

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO  
FACULTAD DE QUIMICA



TRATAMIENTOS TERMICOS DE UNA  
ALEACION 6063 DE ALUMINIO

T E S I S  
Que Para Obtener el Título de  
Ingeniero Químico Metalúrgico  
P r e s e n t a

BARRETO RODRIGUEZ JUAN BAUTISTA

MEXICO, D. F.

1978



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

CLAS TESIS 1978  
ABO M-56 5/4  
FECHA \_\_\_\_\_  
VIC \_\_\_\_\_



JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: ING. KURT H. NADLER GUNDEHISEIMER  
VOCAL: ING. ENRIQUE CURIEL REYNA  
SECRETARIO: ING. HUMBERTO MALAGON ROMERO  
1er SUPLENTE: M. EN C. MA. EUGENIA NOGUEZ AMAYA  
2° SUPLENTE: ING. MARCO ANTONIO CHAMORRO DIAZ

LUGAR DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

LABORATORIO DE MATELURGIA - FACULTAD DE QUIMICA

ASESOR DEL TEMA: ING. HUMBERTO MALAGON ROMERO

SUSTENTANTE: JUAN BAUTISTA BARRETO RODRIGUEZ.

MEXICO, D.F

1978

DEDICO EL PRESENTE TRABAJO CON CARIÑO Y  
AGRADECIMIENTO A MI MADRE.

SRA. JUANA ELADIA RODRIGUEZ MEDRANO.

A MIS HERMANOS

TEOSCAR CLEMENTE

ENRIQUE CIPRIANO (Q.E.P.D)

ANGEL CESAR

IRIS ALEJANDRINA

ARGELIS ANTONIO

A MI HIJO.

JUAN CAMILO.

A MI ESPOSA.

LILIA DEL CARMEN.

AL ~~ING.~~ HUMBERTO MALAGON ROMERO  
QUIEN ME ASESORO EN LA ELABORACION  
DE ESTE TRABAJO MI AGRADECIMIENTO.

A TODOS LOS AMIGOS Y COMPAÑEROS  
DE ESTUDIO QUE COMPARTIERON CON  
MIGO ESTOS AÑOS EN MEXICO.

## C O N T E N I D O .

	PAGINA.
INTRODUCCION	1
CAPITULO I.	
1.1 EL ALUMINIO	3
1.2 CARACTERISTICAS Y PROPIEDADES DEL ALUMINIO.	6
1.3 MINERALES, UBICACION Y RESERVAS EN EL MUNDO.	8
1.4 MINERALES DE ALUMINIO EN MEXICO	17
1.5 PROCESOS DE OBTENCION DE LA ALUMINA.	22
1.6 PROCESO DE OBTENCION DEL ALUMINIO.	26
CAPITULO II.	
2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO	31
2.2 ALEACIONES PARA FORJA.	31
2.3 ALEACIONES DE MOLDEO.	35
2.4 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES.	41
2.5 DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO DE LAS PRINCIPALES ALEACIONES DE ALUMINIO.	45
CAPITULO III.	
TRATAMIENTOS TERMICOS DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.	
3.1 GENERALIDADES.	54
3.2 TRATAMIENTO TERMICO DE BONIFICADO.	55
3.3 RECOCIDO.	60
MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.	
3.4 LA PRECIPITACION	64
3.5 LA TESIS DE LA PRE-PRECIPITACION.	69
3.6 EFECTIVIDAD DE LOS OBSTACULOS.	71
3.7 REFUERZO POR PRECIPITACION EN ALEACIONES DE ALUMINIO.	72
3.8 NUCLEACION DE PRECIPITADOS.	77
3.9 MODELOS DE ENDURECIMIENTO POR PARTICULAS INDEFORMABLES.	80
3.10 ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION.	83
CAPITULO IV.	
PARTE EXPERIMENTAL	
4.1 CARACTERISTICAS DE LA ALEACION.	101
4.2 TRATAMIENTOS TERMICOS REALIZADOS.	101
4.3 RESULTADOS EXPERIMENTALES.	104
OBSERVACIONES.	113
CONCLUSIONES.	117
BIBLIOGRAFIA.	118

## INTRODUCCION.

Debido a que en México no existe la Bauxita, mineral de aluminio, y a que la planta de electrolisis de la alúmina instalada en el país es relativamente nueva; la metalúrgia de este elemento es poco conocida dentro de un gran sector de los estudiantes de los metales y sus procesos de transformación. En este trabajo presentamos diferentes temas relacionados con el --- Aluminio y sus minerales.

El aluminio, que en el siglo pasado era un metal desconocido, es hoy día el segundo en importancia a nivel mundial. --- Siendo muy usado en forma aleada gracias a sus propiedades de dureza, resistencia a la tracción, resistencia a la corrosión y por tener un bajo peso específico, lo cual lo pone en ventaja ante el acero, para ciertos usos. El ejemplo del Aluminio se -- generalizó a nivel industrial en el presente siglo debido a los descubrimientos que, en 1866, hicieron Hall y Heroult. Ha sido muy importante para esta industria el descubrimiento de Bayer, -- que en 1887, patentó la fabricación de la Alúmina con un alto-- grado de pureza, fijando los principios que actualmente se usan en la mayor parte del mundo.

El aluminio y sus aleaciones tienen una importancia vital en el mundo en que vivimos. Su aplicación se ha extendido a un gran número de sectores de la industria. Es usado en la Avia

ación, en la industria automotriz, metal mecánica, de la construcción arquitectónica fabricación de armamentos, en la construcción de muebles, adornos y utensilios para el hogar y otras mas.

En este trabajo se dan a conocer algunos de los tratamientos térmicos a que son sometidas las aleaciones de aluminio. Tomamos como muestra la aleación A.S.T.M 6063, cuyo uso está muy generalizado en México, esta aleación es susceptible de endurecimiento por el tratamiento térmico de bonificado. Los elementos que la constituyen son el Aluminio, el Magnesio, el Silicio y el Hierro.

## CAPITULO I.

### 1.1 EL ALUMINIO.

El aluminio es el elemento metálico mas abundante de la corteza terrestre, es uno de los llamados metales modernos, debido a lo difícil que es separarlo del mineral que lo contiene.

Fué incorporado a las filas de los metales industriales hasta los albores del presente siglo, después del acero es el metal mas ampliamente utilizado. Forma parte de los elementos básicos con los que se originó nuestro universo físico. Se tardó mucho en su descubrimiento por varias razones, entre ellas las siguientes:

- a) No se encuentra jamas en estado nativo.
- b) Sus minerales y rocas, no llamaban la atención de los buscadores de minerales.
- c) La Bauxita era usada para obtener el hierro de ella, mas no el Aluminio.
- d) El Aluminio presenta una gran afinidad por el oxígeno, el oxígeno que forma no se puede reducir por los procedimientos clasicos.

Mencionaremos a continuación en forma breve a los principales hombres que han contribuído al desarrollo de la industria del aluminio, el año en el cual llevaron a cabo sus descubrimientos o investigaciones y en que consistieron las mismas.

En 1808, en Inglaterra, Sir Humphrey Davy obtuvo una aleación aluminio hierro, expone que la alúmina es una combinación del oxígeno con un metal que llama aluminio. El mal funcionamiento del proceso y la pequeña cantidad de muestra que obtiene no le permiten separarlo de sus componentes.

En 1821 M. Pierre Berthier descubre la bauxita, sus primeros yacimientos se encontraron en Baux, sur de Francia, de allí se origina su nombre.

En 1825 Hans Christian Oersted, químico danés, (1777- --- 1851) prepara el cloruro anhidro de aluminio. Obtiene Aluminio metálico al hacer reaccionar una amalgama de potasio sobre este cloruro, obtiene un pequeño globulo de aluminio impuro.

Friedrich Wohler (1800-1882), alemán, continúa los trabajos de Oersted. Logra preparar el cloruro de aluminio por vía química a partir de cloro, arcilla y de carbón. En 1827 calienta una mezcla de cloruro de aluminio y de potasio en un crisol de porcelana, el cloruro de aluminio es reducido por el potasio y obtiene un polvo gris de aluminio impuro que contiene, además de potasio, cloruro de aluminio no reducido. En 1845, habiendo mejorado el método, produce glóbulos de metal con suficiente pureza para describir las propiedades del aluminio.

Henry Sainte-Claire Deville (1818-1881), investigador --- francés. En 1854 mejora el procedimiento Wohler, reemplazó el cloruro simple por el cloruro doble de aluminio y de sodio. En -

lugar de usar potasio como agente reductor, lo sustituye por el sodio metálico, el cual es menos costoso. Obtiene metal de aluminio con una pureza de 96 a 97% y una producción de 200 toneladas. El mérito de este nuevo método es que se puede usar a escala industrial.

Paul Louis Toussaint Heroult (1863-1914), nació en Thury-Marcourt, Normandía. El 23 de abril de 1886 patenta un "Procedimiento electrolítico para la preparación del aluminio". Patente número 175-711. El procedimiento consiste en electrolizar la -- alúmina, disuelta en la criolita fundida, con ánodo de carbono, que se quema por el oxígeno anódico, y crisol cátodo de carbono, que recoge el aluminio fundido.

Charles Martin Hall (1863-1914), nació en Thompson, --- Ohio. El 9 de julio de 1886- patente número 400766-- oficina de patentes en Washington, "Procedimiento para fabricar el alumi-- nio por electrólisis, disolviendo la alúmina en baño fundido -- compuesto de fluoruros de aluminio y de uno o de varios metales-- más electropositivos que el aluminio (Li y Na) y en hacer pasar la corriente eléctrica en la masa fundida."

Los procedimientos de Hall y Heroult de la descomposi--- ción electrolítica de la alúmina son semejantes y con ellos -- trabaja hoy toda la metalurgia del aluminio en el mundo. Este - proceso ha sido la base de todos los procedimientos modernos de la producción de aluminio y continúa siendo explotado casi como

único a escala mundial. El procedimiento Hall-Heroult será explicado en forma más amplia al tocar el tema de la obtención del -- aluminio en este trabajo.

El austriaco Karl Joseph Bayer (1847-1904), en 1887 patentó la fabricación de la alúmina, fijando los principios que se utilizan en la mayor parte del mundo. Al llegar al tema de obtención de la alúmina se explicará más detalladamente el proceso -- Bayer.

## 1.2 CARACTERÍSTICAS Y PROPIEDADES DEL ALUMINIO.

Número atómico	13
Masa atómica	26.98
Estructura	C.C.C.
Constante de la red	4.0413 A
Radio atómico	1.4286 A
Distancia entre átomos	2.858 A
Propiedades Físicas (pureza 99.999%)	
Densidad a 20°C	2.6989
Punto de fusión	660.4 °C
Calor de fusión	92 cal/gr
Punto de ebullición a 1 atm	2060 °C
Conductibilidad eléctrica	2.65 cm <sup>2</sup> /cm
Propiedades Mecánicas (pureza 99.99%)	
Resistencia a la tracción	4 a 5 Kg/mm <sup>2</sup>

Límite elástico (E)	0
% de alargamiento (A%)	60 a 70

#### Propiedades Químicas

A temperaturas ordinarias no es atacado por el oxígeno - del aire, el mercurio o sus sales favorecen este ataque. Arde - en atmósferas de los halógenos e hidrácidos, se combina con el azufre en estado de vapor, y el nitrógeno es absorbido por el - metal fundido. El agua ataca al aluminio comercial, se disuelve fácilmente en ácido clorhídrico, con dificultad en ácido sulfúrico concentrado y en ácido nítrico, el ácido acético no lo disuelve. Los hidróxidos alcalinos lo disuelven con formación de aluminatos y desprendimiento de hidrógeno.

Para que un metal pueda considerarse verdaderamente sumado al progreso no basta separarlo de sus combinaciones naturales y reducirlo al estado elemental, según los método de laboratorio. Es necesario determinar un proceso que se preste a una - producción suficiente cuantitativa y cualtitativamente, a las-- necesidades prácticas de la experimentación industrial y apli--cada. Muy poca gente hoy día no está familiarizada con el gran número de aplicaciones modernas del aluminio y sus aleaciones, - ya que el papel que juegan en nuestra vida cotidiana es tal, -- que es difícil hacerse a la idea de que hace 50 años los usos - de este metal eran escasos.

### 1.3 MINERALES, UBICACION Y RESERVAS EN EL MUNDO.

La bauxita.

El aluminio entra en la composición de todas las rocas comunes, excepto en las calcáreas puras y en las arenas de cuarzo éstas últimas en forma de silicatos. El mineral de aluminio que se explota mundialmente se conoce con el nombre de bauxita, su constituyente esencial es la alúmina hidratada. La bauxita no es una especie mineralógica definida, y este término se usa para designar un mineral o una mezcla de sustancias minerales; en la composición de la bauxita entran diversas especies de hidratos naturales de alúmina.

Monohidrato ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{H}_2\text{O}$ ).- De este existen dos variedades cristalográficas, el tipo diasporo y el tipo boemita.

Trihidrato ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 3\text{H}_2\text{O}$ ).- Se denomina también hidrargirita o gibbsita.

La distinción de los tres hidratos tiene una gran importancia para definir la calidad comercial de una bauxita. Las bauxitas básicamente se disuelven en lejía de sosa cáustica, la cual es la base del procedimiento industrial de extracción de la alúmina. Cada uno de los hidratos tiene un comportamiento diferente para disolverse, por ejemplo, el trihidrato es muy soluble desde una temperatura próxima a  $100^\circ\text{C}$ : el monohidrato- variedad boemita necesita de temperaturas de  $180^\circ\text{C}$  y más para obtener una solubilidad suficiente; el monohidrato, variedad --

diaspora, es muy poco soluble a temperaturas inferiores a 250°C y en general no es atacado por vía húmeda.

La composición química es muy variable según el tipo de hidrato base, la proporción de óxido de hierro y de silicato de aluminio. Se conocen dos tipos de bauxitas, la roja con un contenido de hierro elevado y las blancas que contienen poco hierro pero mucha sílice, éstas últimas se reservan para la fabricación de cementos, de abrasivos y de productos refractarios.- Las bauxitas menos silicosas se reservan para la industria del aluminio.

Una composición de las bauxitas usada para obtener la alúmina varía en los siguientes límites.

H <sub>2</sub> O	12 - 30%
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	40 - 60%
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5 - 30%
SiO <sub>2</sub>	1 - 8%
TiO <sub>2</sub>	2 - 4%

Otros minerales.

Caolinita o caolín ( $2\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ).- contiene un 39.5% de alúmina o sea un 20.9% de aluminio.

Corindón.- Es una alúmina anhidra cristalizada, se encuentra en las rocas ígneas y está poco extendido.

Nefelinas.- Es un silicato doble de aluminio y de sodio-

y potasio.

Alunita.- Es un sulfato básico de potasio y aluminio.

Natroalunita.- Es una variedad de las alunitas, es un sulfato doble de sodio y aluminio.

Criolita.- Fluoruros dobles ( $F_3Al.3FNa$ ).

Ubicación y Reservas en el mundo:

Continente Africano.- En Africa las reservas son considerables, se encuentran casi todos los yacimientos de Bauxita entre los paralelos  $6^\circ$  y  $11^\circ$  norte, en la parte occidental del continente.

GUINEA.

Los yacimientos se encuentran repartidos en cinco importantes regiones.

- Región de Boké.- Está situada en el noroeste de Guinea.

El mineral contiene un 45% de alúmina y poca sílice. Se consideran reservas de varios cientos de millones de toneladas.

- Región del Bajo Konkuré.- Se encuentra en la confluencia del río Konkuré y del río Badi, el material tiene de 40 a 45% de alúmina y menos de 2% de sílice. Las reservas son del orden de 150 000 000 de toneladas.

- Región de Conckry.- La Bauxita tiene un 50% de alúmina y de 5 a 10% de sílice, las reservas son de 12000 000 de ton.

- Región de Kindia.- El mineral tiene un 15% de alúmina y de 5 a 10% de sílice con reservas de 100 000 000 de toneladas.

- Región de Dabola-Tugué.- El contenido de la Bauxita es de un 42% de alúmina y de 3% de sílice. Las reservas se cifran en cientos de millones de toneladas.

Guinea Portuguesa.- Se señalan formaciones bauxíticas en el sud-este del territorio.

Ghana.

La composición del mineral de aluminio de este país es de 50% de alúmina y menos de 2% de sílice, se calculan las reservas en unos 200 000 000 de toneladas.

Camerún.

La bauxita es de pura variedad Gibbsita con un 40 a 45% de alúmina y menos de 3% de sílice, las reservas no están calculadas se espera que sean de muchos cientos de millones de toneladas.

Sudán.

En numerosos puntos del territorio se han encontrado indicios de Bauxita, los principales yacimientos se encuentran en las cercanías de la frontera de Guinea. La composición del mineral es de 43% de alúmina y menos de 2% de sílice, las reservas no han sido calculadas.

Otros países africanos donde se ha encontrado bauxita, -

pero en pocas cantidades, son: El Congo, Mozambique y Madagas--  
car.

#### Continente Americano.

Los yacimientos más importantes son de formación bastan--  
te reciente, están localizados en la zona tropical, al norte del  
Ecuador.

#### Estados Unidos de América.

En este país existen algunos depositos de Bauxista, ubi--  
cados en dos regiones. La región que se encuentra extendida des--  
de Georjía Central y Meridional hasta el centro de Arkansas, --  
pasando por el sudeste de Alabama y por el noroeste de MISSOURI.  
Los yacimientos en esta región son de variedad Gibbsita con una  
composición de 62% de alúmina y de 3 a 7% de sílice, las reser--  
vas son de unos 50 000 000 de toneladas. La otra región se en--  
cuentra al noroeste de Oregón, oeste de Portland. La bauxita --  
tiene una composición de 45% de alúmina y de 5 a 7% de sílice,--  
las reservas son de 50 000 000 en esta región.

#### Jamaica.

Los yacimientos se encuentran sobre una serie muy espesa  
de calcáreas marinas, que forman extensas mesetas. Estas alcan--  
zan una altitud de 900 metros. La Bauxita se encuentra en la --  
superficie bajo un débil recubrimiento de tierra vegetal de la--  
capa de mineral alcanza de 3 a 10 metros. Las reservas son del  
orden de 300 000 000 de toneladas, con una composición de 45 a  
50% de alúmina y menos de 1% de sílice.

República Dominicana y República de Haití.

En ésta isla las mesetas alcanzan hasta 1500 metros de altura, las reservas son de 10 000 000 de toneladas en Haití y de 6 000 000 en Dominicana. Los yacimientos tienen una composición de 45 a 49% de alúmina y de 2 a 5% de sílice.

Costa Rica.

En este país no han sido calculadas las reservas de Bauxita pero se conocen yacimientos con una composición de 35 a 45% de alúmina, contienen grandes cantidades de sílice llegando a alcanzar hasta más de un 10%.

Venezuela.

En el oriente de este territorio en Delta Amacuro y en el estado Bolívar han sido descubiertos algunos yacimientos. -- Los depositos más importantes se encuentra en el cerro del Chorro, cerca de Upata y en la meseta de Núria, estado Bolívar. -- Las reservas son del orden de unos 100 000 000 de toneladas de una Bauxita de buena calidad comercial.

Colombia.

En el centro del país, al norte de Medellín han sido encontrados algunos depósitos, cuyas reservas no han sido calculadas.

Guayana Británica.

Se ha encontrado un mineral con una composición de 50 a 61% de alúmina y de 3 a 12% de sílice, teniendo, la capa de ---

Bauxita, un espesor de 4 a 6 metros. Las reservas han sido evaluadas en alrededor de unas 100 000 000 de toneladas.

#### Guayana Francesa.

Los yacimientos han sido encontrados en la parte oriental del territorio. La Bauxita encontrada es de la conocida como Gibbsita de una composición de 42% de alúmina y menos del 2% de sílice, las reservas calculadas son de 40 000 000 de toneladas.

#### Brasil.

En éste país los depósitos de mayor importancia son los de pocos de Caldas, al sur del estado de Minas Gerais. Los yacimientos se presentan en forma de bloques y de nódulos de Bauxita introducidos en la arcilla. La composición de la Bauxita es de 50 a 60% de alúmina y de 3 a 5% de sílice, las reservas son estimadas en unos 12 000 000 de toneladas.

#### Continente Asiatico.

Los yacimientos de mineral de aluminio en este continente se localizan cerca del extremo meridional. Las regiones centrales han sido poco examinadas.

#### India.

Los principales depósitos de Bauxita se encuentran en el centro del país, en el estado de Madhya Pradesh. El mineral tiene una composición de 50 a 60% de alúmina y menos de 1% de sílice, las reservas son estimadas en cientos de millones de toneladas.

## Malasia - Indonesia.

Los más importantes yacimientos de ésta región están en el archipiélago Riu, el mineral es Gibbsítico con una composición de alúmina de 53 a 55% y de sílice de 4 a 5%. Las reservas son de unos 30 000 000 de toneladas.

## China.

En este país se encuentran depósitos de un mineral con una composición de 60 a 70% de alúmina y de 6 a 11% de sílice, en la provincia de Yunnan. Las reservas se estiman en decenas de millones.

## Australia.

Los yacimientos de Bauxita se encuentran en las siguientes partes, en el extremo norte del territorio sobre la costa occidental de la península de Cape York, en el Golfo de Carpentería entre el Cabo Arhrrem y Melville Bay. En el archipiélago Wessel parte meridional del territorio. El mineral tiene un 40% de alúmina y de 3 a 7% de sílice, las reservas son de - - - -- 300 000 000 de toneladas.

## EUROPA.

La Bauxita europea es en su casi totalidad de la variedad Boemita y son pocos los países que tienen yacimientos de importancia.

