura de recocido más elevada, afectan de manera importante las propiedades mecánicas.

A 250 °C, la dureza del material laminado, gradualmente disminuye con la progresión del recocido y después de completar la recristalización no hay rastros de que la dureza disminuya. Pero a 280 °C, la dureza decrece a mayor velocidad que a 250 °C, debido a su mayor rango de recristalización. Inicialmente los valores de la dureza varían demasiado debido a una recristalización parcial a estas dos temperaturas (figura 2.10). A 480 °C con un recocido de 1 minuto, se observa un valor constante de dureza debido a la total recristalización. Si una vez completada la recristalización no se observan cambios en la dureza aun con un recocido posterior, esto implica una inhibición del engrosamiento del grano por partículas  $Al_3Fe$ . Se hace esta misma observación aun después de 30h de recocido (Roy, Kar, DaAs y Das, 2005).



**Figura 2.10** Dureza en función del tiempo de recocido a diferentes temperaturas. (Roy, et. al, 2005)

Los recocidos a 250 °C y a 280 °C causan un gradual descenso en el esfuerzo de cedencia, en la resistencia a la tracción y un incremento continuo en la elongación (figura 2.11). El descenso gradual en las propiedades de resistencia y un incremento substancial en la elongación indica una intensa recristalización primaria. De cualquier forma, a 280 °C después de completada la recristalización no hay cambio en la resistencia y ni en la ductilidad. Cosas similares son observadas durante el recocido a 480 °C, que causa el 100% de recristalización después de un minuto. Es interesante notar que a 480 °C, la aleación muestra un mayor esfuerzo último (UTS) que a 280 °C. Esto sucede debido a que la reacción de precipitación toma lugar continuamente incluso después de una recristalización completa.



**Figura 2.11** Influencia del tiempo de recocido en las propiedades de tensión de la aleación a tres diferentes temperaturas. (Roy, et. al, 2005)

Se concluyó que la precipitación de partículas  $Al_3Fe$  ocurre durante el recocido. Estos precipitados afectan de gran manera al comportamiento microestructural y a las propiedades mecánicas de la aleación. A 250 °C se observan cambios continuos en las propiedades de resistencia durante el proceso de recristalización. Al completarse la recristalización, no se observan cambios en las propiedades de resistencia aún con un recocido posterior con presencia de precipitados que restringen el crecimiento de grano.

## 2.5 Recuperación.

La complejidad del estado de trabajo en frío está relacionada directamente con la complejidad de la deformación que lo produce. En esta forma, la distorsión reticular es más sencilla en un cristal simple deformado por corrimiento fácil que en un cristal simple deformado por corrimiento múltiple (deslizamiento simultáneo sobre varios sistemas), y la distorsión reticular será todavía más severa en un metal policristalino que debe soportar deformación complicada a causa de su propia naturaleza.

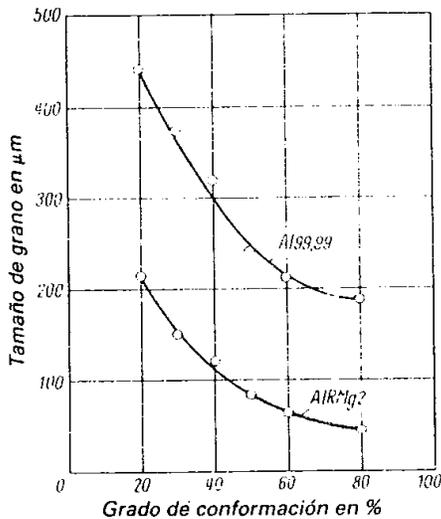
Si un cristal simple es deformado por corrimiento fácil (deslizamiento sobre un solo plano) de tal manera que no flexione a la red, es posible recuperar por completo su dureza sin la recristalización del material. De hecho, es generalmente imposible recristalizar un grano deformado solo por corrimiento fácil, aun si se le calienta a temperaturas tan elevadas como la de punto de fusión.

La disminución de la resistencia por recuperación sucede sin que aparezcan en el microscopio óptico transformaciones en la estructura. Los procesos determinantes son, principalmente, los intercambios de átomos y huecos que conducen a la eliminación de éstos, formación subgranular, en los que se forman los límites subgranulares debido al apilamiento de dislocaciones; a causa de esto y por otras reacciones, aparece un descenso en la densidad de las dislocaciones. Finalmente, puede producirse un crecimiento de cristales. Junto con la disminución de la resistencia a la tracción y del límite fluencia, se obtiene un aumento del alargamiento a la fractura. El reblandecimiento por recuperación o por una recristalización parcial, es de gran importancia para la fabricación de semielaborados de grado de dureza medio mediante el recocido.

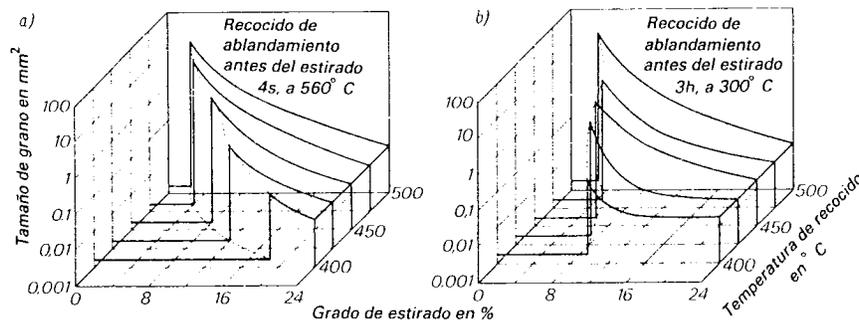
## 2.6 Recristalización.

El reblandecimiento que aparece ampliamente con el recocido realizado por encima del umbral de recristalización, está acompañado de una nueva cristalización total del material. Comienza con la formación de nuevos núcleos cristalinos en los lugares de la red cristalina que han sufrido una mayor perturbación durante la deformación en frío. Los cristales recién formados crecen en la red perturbada en tanto que su crecimiento no se ve obstaculizado por otros cristales que crecen igualmente en su proximidad. El curso de la recristalización, así como el tamaño de grano de la estructura de recristalización, dependen de la magnitud de la deformación previa en frío, de la temperatura de recocido y de la duración del mismo. En determinadas circunstancias tienen una influencia decisiva la composición, el tipo y el tamaño de las precipitaciones presentes. Cuanta más alta haya sido la deformación en frío previa, mayor es el número de núcleos y más fino será, en general, el grano de la estructura que se forme durante la recristalización. En la figura 2.12 se representa la relación entre el grado de deformación y el tamaño de grano para  $Al_{99.99}$  y  $Al_{RMg_2}$ . Cuando la deformación en frío por debajo del grado de

deformación crítica es pequeña, deja de aparecer la recrystalización. El grado de deformación en frío crítico se halla según el material y los tratamientos termomecánicos precedentes entre 2 y 15%. Los grados de deformación en las proximidades del valor crítico pueden conducir a la formación de grano grueso durante la recrystalización y se deben evitar en la fabricación (figura 2.13).



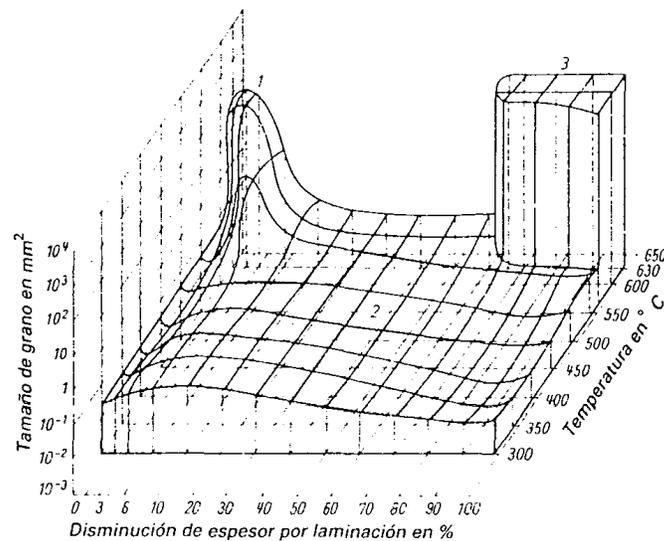
**Figura 2.12** Tamaño de grano después de recrystalización total de Al99,99 y AlRMg2 en función del grado de conformación; recocido cada vez a 350 hasta 415° C hasta la recrystalización completa. (Perryman, 1951)



**Figura 2.13** Diagramas de recrystalización de Al99,8 con 0,045% de Fe y 0,03% de Si. Grado de deformación en frío 94.5%; a) después de inmersión durante 4 segundos en un baño de sal calentado a 560 °C; b) recocido de recrystalización durante 3 h a 300 °C. (Jesnitzer y Hadamovsky, 1958)

Al aumentar la deformación en frío disminuye, simultáneamente, la temperatura inferior de recrystalización (umbral de recrystalización). Para igual grado de deformación aumenta el tamaño de grano con la temperatura de recocido. No deberían sobrepasarse las temperaturas dadas según su línea de *solvus* ya que, para temperaturas demasiado altas — en general por encima de 500° C —, puede presentarse, en los semielaborados con un alto grado de deformación, una formación de grano extremadamente gruesa, debido a la recrystalización secundaria. La figura 2.14 representa la

dependencia del tamaño de grano con respecto al grano deformado y de la temperatura de recrystalización para el aluminio puro, habiéndose reunido todas las magnitudes que intervienen para formar un diagrama espacial. Se puede reconocer claramente la formación de grano grueso en la zona del grado de deformación crítico y, por recrystalización secundaria, para elevados porcentajes de conformado así como temperaturas de recocido elevadas. La zona del grado de deformación crítico puede ser influida por los tratamientos termomecánicos previos, como se muestra en el ejemplo de la figura 2.12. Evidentemente el recocido intermedio a elevada temperatura conduce a un estado estructural en el cual el grado de deformación crítico se desplaza a valores superiores.



**Figura 2.14** Tamaño de grano de Al99,6 en función de la conformación en frío y de la temperatura de calentamiento, tiempo de calentamiento 2 h (Bahl y Pawlek 1966); 1 grano grueso en el campo del grado de conformación crítico (recrystalización primaria); 2 campo de la recrystalización primaria con tamaño de grano fino y medio; 3 grano grueso por recrystalización secundaria.

Los elementos de adición y las impurezas pueden ejercer influencia sobre la temperatura de recrystalización y el tamaño de grano después de la recrystalización. Así, el Mn, Cr, Ti, V, Zr y Fe elevan la temperatura de recrystalización, en función muy fuertemente de la magnitud y distribución de estos elementos o de las combinaciones intermetálicas que se formen con ellos en la estructura. Todos estos elementos se encuentran, en el estado de líquido, en forma de una solución fuertemente sobresaturada, a causa de la elevada velocidad de enfriamiento habitual en los procesos de fundición. El estado de la estructura de la pieza y con ello, el comportamiento en la recrystalización del material, se puede modificar ampliamente por recocido, a elevada temperatura.

## 2.7 Enfriamiento.

La velocidad de enfriamiento necesaria para mantener el estado de sobresaturación depende, en primer lugar, de la composición de la aleación. Algunas aleaciones requieren elevadas velocidades de enfriamiento, por ejemplo enfriamiento en agua. En otras aleaciones basta un enfriamiento con aire forzado con agua nebulizada. Con el enfriamiento se trata de recorrer lo más rápidamente posible el intervalo de temperaturas entre la temperatura del tratamiento térmico y unos 200° C aproximadamente, para impedir una precipitación prematura de los constituyentes disueltos en exceso. En la mayoría de las aleaciones es importante llevar la pieza recocida, sobre todo aquellas que tienen paredes delgadas con pequeña capacidad calorífica, lo más rápidamente posible al baño de enfriamiento ya que cualquier demora influye desfavorablemente sobre la resistencia mecánica y sobre la resistencia a la corrosión.

El enfriamiento debe realizarse inmediatamente después del recocido de disolución con objeto de evitar una precipitación incontrolada.

Generalmente los niveles más altos de resistencia, la mejor combinación entre esta propiedad y la dureza y la mejor resistencia a la corrosión, están relacionadas con las mayores velocidades de enfriamiento. La sensibilidad de las aleaciones a estas velocidades de enfriamiento y la demora entre el tratamiento de solución y la reducción de temperatura son determinadas por el análisis de factor de temple, el cual está basado en evitar la “punta de la nariz” en los diagramas TTT. La cinética de precipitación es “un compromiso” entre el grado de sobresaturación y el coeficiente de difusión el cual depende de la temperatura en lados opuestos, resultando en una nucleación máxima y crecimiento que ocurre sobre el rango de temperatura crítico, el cual se encuentra entre 290 °C y 400 °C para la mayoría de las aleaciones de aluminio.

La sensibilidad al enfriamiento rápido es generalmente mayor para concentraciones altas de soluto y en aleaciones que contienen intermetálicos puede actuar a favor de la nucleación de precipitados gruesos.

El agua es comúnmente usada como agente de enfriamiento súbito. En componentes con formas complejas o con diferentes espesores, como fundiciones o forjas, se utilizan bajas velocidades de enfriamiento para evitar la distorsión y esfuerzos residuales. Esto puede ser alcanzado usando agua caliente entre 65-80 °C, aire forzado o vapor.

---

# 3. RECOCIDO DE LA ALEACIÓN SAE 788

---

## 3.1 Introducción.

En este capítulo se abordará la metodología experimental seguida para el análisis del recocido en la aleación SAE 788 (A-17X) que es parte de varios trabajos de investigación desarrollados en la UDIATEM en colaboración con una empresa dedicada a la manufactura de cojinetes de deslizamiento para motores de combustión interna.

El fabricante emplea un proceso de elaboración específico que se describirá a continuación en forma general. El primer paso es obtener *slabs* mediante fundición. Posteriormente se les da un tratamiento térmico a 400 °C que tiene como objetivo modificar la estructura de los intermetálicos Al-Fe-Si, subsecuentemente se somete a un proceso de deformación plástica por laminación, para después aplicarle un recocido para recrystalizar el grano del material, después se retiran los defectos (partes agrietadas) para conseguir un material tribológico. Por otro lado se cepilla una lámina de aluminio, que después se utilizará como capa media entre una lámina de acero y el material procesado de la aleación SAE 788, la unión de estas tres capas es por medio de un proceso llamado co-laminado que consiste en poner la capa de aluminio cepillado en medio de la de acero y la de aluminio SAE 788 y someterla a varias reducciones para que haya un proceso de soldadura mecánica. Después se le da un segundo recocido para que se pueda mandar a la línea de producción.

