

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

El aluminio es un metal que tiene una apariencia muy agradable para la vista, es un buen conductor del calor y la electricidad, es resistente a la oxidación, es liviano, no tóxico, puede tomar casi cualquier color y textura pero en estado puro tiene unas propiedades mecánicas bajas.

Para aumentar las propiedades mecánicas el aluminio se tiene que alea con otros elementos como el cobre, manganeso, magnesio, silicio y zinc entre otros. Una vez aleado el aluminio aumenta su resistencia mecánica por medio de deformación o por medio de un tratamiento térmico.

Para hacer el tratamiento térmico, los elementos de aleación deben ser parcialmente solubles en estado sólido con el aluminio, con esto se puede llevar a cabo el tratamiento térmico conocido como envejecido, llamándose natural si se efectúa a temperatura ambiente o artificial si éste se realiza a una temperatura superior.

Los pasos a seguir para llevar a cabo el tratamiento térmico son los siguientes. Primero se debe elevar la temperatura hasta un punto en el cual los elementos de aleación se disuelvan (solubilización), posteriormente, la temperatura debe ser reducida rápidamente para mantener en un estado metaestable a los elementos de aleación en solución dentro de la matriz a temperatura ambiente (enfriamiento rápido) y, finalmente, propiciar la formación

de precipitados que endurezcan la aleación (envejecido). Este endurecimiento está en función del tamaño, forma, cantidad y distribución de los precipitados.

Un paso muy importante del tratamiento térmico es el de enfriamiento rápido, puesto que su función es la de mantener a los elementos de aleación en solución a temperatura ambiente, si el enfriamiento se hace con una velocidad baja puede ser que se obtenga precipitación prematura y, debido a esto, la resistencia mecánica se vea afectada durante el envejecido al alterarse la forma, cantidad y distribución de los precipitados.

El enfriamiento rápido influye en secciones delgadas ya que si se enfría muy rápido se pueden generar esfuerzos térmicos que distorsionen las dimensiones originales de la pieza, pero, si se enfrían lentamente, puede existir precipitación prematura, que es indeseable, entonces, ¿hasta dónde se puede bajar la velocidad de enfriamiento sin afectar la resistencia mecánica y generar la mínima cantidad de concentración de esfuerzo?

Muchos investigadores han estudiado el fenómeno que se produce durante el enfriamiento rápido y que influye en la resistencia máxima después del envejecido, se han desarrollado formulas empíricas o semiempíricas, pero el método más usado parte del diagrama TTP (temperatura, tiempo, propiedades) el cual requiere de mucho trabajo en su elaboración. Una vez que se tiene el diagrama TTP se relaciona con la curva de enfriamiento real mediante un proceso matemático, llamado, factor de enfriamiento rápido, que permite obtener el efecto del enfriamiento en la resistencia mecánica máxima después del envejecido.

El procedimiento para desarrollar el diagrama TTP es muy complicado, la obtención del factor de enfriamiento rápido es muy laboriosa, por lo que la combinación de ambas resulta en un procedimiento extenuante. Por todo eso la

pregunta que flota en el aire sería ¿habrá otra forma de obtener los mismos resultados o mejores a través de otros medios?.

Por eso uno de los objetivos de este trabajo es el de desarrollar un proceso por medio del cual se analice la dureza máxima después del envejecido en función de la velocidad del enfriamiento rápido en una forma más fácil y rápida.

Para lograr este objetivo se deberán alcanzar las siguientes metas:

- Encontrar la forma de obtener diferentes muestras en un solo ensayo a varias velocidades de enfriamiento y poder registrar estas velocidades.
- Hacer los tratamientos de envejecido a las diferentes muestras de una sola vez y obtener las curvas de envejecido en función de la dureza y el tiempo.
- Encontrar la dependencia del tratamiento de envejecido con respecto a la temperatura.
- Obtener la dureza máxima en función de la velocidad de enfriamiento y de la temperatura de envejecido.
- Analizar las curvas de enfriamiento a partir de la derivada de la temperatura respecto al tiempo para obtener el inicio y fin de la precipitación durante el enfriamiento rápido.
- Obtener el diagrama tiempo - temperatura – precipitación durante el enfriamiento continuo.
- Desarrollar un modelo que relacione la dureza máxima después del envejecido en función del tiempo de permanencia dentro de la zona de precipitación durante el enfriamiento.

Otro objetivo a cubrir en este trabajo es el de investigar la tendencia que tienen las aleaciones termotratables de aluminio a localizar el flujo plástico durante su deformación.

Este objetivo será cubierto al alcanzar las siguientes metas.

- Obtener las condiciones para tratar al material y obtener sus condiciones de sobresaturación, máxima dureza y sobreenviejido.
- Maquinar las probetas y ensayarlas a compresión, analizando las curvas de esfuerzo contra deformación reales en la dirección perpendicular y longitudinal al extruido, y las condiciones a tres velocidades de deformación.
- Graficar en forma logarítmica el esfuerzo y la velocidad de deformación para analizar la sensibilidad a la velocidad de deformación.

CAPÍTULO 2

EL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES.

2.1 Introducción

La obtención del aluminio se inició a principios del siglo XIX, pero no fue hasta 1886 cuando Charles Hall, en Ohio y Paul Heroult, en Francia, desarrollaron un proceso a través de electrólisis, el cual sirvió, para que se acelerara la producción de este metal.

El aluminio se extrae de la bauxita, un mineral que contiene alrededor del 40 al 60% de alúmina hidratada junto con impurezas tales como óxido de hierro. La palabra bauxita proviene de la provincia de Les Baux, Francia, donde fue encontrada por primera vez.

La alúmina (Al_2O_3) tiene un punto de fusión de 2040°C y es muy mal conductor de electricidad, por lo que es difícil fundirla. Para obtener el aluminio a partir de la alúmina se deben seguir otros procedimientos, debido al alto punto de fusión del mineral.

Los pasos para la obtención del aluminio son los siguientes:

Primero se obtiene la alúmina quitando las impurezas y el agua por medio de una mezcla con una solución de sosa cáustica a 240°C seguido de una calcinación a 1200°C . Segundo, se obtiene el aluminio a partir de la alúmina e impurezas, llevándose a cabo por electrólisis, disolviendo la alúmina

en una criolita fundida (Na_2AlF_6), siendo las proporciones de 80 a 90 % de la criolita y alrededor de un 8 % de alúmina y algunos aditivos. Para esto se usan ánodos de grafito y cátodos de aluminio en donde se deposita el mismo metal. Este procedimiento es conocido como el Proceso Hall - Heroult. Son necesarias de 3.5 a 4 toneladas de bauxita para la obtención de 1.5 toneladas de aluminio.

Aunque el aluminio se puede extraer de la bauxita, también se puede obtener del reciclado del mismo. Sólo un 5% de la energía necesaria para obtenerlo a través del mineral es utilizada para obtenerlo a través de la chatarra. Debido a este ahorro de energía, el aluminio es hoy obtenido en gran parte por medio del reciclado.

El aluminio ocupa el tercer lugar en abundancia en la tierra con 7.5 a 8.0 % en peso, sólo atrás del oxígeno y el silicio. Colocándolo también en cantidad como el segundo metal usado en el mundo, sólo atrás del hierro.

2.2.- Propiedades del aluminio.

Algunas de las propiedades que hacen muy atractivo y económico al aluminio y sus aleaciones son: su gran variedad de usos, su apariencia, bajo peso, fabricabilidad, propiedades físicas y mecánicas, su no toxicidad que lo hace útil en los recipientes de comidas y bebidas, resistencia a la oxidación, excelente conductividad eléctrica y térmica, no ferromagnetismo, el poder tener virtualmente cualquier color y textura, etc.

Las propiedades físicas más comunes del aluminio son: (1).

Símbolo	Al.
Número, atómico.	13.0
Peso atómico	26.98154
Red espacial	Cúbica de caras centradas.
Diámetro atómico (Å)	2.8
Parámetro de red (Å)	4.04
Densidad (gr/cm ³)	2.7
Punto de fusión (°C)	660.0
Modulo de elasticidad (MPa)	70.0
Calor específico prom, 0-100 °C (J.kg ⁻¹ K ⁻¹)	917.0
Conductividad térmica 20-100 °C (Wm ⁻¹ K ⁻¹)	238.0
Coef. de exp. térmica 0-100 °C (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	23.5
Resistividad eléctrica a 20 °C (μ ohm cm ⁻¹)	2.67

El término de metal ligero (*light metal*) ha sido dado tradicionalmente al aluminio y magnesio porque son usados frecuentemente para reducir el peso de componentes y estructuras. Por ejemplo el aluminio tiene una densidad de aproximadamente una tercera parte que la del acero, que tiene una densidad de 7.8 gr/cm³.

2.3- Areas de aplicación.

El aluminio se utiliza principalmente en cuatro áreas que son: la construcción, en recipientes y empaquetadores, en transportación y en aplicaciones eléctricas.

En construcción se usa para puentes, edificios, torres y tanques de almacenamiento, en diseños arquitectónicos, donde se requiera bajo peso y resistencia a la corrosión. En recipientes y empaquetadores para la industria

de la comida y la farmacia porque no es tóxico, no se pega, es resistente al desgarramiento, evita el crecimiento de bacterias y se puede limpiar. En transportación para muchas partes del motor tales como, pistones, bielas, cabezas, escape de gases, manivelas y carburadores entre otros, en la industria aeronáutica y muchos más. En aplicaciones eléctricas se basa en la combinación de bajo costo, alta conductividad eléctrica, resistencia mecánica, bajo peso y excelente resistencia a la corrosión y se usa en conductores eléctricos, motores y generadores, transformadores y en luminarias entre otros.

2.4.- Clasificación de las aleaciones de aluminio

La clasificación de las aleaciones de aluminio ha cambiado mucho a través del tiempo y de los países, esto dificultó mucho su estandarización. Varias sociedades dedicadas a la investigación y la ingeniería han establecido procedimientos para clasificarlas. Entre las instituciones más importantes se pueden mencionar, la *International Alloy Designation System* (IADS) para productos trabajados, iniciada en 1970 y ha sido aceptada en muchos países, la *American National Standards Institute* (ANSI), estas dos basadas en la *Aluminum Association of the United States*. Existen otras como la *International Organization for Standardization* (ISO) y la *Unified Numbering Systems* (UNS). (2). En este trabajo se hablará sobre la clasificación de las aleaciones de aluminio basados en la ANSI (3), que es una de las instituciones más reconocidas internacionalmente.

Existen dos grupos en que se clasifican los productos obtenidos de aluminio, estos son: directamente vaciados (*cast aluminum alloys*) o vaciados en lingotes (*foundry Ingots aluminum alloys*) y los trabajados (*wrough aluminum alloys*), de estos, más del 85% son trabajados. Ambos grupos están registrados por la *Aluminum Association* dentro del estándar ANSI H35 (3), en la designación y composición de aleaciones de aluminio y su tratamiento registradas en los Estados Unidos.

2.4.1.- Clasificación de aleaciones trabajadas de aluminio.

La ANSI asigna a cada aleación trabajada un número de cuatro dígitos, de los cuales, el primero se refiere al principal elemento de aleación. Basados en esto existen los siguientes grupos de aleaciones: serie 1xxx aluminio sin alear (con un 99% mínimo de pureza), serie 2xxx con cobre como elemento principal de aleación, serie 3xxx con manganeso, serie 4xxx con silicio, serie 5xxx con magnesio, serie 6xxx con magnesio y silicio, serie 7xxx con zinc y en algunos casos magnesio, serie 8xxx para otros elementos, aunque recientemente se han adjudicado a esta serie las aleaciones con litio, y serie 9xxx para aleaciones inusuales

El tercer y cuarto dígitos son significativos en la serie 1xxx, pero no en otras aleaciones. En las aleaciones 1xxx, la pureza mínima del aluminio se muestra por esos dígitos, por ejemplo la 1150 significa una pureza del aluminio del 99.50 %, otra por ejemplo la 1300, significa una pureza de aluminio del 99.00 %. En las series del 2xxx al 8xxx, el tercer y cuarto dígito tienen un significado pequeño, no representa otra cosa que el número consecutivo de la aleación, por ejemplo las aleaciones 3003, 3004, 3005, son completamente diferentes, así mismo las aleaciones 6061, 6063, son diferentes. El segundo dígito en la designación indica modificación a la aleación, si es cero significa que es una aleación original, si es entre el 1 y el 9 indica modificaciones menores a la primera, por ejemplo las aleaciones 5053 y 5453 varían muy poco en su composición, así como también la 7073 y 7473.

2.4.2.- Clasificación de aleaciones vaciadas de aluminio.

La ANSI emplea cuatro números para las aleaciones vaciadas, pero incorpora un punto decimal antes del último para marcar la diferencia del vaciado ya sea directo o en lingote. El primer dígito indica el grupo de la aleación. Para las series del 2xx.x al 9xx.x, el grupo de aleación es determinado

por el elemento de aleación presente en mayor porcentaje. El grupo 1xx.x pertenece al aluminio sin alear, en la serie 2xx.x el cobre es el elemento de mayor aleación, en la serie 3xx.x es el silicio con cobre o magnesio, en la 4xx.x es el silicio, en la 5xx.x es el magnesio, la 6xx.x no se usa, en la serie 7xx.x es el zinc, en la 8xx.x el titanio y la 9xx.x otros elementos. El segundo y tercer dígitos indican en la serie 1xx.x el porcentaje mínimo de pureza que excede al 99 %, en las series de la 2xx.x a la 9xx.x no tienen especial significado sirviendo únicamente para identificar diferentes aleaciones en el grupo. El último dígito que está a la derecha del punto decimal indica la forma del producto, xxx.0 indica que fue directamente vaciada en molde y la xxx.1 indica que fue vaciada en lingote. Si la aleación fue modificada o tiene ciertas impurezas se indica con un serial de letras precediendo a la designación de la aleación. La designación de las letras se hace en secuencia alfabética omitiendo las letras I, O, Q y X. La letra X se reserva para aleaciones experimentales.

2.5.- Sistema de designación para tratamientos al aluminio y sus aleaciones.

El sistema de designación para los tratamientos del aluminio y sus aleaciones usado en los Estados Unidos es empleado para todas las formas de producto ya sea vaciado o trabajado (con excepción del vaciado en lingote). El sistema está basado en la secuencia de tratamientos mecánicos, térmicos o la combinación de ambos. La designación del tratamiento sigue a la de la aleación separada con un guión.

La designación de un tratamiento básico consiste en una letra individual mayúscula. La subdivisión de los tratamientos básicos se indican con uno o más dígitos siguiendo a la letra, esos dígitos designan una secuencia específica de tratamientos que producen una combinación de propiedades en el producto.

La designación para los tratamientos más comunes y su secuencia de operación usada para producir esos tratamientos se muestran a continuación (4).

- O Recocido.
- F Como se fabricó
- W Tratamiento de solubilidad.
- H Endurecimiento por deformación.
- H1 Solamente endurecido por deformación.
- H2 Endurecido por deformación y recocido parcialmente.
- H3 Endurecido por deformación y estabilizado.
- T Tratamiento de solubilidad.
- T1 Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecido natural.
- T2 Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura trabajado en frío y envejecido naturalmente en condiciones estables.
- T3 Tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecido naturalmente a condiciones estables.
- T4 Tratamiento de solubilización y envejecido naturalmente a condiciones estables.
- T5 Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecido artificial.
- T6 Tratamiento de solubilización y envejecido artificial.
- T7 Tratamiento de solubilización y sobre envejecido o estabilizado.
- T8 Tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecido artificial.
- T9 Tratamiento de solubilización, envejecido artificial y trabajado en frío.
- T10 Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificial.

Existen otras clasificaciones, pero en este trabajo sólo se mencionan las más comunes.

CAPÍTULO 3

TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES DE ALUMINIO

3.1.- Introducción.

