

**Universidad Nacional de Ingeniería**

**PROGRAMA ACADÉMICO DE INGENIERÍA GEOLOGICA,**

**MINERA Y METALURGIA**



**ENDURECIMIENTO ARTIFICIAL POR ENVEJECIMIENTO  
DE LA ALEACION DE ALUMINIO 6063**

**T E S I S**

**PARA OPTAR EL TITULO PROFESIONAL DE  
INGENIERO METALURGISTA**

**DOMINGO HUERTA VILCA**

**LIMA - PERU - 1976**

**DEDICATORIA**

**A mis profesores del Departamento  
de Metalurgia, y en especial al  
Ing<sup>a</sup> César Sotillo Palomino.**

## INTRODUCCION

Con la finalidad de cumplir con el Reglamento Interno de la Universidad para optar el título de Ingeniero Metalurgista, me permito presentar el presente trabajo: "Endurecimiento Artificial por Envejecimiento de la Aleación de Aluminio 6063".

En nuestra vida diaria siempre tenemos la oportunidad de encontrarnos frente a marcos de ventana, utensilios, etc, a base de aluminio; pero generalmente no se nos <sup>ha</sup> ocurrido preguntarnos a cerca de sus propiedades físicas, la cual es con secuencia del entramado atómico y del tamaño de grano y/o distribución adecuada por tratamiento térmico. Por decir una simple olla de aluminio no es producto sólo de una operación de fundición y colada, sino que ha sufrido un cierto tratamiento para ofrecer buena resistencia térmica; de la misma forma un marco de ventana para buena resistencia mecánica.

La finalidad de este trabajo es aplicar el temple T6 para endurecer la aleación 6063.

La idea inicial partió de un estudio que se hizo en la firma METINSA, sobre una aleación particular de duraluminio, denominado según la norma ALCOA, aleación 6063 (0.7% Mg, 0.4 % Si), que se fabrica a partir del aluminio comercial EC ( 99.45% Al). Pero sucede que METINSA compra esta aleación incluso ya con un tratamiento térmico de disolución (llamado comunmente homogenizado), y debido a la gran cantidad de chatarra que se acumula de este material durante la extrusión y procedente de INDECO S.A., lo que se hace es refundir esta retacería en un horno de colada continua y dosificar convenientemente los aleantes para obtener dicha aleación, teniendo especial cuidado en lo que respecta a la adición de magnesio, que se hace en el momento de la colada, ya que como su b. pt. (punto de ebullición) es baja (1105C) se puede evaporar. Además se presenta otro problema más grave todavía en cuanto a este material, en lo concerniente a la solidificación, en el horno de colada continua; es por eso que apro-

vechando de un convenio de investigación METINSA-ITINTEC realizamos un estudio de solidificación, para tratar de producir un billet homogéneo y que se acerque a las características del material importado. Pero lo fundamental, es que METINSA en ese tiempo, no contaba todavía con un horno de tratamiento térmico de disolución, ya que recién estaba en instalación, a esta aleación que se producía no se le hacía ningún tratamiento de este tipo, y esa fue la ocasión para diseñar un tratamiento térmico, para sugerir las condiciones de temperatura, tiempo y tamaño de grano, i.e, seleccionar el ciclo tiempo-temperatura para optimizar el endurecimiento. Como ya se mencionó anteriormente, la planta cuenta con un horno en la que se hace el tratamiento térmico de precipitación de las piezas extruidas. Se ha acostumbrado hacer solamente este tipo de tratamiento, dado que los billets que se importa ya vienen con tratamiento de disolución.

Cabe mencionar que todos los trabajos experimentales lo realizamos en el Laboratorio del Departamento de Metalurgia de la UNI. Se hicieron pruebas de disolución y precipitación para endurecer la aleación 6063, ya que ésta se endurece debido a la precipitación de un compuesto intermetálico (fase intermedia), que es  $Mg_2Si$ .