Este trabajo está enfocado principalmente al primer recocido, que recrystaliza todos los granos deformados y alivia esfuerzos por el proceso de laminación para esto se describirán minuciosamente los pasos que se llevaron a cabo:

1. Pruebas preliminares con un tratamiento térmico a 400 °C durante 6 horas.
2. Laminación a aproximadamente al 100% de deformación considerando el modelo logarítmico de deformación.
3. Elaboración de probetas de tracción.
4. Recocido de probetas de tracción a diferentes tiempos.
5. Pruebas de tracción a probetas.
6. Obtención de curvas esfuerzo deformación ( $\sigma-\epsilon$ ).
7. Metalografías y obtención de microestructura.

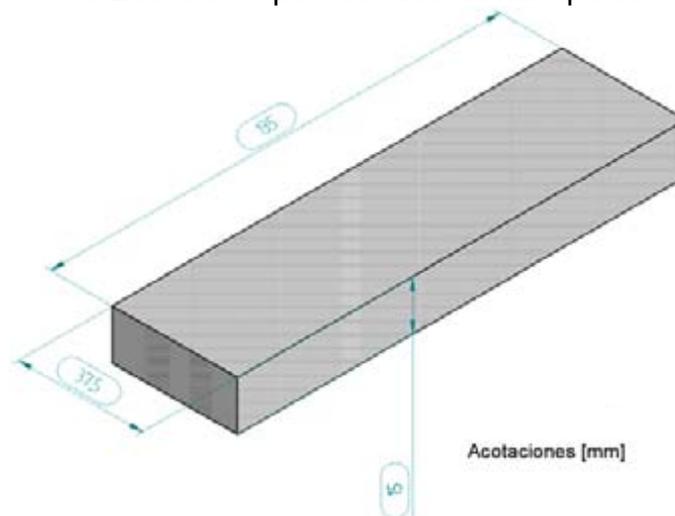
### 3.2 Pruebas preliminares con un tratamiento térmico a 400 °C durante 6 horas.

Para el tratamiento térmico se cortaron 3 muestras extraídas de un *slab* principal que fue entregado por la empresa. La preparación de las muestras fue de la siguiente manera:

Un careado rápido para que tengan dimensiones similares entre los lingotes y con esto facilitar la experimentación. Para el tratamiento térmico previo a la laminación se utiliza un horno eléctrico, este horno se precalienta a 400 °C, cuando ha llegado a esta temperatura se introducen los lingotes. Estos permanecieron por un intervalo de 6 horas, para después ser sometidos a un enfriamiento súbito en agua. Se llevó a cabo este tratamiento térmico, que se le da en planta y se quiere observar su efecto en el material a lo largo de todo el proceso de fabricación y además demostró en trabajos previos tener un efecto positivo (Chamorro y Guarneros, 2007), ya que se observó que su microestructura alcanza una homogeneización en sus fases además de que el silicio tiende a esferoidizarse, lo que provoca un material con menor fragilidad.

En este paso solo se introducen dos de los tres lingotes, ya que el otro servirá para comparar el efecto que proporciona el tratamiento térmico previo.

Los lingotes que fueron utilizados para el tratamiento térmico, tenían aproximadamente las siguientes dimensiones: 13.5 x 3.75 x 1.5 [cm.], estas dimensiones fueron realizadas solo por facilidad de manipulación (figura 3.1).



**Figura 3.1** Dimensiones de los lingotes utilizados. (Chamorro y Guarneros, 2007)

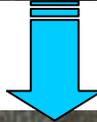
### 3.3 Proceso de laminación.

En esta parte del experimento, los tres lingotes se cortaron a la mitad, para así obtener seis, esto es ya que las dimensiones del lingote tienen que ser acordes a las de la laminadora que se use, se deben tomar en cuenta las dimensiones del rodillo y las del espesor del lingote, ya que si esta última dimensión es muy grande, los rodillos tienden a deformar el lingote ondulatoriamente, quebrarlo o simplemente si se le exige una deformación muy grande, puede no pasar por los rodillos. El proceso de corte de los lingotes se muestra en las siguientes figuras (figura 3.2).



**Figura 3.2** Sucesión de cortes en un lingote después del tratamiento y antes del proceso de laminado.

En este paso se utilizó una Laminadora Dúo Reversible a una velocidad de giro de los rodillos de 30 [ft/s] (9.144 [m/s]). En esta se deformaron en frío los seis lingotes por separado. Se realizaron etapas de reducción de 10%, hasta llegar a aproximadamente un 100% de deformación logarítmica. En las figuras 3.3 se puede ver el cambio de un lingote, antes y después de la laminación.



**Figura 3.3** *Lingote antes y después de la laminación a aproximadamente un 100% de deformación.*

Los datos obtenidos experimentalmente fueron calculados mediante:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h_0}{h_f}\right) \quad (3.1)$$

donde:

$h_f$  = espesor nominal.

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

$\varepsilon$  = reducción nominal ó reducción verdadera.

De esta fórmula se pueden obtener los siguientes datos:

Reducción verdadera ( $\varepsilon$ ). Cantidad de reducción real de la pieza en porcentaje durante cada pasada.

Deformación total ( $\varepsilon_t$ ). Cantidad de deformación total verdadera. Para obtener este dato  $\varepsilon$  se convierte en  $\varepsilon_t$  que es la deformación total y  $h_0$  es el dato del primer espesor inicial.

Espesor nominal. Cantidad de reducción en espesor del lingote que se predice teóricamente, a través del porcentaje de reducción nominal. Para la obtención del espesor nominal se despeja  $h_f$  de la ecuación 3.1.

A continuación se presentan los datos obtenidos de los 6 lingotes laminados utilizando la ecuación 3.1 (Tabla 3.2, 3.3, 3.4, 3.5 , 3.6 y 3.7), cabe mencionar que para las pruebas posteriores de tracción, se deben tomar en cuenta los espesores finales de laminación.

Para un fácil manejo de los lingotes se clasificaron de la siguiente manera:

**Tabla 3.1** Clasificación de los lingotes para su fácil manejo.

A	1A	Sin tratamiento térmico previo a la laminación
	2A	Sin tratamiento térmico previo a la laminación
B	1B	Con tratamiento térmico previo a la laminación
	2B	Con tratamiento térmico previo a la laminación
C	1C	Con tratamiento térmico previo a la laminación
	2C	Con tratamiento térmico previo a la laminación

**Tabla 3.2** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el primer lingote sin tratamiento térmico (1A).

<b>Reducción nominal</b>	<b>Espesor Inicial <math>h_0</math> [mm]</b>	<b>Espesor nominal <math>h_f</math> [mm]</b>	<b>Deformación real [%]</b>	<b>Espesor Real final [mm]</b>	<b>Deformación total [%]</b>	<b>Deformación total real [%]</b>
10 %	7.22	6.533	6.29%	6.78	10.00%	6.29%
10 %	6.78	6.135	11.39%	6.05	16.29%	17.68%
10 %	6.05	5.474	9.35%	5.51	27.68%	27.03%
10 %	5.51	4.986	0.18%	5.5	37.03%	27.21%
10 %	5.5	4.977	21.63%	4.43	37.21%	48.85%
10 %	4.43	4.008	18.82%	3.67	58.85%	67.67%
10 %	3.67	3.321	11.23%	3.28	77.67%	78.90%
10 %	3.28	2.968	10.60%	2.95	88.90%	89.50%
10 %	2.95	2.669	13.40%	2.58	99.50%	102.91%
10 %	2.58	2.334	11.05%	2.31	112.91%	113.96%
10%	2.31	2.090	15.92%	1.97	123.96%	129.88%

**Tabla 3.3** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el segundo lingote sin tratamiento térmico (2A).

<b>Reducción nominal</b>	<b>Espesor Inicial <math>h_0</math> [mm]</b>	<b>Espesor nominal <math>h_f</math> [mm]</b>	<b>Deformación real [%]</b>	<b>Espesor Real final [mm]</b>	<b>Deformación total [%]</b>	<b>Deformación total real [%]</b>
10 %	8.28	7.492	11.51%	7.38	10.00%	11.51%
10 %	7.38	6.678	9.37%	6.72	21.51%	20.88%
10 %	6.72	6.081	11.33%	6	30.88%	32.21%
10 %	6	5.429	10.54%	5.4	42.21%	42.74%
10 %	5.4	4.886	10.54%	4.86	52.74%	53.28%
10 %	4.86	4.398	10.40%	4.38	63.28%	63.68%
10 %	4.38	3.963	10.84%	3.93	73.68%	74.52%
10 %	3.93	3.556	10.45%	3.54	84.52%	84.97%
10 %	3.54	3.203	10.72%	3.18	94.97%	95.70%
10 %	3.18	2.877	10.61%	2.86	105.70%	106.30%

**Tabla 3.4** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el primer lingote con tratamiento térmico (1B).

<i>Reducción nominal</i>	<i>Espesor Inicial <math>h_0</math> [mm]</i>	<i>Espesor nominal <math>h_f</math> [mm]</i>	<i>Deformación real [%]</i>	<i>Espesor Real final [mm]</i>	<i>Deformación total [%]</i>	<i>Deformación total real [%]</i>
10 %	7.77	7.031	6.24%	7.3	10.00%	6.24%
10 %	7.3	6.605	9.93%	6.61	16.24%	16.17%
10 %	6.61	5.981	9.68%	6	26.17%	25.85%
10 %	6	5.429	11.28%	5.36	35.85%	37.13%
10 %	5.36	4.850	9.38%	4.88	47.13%	46.51%
10 %	4.88	4.416	11.04%	4.37	56.51%	57.55%
10 %	4.37	3.954	10.36%	3.94	67.55%	67.91%
10 %	3.94	3.565	9.58%	3.58	77.91%	77.49%
10 %	3.58	3.239	11.85%	3.18	87.49%	89.34%
10 %	3.18	2.877	9.56%	2.89	99.34%	98.90%

**Tabla 3.5** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el segundo lingote con tratamiento térmico (2B).

<i>Reducción nominal</i>	<i>Espesor Inicial <math>h_0</math> [mm]</i>	<i>Espesor nominal <math>h_f</math> [mm]</i>	<i>Deformación real [%]</i>	<i>Espesor Real final [mm]</i>	<i>Deformación total [%]</i>	<i>Deformación total real [%]</i>
10 %	7.26	6.569	6.84%	6.78	10.00%	6.84%
10 %	6.78	6.135	10.24%	6.12	16.84%	17.08%
10 %	6.12	5.538	9.96%	5.54	27.08%	27.04%
10 %	5.54	5.013	10.26%	5	37.04%	37.29%
10 %	5	4.524	11.20%	4.47	47.29%	48.50%
10 %	4.47	4.045	12.11%	3.96	58.50%	60.61%
10 %	3.96	3.583	8.15%	3.65	70.61%	68.77%
10 %	3.65	3.303	11.30%	3.26	78.77%	80.07%
10 %	3.26	2.950	8.65%	2.99	90.07%	88.71%
10 %	2.99	2.705	15.92%	2.55	98.71%	104.63%

**Tabla 3.6** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el tercer lingote con tratamiento térmico (1C).

<i>Reducción nominal</i>	<i>Espesor Inicial <math>h_0</math> [mm]</i>	<i>Espesor nominal <math>h_f</math> [mm]</i>	<i>Deformación real [%]</i>	<i>Espesor Real final [mm]</i>	<i>Deformación total [%]</i>	<i>Deformación total real [%]</i>
10 %	4.2	3.800	5.38%	3.98	10.00%	5.38%
10 %	3.98	3.601	3.32%	3.85	15.38%	8.70%
10 %	3.85	3.484	5.61%	3.64	18.70%	14.31%
10 %	3.64	3.294	9.50%	3.31	24.31%	23.81%
10 %	3.31	2.995	8.51%	3.04	33.81%	32.32%
10 %	3.04	2.751	12.98%	2.67	42.32%	45.30%
10 %	2.67	2.416	13.62%	2.33	55.30%	58.92%
10 %	2.33	2.108	12.80%	2.05	68.92%	71.72%
10 %	2.05	1.855	14.12%	1.78	81.72%	85.85%
10 %	1.78	1.611	11.92%	1.58	95.85%	97.77%
2.24 %	1.58	1.545	5.86%	1.49	100.01%	103.63%

**Tabla 3.7** Registro de espesores y reducciones del proceso de laminación para el cuarto lingote con tratamiento térmico (2C).

<i>Reducción nominal</i>	<i>Espesor Inicial <math>h_0</math> [mm]</i>	<i>Espesor nominal <math>h_f</math> [mm]</i>	<i>Deformación real [%]</i>	<i>Espesor Real final [mm]</i>	<i>Deformación total [%]</i>	<i>Deformación total real [%]</i>
10 %	5.98	5.411	9.46%	5.44	10.00%	9.46%
10 %	5.44	4.922	8.63%	4.99	19.46%	18.10%
10 %	4.99	4.515	9.23%	4.55	28.10%	27.33%
10 %	4.55	4.117	8.96%	4.16	37.33%	36.29%
10 %	4.16	3.764	9.84%	3.77	46.29%	46.13%
10 %	3.77	3.411	9.74%	3.42	56.13%	55.88%
10 %	3.42	3.095	10.15%	3.09	65.88%	66.02%
10 %	3.09	2.796	12.39%	2.73	76.02%	78.41%
10 %	2.73	2.470	9.20%	2.49	88.41%	87.61%
10 %	2.49	2.253	10.58%	2.24	97.61%	98.19%
1.81 %	2.24	2.200	4.10%	2.15	100.00%	102.30%

### 3.4 Elaboración de probetas de tracción.

Se obtuvieron las probetas ajustándose a la norma ASTM E8 para pruebas de tracción. Para su fabricación se cortaron muestras de diez centímetros de largo por 1.2 centímetros de ancho, posteriormente se montaron en la fresadora CNC, figura 3.4. Estas medidas son una escala de la norma (figura 3.5), ya que esta permite dividir o multiplicar las dimensiones para su fácil manejo, sabiendo que no se contaba con la materia prima suficiente para maquinar las probetas en escala estándar.