## España.

En Cataluña y al oeste de Barcelona se encuentran algu-

nos yacimientos poco importantes, con una composición inferior al 55% de alúmina y de 8 a 14% de sílice. Las reservas son de unos 4 millones de toneladas.

#### Francia.

Las reservas de mineral francés poco silicoso se calculan en algunas decenas de millones de toneladas.

#### Italia.

Los yacimientos se encuentran en el centro de los Apeninos, a 80 kilómetros al este de Roma. El mineral es generalmente silicoso, las reservas se calculan en 9 millones de toneladas.

#### Hungría.

En este país existen depósitos de mineral de bauxita de buena calidad y de mucha importancia, sus reservas son de 130 millones de toneladas, con una composición de 52 a 55% de alúmina y de 4 a 6% de sílice.

#### Yugoslavia.

Los principales yacimientos en este país se encuentran a orillas del Adriático, desde Istria hasta Montenegro. Las reservas no se han podido calcular pero se estiman en 200 millones de toneladas, de un mineral con un 55% de alúmina y 4% de sílice.

#### Grecia.

La bauxita que se encuentra es la variedad Boemita, los yacimientos tienen un espesor de 20 metros y una composición de

55 a 60% de alúmina y menos de 4% de sílice. Las reservas importantes estan en las cercanías del Monte Parnaso, existen yacimientos al sur de Grecia, cerca de Atenas. La reserva calculada es de 40 millones de toneladas.

U.R.S.S.

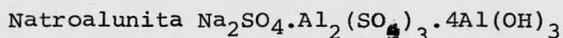
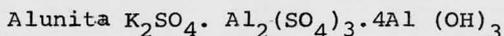
En la Unión Soviética debido a la extensión del territorio los yacimientos se encuentran en varios puntos del mismo, -- los importantes son:

- a) Cerca de Tikhvin a 230 kilómetros al Este de Leningrado, las reservas son de 5 millones de toneladas, el mineral tiene 45% de alúmina y 15% de sílice.
- b) En los Montes Urales la bauxita tiene 55% de alúmina y 5% de sílice, las reservas se estiman en 25 millones de toneladas.
- c) La región central, tiene reservas de unos 8 millones de toneladas de una bauxita de una composición 60% y 15% de alúmina y sílice respectivamente.
- d) Existen yacimientos en la parte Asiática de la U.R.S.S. y otras zonas de menor importancia.

#### 1.4 MINERALES DE ALUMINIO EN MEXICO.

La existencia de rocas aluníticas ha sido comprobada en México, estas formas el "grupo de la alúmita". Este grupo se encuentra formado por la natroalunita, la alunita, la jarosita, -

la amoniojarosita, la natrojarosita, la argentojarosita, la carfosiderita, etc.. Del grupo de minerales de la alunita los que se encuentran en México y son factibles de explotarse son la alunita y la natroalunita. El mineral no metálico alunita es un sulfato básico de potasio y aluminio, de origen hidrotermal. La alunita se presenta en forma masiva y de textura granular, mezclada con otros mineral, especialmente coalín, halloisita o diaspora y raramente se le encuentra en forma cristalizada. Su dureza es de 3.5 a 4 en la escala de Mohs, su peso específico es de 2.6 a 2.9 y su color es blanco cuando puro, se presenta en matices gris y amarillento.



La constitución teórica centesimal de los componentes expresados como óxido es la siguiente:

	alunita	natroalunita
Na <sub>2</sub> O	-	7.79
K <sub>2</sub> O	11.37	-
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	36.92	38.41
SO <sub>3</sub>	38.66	40.22
H <sub>2</sub> O	13.05	13.58
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	-

Los contenidos de sulfato de potasio, alúmina y anhídrido sulfúrico en la alunita son las sustancias de interés econó-

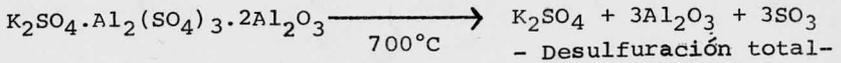
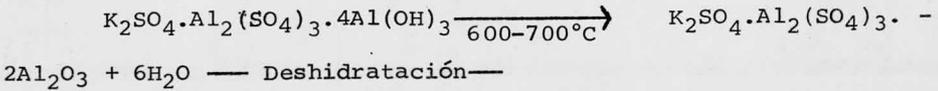
mico en este mineral. La utilización de la alunita en México es un proyecto con buenas perspectivas ya que se dispone con un mercado asegurado.

#### Yacimientos de alunita en México.

Se ha informado de la existencia de alunita en los siguientes municipios y localidades: Corralitas, Villa Ahumada, -- Jiménez, Aldama, Asunción y Villa García en Chihuahua; las reservas en este Estado no han sido calculadas. Calvillo y Villa García en Aguascalientes, no son muy grandes estos yacimientos. --- Bermejillo, Cuencamé y Bandera en Durango, se han calculado las reservas en 1 millón 141 mil 240 toneladas probable y posible -- con 75% de alunita. Jiutepec en Morelos, con cien mil toneladas de mineral en reserva. Chignahuapan en Puebla, sus reservas son calculadas en 15 mil toneladas de mineral con un 42% de alunita; existen en este Estado unos 3 millones de metros cúbicos de mineral de alunita desconocida. Juventino Rosas, Comonfort, San Felipe y Santa Rosa en Guanajuato; estas son las reservas más grandes que existen en el país se calculan en 25 millones de toneladas de alunita pura. También se han encontrado yacimientos de -- alunita en Senguio, Michoacán y Zacualtipan, Hidalgo.

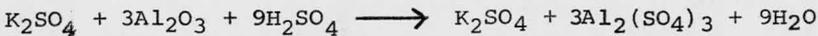
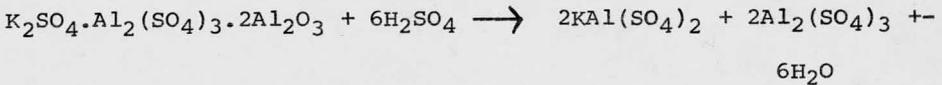
No teniendo la alunita una utilización directa, carece de valor mientras, no pueda lograrse su transformación económica en productos de valor comercial; se han hecho intentos de lograr -- ésto por métodos de vía seca, húmeda y mixtos.

La reacción que tiene lugar durante el tratamiento térmico de la alunita es la siguiente:

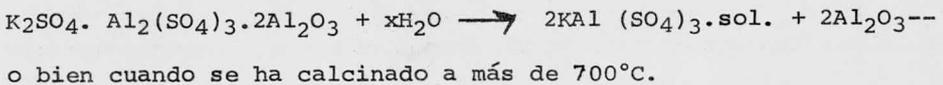


En tipo de reacción y la calcinación; a temperaturas bajas se obtiene sólo la deshidratación y a elevados se logra hasta la desulfuración.

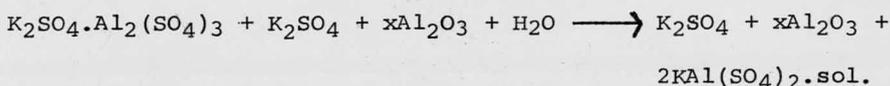
Para extraer el aluminio y el potasio es necesario someterlos a un proceso de lixiviación con un solvente apropiado, -- utilizando ácido sulfúrico. Las reacciones químicas que se llevan a cabo durante el proceso dependen del grado de desulfuración que haya alcanzado el mineral durante la calcinación.



Si la lixiviación se lleva a cabo con agua en el tratamiento térmico a baja temperatura, sólo se disolverá el sulfato de potasio y el alumbre presente en el calcinado, permaneciendo la alúmina formada.



Generalmente se tiene una mezcla de productos en el calcinado, por lo que se tendrá al lixiviar con agua:



Por lo anterior se supone que la lixiviación con ácido sulfúrico de calcinados que hayan perdido poco  $\text{SO}_3$  durante el tratamiento térmico posiblemente den lugar a la máxima solubilidad del contenido de alúmina y potasio en la roca alunítica.

Es evidente que la importancia económica de un yacimiento depende en grado considerable de su volúmen y situación, tanto geológica como geográfica. El valor de una mena está íntimamente ligado a la capacidad del hombre para aprovechar el mineral, y varía con las necesidades y preferencias de éste. Los minerales aluníticos pueden ser fuente de alúmina y potasio, pero tradicionalmente estas dos sustancias se extraen de otras materias primas, que son, o más abundantes que la alunita, o para las que el hombre ha desarrollado sistemas extractivos más económicos por unidad de producto de determinada calidad. El aprovechamiento de las rocas aluníticas en México ha presentado ciertas dificultades que quizás puedan superarse para que ese mineral sea fuente de alúmina y potasio. Estos dos productos tienen en el país un mercado asegurado, para una economía en vías de desarrollo como es la mexicana y debido a la crisis por la cual se atraviesa existen buenas perspectivas para su fabricación en

el país, al obtenerse en el país estos productos se evitaría su importación y por lo tanto la fuga de divisos que ésta origina.

### 1.5 PROCESOS DE OBTENCION DE LA ALUMINA.

El aluminio seguramente no se obtendrá jamás, como el -- hierro, por fusión directa de los minerales que lo contienen. -- No es razonable esperar que se refine electrolíticamente de una solución acuosa, como sucede en el cobre. Se cree que el refina-- do de minerales de aluminio seguirá implicando procesos quími-- cos bastante delicados, que requerirán grandes inversiones de -- capital, de combustibles y reactivos disponibles y mano de ---- obra especializada; ésto es válido lo mismo para materias pri-- mas como la bauxita roja o blanca, la alunita, el caolín, la -- leucita, etc., que para otras materias primas.

Hasta el momento se han descubierto bastantes procedi--- mientos para la obtención de la alúmina destinada como materia-- prima para la obtención del aluminio. Algunos de estos descubri-- mientos no trascendieron por ser muy costosos, y además de que-- otros los superaban en tecnología y rendimiento. Nos referire-- mos en este tema al procedimiento que es más usado en la actua-- lidad y a los que hayan destacado en épocas pasadas.

Procedimiento Saint-Claire Deville.

La fabricación de alúmina por este procedimiento consta-- ba de 3 operaciones fundamentales: cocci3n, lixiviación y preci

pitación.

Cocción.- Se preparaba una mezcla de bauxita molida y carbonato sódico, se llevaban a una temperatura de 1 000 a 1 100°C, con el objeto de transformar selectivamente la alúmina del mineral en aluminato de sodio soluble, mientras las impurezas permanecían insolubles.

Lixiviación.- El producto conocido se lixivía por medio del agua, se separa por filtración la solución clara de aluminato de sodio.

Precipitación.- Esta se efectuaba por medio del gas carbónico, precipitando el trihidrato de alúmina, que a continuación era filtrado, lavado y calcinado.

El punto débil del proceso anterior era el coste elevado de la cocción y la onerosa recuperación del carbonato sódico contenido en las aguas madres de carbonatación.

Procedimiento Serpek.

En 1909 el químico checoslovaco Ottokar Serpek patentaba la fabricación simultánea de alúmina y amoníaco por medio de nitrato de luminio resultó muy difícil, no resistieron los revestimientos de los hornos.

Proceso Bayer.

Este proceso está basado en las variaciones de salubilidad en el estado de aluminato de sodio, de los hidratos de alúmina en las lejías de sosa, consecuencia de las propiedades anfóte

ras del hidróxido de aluminio. La bauxita es triturada en quebradoras, la molienda se efectúa en molinos de barras o de bolas; se almacena, se mezcla con lejía de sosa concentrada, ésta pasa a un autoclave donde la bauxita es atacada a unos  $150^{\circ}\text{C}$  y a una presión de 4 a 6 atmósferas; aquí se disuelve la alúmina y forma aluminato de sodio ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ ), y los demás componentes de la bauxita como el óxido férrico, óxido de titanio y óxido de silicio quedan en los barros en forma de lodo rojo; éste ataque tarda unas 8 horas en llevarse a cabo. Se separan los residuos insolubles (barros rojos), por decantación o por filtros prensa, después de la separación de éstos residuos la precipitación parcial de la alúmina en solución se hace posible mediante el descenso de la temperatura y la dilución de la lejía de aluminato de sodio.

El principio del procedimiento consiste en tratar entre dos estados de equilibrio las soluciones alcalinas de aluminato de sodio: en un primer estado, de alta concentración de sosa y alta temperatura, se produce la disolución de los hidratos de alúmina de la bauxita; dejando diversas impurezas insolubles, después de la separación de estas impurezas se efectúa la precipitación parcial de la alúmina en un segundo estado de equilibrio que se obtiene bajando la temperatura y la concentración de sosa. Se obtiene de esta manera hidrato de alúmina, el precipitado se lava, se deseca y se calcina a  $1200^{\circ}\text{C}$  en un horno rotatorio.

Para obtener la alúmina por el método Bayer, la bauxita debe tener menos de 5% de sílice, debido a las pérdidas de aluminio por la formación de un silicato de aluminio; se hace insoluble una parte de la alúmina, impidiendo la recuperación de determinados minerales. Los factores que originan los gastos -- más importantes en este proceso son:

El vapor necesario para el tratamiento en autoclave y el alto consumo de sosa, 8 kilogramos de NaOH por kilogramo de alúmina. Las pérdidas de sosa por impurezas (sílice y otros), lo que lleva a tratar estos residuos en hornos rotativos.

La mano de obra.

Para reducir los gastos en la fabricación de alúmina se construyen plantas de 1000 toneladas-día como mínimo, éstos se sitúan en los lugares de extracción de la bauxita.

Ninguna fuente de aprovechamiento de alúmina puede competir económicamente con el tratamiento de las bauxitas por el -- procedimiento Bayer convenientemente adaptado. Es posible, por procedimientos industriales en la actualidad, extraer alúmina de minerales silicosos u otros; pero se tendrá siempre costos sensiblemente superiores a los de la alúmina que proviene de la -- bauxita. Mientras que existan en el mundo reservas de bauxita -- accesibles, la casi totalidad de la alúmina producida prevendrá de esta fuente.

## 1.6 PROCESO DE OBTENCION DEL ALUMINIO.

La obtención del Aluminio metálico representó un reto para los científicos que se propusieron la tarea de descubrir un método para la fabricación industrial de éste elemento. Debido a la gran dificultad que se presentaba al tratar de obtener el óxido de Aluminio puro y luego reducir éste óxido, lo cual no se podía efectuar por métodos normales debido a la gran dificultad que se presentaba por la afinidad del Aluminio por el Oxígeno y a que el óxido formado es muy estable.

En 1886 Hall y Heroult vieron premiadas sus investigaciones al descubrir y patentar, por separado, un método para obtener el Aluminio; Este método es usado universalmente. El fundamento del proceso descubierto por Hall y Heroult consiste en hacer pasar una corriente continua por una solución de alúmina en criolita con otros fluoruros, se descompone la alúmina depositándose Aluminio fundido en el cátodo y oxígeno en el ánodo, de carbono, con el que reacciona para formar  $\text{CO}_2$ , que es reducido a continuación a CO por la acción del Carbono caliente.

La criolita fundida y el Aluminio fundido son muy reactivos y destructores de los recipientes que los contienen; Por lo que se creó una caja de hierro o pila de reducción con revestimiento de Carbono para contrarestar éste efecto.

### Pila de Reducción.

Esta pila es una resistente caja de acero, generalmente

en forma réptangular, de tamaño variable, dotada de un revestimiento de Carbono de 15 a 25 centímetros o más de espesor. El forro externo de acero, se usa para llevar la corriente al cátodo de carbono; el fondo de la cuba constituye el cátodo. Las dimensiones externas e internas de la pila y de su forro varían mucho con la capacidad de transporte de corriente. La producción de Aluminio es aproximadamente proporcional a la intensidad de la corriente y se precisa casi el mismo trabajo para manejar una pila grande que una pequeña.

#### Cátodos.

El cátodo de carbono ha de tener una buena resistencia, buena conductibilidad eléctrica y ser de forma tal que pueda transmitir la corriente al Aluminio metálico.

Se emplean dos tipos de revestimientos catódicos. El primero se hace apisonando en la caja de acero una mezcla caliente de coque pulverizado con alquitrán de hulla y brea, mediante un molde de hierro colado para darle la forma deseada; El conjunto se cuece en un horno a uno 600 u 800°C. En el segundo tipo se recurre a bloques de Carbono preparados y cocidos con anterioridad, cementandolos con una mezcla de alquitrán, brea y coque triturado.

#### Anodos.

Los ánodos cocidos previamente penden de varillas a barras de Aluminio, cobre o Hierro que se conectan a las barras -

omnibus mediante grapas ajustables; se hace descender al ánodo en el interior de la cuba a una velocidad tal que compense el carbono gastado durante la electrólisis. El contacto eléctrico lo realizan 50 agujas de acero distribuidas en dos hileras de 12 y dos de 13 agujas. Estas penetran en la parte sólida del ánodo y se cambian según un régimen regular de tal manera que ninguna pueda acercarse mas de 20 centímetros a la cara inferior del ánodo. La corriente circula de las barras omnibus de Aluminio, a través de las agujas, al ánodo, penetra en el baño, pasa al cátodo y sale por las barras colectoras de acero a las omnibus de Aluminio. |

#### Funcionamiento de la pila.

El Aluminio fundido (densidad relativa de 2.29 a 1000°C) es mas pesado que la criolita fundida (densidad relativa de 2.095 a 1000°C). si no se agita muy violentamente el contenido de la pila, el metal permanecera en el fondo. La alúmina sólida, que se agrega periódicamente al baño, es más densa que la criolita, pero la solución de alúmina en la criolita líquida es, a igual temperatura, más ligera que la criolita sin Aluminio disuelta.

Durante el funcionamiento las burbujas de gas que se desprenden en los ánodos, así como el efecto de campo magnético -- generado por las grandes intensidades de corriente que circulan por las barras omnibus, por las paredes de la pila y por su re-

vestimiento agitan continuamente el electrolito. Si no hubiera ésta agitación la alúmina agregada, de mayor densidad pasara al fondo de la cuba, acumulandose debajo de la capa de metal líquido, lo cual impediría al electrolito disolverla rapidamente.

Los fluoruros de calcio, de Bario y de Estroncio elevan bastante el peso específico de la criolita, es evidente que habrá que mantener las proporciones de dichas sustancias por debajo de aquel punto que daría al baño una densidad tal que su agitación durante el funcionamiento de la pila haría flotar los globulos de Aluminio y los llevaría al ánodo, donde se oxidarían. A medida que prosigue la electrólisis es consumida la alúmina en el electrolito, se alcanza un punto en que tiene lugar el efecto anódico. Este efecto indica la necesidad de añadir mas alúmina; y se detecta por un aumento repentino de la tensión de la pila, desde 6 ó 7 voltios hasta 30 y 60, como medio para detectarlo se conecta entre los bornes de la pila una lámpara de incandescencia o un foco, al ocurrir el efecto anódico la lámpara dará una luz muy brillante.

El valor del rendimiento de corriente está comprendido entre 83 y 86%, según sean los electrodos. Las tensiones de las pilas, incluidas las caídas ohmicas de tensión en barras omnibus y cables, pueden oscilar entre 4.5 y 5.3 voltios y en algunos casos llegar a 7, dependiendo del diseño del circuito, edad de las pilas, estado y tipo del electrolito, distancia ánodo-cá

todo y otros factores.

Los electrodos cocidos previamente son de más alta tensión que los continuos, estos mismos factores intervienen en las necesidades de potencia por kilo de Aluminio; las necesidades son de 17 a 19 Kwh de corriente continua o de 18 a 20 Kwh de corriente alterna por kilogramo de Aluminio. El consumo de ánodos varia dependiendo de su calidad, tamaño, forma y técnica con que se manejen las pilas. Un consumo de 0.6 a 0.8 kilogramos de carbono por kilogramos de aluminio se considera de rendimiento satisfactorio. El consumo de óndos, neto en el caso de electrodos cocidos previamente, es de 0.5 a 0.55 kilogramos por kilogramo de aluminio. Las necesidades de alúmina por kilogramo de aluminio son del orden de 2 kilogramos. El gasto de criolita es de 3 al 5% del peso del metal. El metal fundido se extrae mediante sifón, cucharas o sangrado, cada día, dos o tres, según el diseño de la pila.

- 31 -

\*

## CAPITULO II.

### 2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO.

Las propiedades mecánicas del Aluminio puede mejorarse -- aleandolo, en la actualidad existe un gran número de aleaciones de Aluminio, cada una de las cuales supera alguna de las características del metal sin alear, esto las hace mas adecuadas para - las aplicaciones a las cuales van a ser destinadas. Las aleaciones de Aluminio se clasifican en dos grandes familias; según el proceso de fabricación de los productos: Aleaciones de Aluminio- para forja y Aleaciones de Aluminio para moldeo. ] Presentaremos- a continuación cada uno de los grupos de aleaciones que constituyen estas dos grandes familias.

### 2.2 ALEACIONES PARA FORJA.

#### Grupo Aluminio.

En éste grupo se encuentran El Aluminio de diversas purezas, ninguno de ellos es bonificable y se emplean recocidos o -- con distintos grados de acritud; Se caracterizan por su buena - resistencia a la corrosión, soldabilidad, facilidad de conformación, conductividad eléctrica y térmica, propiedades que son tanto más elevadas cuanto mayor es la pureza del Aluminio. Su resistencia mecánica es baja y disminuye algo al aumentar la pureza; dentro de éste grupo se encuentran las aleaciones A.S.T.M -- 1050, 1100, 1070, 1080.

### Grupo Aluminio - Cobre.

Estas aleaciones son usadas, en general, con tratamiento de bonificado y su principal característica es la elevada resistencia mecánica. La resistencia a la corrosión, soldabilidad y aptitud para el anodizado son bajas. Dentro de éste grupo se encuentran los conocidos duraluminios, de gran importancia por su gran resistencia mecánica a temperatura ambiente. Los duraluminios tienen de 3.5 a 5% de Cobre y Magnesio, Silicio y Manganeso como elementos secundarios de aleación.