La parte fundamental del trabajo viene a ser la experimentación y las conclusiones derivadas de ellas. Lo novedoso en esta parte es nuestra inquietud de introducirnos en la criogenia, para observar las propiedades que ofrecen los materiales a bajas temperaturas y compararlas a las propiedades en temperaturas ambientales. Se realizaron envejecimientos artificiales a temperaturas criogénicas, utilizando hielo ( $0^{\circ}C$ ), mezcla  $CO_2$  - acetona ( $-77^{\circ}C$ ) y nitrógeno líquido ( $-196^{\circ}C$ ). Para estas pruebas usamos un Dewar prestado del Departamento de Física.

Para terminar expreso mi agradecimiento a la firma METJN SA y a ITINTEC por las facilidades prestadas en la realización de este trabajo. Asimismo agradezco a Mr. Moy Ryvola de Research Centre, Alcan International Ltd. por su asesoramiento; y al Ing° Oscar Medina Beltrán, por la ayuda brindada en la realización del presente trabajo. De manera especial expreso mi reconocimiento a la Dra. María Jesús Ojeda y al colega A. Mendoza por las facilidades prestadas en las pruebas que se realizaron en el Laboratorio de Espectrometría y Rayos X. .

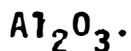
D. Huerta.

## INDICE

	<u>Pags.</u>
<b>1. GENERALIDADES</b>	<b>1</b>
1.1 Propiedades del aluminio de alta pureza	1
1.2 Formas de fabricación y aplicaciones	2
<b>2. ALEACIONES DE ALUMINIO Y SU NOMENCLATURA</b>	<b>2</b>
2.1 Aleaciones de forja (Wrought)	2
2.2 Aleaciones de fundir (Cast)	4
2.3 Descripción de los grupos de aleaciones	5
2.3.1 Aleaciones de forja	5
2.3.2 Aleaciones de fundir	6
<b>3. TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO</b>	<b>8</b>
3.1 Tratamiento Térmico de Disolución	11
3.2 Tratamiento Térmico de Precipitación	12
<b>4. ALEACION 6063</b>	<b>14</b>
4.1 Justificación a su estudio	14
4.2 Propiedades	14
4.3 Condiciones de su endurecimiento por envejecimiento artificial	15
<b>5. EXPERIMENTACION</b>	<b>16</b>
5.1 Material	16
5.2 Reactivos de Ataque	16
5.3 Estudio de Solidificación	16
5.4 Estudio de Espectrografía y Rayos X	17
5.5 Diseño de pruebas experimentales	18
5.6 Parte Experimental	19
<b>6. CONCLUSIONES</b>	<b>32</b>
<b>7. BIBLIOGRAFIA</b>	<b>34</b>
<b>8. APENDICE</b>	<b>35</b>

## 1. GENERALIDADES

El aluminio metálico se produce por reducción de su óxido:



La mena de la que se obtiene el aluminio es la bauxita, que es una mezcla de monohidrato y trihidrato de óxido de aluminio, cuyas impurezas principales son Fe, Si y Ti. Primero se limpian las impurezas mediante tratamiento químico, para obtener  $Al_2O_3$  (alúmina) listo para su reducción. Esta reducción se efectúa en una celda electrolítica forrada con carbón y con baño de criolita fundida, donde el óxido se descompone en aluminio metálico y oxígeno. Este oxígeno reacciona con el electrodo formando óxidos de carbono, mientras que el aluminio derretido pasa a un horno de fundición donde se hace la refinación pirometalúrgica. Este metal se funde luego en lingotes y tiene una pureza comercial de 99.5%, conteniendo como impurezas Fe y Si. Este aluminio comercial tiene propiedades diferentes al del aluminio de alta pureza (99.99%), que se produce por métodos especiales y costosos.

### 1.1 Propiedades del aluminio de alta pureza.

El aluminio de alta pureza es un metal blando, liviano y dúctil. Tiene gran conductividad eléctrica y térmica, y excelente resistencia a la corrosión. Estas propiedades han dado origen a su amplio uso en aleaciones, además de su aspecto agradable y facilidad de trabajado.