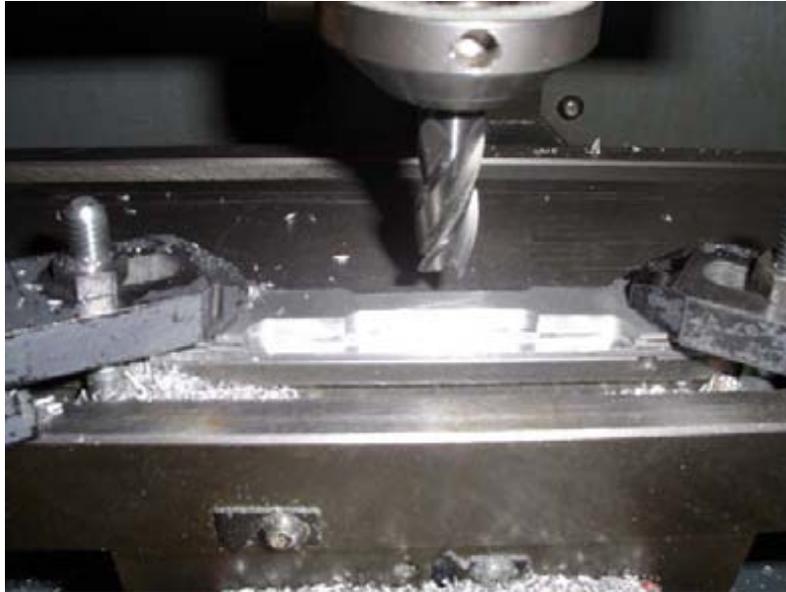


Figura 3.4 Probeta aun montada en la fresadora CNC maquinada.

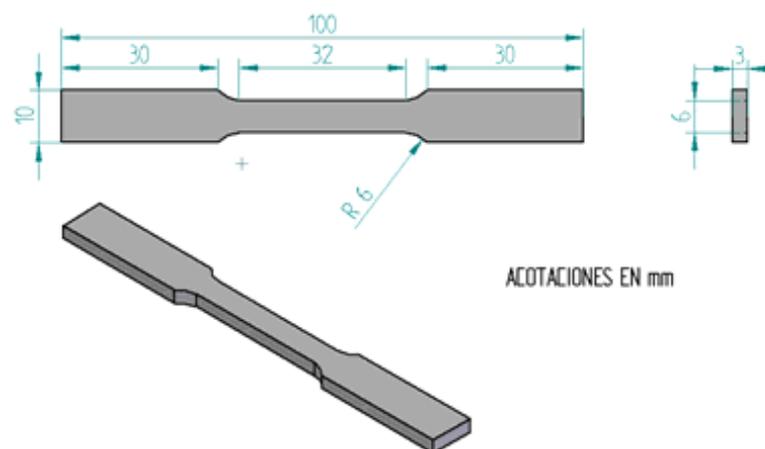


Figura 3.5 Medidas de las probetas utilizadas para la prueba de tracción. (Chamorro y Guarneros, 2007).



**Figura 3.6** *Probetas de tracción listas para ser sometidas a la prueba de tracción.*

Las probetas obtenidas de los lingotes se clasificaron de la siguiente manera para su fácil manejo:

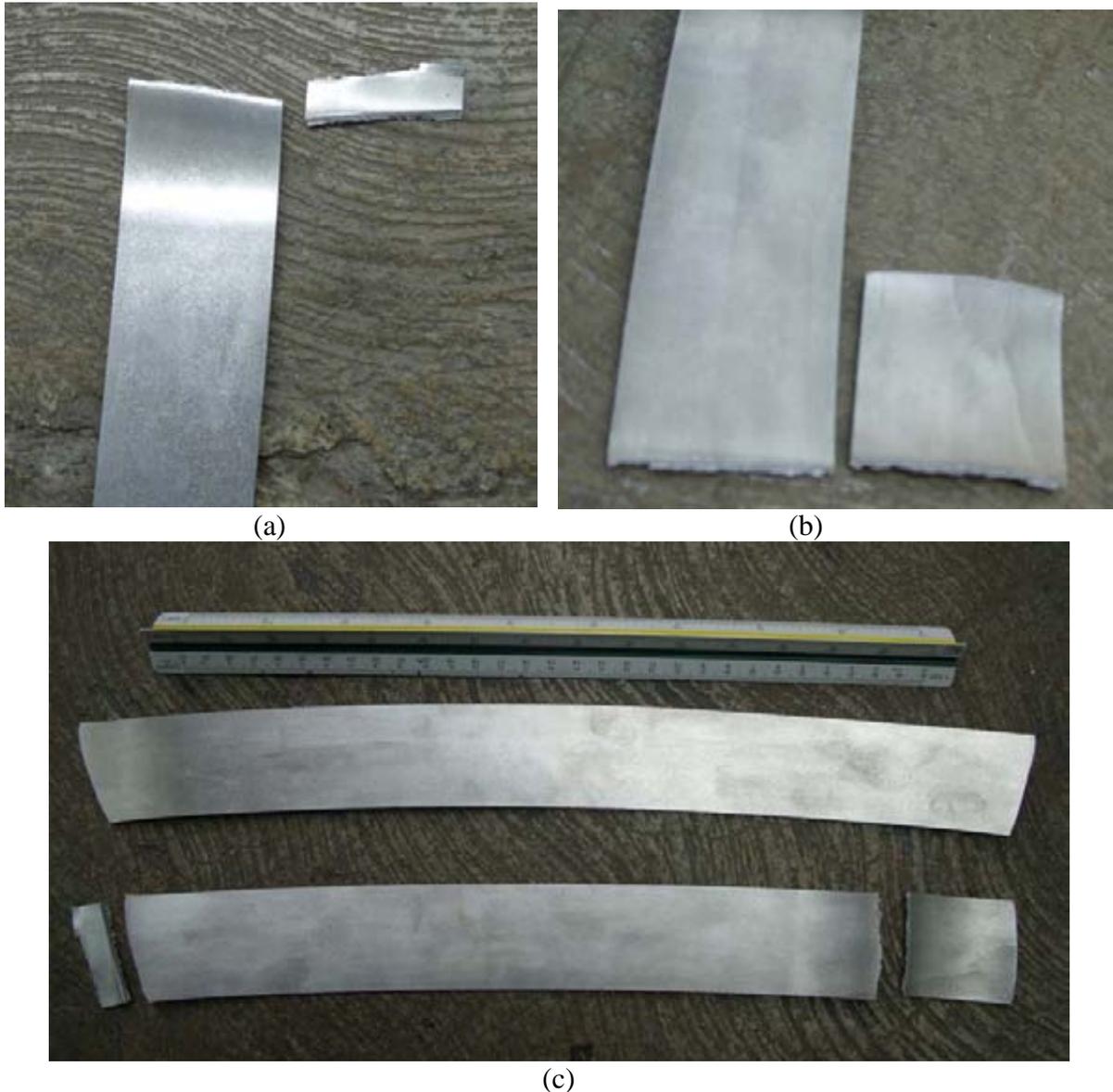
1 A 1.- La letra indica de que lingote se extrajo, el primer número es el número de lingote ya dividido, y el segundo es de la probeta obtenida.

El número de probetas que fueron obtenidas de los diferentes lingotes fueron los siguientes Tabla 3.8:

**Tabla 3.8** Clasificación y dimensiones de las probetas para su fácil manejo

Lingote	Sublingote	Nomenclatura de la probeta	Altura [mm]	Espesor[mm]	Área Transversal [mm]
A	1	1A1	6.1	2	12.2
		1A2	6.1	2	12.2
		1A3	6.1	2.05	12.505
		1A4	6.1	2.02	12.322
		1A5	6.07	2.02	12.2614
		1A6	6.1	2	12.2
		1A7	6.1	2.03	12.383
	2	2A1	6.1	2.91	17.751
		2A2	6.12	2.95	18.054
		2A3	6.2	2.95	18.29
		2A4	6.2	2.96	18.352
		2A5	6.12	2.95	18.054
		2A6	6.18	2.95	18.231
		B	1	1B1	6.15
1B2	6.15			2.92	17.958
1B3	6.15			2.91	17.8965
1B4	6.1			2.91	17.751
1B5	6.1			2.91	17.751
1B6	6.1			2.92	17.812
2	2B1		6.08	2.58	15.6864
	2B2		6.2	2.6	16.12
	2B3		6	2.58	15.48
	2B4		6.1	2.58	15.738
	2B5		6.02	2.57	15.4714
	2B6		6	2.58	15.48
C	1	1C1	6.13	1.5	9.195
		1C2	6.12	1.48	9.0576
		1C3	6.11	1.49	9.1039
		1C4	6.11	1.5	9.165
		1C5	6.12	1.5	9.18
		1C6	6.11	1.48	9.0428
	2	2C1	6.16	2.12	13.0592
		2C2	6.14	2.14	13.1396
		2C3	6.12	2.13	13.0356
		2C4	6.15	2.15	13.2225
		2C5	6.13	2.12	12.9956
		2C6	6.15	2.12	13.038
		2C7	6.13	2.13	13.0569
		2C8	6.14	2.14	13.1396

Según lo estimado se obtendrían 8 probetas por lingote, pero en algunos casos la laminadora fracturaba los lingotes, dando como resultado un menor número de probetas (figura 3.7). Esto debido a que cuando se colocaba en *forward*, una separación en la superficie de la salida del lingote fracturaba las probetas, en cambio en *back*, en algunos casos podía atorarse con una muesca y deformarse un poco, o podía llevar al lingote a tomar la forma del rodillo, que fue lo que paso con el lingote 2B.



**Figura 3.7** Diferencia entre lingotes laminados; (a) Primer ruptura ocasionada por laminadora, (b) Segunda ruptura ocasionada por laminadora; (c) diferencia entre un lingote sin rupturas y uno con rupturas.

### **3.5 Recocido de probetas de tracción a diferentes tiempos.**

Un factor importante en este estudio es el crecimiento de grano, los tiempos en el recocido fueron implementados para evitar este efecto, ya que en el proceso que se está siguiendo éste no es el último paso, solo se necesitan aliviar esfuerzos para seguir deformando el material.

El tiempo de recocido se tomó sabiendo que la temperatura de recocido no debe pasar de 415 °C para evitar oxidación y crecimiento de grano, además de un enfriamiento rápido para evitar precipitados gruesos (*Erhard, 2002*).

Después, ya cortadas las probetas a la medida deseada, se procedió a meterlas al horno, que fue sometido a un precalentamiento a 2 temperaturas diferentes, ya que se estudiarán dos tratamientos térmicos distintos. La primera temperatura es a 200 °C, y la segunda es a 400 °C. Las cuales se seleccionaron: una por que es una temperatura menor que la del elemento con menor punto de fusión, y la segunda por que es la temperatura límite superior.

Concluido el precalentamiento, se introducen las piezas al horno para el inicio de su recocido. El recocido se llevó a cabo desde 10 hasta 90 minutos. Al llevarse a cabo el tiempo seleccionado el horno se abrió el menor tiempo posible y se extraía la probeta seleccionada, ya teniendo la probeta en el exterior del horno se sometía a un enfriamiento súbito en agua.

A continuación se exponen los tiempos de recocido correspondientes a cada probeta.

**Tabla 3.9** Tiempo y temperatura de recocido para cada probeta.

Nomenclatura	Tratamiento térmico a 400°C 6 horas	Temperatura de recocido [°C]	Tiempo de recocido [min]
1A1	Sin tratamiento térmico previo a la laminación	400	10
1A2			20
1A3			40
1A4			
1A5			
1A6			60
1A7			
2A1	Sin tratamiento térmico previo a la laminación	200	10
2A2			20
2A3			40
2A4			
2A5			
2A6			60
1B1	Con tratamiento térmico previo a la laminación	200	10
1B2			20
1B3			40
1B4			
1B5			
1B6			60
2B1	Con tratamiento térmico previo a la laminación	400	10
2B2			20
2B3			40
2B4			
2B5			
2B6			60
1C1	Con tratamiento térmico previo a la laminación	200	10
1C2			60
1C3			90
1C4		400	90
1C5			
1C6			
2C1	Con tratamiento térmico previo a la laminación	400	10
2C2			20
2C3			
2C4			
2C5			40
2C6			60
2C7			
2C8			

### 3.6 Fenómeno de lagrimeo en probetas después del recocido.

El estaño por fusión insipiente puede conducir a la formación de defectos como el lagrimeo (figura 3.8). Al parecer estos defectos inician y se propagan en regiones de fundición que están a temperaturas apenas por encima de la de *solidus* y que están sujetas a esfuerzos inducidos térmica o mecánicamente actuando en un material con ductilidad limitada. La mayoría del material fundido presente de la fracción sólida es eutéctico y está físicamente localizada a lo largo de los límites de grano y dentro de las regiones interdendríticas, facilitando así el lagrimeo (*Phillion, Cockcroft y Lee, 2006*). Macroscópicamente, la formación del lagrimeo es causada por la incapacidad del material de soportar la tensión o esfuerzo existente en el rango de solidificación.

Se han desarrollado varios criterios para predecir la ocurrencia del lagrimeo. Estas aproximaciones pueden ser divididas en dos clasificaciones: aquellas relacionadas con los aspectos mecánicos del problema como el esfuerzo último de deformación; y aquellas relacionadas con los aspectos de solidificación como el tiempo de enfriamiento.



**Figuras 3.8** Lagrimeo en las probetas después del recocido.

### 3.7 Pruebas de tracción.

Los ensayos de tracción permitieron determinar el comportamiento mecánico de la aleación mediante el esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y deformación máxima.

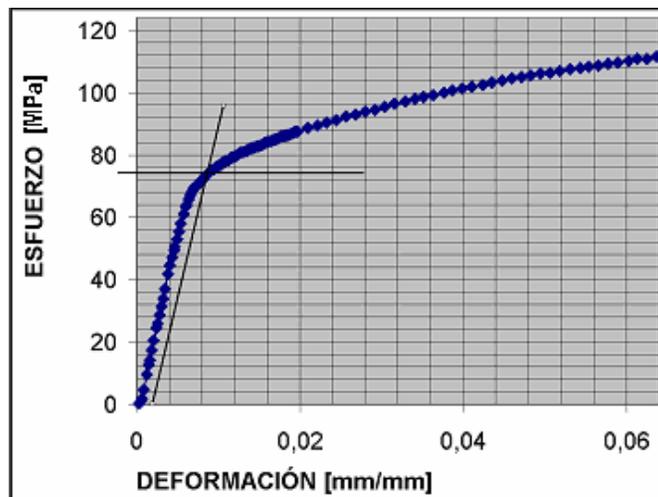
Las pruebas de tracción fueron realizadas con un maquina de tracción INSTRON modelo 4026 a una velocidad de mordazas de 2.5 [mm/min]. La maquina de tracción y la composición de los elementos utilizados y su posicionamiento se muestra en la figura 3.9.