Otra variante del grupo Aluminio - Cobre, son las aleaciones que llevan Níquel como elemento secundario de aleación, éstas presentan buena resistencia mecánica a elevada temperatura. Ejemplo de estos tipos de aleación son las 2017, 2024 2014 y 2218.

### Grupo Aluminio - Magnesio.

Estas aleaciones no son bonificables debido a la poca ganancia en características para porcentajes de Magnesio inferiores al 7%; El endurecimiento se obtiene por acritud, con lo que se logra un aumento de la resistencia a la tracción y del límite elástico a la vez que disminuye el alargamiento. Las aleaciones Aluminio-Magnesio presentan en su conjunto una buena resistencia a la corrosión incluso en ambiente marino; La resistencia mecánica crece con el contenido de Magnesio y simultáneamente disminuye su aptitud para la conformación en frío. Para contenidos de-

Magnesio mayores del 5% se pueden presentar problemas de corrosión bajo tensiones, por rebasar éste contenido considerablemente el límite de solubilidad a temperatura ambiente, el Magnesio tiende a precipitar. Algunas aleaciones representativas de éste grupo son A.S.T.M. 5005, 5050, 5254, 5086, 5556.

#### Grupo Aluminio - Magnesio - Silicio.

Las aleaciones de éste grupo contienen Magnesio y silicio en cantidades que son muy superiores al 1% (Magnesio de 0.4 a 1.4 y Silicio de 0.3 a 1.6/), al compuesto  $Mg_2Si$  que forman estos elementos en la aleación es que se debe que sean susceptibles del tratamiento térmico de bonificado; con el tratamiento térmico de bonificado; con el tratamiento térmico se consigue una buena ganancia en características mecánicas, presentan una buena resistencia a la corrosión, y buena soldabilidad, etc. Son aleaciones especiales para obtener perfiles y productos extruidos. Ejemplo de éstas aleaciones son: A.S.T.M. 6151, 6251, 6351, 6063, etc.

#### Grupo Aluminio-Cinc.

Las aleaciones binarias Aluminio-Cinc tienen limitado su uso al de plaqueantes, debido a ser resistentes a la corrosión y fuertemente magnéticas; Aunque pueden formarse soluciones sólidas de ambos elementos en un rango de concentración apreciable, el efecto endurecedor del Cinc es poco marcado, lo que se-

explica por la poca diferencia de radios atómicos del Aluminio y Cinc, 1.43 A y 1.3, respectivamente. Las aleaciones bonificables contienen Magnesio y en éstas aleaciones se distinguen dos familias.

La primera está formada con un porcentaje de Cinc de 3 a 4.5% y 1 a 2% de Magnesio, tienen buena soldabilidad, resistencia a la corrosión, características mecánicas medias, son autotemplantes y de maduración natural; Esta característica hace que después de un proceso de soldadura el cordón y zonas adyacentes recuperen espontáneamente su resistencia mecánica sin necesidad de tratamiento posterior.

La segunda familia se encuentra formada por aleaciones con contenidos de Cinc superiores al 5%, llevan como elementos secundarios de aleación Magnesio, Cobre, Cromo y Manganeseo; Son de temple en agua y maduración artificial. Un ejemplo de esta familia es la A.S.T.M. 7075.

#### Grupo Aluminio-Silicio.

La solubilidad del silicio es prácticamente nula a temperatura ambiente y de sólo 1.57% a la del eutectico, 577°C, no siendo envejecibles las aleaciones del sistema binario; el aumento de dureza respecto al metal puro, es debido en estas aleaciones a la presencia de una estructura heterogénea, consistente en granos de silicio y granos de aluminio, éstos en gran parte sobresaturados. Las aleaciones aluminio-silicio son en realidad,



con alguna excepción, aportes para soldadura, a los que se ha da do por laminación o extrusión la forma geométrica más adecuada - para su empleo, a medida que aumenta el contenido en silicio, au menta la fluidez y facilidad de utilización como aporte.

#### Grupo aluminio-estaño.

Este grupo de aleaciones ofrece muy características al ro zamiento y son especialmente aptas para cojinetes de fricción. - Existen dos tipos de aleaciones en este grupo, una para gran ca pacidad de carga, con 6% de estaño y silicio, cobre, níquel como elementos secundarios. El otro tipo de aleación tiene un 20% de estaño con cobre y presenta características de rozamiento infe-- riores.

### 2.3 ALEACIONES DE MOLDEO.

Mediante el empleo de las aleaciones de moldeo pueden ob tenerse con facilidad piezas coladas sanas. La obtención de es tas piezas depende de una serie de propiedades del material, co mo su capacidad de flujo, de llevar los moldes en que son cola-- dos y reproducir detalles, su tendencia a dar grietas en calien te durante la solidificación o después de ella por efecto de la fragilidad de contracción, su tendencia a la formación de rechu pes y otras. Durante la solidificación o durante el enfriamien to posterior pueden producirse grietas debido a la falta de capa cidad para resistir esfuerzos por parte del material en el rango

de temperatura correspondiente. Existe un agrietamiento que se presenta, ya solidificado el material y que es debido a los esfuerzos que origina la contracción impedida por el molde de la aleación durante el enfriamiento, este agrietamiento, se llama habitualmente de contracción. El otro que se presenta está en el rango de temperaturas entre liquidus y el solidus, está ocasionado por la presencia de fase líquida entre los cristales ya solidificados, mas propiamente en el intervalo comprendido entre liquidus y la temperatura de coherencia, o sea, de establecimiento de una malla coherente por contacto entre las dendritas. El agrietamiento es caliente por encima de la línea de solidus es mayor a medida que lo es el intervalo de solidificación. Vamos a revisar a continuación, los diferentes grupos de aleaciones de aluminio para moldeo, así como sus características más importantes.

#### Grupo Aluminio.

El aluminio no aleado es menos empleado en piezas moldeadas que en las de forja, se prefiere usar aleaciones cuyas características sean especialmente aptas para cada caso; se usa Aluminio en la fabricación de rotores de motores eléctricos.

#### Grupo Aluminio-Cobre.

Las aleaciones Aluminio-Cobre son en general bonificables; se obtiene una máxima resistencia mecánica para conteni--

dos entre 4 y 6% de cobre, según cuales sean los restantes elementos de aleación. Para contenidos de 3 a 5% de Cobre las características de colabilidad, agrietabilidad de contracción, --compasidad son bajas; en estas aleaciones es mayor el peligro --de que se produzca una porosidad interdendrítica cuando el metal contiene gases. Tiene una mala resistencia a la corrosión, la tendencia a la formación de microrrechupes y grietas en caliente puede disminuirse con adiciones de silicio, el cual mejora las características de moldeo, pero dificulta el tratamiento de bonificado.

Dentro del grupo Aluminio-Cobre se puede considerar tres familias de aleaciones; la primera familia está formada por las aleaciones que contienen entre 4 y 5% de Cobre, existe una aleación de normalización española (L - 214, Cu 5%, Mg y Ti), que ofrece las mejores características respecto a mecanización, esta aleación no es apta para la fabricación de piezas complicadas. Tiene una elevada resistencia a la tracción y gran tenacidad, alta resistencia al choque y a la fatiga; se utiliza para piezas con fuertes solicitaciones en la construcción de máquinas aviones y otros aparatos.

La segunda familia considerada está constituida por las aleaciones de buen comportamiento a temperaturas elevadas. La aleación L - 211, española, sirve de ejemplo en esta familia; tiene Cobre elevado y Magnesio, Silicio, Hierro, como elementos

secundarios de aleación. La aleación posee buenas características de colabilidad, mecanización, resistencia en caliente y se usa para émbolos y culatas.

La tercera familia comprende aquellas aleaciones en las que se han mejorado las características de moldeo, por la adición de Silicio y Cinc. No suelen emplearse bonificables, es adecuada para piezas en general que requieran buenas características baja presión y son de uso extendido en la construcción de máquinas y motores, un ejemplo de esta familia lo encontramos en la aleación L - 213 española.

#### Grupo Aluminio-Magnesio.

Este grupo de aleaciones se caracteriza por su mala colabilidad, malas características de moldeo, presenta formación de óxidos, porosidades, imperfecciones superficiales tanto mayores cuanto más elevado es el contenido de Magnesio. Este grupo de aleaciones tiene buena resistencia a la corrosión, especialmente frente a bases débiles y al agua de mar, presenta un buen comportamiento a los tratamientos superficiales de pulido químico y anodizado, se usan en estructuras y construcciones de alta resistencia química a los agentes atmosféricos y marinos, en construcción naval y en la industria de la alimentación; para tener una alta resistencia al ataque químico el contenido de Cobre ha de ser muy bajo. Como ejemplo de este grupo tenemos las aleaciones normalizadas en España L - 231, L-232.



### Grupo Aluminio - Silicio. \*

El grupo Aluminio-Silicio se caracteriza por su buena co-labilidad, por sus excelentes propiedades de moldeo, así como po-ca tendencia a la agrietabilidad de contracción. Estas aleacio-nes son muy buenas para la obtención de piezas complicadas; la -resistencia a la corrosión es buena en ausencia del Cobre, a ma-yores contenidos de Silicio presentan dificultades para la maqui-nabilidad; para mejorar la microestructura, para obtener mejor -maquinado, se efectúa un proceso de modificación con lo cual se-consigue una distribución fina de los cristales de Silicio.

Cuando agregamos Cobre en pequeñas cantidades aumentamos-las características mecánicas y la maquinabilidad, disminuyendo-la resistencia a la corrosión. Con contenidos de Cobre de 2 a -5%, se obtienen aleaciones que pueden emplearse bonificadas o no, de resistencia mecánica y maquinabilidad superiores a las de las aleaciones binarias Aluminio - Silicio y de características de -moldeo mejores a las del grupo Aluminio-Cobre. En el grupo Alu-minio-Silicio se consideran los siguientes conjuntos de aleacio-nes:

a) Aleaciones no bonificables, cuya principal caracterís-tica es su excelente aptitud para el moldeo. Ejemplo las L-252, L-253 y L-259 normalizadas en España.

b) Aleaciones susceptibles de bonificado debido a que con-tienen Mg, capaces de dar elevadas resistencias, conservando las

buenas propiedades de moldeo de las aleaciones Aluminio - Silicio, ejemplo L-254, L-256 y L-257.

c) Aleaciones que se caracterizan por su buen comportamiento a temperaturas altas las que ejemplifican este conjunto de aleaciones son L-251 (21% de Si), L-255 (12% de Si), L-258 (2.5% de Si), las cuales poseen níquel como elemento secundario de aleación.

d) Aleaciones con alto contenido de Cobre, de buenas características medias apropiadas para usos generales y en donde no se precise resistencia a la corrosión. En España se han normalizado las siguientes: L-261, L-262, L-263 y L-264.

#### Grupo Aluminio - Estaño.

Estas aleaciones se utilizan para cojinetes y ofrecen gran interés por ésto. La aleación L-291 es la más empleada mundialmente para aplicaciones generales.

#### Grupo Aluminio - Cinc.

Estas aleaciones poseen bajas características de moldeo tanto más cuanto mayor es su contenido en Cinc. Las aleaciones con un contenido de Cinc entre 3 y 7% poseen propiedades de resistencia a la corrosión, maquinabilidad y buenas propiedades mecánicas; son autotemplantes y de maduración natural, admiten soldeo fuerte debido a que los puntos de fusión de sus eutécticos son elevados. Como ejemplo tenemos la L-291.

## 2.4 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES.

Todos los elementos que se usan para formar aleaciones con el aluminio deben ser agregadas con un control riguroso para producir en las piezas las características deseadas. Estos elementos se mezclan para mejorar ciertas características y cada uno produce un efecto diferente en la aleación, proporcionan mejor fluidez, reducen las contracciones, favorecen la maquinabilidad, soldabilidad, aumentan la corrosión, hacen susceptibles a las aleaciones determinados tratamientos térmicos, disminuyen el punto de fusión, la conductibilidad eléctrica, la resistencia al impacto, aumentan la dureza, la resistencia a la tracción, etc. Veremos a continuación los principales elementos que forman aleaciones con el Aluminio y la forma como se ven afectadas las mismas con estos aleantes.

### Cobre.

A temperatura ambiente la solubilidad del Cobre en el Aluminio es de 0.1%, a la temperatura eutéctica, 527 °C, la solubilidad es de 5.7%, esta variación de la solubilidad con la temperatura permite que las aleaciones Aluminio-Cobre sean susceptibles de tratamiento térmicos. El Cobre aumenta la corrosión con concentraciones que van de 0.3 a 1%, a mayores contenidos de Cobre disminuye más la resistencia a la corrosión, esto debido a la formación de pares galvánicos que se encuentran alrededor de las partículas del Cobre como constituyente y la ma-

triz del Aluminio, en presencia de humedad. La adición hace aumentar progresivamente la resistencia y la dureza de la aleación, hasta un 12% de Cobre, arriba de este porcentaje la aleación se hace quebradiza; una elevada proporción de Cobre difi-culta el tratamiento térmico.

#### Silicio.

Mejora las propiedades para la fundición y a medida que aumenta la proporción de Silicio el metal aleado fluye mejor corriendo con más facilidad a través de las paredes delgadas del molde y llenando las cavidades de éste, lo cual permite reproducir los detalles de la pieza. Las aleaciones tienen una buena-resistencia a la corrosión y no pueden ser maquinadas facilmente.

Los cristales primarios de Silicio, pequeñas láminas, en la estructura de la pieza baja sus propiedades mecánicas. Existe la tendencia a retransformarse en granos primarios cuando se encuentra en grandes proporciones. Es ideal que el Silicio se encuentre en granos redondeados amplia y homogéneamente distribuidos.

#### Magnesio.

La adición de Magnesio produce un aumento gradual de la-resistencia, el valor máximo se alcanza con un 6% y la mayor dureza se obtiene con un 10%. El magnesio dificulta el vaciado -

del metal debido a la tendencia de formar escoria, las aleaciones que forma son las más livianas del grupo del Aluminio, poseen buena ductibilidad y son fáciles de maquinar, también poseen una alta resistencia a la corrosión.

#### Níquel.

El Níquel aparece generalmente como impureza, contenidos de un 2% en la pieza mejora la estabilidad dimensional y la resistencia a elevadas temperaturas. Se usa en combinación con otros elementos. El Níquel se debe conservar entre un 0.5 y 3%, debido a que contenidos mayores del 4% en las aleaciones de aluminio ocasionan grandes contracciones en las piezas.

#### Hierro.

El Hierro se encuentra presente en las aleaciones de Aluminio en piezas fundidas y es considerado impureza; cuando se adiciona una pequeña proporción mejora la resistencia y dureza, ya que actúa como refinadora de grano; cuando su contenido es superior a 2.5% hace frágiles las piezas, ya que el hierro es prácticamente insoluble en el Aluminio y forma cristales duros y frágiles.

#### Cinc.

Se han desarrollado aleaciones de Aluminio en las cuales el Cinc se encuentra en una proporción que varía entre el 5 y el 8%. Este elemento hace aleaciones de bajo punto de fusión, cuando

do se encuentra en grandes proporciones produce rechupes; mezclado con aleaciones de Magnesio hacen piezas con buena resistencia al impacto y excelente ductibilidad.

#### Titanio.

El Titanio es muy usado como reafinador de grano, agregándose durante la colada misma, un poco antes de verter el metal en el molde. Este aleante disminuye la conductibilidad térmica, mejora la resistencia a la tensión y la ductibilidad de las aleaciones de Aluminio.

#### Manganeso.

El Manganeso mejora la resistencia a la corrosión y la ductibilidad; un pequeño contenido de él no tiene efectos nocivos sobre las piezas fundidas de aleaciones de Aluminio. El Manganeso y el Hierro proporcionan la formación de partículas grandes de constituyentes primarios, los cuales ocasionan bajas resistencias. Las aleaciones Aluminio-Manganeso tienen poco uso en la industria de la fundición debido a que son difíciles de colar ya que presentan una reducida resistencia las piezas coladas.

#### Estaño.

La adición del Estaño depende de la aleación que se trate y el uso a que se destine la pieza fabricada, mejora la maquinabilidad de las piezas de Cobre; usándolo con estas aleaciones y el Níquel proporciona resistencia a la fricción. Debido al bajo

punto de fusión del Estaño se adiciona en el momento en que el metal empieza a fundirse.

#### Berilio.

Se agrega al vaciar aleaciones con contenidos de Magnesio de 4% o más debido a que reduce el contenido de este metal en la escoria, también previene el quemado del Magnesio en las operaciones de fusión, las cantidades usadas son pequeñas, del orden de 0.01%.

#### Plomo.

Es usado como elemento secundario de aleación debido a que mejora la maquinabilidad de las aleaciones. Se usa junto con el Estaño y el Bismuto, sus proporciones no deben ser superiores al 0.5% en la aleación.

#### Cromo.

Este elemento como aleante es usado para mejorar la resistencia a elevadas temperaturas; en las aleaciones Aluminio-Cinc-Magnesio reduce las fracturas por esfuerzo y las de corrosión. Es usado junto con el Titanio como reafinador de grano.

### 2.5 DIAGRAMAS DE EQUILIBRIO DE LAS PRINCIPALES ALEACIONES DE ALUMINIO.

Aleaciones de Aluminio no bonificables.

Diagrama Aluminio - Silicio (Fig. 2.2)

Estas aleaciones forman el grupo mas importante de las

usadas en la industria de la fundición. Funden a  $577^{\circ}\text{C}$  y contiene 11.7% de Silicio, la solubilidad de este elemento en el Aluminio varía con la temperatura de la manera siguiente:

Temperatura $^{\circ}\text{C}$	577	550	500	450	400	350	300	250
--------------------------------	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----

% de silicio en peso	1.65	1.30	.80	.48	.29	.17	.06	.008
----------------------	------	------	-----	-----	-----	-----	-----	------

Diagrama Aluminio - Magnesio (Fig. 2.3)

En este diagrama del lado del Aluminio existe un eutéctico entre las fases alfa (Al) y beta ( $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ). Este eutéctico contiene 35% de Magnesio y funde a  $450^{\circ}\text{C}$ , a esta temperatura la solubilidad máxima del Magnesio en el Aluminio es de 17.4% y de 13 con la temperatura de la manera siguiente:

Temperatura $^{\circ}\text{C}$	450	400	350	250	200	150	100
--------------------------------	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----

% de Mg en peso	17.4	13.5	9.9	4.4	3.1	2.3	1.9
-----------------	------	------	-----	-----	-----	-----	-----

Las aleaciones con porcentajes de Magnesio inferiores o iguales al 5% son insensibles a los tratamientos térmicos.

Aleaciones con endurecimiento estructural.

Diagrama Aluminio - Cobre. (Fig. 2.4)

El lado del diagrama de equilibrio Aluminio - Cobre rico en Aluminio, es un diagrama simple con eutéctico, estando formadas las dos fases sólidas por solución sólida de aluminio (alfa) y el compuesto intermetálico de fórmula aproximada  $\text{CuAl}_2$ . El eutéctico funde a  $548^{\circ}\text{C}$  para 33% en peso de Cobre. A esta temperatura, la solubilidad máxima del Cobre en la fase alfa es de --

5.65%. El límite de la solución sólida alfa es muy bien conocido hasta los 200 °C, pero queda todavía duda para las temperaturas inferiores. La solubilidad varía de la siguiente manera con la temperatura.

Temperatura °C	548	500	450	400	350	300	250
% de Cu en peso	5.65	4.05	2.50	1.40	0.85	0.45	0.15

#### Diagrama Aluminio - Cinc (Fig. 2.5)

Las aleaciones binarias Aluminio - Cinc no son muy utilizadas, pero su diagrama reviste cierta importancia porque ayuda a la comprensión del sistema ternario Aluminio-Magnesio-Cinc.

Se puede apreciar un amplio dominio de solución sólida alfa, que se extiende hasta el 84% en peso de Cinc a 382°C.

Existe un dominio de inmiscibilidad entre dos fases alfa que contienen porcentajes diferentes de Cinc.

Conocida la extensión del dominio de la solución sólida, vemos que estas aleaciones se prestan a los tratamientos térmicos. El endurecimiento estructural de las aleaciones Aluminio-Cinc se produce solamente si los metales son muy puros.

#### Diagrama Aluminio-Magnesio-Silicio

Las características de este diagrama residen en que el Aluminio y el compuesto definido  $Mg_2Si$  forman un sistema cuasi-binario que separa el diagrama ternario en dos partes; cada una de estas partes contiene un eutéctico definido como sigue:

Eutéctico		Temperatura °C	% Mg	% Si
Liq.	(Al) + Mg <sub>2</sub> Si + Si	556	4.97	14
Liq.	(Al) + Mg <sub>2</sub> Si + Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub>	450	33.5	0.2

No existe compuesto ternario alguno. El compuesto Mg<sub>2</sub>Si- fue considerado durante largo tiempo como un compuesto iónico, - según investigaciones recientes es un semiconductor. La solubilidad del Mg<sub>2</sub>Si en el Aluminio varía en función de la temperatura por un lado y del exceso de Magnesio, por otro. Observe el - cuadro siguiente:

Temperatura °C					
	0%	0.20%	0.40%	0.80%	1%
595	1.85				
535	1.20	1.15	0.97	0.67	0.55
500	1.05	0.85	0.69	0.45	0.36
400	0.53	0.35	0.20	0	0
300	0.30	0.16	0.02	0	0
200	0.25	0.05	0	0	0

El Silicio no tiene efecto apreciable sobre la solubili- dad. Sin embargo, las aleaciones industriales tienen siempre un exceso de Silicio, con objeto de evitar exceso de Magnesio y ase- gurar de esta manera la puesta en solución máxima de Mg<sub>2</sub>Si. Las aleaciones Al-Mg<sub>2</sub>- si admiten el temple y maduración natural o - artificial.