A continuación presento las distintas propiedades del aluminio de alta pureza:

- Peso atómico ..... 26.98
- Peso específico ..... 2.70
- Punto de fusión (°C) ..... 660
- Punto de ebullición (°C) ..... 1800
- Coeficiente de dilatación lineal (°C<sup>-1</sup>cm) ... 0.0000238  
(20 - 100°C)
- Resistencia eléctrica a 20°C (micro-ohms) ..... 2.65
- Conductividad térmica a 20°C (cal/cm<sup>2</sup>.seg.°C) .. 0.503
- Calor específico (0 - 100°C) (cal/gr.°C) ..... 0.222
- Módulo de elasticidad (kg/mm ) ..... 7030



tiene la siguiente nomenclatura:

- Ningún aleante ..... 1xxx
- Cobre como aleante ..... 2xxx
- Manganeso como aleante ..... 3xxx
- Silicio como aleante ..... 4xxx
- Magnesio como aleante ..... 5xxx
- Magnesio-silicio, como aleantes ..... 6xxx
- Zinc como aleante ..... 7xxx
- Otros aleantes ..... 8xxx

Ahora, las aleaciones de forja se subdividen también en: aleaciones no tratables al calor y en aleaciones tratables al calor.

Las primeras son aquellas cuyas propiedades mecánicas se determinan por la cantidad de trabajo en frío que reciben después del último recocido. Las propiedades que se obtienen por trabajado en frío se pierden por calentamiento y no pueden recuperarse, salvo otro trabajo en frío. Estas aleaciones se suministran con cinco temples distintos. Los temples son desde el blando o recocido, que se designa por "O", hasta el completamente duro, designado por "H", que se produce por la cantidad máxima de trabajado en frío comercialmente practicable. Asimismo, hay el temple designado "tal como se fabrica" (as fabricated) e identificado por "F", que resulta cuando los materiales se producen del lingote sin trabajo en frío.

Los cinco temples, con sus símbolos son:

- O ..... Completamente recocido o blando
- 1/2 H ..... Medio duro
- 3/4 H ..... Tres cuartos duro.
- H ..... Completamente duro
- F ..... Tal como se fabrica.

Las aleaciones tratables al calor son aquellas cuyas propiedades mecánicas pueden mejorarse por el tratamiento térmico. A diferencia de las aleaciones no tratables al calor, el aumento de la resistencia se obtiene con menor pérdida de la ductilidad. Pueden tratarse de nuevo con calor después del recocido,

para restablecer sus propiedades originales. Las aleaciones tra  
tables al calor se suministran con 8 temple, que son:

- O ..... completamente recocido
- W ..... tratada al calor
- T ..... tratada al calor y envejecida
- RT ..... tratada al calor, envejecida y tra  
bajada en frío.
- RW ..... tratada al calor y trabajada en  
frío.
- F ..... sin tratamiento
- A33 ..... templado por inmersión y envejecido.
- Q ..... templado por inmersión.

El temple W se produce por un "tratamiento térmico de disolu-  
ción", que consiste en calentar la aleación a una temperatura  
por debajo del punto de fusión, a la cual la aleación pasa a  
solución sólida, seguida de enfriamiento por inmersión para re  
tener la estructura.

El temple T se produce por envejecimiento de la aleación trata  
da según W. El envejecimiento consiste en calentar a una tem-  
peratura relativamente baja, durante el cual los componentes  
disueltos se precipitan en partículas finas. Se llama también  
"tratamiento térmico de precipitación".

## 2.2 Aleaciones de fundir. (Cast)

Se designan de acuerdo con el aleante; los principales grupos  
son:

- Grupo silíceo .....Alcan 100 - Alcan 199
- Grupo cúprico .....Alcan 200 - Alcan 299
- Grupo magnésico .....Alcan 300 - Alcan 399
- Grupo de zinc .....Alcan 400 - Alcan 499
- Grupo manganésico .....Alcan 500 - Alcan 599

El aumento de resistencia debido a los aleantes puede aumentar  
se con el tratamiento térmico. Los tratamientos que se aplican  
son:

W ..... tratamiento térmico de disolución  
A ..... tratamiento térmico de precipitación  
T ..... tratamiento térmico de disolución y  
precipitación.