El aluminio es un metal que tiene propiedades mecánicas bajas por lo que, para mejorarlas, se tiene que alearlo con otros elementos. El aumento en resistencia después de alearlo, se obtiene por medio de los procesos de tratamiento térmico o por deformación mecánica (para aquellas aleaciones que no aceptan el tratamiento). El mejor procedimiento es el de tratamiento térmico y es del cual se hablará en este trabajo.

Una definición de tratamiento térmico es cualquier operación de enfriamiento o calentamiento que sea desarrollada con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, estructura metalúrgica o el estado de esfuerzos residuales en un producto metálico. La función de un tratamiento térmico es desarrollar un balance deseado de propiedades mecánicas requeridas para su servicio en forma consistente.

Sin embargo cuando el término de tratamiento térmico es aplicado al aluminio, se restringe a la operación específica empleada para incrementar la resistencia mecánica y la dureza en aleaciones de aluminio forjado o vaciado por medio del envejecido o endurecimiento por precipitación.

3.2.- Bases para el tratamiento térmico.

El atributo esencial de un sistema de aleación tratable térmicamente por precipitación es la dependencia de la solubilidad con la temperatura. Por lo que, su requerimiento básico, es el decremento en la solubilidad en el estado sólido de uno a más de los elementos aleantes al descender la temperatura, (aleaciones parcialmente solubles en estado sólido), figura. 3.1.

Se debe tener un buen control de los elementos de aleación (composición química), temperatura y los pasos a seguir para efectuar el tratamiento térmico. El único tratamiento térmico que se le puede hacer a ciertas aleaciones de aluminio es el de envejecido, esto se obtiene al elevar la temperatura hasta un punto donde se tenga completamente soluble al elemento de aleación, después de un cierto tiempo de homogeneización, se baja la temperatura rápidamente para mantenerlo en solución y, por último, se lleva a una temperatura a la cual se logra el fenómeno de envejecido, que no es otra cosa que la precipitación controlada del elemento aleante.

Por lo tanto, los tres estados en que se debe poner atención en un tratamiento térmico en aleaciones de aluminio son: solubilización, enfriamiento rápido y envejecido, que sirven para aumentar la resistencia mecánica en la aleación por medio de un endurecimiento por precipitación.

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente se identifican con un marcado incremento en la solubilidad del elemento principal de aleación al incrementar la temperatura (5). Por ejemplo, en la figura 3.2, en una aleación Al-Mg-Si, con una relación de magnesio - silicio de 1.73:1. La solubilidad máxima del Mg_2Si es de 1.85% a 595 °C (6), cayendo a 1.08% a 500 °C y 0.097% a 200°C. En este caso, el primer estado del tratamiento térmico debe ser para formar una solución sólida por medio de la homogeneización del material a una temperatura sobre la línea de solubilidad. Por ejemplo a una

condición de 1.08% deberá ser mayor a 500 °C pero por debajo de 595 °C para evitar la fusión incipiente del elemento (7).

3.3.- Elementos de aleación que responden al tratamiento térmico.

Aunque la mayoría de los metales se pueden alea con el aluminio, los más utilizados para lograr un aumento en resistencia mecánica y dureza son: cobre, silicio, magnesio y zinc. La principal virtud de éstos es la de ser parcialmente solubles en el estado sólido, lo que permite hacer un tratamiento térmico a estas aleaciones.

La mayoría de los sistemas de aleación que admiten endurecimiento por precipitación son:

- Sistemas Aluminio-Cobre. Aumentan la resistencia mecánica por medio de CuAl_2 .
- Sistemas Aluminio-Cobre-Magnesio. El magnesio intensifica la precipitación.
- Sistemas Aluminio-Magnesio-Silicio. Aumenta la resistencia por medio de Mg_2Si .
- Sistemas Aluminio-Zinc-Magnesio. Aumenta la resistencia por medio de MgZn_2 .
- Sistemas Aluminio-Zinc-Magnesio-Cobre. Aumenta la resistencia al obtenerse precipitados complejos.

La mayoría de las aleaciones tratables térmicamente contienen combinaciones de magnesio con uno a más elementos, cobre, silicio y zinc, puesto que este elemento, aún en baja cantidades, acentúa el endurecimiento por precipitación. Aleaciones de la serie 6xxx, que contienen silicio y magnesio en proporción requerida para formar silisuro de magnesio (Mg_2Si), no son tan resistentes como las aleaciones de las series 2xxx y 7xxx, pero tienen buena formabilidad, soldabilidad, maquinabilidad y resistencia a la corrosión.

Las aleaciones forjadas que responden al incremento en resistencia por medio de tratamiento térmico son las que corresponden a las series 2xxx (Al-Cu, Al-Cu-Mg), la serie 6xxx (Al-Mg-Si) y la serie 7xxx (Al-Zn-Mg). Todas dependen del tratamiento de envejecido para aumentar su resistencia mecánica y se pueden clasificar en dos grupos: las que tienen resistencia media y son soldables (Al-Mg-Si y Al-Zn-Mg) y las aleaciones de alta resistencia (que han sido desarrolladas en principio para componentes de ejes de aviación, Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu), la mayoría de las cuales son muy difíciles de soldar.

3.4.- Pasos a seguir para llevar a cabo un tratamiento térmico.

El tratamiento térmico de envejecido normalmente involucra los siguientes pasos:

- 1.- Tratamiento de solubilización (*solution treatment*), se efectúa a una temperatura relativamente alta para obtener una solubilidad completa de los elementos de aleación, (región de una sola fase), punto a, en la figura 3.1.
- 2.- Enfriamiento rápido (*quenching*), usualmente hasta temperatura ambiente, para obtener una solución sólida sobresaturada (SSSS) de los elementos de aleación en el aluminio.
3. Descomposición controlada de la SSSS para formar precipitados finos y dispersos, usualmente por tiempos convenientes a temperaturas por debajo de la línea de solubilidad en el diagrama de fases, punto b, en la figura 3.1.

La temperatura a la cual se debe efectuar la secuencia del tratamiento térmico y el tiempo requerido en aleaciones de la serie 6XXX para alambres o barras extruídas está estipulado en la norma ASTM 597 (8):

Solubilización = 521 °C (970 °F) (El tiempo de solubilización, Tabla 3.1)

Enfriamiento rápido = Temperatura del agua a 37.7 °C (100 °F).

Envejecido = 182 °C (360 °F). durante 6 horas.

3.4.1.- Tratamiento de Solubilización.

El principal propósito de la solubilización es el de disolver por completo a los elementos de aleación, esto se puede lograr elevando la temperatura hasta tener una fase simple. Sin embargo, es importante que la aleación no sea calentada por encima de la línea de solidus porque podría haber sobrecalentamiento, es decir fusión de componentes, preferencialmente sobre fronteras de grano, con un resultado no deseado en ductilidad y otras propiedades mecánicas. Otra consideración adicional es la de no elevar la temperatura más allá de la línea del eutéctico. Las temperaturas de solubilización de algunas aleaciones se pueden ver en la Tabla 3.2.

El tiempo a una temperatura nominal para que se lleve a cabo completamente el tratamiento de solubilización (*soak time*), es una función de la microestructura antes del tratamiento y de las dimensiones de la pieza. Esta temperatura puede variar desde menos de un minuto para láminas delgadas hasta 20 hrs para masas grandes. Una guía de información del tiempo requerido para la solubilización, para productos forjados en función del espesor se presenta en la Tabla 3.1.

La disolución depende de:

- 1.- El tamaño y distribución de los precipitados existentes.
- 2.- La temperatura y el tiempo de permanencia arriba de la temperatura de solubilidad.
- 3.- Grado de deformación.

La cinética de disolución en ausencia de deformación es relativamente más lenta y puede requerir muchos minutos si los precipitados están relativamente grandes y si la temperatura está sólo un poco arriba de la de solubilidad (9). Al deformar el material los precipitados se quiebran acercándose más y se producen un mayor número de defectos en la microestructura que incrementan la velocidad de difusión (10).

El dejar la aleación por mucho tiempo a la temperatura de solubilización hace que el grano crezca, haciendo que ésta pierda propiedades mecánicas debido al aumento en tamaño de los granos, por lo que se debe tener mucho cuidado con la permanencia de la aleación a la temperatura de este tratamiento.

3.4.2.- Enfriamiento rápido.

El enfriamiento rápido se relaciona con la rapidez con la que el metal pierde temperatura desde el tratamiento de solución (típicamente entre 465 - 565°C, para aleaciones de aluminio), hasta la temperatura ambiente y se aplica después del tratamiento de solubilización (11). El objetivo principal es el de mantener la estructura de solubilidad completa, pero a temperatura ambiente estará en un estado metaestable llamándole en ese momento una solución sólida sobresaturada (SSSS). El agua fría es muy útil sobre todo porque se pueden obtener velocidades de enfriamiento muy grandes o adecuadas para elementos no muy delgados. Sin embargo, el enfriamiento rápido distorsiona la forma de elementos muy delgados como la lámina y genera esfuerzos internos de compresión en la superficie y de tensión en el corazón de la lámina. Los esfuerzos internos pueden causar inestabilidad dimensional, particularmente en piezas que tienen una forma irregular o que tienen que ser maquinadas.

Los esfuerzos internos producidos por un enfriamiento rápido pueden ser reducidos si éste se desarrolla en forma más lenta, esta alternativa es particularmente importante en el caso de las aleaciones forjadas. Algunas aleaciones pueden ser enfriadas con agua caliente o con aire frío, lo que afecta al envejecimiento posterior.

Si la velocidad de enfriamiento es muy rápida, se puede generar inestabilidad elástica, por el contrario si ésta se reduce pueden precipitar elementos de aleación sobre las fronteras de grano los cuales son indeseables. Se debe mantener un balance entre una rapidez de enfriamiento suficientemente alta (para retener la mayoría de los elementos y compuestos en solución) y minimizar los esfuerzos residuales y la distorsión en las partes a ser enfriadas. Enfriamientos muy lentos resultan en una precipitación durante el enfriamiento, sobre-envejecido localizado, pérdida de resistencia a la corrosión en las fronteras de grano y, en casos extremos una inadecuada respuesta al tratamiento de envejecido. Enfriamientos muy rápidos crean altos gradientes térmicos y esfuerzos térmicos, que causan distorsión.

Las aleaciones de aluminio tienen conductividades térmicas relativamente altas, típicamente entre 1.4 y $2.4 \text{ W / cm}^2 \text{ K}$ (975 a $1650 \text{ Btu.in / hr ft}^2 \text{ F}$) dependiendo de su composición, en comparación con las de austenita de 0.15 a $0.29 \text{ W / cm}^2 \text{ K}$ (100 a $200 \text{ Btu.in / hr ft}^2 \text{ F}$) en acero al carbono y de baja aleación (11). La alta conductividad térmica del aluminio puede ser un beneficio o un problema. Si el calor está siendo extraído rápidamente a la parte de la superficie por el elemento enfriador, la alta conductividad resulta en una rápida pérdida de temperatura en secciones delgadas y una gran diferencia en temperatura entre secciones delgadas y gruesas. Grandes diferencias de temperaturas crean esfuerzos térmicos causando deformación plástica y distorsión.

3.4.3.- Tratamiento de envejecido o endurecimiento por precipitación.

El tratamiento de envejecido (*age hardening*), es el último paso en el tratamiento térmico de la aleaciones de aluminio. Consiste en mantener la muestra a cierta temperatura durante un tiempo para que precipiten los elementos de aleación. Algunas aleaciones sufrirán envejecimiento a temperatura ambiente (envejecido natural), pero la mayoría requiere elevar la temperatura durante un cierto tiempo, (envejecido artificial), que está usualmente en el intervalo de 100 a 190 °C. Las temperaturas y tiempos de envejecimiento son menos críticos que los de solubilización y dependen de cada aleación en particular.

La velocidad de crecimiento es controlada por el fenómeno de difusión y se puede obtener apropiadamente por la ley de Fick. El proceso de difusión es descrito en la figura 3.3 (12). Ahí el precipitado contiene el 50 % atómico del elemento de aleación en la matriz.

El tamaño de los precipitados está en función de la temperatura y el tiempo de exposición, a mayor temperatura o tiempo el tamaño de los precipitados crece, lo cual es indeseable. El crecimiento de los precipitados se representa en la figura 3.4.

Aunque se han hecho intentos de desarrollar un modelo para encontrar las propiedades mecánicas óptimas en las aleaciones de aluminio al someterlas al tratamiento de precipitación, éste aún se determina empíricamente. El aumento de resistencia por precipitación en una aleación Al-4Cu, es mostrada en la figura 3.5. El efecto para esa misma aleación respecto a la temperatura y el tiempo se muestra en al figura 3.6 (13).

Los precipitados que endurecen al material se pueden obtener a temperatura ambiente o elevada. Cuando el endurecimiento se lleva a cabo a

temperatura ambiente se le llama envejecido natural o simplemente envejecido (*age hardening*), cuando se lleva a temperatura elevada se le llama envejecido artificial o endurecimiento por precipitación (*precipitation hardening*). A temperatura ambiente el tratamiento de precipitación se lleva a cabo a tiempos muy largos, en cambio a temperaturas entre 115 y 190 °C, el tiempo varia entre 5 y 48 hrs. En algunas aleaciones, el envejecimiento puede ser suprimido o retrasado por muchos días manteniendo la muestra a una temperatura igual o menor a -18 °C

El objetivo del tratamiento es seleccionar el ciclo que produzca un tamaño de precipitado óptimo y de distribución uniforme. Las diferencias en tipo, fracción volumétrica, tamaño y distribución de las partículas precipitadas gobiernan las propiedades y estas partículas están en función del tiempo y la temperatura. Todos ellos son afectados por el estado inicial de la estructura.

Los tratamientos comerciales recomendados están en función del tiempo, costo y de la probabilidad de obtener las propiedades deseadas. La temperatura es una función muy importante por lo que se debe considerar al fijar una temperatura determinada, no variar más de 6 °C, para no incurrir en un error. Sin embargo se puede considerar la temperatura ambiente entre 5 y 50°C.

3.5.- Mecanismo que sigue el tratamiento térmico de envejecido.

3.5.1.- Mecanismo de difusión.

La mayoría de los tratamientos térmicos se llevan a cabo por medio de difusión por lo cual se hablará someramente de este mecanismo. En un tratamiento térmico de metales o aleaciones la rapidez de los cambios estructurales es controlada usualmente por la velocidad a la cual los átomos

cambian de posición en la red. Al movimiento de las vacancias dentro de la red se le llama difusión. La difusión en un metal puro se le denomina auto-difusión y dentro de una aleación, solamente difusión.

Existen varias teorías para que un átomo cambie de posición dentro de la red, la de mayor aceptación es que lo hagan a través de vacancias. Los metales o aleaciones al solidificar generan un sin número de vacancias las cuales crean zonas de mayor energía, por lo que es más factible que un átomo pueda saltar a ese espacio vacío debido a que necesita menos energía para conseguirlo.

Una relación matemática que conecta la concentración de las especies difundándose respecto a la distancia es la ley de Fick. Esta ley establece que el flujo de difusión (en una dirección) está dado por:

$$J = - D(dC/dx) \quad (1)$$

donde C, es la concentración y x, la distancia, D es constante a una temperatura dada, pero puede ser considerada como dependiente de la concentración; esta es llamada difusividad o coeficiente de difusión.

El flujo de difusión es definido como el número de vacancias, que pasa a través de un plano de área unitaria que es normal a la dirección del flujo, por unidad de tiempo.

Si se introduce el efecto del tiempo t, da la segunda ley de Fick que establece (en una dirección):

$$dC/dt = D(d/dx)(dC/dx) = Dd^2C/dx^2 \quad (2)$$

Si la difusión consiste en la unión de dos metales puros A y B que son completamente solubles uno en el otro, la solución de la ecuación será:

$$C_a = 1/2(1 - \phi(Dt)^{1/2}) \quad (3)$$

donde ϕ es la función error de Gauss y C_a la concentración de A, a una distancia x de la interfase.