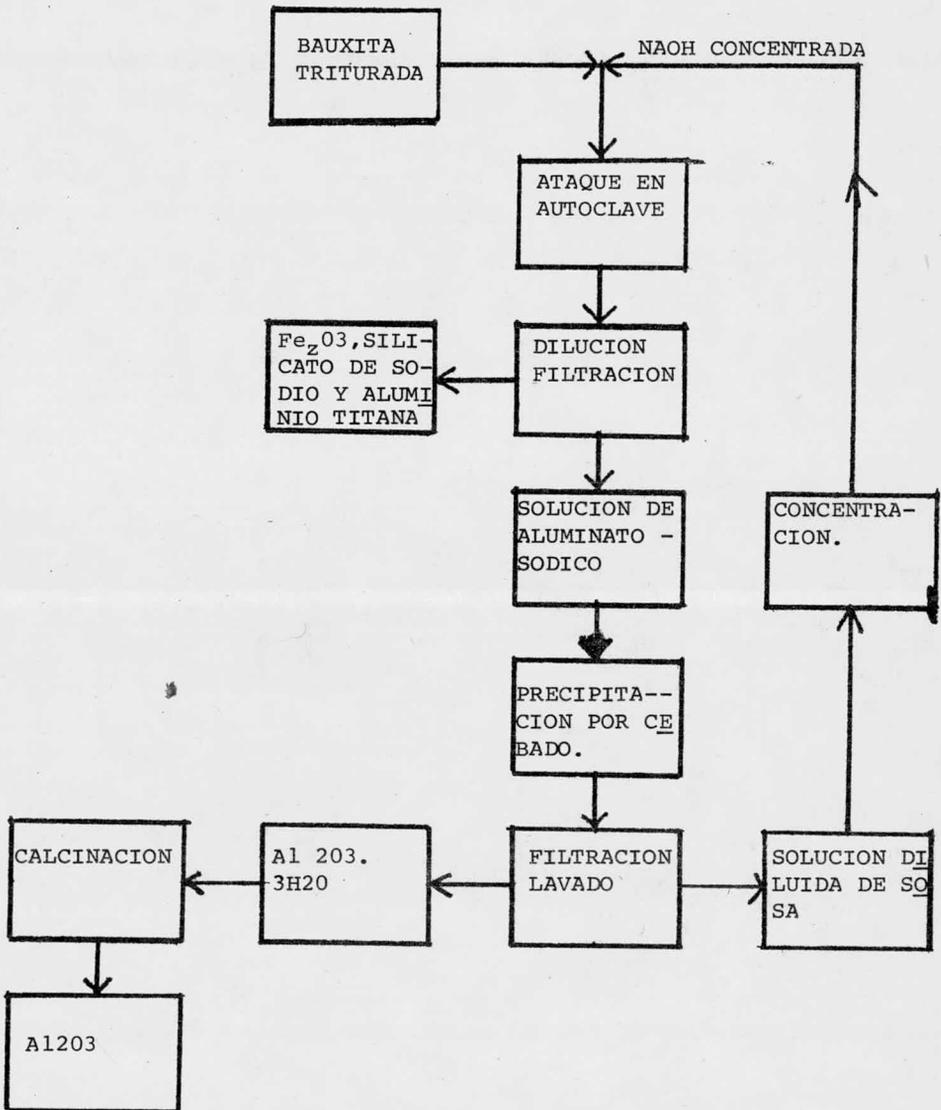
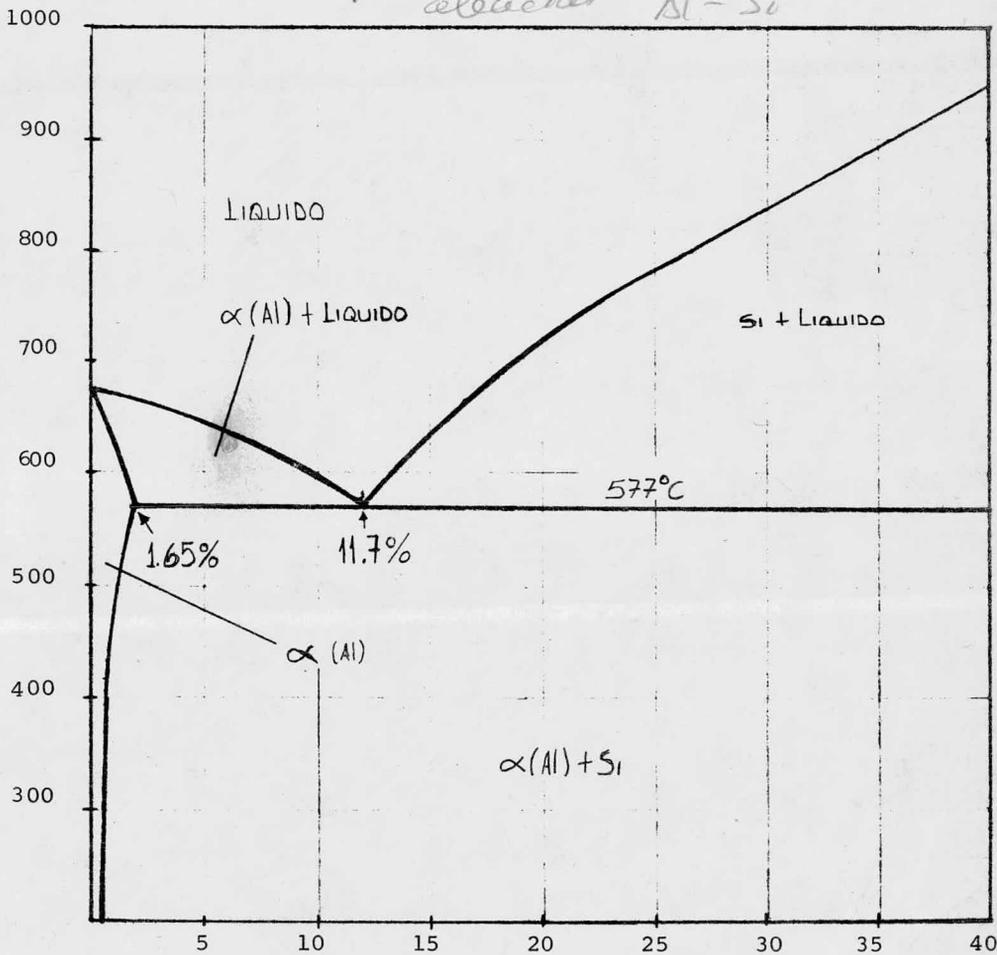


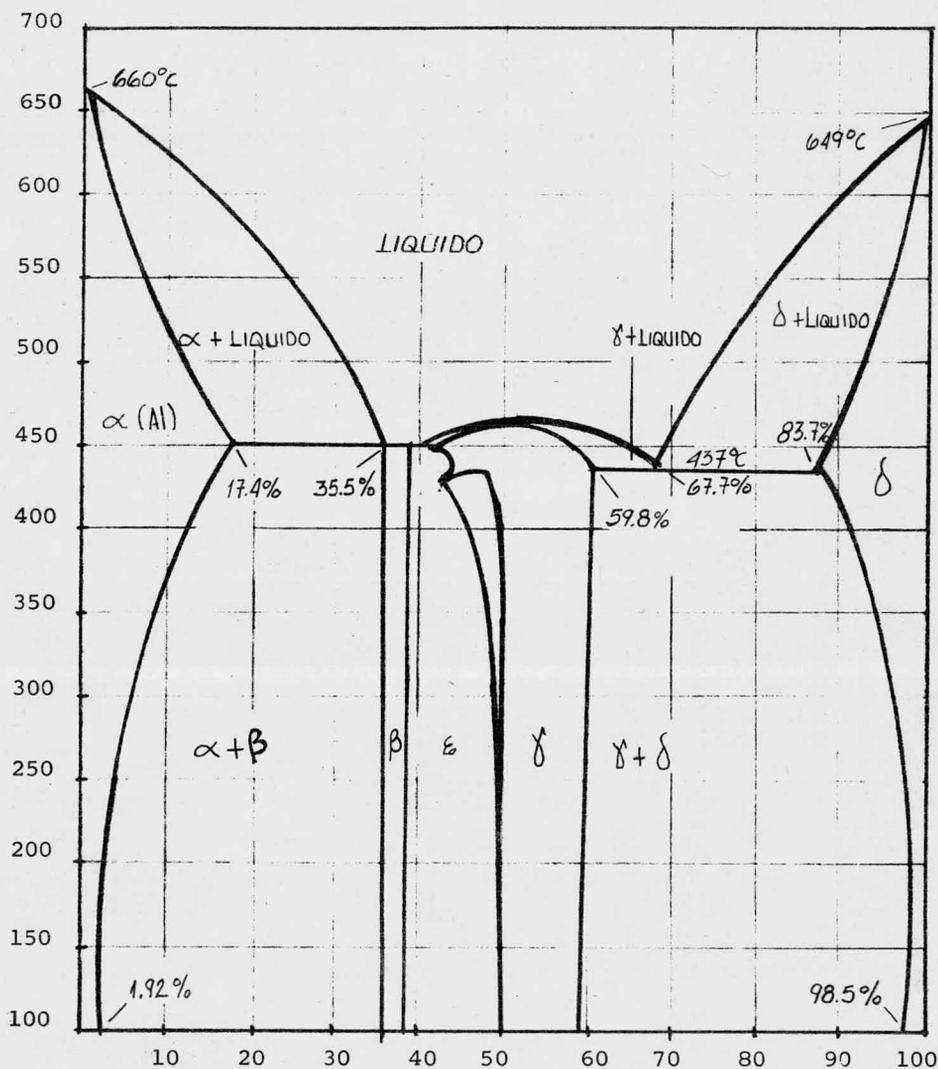
Fig. 2.1 ESQUEMA DEL PROCEDIMIENTO BAYER.

Diagrama de Equilibrio de la  
aleación Al-Si



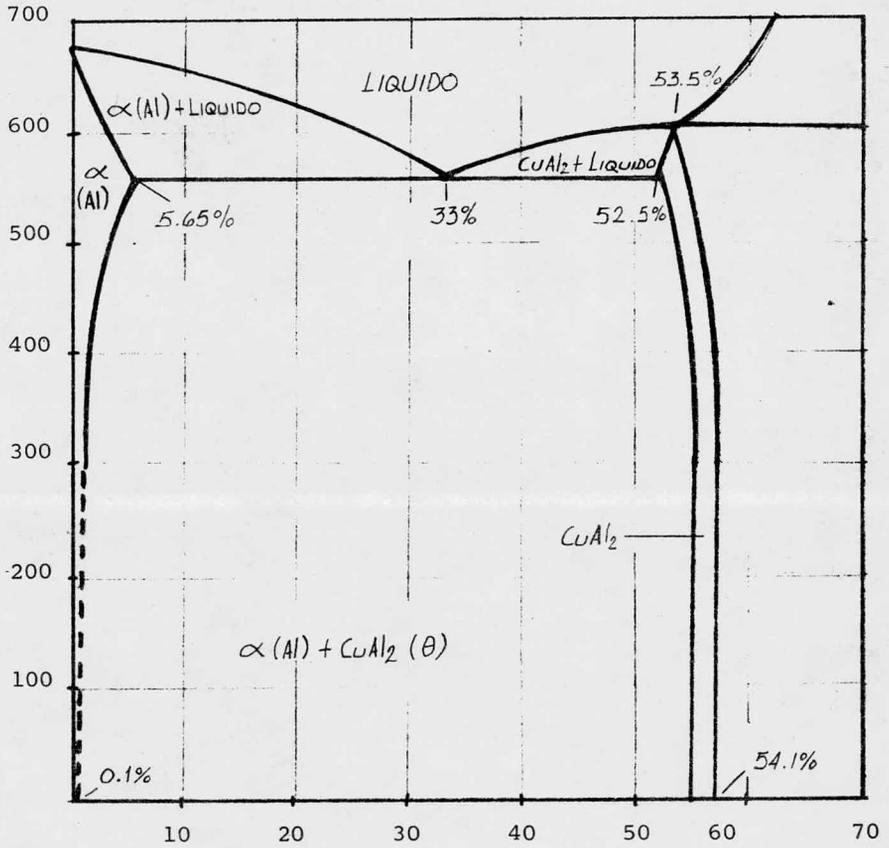
% DE SILICIO EN PESO

Fig. 2.2 DIAGRAMA ALUMINIO-SILICIO

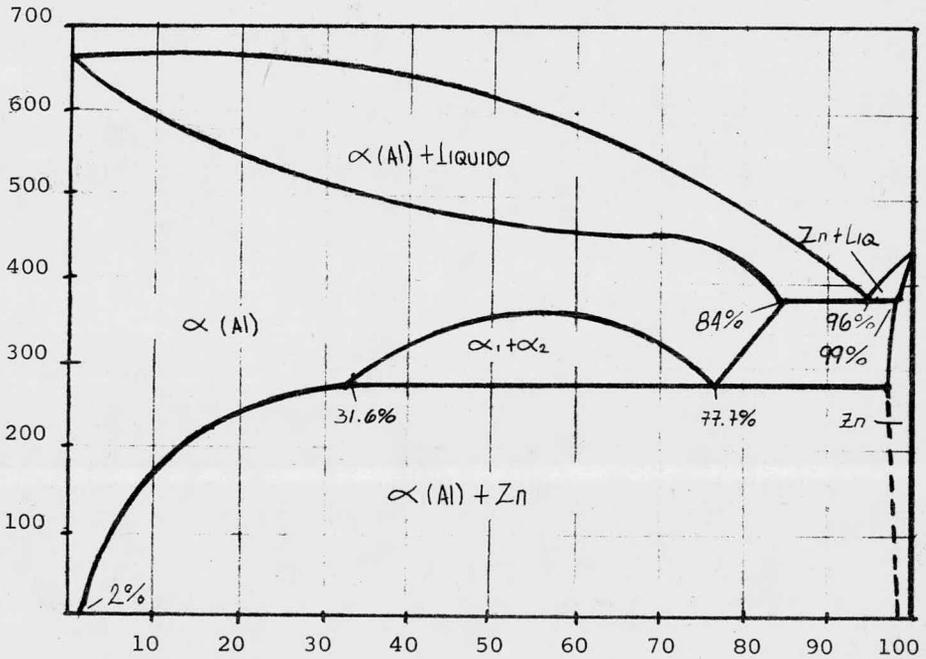


% DE MAGNESIO EN PESO

Fig. 2.3 DIAGRAMA ALUMINIO-MAGNESIO



% DE COBRE EN PESO  
Fig. 2.4 DIAGRAMA ALUMINIO-COBRE.



% DE CINC EN PESO  
Fig. 2.5 DIAGRAMA ALUMINIO-CINC.



### CAPITULO III

#### TRATAMIENTOS TERMICOS DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.

##### 3.1 GENERALIDADES

Para obtener las propiedades deseadas del Aluminio y sus aleaciones es necesario someterlas a un determinado tratamiento térmico, entendiéndose por éste la operación de calentar -- uniformemente el material a una temperatura y tiempo dados, -- seguido de un enfriamiento. Los tratamientos térmicos pueden -- ser endurecedores, como el temple y maduración; de ablandamiento, como el recocido. Son el tiempo, la temperatura y la velocidad de enfriamiento los factores que definen un tratamiento térmico.

Las óptimas características de resistencia y plasticidad corresponden a una estructura de precipitado, la cual se obtiene en la descomposición de una solución sólida originada por -- el temple.

Para alcanzar esta estructura se realiza el tratamiento térmico de bonificado, consistente en una solubilización y un temple seguido de una maduración, natural o artificial. Un tratamiento térmico defectuoso puede anular completamente una selección cuidadosa del material, un proyecto y diseño perfecto de la pieza y una mecanización esmerada de la misma; puede producir roturas en servicio, o bien dejar al material con cierta susceptibilidad a la corrosión.

### 3.2. TRATAMIENTO TERMICO DE BONIFICADO.

El tratamiento térmico de bonificado es el medio más importante para alcanzar elevadas características mecánicas en las aleaciones de Aluminio. Consta de tres etapas denominadas solubilización, Temple y maduración (ver fig. 3.1). El Aluminio forma soluciones sólidas con la mayoría de los metales considerados como elementos de aleación. Las modificaciones de las propiedades, logradas por el tratamiento térmico de bonificado, son debidas a reacciones de solución y precipitación de ciertos constituyentes en función de la temperatura. La variación de solubilidad está reflejada en los diagramas de equilibrio, que, en consecuencia son muy importantes para la fácil comprensión del proceso de bonificado.

#### SOLUBILIZACION.

Esta se lleva a cabo con el fin de obtener una solución sólida con la máxima concentración del constituyente endurecedor y debe efectuarse en el estrecho rango de temperatura que tiene cada aleación; según sus diagramas de equilibrio para este efecto. La temperatura de solubilización conviene que sea lo más elevada posible, debido a que, al aumentar ésta aumenta el porcentaje de elementos endurecedores disueltos y la posibilidad de elevar las características mecánicas. Una temperatura excesivamente baja no solubiliza adecuadamente el elemento endurecedor y conduce a valores bajos de las propiedades mecánicas.



nicas. Cuando la temperatura es demasiado alta, la aleación empieza a quemarse, ya que se funden todas aquellas zonas en donde existen eutécticos. Esto trae consigo la caída de características mecánicas y tiene el inconveniente de que la aleación no se puede, en general, regenerar por nuevos tratamientos térmicos. El quemado de un material es sumamente perjudicial, puesto que supone la existencia de zonas frágiles en el mismo, que pueden dar lugar a su agrietamiento durante el temple y a la rotura de la pieza al someterla a esfuerzos muy por arriba de los máximos permisibles; bien en el curso de las operaciones de fabricación posterior o durante el servicio.

Así como la temperatura, es muy importante el tiempo de la solubilización. Este es función del tipo de producto, aleación, moldeo o procedimiento de fabricación usado y del espesor de la pieza. Si los productos presentasen en todos sus puntos una completa homogeneidad, sería suficiente emplear tiempos cortos de solubilización para poner en solución los constituyentes activos. En la práctica, el mecanismo propio de la solidificación produce granos heterogéneos, en los cuales la composición química varía del centro a la periferia y ocasiona concentraciones de elementos de bajo puntos de fusión en las uniones intergranulares. Es necesario, para establecer la homogeneidad, emplear calentamientos prolongados que permitan la difusión de estos elementos hacia el interior de los granos. La difusión se-

rá tanto más rápida cuando los granos sean más pequeños.

#### EL TEMPLE.

El alemán Conrad Claessen en 1905 descubre el temple en el Aluminio y sus aleaciones. Luego del tratamiento de solubili- zación la aleación debe ser enfriada enérgicamente para que la solución sólida quede sobresaturada a la temperatura ambiente - y durante algún tiempo. Esta operación denominada temple, revis- te gran importancia ya que debe proporcionar las co ndiciones óp- timas para el tratamiento de maduración posterior. Inmediatamen te después del temple y durante un cierto tiempo, variable se-- gún las aleaciones, se dice que el metal se encuentra en esta-- do "recien templado" o "temple fresco". Las cargas de rotura -- los límites elásticos y las durezas tienen valores inferiores - a los de las características que han de alcanzar por endureci-- miento estructural espontáneo o provocado.

La velocidad crítica de temple puede definirse como la -- mínima velocidad de enfriamiento que es capaz de retener los -- átomos de soluto en solución, es decir, que evita la descompo-- sición de la solución sólida y depende principalmente de la com- posición de la aleación. La velocidad de enfriamiento, además - de afectar a las características mecánicas, tiene una influen-- cia significativa sobre la resistencia a la corrosión de la ma-- yoría de las aleaciones de aluminio. Puede comprobarse que la - resistencia a la corrosión, tanto bajo tensiones como sin ellas,

está afectada en forma importante por la velocidad de enfriamiento en el temple. El agua es el fluido de temple más energético y económico que puede utilizarse en la industria, usándose fría o caliente, por inmersión de las piezas de una manera regular y rápida. El temple en medios menos energéticos tiene la ventaja de reducir los peligros de distorsión, grietas y tensiones residuales. Por ello, en aquellas aleaciones que por su naturaleza no requieren un enfriamiento tan rápido, y también en el caso de secciones gruesas, piezas forjadas y piezas moldeadas, es corriente utilizar como medio de temple el agua caliente, agua hirviendo, aceite e incluso corrientes de aire. En el caso de emplear como fluido de temple el agua caliente o hirviendo las piezas no deben permanecer sumergidas en dicho fluido más tiempo del necesario, ya que en caso contrario se iniciará rápidamente la maduración natural. Finalizado el temple, las piezas deben ser sacadas del fluido y secadas muy bien en un período de tiempo corto, para evitar los fenómenos de corrosión. Si se necesita una gran velocidad de enfriamiento, como el caso del temple en el agua, es preciso que la permanencia de la pieza a templar, sea muy pequeña y no sobrepase un valor máximo. Es fácil comprender que si el tiempo de transición o demora en el aire es lo suficientemente grande para que la temperatura del material tratando caiga en el intervalo crítico, la velocidad de enfriamiento será demasiado lenta y el temple no será correcto.