**Figura 3.9** Posición de las probetas en una prueba de tracción colocadas en la INSTRON modelo 4026.

El esfuerzo de fluencia de las probetas, se obtuvo midiendo desde el origen una deformación del 0.2% (0.002 [mm/mm]) sobre el eje de las abscisas de las curvas esfuerzo-deformación y se dibujo una línea recta paralela a la línea de la región elástica, de tal manera que donde se intersectan las líneas corresponde en las ordenadas el límite elástico del 0.2%(figura 3.10).

Nota: Las probetas 1A6, 1B5, y 1C2 se eliminaron de las tablas y de las gráficas, ya que al momento de la prueba de tracción se rompieron o se fracturaron de la parte de las mordazas.



**Figura 3.10** Método gráfico para obtener el esfuerzo de fluencia (Chamorro y Guarneros, 2007).

Comparando los resultados de la tabla 3.10, 3.11, 3.12, 3.13, 3.14 y 3.15, se observa que existe un mayor esfuerzo máximo y esfuerzo de fluencia en las probetas con recocido a 200 °C y a su vez una menor deformación máxima comparándola con las probetas a 400 °C, esto debido a la recuperación que alcanzan estas probetas.

También examinado las probetas sin tratamiento térmico previo a la laminación (Tabla 3.10) con las con tratamiento térmico previo a la laminación (Tabla 3.14 y 3.15), ambas con un recocido a 400 °C, se ve una disminución de aproximadamente el 7% en el esfuerzo máximo y del 20% en el esfuerzo de cedencia de las muestras con tratamiento térmico previo en la comparación con las que no lo tuvieron, pero un aumento aproximadamente del 12% en la deformación máxima.

De las tablas 3.14, 3.15 y 3.16, comparando las propiedades de las probetas del material de fundición con las probetas con tratamiento térmomecánico se observa que el esfuerzo máximo y la deformación máxima se incrementa aproximadamente en un 32% y un 76% respectivamente, mientras que el esfuerzo de fluencia aumenta aproximadamente en un 17%, además que existe un gran homogenización en las propiedades.

**Tabla 3.10** Deformación, Esfuerzo de fluencia y máximo obtenido de las probetas 1A sin tratamiento térmico previo y con un recocido de 400 °C.

Tiempo	Esfuerzo Máximo[MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
10 Min.	130.041	130.041	0.131	0.131	47.52	47.52
20 Min.	133.673	135.585	0.115	0.145	49.5	49.705
	137.498		0.176		49.91	
40 Min.	138.233	129.050	0.188	0.166	42.81	41.765
	119.867		0.143		40.72	
60 Min.	128.446	128.446	0.160	0.160	39.99	39.99

**Tabla 3.11** Deformación, Esfuerzo de fluencia y máximo obtenido de las probetas 2A sin tratamiento térmico previo y con un recocido de 200 °C.

Tiempo	Esfuerzo Máximo[MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
10 Min.	176.485	176.485	0.060	0.060	62.42	62.42
20 Min.	170.848	167.654	0.053	0.057	82.74	63.935
	164.460		0.061		45.131	
40 Min.	150.300	157.897	0.045	0.053	58.14	61.52
	165.494		0.062		64.9	
60 Min.	157.482	157.482	0.047	0.047	74.87	74.87

**Tabla 3.12** Deformación, Esfuerzo de fluencia y máximo obtenido de las probetas 1B con tratamiento térmico previo y con un recocido de 200 °C.

Tiempo	Esfuerzo Máximo[MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
10 Min.	177.430	177.430	0.047	0.047	55.41	55.41
20 Min.	180.953	176.089	0.056	0.047	48.21	60.665
	171.225		0.037		73.12	
40 Min.	180.114	180.114	0.040	0.040	79.39	79.39
60 Min.	178.593	178.593	0.040	0.040	83.86	83.86

**Tabla 3.13** Deformación, Esfuerzo de fluencia y máximo obtenido de las probetas 1C con tratamiento térmico previo y con un recocido de 200 °C.

Tiempo	Esfuerzo Máximo[MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
10 Min.	147.142	147.142	0.054	0.054	74.74	74.74
90 Min.	153.921	153.628	0.055	0.053	85.39	81.575
	153.336		0.051		77.76	

**Tabla 3.14** Deformación, Esfuerzo de fluencia y máximo obtenido de las probetas 1C con tratamiento térmico previo y con un recocido de 400 °C.

Tiempo	Esfuerzo Máximo[MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
90 Min.	117.117	115.780	0.192	0.175	32.89	31.36
	114.442		0.157		29.83	

**Tabla 3.15** Deformación, Esfuerzo de fluencia y máximo obtenido de las probetas 2C con tratamiento térmico previo y con un recocido de 400 °C.

Tiempo	Esfuerzo Máximo[MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
10 Min.	120.562	123.105	0.172	0.187	36.07	38.41
	125.647		0.203		40.75	
20 Min.	126.339	124.686	0.176	0.181	34.9	34.805
	123.033		0.187		34.71	
40 Min.	126.420	126.986	0.201	0.181	34.7	34.95
	127.551		0.161		35.2	
60 Min.	126.133	126.197	0.167	0.167	36.39	38.88
	126.260		0.167		41.37	

**Tabla 3.16** Resultados de los ensayos de tracción aplicados a las muestras de fundición.  
(Chamorro y Guarneros, 2007)

Probeta	Esfuerzo Máximo [MPa]	Prom.	Deformación Máxima [mm/mm]	Prom.	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	Prom.
1	135	83.4	.0074	.0413	32.1	29.76
2	93		.051		30.2	
3	40		.029		24.3	
4	57		.034		27	
5	92		.085		35.2	

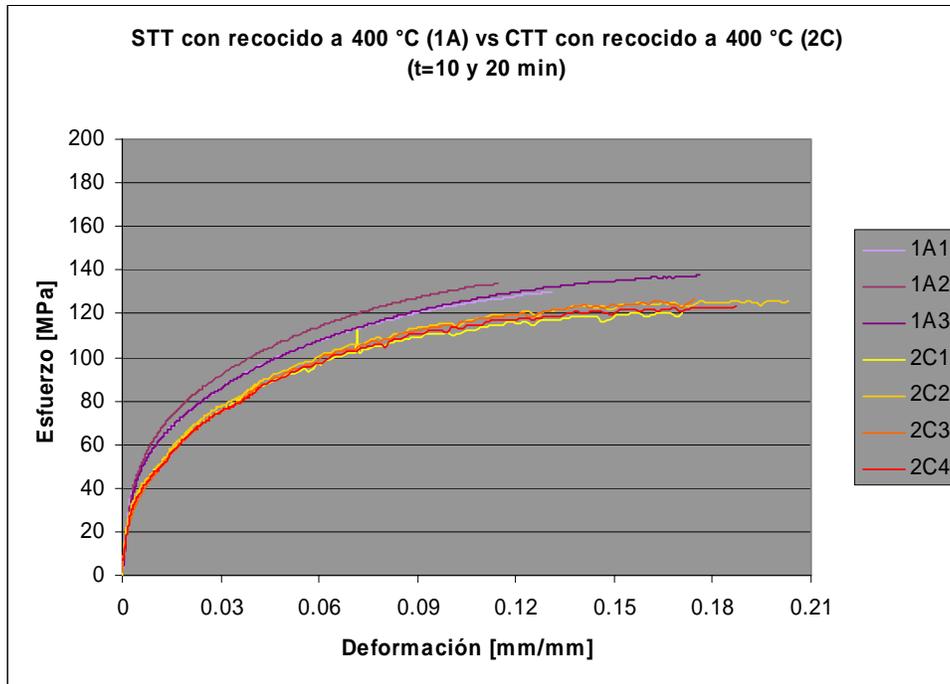
### 3.8 Obtención de curvas esfuerzo deformación ( $\sigma$ - $\epsilon$ ).

En esta parte se comparan las gráficas esfuerzo-deformación, esto para dos condiciones principales: con tratamiento térmico previo contra sin tratamiento térmico previo y recocido a 200 °C contra recocido a 400 °C.

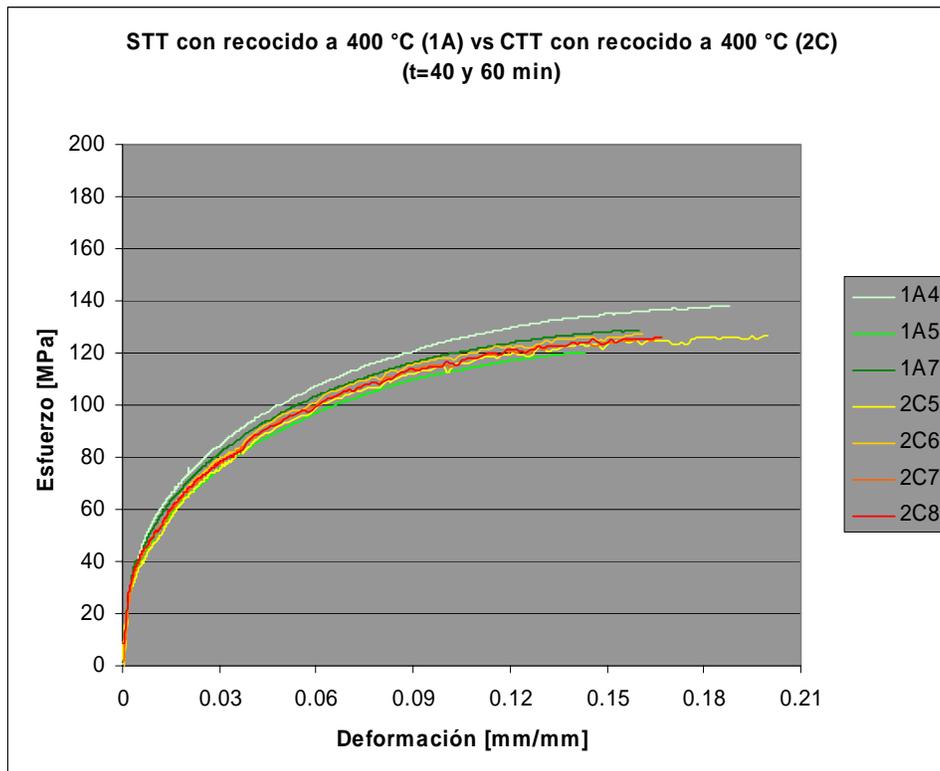
En las gráficas 3.1 y 3.2 se presenta un fenómeno de borde dentado en las curvas esfuerzo-deformación en las probetas 2C, este fenómeno es conocido como efecto *Portevin-LeChatelier*. Esta tendencia se da ya que los átomos de soluto son capaces de difundirse en la muestra a una velocidad mas rápida respecto a la de las dislocaciones para atraparlas. Por lo tanto, la carga debe incrementar y cuando las dislocaciones superan los átomos de soluto hay un descenso de carga. Este proceso ocurre muchas veces causando el borde dentado en la curva de esfuerzo-deformación (*Dieter, 1986*).

También se tiene una mayor dispersión en los valores de las probetas que no tuvieron un tratamiento térmico previo que son 1A1, 1A2, 1A3, 1A4, 1A5 y 1A6, ya que las que lo tuvieron se observa que tanto en su región plástica como la elástica, las curvas de esfuerzo-deformación no se alejan mucho entre sí.

Otro factor a observar es la deformación máxima, las probetas sin tratamiento térmico previo tienen un comportamiento más errático, mientras que las probetas que si lo tuvieron tienen un patrón que no presenta estas diferencias.

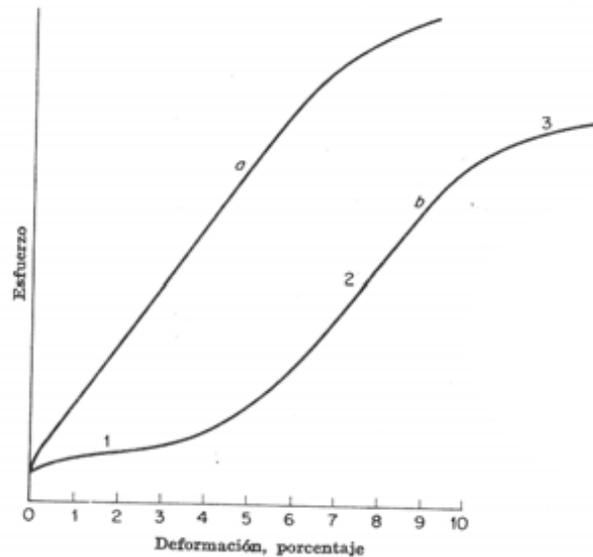


**Grafica 3.1** Comparación entre probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 400 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 400 °C. Tiempo de recocido: 10 y 20 minutos.



**Grafica 3.2** Comparación entre probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 400 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 400 °C. Tiempo de recocido: 40 y 60 minutos.

Como se puede observar en la gráficas 3.3 y 3.4 existe un comportamiento particular con respecto a las probetas con un recocido a 200 °C, este corresponde al corrimiento múltiple después de un periodo de deslizamiento simple. Para explicar dicho comportamiento se muestra la figura 3.11.