Una relación práctica importante desarrollada particularmente para la solución de la segunda ley de Fick, para la relación de tiempo - distancia a una concentración dada C es:

$$x^2 = Dt \quad (4)$$

La dependencia de la velocidad de difusión con la temperatura resulta ser exponencial como sigue:

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \quad (5)$$

donde R es la constante universal de los gases, Q es la energía de activación del proceso (energía necesaria para mover un átomo sobre una barrera de un sitio de la red a otro, la barrera está asociada con el requerimiento de que la vacancia deberá vibrar con la suficiente amplitud para romper la barrera de sus vecinos más cercanos y así moverse al nuevo sitio), algunos valores de Q y D_0 se muestran en Tabla 3.3 (14). Se puede hacer un gráfico del logaritmo de D contra $1/T$ dando una recta y de la pendiente se puede obtener Q .

Debido a que la difusión depende de la temperatura en una forma exponencial, ésta tiene una importancia fundamental en el tratamiento térmico, puesto que al aumentar la temperatura un poco, la difusión se incrementa al

cuadrado, así en algunos casos al aumentar la temperatura en 10 °K la rapidez del proceso se incrementa al doble.

Estudios experimentales han mostrado que la difusión a través de las fronteras de grano, a lo largo del corazón de dislocaciones y sobre superficies libres es considerablemente más rápida, que la difusión a través del interior de un cristal. En general la energía de activación para difusión intersticial es menor que la difusión sustitucional.

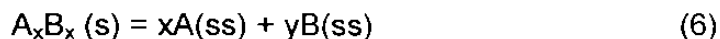
3.5.2.- Teoría del Mecanismo de envejecido.

La teoría clásica de crecimiento controlado por difusión fue tratada inicialmente por Avrami (15). Después la teoría ha sido refinada y desarrollada por un número de investigadores mejorando el conocimiento relativo a la transformación de fases (16 - 19).

Mientras la transformación de fases alotrópicas y transformaciones simples, tales como la recristalización, pueden ser sujetas a un análisis exacto (20), el tratamiento de crecimiento controlado por difusión (20), que envuelve un cambio en la composición promedio no puede ser tratado con el mismo grado de precisión matemática. Esto implica que las diferentes soluciones de la ecuación de Avrami, pueden ser consideradas como semiempíricas (19).

3.5.3.- Mecanismo de solubilización.

En general la solubilidad del producto puede ser derivada de un análisis de la energía libre de Gibbs, ΔG° , de la siguiente reacción de disolución:



En equilibrio , se tiene:

$$\begin{aligned}\Delta G^\circ &= \Delta H^\circ - T\Delta S^\circ = - RT\ln K \\ &= R'T\log\{[(a_A)^x(a_B)^y] / a_{A_xB_y}\}\end{aligned}\quad (7)$$

Donde ΔH° y ΔS° , son la entalpía y la entropía estándar de la reacción respectivamente, mientras que (a_A) y (a_B) , denota la actividad química de los elementos A y B en la matriz en equilibrio con A_xB_x puro. Cuando el A_xB_x puro es usado como un estado estándar, la actividad de $a_{A_xB_y}$ es igual a la unidad. Además, si la actividad del soluto es referida a un 1% de solución hipotética, es una buena aproximación suponer que $a_A = c_A$ y $a_B = c_B$ a disolución alta, donde la concentración de los elementos A y B en la matriz en equilibrio son ambos el porcentaje en peso o atómico. De ahí que los productos de la solubilidad puedan ser escritos como:

$$\log[c_A]^x[c_B]^y = \Delta S^\circ / R' - \Delta H^\circ / R'T \quad (8)$$

Dentro de sistemas que contienen más de dos elementos de aleación se puede formar diferentes tipos de precipitados mixtos (21,22). Varios tipos de estos precipitados hacen más compleja la solución por lo que aquí sólo se tratará con un intermetálico binario.

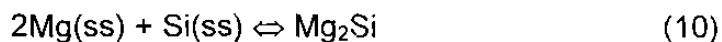
Basándose en la ecuación 8, es posible calcular la temperatura de disolución en equilibrio de los precipitados. Rearreglando esta ecuación se tiene:

$$T_{eq} = \Delta H^\circ / [\Delta S^\circ - R'\log(c_A^\circ)^x(c_B^\circ)^y] \quad (9)$$

donde: c_A° y c_B° se refieren al contenido de los elementos A y B en el metal base respectivamente.

3.5.3.a.- Mecanismo de solubilidad en aleaciones de la serie 6000.

El siguiente mecanismo es propuesto por Grong (23). Basándose en la figura 3.2, la reacción importante del envejecido en las aleaciones Al - Mg - Si es la disolución o precipitación de los elementos de aleación Mg y Si:



La energía libre de Gibbs en el equilibrio es igual a:

$$\Delta G^\circ = \Delta H^\circ - T \Delta S^\circ = -RT \ln K = -R'T \log [(a_{\text{Mg}})^2 (a_{\text{Si}}) / a_{\text{Mg}_2\text{Si}}] \quad (11)$$

donde a_x es la actividad del componente x . Cuando el Mg_2Si puro es usado como estado estándar su actividad es igual a la unidad. Además para soluciones diluidas es una buena aproximación considerar que $a_{\text{Mg}} = (\% \text{ at de Mg})$ y $a_{\text{Si}} = (\% \text{ at Si})$, donde el estado estándar es a 1 % at de solución.

Rearreglando la ecuación 11, en forma similar a la efectuada con la ecuación 8, se obtiene la temperatura de equilibrio de la línea de solubilidad:

$$T_{\text{eq}} = \Delta H^\circ / \{ \Delta S^\circ - R' \log [(at\% \text{ Mg})^2 (at\% \text{ Si})] \} \quad (12)$$

La concentración de Mg y Si en la solución sólida se puede fijar mediante la estequiometría de la reacción:

$$(at\% \text{ Si}) = (at\% \text{ Si})_0 - \frac{1}{2} [(at\% \text{ Mg})_0 - (at\% \text{ Mg})] \quad (13)$$

donde $(at\% \text{ Si})_0$ y $(at\% \text{ Mg})_0$, se refieren al contenido nominal del silicio y el magnesio en el material y $(at\% \text{ Si})$ y $(at\% \text{ Mg})$, se refiere al peso atómico del Si y Mg respectivamente.

La concentración de Mg en la solución sólida en equilibrio, con la fase de equilibrio Mg_2Si , puede ser calculada de la ecuación 14:

$$(at\% Mg) = [\exp (\Delta S^\circ / 2R) / (at\% Si)^{1/2}] \exp (- \Delta H^\circ / 2RT) \quad (14)$$

Dentro de esas condiciones se puede mostrar que la fracción volumétrica de los precipitados a una temperatura fija está dada por:

$$f_{eq} = f_{max} [1 - (at\% Mg) / (at\% Mg)_0] \quad (15)$$

donde f_{max} , es la fracción volumétrica máxima posible a cero absoluto. Esta ecuación es válida cuando la concentración de silicio es suficientemente alta como para atrapar todo el Mg en forma de precipitados. Similarmente si el Mg está en una cantidad mayor al necesario para atrapar todo el Si en forma de precipitados, entonces se reemplaza el %Mg por el %Si en la ecuación 15.

3.5.4.- Mecanismo de la rapidez de nucleación durante la precipitación.

La rapidez de nucleación heterogénea en sólidos está dada por (24,25);

$$N = vN_v \exp(-\Delta G^* / RT) \exp (-Q_d / RT) \quad (16)$$

donde v , es el factor de frecuencia de vibración, N_v es el número total de sitios para nucleación por unidad de volumen, ΔG^* es la energía de activación para la nucleación y Q_d , es la energía de activación para la difusión en el material.

De acuerdo con la ecuación 16, se ve que la rapidez de nucleación, N , es muy alta a temperaturas intermedias debido a la influencia de la competitividad del subenfriamiento (fuerza impulsora) y la difusividad sobre la reacción cinética. Este cambio en N , con la temperatura proporciona grandes

fluctuaciones correspondientes a la rapidez de transformación y contribuye a la forma característica de una curva C, de un diagrama de transformación isotérmica temperatura - tiempo.

Durante la iniciación de la reacción de precipitación, la rapidez de reacción es controlada por la rapidez de nucleación N. Dentro de esas condiciones, el tiempo que toma en precipitar una cierta fracción de la nueva fase t^* , es inversamente proporcional a N.

$$t^* = k_1 / N = (k_2/N_v)\exp(\Delta G^*_{het}/RT + Q_d/RT) \quad (17)$$

Donde k_1 y k_2 son constantes (26).

Valores típicos de líneas de dislocaciones en un cristal cuando se enfría rápidamente son de 10^8 a 10^9 cm.cm⁻³. La densidad de nucleación es del orden de 10^5 a 10^6 partículas por cm de dislocación y la nucleación completa se efectúa en $\approx 10^2$ seg. esto da una velocidad de nucleación de alrededor de 10^{12} partículas por cm³/seg (27).

En sistemas donde los precipitados tienen la misma estructura y parámetro de red que la matriz, el valor de ΔG es pequeño y sensible, por lo que la rapidez de nucleación puede ser obtenida con un sobreenfriamiento del orden de 50 °C. ejemplo Co en Cu - Co (28) y Ni₃Al en Ni - Al (29). Sin embargo la mayoría de las estructuras de los precipitados en equilibrio que son diferentes a los de la matriz y la nucleación es heterogénea predominan a sobreenfriamientos de varios cientos de grados por ejemplo en MgZn₂ en Al-Zn-Mg donde la nucleación es heterogénea a sobreenfriamientos de 170 °C.

El cambio de energía libre cuando partículas de β son formadas en una matriz α , está compuesta de la suma algebraica del cambio de energía libre de

volumen (ΔG_V) el cambio de energía libre de superficie (ΔG_S) y el cambio de energía libre por deformación (ΔG_E).

$$\Delta G_B = \Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_E$$

Cuando la aleación está sobresaturada, ΔG_V es negativa y las ΔG_S y ΔG_E son positivas.

3.5.5.- Secuencia de precipitación.

La mayoría de las aleaciones tratadas térmicamente exhiben varios estados de precipitación que van acompañados de cambios en la resistencia análogos a los que sufren las aleaciones de la serie aluminio cobre.



La descomposición completa de la SSSS usualmente es un proceso complejo que puede involucrar varios estados. Generalmente, zonas de Guinier - Preston (GP) y precipitados intermedios pueden formarse además de la fase de equilibrio. Las zonas GP son agrupamientos (*clusters*), ricos en átomos de soluto que pueden ser de uno o dos planos de espesor. Ellos retienen la estructura de la matriz y son coherentes con ella, aunque producen apreciable deformación elástica, figura 3.7. Su formación requiere de movimiento de átomos en distancias relativamente cortas, por lo que están finamente dispersos en la matriz con densidades que pueden alcanzar de 10^{17} a 10^{18} por cm^3 . Dependiendo del sistema de aleación, la rapidez de nucleación y la estructura de las zonas GP se pueden ver grandemente afectadas por la presencia de un exceso de vacancias en la red que son retenidas por el enfriamiento rápido.

Los precipitados intermedios son mucho más grandes que las zonas GP y son parcialmente coherentes con los planos de la red en la matriz. Estos tienen una composición definida y estructura cristalina que puede diferir sólo un poco de aquellos precipitados en equilibrio. En algunas aleaciones los precipitados intermedios pueden ser formados a partir de zonas GP estables. En otras, esta fase nuclea heterogéneamente en defectos de red como son las dislocaciones o límites de grano. La formación de precipitados en equilibrio final, involucra la pérdida total de coherencia con la red de la matriz. Estos se forman sólo a altas temperaturas de envejecido y debido a que forman grandes agrupamientos dispersos, desarrollan menos dureza en la aleación. La formación de un precipitado se puede observar en la figura 3.3. El máximo envejecimiento en una aleación ocurre donde están presentes una dispersión crítica de zonas GP o precipitados intermedios o ambos.

3.5.5.a.- Zonas Guinier Preston.

Las líneas de solubilidad para zonas GP, pueden ser mostradas como una línea metaestable en un diagrama de equilibrio, figura 3.8. Esta línea define el límite superior de temperatura hasta la cual las zonas GP son estables para diferentes composiciones químicas de la aleación, aunque la localización de la línea puede variar dependiendo de la concentración de vacancias. La distribución del tamaño de las zonas GP respecto al tiempo de envejecimiento se muestra esquemáticamente en la figura 3.9, en ésta, existe un soporte experimental muy fuerte para el modelo propuesto por Lorimer (30) y Nicholson (31), donde las zonas GP formadas por debajo de la línea de solubilidad pueden actuar como nucleantes para el siguiente estado en el proceso de envejecido, usualmente de precipitados intermedios, después de haber alcanzado su tamaño crítico. Sobre las bases de este modelo las aleaciones se pueden clasificar dentro de tres tipos:

1.- Aleaciones en las cuales las temperaturas del baño de enfriamiento y el envejecimiento están ambas arriba de la línea de solubilidad de las zonas GP. Tales aleaciones mostrarán una respuesta casi nula al endurecimiento por envejecido debido a la dificultad de nuclear un precipitado fino y disperso.

2.- Aleaciones en las cuales las temperaturas del baño de enfriamiento y envejecimiento son ambas inferiores a la línea de solubilidad de las zonas GP.

3.- Aleaciones en las cuales la línea de solubilidad de las zonas GP está entre la temperatura del baño de enfriamiento y la temperatura de envejecimiento. Esta situación es aplicable a la mayoría de las aleaciones de aluminio que responden al tratamiento de envejecimiento. La ventaja puede ser la nucleación de precipitados intermedios, en unas zonas preexistentes GP, de tamaño mayor al diámetro crítico usando un tratamiento de envejecido.

El tamaño exacto, forma y distribución de las zonas GP, depende en que aleación se están formando y la historia térmica y mecánica de la muestra. Su forma puede algunas veces ser deducida por medio de estudios de rayos X. Dentro de condiciones favorables las zonas GP pueden ser vistas por medio de microscopía electrónica de transmisión.

Las zonas GP son de decenas de Å de diámetro y son característicamente metaestables, por lo tanto son disueltas en presencia de un precipitado más estable. Al formarse las zonas GP a una temperatura T_1 abajo de la línea de formación de las GP, crecen en tamaño. Si se eleva la temperatura a una T_2 arriba de la línea de las zonas GP, estas pueden disolverse si no tienen el tamaño mínimo adecuado. A este fenómeno se le conoce con el nombre de reversión (32,33).

3.5.5.b.- Efecto de trazas de elementos.

En común con otros procesos de nucleación y crecimiento, las reacciones de precipitación se pueden ver afectadas en gran medida por la presencia de cantidades muy pequeñas o trazas de ciertos elementos. Esos cambios pueden resultar como consecuencia de varios factores:

- 1.- La interacción preferencial con vacancias que reducen la velocidad de nucleación en las zonas GP.
- 2.- Elevando la línea de solubilidad de las zonas GP alterando el intervalo de temperaturas sobre las cuales las fases son estables.
- 3.- Actuando como núcleo de un precipitado existente por medio de la reducción de la energía interfacial entre el precipitado y la matriz.
- 4.- Promoción de la formación de un precipitado diferente.

3.5.6.- Secuencia de precipitación en aleaciones de aluminio de la serie 6XXX.

La secuencia de envejecimiento aceptada en las aleaciones de la serie 6000 fue propuesta por Thomas (34), Jacobs (35), Lynch (36), Westengen y Ryum (37) es la siguiente:

Solución sólida sobresaturada → zonas GP → agrupamientos de β'' (Mg₂Si) → cilindros de β' (Mg₂Si) → Placas en equilibrio β (Mg₂Si).