## MADURACION O ENVEJECIMIENTO.

Mediante el calentamiento se lleva la aleación a la zona de fase homogénea, temperatura  $T_1$  (fig. 3.2); Si se enfría la aleación muy lentamente hay tiempo para que el equilibrio se restablezca en cada temperatura. La solución que estará sobresaturada por debajo de  $T_2$ , se separa en varias fases: En una solución sólida cada vez menos rica a medida que decrece la temperatura y uno o varios precipitados que contienen los elementos disueltos en proporción elevada. Por el contrario si se enfría la aleación a partir de la fase homogénea alcanzando rápidamente la temperatura ordinaria  $T_3$ , se consigue retener y conservar el estado homogéneo, pero la solución sólida sobresaturada en  $T_3$  queda en un estado metaestable que tiende a evolucionar, generalmente, hacia un grado estable, mediante la precipitación de la fase sobresaturada. Esta es la precipitación que produce el endurecimiento estructural, denominándose:

Maduración Natural, cuando la evolución se produce a temperatura ordinaria,  $T_3$ .

Maduración Artificial, cuando la evolución es acelerada mediante un tratamiento a temperatura moderada  $T_4$ , muy inferior a  $T_2$ , se produce un recocido y no puede realizarse el endurecimiento estructural; Sin embargo, el estudio de los equilibrios que corresponden a las temperaturas intermedias (de  $T_4$  a  $T_2$ ), permite fijar las isoterms de permanencia de los recocidos de

coalescencia.

Después del descubrimiento fortuito de Wilm en 1906, del endurecimiento espontáneo del duraluminio templado, a temperatura ordinaria, se han desarrollado dos tipos de tésis que intentan explicar el endurecimiento estructural de las aleaciones templables de Aluminio.

### 3.3 RECOCIDO.

Es el calentamiento de un producto metalúrgico a una temperatura inferior a la del solidus, durante un tiempo tal para permitir las transformaciones estructurales previstas. El recocido puede hacer desaparecer las tensiones internas, destruir total o parcialmente un estado de acritud, homogeneizar un material, conseguir una estructura estable, destruir los efectos del bonificado, etc. Estos tratamientos dan lugar a estados estables, con aumento de la ductibilidad y generalmente ablandamiento de la aleación.

#### RECOCIDO DE RECRISTALIZACION.

Mediante el recocido de recristalización, una aleación recupera la ductibilidad que poseía antes de adquirir el estado de acritud como consecuencia de la deformación plástica que hubiera experimentado, a la vez que, microscópicamente, se observa la formación de nuevos granos cristalinos que sustituyen a los anteriores. En general, en el tratamiento, de recristali



zación total se desea obtener un grano fino, que proporciona -- buena ductibilidad: Un grano se considera fino, cuando el diámetro medio está comprendido entre 40-80 micras y se considera que el grano es grosero cuando su diámetro excede a 125 micras. La acritud inicial puede decirse que, el tamaño de grano resultante es más fino cuando mayor es la acritud previa.

#### Recocido de las aleaciones Bonificables.

Para ablandar éstas aleaciones con el objeto de operaciones de conformación en frío no muy severas, se someten a un recocido a temperaturas proximas a 350°C, enfriandose luego en el aire. Para obtener el máximo ablandamiento y capacidad de conformación es preciso aplicar un recocido de coalescencia que -- precipite totalmente los constituyentes activos, dando lugar a una estructura completamente estable.

#### Recocido de Coalescencia.

Se aplica a las aleaciones templables: se tiende a obtener la plasticidad máxima actuando sobre la coalescencia de -- las ricas en elementos endurecedores, tanto en el estado duro, en el estado templado y maduro artificialmente. Es suficiente -- recocer una hora a 350°C ó 400°C y enfriar lentamente.

#### Recocido de homogeneización

El recocido de homogeneización se aplica a las aleaciones de forja cargadas del grupo Alumini-Cobre, Aluminio-Cinc y



a las del grupo Aluminio-Magnesio con un contenido de Magnesio-elevado. Con éste recocido se mejora la capacidad de hechurado-en caliente de éstas aleaciones y se elimina el peligro de ----agrietamiento en la forja y la laminación en caliente. La homogeneización mejora todas las propiedades mecánicas y facilita -diversas operaciones: Se aplica a lingotes en estado de colada-y/o a tochos ligeramente forjados. Las temperaturas empleadas -suelen ser las más elevadas posibles, sin caer en la de fusión de eutécticos. En las aleaciones bonificables son del orden de-la temperatura de solubilización. Los tiempos de homogeneiza---ción son función de la importancia de las heterogeneidades a --absorber. Pueden variar de cinco a cuarenta y ocho horas, según el tipo de aleación, dimensiones de las piezas, forma, carga --del horno, etc. El tiempo cuenta a partir del momento en que la pieza adquiere la temperatura señalada en todas sus partes.

Recocido ~~de~~ piezas moldeadas.

Este recocido tiene por objeto, fundamentalmente, elimi--nar las tensiones residuales producidas durante la solidifica--ción y estabilizar tanto la estructura como las dimensiones de-pieza. Este recocido no modifica sustancialmente las caracte--rísticas mecánicas correspondientes al estado bruto de colado,-puede disminuir ligeramente la carga de rotura y aumentar en algo la plásticidad. El recocido de las piezas coladas en moldes proporciona a éstas una estructura y dimensiones estables, por-

lo cual se les llama recocido de estabilización. La temperatura de estabilización es siempre inferior a la que debería aplicarse cuando se trata de conseguir el equilibrio químico y estructural completo.

En los materiales con acritud es necesario aplicar temperaturas sensiblemente superiores, proximas al límite de recristalización. En aleaciones Aluminio-Magnesio con contenidos de Magnesio inferiores al 5%, el recocido de estabilización es normalmente de 1-2 horas a 180°C, con contenidos de Magnesio superiores pueden formarse velos contínuos intergranulares de precipitación, que hacen sensible a la aleación a la tensorrosión.

En resumen si bién todos estos tratamientos tienen en común producir la precipitación de constituyentes activos retenidos en solución sólida, con la consiguiente estabilización de la estructura y dimensiones de la pieza, el recocido se caracteriza por conseguir que ésta precipitación sea tal que las propiedades mecánicas después del recocido sean muy similares a las del estado bruto de colada, independientemente que la aleación sea o no bonificable.

Los otros tratamientos de estabilización señalados, aplicados a aleaciones bonificables, son en realidad maduraciones artificiales y la morfología de la precipitación a que dan lugar produce un aumento sensible de la resistencia.



## MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.

### 3.4 LA PRECIPITACION.

La transformación de precipitación se puede representar con la expresión  $E \rightarrow E + V$  (fig. 3.3a), es decir la aparición de una nueva fase en el sistema; En los diagramas de equilibrio binario ocurre precipitación cuando se pasa de un campo de una fase a un campo de dos fases. Un caso particular es cuando se atraviesa una línea de solvus, fig. 3.3b.

En general para una aleación polifásica se debe cumplir - que:  $a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_n \rightarrow a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_n + a_{n+1}$

Esta transformación se puede estudiar con diferentes técnicas. Metalográficamente es posible detectar la aparición de la nueva fase que se puede revelar, sin ataque, por las características propias de reflectividad, calor, reacción con luz polarizada o atacandola con reactivos adecuados. En otros casos como se vera al tratar endurecimiento por precipitación, los precipitados no son resolubles con el microscopio óptico.

El microscopio electrónico permite resolver los problemas ligados a la falta de resolución del microscopio óptico y es un elemento de valor inapreciable en el sentido de la precipitación.

Mediante rayos X también es posible detectar la presencia



de otra fase cuando ésta supera un cierto porcentaje (aproximadamente 5%).

La fase que precipita tiene un empaquetamiento de átomos diferente de la fase que le dá origen y en consecuencia otro volumen específico; por ésto la transformación irá acompañada de variaciones de volumen, las que se pueden detectar mediante un instrumento llamado dilatómetro. Las muy pequeñas variaciones de longitud de un especimen son registradas a medida que éstas se calientan. Al llegar a una temperatura donde hay una transformación de fase se produce un súbito cambio de dimensión.

En 1906 Wilm comprobó que una aleación de Aluminio con --- 3.5% de Cobre y 0.5% de Magnesio templada, presentaba aumento de dureza en un posterior recocido. Este fenómeno fue el origen de las aleaciones termoendurecibles. En 1920 Mérica dió una explicación correcta al considerar el endurecimiento como la consecuencia de la precipitación de una fase inestable al partir de una solución sólida sobresaturada. Más adelante otros investigadores lanzaron sus teorías que explicaron el fenómeno.

A temperatura ambiente, en condiciones de equilibrio, la aleación con contenido de Cobre entre 0.5 y 5% en peso consta de dos fases, alfa y teta, ver diagrama de equilibrio; si la aleación se calienta por encima de la temperatura de solvus se tiene una solución sólida alfa, por enfriamiento brusco se impide la precipitación de la fase teta obteniéndose una solución sólida -

sobresaturada de Cobre en Aluminio; por calentamiento a una temperatura inferior a la de Solvus se puede provocar la precipitación de Cobre en exceso. La cinética del endurecimiento se puede observar en la figura 3.4, las curvas indican la variación de dureza en función del tiempo o varias temperaturas. A medida que la temperatura disminuye el máximo de dureza se corre hacia tiempos crecientes. En una primera explicación se pensó que los precipitados podrían impedir el deslizamiento interrumpiendo -- los planos como si fueran chavetas, figura 3.5; si esto fuera -- correcto cualquier aleación susceptible de precipitar presentaría este aumento de resistencia mecánica, y ésto no es así. Guinier y Preston comprobaron independientemente el uno del otro -- que el fenómeno de precipitación es más complejo y que para el Aluminio - Cobre presenta diversas etapas. Ellos y otros investigadores estudiaron el fenómeno llegaron a los siguientes resultados: Para una aleación de 3% de Cobre envejecida a 130°C -- se observa primero enriquecimiento de Cobre en algunos planos -- (001). Estas zonas enriquecidas en Cobre reciben el nombre de -- "zonas de Guinier Preston I" o GPI, posteriormente se observa un ordenamiento en las zonas que reciben el nombre de GPII. La tercera etapa consiste en la formación de un precipitado de composición  $Al_2Cu$ , pero de interfase coherente con la matriz; este precipitado se designa  $\theta'$  (teta prima), la última etapa es la -- formación de un precipitado  $Al_2Cu$  incoherente con la matriz.



Según el contenido de Cobre y la temperatura a que se realiza el envejecimiento puede o no aparecer todas las etapas citadas. Esto indica que la aparición de una etapa no está ligada a la presencia de la precedente; así por ejemplo una aleación de 2% de Cobre envejecida a 220°C presenta como primera etapa la fase  $\theta'$ , mientras que una aleación con 4% de Cobre envejecida a 190°C comienza formando GPII. Se sabe que un aumento de resistencia mecánica es producido, cuando de alguna manera se impide el desplazamiento de las dislocaciones; la figura 3.6 ilustra de que modo los precipitados dificultan este desplazamiento, cuando las dislocaciones encuentran un obstáculo es necesario aumentar la tensión aplicada para que lo superen. Las dislocaciones pueden "cortar" los precipitados o rodearlos.

La tensión necesaria para que una dislocación pase a través de partículas separadas por una distancia  $x$  está dada por la fórmula:

$$\tau = 2 \frac{Gb}{x}$$

Esto proviene del hecho que una tensión  $\tau$  actuando sobre una dislocación puede imprimirle una curvatura de radio  $R$  tal -- que

$$R = \frac{G \cdot b}{3 \tau}$$

Cuando menor es  $x$  mayor es la tensión necesaria para curvarla y en consecuencia mayor será la resistencia mecánica, hay una distancia óptima en que se obtiene máxima dureza, ya que para distancias menores las dislocaciones cortan los precipitados--



y para distancias mayores se vió que disminuyó  $\tau$ .

#### Cinética de la reacción.

Se ha visto que la precipitación se retarda a medida que disminuye la temperatura de recocido; para menores temperaturas hay un corrimiento del máximo de dureza hacia tiempos crecientes.

La velocidad de precipitación depende de las velocidades de nucleación y crecimiento de los precipitados, la velocidad de nucleación depende del grado de sobreenfriamiento. Para temperaturas muy poco por debajo de la línea de solvus la velocidad de nucleación es baja y aumenta al disminuir la temperatura.

El otro factor a considerar es la velocidad de crecimiento de los núcleos estables. Esta velocidad está dada por dos factores, la velocidad con que difunden los átomos en la aleación, proporcional a la difusión y el gradiente de concentración entre la solución sólida y el precipitado, factor proporcional a  $dc/dx$ , si se supone que la concentración en la interfase es la de equilibrio. A su vez los coeficientes de difusión que dan una indicación de la velocidad con que se mueven los átomos es altamente dependiente de la temperatura. La difusión crece con la temperatura porque ésta al aumentar la amplitud de vibración de los átomos en la red aumenta la posibilidad de saltos de átomos a posiciones vecinas.



### 3.5 LA TESIS DE LA PRE-PRECIPITACION.

Guinier y Preston abrieron un nuevo camino en las investigaciones, mediante la difusión de rayos X; ellos observaron sobre los diagramas de "arrastre" que iban unidos a la segregación de átomos de Cobre en agrupamientos planos o agregados GP en el seno de la solución sólida.

Calvet, Jacquet y Guinier, se apoyaron en los resultados del estudio anterior para elaborar una nueva teoría que puede resumirse de la manera siguiente:

Los átomos de Cobre emigran en el interior de la solución-sólida para llegarse a reunir en apilamientos planos sobre las caras (100).

A continuación se forma una subestructura en la red de la solución sólida. Los planos más cargados de Cobre, que estaban primitivamente dispuestos al azar se ordenan de manera que esten separados por tres planos intermedios; aparece la fase intermedia  $\text{CuAl}_2\text{-}\theta'$  para dar paso a la fase de equilibrio  $\text{CuAl}_2\text{-}\theta$ .

Esencialmente se supone que los fenómenos que acompañan al endurecimiento por maduración natural o artificial, evolucionan en fase única, de esta manera, esta tesis del endurecimiento estructural se opone a la tesis del endurecimiento por precipitación.

Gayler, con aleaciones Al-Cu 4%, continuó las investigaciones, llegando a una teoría basada también en la precipitación pe



ro diferente a la de Guinier.

A temperaturas inferiores a  $30^{\circ}\text{C}$  aproximadamente, el endurecimiento se produce por segregación de los átomos de Cobre en la solución sólida (agregados GP).

A temperaturas comprendidas entre  $80$  y  $250^{\circ}\text{C}$  aproximada--mente, se distinguen dos estados diferentes de aumento de dureza, separados por un tramo invariable.

Después de un primer aumento en fase única, el estado de--tensiones en la red es tal, que se produce una precipitación de Cobre o de partículas ricas en Cobre, asociada a una recristalización. Cuando esta precipitación ha avanzado lo suficiente, la difusión, que había sido bloqueada por la intensidad de las tensiones, puede iniciarse de nuevo ya que estas últimas han disminuido.

Hay un segundo aumento de dureza por formación de nuevos--agregados de GP y crecimiento de los núcleos precipitados. La fase intermedia  $\text{CuAl}_2-\theta'$  no se forma hasta una vez pasado el se--gundo máximo de dureza, cuando la aleación se ablanda, la teo--ría de Gayler está por lo tanto basada esencialmente sobre los--fenómenos que preceden a la precipitación en el seno de la solu--ción sólida, sin embargo, hace intervenir, en el caso de la ma--duración artificial, la precipitación de una fase que un ataque micrográfico especialmente estudiado ha demostrado que no es -- $\text{CuAl}_2-\theta'$ . Se comprueba que la aleación recién templada, en equi



librio metaestable, tiende a evolucionar hacia una situación -- más estable, por precipitación de la fase sobresaturada; lo que provoca el endurecimiento estructural, pero la multiplicidad de estructuras que se producen en el curso de este endurecimiento-estructural, trae consigo una complicación, durante este fenómeno, de la evolución de las propiedades de la aleación y permite obtener, de la misma aleación, diversos resultados, según el -- procedimiento o las temperaturas de los tratamientos térmicos - aplicados.

### 3.6 . EFECTIVIDAD DE LOS OBSTACULOS.

Reforzar un material es aumentar su resistencia a la de--formación, y, puesto que la deformación es principalmente un movimiento de dislocaciones. El reforzamiento se lleva a cabo oponiendo obstáculos al movimiento libre de las dislocaciones, un obstáculo es una inhomogeneidad que produce una distorsión en - la estructura sólida, es cualquier parte inmovil de la estruc--tura que ejerce una fuerza de reacción sobre la dislocación.

Las líneas de dislocaciones pueden librar de tres diferen--tes maneras un obstáculo interpuesto en su plano:

1o. Saltando por encima del obstáculo, este proceso re---quiere considerable energía, y es posible únicamente cuando la barrera es baja (partículas pequeñas) o cuando la energía térmica es grande (temperaturas elevadas).



2o. Rodeando el obstáculo; la dislocación pasa entre dos obstáculos contiguos, según el mecanismo propuesto por Orowan - (fig. 3.7). Esto es posible cuando la línea de dislocación llega a curvarse hasta un radio mínimo  $R = \lambda/2$ , donde  $\lambda$  es el espaciado medio entre partículas. Para esto se requiere un esfuerzo para curvar la línea  $\mu b/\lambda$ . El proceso de rodeo es posible únicamente cuando las partículas están suficientemente espaciadas (aprox.  $100\text{Å}$ ) y cuando son suficientemente grandes (de lo contrario, la dislocación preferirá el proceso de salto).

3o. Cizallando o rompiendo el obstáculo; este proceso es posible únicamente cuando el esfuerzo aplicado sobre la partícula es mayor que su esfuerzo de cedencia. Como las partículas tienen, en general, una estructura casi perfecta, su resistencia se aproxima a la ideal; por lo que se necesitan grandes esfuerzos para romperlas.

La efectividad de los obstáculos introducidos en la matriz dependen de tres factores:

- a) El tamaño efectivo de los obstáculos.
- b) El espaciado entre obstáculos.
- c) La resistencia mecánica de cada obstáculo.

### 3.7 REFUERZO POR PRECIPITACION EN ALEACIONES DE ALUMINIO.

La aleación Al -4.5% de Cobre, ver diagrama Al-Cu, se calienta a  $550^{\circ}\text{C}$ , conservándola el tiempo necesario hasta formación de una solución sólida homogénea (tratamiento de solubili-



zación); luego se temple en agua hasta la temperatura ambiente (temple de retención, posteriormente se calienta a unos  $190^{\circ}\text{C}$  - durante 10 horas, maduración artificial (o revenido), para que la difusión proceda a una tasa elevada.

Por maduración a la temperatura ambiente o superior - - - ( $190^{\circ}\text{C}$ ), se forman pequeñas estructuras de transición, del orden de  $100\text{Å}$  (pre-precipitados). El aspecto metalográfico del material en este estado es exactamente el mismo que antes de la precipitación; para controlar esta parte del proceso hay que valerse de datos de dureza. La cantidad de endurecimiento producido en esta forma, en aleaciones de Aluminio con diferentes contenidos de Cobre, puede verse en la figura 3.8. Los cambios de dureza indicados en esta figura resultan de la formación de 3 - estructuras de transición denominadas GPI, GPII y  $\theta'$ , previamente a la formación de la fase de equilibrio  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ). La -- precipitación de estas estructuras en la matriz de Aluminio -- produce distorsiones localizadas que obstaculizan el movimiento de las dislocaciones, aumentando la dureza y el esfuerzo de cedencia sin introducir fragilidad alguna, pues al no existir la segunda fase, no hay interfase que baje los valores de resistencia.

El cambio en la energía libre resultante de la precipitación de una segunda fase desde una solución sólida sobresaturada, es la suma de tres cambios separados:



- 1o. Una disminución en la energía por unidad de volumen.
- 2o. Un aumento en la energía libre debido a la energía -- superficial de la interfase matriz-precipitado.
- 3o. Un aumento en la energía libre debido a la distorsión en la proximidad de las partículas de precipitado.

Los dos primeros factores son semejantes a los que determinan los cambios de energía libre durante la nucleación de un sólido a partir de un líquido; de hecho la precipitación en estado sólido es un proceso de nucleación y crecimiento. Hay la contribución adicional de la energía de deformación elástica; es éste factor el que determina principalmente la forma de las partículas de precipitado, que puede ser coherente o incoherente con la matriz, Durante el envejecimiento, la dureza y el esfuerzo de cedencia aumenta, llegan a un máximo cuando las partículas coherentes del precipitado tienen un tamaño óptimo, y luego decrecen.

Un precipitado coherente es una región de la estructura -- solvente en la que se han concentrado átomos de soluto en la -- proporción necesaria para dar, en ese lugar, la composición de segunda fase con una estructura diferente a la de la matriz. -- Los planos reticulares de esta región tendrán, en general, continuidad con los planos de la matriz, y no hay verdadera interfase entre la partícula y la matriz. Como los átomos de soluto tienen, en general, diferente tamaño que los de la matriz, ha--

brá una considerable distorsión elástica de la estructura alrededor de las "partículas" de precipitado (Fig. 3.9). En un precipitado coherente, el término correspondiente a la energía de deformación elástica en la energía libre total será grande, mientras que el término de energía superficial es aproximadamente nulo.

Un precipitado incoherente es una partícula diferente de la matriz, tiene su propia estructura cristalina, y está separada por una interfase del resto de la matriz (Fig. 3.10). La energía de deformación elástica alrededor de la partícula es relativamente baja, en comparación con el caso coherente. En general, la coherencia está favorecida en las etapas iniciales de la precipitación, y la incoherencia al final.

El que las partículas sean coherentes o no determina de manera decisiva el comportamiento mecánico del material; las partículas coherentes son obstáculos muy efectivos para el movimiento de las dislocaciones, porque la gran distorsión elástica de la matriz alrededor de las partículas interactúa fuertemente con el campo de tensiones de las dislocaciones, y al extenderse considerablemente en la matriz, aumenta su tamaño efectivo mucho más allá de su tamaño físico.