### 2.3 Descripción de los grupos de aleaciones.

Resumiendo puede decirse que las propiedades específicas de un determinado metal pueden mejorarse aleándolo. Las aleaciones de aluminio se han dividido, por razones de sistemática, en 2 grandes grupos: de forja y de moldeo (fundir), cuya diferenciación no exige explicación alguna. Desde un punto de vista constitucional puede indicarse que, por lo general, la proporción de solución sólida de Al base es mayor en las aleaciones de forja que en las de moldeo, siendo por tanto, éstas más ricas en otras fases debido a la presencia de los aleantes.

#### 2.3.1 Aleaciones de forja.

El aluminio de forjar de pureza comercial se denota Alcan 1S, de resistencia relativamente baja, no usándose mucho.

El Alcan 2S, que posee aluminio e impurezas normales, ofrece la ventaja de facilidad de fabricación y excelente resistencia a la corrosión.

Las restantes aleaciones de forja, que contienen adiciones metálicas, se describen por su composición química.

Aluminio-Manganeso: Solamente se toma Alcan 3S. El manganeso aumenta la resistencia con ligero decremento de ductilidad. Se usa esta aleación cuando se quiere una aleación no tratable al calor, que posea mayor resistencia o rigidez que la Alcan 2S, además de alta resistencia a la corrosión.

- Aluminio-Magnesio: Se presentan 2 aleaciones comerciales: la Alcan 56S y la Alcan 57S. Esta última tiene gran resistencia a la corrosión, ofrece más resistencia física que otras aleaciones no tratables al calor, sin disminución notoria de su ductilidad; resiste a los esfuerzos de fatiga, ya que posee alto límite de resistencia. Asimismo, se endurecen con

mayor rapidez al trabajarse que la Alcan 2S o la Alcan 3S. La Alcan 56S posee las más altas propiedades mecánicas entre las aleaciones no trabajables al calor, siendo inferior su labrado en comparación con las otras aleaciones de este grupo. Se usa principalmente para remaches y productos especiales de alambre.

- Aluminio-Magnesio-Silicio: Este grupo de aleaciones tratables al calor contiene siliciuro de magnesio, como constituyente de endurecimiento. Se moldean y fabrican fácilmente, y ofrecen gran resistencia a la corrosión. Las piezas fabricadas podrán recibir un tratamiento de envejecimiento a baja temperatura, para desarrollar el temple "T" sin sufrir deformación.

Las principales aleaciones de este grupo son: Alcan 50S, Alcan 55S y Alcan 65S. La Alcan 50S está proyectada para dar un acabado bien claro, luego de ser sometida al anodizado. Se usa mucho en perfiles al igual que la Alcan 65S.

- Aluminio-Magnesio-Zinc: Sus altas propiedades mecánicas constituyen una interesante característica de este grupo. La Alcan 75S producida en láminas, tubos y piezas forjadas, se incluye en este grupo.

- Otras aleaciones: La aleación 5%Si, Alcan 33S, se usa mucho en la confección de varillas de soldar. La Alcan 28S, generalmente usada en temple "RW", se presta a fácil labrado a máquina y se usa mucho en piezas fabricadas en tornos automáticos de alta velocidad.

### 2.3.2 Aleaciones de fundir.

Las piezas fundidas de aleaciones de aluminio pueden producirse en moldes de arena, en moldes permanentes o en matrices a presión. El tipo de fundición más conveniente para una pieza dada depende de la forma y tamaño de la pieza, del número de piezas que se necesite y del grado de exactitud en dimensiones de seado.