Gupta y Lloyd (38) y Matusuda (39), proponen que la presencia de Si en exceso de la pseudo composición binaria, puede formar partículas de Si.

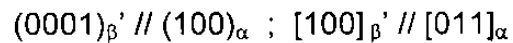
Las partículas que se forman durante el envejecido natural son zonas GP. La literatura no es muy consistente en cuanto a los precipitados intermedios β'' y β' , (39,40), pero se podría decir que la diferencia entre β'' y β' es esencialmente una cuestión de tamaño (37).

Martin (41) y Jaramillo y coautores (42) proponen que la secuencia de precipitación para aleaciones de la serie 6XXX, (Magnesio - Silicio) se manifiesta de la siguiente forma:

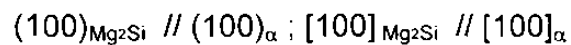


Las zonas GP tienen morfología de agujas que crecen a lo largo de las direcciones [110] de la matriz Al- α (43), sus dimensiones son de 10 a 20 Å de espesor y 100 Å de longitud aproximadamente.

La fase β' precipita en forma de cilindros a lo largo de las direcciones [100] de la fase matriz. Jacobs (44) en sus investigaciones mostró que los cilindros β' tienen una estructura hexagonal coherente con la matriz a lo largo del eje c, con parámetros reticulares $c = 7.05 \text{ \AA}$ y $a = 4.05 \text{ \AA}$. Las relaciones de orientación con la matriz son:



La fase de equilibrio β tiene una composición química Mg_2Si , su estructura es cúbica centrada en las caras tipo CaF_2 cuyo parámetro de red es de 6.39 \AA . Jacobs encontró también que esta fase precipita en forma de plaquetas sobre la familia de planos {100} de la matriz con las relaciones de orientación siguientes:



D.M.Jiang (45) encontró en ensayos de fatiga y tensión realizados en aleaciones de aluminio tratadas térmicamente, que para las condiciones entre SSSS y máxima dureza aparecen zonas GP y para la muestra en máxima dureza aparecen precipitados β' .

3.5.7.- Efecto del manganeso sobre la precipitación en aleaciones de aluminio de la serie 6XXX.

Las aleaciones de aluminio que tienen manganeso además del magnesio y silicio (ejemplo AA6082), evitan o reducen la recrystalización y el crecimiento de grano. La desventaja de esa adición es que se incrementa la sensibilidad al enfriamiento rápido en la aleación. La razón de ésto, es que el Mn produce pequeñas partículas que sirven como sitios de nucleación para precipitados no endurecibles β' (Mg₂Si) de 100 a 1000 nm de longitud y de 20 a 50 nm de radio. Estas partículas se forman durante la homogeneización y su tamaño y densidad dependen del tiempo y la temperatura de ésta. A bajas temperaturas de homogeneización, la densidad será mayor que a temperaturas altas. Se ha mostrado que la mayoría de las partículas β' (Mg₂Si) nuclean sobre estas partículas y que existe una correlación directa entre la densidades de ellos y las partículas β' (Mg₂Si), Figura 3.10 (46).

3.6.- Mecanismos de endurecimiento durante el envejecido.

Aunque los primeros intentos para explicar los mecanismos de endurecimiento en aleaciones envejecidas fueron limitados por la carencia de datos experimentales, dos conceptos importantes fueron postulados. Uno fue que el endurecimiento o el aumento en resistencia de una aleación a deformar, es el resultado de la interferencia al deslizamiento de dislocaciones por medio de partículas precipitadas sobre los planos cristalográficos. La otra fue que el máximo endurecimiento está asociado con un tamaño crítico de partícula. Conceptos modernos de endurecimiento por precipitación se basan esencialmente en la consideración de estas dos ideas relacionadas con la teoría de dislocaciones, donde el aumento de resistencia en una aleación envejecida es debida a la restricción al movimiento de dislocaciones por los precipitados.

El fenómeno de endurecimiento por precipitación en aleaciones de aluminio fue descubierto por Alfred Wilm (47) quien observó que la dureza de una aleación Al-4%Cu-0.5%Mg, se incrementa con el tiempo a temperatura ambiente después de haber sido enfriada rápidamente desde una temperatura alta. Después Merica (48) postuló que el endurecimiento por envejecido ocurría en aleaciones que aumentaban su solubilidad al incrementar la temperatura, por lo que, posiblemente, partículas de segundas fases podían precipitar al bajar la temperatura a partir de una solución sólida supersaturada. El principal interés de los trabajos de investigación durante los años 1920 y 1930 fueron sobre el mecanismo de precipitación o envejecimiento, más que sobre el mecanismo responsable del aumento de resistencia. Los primeros intentos para explicar el endurecimiento por envejecido usando el concepto de dislocaciones fueron hechos por Mott y Nabarro (49). Estos investigadores sugirieron que el aumento de resistencia es el resultado de la interacción entre dislocaciones y los esfuerzos internos producidos por precipitados semicoherentes. Después Orowan (50) desarrollo una relación entre el esfuerzo de una aleación conteniendo partículas duras en proporción al módulo de corte de la dislocación y del espacio interplanar promedio de las partículas. La relación de Orowan sirvió para las bases de la teoría de aumento de resistencia por dispersión o aumento de resistencia de la aleación por medio de partículas no deformables.

3.6.1.- Teoría del mecanismo del endurecimiento.

La forma en la cual la evolución estructural cambia el esfuerzo de fluencia a sido estudiado ampliamente (31,51-54), Se piensa generalmente que el pico de máxima resistencia en las curvas de envejecimiento está controlado por un solo tipo de precipitado. Mientras las partículas son pequeñas, coherentes y poco espaciadas, se cortan por el movimiento de las dislocaciones,. Debido a que las dislocaciones tienen alguna flexibilidad, el número de partículas por unidad de longitud tocadas es mayor y esto

incrementa la resistencia, las partículas crecen y la resistencia se eleva, efecto Friedel (55). Después las partículas crecen más, coalescen, se convierten en incoherentes, el espaciamiento entre ellas se incrementa, permitiendo que las dislocaciones se puedan doblar y así, rodear a la partícula y seguir avanzando sin cortarlas, efecto Orowan (37), con el incremento en el espaciamiento de las partículas la resistencia disminuye.

Las variables importantes del endurecimiento por precipitación en aleaciones de aluminio son:

- 1).- El tamaño, forma, distribución y espaciamiento de las partículas precipitadas.
- 2).- El grado de coherencia de los precipitados con la matriz.
- 3).- La resistencia que ofrecen los precipitados a la deformación y la fractura.

3.6.1.a.- Esfuerzo de corte en precipitados.

Cuando el tamaño de las partículas es pequeño, éstas son cortadas por las dislocaciones en movimiento. Su contribución al aumento de resistencia de la aleación, involucra la resistencia al corte de una partícula, la población y la flexibilidad de las dislocaciones con las cuales interactúa, conocido como el efecto Friedel (55). Se han desarrollado muchos estudios basándose en la idea de Friedel y probadas experimentalmente (53,56-58).

Para el mecanismo de corte, el esfuerzo crítico de la interacción del deslizamiento de las dislocaciones con la dispersión de partículas, puede ser representado por la relación de la forma (59):

$$\tau_c = C f^m r^n \quad (18)$$

donde f es la fracción volumétrica de partículas, r es el radio de la partícula y m y n son constantes positivas empíricas. Si m y n son iguales a 0.5 (60,61) la

ecuación se simplifica. El parámetro C es una constante de la aleación que representa la influencia de algunos factores tales como:

- a).- Módulo de corte de la matriz.
- b).- La diferencia entre el módulo de corte de la matriz y el precipitado.
- c).- La energía interfacial entre la matriz y el precipitado.
- d).- El grado de orden dentro de las partículas (62).

La figura 3.11 muestra esquemáticamente el corte de un precipitado por medio de una dislocación.

3.6.1.b.- Esfuerzo de la flexión de las dislocaciones.

Cuando los precipitados crecen, la coherencia con la matriz se pierde formando una barrera impenetrable por las dislocaciones, al mismo tiempo que la distancia entre ellos se incrementa, dando el espaciamiento necesario para que las dislocaciones se flexionen entre las precipitados vecinos y puedan rodearlos (31,53,62,63), dando un esfuerzo menor que el necesario para cortar un precipitado, este esfuerzo de flexión está dado por lo que se conoce como el efecto Orowan :

$$\tau_p = c'Gb / l \quad (19)$$

donde G es el modulo de corte, b, es el vector de Burgers y c' es una constante. El espaciamiento entre partículas (l) en el plano de deslizamiento de la dislocación está dado por:

$$l = c''r / f^{1/2} \quad (20)$$

donde c'' es una constante.

El mecanismo para rodear las partículas por medio de las dislocaciones se representa esquemáticamente en la figura 3.12.

La resistencia máxima se obtiene cuando el espacio entre partículas es igual al límite de radio de curvatura para el deslizamiento de las dislocaciones que se puede considerar de 10 nm. Entre más grande es el diámetro de los precipitados, mayor es el espaciado entre ellos. El esfuerzo en función del diámetro de los precipitados se puede ver en la figura 3.13.

3.6.1.c.- Efecto de la matriz y la forma de los precipitados.

En el mecanismo de endurecimiento de Orowan (50), el aumento en resistencia es independiente de las propiedades de la partícula, consecuentemente el esfuerzo de fluencia puede ser descrito simplemente por la ecuación (64):

$$\tau_x = \tau_0 + 0.8 (Gb/l) \quad (21)$$

Donde τ_0 , es el esfuerzo de fluencia de la matriz sin tomar en cuenta la precipitación, aunque puede incluir el componente por solución sólida. Esta ecuación indica que para una fracción volumétrica de partículas, la resistencia decrece con el incremento del tamaño de la partícula y el espaciado entre ellas.

La teoría propuesta por Orowan, supone que el esfuerzo necesario para que una dislocación se flexione y pase entre dos partículas depende solamente del espacio entre ellas. En un estudio posterior, Fisher, Hart y Pry (65), propusieron un modelo de endurecimiento por dispersión que consideró el tamaño, forma y espaciado de las partículas.

La forma de las partículas de precipitados influye en el mecanismo de Orowan de endurecimiento por dispersión. Para una fracción de volumen constante la morfología de la partícula afecta el número de interacciones con los planos de deslizamiento de la partícula y la facilidad con la cual las dislocaciones puedan pasar la partícula. Las partículas en forma de cilindros tienden a causar un aumento en resistencia de 1.75 a 2.0 veces mayor que el encontrado con formas esférica o placas. (63,66).

3.6.1.d.- Otros medios de endurecimiento.

La mayoría de las aleaciones base aluminio de alta resistencia dependen principalmente del endurecimiento por precipitación para obtener su resistencia. Suplementariamente el aumento en resistencia es provisto por: (67,68).

- a).- Solución sólida.
- b).- Trabajado en frío
- c).- Dispersión de fases intermetálicas insolubles.
- d).- Fronteras y subfronteras de granos (subestructura).

Los obstáculos más importantes para el movimiento de las dislocaciones son:

- a).- átomos de soluto,
- b).- otras dislocaciones,
- c).- partículas de segundas fases y
- d).- fronteras y subfronteras de granos.

Para aleaciones que no pueden ser tratadas térmicamente la resistencia es suministrada por:

- a).- Una dispersión fina de fases intermetálicas que se forman durante la solidificación.
- b).- La subestructura de dislocaciones producidas durante la deformación mecánica.

3.7.- Cinética de Precipitación.

El efecto de la precipitación afecta directamente las propiedades mecánicas y corrosivas en las aleaciones de aluminio, por esta razón se ha estudiado bastante en base al análisis de los diagramas isotérmicos de precipitación.

3.7.1.- Descripción analítica de las curvas de precipitación.

Existen varios tipos de diagramas de precipitación que sirven para analizar dicho efecto, uno de ellos es el diagrama TTP (temperatura - tiempo - propiedades). Es un diagrama isotérmico en el cual se muestra el tiempo y la temperatura a la cual la aleación muestra un porcentaje de pérdida de alguna propiedad mecánica después del tratamiento del envejecido artificial, como son: el esfuerzo máximo, el de fluencia o la dureza, siendo esta pérdida del 0.05 o 0.1%. El procedimiento que se sigue es el someter a varias muestras a una temperatura, mantenerlas a diferentes tiempos y posteriormente enfriarlas rápidamente, después someterlas a un envejecido artificial y ver cual de ellas obtuvo, por ejemplo, una resistencia el 99.5% del esfuerzo máximo alcanzado si la muestra se hubiera enfriado con una rapidez infinita. Con otras muestras se sigue el mismo procedimiento pero a diferentes temperaturas, obteniendo tiempos diferentes. Si se grafica el tiempo necesario para precipitar una misma cantidad de soluto en función de la temperatura se tiene una curva C (ecuación 24), representada en la figura 3.14 (69). La curva C puede ser graficada en base de cualquier propiedad mecánica conveniente, como son, la resistencia de fluencia, esfuerzo máximo, tenacidad y dureza (70).

Se puede usar una expresión para calcular datos de este tipo de comportamiento. Escoger los valores adecuados para: la energía libre, movilidad y número de sitios de nucleación, no es posible con el presente estado de conocimiento, sin embargo, las teorías realizadas indican que la

ecuación de la curva C, puede ser relacionada recíprocamente a la ecuación 16. Todos los términos en dicha ecuación son esencialmente independientes de la temperatura, excepto la ΔG^* . El principal factor que controla ΔG^* es la fuerza impulsora de la precipitación, ΔG_v . Para una aleación particular, ΔG_v es proporcional al grado de subenfriamiento, que puede ser expresado como una función de temperatura:

$$\Delta G_v = K (T_s - T) / T_s \quad (22)$$

donde K es una constante, T es la temperatura absoluta y T_s es la temperatura de solubilidad.

Para precipitación heterogénea, como ocurre arriba de la temperatura de las zonas GP, la energía de deformación puede ser ignorada. Por lo que ΔG^* puede ser expresada como una función de la temperatura:

$$\Delta G^* = K_s T_s^2 / (T_s - T)^2 \quad (23)$$

donde K_s , es otra constante. Esta expresión al ser sustituida en la forma recíproca de la ecuación 16 da como resultado:

$$C_t = K_1 K_2 \exp\{ (K_3 K_4) / [RT(K_4 - T)^2] \} \exp(K_5 / RT) \quad (24)$$

donde C_t es el tiempo crítico para precipitar una cantidad constante de soluto, o el requerido, por ejemplo, para reducir el esfuerzo alcanzable, a $0.995 \sigma_{max}$, K_1 es igual al $\ln(0.995)$, K_2 es una constante que incluye el recíproco de los sitios potenciales de nucleación, K_3 incluye el cambio en energía libre asociado con la formación de núcleos, K_4 relaciona la temperatura de solubilidad, K_5 relaciona al término de movilidad, R es la constante de los gases ($8.3143 \text{ J / K. Mol}$).

Como se ha mencionado anteriormente, la fuerza impulsora a temperaturas altas es pequeña y va creciendo conforme baja la temperatura, en cambio la difusividad tiene un comportamiento contrario, pues a menor temperatura la difusividad es pequeña y aumenta conforme se incrementa la temperatura.

La sensibilidad a la rapidez de enfriamiento de las aleaciones de aluminio se puede manifestar a través de diferentes curvas como se muestra en la figura 3.15, para resultados de Marchive y Deschamps (71) Renouard (72), Fink y Willey (73) y Gulati (74).

3.7.2.- Cinética de precipitación isotérmica.

La cinética de crecimiento a una temperatura particular puede ser descrita por una ecuación tipo Avrami. Para un crecimiento controlado por difusión, la forma general de la ecuación que describe una cinética de transformación isotérmica es:

$$\zeta = 1 - \exp[-(kt)^n] \quad (25)$$

donde k es un término dependiente de la temperatura, t es el tiempo a la temperatura del tratamiento y ζ es la fracción volumétrica transformada.