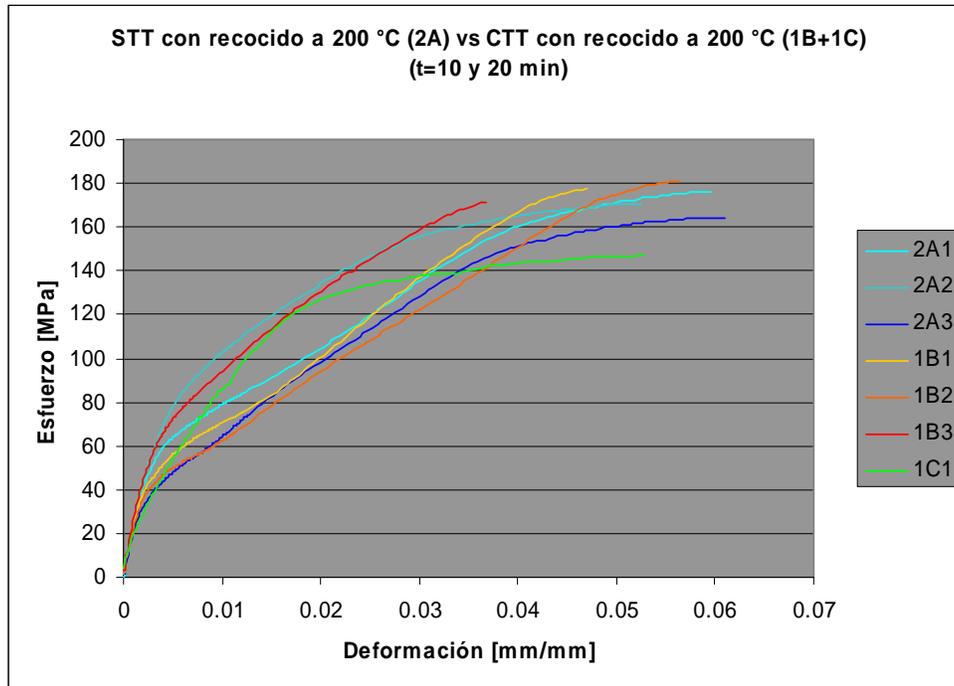
**Figura 3.11** Curvas de esfuerzo-deformación típicas de los cristales cúbicos simples centrados en las caras. La curva a corresponde a la deformación por corrimiento múltiple desde el comienzo de la deformación; la curva b corresponde al corrimiento múltiple después de un periodo de deslizamiento simple. (Reed-Hill, 1982)

Este comportamiento es representativo de cristales en los que un plano de deslizamiento se encuentra sometido a mayores esfuerzos que todos los demás al comienzo de la deformación donde se observan tres zonas características. La región 1 que corresponde al deslizamiento en ese plano únicamente; los otros planos de deslizamiento se encuentran inactivos. La pequeña inclinación de la curva en el paso 1 muestra que el aumento de endurecimiento por deformación es menor cuando el deslizamiento ocurre sobre un plano cristalográfico simple.

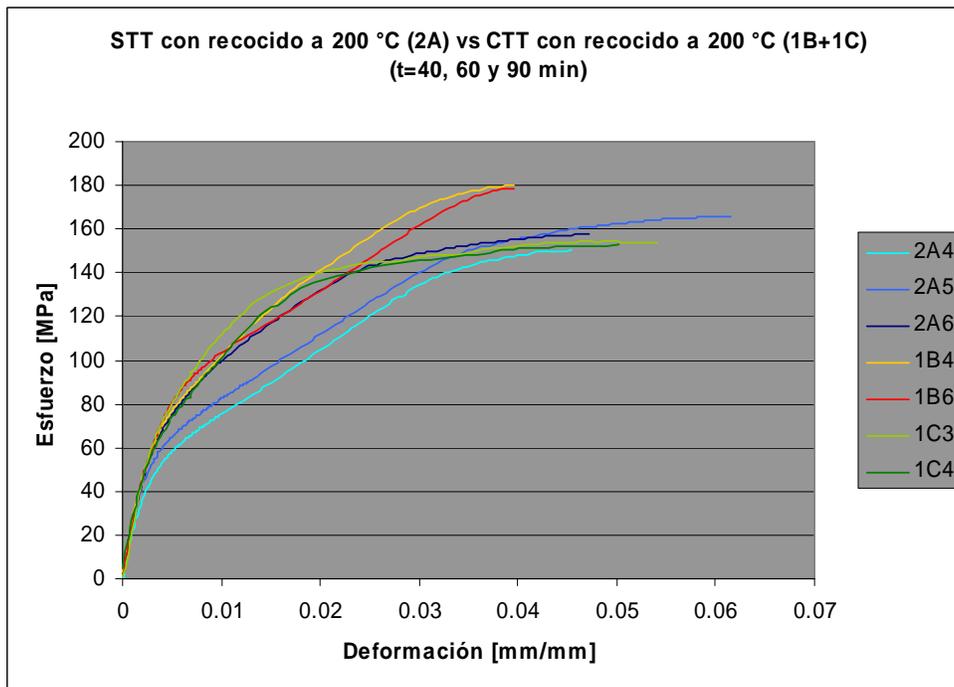
La región dos que tiene una pendiente mucho más pronunciada y el cristal endurece rápidamente con el aumento de la deformación. En esta región cesa el deslizamiento sobre un plano simple y comienzan corrimientos múltiples de planos de deslizamiento intersectantes. Aquí la densidad de dislocaciones crece rápidamente con el aumento en la deformación.

Por último, la región 3 representa una región donde la cantidad de endurecimiento por deformación decrece progresivamente. En esta región, la cantidad de aumento de la densidad de dislocaciones se vuelve menor con el aumento de la deformación. (Reed-Hill, 1982)

También se muestra una gran desviación entre las curvas influenciada por la homogenización que sufre el material con un recocido a 200 °C, ya sea con tratamiento previo a la laminación, o sin el.



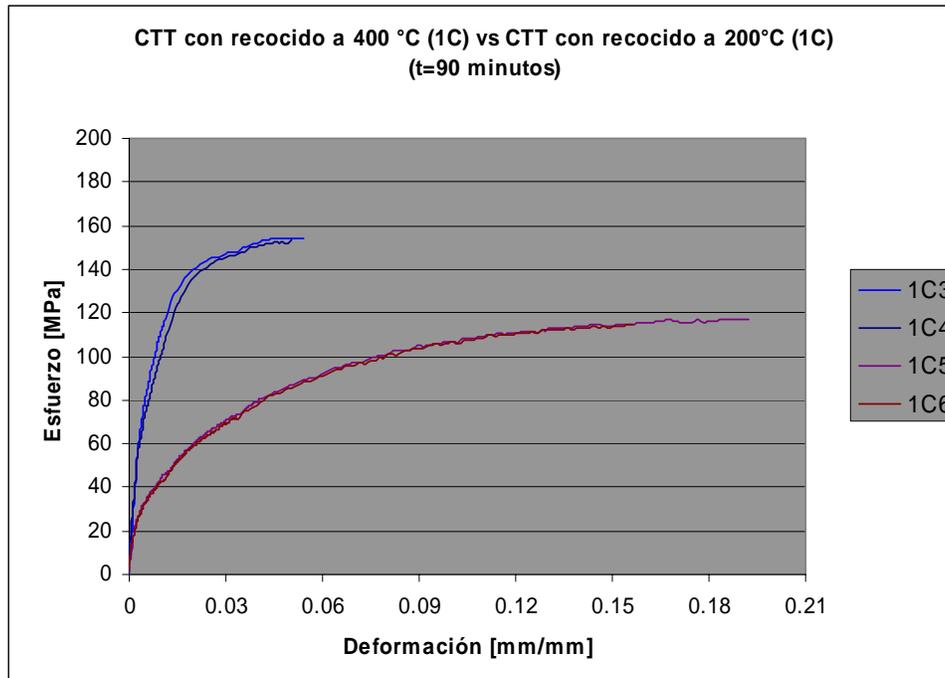
**Gráfica 3.3** Comparación entre probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 200 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 200 °C. Tiempo de recocido: 10 y 20 minutos.



**Gráfica 3.4** Comparación entre probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 200 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 200 °C. Tiempo de recocido: 40, 60 y 90 minutos.

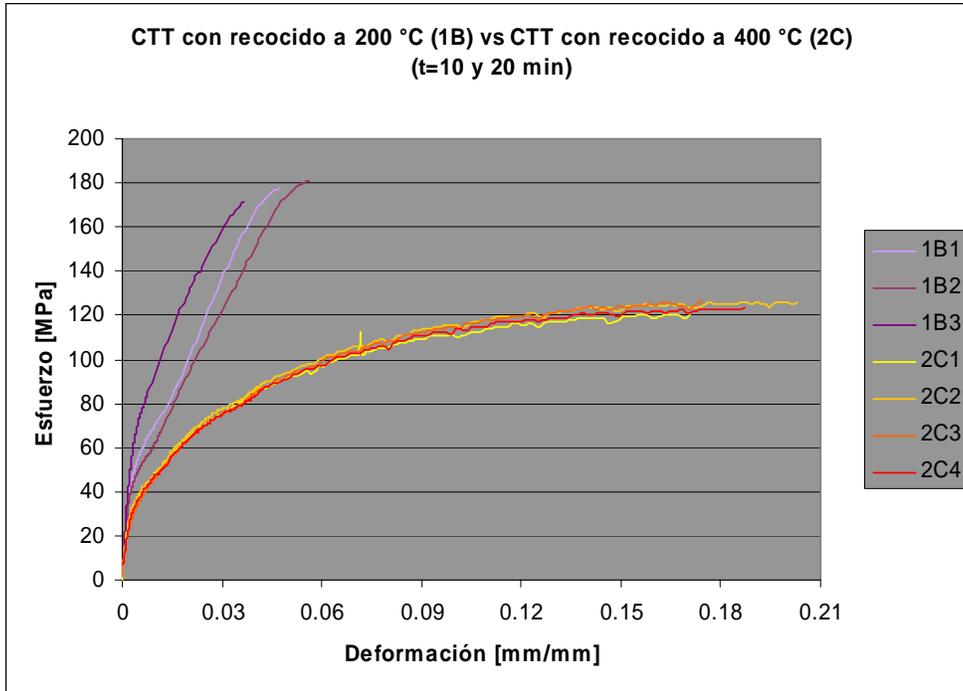
En la gráfica 3.5 las curvas presentan un comportamiento característico para cada temperatura de recocido, esto debido al tratamiento térmico previo a la laminación y al tiempo de recocido.

En las figuras 3.5, 3.6, 3.7, 3.8 y 3.9 se puede ver que existe un a gran diferencia en la ductilidad entre el recocido a 200 °C y el de 400 °C; se puede observar que aumentó la ductilidad además de la tenacidad del material con el recocido a 400 °C, esto tomando en cuenta que el área bajo la curva esfuerzo-deformación representa la energía que puede absorber el material antes de la ruptura.

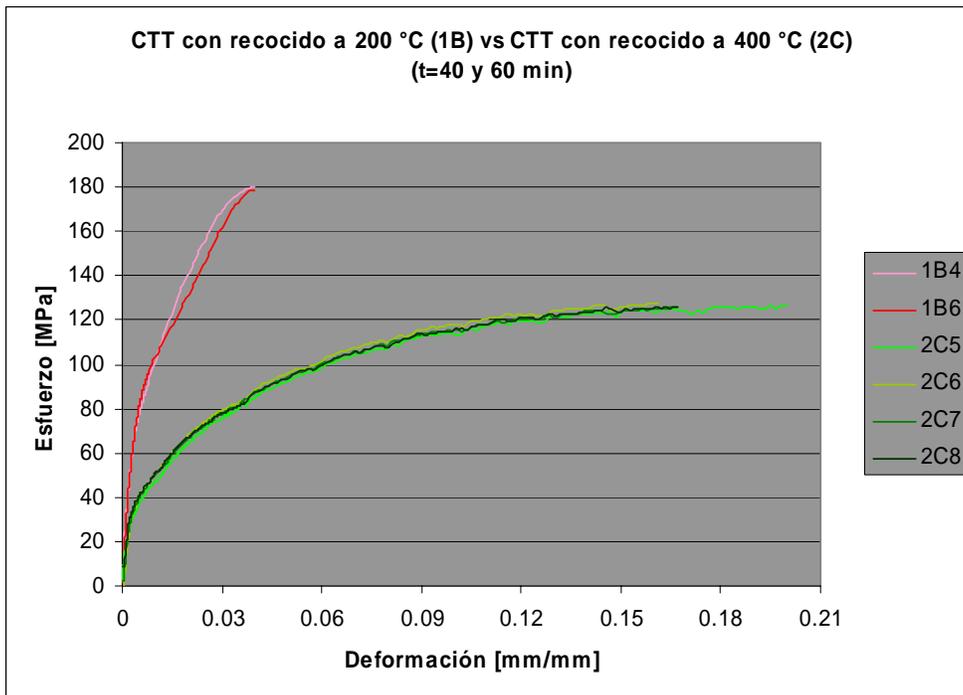


**Gráfica 3.5** Comparación entre probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 400 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 200 °C. Tiempo de recocido: 90 minutos.

Como se puede observar en las gráficas 3.6 y 3.7, existe una gran diferencia entre un recocido a 200 °C y uno a 400 °C, ya que el recocido a 200 °C no alcanza a aliviar gran parte de los esfuerzos producidos por la deformación en frío, esto se puede distinguir ya que la deformación máxima que alcanzan las probetas con un recocido a 400 °C es mucho mayor que con uno a 200 °C, además de que el esfuerzo requerido para deformar las probetas con recocido a 200 °C es mayor que el necesario para este recocido a 400°C, lo que demuestra que la recuperación es mucho mayor a la última temperatura. Además se observa que entre 10 y 20 minutos se completa la recuperación a 400 °C ya que no hay un cambio observable a 40 y 60 minutos.

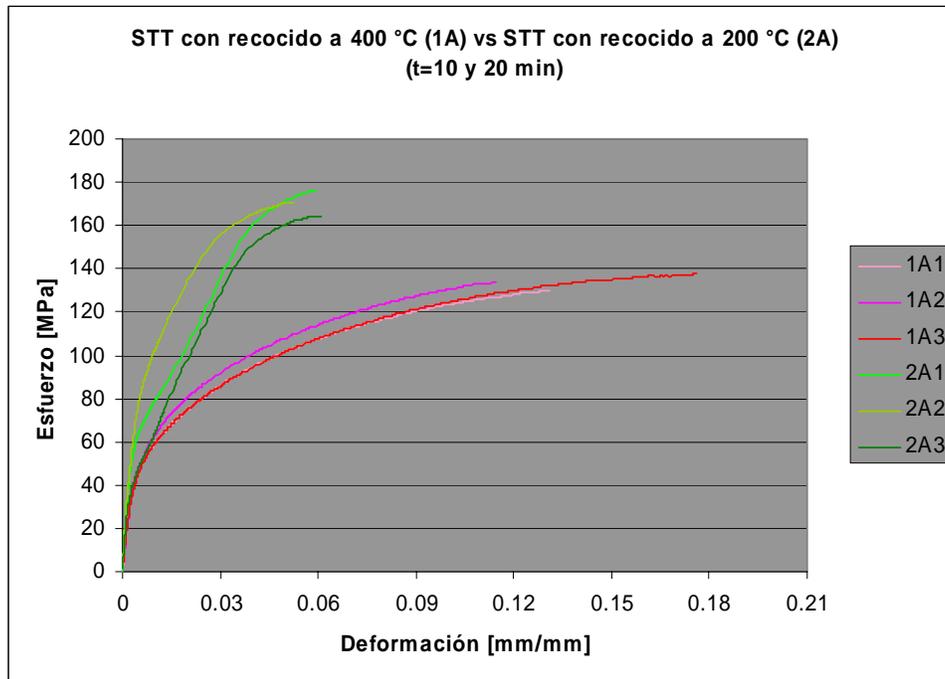


**Grafica 3.6** Comparación entre probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 200 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 400 °C. Tiempo de recocido: 10 y 20 minutos.