La precipitación ocurre, se ha mencionado, por un proceso de nucleación y crecimiento. La precipitación no puede ocurrir hasta que comienza la nucleación, pero una vez iniciada ésta, la solución sólida puede perder sus átomos de soluto de dos maneras:



por el crecimiento de partículas ya formadas, o por la formación de núcleos adicionales; es decir, la nucleación continúa simultáneamente con el crecimiento de las partículas previamente formadas. En la figura 3.11 se observa el progreso de la precipitación a una temperatura dada, se usan unidades logarítmicas en la escala de tiempo porque las reacciones espontáneas de esta naturaleza generalmente comienzan muy rápido y terminan muy lentamente. La precipitación no comienza inmediatamente, se requiere un tiempo finito antes de que sea detectable. Este intervalo de tiempo se llama período de incubación, y representa el tiempo necesario para formar núcleos estables visibles. La curva muestra también que el proceso de precipitación finaliza muy lentamente, un efecto que era de esperarse en vista de la continua pérdida de átomos de soluto desde la solución.

El precipitado  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) tetragonal es la fase de equilibrio, se forma por una expansión de la celda  $\theta'$  en las direcciones radiales de las zonas GPII. con una contracción simultánea en la dirección del espesor. La resistencia intrínseca de la estructura es mayor que la de la matriz de Aluminio; por lo tanto, cuando la aleación sobreenevejece, la presencia de un precipitado de  $\theta$  produce un pequeño endurecimiento de la matriz de Aluminio. Sin embargo, al continuar el crecimiento de las partículas mayores a expensas de las más pequeñas, el número de obstáculos que se interpone al movimiento de dislocaciones -



disminuye hasta el extremo de que la dureza de una aleación -- completamente sobreenvejecida puede ser menor que la dureza de la solución sólida sobresaturada existente al final del temple de retención.

### 3.8 NUCLEACION DE PRECIPITADOS.

Una partícula de precipitado puede ser nucleada en dos maneras diferentes; se puede formar en un defecto reticular interno, tal como: Dislocaciones, nudos de dislocación (intersección de dos o más dislocaciones), partículas de impurezas, o discontinuidades en los límites de granos, en éste caso la nucleación es heterogénea, en donde la formación de una partícula de segunda fase se facilita por los defectos reticulares. La nucleación homogénea, por otra parte, es la formación espontánea de núcleos a través de las fluctuaciones de composición de soluto. La nu--cleación en medios homogéneos ocurre únicamente con dificultad considerable, ésta dificultad se relaciona con la superficie -- que debe crearse cuando se nuclea una partícula de segunda ----clase.

En muchos casos se cree que la fase del precipitado no se origina en su estructura final, sino que se forma en las estructuras cristalinas intermedias que posteriormente se transforman en la estructura final. La naturaleza de estos procesos es difícil de terminar debido al tamaño excesivamente pequeño de las - partículas de precipitado al momento de su nucleación, o aun ---

cuando hayan crecido hasta el punto donde la aleación ha alcanzado su dureza máxima. De ordinario, las partículas solamente se vuelven visibles bajo un microscopio cuando el metal está bastante avanzado en la fase de sobreenvejecimiento. El cambio de energía libre que acompaña la formación de una partícula de precipitado, puede expresarse de la siguiente manera:

$$\Delta G = - \Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e \quad , \text{ Donde.}$$

$\Delta G_v$  (mayor que cero), es la energía libre asociada con la formación de nueva fase;  $\Delta G_s$  (mayor que cero) es la energía de interfase; y  $\Delta G_e$  (mayor que cero) es la energía de deformación causada por diferencias en los volúmenes específicos de ambas fases.

El primero y último término son proporcionales al volumen mientras que el segundo término es proporcional a la superficie. Además, en general el término de volumen es mayor (en valor absoluto) que el de deformación; de donde podemos re-escribir la ecuación anterior en la forma:

$$\Delta G = - A_1 r^3 + A_2 r^2$$

$A_1$  y  $A_2$  son constantes y  $r$  es el radio de la partícula. La fig. 3.12 es una gráfica de la ecuación anterior. A radios pequeños, la energía libre superficial ( $A_2 r^2$ ) es mayor que la energía libre de volumen ( $A_1 r^3$ ) y la energía libre total es positiva, la situación cambia según crece el radio de tamaño, de-

tal manera que con radios grandes la energía libre se vuelve -- negativa. El radio  $r_0$ , es conocido como radio crítico; por debajo de éste valor, una partícula baja su energía libre disminuyendo su tamaño, lo que significa que las partículas con radios menores de  $r_0$  tienden a disolverse y regresar a la solución. Por otra parte, las partículas con radios mayores que  $r_0$  experimentan una disminución en energía libre con el aumento en el radio. Por ésta razón son estables y continuaran creciendo.

La temperatura no influye (en primera aproximación) sobre el término energía superficial; por otra parte, el término de energía de volumen varía con la temperatura, volviéndose mayor a temperaturas bajas debido a que el grado de sobresaturación aumenta (disminuye la solubilidad) según desciende la temperatura. El efecto se muestra cualitativamente en la fig. 3.13, -- donde puede verse que el radio crítico decrece al bajar la temperatura; A temperaturas justamente por debajo de la línea de solvus,  $r_0$  tiende a infinito; La tasa de nucleación homogénea es, por lo tanto, muy pequeña a esa temperatura. Sin embargo, -- debe tenerse en cuenta que la nucleación también depende de la facilidad con que el soluto difunde a través de la red. La tasa de difusión disminuye con la temperatura, y la difusividad resulta el factor controlante a bajas temperaturas; Cuando se tiene efectivamente la difusión, lo hace también la precipitación.





### 3.9 MODELOS DE ENDURECIMIENTO POR PARTICULAS INDEFORMABLES.

El endurecimiento de las aleaciones de Aluminio-Cobre por precipitados de  $\text{CuAl}_2$  fué estudiado en 1921 por Mérica y sus colaboradores; Esto trajo como consecuencia que se hayan planteado una serie de modelos que intentan explicar la contribución de las partículas al esfuerzo de fluencia crítico y al endurecimiento por deformación en ensayos de tracción y compresión así como a la resistencia a la termofluencia. A continuación veremos los estudios más representativos de éste tema, en forma breve.

El esfuerzo de fluencia crítico.

Mott y Nabarro, en 1940, plantearon una explicación del endurecimiento por dispersión de precipitados, tomando en cuenta que éstos ocasionan tensiones internas en la matriz, éstas tensiones oponen cierta resistencia al movimiento de las dislocaciones. El esfuerzo de corte creado a una distancia  $R$  de una partícula esférica de radio  $r$  y volúmen  $V_p$  incrustada en un agujero de volúmen  $V_M$  en la matriz estaría dado por:

$$\tau = \frac{3 G r}{4 R^3} \dots\dots\dots (1).$$

Donde.

$$\delta = V_p/V_M \quad \text{y} \quad G = \text{Módulo de corte.}$$

Mott y Nabarro introdujeron, el concepto de flexibilidad de la línea de dislocación, según el cual distintos segmentos pueden moverse independientemente unos de otros y arquearse con

distintos radios de curvaturas según la magnitud y sentido del campo interno en distintos puntos del cristal. La flexibilidad de una línea de dislocación está limitada por la magnitud del campo interno; el radio de curvatura mínimo, dado un campo interno  $\sigma_i$ , por cálculos de Mott y Nabarro es:

$$r_{\min.} = \frac{Gb}{2} \dots\dots (2)$$

Donde:

$b$  = vector de Burgers.

$r_{\min.}$  = Radio de curvatura mínimo.

$\sigma_i$  = Campo interno.

El resultado anterior se obtuvo al balancear la tensión de línea con el campo interno. Para analizar la relación entre la contribución al endurecimiento y el espaciado de las partículas  $\lambda$  ( $\lambda = D - d$ , donde  $D$  es la distancia centro a centro entre partículas y  $d$  es su diámetro), se consideran tres casos -- posibles: a). Si  $\lambda$  es, mucho menor que el radio de curvatura -- mínimo de las dislocaciones (fig. 3.14), la fuerza promedio que se opone al movimiento de una línea de dislocación es muy pequeña dado que el campo interno fluctúa en forma arbitraria a lo largo de la línea.

b). Si  $\lambda$  es aproximadamente igual a  $r_{\min.}$ , segmentos relativamente grandes de las líneas de dislocación pueden doblarse entre las las partículas y moverse independientemente en distancias relativamente grandes. La deformación plástica tendrá lu--

gar cuando el esfuerzo aplicado es igual al campo interno promedio.

Esta situación corresponde al máximo endurecimiento.

c). Finalmente se considera el caso en el que  $\lambda$  es mucho mayor que el radio de curvatura mínimo de las dislocaciones. -- Orowan, en 1948, propuso que en éstas condiciones, una dislocación puede sobrepasar las partículas arqueándose hasta formar -- alrededor de cada una de ellas, un anillo de dislocación.

El proceso de Orowan requiere que el radio de curvatura -- de las dislocaciones tome el valor  $\lambda/2$  (Fig. 3.15). El incremento en el esfuerzo de fluencia crítico debido a las partículas -- ( $\tau_p$ ) es precisamente el esfuerzo necesario para arquear una línea de dislocación hasta ese radio.

Aplicando la ecuación dos (2).

$$\tau_p = \frac{Gb}{\lambda} = \frac{Gb}{D-d} \quad \dots \dots (3)$$

M. F. Ashby introdujo la estimación de la tensión de línea de una dislocación arqueada, propuesta por Nabarro.

$$\Gamma = G b^2 \ln \left( \frac{D-d}{2b} \right)$$

Con este valor de  $\Gamma$ , se modifica la relación de Orowan -- así:

$$\tau_p = \frac{G b}{4 \left( \frac{D-d}{2} \right)} \cdot \ln \left( \frac{D-d}{2} \right)$$

El modelo anterior ha sido utilizado satisfactoriamente -- para explicar los valores del esfuerzo de fluencia crítico de -- varios sistemas endurecidos por partículas duras.

## 3.10 ENDURECIMIENTO POR DEFORMACION.

El modelo de Fisher, Hart y Pry.

En 1953, J. C. Fisher, E. W. Hart y R. H. Pry explicaron la influencia del tamaño y espaciado de las partículas duras en una segunda fase, sobre la resistencia de cristales metálicos, en términos de un modelo mecánico simple. Específicamente, fijaron su atención sobre el endurecimiento posterior al que produce el mecanismo de Orowan y se propusieron calcular el incremento máximo en el esfuerzo de fluencia del sistema en relación al esfuerzo de fluencia de la matriz. Estos autores suponen que el arqueado de las dislocaciones según la descripción de Orowan de ja necesariamente anillos de dislocaciones alrededor de las partículas que interceptan el plano de deslizamiento. Estos anillos ejercían un campo interno opuesto al deslizamiento, de manera que el esfuerzo crítico efectivo de todas las fuentes de Frank Read en el plano se incrementaría a medida que la acumulación de anillos en las partículas fuera en ascenso.

Haciendo uso de una analogía magnética en la cual se compara a una línea de dislocación con un alambre que transporta una corriente y, suponiendo una distribución uniforme de partículas de radio  $r$  en el plano de deslizamiento, los autores citados calcularon la distribución de  $N$  anillos concéntricos alrededor de cada partícula;

$$r_N = r e^{0.84} = 1.3$$



Donde:

$r_N$  = Radio del N-ésimo anillo.

La fórmula indica que independientemente del valor de N, todos los anillos ocuparían un espacio de radio 1.3 alrededor de la partícula.

Para un determinado grado de deformación, el esfuerzo de fluencia ( $\tau$ ) superaría al esfuerzo de fluencia correspondiente a la matriz sin partícula ( $\tau_m$ ) en un valor  $\tau_h$  llamado "esfuerzo de endurecimiento" el que estaría relacionado, con el número de anillos por cada partícula (N), el radio de la partícula (r) y la fracción en volumen de los precipitados (f), de acuerdo -- con la siguiente fórmula:

$$\tau_h = 3.9 \text{ K G } \left( \frac{N b}{r} \right) f^{3/2}$$

$$K = 1 + 1/2 (V/1 - V)$$

Donde: V = módulo de Poisson.

El valor máximo de  $\tau_h$  depende del máximo número de anillos que se puedan acumular antes de que se exceda el límite de fluencia de la partícula o de la matriz que la rodea.  $\tau_h$  se incrementaría con la deformación hasta el nivel de saturación de N, siendo independiente de la deformación a partir de este valor máximo de N.

Para hacer una estimación de  $\tau_h$  máximo en un caso particular F.H.P. le dieron a N/r un valor límite de 0.1 que en términos de anillos de dislocaciones significa que la distancia míni-

ma entre dos ellos, es equivalente a diez veces el vector de -- Burguers. El modelo se verificó satisfactoriamente comparando -- valores teóricos de  $\tau_h$  máximo con valores experimentales de --  $\tau_h$  correspondientes a un 15% de deformación en el caso de una aleación de aluminio con partículas de  $\text{CuAl}_2$ .

Es importante observar que en el planteamiento de este modelo no se consideró la posible aditividad del esfuerzo de Orowan al esfuerzo de fluencia de la matriz y los cálculos numéricos para probar el modelo se limitaron al valor máximo de  $\tau_h$  confrontándolo con medidas experimentales correspondientes a -- deformaciones suficientemente grandes como para que el esfuerzo de Orowan sean despreciables.

Los modelos de Ashby.

En 1964, Michael F. Ashby presentó un modelo basado en -- las siguientes premisas:

1) El deslizamiento cruzado para sobrepasar las partículas puede ocurrir.

2) Como consecuencia del deslizamiento cruzado, los anillos dejados alrededor de las partículas están distribuidos en forma aleatoria y no están confinados a un sólo plano como se -- supone en el modelo de Fisher, Hart y Pry.

3) El deslizamiento ocurre por lo menos en 3 sistemas no-coplanares.

4) Se ha observado por microscopía electrónica de transmi

sión una estructura de celdas. Se supone que una dislocación en este caso tiene que sobrepasar dos tipos de barreras, una de espaciado  $L_1$  en el plano de deslizamiento requiere una energía de activación tan grande que su contribución a la tensión de fluencia sólo depende de la temperatura a través de la variación del modelo de corte de la matriz.

Este primer modelo fue descartado por Ashby en 1966, después de haber demostrado experimentalmente que la premisa de que el deslizamiento ocurre igualmente en tres sistemas no complanares es falsa.

Ashby presentó un nuevo modelo, basado en el deslizamiento secundario y lo generalizó en 1970, para cualquier sistema -- plásticamente inhomogéneo entendiendo como tal aquel en que un componente deforma más que otra (partículas duras en una matriz dúctil, eutécticos, policristales, etc.). Se supone que durante la deformación de estos sistemas se acumulan dislocaciones por dos razones distintas.

1) Cierta cantidad se acumula para ser compatible la deformación de los dos o más componentes de la muestra. Una forma esquemática de este proceso se indica en la figura 3.16. Se considera el corte simple de una matriz dúctil que contiene partículas cúbicas rígidas del lado d. En la figura 3.16 se muestra la deformación por corte experimentaría el agujero correspondiente a una partícula si ella no estuviera presente y en la figura 3.16 c se

sugiere un posible arreglo de destacaciones que restauraría la forma original del agujero y causaría la compatibilidad requerida en el caso en que estuviera presente la partícula. Entre la deformación y el número de dislocaciones necesarias para acomodarla con un mínimo de tensión interna existe una relación geométrica simple; a tales dislocaciones se les llama "geométricas necesarias".

2) Las dislocaciones presentes en la muestra antes de ser deformada, interaccionan entre sí durante la deformación en tal forma que se acumula al azar en la matriz un cierto número de dislocaciones. Estas son dislocaciones acumuladas estadísticamente.

Ashby justificó sus modelos y los desarrolló matemáticamente, no presentan en este trabajo esos desarrollos, debido a que se considera que no son de interés para el mismo, limitándose únicamente a exponer las suposiciones que hizo. Existen otros modelos que tratan de explicar el endurecimiento por deformación entre los que destacan:

El modelo de Hirsch y Humphreys.

Ellos estudiaron la deformación plástica de monocristales de Cobre y de Cobre-Cinc con partículas de alúmina. Mediante microscopía electrónica en muestras deformadas entre 6 y 15% hicieron las siguientes observaciones:

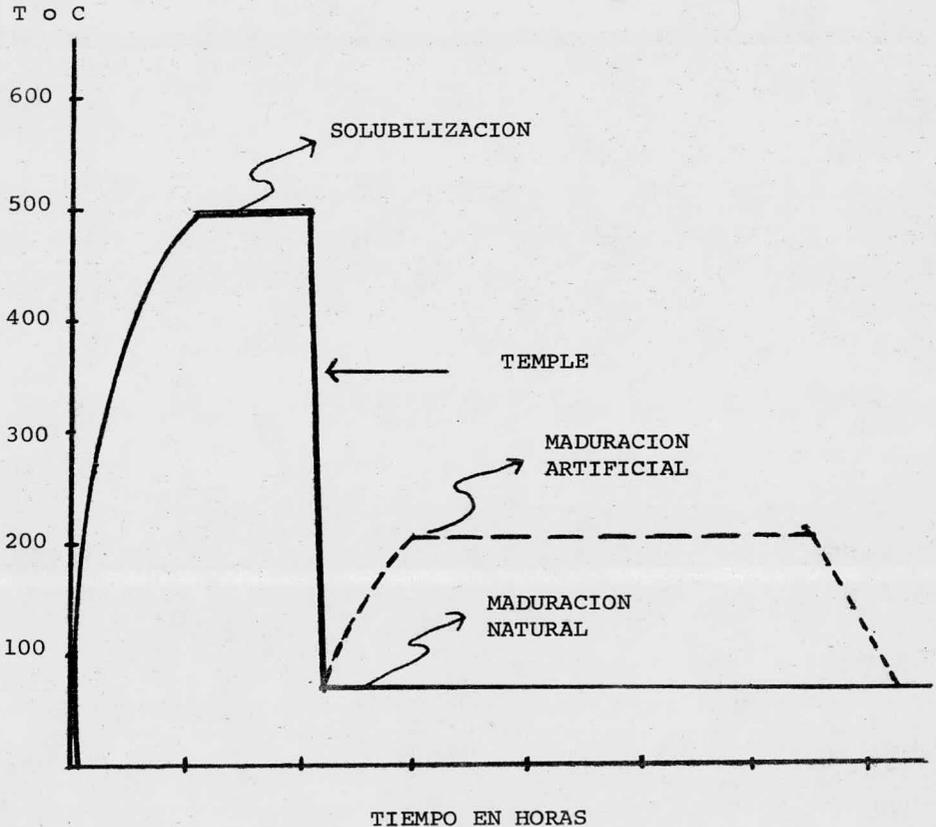
1) En la vecindad de cada partícula había anillos prismá-

tos primarios arreglados en lazos paralelos a la dirección del vector Burgers.

2) La cantidad de anillos prismáticos por partícula se hacía mayor al incrementar la deformación.

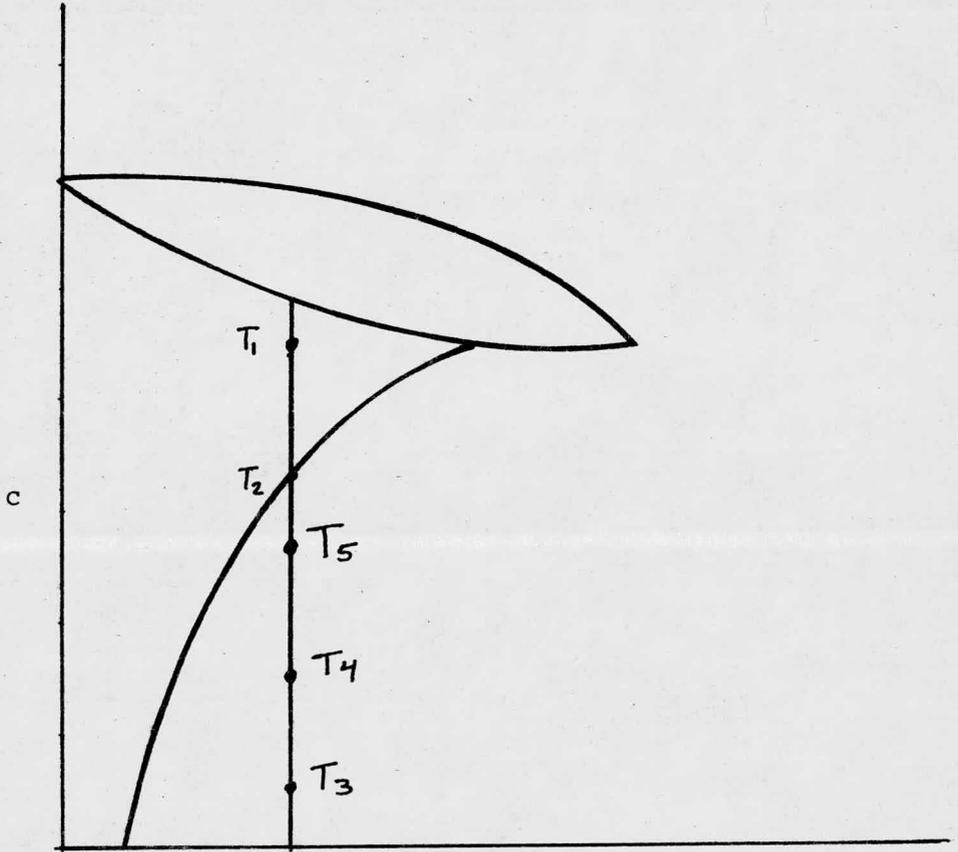
3) Algunos anillos prismáticos formaban helicoides por interacción con dislocaciones de hélice.

4) Las partículas estaban rodeadas además por algunos anillos de Orowan.