- Aluminio-Silicio: Varían en el contenido de Si en el rango de 3 a 12%. Se usa con otros aleantes o sin ellos. Cuando se usan sin otro aleante no se tratan al calor y su resistencia a la tensión es relativamente baja. La Alcan 123 y la Alcan 160 se incluyen en este grupo, y se usan <sup>para</sup> la fundición en molde de arena y en matrices, respectivamente. Con adición de otro aleante poseen resistencia a la tensión relativamente alta, luego del tratamiento térmico.

Las aleaciones con alto porcentaje de Si, como la Alcan 162, son recomendables para la fabricación de émbolos de motores de combustión interna, debido a su bajo coeficiente de dilatación lineal.

- Aluminio-Cobre: Son las que más se usan. Se usan con otros aleantes o sin ellos. Poseen gran resistencia mecánica y facilidad de labrado a máquina. Sus características de fundición y resistencia a la corrosión son inferiores a las anteriores. Se adapta a las fundiciones por inyección o presión, y en ciertos casos no sirve para fundiciones en coquillas, a menos que se modifique su composición.

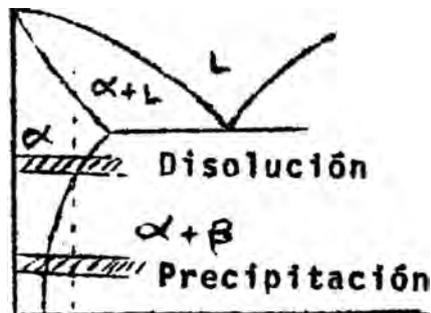
La Alcan 22S se produce en fundiciones con moldes de arena.

- Aluminio-Magnesio: Estas aleaciones tienen excelente resistencia al ataque del agua salada, gran resistencia mecánica y alta ductilidad, buen labrado a máquina y excelente acabado. Aquellas con alto porcentaje de Mg pueden tratarse al calor. Sin embargo, no se trabajan en la fundición tan fácilmente como los otros grupos, y exigen tratamiento especial para evitar su oxidación durante su fusión y vaciado. La Alcan 320 y la Alcan 350 son las más importantes.

### 3. TRATAMIENTO TERMICO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Los cambios de propiedad que se realizan en el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio son causados por el endurecimiento de las fases por disolución y precipitación.

Debido al rápido enfriamiento que se produce durante el proceso de solidificación lo que se obtiene es un producto no estabilizado, ya que se ha precipitado muy poco de la segunda fase, digamos  $\beta$ , en el caso de enfriamiento lento como por ejemplo en molde de arena. Por eso se hace el tratamiento térmico de disolución y precipitación, que consiste en homogenizar el material para que la fase  $\beta$  pase a  $\alpha$  en un rango de temperatura ligeramente superior a la línea de solvus con la finalidad de obtener  $\alpha$  saturada y retenerlo mediante enfriamiento brusco en agua; luego se procede a calentar a una temperatura más baja por un tiempo determinado para que adquiera el valor máximo de la propiedad deseada y en esta etapa del tratamiento lo que se forma es una fase de transición dentro de la matriz.



Este tratamiento térmico corresponde a uno de los numerosos temple que se aplican al tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio, T6.

Designación del sistema de temple aplicable al Tratamiento Térmico de las aleaciones de aluminio.

F. Como se fabricó: Se aplica a productos de forja que adquieren algún temple por proceso de formado en el cual no se ejerce control sobre la cantidad de endurecimiento por alargamiento o tratamiento térmico. Por eso no es garantía de las propiedades mecánicas. Para fundiciones sería "como se fundió".

0.-Recocido, Recristalizado: Se aplica al temple de ablanda-

miento de productos de aleaciones de forja.

W. Solución tratada térmicamente: Es un temple aplicable sólo a aleaciones que envejecen a la temperatura ambiente después del tratamiento térmico de disolución. Ejemplo: W(0,5hr).

T. Tratamiento térmico para producir otros temples estables que F o 0: Se aplica a productos de forjar y de fundir que son tratadas térmicamente, con o sin trabajado en frío suplementario para producir temples estables.