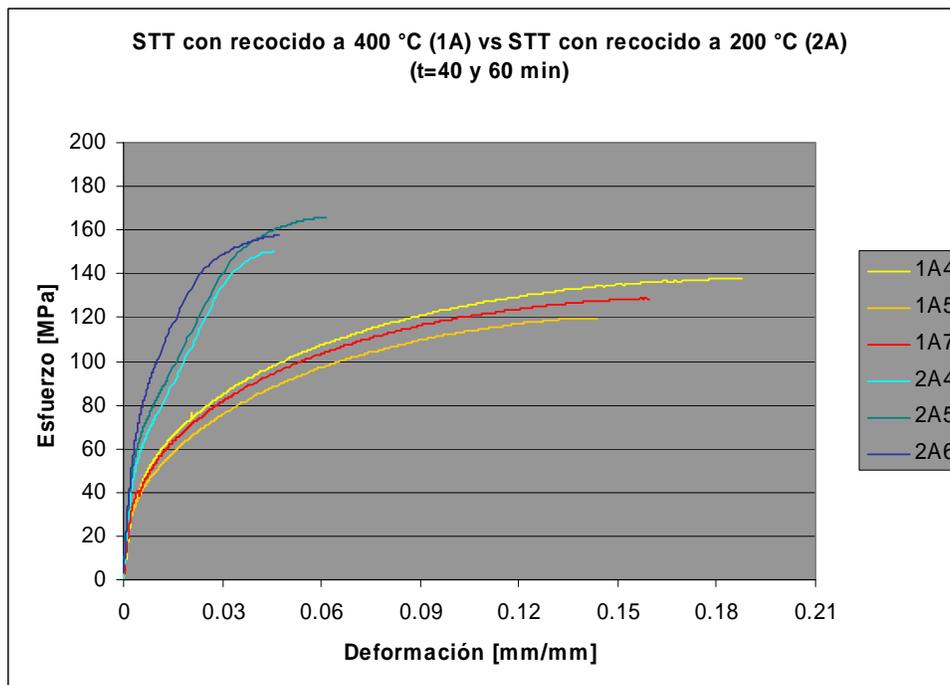


**Grafica 3.7** Comparación entre probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 200 °C contra probetas con tratamiento térmico previo (CTT) con recocido a 400 °C. Tiempo de recocido: 40 y 60 minutos.

En las figuras 3.8 y 3.9 se muestran las probetas sin tratamiento térmico (STT) con recocido a 400 °C (1A) y a 200 °C (2A) previo y se observa una dispersión mayor entre las curvas. Al igual que para las muestras con tratamiento térmico (CTT) previo se observa una recuperación mayor a 400 °C. También la recuperación se completa en los primeros 20 minutos de recocido.



**Gráfica 3.8** Comparación entre probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 400 °C contra probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 200 °C. Tiempo de recocido: 10 y 20 minutos.

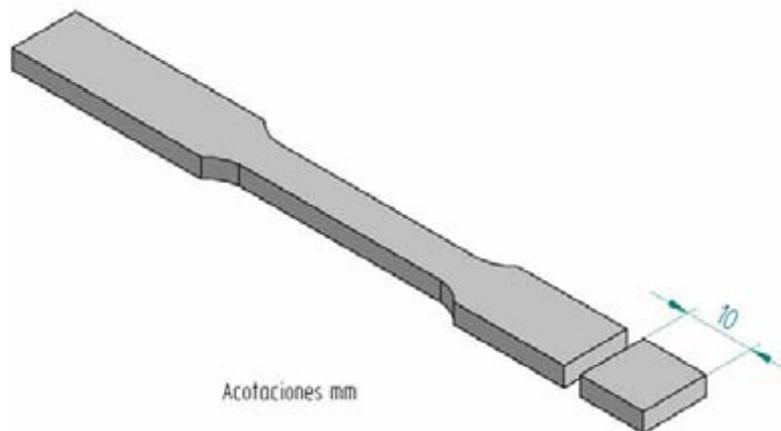


**Gráfica 3.9** Comparación entre probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 400 °C contra probetas sin tratamiento térmico previo (STT) con recocido a 200 °C. Tiempo de recocido: 40 y 60 minutos.

### 3.9 Metalografías y obtención de microestructura.

Según los principios de la metalurgia, se sabe que la relación entre las propiedades y la microestructura es propia del material y de su proceso de fabricación, y para mejorar sus propiedades se tiene que optimizar su proceso, y una herramienta primordial para lograr este objetivo es la caracterización metalografica, la cual permite observar la relación que guarda la microestructura con su comportamiento mecánico.

Después de la prueba de tracción, se cortó un pedazo de la probeta ya fracturada, se tomó de la parte que sujetan las mordazas de la Instron, esto debido a que esta parte no fue distorsionada por la prueba de tracción.

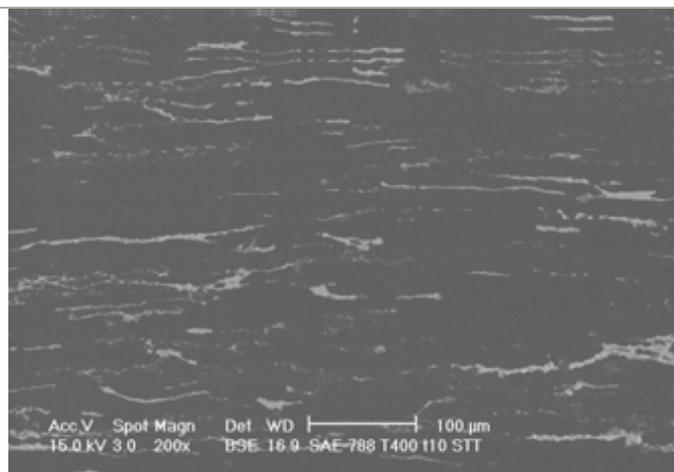


**Figura 3.12** Corte de muestras para metalografía, posterior a recocido. (Chamorro y Guarneros, 2007)

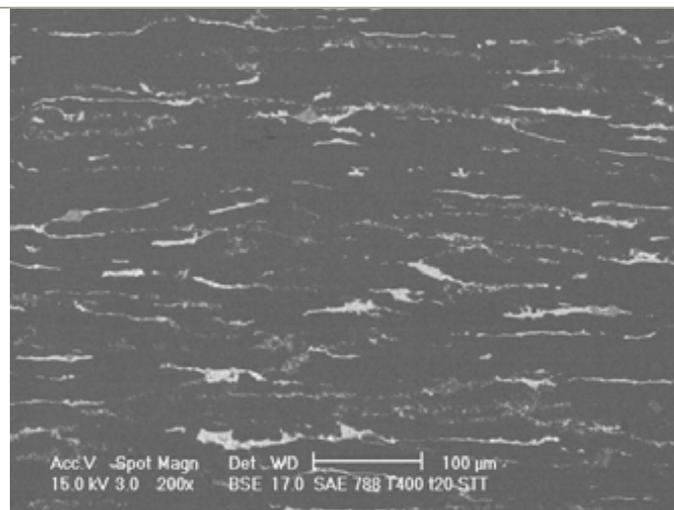
Al terminar este paso se empieza el proceso de metalografía, hasta dejar acabado espejo, a continuación se muestran los resultados obtenidos:

En las siguientes imágenes se pueden observar las fases de la aleación SAE 788; el fondo en gris oscuro es aluminio, en un gris menos oscuro se observa las partículas de silicio ó los intermetálicos, regularmente los últimos se encuentran en el interior de la fase blanda (estaño y plomo) y las partículas de silicio se encuentran dispersas en la matriz de aluminio, las partes claras son la fase de estaño y plomo, dentro de esta fase la parte mas clara es el plomo. Estos tonos de grises se dan por el efecto de retrodispersado del microscopio electrónico de barrido y dependen de la densidad del elemento, entre mas denso mas claro se observa en la imagen.

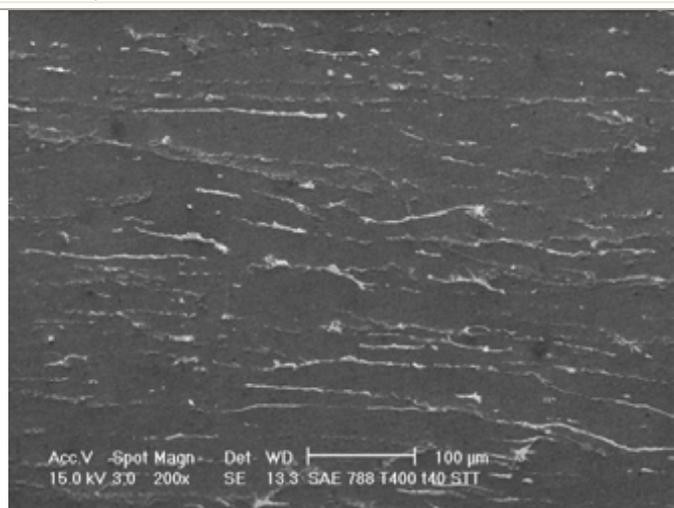
En las figuras 3.13, 3.14, 3.15 y 3.16 se puede ver claramente cómo se van redistribuyendo las partículas de estaño-plomo, con una disminución en la longitud de los listones de estaño.



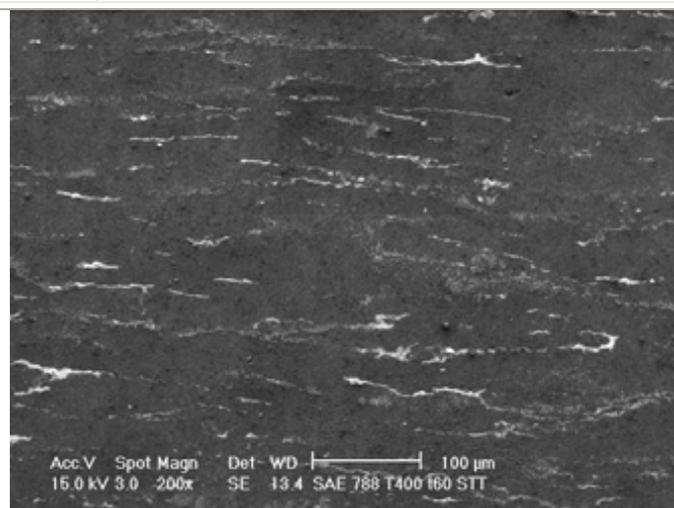
**Figura 3.13** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 10 min. a 400 °C, sin tratamiento térmico previo.



**Figura 3.14** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 20 min. a 400 °C, sin tratamiento térmico previo.

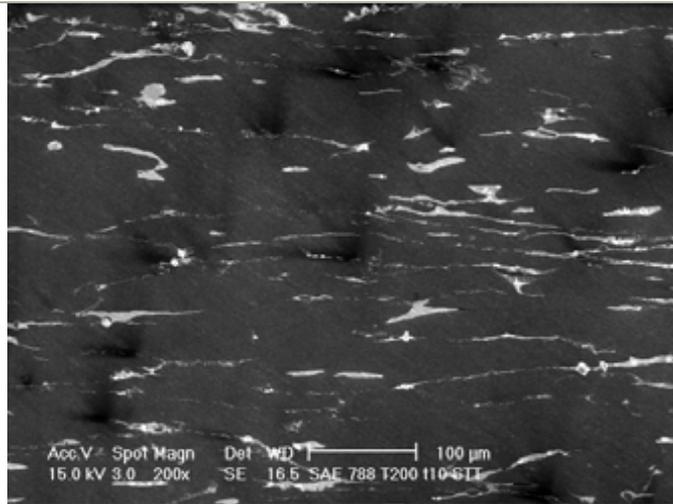


**Figura 3.15** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 40 min. a 400 °C, sin tratamiento térmico previo.

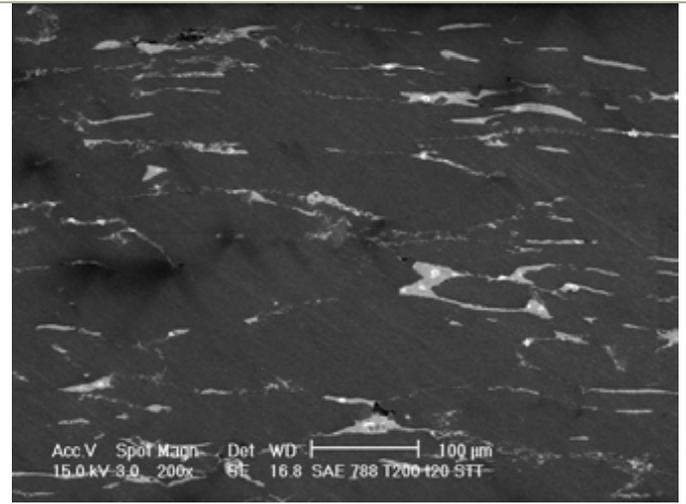


**Figura 3.16** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 60 min. a 400 °C, sin tratamiento térmico previo.

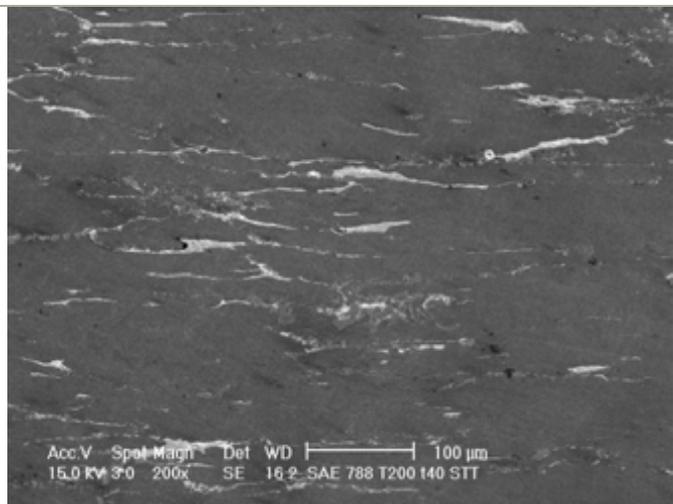
En las figuras 3.17, 3.18, 3.19 y 3.20 se observa que para una temperatura de recocido menor, no hay algún cambio observable en la microestructura.