TIEMPO EN HORAS  
Fig. 3.1

ESQUEMA DEL TRATAMIENTO TERMICO  
DE BONIFICADO.



% DE ADICION  
Fig. 3.2

MECANISMO DEL ENDURECIMIENTO  
ESTRUCTURAL.

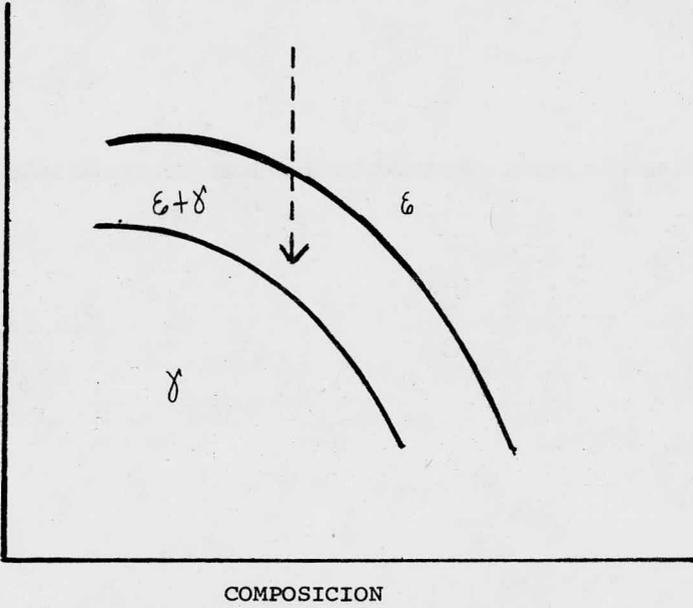
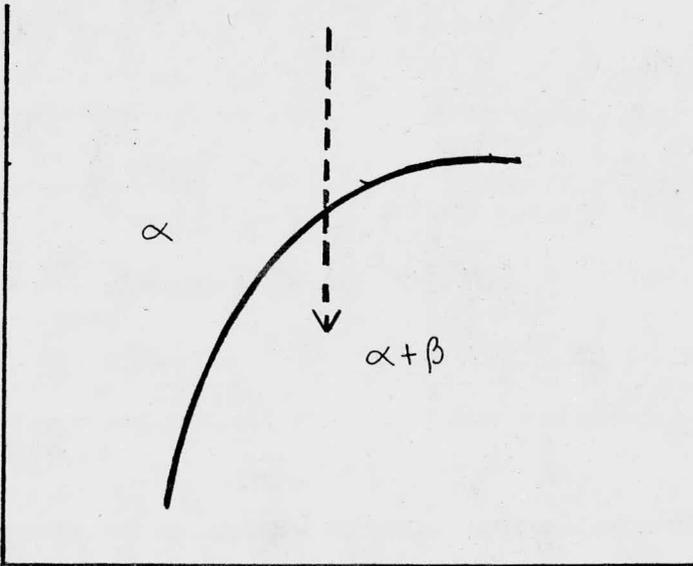
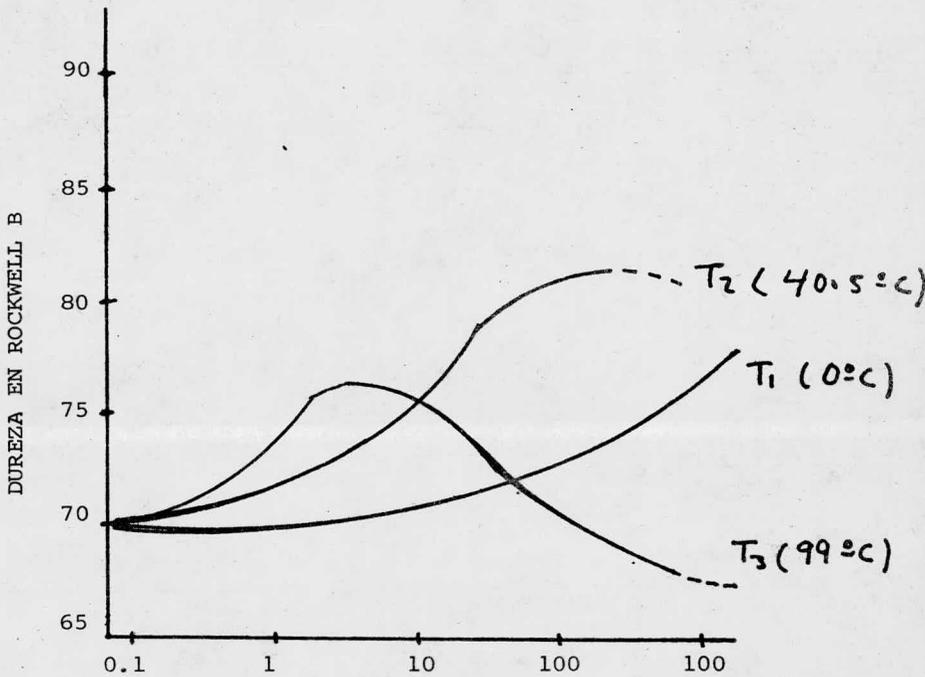


Fig. 3.3 a

COMPOSICION  
Fig. 3.3 b.



TIEMPO EN HORAS  
Fig. 3.4

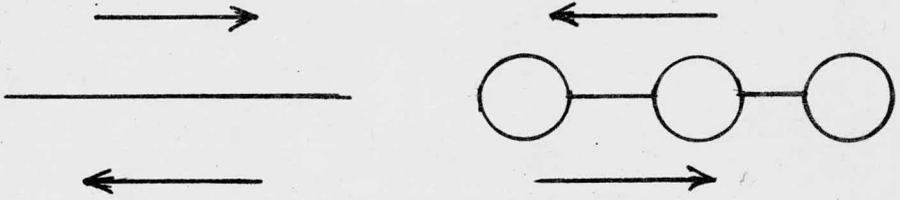


Fig. 3.5

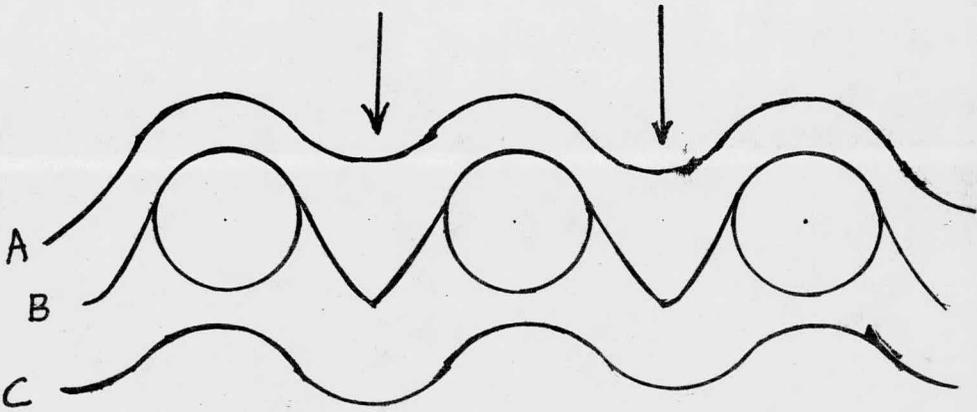
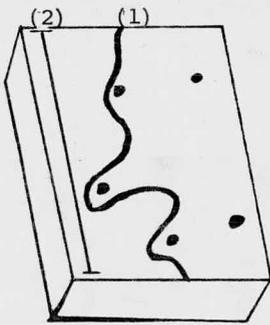
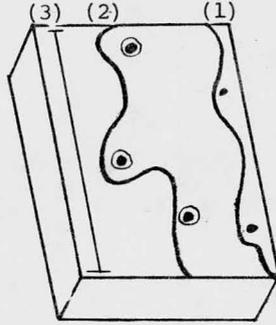


Fig. 3.6

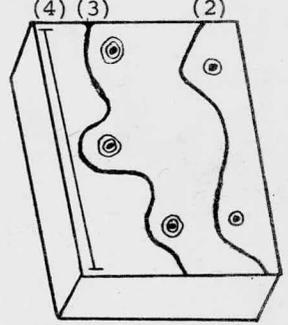
REPRESENTACION ESQUEMATICA DE-  
DISLOCACIONES PASANDO A TRAVES  
DE ESPACIOS DE PRECIPITADOS.



(a)



(b)



(c)

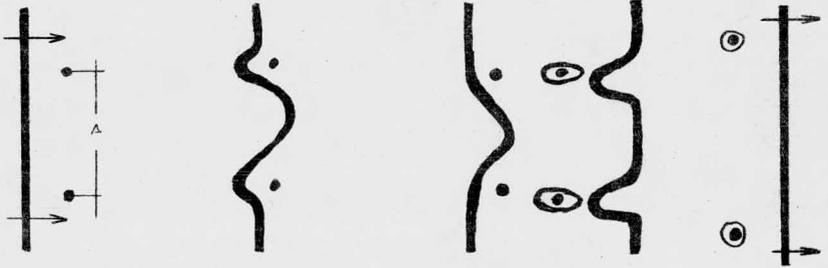


Fig. 3.7

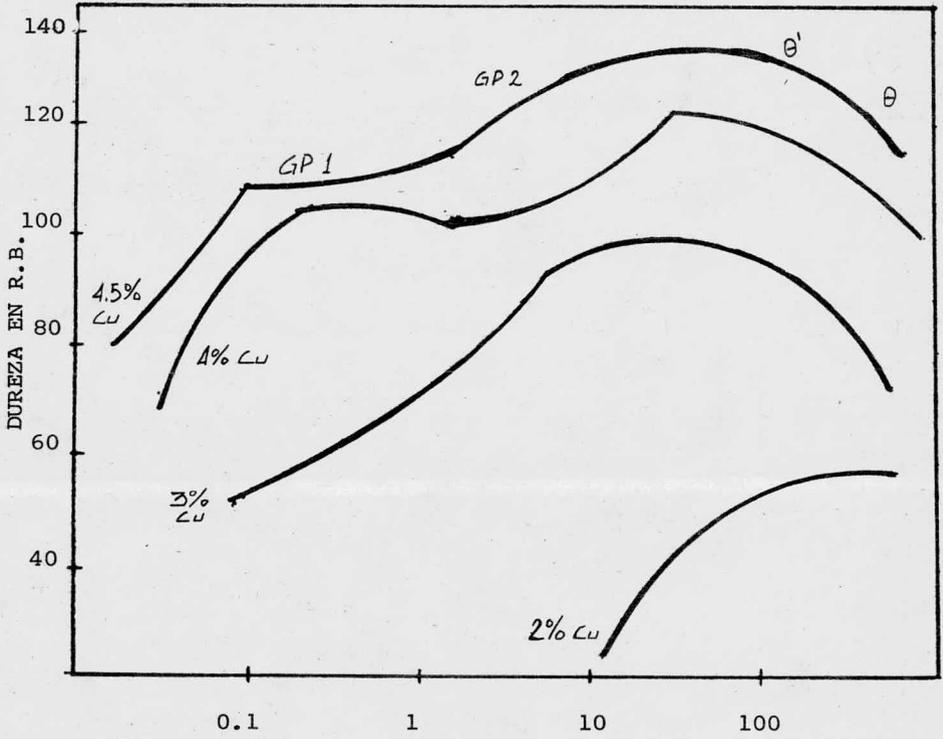


Fig. 3.8

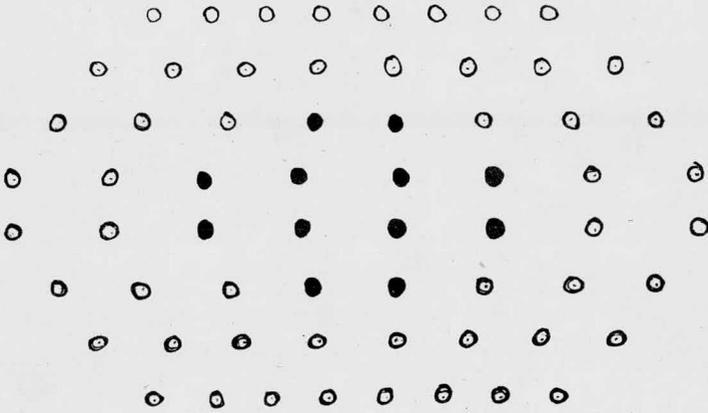


Fig. 3.9

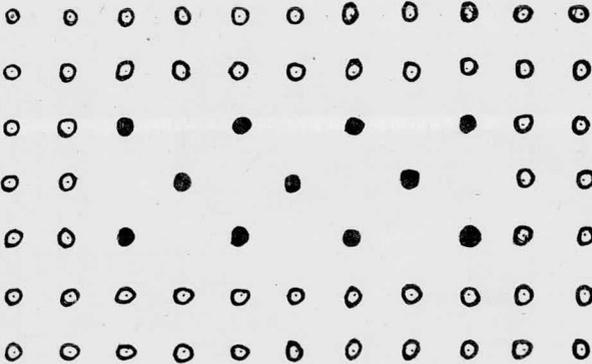
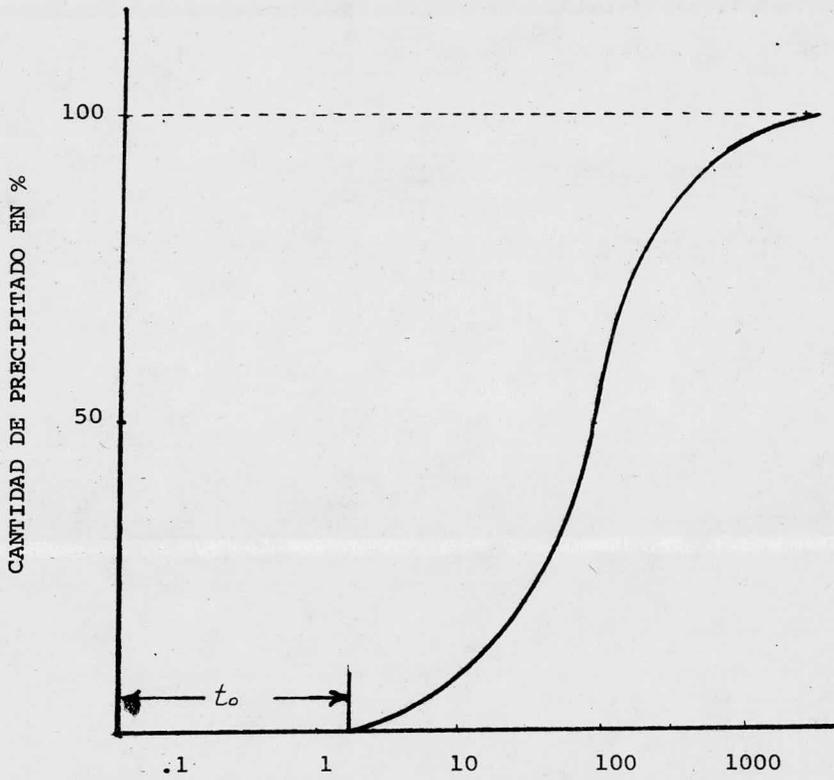


Fig. 3.10



TIEMPO EN HORAS

Fig. 3.11

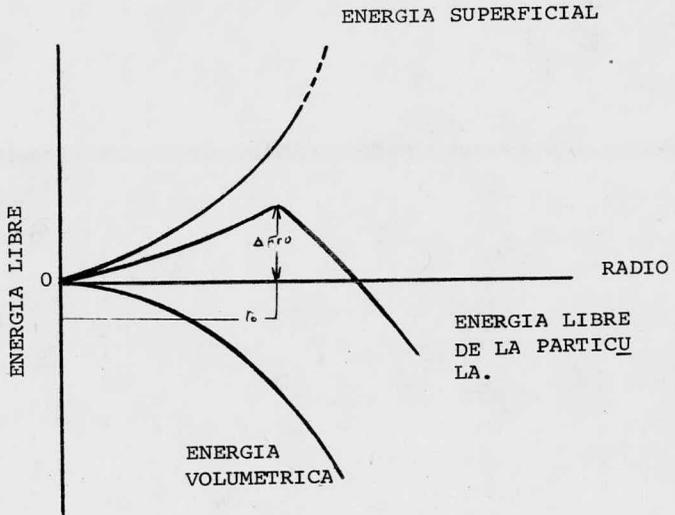


Fig. 3.12  
ENERGIA LIBRE DE UNA PARTICULA EN FUNCION DE SU RADIO.

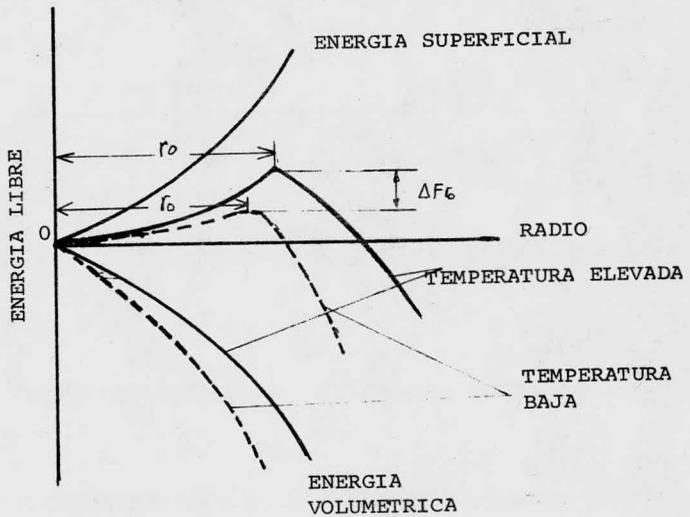


Fig. 3.13  
EFECTO DE LA TEMPERATURA DE PRECIPITACION SOBRE LA ENERGIA LIBRE DE UNA PARTICULA DE PRECIPITADO EN FUNCION DE SU RADIO.

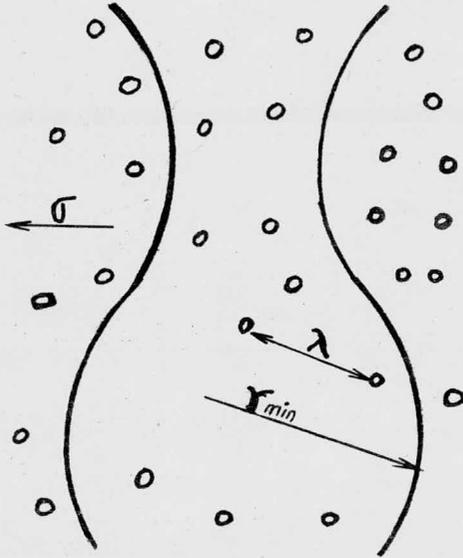


Fig. 3.14

CASO EN EL QUE EL  $\gamma_{min}$  DE LAS DISLOCACIONES ES MUCHO MAYOR QUE EL ESPACIADO ENTRE PARTICULAS.

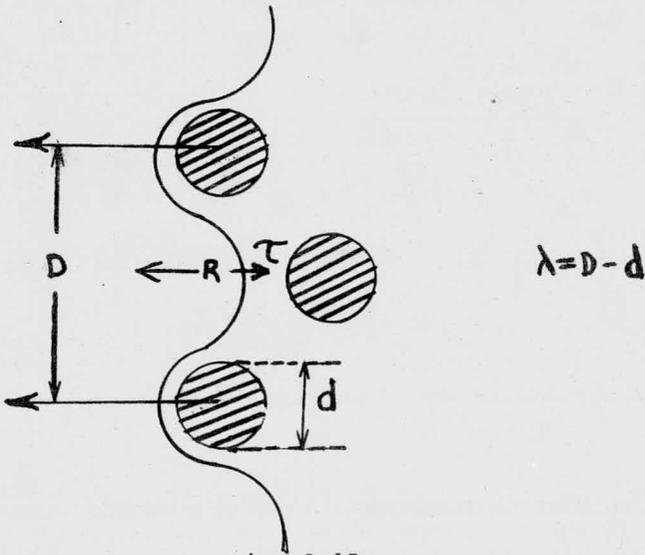


Fig. 3.15

LÍNEA DE DISLOCACION ARQUEANDOSE ENTRE DOS PARTICULAS.

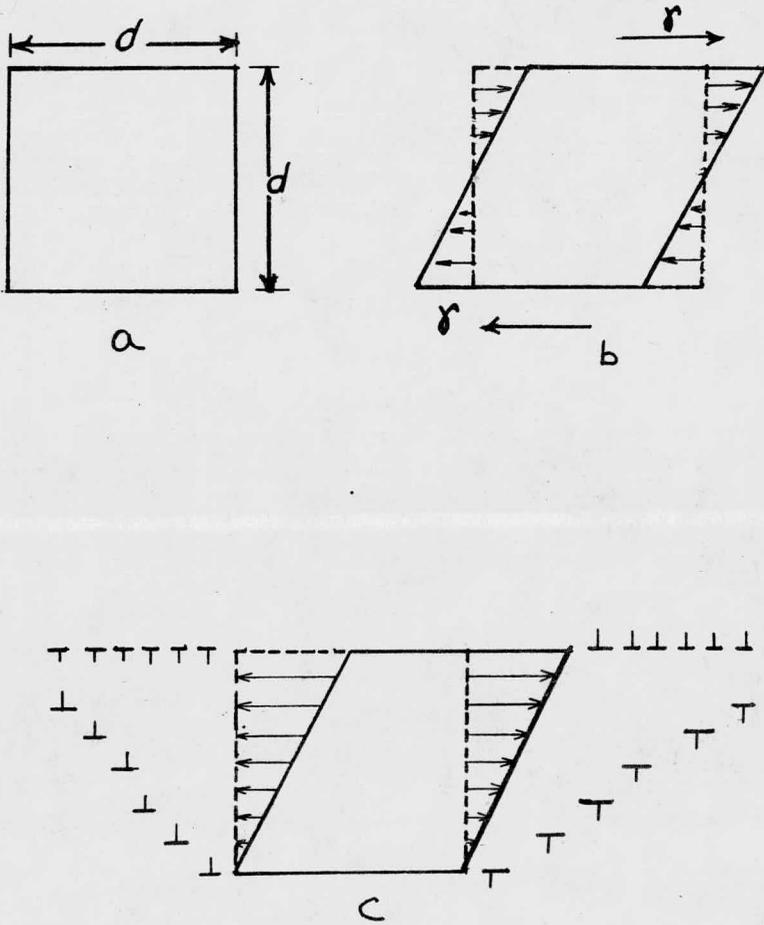


Fig. 3.16  
 EL ORIGEN DE LAS DISLOCACIONES -  
 GEOMETRICAMENTE NECESARIAS.