Los valores calculados del exponente n dependen de diversas condiciones cinéticas. Si la rapidez de nucleación es constante, el incremento o decremento de n depende de la morfología de los precipitados, pero no de su espaciamiento. Christian(75) estableció que los valores de n, varían entre 0.5 y 2.5 durante el inicio de la precipitación. Verificaciones experimentales del valor de n, por Servi y Turnbull (76) produjeron resultados entre 1 y 2.

3.7.2.a.- Predicción de la resistencia mecánica

Predecir los efectos de la trayectoria de enfriamiento sobre las propiedades tales como dureza o esfuerzo de fluencia después del envejecimiento es un problema complejo. Para predecir la resistencia se debe relacionar el factor de enfriamiento y la habilidad a desarrollar el esfuerzo de fluencia después del enfriamiento y el envejecido. Para establecer estas relaciones se determina la relación entre el tiempo que se mantiene a temperatura constante y la pérdida que se observa en el esfuerzo de fluencia. Este modelo se puede extender después al enfriamiento continuo.

3.7.2.b.- Efecto del proceso isotérmico.

La pérdida en la habilidad a alcanzar la resistencia deseada después de mantener isotérmicamente una pieza es atribuida a la precipitación del soluto como núcleos heterogéneos que, por su tamaño y distribución, no contribuyen al aumento en resistencia. Casi todo el soluto remanente se supone que precipita en una forma que ayuda a incrementar la resistencia del material durante el subsecuente tratamiento de envejecido. Investigaciones anteriores han evidenciado que el tiempo, t , al que se mantiene isotérmicamente una pieza afecta la resistencia después del tratamiento de envejecido, de acuerdo a (77):

$$\sigma = \sigma_{\max} \exp(-kt) \quad (26)$$

donde k es una constante, σ es el esfuerzo obtenido con el tratamiento y σ_{\max} , el esfuerzo máximo.

Sustitución de la ecuación 26 en la 25 permite encontrar la relación entre el esfuerzo de fluencia obtenido después de mantener una aleación a una temperatura intermedia:

$$V_c = V_{c,max}\{1 - \exp[-(kt)^n]\} \quad (27)$$

donde V_c es la fracción volumétrica de precipitados gruesos que no contribuyen al aumento de resistencia y $V_{c,max}$ es la fracción volumétrica en equilibrio de precipitados gruesos a la temperatura que se mantuvo la pieza.

Cuando todo el soluto remanente precipita durante el envejecido el precipitado fino incrementa la resistencia del material.

$$V_a = V_{a,max} - V_c \quad (28)$$

donde V_a es la fracción volumétrica del precipitado endurecido después del envejecido y $V_{a,max}$ es la fracción volumétrica máxima de precipitados endurecibles a la temperatura de envejecido.

Sustituyendo V_c en la ecuación 27 y reorganizando se obtiene:

$$1 - V_{a,max} / V_{c,max} + V_a / V_{c,max} = \exp[-(kt)^n] \quad (29)$$

A primera vista, los valores de $V_{c,max}$, pueden ser considerados mucho mayores a los de $V_{a,max}$ debido al decremento en solubilidad al bajar la temperatura, sin embargo las temperaturas de solubilidad de las zonas GP y precipitados intermedios son considerablemente menores a los de precipitados en equilibrio. Consecuentemente no todo el soluto precipita durante el tratamiento de envejecido aún llegando al pico máximo y la fracción volumétrica máxima de precipitados finos producidos durante el envejecido es menor al predicho en los diagramas de equilibrio, por lo tanto los valores de $V_{a,max}$ deben

ser más o menos igual a los de $V_{c,max}$. El valor de la relación $V_{a,max}/V_{c,max}$ se aproxima a la unidad, más aún pequeñas desviaciones de la relación $V_{a,max}/V_{c,max}$ no son críticas cuando el valor de $V_a/V_{c,max}$ se aproxima a la unidad.. Este puede ser el caso si sólo una fracción pequeña de soluto fue precipitado como partículas gruesas. Para tal caso la ecuación 29 se puede reescribir como:

$$V_a / V_{c,max} = \exp[-(kt)^n] \quad (30)$$

El esfuerzo de fluencia se introduce en las ecuaciones suponiendo que éste es el producto de la contribución de la matriz σ_{min} , mas la contribución de los precipitados finos producidos durante el tratamiento de envejecido $\sigma - \sigma_{min}$. El incremento máximo de resistencia posible cuando no se mantiene una temperatura intermedia es $\sigma_{max} - \sigma_{min}$, donde σ y σ_{max} tienen el mismo significado en la ecuación 26. El término $\sigma - \sigma_{min}$ es proporcional a la fracción volumétrica de precipitados que aumentan la resistencia elevada a la potencia m (V_a^m) y el término $\sigma_{max} - \sigma_{min}$ es proporcional a la máxima fracción volumétrica posible de precipitados que aumentan la resistencia a la temperatura de envejecido, elevado a la misma potencia ($V_{a,max}^m$), el exponente m , es una constante relacionada con el mecanismo de endurecimiento. Como se mencionó anteriormente $V_{c,max}$, es aproximadamente igual a $V_{a,max}$, por lo que:

$$(\sigma - \sigma_{min}) / (\sigma_{max} - \sigma_{min}) = V_a^m / V_{a,max}^m \quad (31)$$

De la ecuación 30, se puede reescribir:

$$[(\sigma - \sigma_{min}) / (\sigma_{max} - \sigma_{min})]^{m'} = \exp[-(kt)^n] \quad (32)$$

donde $m' = 1/m$

Para aleaciones de alta resistencia $\sigma_{\min} \ll \sigma_{\max}$, por lo que la ecuación 32 puede ser aproximada:

$$(\sigma / \sigma_{\max})^{m'} = \exp[-(kt)^n] \quad (33)$$

Tomando el logaritmo natural de ambos lados y reorganizando se tiene:

$$\ln [-\ln (\sigma / \sigma_{\max})] = \ln (k^n / m') + n \ln t \quad (34)$$

el término (k^n / m') puede ser reemplazado por un nuevo valor de k , que tiene un valor diferente. Por lo que la ecuación 33 se puede escribir ahora como:

$$\sigma / \sigma_{\max} = \exp[-(kt)^n] \quad (35)$$

que es idéntica a la ecuación 26, cuando, $n = 1$.

Del análisis anterior, el valor del exponente n , en la ecuación 35, se puede suponer que es el mismo que el de la ecuación 27, se espera que el valor de n cuando el crecimiento es controlado por difusión, se encuentre entre 1 a 1.5 (75). Este caso puede ser aproximado al crecimiento de precipitados que se forman en partículas preexistentes. Además, un valor de n igual a uno puede predecirse por agrupamientos o precipitados en forma de placas, que son pequeños en comparación de su separación, y para cilindros largos y gruesos, estos precipitados han sido observados en la matriz y las fronteras de grano de aleaciones de aluminio que se enfrían lentamente.

3.7.3.- Cinética de precipitación en enfriamiento continuo.

El enfriamiento es un paso crítico en la producción de aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación. En la mayoría de los casos una alta rapidez de enfriamiento desde la temperatura del tratamiento de solubilización, se requiere para alcanzar mejores propiedades, pero a la vez se desea reducir las velocidades para disminuir los esfuerzos internos que se generan en el enfriamiento.

Es posible predecir con exactitud el efecto que ejerce la precipitación durante el enfriamiento rápido sobre las propiedades de la aleación, sin considerar la forma de la curva de enfriamiento. La cinética de precipitación isotérmica en aleaciones de aluminio está definida por la ecuación 25, la cual se puede representar también de la siguiente forma:

$$\zeta = 1 - \exp(-t/k) \quad (25 \text{ a})$$

El valor de la constante k , y de aquí la rapidez de precipitación, depende principalmente del grado de supersaturación y la velocidad de difusión. Esto puede ser estimado usando la forma recíproca de un ecuación que describa la rapidez de nucleación como se muestra en la ecuación 24. Entonces se tiene que:

$$k = C_t / k_1 \quad (36)$$

Donde C_t es el tiempo crítico requerido para precipitar una cantidad constante de soluto y k_1 es igual al logaritmo natural de la fracción no transformada ($1 -$ la fracción definida por la curva C).

Consecuentemente, la ecuación 25 a, puede ser reescrita como:

$$\zeta = 1 - \exp (k_1 t / C_t) \quad (37)$$

3.7.3.a.- El factor de enfriamiento rápido.

La fracción de soluto que precipita durante el enfriamiento rápido puede ser calculado con un modelo para precipitación isotérmica. Cahn (16) analizó la cinética de transformación dentro de condiciones no isotérmicas y notó que las reacciones a diferentes temperaturas eran aditivas pero isocinéticas, es decir, la rapidez de transformación difiere sólo por una constante de tiempo. Para tales reacciones aditivas, él mostró que una medición de la cantidad transformada durante el enfriamiento continuo está dada por la integral:

$$\int_{t_0}^{t_f} dt / C_t (T) = \tau \quad (38)$$

Donde τ es el factor de enfriamiento rápido, t es el tiempo de la curva de enfriamiento, t_0 el de inicio del enfriamiento rápido y t_f el final del enfriamiento rápido, $C_t (T)$ es el tiempo crítico de la curva C.

La cinética de precipitación para enfriamiento continuo por lo tanto puede ser expresado por:

$$\zeta = 1 - \exp (k_1 \tau) \quad (39)$$

Donde τ es sustituido por t / C_t de la ecuación 37. Cuando $\tau = 1$, la fracción transformada, ζ , es igual a la fracción transformada designada por la curva C.

3.7.3.b.- Utilización del factor de enfriamiento para obtener el esfuerzo en una aleación de aluminio.

El factor de enfriamiento rápido puede ser usado con buena aproximación para predecir la resistencia, previendo la pérdida de habilidad a desarrollar resistencia después de un enfriamiento continuo, puesto que es el mismo mecanismo que el de pérdida de resistencia al mantener constante la temperatura, es decir, precipitación incoherente de soluto. Un grupo de investigadores han establecido que la pérdida en resistencia obtenida por medio de enfriamientos lentos en aleaciones de aluminio no es una función directa del soluto precipitado durante el enfriamiento (78). Por otro lado, un grupo de investigadores demostró, usando mediciones de resistividad, que la pérdida en resistencia es directamente proporcional a la cantidad de soluto perdido durante el enfriamiento (79,80). Aplicaciones exitosas del análisis del factor de enfriamiento, descritas abajo, indican que la última conclusión parece ser la correcta (73).

Predecir el esfuerzo de fluencia es más complicado y se requiere cierto conocimiento respecto a la relación entre el grado de precipitación y la pérdida en la habilidad de desarrollar propiedades.

Debido a que la resistencia alcanzada por aleaciones de aluminio que son endurecidas por precipitación es una función de la cantidad de soluto remanente en la solución sólida después del enfriamiento rápido, la ecuación 25 a puede ser escrita como:

$$(\sigma - \sigma_{\min}) / (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) = \exp(-t/k) \quad (40)$$

Donde σ es el esfuerzo alcanzado, σ_{\min} el esfuerzo del material y σ_{\max} el máximo. Para aleaciones de resistencia alta, $\sigma_{\min} \ll \sigma_{\max}$, así que la ecuación 40, se puede aproximar a:

$$\sigma / \sigma_{\max} = \exp (- t / k) \quad (41)$$

Datos desarrollados por Fink y Willey (73) y McAlevy (81) usando técnicas de enfriamiento rápido interrumpido, determinan la resistencia en aleaciones 7075 - T6 y 2024 - T4 y, al graficar el tiempo contra el logaritmo de la razón de los esfuerzos figura 3.16, verificaron la precisión de la ecuación 41.

Sustituyendo el término de σ / σ_{\max} por $(1 - \zeta)$ en la ecuación 39, se puede expresar una relación entre la resistencia alcanzada después del enfriamiento continuo, σ , y el factor de enfriamiento continuo, τ , siendo esta:

$$\sigma = \sigma_{\max} \exp (k_1 \tau) \quad (42)$$

Donde σ_{\max} es la resistencia alcanzada con una rapidez de enfriamiento infinita, $k_1 = \ln (\sigma_x / \sigma_{\max})$ y σ_x es el esfuerzo representado por la curva C.

$$\tau = \int_{t_0}^{t_f} dt / C\sigma_x (T) \quad (43)$$

donde t es el tiempo, $C\sigma_x (T)$ es el tiempo crítico como una función de la temperatura para reducir el esfuerzo alcanzable a σ_x . (La curva C para σ_x), t_0 es tiempo de inicio del enfriamiento rápido y t_f tiempo al final del enfriamiento rápido.

Se pueden desarrollar un sin número de curvas C que dependen del valor asignado a σ_x . Un valor seleccionado para estandarizar es de 99.5 %, por lo que el valor de $k_1 = \ln(0.995)$.

La determinación del factor de enfriamiento rápido por medio de la integral mostrada en la ecuación 38, es complicado, pero se puede encontrar por medio del método ilustrado en la figura 3.17, que es la solución aproximada

de la integral, que no es otra cosa que la relación entre la curva de enfriamiento continuo y la curva C a un esfuerzo predeterminado.

3.7.3.c.- Utilización del factor de enfriamiento para obtener el tipo de corrosión, en una aleación de aluminio.

Muchas aleaciones de aluminio endurecidas por precipitación se corroen por picadura cuando el enfriamiento es muy rápido y se corroen intergranularmente cuando el enfriamiento es lento. Trabajos de Willey (82,83) sugieren que la corrosión intergranular se presenta si una cantidad crítica de soluto precipita durante el enfriamiento, en tanto que la corrosión por picadura aparece si esa cantidad de soluto precipitado es menor. La ecuación 39, se usa para predecir las características de corrosión después del enfriamiento rápido continuo, así como también, la curva C indica la iniciación de la transición del modo en corrosión de picadura a intergranular. Esta curva representa la cantidad crítica de precipitación que causa el cambio en el modo de corrosión. En consecuencia cuando el factor de enfriamiento rápido, τ , es menor a uno, el modo de corrosión de un material a enfriamiento rápido continuo será por picadura.

3.8.- Aleaciones Al - Mg - Si.

Las aleaciones Al-Mg-Si, son muy usadas como aleaciones estructurales de resistencia media, tienen la ventaja de que se pueden soldar fácilmente, son resistentes a la corrosión, en especial a la corrosión bajo esfuerzos. Las aleaciones de la serie 6xxx son usadas en su gran mayoría para productos extruidos y en menor cantidad para lámina y placa. El magnesio y el silicio son agregados en cantidades balanceadas para formar la aleación pseudobinaria Al-Mg₂Si (Mg:Si 1.73:1) o con un exceso de silicio sobre el necesario para formar Mg₂Si.

Las aleaciones comerciales pueden ser divididas en tres grupos. El primero comprende aleaciones que contienen cantidades balanceadas de magnesio y silicio que van de 0.8 a 1.2 % en peso. Estas aleaciones pueden ser extruidas fácilmente y ofrecen la ventaja de que pueden ser enfriadas rápidamente después de que el producto sale caliente del dado, eliminando por lo tanto el tratamiento de la solubilización como una operación separada. El enfriamiento rápido es normalmente obtenido por medio de agua espreada al salir del extruido o pasando la pieza a través de un baño de agua. Secciones de espesor menor de 3 mm pueden ser enfriadas con aire frío. Se obtiene posteriormente una resistencia moderada por medio del envejecimiento a una temperatura entre 160 y 190 °C. La aleación 6063 es tal vez la más comúnmente usada de todas las correspondientes a Al-Mg-Si. Las propiedades típicas de tensión con un tratamiento T6 son $\sigma_{yp} = 215$ MPa, $\sigma_{ut} = 245$ MPa. Estas aleaciones se emplean en acabados estructurales arquitectónicos y decoraciones finales, en esta consideración responden al anodizado así como al acabado superficial. Una versión de alta pureza, 6463, en la cual el contenido de hierro se mantiene por debajo del 0.15%, responde bien al pulido químico y anodizado para uso en acabados automotrices.