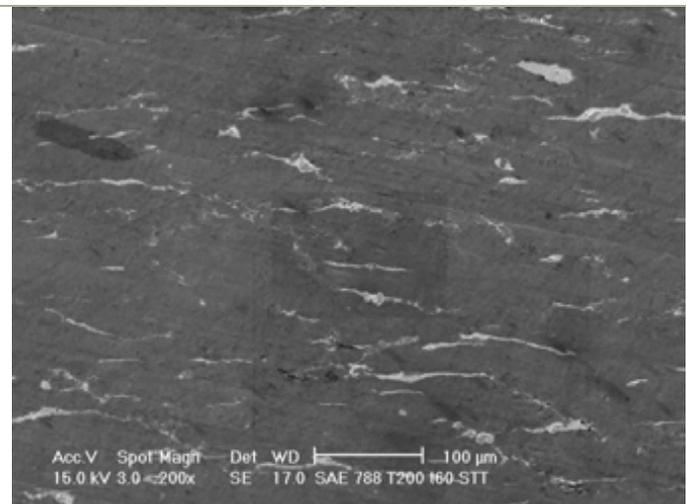
**Figura 3.17** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 10 min. a 200 °C, sin tratamiento térmico previo.



**Figura 3.18** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 20 min. a 200 °C, sin tratamiento térmico previo.

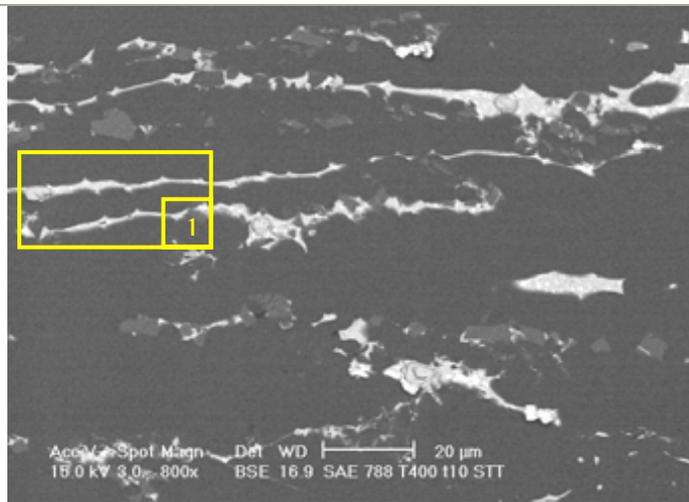


**Figura 3.19** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 40 min. a 200 °C, sin tratamiento térmico previo.

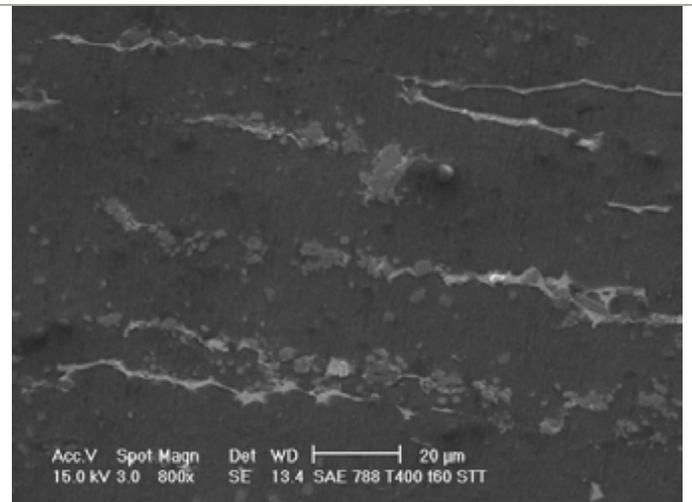


**Figura 3.20** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 60 min. a 200 °C, sin tratamiento térmico previo.

En las figuras 3.21 y 3.22 se puede ver la esferoidización de los intermetálicos Al-Fe-Si. Es claro que entre más prolongado es el recocido, más tienden las partículas a esferoidizarse. También se puede ver la recrystalización del estaño y el plomo; esto se puede observar ya que las partículas disminuyen de espesor y muestran irregularidades en su forma (los contornos de los listones de estaño-plomo toman forma de curvas (recuadro 1)) que se puede pensar que también se deben a la recrystalización de los granos de aluminio.

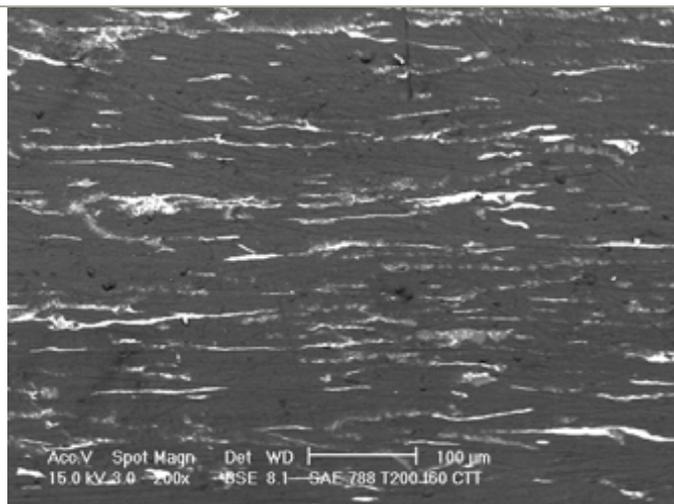


**Figura 3.21** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 10 min. a 400 °C, sin tratamiento térmico previo.

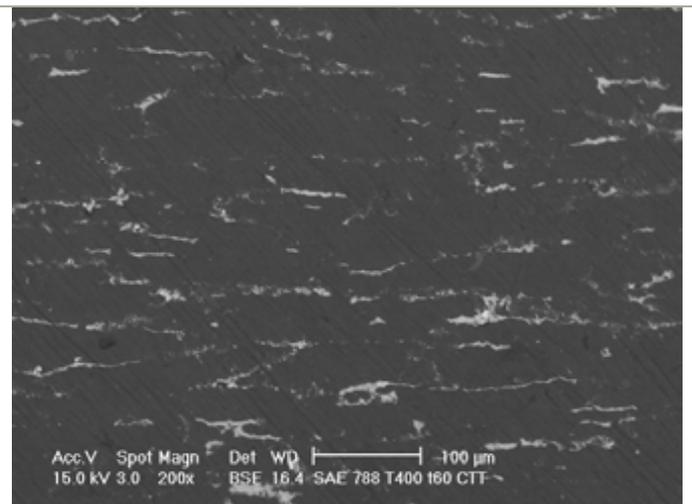


**Figura 3.22** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 60 min. a 400 °C, sin tratamiento térmico previo.

Se puede observar, en las figuras 3.23 y 3.24, una diferencia en el grado de recristalización, debido al incremento de temperatura en el recocido, para muestras con tratamiento térmico previo. También se observa una distribución más homogénea del estaño en comparación con las muestras que no tienen tratamiento térmico previo. Para el caso del recocido para 60 minutos, muestra para las partículas de Sn, una ruptura de la red de listones, de forma más clara que para las muestras sin tratamiento térmico previo.



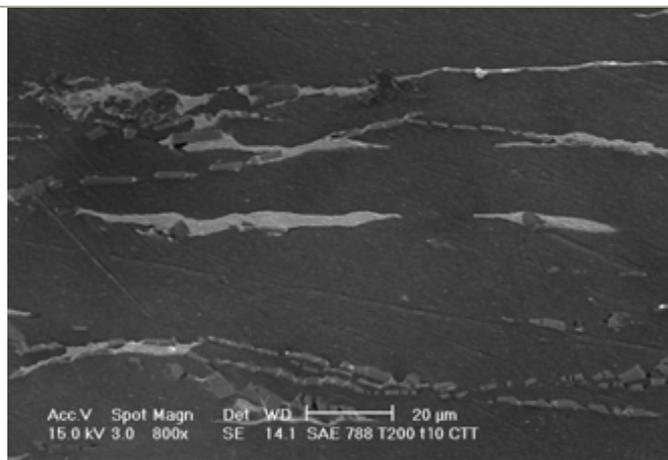
**Figura 3.23** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 60 min. a 200 °C, con tratamiento térmico previo.



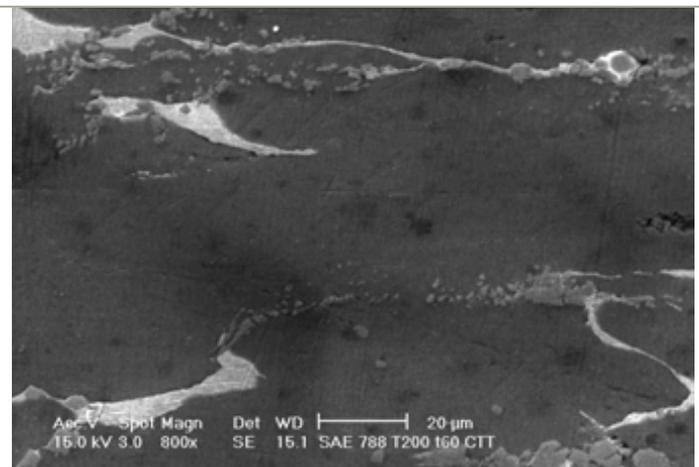
**Figura 3.24** Fotografía a 200X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 60 min. a 400 °C, con tratamiento térmico previo.

En la figura 3.26 se puede distinguir como con el recocido, los intermetálicos tienden a esferoidizarse, esto con relación a la figura 3.25. También se puede observar que las fases de estaño-plomo tienden a estar casi en las mismas proporciones, con lo que se puede concluir que la homogenización de estos elementos es muy lenta con un recocido de 200 °C

En las imágenes pertenecientes a las figuras 3.25 y 3.26, y 3.27 y 3.28 se logra ver la esferoidización de los intermetálicos AlFeSi; se observa que en las del lado izquierdo se encuentran en forma de rectángulos, mientras que en los del lado derecho toman formas redondeadas.

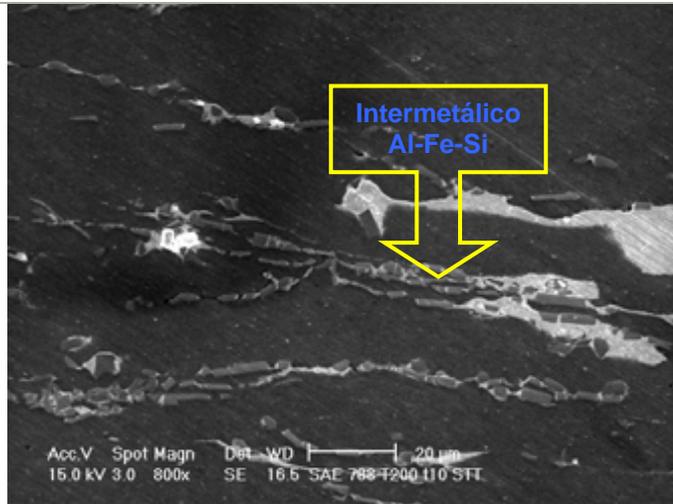


**Figura 3.25** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 10 min. a 200 °C, con tratamiento térmico previo.

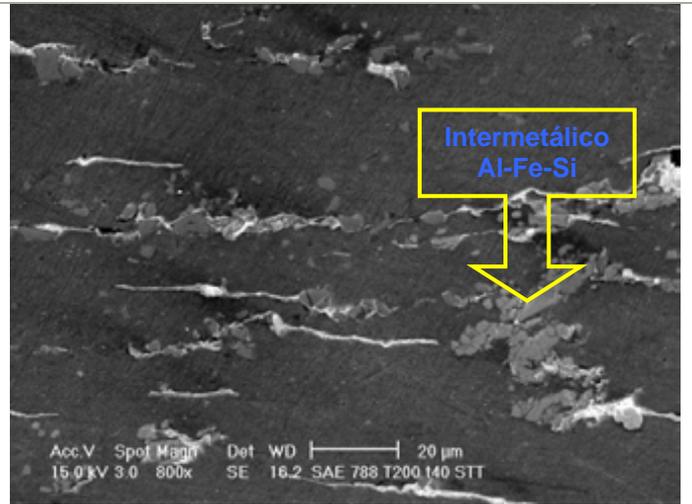


**Figura 3.26** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 60 min. a 200 °C, con tratamiento térmico previo.

Comparando las figuras 3.25 y 3.26 con las figuras 3.27 y 3.28 es posible percibir que con un tratamiento previo a la laminación, el material presento una distribución del estaño más homogénea dando como resultado propiedades mecánicas más estables y con menos desviaciones.