## CAPITULO IV

### PARTE EXPERIMENTAL

#### 4.1 CARACTERISTICAS DE LA ALEACION.

Aleación nacional tipo 6063 con un T-5

Dureza 64 Brinell

Composición:

Magnesio 0.22%

Silicio 0.40%

Hierro 0.37%

Elemento base Aluminio 99.01%

#### 4.2 TRATAMIENTOS TERMICOS REALIZADOS

Para llevar a cabo los tratamientos posteriores es necesario determinar para ésta aleación, en forma experimental, la temperatura de solubilización el tiempo de ésta solubilización y el medio de enfriamiento. Para conocer la temperatura de solubilización experimentalmente se tomaron diez muestras y se trabajaron a las siguientes temperaturas: 350, 375 400, 425, 450. 475, 500 525, 550 y 575°C. Se fijó el tiempo de solubilización en una hora y se efectuó el temple de retención de fase en agua a temperatura ambiente; luego de efectuados todos éstos tratamientos se tomaron las durezas de cada una de las muestras, los resultados se proporcionaron en tablas.

Para la determinación del tiempo de solubilización expe-

rimental se tomaron otras diez muestras, trabajando con tiempos de 15, 30, 45, 60, 75, 90, 105, 135, 165 y 195 minutos. Se usó como medio de enfriamiento agua a temperatura ambiente (18°C) y la temperatura de solubilización fue de 525°C, tomada del experimento anterior, todos éstos resultados son proporcionados en tablas. La determinación del medio de enfriamiento se hizo tomando diez muestras, formando cinco grupos, se les dió un tiempo de solubilización de 75 minutos, el cual se determinó del experimento anterior, la temperatura fue de 525°C, los medios de enfriamiento para dar el tratamiento de temple de retención de fase fueron agua a 18°C, aceite de 18°C, aceite a 70°C, salmuera al 10% a 18°C y aire a 20°C, luego del experimento se tomaron las durezas de cada una de las muestras y los resultados se proporcionaron más adelante en Tablas

Habiendo obtenido de ésta forma una temperatura de solubilización un tiempo y un medio de enfriamiento nuestro siguiente paso en el plan trazado fue efectuar el endurecimiento de nuestras muestras por maduración artificial, ósea provocar la precipitación de elementos endurecedores en las muestras.

Para los tratamientos de maduración se hizo lo siguiente: Se templaron en las condiciones determinadas con anterioridad 100 muestras, se formaron diez grupos de diez muestras cada uno; uno de los grupos se dejó para el tratamiento de maduración natural, se tomó la dureza de temple de éstas muestras; los otros

nueve grupos se trabajaron a las siguientes temperaturas 100, 150, 170, 180, 200, 220, 250, 280, 310°C y se variaron los --- tiempos desde dos hasta once horas de tratamientos en cada grupo, los resultados se proporcionan en tablas.

Se efectuó el endurecimiento por deformación, para esto se tomaron dos grupos de muestras uno con un espesor de 6.35 mm y otro con 12.5 mm (aproximadamente), cinco muestras por -- grupos y se les dió una deformación de 10, 20, 30, 40 y 50%, - respectivamente. Los resultados de durezas se proporcionan más adelante. El siguiente tratamiento que se efectuó fue el de re cocido de recristalización. Se trabajó con las siguientes temperaturas 250, 300, 340, 360, 400, 450°C en ésta primera parte se fijaron el tiempo del tratamiento en una hora y media, - el enfriamiento fue en el horno. En la segunda parte del tratamiento se calculó el tiempo del tratamiento, fijando la temperatura a 350°C y variando el tiempo de la siguiente manera 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5 horas obteniéndose el tiempo y temperatura de - recocido para la aleación. Los resultados obtenidos se dan a - continuación en tablas.

## 4.3 RESULTADOS EXPERIMENTALES.

## 1) Temperatura de solubilización

Tiempo de permanencia: 1 hora.

Medio en enfriamiento: Agua a 18°C

MUESTRA	TEMPERATURA °C	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	350	1.05	1.037	1.05	35
2o.	375	1.07	1.07	1.08	32
3o.	400	1.05	1.037	1.037	35
4o.	425	1.06	1.037	1.05	34
5o.	450	1.037	1.035	1.037	35
6o.	475	1.05	1.05	1.05	34
7o.	500	1.025	1.025	1.037	36
8o.	525	1.012	1.037	1.012	36
9o.	550	1.012	1.037	1.012	36
10o.	575	1.037	1.025	1.025	36

TABLA 1

## 2) Tiempo de solubilización

Temperatura 525°C

Medio en enfriamiento Agua a 18°C

MUESTRA	TIEMPO EN MIN.	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	15	1.00	1.01	1.03	37
2o.	30	1.03	1.03	1.01	37
3o.	45	1.01	1.03	1.01	37
4o.	60	1.03	1.03	1.03	36
5o.	75	1.01	0.94	1.04	38
6o.	90	1.01	1.04	1.04	37
7o.	105	1.01	1.1	1.1	37
8o.	135	1.08	1.1	1.09	36
9o.	165	1.00	1.01	1.03	37
10o.	195	1.05	1.05	1.05	36

TABLA 2

- 3) Medio de enfriamiento  
 Temperatura de solubilización 525°C  
 Tiempo de permanencia 75 minutos

MUESTRAS	MEDIO DE ENFRIAMIENTO	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	agua 18°C	1.04	1.03	1.04	36
2o.	agua 18°C	1.00	1.03	1.04	
3o.	aceite 18°C	1.06	1.11	1.09	32
4o.	aceite 18°C	1.06	1.09	1.10	
5o.	aceite 70°C	1.10	1.11	1.08	31
6o.	aceite 70°C	1.07	1.10	1.13	
7o.	Salmuera 10°C	1.05	1.05	1.05	35
8o.	Salmuera 10°C	1.03	1.05	1.05	
9o.	aire 20°C	1.06	1.09	1.05	33
10o.	aire 20°C	1.06	1.09	1.05	

TABLA 3

- 4) Maduración artificial  
 Todas estas muestras se encuentran en estado de temple con una dureza de 36 Brinell.

MUESTRA	TEMPERATURA = 100°C TIEMPO EN HORAS	DIAMETRO DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.84	0.86	0.88	52
2o.	3	0.89	0.90	0.90	50
3o.	4	0.85	0.84	0.86	52
4o.	5	0.83	0.80	0.84	57
5o.	6	0.85	0.81	0.83	56
6o.	7	0.84	0.85	0.83	56
7o.	8	0.83	0.84	0.81	57
8o.	9	0.80	0.83	0.81	58
9o.	10	0.80	0.81	0.81	58
10o.	11	0.80	0.83	0.79	60

TABLA 4

TEMPERATURA = 150 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS EN HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.83	0.84	0.86	54
2o.	3	0.73	0.75	0.73	72
3o.	4	0.76	0.76	0.76	66
4o.	5	0.75	0.78	0.78	65
5o.	6	0.75	0.78	0.78	65
6o.	7	0.70	0.70	0.69	80
7o.	8	0.74	0.74	0.74	73
8o.	9	0.75	0.78	0.78	65
9o.	10	0.79	0.79	0.80	61
10o.	11	0.78	0.78	0.79	61

TABLA 5

TEMPERATURA = 170 °C

MUESTRAS	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.86	0.84	0.85	53
2o.	3	0.81	0.81	0.81	57
3o.	4	0.73	0.75	0.76	71
4o.	5	0.74	0.70	0.74	75
5o.	6	0.73	0.74	0.74	74
6o.	7	0.71	0.69	0.73	78
7o.	8	0.68	0.68	0.66	89
8o.	9	0.67	0.67	0.64	93
9o.	10	0.65	0.68	0.68	89
10o.	11	0.66	0.66	0.66	89

TABLA 6

TEMPERATURA = 180 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.84	0.84	0.83	54
2o.	3	0.82	0.83	0.84	56
3o.	4	0.75	0.79	0.76	67
4o.	5	0.75	0.75	0.78	69
5o.	6	0.76	0.75	0.78	67
6o.	7	0.69	0.69	0.71	80
7o.	8	0.69	0.69	0.68	83
8o.	9	0.66	0.68	0.70	86
9o.	10	0.66	0.70	0.68	86
10o.	11	0.69	0.68	0.66	86

TABLA 7

TEMPERATURA = 200 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.762	0.76	0.762	67
2o.	3	0.787	0.787	0.80	62
3o.	4	0.785	0.780	0.780	61
4o.	5	0.812	0.79	0.775	62
5o.	6	0.775	0.79	0.79	63
6o.	7	0.837	0.825	0.80	57
7o.	8	0.875	0.862	0.862	51
8o.	9	0.85	0.85	0.825	54
9o.	10	0.825	0.85	0.85	54
10o.	11	0.862	0.85	0.85	53

TABLA 8

TEMPERATURA = 220 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.825	0.825	0.837	56
2o.	3	0.85	0.85	0.85	53
3o.	4	0.85	0.837	0.825	55
4o.	5	0.875	0.875	0.875	50
5o.	6	0.862	0.875	0.862	51
6o.	7	0.875	0.90	0.875	49
7o.	8	0.90	0.862	0.862	49
8o.	9	0.90	0.90	0.90	47
9o.	10	0.912	0.875	0.90	47
10o.	11	0.912	0.90	0.925	46

TABLA 9

TEMPERATURA = 250 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.875	0.875	0.875	50
2o.	3	0.975	0.975	0.975	40
3o.	4	0.975	0.987	0.987	40
4o.	5	0.95	0.925	0.95	43
5o.	6	0.962	0.975	0.975	40
6o.	7	0.925	0.95	0.95	43
7o.	8	1.0	1.025	1.025	37
8o.	9	1.025	1.025	1.037	36
9o.	10	1.0	1.025	1.037	36
10o.	11	0.975	1.0	1.0	36

TABLA 10

TEMPERATURA = 280 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	2	0.80	0.787	0.812	60
2o.	3	0.85	0.862	0.85	53
3o.	4	0.875	0.90	0.875	49
4o.	5	0.887	0.90	0.90	48
5o.	6	0.887	0.875	0.90	48
6o.	7	0.925	0.925	0.925	45
7o.	8	0.975	0.975	0.975	40
8o.	9	0.962	0.987	0.975	40
9o.	10	0.975	0.975	0.975	40
10o.	11	1.0	1.0	1.0	38

TABLA 11

TEMPERATURA = 310 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			NDB
		d	d	d	
1o.	1	0.962	0.962	0.962	41
2o.	2	1.025	1.0	1.037	36
3o.	3	1.05	1.05	1.06	34
4o.	4	1.062	1.062	1.075	33
5o.	5	1.075	1.075	1.075	33
6o.	6	1.125	1.125	1.125	30
7o.	7	1.125	1.125	1.125	30
8o.	8	1.125	1.125	1.125	30
9o.	9	1.175	1.175	1.175	27
10o.	10	1.175	1.175	1.175	27

TABLA 12

## 5) Maduración natural

Dureza inicial en estado de temple 36 Brinell.

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	<u>NDB</u>
1o.	0	34
2o.	312	51
3o.	360	51
4o.	432	51
5o.	480	51
6o.	624	52
7o.	672	52
8o.	1 104	52
9o.	1 176	53

TABLA 13

## 6) Endurecimiento por deformación

Dureza inicial en estado de temple 36 Brinell

MUESTRA	ESPESOR INICIAL	REDUCCION	ESPESOR FINAL	<u>NDB</u>
1o.	6.35 mm	10%	5.71 mm	43
2o.	6.35 mm	20%	5.08 mm	44
3o.	6.35 mm	30%	4.44 mm	45
4o.	6.35 mm	40%	3.81 mm	48
5o.	6.35 mm	50%	3.17 mm	57

TABLA 14

MUESTRA	ESPESOR INICIAL	REDUCCION	ESPESOR FINAL	<u>NDB</u>
1o.	12.5 mm	10%	11.25 mm	53
2o.	12.5 mm	20%	10.0 mm	55
3o.	12.6 mm	30%	8.82 mm	60
4o.	12.0 mm	40%	7.2 mm	62
5o.	11.5 mm	50%	5.75 mm	70

TABLA 15

## 7) Recocido de recristalización.

TIEMPO = 1.5 horas

MUESTRA	TEMPERATURA EN °C	DIAMETROS DE HUELLAS			<u>NDB</u>	<u>NDB</u>
		d	d	d		
1o.	250	0.812	0.80	0.825	58.61	59
2o.	250	0.80	0.812	0.80	59.85	
3o.	300	1.0	0.975	0.975	39.33	39
4o.	300	0.975	0.975	1.0	39.33	
5o.	340	1.125	1.125	1.125	29.73	30
6o.	340	1.125	1.125	1.125	29.73	
7o.	360	1.125	1.125	1.125	29.73	30
8o.	360	1.126	1.125	1.125	29.73	
9o.	400	1.125	1.125	1.125	29.73	30
10o.	400	1.125	1.125	1.125	29.73	
11o.	450	1.125	1.125	1.125	29.73	30
12o.	450	1.125	1.125	1.125	29.73	

TABLA 16

TEMPERATURA = 350 °C

MUESTRA	TIEMPO EN HORAS	DIAMETROS DE HUELLAS			<u>NDB</u>	<u>NDB</u>
		d	d	d		
1o.	0.5	1.1	1.12	1.1	30.93	31
2o.	0.5	1.1	1.075	1.1	31.69	
3o.	1.0	1.125	1.125	1.125	29.73	30
4o.	1.0	1.125	1.125	1.125	29.73	
5o.	1.5	1.125	1.125	1.125	29.73	30
6o.	1.5	1.125	1.125	1.125	29.73	
7o.	2.0	1.125	1.125	1.125	29.73	30
8o.	2.0	1.125	1.125	1.125	29.73	
9o.	2.5	1.125	1.15	1.15	28.82	29
10o.	2.5	1.15	1.15	1.125	28.82	

TABLA 17

## OBSERVACIONES

1. En la tabla 1, se puede observar los resultados experimentales, la determinación de la temperatura óptima y solubilización. Las durezas calculadas se encuentran entre 34 y 36 -- Brinell. El material sufrió un ablandamiento debido a que su dureza inicial es de 64 Brinell. Este ablandamiento es debido a que el material se encuentra en estado de "temple fresco", el material de llegada presentaba una maduración artificial. Entre 500 y 575°C la dureza se mantiene en 36 Brinell. Se seleccionó 525°C como la temperatura óptima de solubilización.
2. La tabla 2, contiene los resultados del tiempo óptimo de solubilización. Por los resultados obtenidos se puede notar que el tiempo de permanencia en éste tratamiento no influye en los resultados. Las muestras trabajadas tienen las siguientes dimensiones: espesor 1/4", largo 1" y ancho 1/2 de bido a ello se logra que la temperatura sea uniforme en toda la masa en poco tiempo y por ello se logra la solubilización de los elementos endurecedores en menos tiempo del que se emplearía para una muestra con dimensiones mayores. No obstante lo anterior se obtuvo la mejor dureza a los 75 minutos del tratamiento y éste se considera como el tiempo óptimo.

3. Los resultados de la tabla 3, son los del medio óptimo de enfriamiento se observa que el agua a temperatura ambiente es el medio más severo en nuestra aleación. A medida que la temperatura del medio es mayor o su composición es diferente el material sufre un ablandamiento debido a que el enfriamiento es más lento y no se logran retener los elementos endurecedores en la solución sólida.
4. En las tablas 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11 y 12 se presentan los resultados experimentales de la maduración artificial o envejecimiento. A temperaturas menores de 150°C se necesitan mayores tiempos de tratamientos para alcanzar la dureza máxima.

Se observa un aumento de dureza proporcional con el tiempo de tratamiento.

A 170 y 180°C el material alcanza su mayor dureza. De 100 a 180°C el material aumenta su dureza a medida que aumenta su temperatura y el tiempo de tratamiento.

Desde los 200°C en adelante se alcanza la mayor dureza a tiempos menores de tratamiento; esto porque debido a lo elevado de las temperaturas precipitan más rápidamente los elementos endurecedores a tiempos menores. Si se prolonga el tratamiento y se sigue elevando la temperatura, el material sufre un ablandamiento a consecuencia del sobre-envejecimiento.

to. Así podemos observar que a 200°C la dureza máxima es de 67 Brinell a dos horas de tratamiento y la mínima es de 53 Brinell a 11 horas del tratamiento. A 220°C la dureza máxima es de 56 Brinell a dos horas del tratamiento y la mínima de 46 Brinell a 11 horas.

A 250, 280 y 310°C la mayor dureza se obtiene en las primeras dos horas de tratamiento a partir de éste tiempo el material sufre un ablandamiento obteniéndose el mínimo de dureza a las 11 horas de iniciado el mismo. La menor dureza obtenida es de 27 Brinell a 310°C y 11 horas de permanencia en el horno.

5. En la tabla 13, se presentan los resultados de la maduración natural, el material aumentó su dureza de 34 a 53 Brinell en 1152 horas (48 días). Se observa que en las primeras 300 horas fue cuando el aumento de dureza se alcanzó más rápidamente, luego de éste tiempo los incrementos en la dureza son muy lentos.
6. La tabla 14 y 15 contienen los resultados del endurecimiento por deformación; se puede observar que el material aumenta su dureza al deformarlo, a mayor deformación es mayor la dureza. Se obtuvo un máximo al 50% de deformación, debido a lo pequeño de las muestras no se les pudo aplicar mayor deformación.

7. Los resultados del recocido de recristalización se encuentran en las tablas 16 y 17.

En la 16 se fijó el tiempo del tratamiento en 1.5 horas y se varió la temperatura desde 250 a 450°C, observándose -- que desde los 340°C en adelante la dureza es la misma.

En la tabla 17, se mantuvo constante la temperatura a 350°C, variando el tiempo desde 0.5 a 2.5 horas, se puede observar que el tiempo de tratamiento no hace variar la dureza en es ta temperatura.

## CONCLUSIONES

1. El material tratado tuvo un comportamiento bastante aceptable dado la composición que tiene.
2. Se obtuvo una dureza máxima de 93 Brinell, en una aleación comercial nacional tipo 6063.
3. Las condiciones óptimas de trabajo para obtener la dureza anterior son:

Temperatura de solubilización:	575 °C
Tiempo de solubilización:	75 min.
Medio de enfriamiento:	agua a 18 °C
Temperatura de maduración	170 °C
Tiempo de maduración	9 horas

4. La maduración natural se alcanza en los primeros 12 días - del tratamiento y la dureza máxima es de 53 Brinell.
5. Se recomienda para el recocido una temperatura de 340 °C y un tiempo de permanencia de 0.5 horas, dejando enfriar en el horno lentamente.

## BIBLIOGRAFIA

1. ENCICLOPEDIA DEL ALUMINIO, VOL. I, II Y III  
Barrand Pierre  
Robert Gadeau  
Ediciones Urmo, 1967
2. TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO  
José Antonio García Poggio  
Enrique Asensi Alvarez Arenas  
Juan Manuel de la Torre Cursach  
INTA - Madrid, 1970
3. ALEACIONES DE ALUMINIO Y MAGNESIO  
José María Sistiaga  
Ed. Montecorvo, 1963
4. PRECIPITACION HARDENING  
1a. Edición, Pergamon Press, 1968
5. PRINCIPIOS DE METALURGIA FISICA  
Robert E. Reed-Hill  
Editorial C.E.C.S.A., 1974
6. LA ALUNITA  
Nicolás Yris Rovirosa, 1965
7. INGENIERIA ELECTROQUIMICA  
C. L. Mantell  
Ed. Reverté, S. A., 1962

## 8. METALURGIA ESPECIAL

El Aluminio y sus Aleaciones, Tomo I

J. Herengel

Ed. Urmo

## 9. MANUAL PARA EL FUNDIDOR DE ALEACIONES LIGERAS

Le' Breton, H.

Palestra-Barcelona, 1967.

## 10. PRUEBAS EXPERIMENTALES DE EXTRACCION DE ALUMINA

A PARTIR DE ALUNITA.

I.P.N. - ESIQIE, 1972

## 11. ALEACIONES LIGERAS

C. Panseri, 1968

## 12. ALUMINIO

Wernick, S y R. Pinner

River, S. A., 1966

## 13. QUIMICA INORGANICA

Therald Moeller, 1956

## 14. TESIS - CONTROL METALURGICO DEL PROCESO DE FABRICACION

DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

Guajardo Torres Horacio, 1974

## 15. TESIS - LOS HORNOS DE FUSION DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

Ibarra Molina Guillermo, 1974

## 16. TESIS - DETERMINACION DEL CONSUMO NACIONAL APARENTE DEL --

ALUMINIO.

ESTA TESIS SE IMPRIMO POR COMPUTADORA EN LOS  
TALLERES DE TESIS DE GUADALAJARA, S. A.  
FRENTE A LA FACULTAD DE MEDICINA  
MEDICINA # 25. CIUDAD UNIVERSITARIA.

TELEFONOS: 550-72-57

548-62-15

550-87-43

548-62-29

548-33-44

548-87-46