Los otros dos grupos contienen magnesio y silicio en cantidades mayores de 1.4%. Las del segundo grupo desarrollan alta resistencia con el envejecimiento pero debido a que son más sensibles al enfriamiento, es necesario un tratamiento de solubilización seguido de un enfriamiento rápido en agua, después del proceso de extrusión, esas aleaciones son generalmente usadas con propósitos estructurales. Las aleaciones del tercer grupo tienen silicio en exceso del que se necesita para formar el Mg_2Si y la presencia de este exceso de silicio promueve una respuesta adicional al tratamiento térmico de envejecido, refinando el tamaño de las partículas de Mg_2Si y precipitando silicio. Sin embargo, esto puede causar una reducción en la ductilidad (fragilización intergranular), que es atribuida en parte a la tendencia del silicio

a segregarse en los límites de los granos en esas aleaciones, son usadas en sus condiciones de extruido y forjado.

Las aleaciones Al-Mg-Si son envejecidas aproximadamente a 170 °C. El tiempo que transcurra entre el intervalo del enfriamiento rápido y el de envejecido artificial puede modificar las propiedades mecánicas alcanzables. En aleaciones que contienen más del 1% de Mg_2Si , un retraso de 24 hrs, causa una reducción de hasta un 10% en propiedades tensiles comparadas con las propiedades obtenidas con un envejecido inmediato. Sin embargo un retraso puede acrecentar las propiedades tensiles en composiciones conteniendo menos del 0.9% Mg_2Si . Esos efectos han sido atribuidos al agrupamiento de átomos de soluto y vacancias que se llevan a cabo a temperatura ambiente y al hecho que la línea de solubilidad de las zonas GP está por encima de los 170 °C para la composición más alta. En esas aleaciones, los precipitados que se forman directamente de los agrupamientos formados a temperatura ambiente son más toscos que los generados con un envejecimiento inmediato después del enfriamiento, con el consecuente efecto adverso sobre las propiedades tensiles. Lo contrario ocurre en aleaciones con menos del 0.9% Mg_2Si . La adición de 0.25% de Cu disminuye el efecto causado por el retraso a temperatura ambiente porque el cobre reduce la velocidad del envejecimiento natural en aleaciones Al-Mg-Si.

3.8.1.- Propiedades de una aleación 6063 (0.7Mg - 0.4Si).

La composición química en porciento en peso, típica de esta aleación es: (84)

Si	0.20 a 0.40
Fe	0.35 max.
Cu	0.10 max.
Mg	0.45 a 0.90
Cr	0.10 max.

Zn	0.10 max
Ti	0.10 max.
Otros	0.05 de cada uno. 0.15 . total
Al	Balance.

Aplicaciones.

Usos típicos: Tubos, acabados estructurales, adornos, pisos para trailers, puertas, ventanas y perfiles extruidos entre otros.

Propiedades Mecánicas.

Las propiedades mecánicas más importantes se pueden ver en la Tabla 3.4.

La densidad es de 2.69 g / cm^2 . (0.097 lb / in^3)

La temperatura de liquidus es de $655 \text{ }^\circ\text{C}$ ($1211 \text{ }^\circ\text{F}$)

La temperatura de solidus es de $615 \text{ }^\circ\text{C}$. ($1139 \text{ }^\circ\text{F}$)

El coeficiente de expansión térmica, conductividad térmica y propiedades eléctricas se pueden ver en la Tabla 3.5.

Características de fabricación.

Maquinabilidad: Buena, dependiendo del tratamiento.

Soldabilidad: Excelente para todas los procesos comerciales.

Temperatura de recocido: $415 \text{ }^\circ\text{C}$ ($775 \text{ }^\circ\text{F}$), manteniéndola por 2 ó 3 horas, seguido de un enfriamiento lento de $28 \text{ }^\circ\text{C / hr}$ de 415 a $260 \text{ }^\circ\text{C}$.

Temperatura de solubilización: $520 \text{ }^\circ\text{C}$ ($970 \text{ }^\circ\text{F}$).

Temperatura de envejecido. Tratamiento T5. $205 \text{ }^\circ\text{C}$, ($400 \text{ }^\circ\text{F}$) durante una hora, ó $182 \text{ }^\circ\text{C}$; ($360 \text{ }^\circ\text{F}$) durante 5 horas, o cualquier otro tratamiento de envejecido artificial a $175 \text{ }^\circ\text{C}$ ($350 \text{ }^\circ\text{F}$) durante 8 horas.

CAPÍTULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1- Introducción.

Para poder llevar a cabo el objetivo de este trabajo se seleccionó un aluminio usado en el proceso de extrusión, pero más que todo, una aleación que tuviera pocos elementos de los que se pueden llamar impurezas. Esta aleación fue una de la serie 6000 que tiene básicamente magnesio y silicio como los elementos de mayor importancia en la aleación. La aleación seleccionada fue una 6063, de la cual se habló al final del capítulo anterior.

4.2- Caracterización de la aleación.

La caracterización de la aleación estuvo basada en la composición química y su microestructura, considerando que la barra fue extruida y se le hizo un tratamiento T6 (tratamiento de solubilización y envejecido artificial).

4.2.1.- Composición química.

La composición química del aluminio estudiado es típica de una aleación 6063 (0.50 %Si, 0.21 %Fe, 0.022 %Cu, 0.01 %Mn, 0.52 %Mg, 0.008 %Cr, 0.018 %Zn, 0.009 %Ti, Balance Al, % en peso).

4.2.2.- Microestructura.

La microestructura es la típica de un aluminio trabajado (extruido), teniendo granos equiaxiales en la sección normal al extruido y elongados en la dirección longitudinal, como se muestra en la figura 4.1 a y b.

4.3.- Preparación inicial de la muestra.

Se cortó una barra de aluminio de 47.5 mm de diámetro a una distancia de 320 mm (dimensión del horno) y se le hicieron 8 agujeros de 1.98 mm de diámetro (5/64") y de 25 mm de profundidad, a distancias de 1, 15, 35, 55, 80, 110, 140 y 170 mm medidas desde uno de sus extremos. Después se le colocó en cada agujero un termopar de Cromel - Alumel, con el fin de medir la temperatura en el centro de la barra para cada punto, tal y como se aprecia en la figura 4.2.

Después de que quedó lista la barra, se conectaron los termopares a unas tarjetas transductoras que servían para colectar las temperatura y poder leerlas en un programa a través de una microcomputadora, figura 4.2.

4.4.- Tratamiento térmico.

Después de checar y calibrar el programa de computación para leer y capturar las temperaturas registradas por los termopares, se realizó el tratamiento térmico que se describe a continuación

4.4.1.- Tratamiento de solubilización.

Se introdujo la muestra en un horno a 520 °C, alcanzando esta temperatura en una hora. Se dejó la muestra durante 4 horas más, tiempo suficiente para que alcanzara el empape o solubilización.

4.4.2.- Tratamiento de enfriamiento rápido.

Una vez solubilizada la muestra se procedió al enfriamiento rápido. Se sacó la muestra y se colocó en forma vertical con la parte de los termopares hacia abajo dentro de un dispositivo con una capa de agua en el fondo de aproximadamente 1.5 cm de altura a temperatura ambiente (20 °C), como se muestra en la figura 4.3. Esto con el fin de obtener diferentes velocidades de enfriamiento.

4.4.3.- Preparación de las muestras para el tratamiento de envejecido.

Una vez que se llevó a cabo el tratamiento de enfriamiento rápido se procedió a cortar la muestra en rodajas de 3 mm de espesor, justo donde estaban los termopares, se obtuvieron 8 discos que se identificaron con letras, A, para el disco que estaba a 1 mm de la orilla de la barra, posteriormente la B para el de 15 mm y así las demás: C (35 mm.), D (55 mm.), E (80 mm.), F(110mm.), G (140 mm.) y H (170 mm.). Las superficies planas de esos discos se pulieron con lija 600.

Los discos se cortaron en varias muestras de sección rectangular de 5 X 5 mm con lo que se obtuvo especímenes de dimensiones finales de 5 X 5 X 3 mm se contó con aproximadamente 36 muestras de cada disco, todas del interior, ninguna hace contacto con la superficie de la sección circular. Una vez

que se cortaron las muestras se procedió a hacer paquetes con una muestra de cada uno de los 8 discos, como se muestra en la figura 4.4.

4.4.4.- Tratamiento de envejecido.

Una vez que ya se contó con los paquetes. Se procedió a realizar los tratamientos térmicos a las muestras. Se seleccionaron tres temperaturas 130, 180 y 230 °C. Para cada temperatura se colocaron 12 muestras dentro de una estufa como se indica en la figura 4.5, se colocaron dos termopares, uno dentro de una muestra que contenía el paquete y otro en el interior de la estufa para monitorear la temperatura durante el tratamiento. Después se fueron sacando los paquetes a diferentes intervalos de tiempo.

4.4.5.- Microdureza.

El único ensayo mecánico que se realizó fue el de microdureza, debido al tamaño de la muestra. Después de identificar cada una de las muestras se les hizo un ensayo de microdureza Vickers. A cada muestra se le hicieron 4 indentaciones.

Durante todo el tiempo desde el tratamiento de enfriamiento rápido hasta el final de las durezas, las muestras se mantuvieron inmersas en hielo seco para evitar el posible envejecido natural.

4.4.6.- Programa computacional para obtener resultados.

Después de la obtención de la dureza se realizó un programa en Turbo Pascal para obtener las curvas del tratamiento de envejecido artificial para las tres temperaturas. Además se realizó otro programa para obtener las derivadas de la temperatura durante el enfriamiento respecto al tiempo y así obtener la rapidez de enfriamiento y poder compararlas contra el tiempo o la temperatura

para poder analizar los puntos críticos de ellas y obtener la curva de precipitación durante el enfriamiento.

4.4.7.- Difracción de rayos X y microscopía electrónica de transmisión.

Se seleccionaron 4 muestras para hacerles difracción de rayos X, estas fueron: solubilizada con la máxima velocidad de enfriamiento, solubilizada con la velocidad de enfriamiento más lenta, máxima dureza y sobreenviejada. Se utilizó para ello radiación de cobre (K_{α} , $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$, 45 KV, 40 mA, $\alpha_2 / \alpha_1 = 0.5$).

Para hacer microscopía electrónica de transmisión se seleccionaron tres muestras: solubilizada con la máxima velocidad de enfriamiento, solubilizada con la velocidad de enfriamiento más lenta y máxima dureza. Para esto se utilizaron un microscopio de transmisión Philips CM200 y uno JEOL JEM-2010.

4.5.- Ensayos de compresión.

Para fortalecer los resultados obtenidos en los tratamientos térmicos, se procedió a realizar una serie de ensayos de compresión, sometiendo las muestras a diferentes tratamientos térmicos y los ensayos a diferentes velocidades de deformación, utilizándose teflón como lubricante entre la muestra y las placas.

4.5.1.- Preparación de las muestras.

De una barra de 47.5 mm de diámetro con las mismas características del material descrito en la sección 4.2, se cortaron 20 muestras cilíndricas de 12 mm de diámetro y 19 mm de altura en sentido longitudinal a la barra y otras 20

muestras de las mismas dimensiones en sentido perpendicular, como se indica en la figura 4.6.

4.5.2.- Solubilización y enfriamiento rápido.

Se seleccionaron 16 muestras longitudinales y 16 transversales. Se introdujeron en un horno y se sometieron a una temperatura de 520 °C durante 3.5 horas para alcanzar la solubilización completa. Posteriormente se sacaron del horno y se enfriaron rápidamente en un depósito con agua a temperatura ambiente para obtener una solución sólida sobresaturada.

4.5.3.- Dureza máxima y sobreenejecido.

Después de obtener las muestras completamente sobresaturadas se seleccionaron 3 muestras longitudinales y 3 transversales y se sometieron a un tratamiento de envejecido artificial durante 6 horas a 180 °C para obtener la máxima dureza. Otras 3 muestras longitudinales y 3 transversales se sometieron a una temperatura de 230 °C durante 36 horas para obtener muestras sobreenejecidas. Se dejaron 10 muestras longitudinales y 10 transversales completamente sobresaturadas y 4 muestras longitudinales y 4 transversales sin tratamiento (extruidas).

4.5.4.- Velocidades de aplicación de carga y tipos de superficies de apoyo.

Se seleccionaron 3 velocidades de aplicación de carga basados en el desplazamiento del cabezal de la máquina de ensayo: 1.14 mm/min, 11.4 mm/min y 114.0 mm/min, correspondiendo éstas, según las dimensiones de las muestras a velocidades de deformación iniciales de 10^{-3} , 10^{-2} y 10^{-1} s⁻¹ respectivamente.

La condición de superficie fue la separación entre la muestra y el apoyo de la máquina por medio de una capa de teflón como lubricante.

4.5.5.- Condiciones de ensayos

Se utilizó una máquina electromecánica universal de ensayos mecánicos Instron y se realizaron los siguientes ensayos: las 3 velocidades y superficie de teflón para las 4 condiciones de tratamiento (extruida, sobresaturada, máxima dureza y sobreenviejecida). Los ensayos (24 en total) se hicieron tanto en muestras longitudinales como transversales.

4.5.6.- Programa computacional para análisis de ensayos.

Se hizo un programa en Turbo Pascal para graficar el esfuerzo contra la deformación y analizar los resultados de los ensayos realizados de compresión para todas las condiciones, pudiéndose hacer comparaciones entre cualquiera de las pruebas que se realizaron.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS

En este capítulo se reportan los resultados obtenidos en la presente investigación incluyendo todos los ensayos que se hicieron, tanto mecánicos como de microscopía, durante el desarrollo del trabajo.

5.1.- Calentamiento y enfriamiento.

La figura 5.1 muestra el calentamiento de la barra tratada térmicamente, en ellas se registra la temperatura de ocho termopares en función del tiempo. Este calentamiento es para llevar a cabo el tratamiento de solubilización.

Después del tratamiento de solubilización siguió el de enfriamiento rápido. La figura 5.2 muestra el enfriamiento de la barra, donde se grafica la temperatura en función del tiempo para los 8 termopares, se señalan con una letra la posición de cada uno de ellos con respecto al extremo que se introdujo en el agua.

La rapidez de enfriamiento de cada una de las secciones se obtuvo de las curvas de la figura 5.2 se pone especial interés en el promedio alcanzado en el intervalo de 400 a 290 °C que es donde puede haber precipitación durante el enfriamiento. Los valores obtenidos para cada posición son:

Letra	Posición (mm)	Rapidez promedio (°C/seg)
A	1.0	61.70
B	15.0	24.80
C	35.0	11.20
D	55.0	4.00
E	80.0	1.87
F	110.0	1.07
G	140.0	0.80
H	170.0	0.66

como se mencionó con anterioridad, las distancias se miden a partir del extremo introducido en el agua.

5.2.- Microdureza.

Las Tablas 5.1 a 5.6 muestran los resultados de los ensayos de dureza realizados a cada una de las muestras después del tratamiento de envejecido artificial a las temperaturas de 130, 180 y 230 °C, se hicieron cuatro ensayos en cada muestra y se obtuvo el promedio y la desviación estándar.

5.3.- Curvas de envejecido artificial.

En el Apéndice A se muestran las curvas de envejecido artificial, dureza en función del tiempo para las muestras sometidas a las tres temperaturas estudiadas (130, 180, 230 °C). Las curvas se identifican en base a su posición en la barra, desde la muestra sometida a la mayor rapidez de enfriamiento, (A), hasta la de menor rapidez, (H).