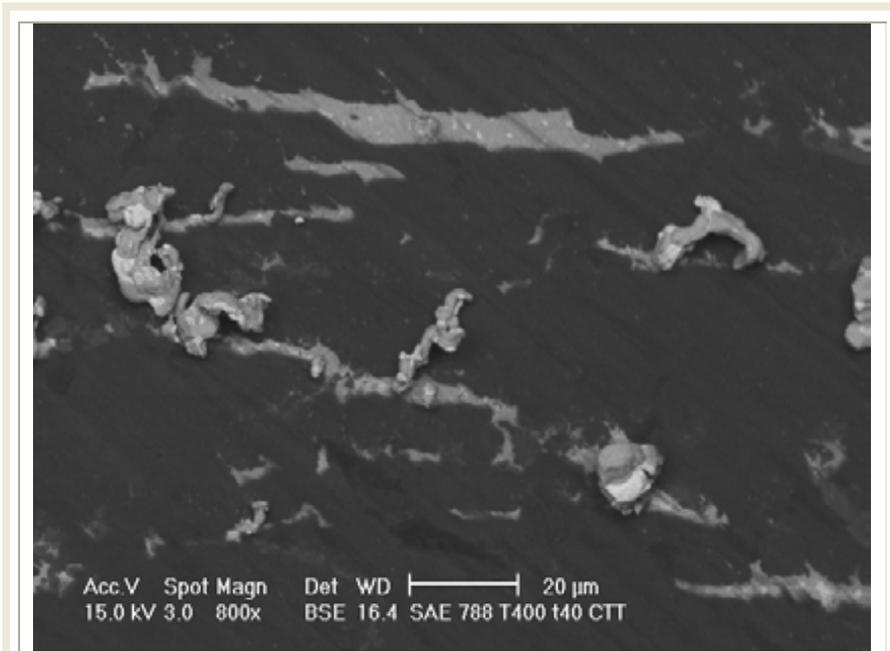


**Figura 3.27** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 10 min. a 200 °C, sin tratamiento térmico previo.

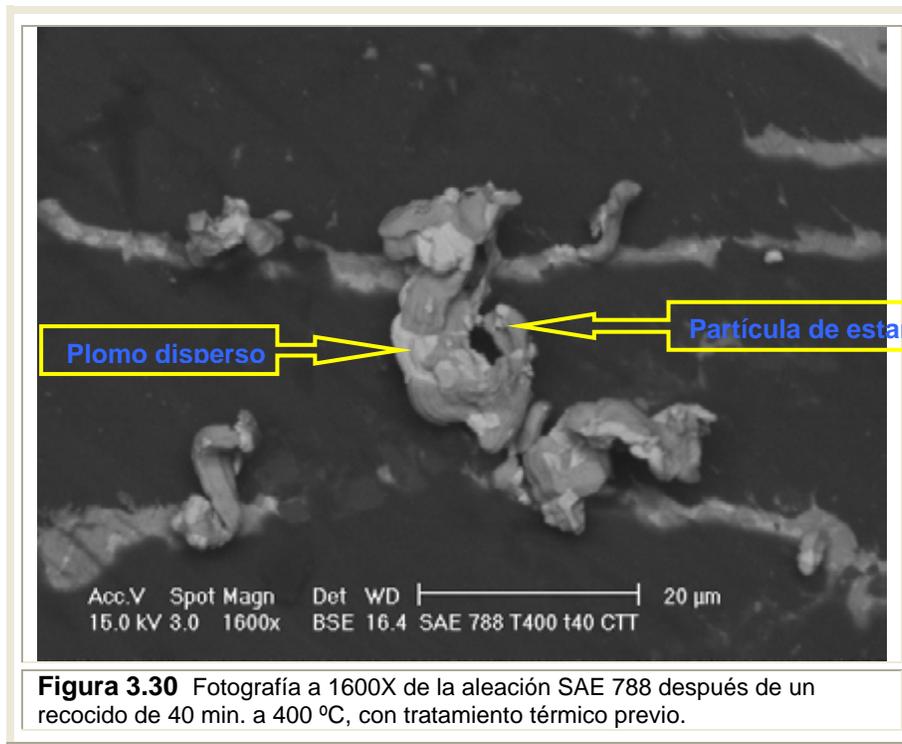


**Figura 3.28** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 40 min. a 200 °C, sin tratamiento térmico previo.

En la fotografías 3.29 y 3.30 se observan partículas Sn-Pb que lograron llegar a su punto de fusión, y dejaron de ocupar su espacio dentro de la matriz de aluminio.



**Figura 3.29** Fotografía a 800X de la aleación SAE 788 después de un recocido de 40 min. a 400 °C, con tratamiento térmico previo.



---

## 4. Conclusiones

---

El tratamiento térmico previo a la laminación mostró ser de gran ayuda para tener un material más homogéneo, en la laminación, el lingote presenta menos fracturas en las orillas, lo que se traduce en un material de mayor calidad.

Al someter los lingotes a laminación, se observó que mediante la deformación plástica la red de estaño se fractura, lo que con el recocido resultó en su esferoidización y una mejor segregación del estaño.

En las curvas de esfuerzo-deformación, se observa que las probetas con tratamiento térmico previo tienden a tener un comportamiento más homogéneo, en cambio las que no lo tuvieron, tienen un comportamiento (errático) con grandes desviaciones entre sí. Esto debido a la redistribución de las partículas estaño-plomo, y los intermetálicos  $\text{AlFeSi}$  empiezan el proceso de escalonamiento.

Se observó en las gráficas esfuerzo-deformación, que las probetas que fueron sometidas al recocido a  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  mejoraron gran parte de sus propiedades (al comparar con los ensayos de tracción aplicados a las muestras de fundición), mientras que las que fueron recocidas a  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , fue muy baja su recuperación.

Al combinar dos de los aspectos principales de la experimentación, como son un recocido a  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  y tratamiento térmico previo a la deformación en frío, se distingue que las probetas sometidas a esto, logran una gran homogenización en las propiedades del material como son su esfuerzo de cedencia, esfuerzo último y deformación máxima, además de que la recuperación de las probetas fue casi inmediata (10 minutos).

Mediante el recocido de  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$  se obtuvo, un mayor esfuerzo máximo y esfuerzo de fluencia en comparación con las probetas con recocido a  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  y a su vez una menor deformación máxima. Con respecto al tratamiento térmico previo a la deformación en frío, el que cuenta con este se observa que existe una leve disminución en el esfuerzo máximo y esfuerzo de cedencia y un aumento notable en la deformación máxima comparándolo con el que no lo tiene.

Ya que se necesitan aliviar los esfuerzos y obtener una mayor ductilidad para los pasos subsiguientes del proceso, se deduce que el que fue recocido a  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  con tratamiento térmico previo a la laminación es el más adecuado de acuerdo a las variantes que se estudiaron.

El lagrimeo es ocasionado por el recocido y la fusión insipiente del estaño que se dio en las probetas que se recocieron a  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ , ya que a esta temperatura el estaño se encuentra en forma de líquido, ya que funde a  $231.97\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Para evitar el lagrimeo se recomendaría disminuir la temperatura del recocido, basándose en la línea de *liquidus* del sistema binario SnPb, que en el caso de estudio sería aproximadamente 300 °C, aunque habrá que evaluar el aumento en el tiempo para tener las propiedades a 400 °C.

Esta investigación ha proporcionado un entendimiento más completo entre las propiedades mecánicas y la microestructura de la aleación SAE 788 con relación a los procesos de tratamientos térmicos, laminación y recocido, y así ofrecer al sector industrial una gama de diferentes características para el material.

---

# REFERCIAS

---

## Bibliografía:

ASHBY, M.F.; Ghandi, C. y Taplin, M.R. «Fracture-Mechanism Maps and Their Construction for FCC Metals and Alloys». *Acta Metall.* Vol. 27 (1979), pp. 699-729.

ASKELAND, D.R. *The Science and Engineering of Materials*. PWS-Kent Publishing Co. 1987.

ASTM E8M-00 Standard Test Methods of Tension Testing of metallic Materials.

ARBENZ, H. «The Use of Structural Features to Determine the Quality of Aluminum Castings» *Giesserei66*, No. 19 (1979). pp 702-711.

BERNSZTEJN, M.L. y Zajmowskij, W.A. «Structure and Mechanical Properties of Metals». *Wyd Naukowo-Techniczne*. Warsaw. 1973.

BÜHLER, H.; Höptner, H. G. y Löwen, T. «Die Umformeigenschaften von Aluminium und einigen Aluminium-legierungen». *Metall* 25 (1971), pp. 865-872.

BUTTERY, T.C. y Archard J.F. *Grinding and abrasive wear*. Proc. Of Institution on Mechanical Engineers. 1971.

CACERES, C.H. y Wang, Q.G. «Dendrite Cell Size and Ductility of Al-Si-Mg Casting Alloys». *Int. J. Cast Metals Rev.* Vol. 9 (1996), pp. 157-162.

CHAMORRO, Eduardo; GUARNEROS, Rubén. Tesis de licenciatura: Análisis microestructural y mecánico de la aleación SAE 788 durante tratamiento térmico y laminación. México, Cd. Universitaria, 2007.

CHOUDHURY, Pritha; Das, Karabi y Das, Siddhartha. *Evolution of as-cast and heat-treated microstructure of a commercial bearing alloy*. India: Science direct. 2005.

COLLEY, L.J.; Wells, M.A.y Maijer, D.M. «Tensile properties of as-cast aluminum alloy AA5182 close to the solidus temperature». *Materials Science and Engineering A* 386 (2004), pp. 140-148.

CREPEAU, P.N.; Antolovich, S.D. y Warden, J.A. «Structure-Property Relationships in Aluminum Alloy 339-T5: Tensile Behavior at Room and Elevated Temperature». *AFS Trans.* Vol. 98 (1990), pp 813-822.

DAHLE, A.K. «Heat treatment of aluminum alloys». *Encyclopedia of Material Science And Technology*. Vol.3. Num. 2. 2001. pp. 1-3.

DAVIS, J.R. (Ed). *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*. ASM International. 1993.

DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy*. 3rd ed. McGraw-Hill. 1986. pp. 241-271.

ERDMANN-JESNITZER, F. y Hadamovsky, H. «Entlastungsdiffusion und Grobkornbildung bei Aluminium». *Aluminium* 34 (1958), pp. 254-263.

ERHARD, Ogris. *Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al-Si Cast Alloys*. Zurich: Swiss Federal Institute Of Technology. 2002.

HATCH, John E. *Aluminium: Propierties and phisical metallurgy*. Ed. American Society for Metals. 1984.

HERTZBERG, R.W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. John Wiley & Sons.1989.

HUFNAGEL, W. *Manual del Aluminio*. 2<sup>a</sup> ed. Reverte S.A. Mexico. 1992.

KHONSARI, Michael M. *Applied tribology, Bearing Desing and Lubrication*. John Wiley and sons. 2003.

LU S.Z. y Hellawell,A. «Modification of Al-Si Alloys: Microstructure, Thermal Analysis and Mechanics». *JOM*. Vol. 47 (No. 2), 1995. pp. 38-40.

MASSALSKI, J. *Binary Alloy Phase Diagrams*. Vol. 1 (1987), Ohio: American Society for Metals. pp.103-168.

MASSALSKI, J. *Binary Alloy Phase Diagrams*. Vol. 2 (1987) Ohio: American Society for Metals. Pp.1107-1848.

MAYER, Omar E. *Cojinetes de deslizamiento – Teórico*. Universidad de Buenos Aires, Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Mecánica. 2006.

MONDOLFO, L. F. *Structure and properties*. Primera Edición. Londres: Butterworths. 1976.

MORRAL, F. R; Jimeno, E y Molera, P. *Metalurgia general*. Barcelona: Reverte. 1982.

PAWLEK, F. y Rogalla, D. «Der elektrische Widerstand von Silber, Kupfer, Aluminium, Zink und Natrium zwischen 4 und 298 K in Abhängigkeit von den Verunreinigungen». *Metall* 20 (1966) pp. 949-956.

PERRYMAN, E.C.W. y Brook, G.B. «Mechanism of Precipitation in Aluminum Alloys». *J.Inst. Metals* 79. 1951.

PHILLION, A.B.; Cockcroft S.L. y Lee, P.D. «X-ray micro-tomographic observations of hot tear damage in an Al-Mg commercial alloy». *Scripta Materialia* 55 (2006), pp. 489-492.

PHILLIPS, H. W. L. *Equilibrium Diagrams of Aluminium Systems*. Londres: The Aluminium Development Association. 1961.

PONIEWIERSKI Z. *Crystallization, Structure and Properties of Silumins*. Wyd. Naukowo-Techniczne. Warsaw. 1989.

PRASADA, Rao (et. al). *Improvement in tensile strength and load bearing capacity during dry wear of Al-7%Si alloy by combined grain refinement and modification*. India: Science Direct. 2004.

PRZYSTUPA M.A. y Courtney, T.H. «Fracture in Equiaxed Two Phase Alloys: Part I. Fracture with Isolated Elastic Particles». *Metall Trans. A*. Vol. 13A (No. 5), 1982. pp. 873-879.

RABINOWICZ, Ernest. *Friction and wear of materials*. John Wiley and Sons. 1995.

RAMÍREZ DÍAZ, Edgar Isaac. *Tesis de licenciatura: Evolución de la microestructura de la aleación SAE 788 durante su fundición y tratamiento térmico*. México, Cd. Universitaria. 2004.

REED-HILL. *Principios de metalurgia física*. Editorial continental, 1973.

ROMHANJI, E. (et. al), «Effect of annealing temperature on the formability of Al-Mg4.5-Cu0.5 alloys sheets». *Journal of Materials Processing Technology* 177, pp. 2006. pp. 386-389.

ROY R.K. (et. al). «Microstructures and tensile properties of commercial purity aluminium alloy AA1235 under different annealing conditions». *Materials Letters* 59. (2005), pp. 2418-2422.

SACHS. G.; Sell R. y Weiss V. «Tension, compression and fatigue properties of several Sae 52100 and tool steels used in ball bearings». *NASA Tech. Note D-239*. 1960.

SCHOUWENAARS, Rafael. Tesis de Doctorado: Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento. México, 1994.

SUYITNO; Eskin, D.G. y Katgerman, L. «Structure observations related to hot tearing of Al–Cu billets produced by direct-chill casting». *Materials Science and Engineering A* 420 (2006), pp. 1-7.

TENSI H.M. y Hogerl, J. «Metallographic Investigation of Microstructure for Quality Assurance of Aluminum-Silicon Castings». *Metall.* Vol. 48 (No. 10), 1994. pp. 776-781.

VORREN O.; Evensen, J.E. y Pedersen, T.B. «Microstructure and Mechanical Properties of AlSi(Mg) Casting Alloys». *AFS Trans.* Vol 92 (1984). pp. 549-66.

WILCOOK, D. F. y Booser, E. R. *Bearing Design and Application*. Nueva York: Mc Graw-Hill. 1957.

XU, Guang-Ming; Li, Bao-mian y Cui, Jian-zhong. «Effect of heat Treatment on Microstructure and property of Al-Sn-Pb Bearing Material». *Journal of Iron and Steel Research.* 2006. pp. 73-76.

“Almuro y Cia:

”<http://www.almuro.net/sitios/Mecanica/distribucion.asp?sw09=1> 29/05/06

“Universidad Nacional del Nordeste: Facultad de Agroindustrias”

<http://fai.unne.edu.ar/contenido/9LUBRICACION%20Y%20COJINETES.htm>  
26/02/06

ASM International, Materials Park, Ohio, USA: [www.asminternational.org](http://www.asminternational.org)

*Aluminum-Silicon Casting Alloys.* 2004:

<http://www.slowboy racing.com/estore/product.php%3Fproductid%3D1098&h=249&w=300&sz=33&hl=es&start=42&tbnid=JKdUG5tsrYtHWM:&tbnh=96&tbnw=116&prev=/images%3Fq%3Drod%2Bbearing%26start%3D40%26gbv%3D2%26ndsp%3D20%26hl%3Des%26sa%3DN> 10/04/08