La figura 5.3 muestra las curvas de envejecido artificial a 130 °C de los especímenes marcados con las letras A, E y H. (enfriamientos, rápido, medio y bajo), ahí se puede observar que conforme se reduce la tasa de enfriamiento,

la dureza máxima decrece. La figura 5.4 muestra los resultados para los tres mismos especímenes, sólo que con un tratamiento de envejecido artificial a 180°C, observándose el mismo comportamiento que el anterior. La figura 5.5 muestra los resultados correspondientes al tratamiento a 230 °C, en ésta se observa que la dureza se mantiene casi igual, debido posiblemente a la alta energía térmica existente.

La figura 5.6 muestra las curvas de envejecido artificial para un mismo espécimen sometido a tres temperaturas diferentes (130, 180 y 230 °C), se puede ver que la dureza máxima es mayor a menor temperatura de envejecido, pero el tiempo requerido para lograrla es mayor.

5.4.- Dureza máxima.

Una vez obtenidas las curvas de envejecimiento artificial se determinó la dureza máxima de cada una de las muestras. La figura 5.7 A), muestra la variación de dicha dureza en función de la temperatura del envejecido y la distancia al extremo de la barra. También se grafica la dureza de las muestras justo después del enfriamiento rápido. La figura 5.7 B), muestra la variación de la dureza máxima en función de la la temperatura del tratamiento y la rapidez de enfriamiento. La figura 5.8 muestra el decremento de la dureza máxima respecto a la rapidez de enfriamiento a las tres temperaturas de envejecido. La figura 5.16 muestra el decremento en dureza máxima en función del tiempo dentro de la zona de precipitación durante el enfriamiento y de la temperatura de envejecido en escalas normal y doble logarítmica.

5.5.- Análisis de las curvas de enfriamiento.

Las curvas de enfriamiento se analizaron con un programa de computación en Turbo Pascal, con el que se obtiene la derivada de la temperatura con respecto al tiempo y, al graficarla contra el tiempo y contra la

temperatura es posible obtener los punto de inicio y fin de la precipitación durante el enfriamiento de la barra.

Las figuras de la 5.9 a la 5.13 muestran la derivada de la temperatura con respecto al tiempo contra la temperatura para las cinco muestras enfriadas más lentamente, en las curvas se muestra el inicio y fin de la precipitación. Las tres más altas no presentaron precipitación. Las figuras 5.10 b), y la 5.11 b) muestran la derivada de la temperatura respecto al tiempo.

Con los puntos de inicio y fin de la precipitación de las ocho muestras se graficó una curva donde se indica el intervalo de precipitación en función de la temperatura de enfriamiento y el tiempo transcurrido, figura 5.14, esta curva muestra el intervalo de precipitación para la aleación estudiada durante el enfriamiento continuo. En la figura 5.15 se compara la gráfica de precipitación durante el enfriamiento con respecto a otra de temperatura, tiempo, propiedades con la pérdida del 0.05% en resistencia (74).

5.6.- Difracción de rayos X.

La Tabla 5.7 muestra los valores de posición angular 2θ para las familias de planos $\{311\}$ para cuatro condiciones de muestras: máxima rapidez de enfriamiento (A) en condiciones sobresaturada, máxima dureza y sobreenvejecida y otra con la mínima rapidez de enfriamiento (H) sólomente sobresaturada.

5.7.- Microscopía electrónica de transmisión.

La microscopía electrónica de transmisión se efectuó en muestras sobresaturada a la mayor rapidez de enfriamiento (A_0), máxima dureza, sobreenvejecida y sobresaturada con la mínima rapidez de enfriamiento (H_0).

Las figuras 5.17 y 5.18 ponen en evidencia un precipitado en una muestra sobresaturada enfriada con la rapidez menor en campo claro y campo oscuro respectivamente, se puede observar el precipitado transversal al área. La figura 5.19 muestra los patrón de difracción de la matriz de la muestra de la figura 5.17. La figura 5.20 muestra el patrón de difracción para el precipitado existente de la figura 5.17.

La figura 5.21 muestra una fotografía donde se ve un precipitado en una muestra con máxima dureza, al cual se le hizo una difracción sobre el círculo marcado en la fotografía, la figura 5.22 muestra el patrón de difracción de la figura 5.21. Las figuras 5.23 y 5.24 muestran otros precipitados encontrados en la misma muestra que tienen un tamaño de alrededor de 3.0 μm .

La figura 5.25 muestra la matriz de una muestra sobresaturada sometida a rapidez de enfriamiento más alta, se puede ver la matriz limpia. La figura 5.26 muestra el patrón de difracción de la matriz de la figura 5.25. La figura 5.27 muestra el patrón de difracción de la matriz de una muestra sobreenviejada.

Los cálculos realizados para identificar los distintos patrones de difracción se presentan en el Apéndice B.

5.8.- Ensayos de compresión.

En el apéndice C se grafican las curvas individuales de las muestras sometidas a compresión con cada una de las condiciones tanto de tratamiento, como de dirección al extruido y diferentes velocidades de deformación.

La figura 5.28 muestra la diferencia entre una muestra sobresaturada en dirección transversal y longitudinal al extruido a una velocidad de deformación de 10^{-2} s^{-1} , el comportamiento observado fue prácticamente el mismo en

todas las muestras ver Apéndice C, que se atribuye a la textura desarrollada durante el extruido.

La figura 5.29 muestra la diferencia entre las curvas de compresión de los materiales con diferente tratamiento térmico (extruido, sobresaturado, máxima dureza y sobreenvejecido), sometidos a la velocidad más baja de deformación (10^{-1} s^{-1}). Las gráficas para las diferentes velocidades de deformación y las direcciones de extruido se pueden ver en el Apéndice C.

La figura 5.30 muestra la diferencia de las curvas de compresión sometidas a tres velocidades de deformación para una muestra cortada en la dirección longitudinal y tratada a la máxima dureza. No se observó una dependencia sistemática del esfuerzo de fluencia con respecto a la velocidad de deformación en las diferentes muestras, ver Apéndice C.

CAPÍTULO 6

DISCUSIÓN

6.1.- Introducción.

Los resultados obtenidos en el Capítulo 5 arrojaron una serie de datos relacionados tanto con el tratamiento térmico, como con la dureza, difracción de rayos X, microscopía electrónica de transmisión y ensayos de compresión. En este capítulo se discutirán y compararán dichos resultados, con los ya existentes y se establecerá una relación entre el análisis del enfriamiento rápido y la dureza máxima después del envejecido y el comportamiento del material al ser deformado en compresión.

6.2.- Tratamiento de solubilización.

La figura 5.1 muestra la evolución térmica de las ocho secciones durante el tratamiento de solubilización, en ella se puede observar que se tardó una hora y media en alcanzar la temperatura deseada y después se mantuvo constante a 520 °C durante 5 horas, teniendo un comportamiento igual en todas las secciones. La Tabla 3.1 muestra el tiempo mínimo recomendado para la solubilización de los elementos de aleación en función del espesor de la muestra, la empleada en este trabajo es cilíndrica de un diámetro de 47.5 mm, por lo que con este espesor, se recomienda de 150 a 160 minutos como mínimo. En este tratamiento el tiempo que se mantuvo la temperatura es muy superior al marcado por el estándar, con esto y las microdurezas obtenidas

después del enfriamiento rápido se puede inferir que la solubilización se llevó a cabo correctamente.

6.2.1.- Temperatura de solvus.

Con las curvas de calentamiento se pudo obtener la temperatura de solvus mediante el siguiente procedimiento. Primero se obtuvo la derivada de la temperatura respecto al tiempo y se graficó contra la temperatura como se puede ver en la figura 6.1. En ella se analizó la variación en la pendiente de la curva observando un ligero cambio a la temperatura de 471.5 °C, lo que se atribuye al calor absorbido por los precipitados al disolverse en la matriz de aluminio. Este valor coincide con el esperado en un diagrama de equilibrio pseudobinario aluminio y silisuro de magnesio, figura 6.2 en el que se indica con una línea vertical la aleación tratada y su cruce con la temperatura de solvus (14).

6.3.- Enfriamiento rápido.

El objetivo de este paso fue obtener diferentes velocidades de enfriamiento mediante la técnica propuesta en el Capítulo 4 (figura 4.2). Los termopares midieron la variación de temperatura (tomando valores a cada décima de segundo) en función del tiempo, las curvas obtenidas se muestran en la figura 5.2 en ella se puede observar como baja la temperatura en función del tiempo para las diferentes secciones, la más rápida en la sección A y haciéndose más lenta hasta llegar a H. Los termopares registraron las temperaturas en el centro de la muestra, pero el uso de un programa computacional de transferencia de calor (86) demostró que la diferencia de la temperatura entre el centro de la muestra un punto cercano a la superficie de la barra era menor a un grado centígrado, por lo que se puede considerar que la temperatura en la sección transversal de la barra es constante. La ventaja de

este método es que se obtuvo un espectro continuo de velocidades de enfriamiento en un solo ensayo

6.4.- Tratamiento de envejecido.

Se seleccionó una temperatura de envejecido de 180 °C debido a que ésta es una de las que más se reporta en la literatura (1), después se seleccionaron otras dos, 50 °C abajo y arriba (130 y 230 °C), con el fin de evaluar la variación de la dureza en función de la temperatura de envejecido. La temperatura se monitoreó y controló por medio de dos termopares uno dentro de uno de los paquetes de muestras y otro a un lado de ellos. Lo cual da la certeza que los tratamientos se llevaron a cabo correctamente.

6.5.- Análisis de las curvas de envejecido.

Las curvas de dureza promedio (con una confiabilidad del 95%) se graficaron en función del tiempo para las ocho velocidades de enfriamiento y las tres temperaturas de envejecido, Apéndice A, todas siguen el comportamiento típico para el tratamiento de envejecido, primero la dureza va en aumento, hasta alcanzar su valor máximo, y después decrece, todo esto debido a la formación y crecimiento de los precipitados de Mg_2Si .

6.5.1.- Influencia de la temperatura.

La cinética del crecimiento de los precipitados está en función directa de la temperatura (14), a mayor temperatura la energía interna es mayor, por lo tanto la difusividad aumenta y los precipitados crecen más rápido por lo que la máxima dureza se alcanza en un tiempo menor. La figura 5.6 muestra las curvas para el material enfriado más rápidamente y envejecido a las tres temperaturas seleccionadas, se puede ver que a 130 °C el tiempo que tardó en

alcanzar la dureza máxima fue de 68 horas en cambio para la de 180 °C es de 5 horas y para 230 °C fue de 0.5 horas.

Por otro lado, al ser mayor la temperatura, la energía interna es lo suficientemente alta como para que los elementos de aleación formen precipitados de mayor tamaño, con lo que la dureza máxima decrece (1). Se puede ver que la uniformidad de los precipitados se refleja en la magnitud de la desviación estándar.

6.5.2.- Influencia del enfriamiento rápido.

La energía necesaria para que un precipitado con el radio mínimo crítico atraiga átomos y así crezca es menor a la necesaria para formar un núcleo (87), por lo que se requiere que durante el enfriamiento no se forme ningún precipitado y se tenga una estructura completamente sobresaturada, así las partículas que se formen durante el envejecido serán de menor tamaño y se obtendrá la dureza máxima, lo que implica la necesidad de un enfriamiento rápido para obtener una solución sólida sobresaturada a temperatura ambiente. Por otro lado, si la rapidez de enfriamiento es baja se pueden formar precipitados que reducirán la dureza máxima, dado que su crecimiento se propicia durante el envejecido (debido a que éstas partículas no dejan que se formen otros núcleos a su alrededor al absorber los elementos de aleación).

La figura 5.3 muestra el efecto que causa un enfriamiento lento en la dureza durante el envejecido a 130 °C, se puede ver que esta propiedad es mayor conforme la velocidad de enfriamiento se incrementa. El mismo comportamiento sucede si el tratamiento se hace a 180 °C como se ve en la figura 5.4. El comportamiento en función de la velocidad de enfriamiento en muestras tratadas a 230 °C es igual a los anteriores, pero el decremento en dureza es menor que el desarrollado a 180 °C, como se puede ver en la figura 5.5, esto puede ser debido a la mayor energía interna, que propicia la formación

y crecimiento de precipitados, minimizando el efecto producido por la velocidad de enfriamiento.

La figura 5.7 A muestra la variación de la dureza máxima después del envejecido con respecto a la posición del termopar, en la parte inferior se grafica la variación de la dureza en muestras no envejecidas. En la figura 5.7 B se ve la misma situación, sólo que ahora la dureza se grafica en función de la velocidad de enfriamiento. Se puede observar que la dureza en las muestras sobresaturadas aumenta conforme la velocidad de enfriamiento se reduce por debajo de los 10 °C/seg. Este comportamiento se puede atribuir a la aparición de precipitados que hacen que aumente la dureza en las muestras, pero, al llevar a cabo el envejecido, la dureza máxima disminuye debido a que los precipitados ya existentes se vuelven sitios preferenciales de crecimiento, haciendo que se tenga una menor sobresaturación lo que se traduce en una densidad menor de precipitados durante el envejecido, resultando en una disminución de dureza máxima conforme la velocidad de enfriamiento disminuye.

En la figura 5.7 se ve que el decremento en dureza máxima a velocidades de enfriamiento menores a los 10 °C/seg no es el mismo a las diferentes temperaturas, por lo que se decidió graficar el decremento de la dureza en una forma normalizada (al dividir las durezas correspondientes a una misma temperatura entre la dureza a la mayor velocidad de enfriamiento). El decremento de dureza máxima normalizada es representada por ΔD

$$\Delta D = (D_{\max} - D) / D_{\max} \quad (44)$$

donde D_{\max} es la dureza máxima alcanzada durante el envejecido en muestras enfriadas a una velocidad muy alta y D es la dureza máxima a la velocidad de enfriamiento estudiada.

. La figura 5.8 muestra el decremento de la dureza máxima a las tres temperaturas en función de la velocidad de enfriamiento. Se puede notar que la caída en dureza es menor a 130 °C después es un poco mayor a los 230 °C y la máxima caída se encuentra a los 180 °C.

Al envejecer las muestras a 130 °C la difusividad es menor por lo que se espera obtener una alta densidad de partículas de tamaño pequeño que se oponen al paso de las dislocaciones, no obstante, los precipitados ya existentes (formados durante el enfriamiento) pueden atrapar a los elementos de aleación con lo que se reduce el número de núcleos y, con ello, se reduce la dureza. Conforme la temperatura se incrementa la difusividad aumenta, por lo que afecta directamente tanto a la densidad como al tamaño de los precipitados

6.6.- Identificación de precipitados.

Los precipitados existentes tanto en las soluciones sólidas sobresaturadas, como en las muestras envejecidas, se analizaron mediante difracción de rayos X y microscopía electrónica de transmisión.

6.6.1.- Difracción de rayos X.

El análisis se centró en la variación de la posición de los picos correspondientes a la familia de planos {331}, que en la muestra sobresaturada enfriada rápidamente correspondió a $2\theta = 78.08^\circ$. Esta posición se desplazó 0.03° (78.10°) en la muestra sobresaturada, pero enfriada más lentamente, debido a que cuando los elementos de aleación están en solución la red de la matriz se expande, pero al aparecer algunos precipitados, la red de la matriz se relaja haciendo que el ángulo de difracción aumente. La posición correspondiente a la muestra tratada a máxima dureza fue de 78.16° debido a que existe una precipitación mayor durante el envejecido haciendo que el parámetro de la red en la matriz disminuya, además de que los precipitados

comprimen más la red haciendo que el ángulo de difracción aumente más. Al pasar al sobre-envejecido los precipitados coalescen y crecen, se vuelven incoherentes y hacen que la matriz se relaje un poco más aumentando el parámetro de red y, consecuentemente, disminuyendo el ángulo de difracción (78.13°).

Con estos resultados queda de manifiesto que sí existe precipitación cuando la velocidad de enfriamiento es baja y que, conforme pasa el tiempo durante el envejecido, aparecen más precipitados y van creciendo hasta alcanzar un tamaño adecuado para generar la máxima dureza y después de esto, los precipitados siguen creciendo, con lo que disminuye la dureza.

6.6.2.- Microscopía electrónica de transmisión.

Se empleó la microscopía electrónica de transmisión para caracterizar la matriz y los precipitados. La figura 5.25 muestra la matriz de una muestra sobresaturada a máxima velocidad de enfriamiento, se puede ver una matriz homogénea en la que no se detectó ningún precipitado, la figura 5.26 muestra el patrón de difracción de esa matriz de la que se deduce una estructura cúbica de caras centradas cuyo parámetro es de 4.0549 \AA (el parámetro de red para el aluminio puro es de 4.0495 \AA), la diferencia en tamaño puede ser causada por los elementos de aleación disueltos en la matriz. El análisis del patrón de difracción de una matriz sobre-envejecida (figura 5.27) corresponde a una red cúbica de caras centradas con un parámetro de red de 4.05 \AA , que se asemeja al del aluminio puro, como resultado de la reducción en la distorsión de la matriz al llevarse a cabo la precipitación.

En el análisis de una muestra sobresaturada enfriada a baja velocidad se logra captar el inicio de la formación de un precipitado en forma de aguja de $0.4 \mu\text{m}$ de largo, perpendicular al área mostrada, la figura 5.17 se tomó en campo claro. Para verificar que realmente era diferente a la matriz se tomó en campo

oscuro, figura 5.18. Se tomaron dos patrones de difracción en ese lugar, uno a la matriz y otro al precipitado, el primero (figura 5.19) resultó ser de una matriz cúbica de caras centradas con un parámetro de red de 4.055 Å, similar al de la muestra sobresaturada con máxima velocidad de enfriamiento (4.0549Å) infiriendo que es la misma red distorsionada y, por eso, el resultado es el mismo. El precipitado (figura 5.20) es de una estructura cúbica de caras centradas con un parámetros de red de 4.046 Å distorsionada a lo largo de los planos {011}, 4.214 Å, indicando el posible cambio en tamaño de una zona GP a un precipitado β' o β'' (1).

Al analizar una muestra con máxima dureza se encontraron precipitados más grandes en forma de cilindros de 3 μm de largo por 0.6 μm de diámetro (figuras 5.23 y 5.24), estos precipitados son similares a los reportados para β' (1) y guardan una cierta orientación posiblemente a lo largo de las direcciones [100] de la fase matriz. La estructura de los precipitados se obtuvo a partir del patrón de difracción de uno de ellos, figura 5.22 (mostrado en la figura 5.21). El resultado fue el de una estructura hexagonal compacta con una relación c/a igual a 1.74, que es característica del silisuro de magnesio pero con parámetros de red de $c = 11.432$ y $a = 6.567$ Å, estos valores difieren a los reportados anteriormente del silisuro de magnesio puro, $c = 7.04$ y $a = 4.05$ Å, (1). Una razón para esta diferencia de valores es la de que el precipitado se esté transformando de β' a β el cual es el estado estable de los precipitados que tiene una estructura cúbica de caras centradas con el parámetro de red reportado de 6.39 Å (1).

Con estos análisis se puede comprobar que no existen precipitados en la solución sólida sobresaturada cuando es enfriada rápidamente, apareciendo algunos si se enfría a menor velocidad. Los precipitados encontrados después del envejecido se desarrollan en la forma y dirección que se reporta en la literatura.

6.7.- Predicción de la dureza máxima en función del factor del enfriamiento rápido.

6.7.1.- Introducción.

Predecir la dureza máxima que se obtiene después del tratamiento de envejecido es un proceso complicado que está en función de la temperatura, el tiempo de permanencia y la composición química de la aleación, más aún, en función de la velocidad de enfriamiento cuando ésta es lenta. A la fecha no se ha desarrollado un modelo matemático completo para predecirla, por lo que se recurre a ecuaciones semiempíricas o empíricas. De hecho en algunos casos (14) se desarrolla la curva completa de envejecido a una temperatura y composición química dada y se ve el tiempo necesario para la obtención del valor deseado.

La dureza de la aleación está en función del número, tamaño y distribución de los precipitados. El crecimiento de ellos es función de un proceso difusional, por lo que depende directamente de la temperatura, un aumento pequeño en la temperatura eleva la difusividad en mayor proporción y los precipitados crecen más rápido. El proceso está térmicamente activado, no obstante es isocinético, o sea que, si para transformar una cierta cantidad de precipitados a una temperatura dada se tarda cierto tiempo, precipitar otra cantidad se tardará el mismo tiempo multiplicado por una constante. Este proceso isocinético se lleva a cabo tanto durante el envejecido como durante el enfriamiento lento.

6.7.2.- Enfriamiento continuo.

Durante el enfriamiento continuo existen dos fenómenos que intervienen directamente sobre la nucleación y el crecimiento de los precipitados, el primero es la energía de activación para formar un núcleo, que depende de la diferencia

entre la temperatura de solvus y la instantánea, y la difusividad, que es función de la temperatura. La formación de los precipitados está dada en función de estos dos fenómenos, cuando la temperatura es alta, la difusividad también lo es, pero la energía de activación es baja, por lo que toma mucho tiempo para que se forme un núcleo estable. Cuando la temperatura es baja sucede lo contrario y el crecimiento de los núcleos se presenta sólo a largos tiempos. A valores intermedios de temperatura la combinación hace que la precipitación se lleve a cabo más rápidamente. Si se grafica la temperatura contra el tiempo necesario para precipitar un cierta cantidad de soluto se obtiene una curva C, como se puede ver en las figuras 3.14 y 3.15 y en las ecuaciones 17 y 24. Esa fracción de precipitados formados influye en el decremento de propiedades mecánicas al hacer el envejecido. La curva C también se puede hacer en función del decremento de alguna propiedad mecánica, pudiendo ser el esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo, la tenacidad o la dureza, por lo que a esas curvas se les conoce como diagramas temperatura-tiempo-propiedades (14).

6.7.3.- Factor de enfriamiento rápido.

Algunos investigadores (16,73,77,79-81) han usado un método en el cual, a través de un diagrama temperatura-tiempo-propiedades (curva C) y la curva de enfriamiento continuo obtienen un factor de enfriamiento rápido (τ) por medio de la ecuación (43) o aproximando la integral por medio de la división de la curva de enfriamiento en los intervalos mostrados en la figura 3.17

Este procedimiento es muy delicado debido a que, por lo general, las curvas C se realizan a una disminución muy pequeña de la resistencia mecánica después del envejecido (0.05%), seguido del análisis que relaciona la curva de enfriamiento continuo y la curva C para obtener el factor de enfriamiento. Para poder detectar cambios tan pequeños se necesita de aparatos sofisticados y un tratamiento muy riguroso, aparte de realizar muchos

ensayos para poder obtener la curva C. En este trabajo se trató de desarrollar otro método que facilitara el cálculo de la caída en dureza máxima después del envejecido en función de la velocidad de enfriamiento.

6.8.- Método para predicción de dureza máxima.

6.8.1.- Análisis de las curvas de enfriamiento rápido.

El análisis de las curvas de enfriamiento se llevó a cabo por medio de un programa computacional que calcula la variación de la tasa de enfriamiento (dT/dt) y la grafica contra la temperatura o contra el tiempo.

La precipitación de los elementos de aleación es una reacción exotérmica que afecta la forma de la curva dT/dt contra temperatura o tiempo, con lo que se puede detectar el inicio y fin de la precipitación durante el enfriamiento.

El análisis de las ocho curvas por medio de este método manifestó que para las primeras tres velocidades de enfriamiento no hubo cambio apreciable en la forma de la curva, por lo que se dedujo que no existió precipitación durante el enfriamiento, en cambio, en las otras cinco restantes, si se manifestó el cambio que se puede apreciar en las figuras 5.9 a 5.13, este cambio se manifiesta en una pequeña caída o aumento de la velocidad de enfriamiento en los puntos de inicio y fin de la precipitación además de un ligero cambio en la pendiente. También se observó que, conforme la velocidad de enfriamiento disminuye, los puntos de inicio y fin de la precipitación se separan más, lo que indica que la precipitación es mayor.

Para que se esté más seguro de los puntos de inicio y fin de los precipitados se analizaron por separados los diagramas de dT/dt contra T y dT/dt contra t (figuras 5.10 b, y 5.11 b) y los puntos obtenidos se colocaron en

las curvas de enfriamiento de T contra t , figura 5.14, que al coincidir, confirmaron la certeza del método.

6.8.2.- Diagrama de precipitación durante enfriamiento continuo.

Se hizo un diagrama con los puntos de inicio y fin de los precipitados, figura 5.14, se graficaron en función de la temperatura y el tiempo obteniéndose una curva tipo C que indica el intervalo de precipitación. La curva encontrada difiere de las anteriores (74), figura 5.15, debido a que en las últimas se grafican las condiciones de precipitación en condiciones isotérmicas, en cambio en este trabajo la precipitación se lleva a cabo durante el enfriamiento continuo.

6.8.3.- Dureza máxima en función del intervalo de precipitación durante el enfriamiento rápido.

La figura 5.14 muestra la curva de precipitación durante el enfriamiento continuo y sobre ella se trazan las curvas de enfriamiento. A partir de este diagrama se midió el tiempo de permanencia dentro de la zona para cada condición. En la figura 5.16 a) se muestra el decremento en dureza máxima (en forma normalizada) contra el tiempo de permanencia dentro del intervalo de precipitación, se aprecia una cierta curvatura en los tres tratamientos de envejecido en la dependencia que se vuelve lineal cuando se grafica en forma doble logarítmico, figura 5.16 b).

Las pendientes de las rectas para cada uno de los tratamientos de envejecido son diferentes, por lo que el modelo en este trabajo será particular para cada una de ellas.

La ecuación de la recta para este caso de ejes logarítmicos es:

$$\log \Delta D = \log k + b \log \Delta t \quad (45)$$

donde ΔD es el decremento en dureza máxima después del envejecido k es una constante b es la pendiente de la recta y Δt es el tiempo de permanencia dentro del intervalo de precipitación. La Tabla 6.1 muestra los valores obtenidos de k y b para cada una de las temperaturas de envejecido.

Quitando los logaritmos la ecuación (45) queda de la siguiente forma:

$$\Delta D = k \Delta t^b \quad (46)$$

Sustituyendo la ecuación 44 en la 46 y simplificando se tiene:

$$D = D_{\max} (1 - k \Delta t^b) \quad (47)$$

La ecuación (47) representa la dureza máxima que se puede obtener después del envejecido en función del tiempo de permanencia en el intervalo de precipitación durante un enfriamiento continuo.

Este método representa una alternativa mucho más sencilla y práctica a los tradicionales, tratados en el Capítulo 2, puesto que si se conoce el intervalo de precipitación y las constantes k y b a una temperatura se puede obtener rápidamente el decremento en dureza.

6.9.- Ensayo de compresión.

En trabajos de formado de metales tales como extruido, laminado, estampado y trefilado, entre otros, es muy importante saber como se comporta el esfuerzo de flujo en el material durante la aplicación de fuerzas, en estos casos se hace una analogía con los resultados obtenidos en ensayos de tensión o compresión.

Es importante saber como se comportan las aleaciones de aluminio sometidas a compresión en los diferentes pasos del tratamiento térmico de envejecido, teniendo muestras completamente sobresaturadas, con máxima dureza y sobre-envejecido, sometiéndolas también a diferentes velocidades de deformación y ver la respuesta de la sensibilidad de velocidad de deformación.

Para obtener esa información se desarrolló la experimentación indicada en el Capítulo 4 y se analizó su comportamiento considerando también la dirección de prueba del material, siendo está en la de extrusión (longitudinal) y en la transversal, haciendo gráficos de esfuerzo contra deformación reales.

6.9.1.- Diferentes estados del tratamiento térmico.

La figura 5.29 muestra el comportamiento en los cuatro estados a los que fue ensayada la aleación de aluminio. Las curvas mostradas se obtuvieron a baja velocidad de deformación (10^{-1} s^{-1}) en especímenes maquinados siguiendo la dirección de extruido (longitudinal). En el Apéndice C se muestran todas las curvas obtenidas en las diversas condiciones de velocidad y dirección.

Se puede observar que el comportamiento es semejante en todas las condiciones, tanto la de extruido como la de máxima dureza manifiestan un esfuerzo de cedencia alto y bien marcado, seguido de una caída hasta un nivel que se mantiene prácticamente constante a lo largo de toda la deformación, en

la condición de sobrevejecido se presenta un pico similar al de máxima dureza pero a un valor menor. En las curvas correspondientes al estado de solución sólida sobresaturada se aprecia que el esfuerzo de fluencia crece continuamente hasta el final de la deformación.

6.9.2.- Dirección del extruido.

La figura 5.28 compara las direcciones longitudinal y transversal al extruido de una probeta en la condición de sobrevejecido a velocidad de deformación media (10^{-2} s^{-1}). En el Apéndice C se muestran las demás curvas y se aprecia en ellas que el esfuerzo de flujo es mayor en la dirección perpendicular al extruido, lo que se puede atribuir a la textura del material.

6.9.3.- Sensibilidad a la velocidad de deformación.

Un factor restrictivo en trabajos de formado de metales es la localización o inestabilidad del flujo plástico que hace que la muestra limite su deformación plástica uniforme. Las formas más comunes son la estricción que se presenta en pruebas de tensión (88) y el abarrilamiento en compresión (89). Una manifestación microscópica es la presencia de bandas de corte que siguen los campos de líneas de deslizamiento llegando a cruzar varios granos (90). Este campo es la representación geométrica de los lugares donde el esfuerzo cortante resuelto es máximo y es función de condiciones geométricas y friccionales.

Un factor que ayuda a determinar la tendencia a la inestabilidad plástica es la sensibilidad a la velocidad de deformación "m".

$$m = d(\ln \sigma) / d(\ln \dot{\epsilon}) \Big|_{\epsilon} \quad (48)$$

donde σ y $\dot{\epsilon}$ son respectivamente los valores del esfuerzo, medido a una deformación (ϵ), y el de la velocidad de deformación. Si la pendiente de m es positiva, el incremento en la velocidad de deformación contribuye a que el flujo se estabilice, pero si es negativa, el flujo tiende a localizarse existiendo entonces la posibilidad de desarrollar inestabilidad plástica (91).

En aleaciones de aluminio la localización plástica ha sido asociada con dos mecanismos diferentes: difusión de átomos de soluto que detienen temporalmente a las dislocaciones (92) y al corte y consecuente destrucción de partículas precipitadas por el movimiento de dislocaciones (93). Ambos mecanismos han sido propuestos para explicar fallas por cizallamiento en estos materiales (94).

Las figuras de la 6.3 a 6.6 muestran la dependencia del esfuerzo (en forma logarítmica) con respecto a la velocidad de deformación, de los que se puede deducir el comportamiento de m en las diferentes condiciones de tratamiento y direcciones de prueba. En dichas gráficas, el logaritmo del esfuerzo contra el de la velocidad de deformación se muestra a diferentes grados de deformación.

Se puede observar que el comportamiento en las direcciones de prueba se comporta en forma diferente, ya que en la longitudinal a máxima dureza la m es negativa, lo que puede causar inestabilidad plástica. En cambio, en la transversal, también a máxima dureza, la pendiente tiende a ser positiva, lo que uniformizaría el flujo de deformación. El mismo tipo de comportamiento se manifiesta en las otras condiciones de tratamiento térmico con respecto a la dirección de prueba. Esto puede ser debido a algún tipo de fenómeno asociado con la textura del material, que deberá ser analizado en un futuro.