La T seguida de uno o más dígitos de 1 a 10 indica secuencia específica de tratamientos:

T1. Envejecida naturalmente a una condición sustancialmente estable: Se aplica a productos en que la solución parcial de los elementos aleantes es proveído por la elevada temperatura, rápido enfriamiento en la fabricación.

T2. Recocido (sólo para productos de fundir): Designa a un temple producido por un tipo de tratamiento de recocido usado para mejorar la ductilidad e incrementar la estabilidad dimensional de las fundiciones.

T3. Solución tratada al calor, trabajada en frío, y envejecida naturalmente a una condición sustancialmente estable: Se aplica a productos que son trabajados en frío para mejorar la resistencia, o en el que el efecto de trabajo en frío asociado con aplanamiento y enderezamiento es reconocido en especificaciones aplicables. Diferentes cantidades de trabajo en frío son denotados por un segundo dígito.

T4. Solución tratada al calor y envejecida naturalmente a una condición sustancialmente estable: Se aplica a productos que no son trabajados en frío después del tratamiento térmico de solución, o en que el efecto de trabajo en frío asociado con aplanamiento y enderezamiento no pueden ser reconocidos en especificaciones aplicables.

T5. Solamente envejecido artificialmente: Se aplica a productos que son envejecidos artificialmente después de una elevada temperatura, procesos de fabricación con rápido enfriamiento, tales como fundición o extrusión, para mejorar la resistencia i/o la estabilidad dimensional.

**T6. Solución tratada al calor y envejecida artificialmente:** Se aplica a productos que no son trabajados en frío después del tratamiento térmico de disolución, o en que el efecto de trabajo en frío asociado con aplanamiento y enderezamiento no pueden ser reconocidos en especificaciones aplicables.

**T7. Solución tratada al calor y sobreenvejecida:** Se aplica a productos que están en solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente más allá de la condición de máxima resistencia, para mejorar las características especiales controladas, tales como estabilidad dimensional, tensiones residuales más bajas, o mejorar la resistencia a la corrosión.

**T8. Solución tratada al calor, trabajado en frío, y envejecido artificialmente:** Se aplica a productos que son trabajados en frío para mejorar la resistencia, o en que el efecto de trabajo en frío asociado con aplanamiento o enderezamiento es reconocido en especificaciones aplicables. Diferentes cantidades de trabajo en frío se denotan por un segundo dígito.

**T9. Solución tratada al calor, envejecida artificialmente, y trabajado en frío:** Se aplica a productos que son trabajados en frío como una operación final, para mejorar la resistencia.

**T10. Envejecido artificialmente y trabajado en frío:** Se aplica a productos que son envejecidos artificialmente después de una elevada temperatura, procesos de rápido enfriamiento en la fabricación, tales como fundición y extrusión, y luego trabajado en frío para mejorar la resistencia.

**H. Endurecimiento por alargamiento:** Se aplica a productos de forjar que no son sujetos a tratamientos térmicos para incrementar sus propiedades mecánicas, pero, tienen su resistencia incrementada por endurecimiento por alargamiento, con o sin tratamiento térmico suplementario para producir parcial ablandamiento.

**H1. Solamente endurecido por alargamiento**

H16 ..... más duro

H14 ..... medioduro

H12 ..... un cuarto duro

**H2. Endurecido por alargamiento parcial recocido.**

### 3.1 TRATAMIENTO TERMICO DE DISOLUCION

Este tratamiento consiste en calentar ligeramente por encima del solvus por un cierto tiempo con la finalidad de homogenizar la solución. El objeto es que todo aquello que precipitó como segunda fase durante el enfriamiento anormal en el molde, vuelva a disolverse y se homogenice. Una vez homogenizado, se saca del horno y se enfría bruscamente en agua y entonces se ha obtenido una estructura saturada de la primera fase.

Para evitar una precipitación apreciable durante el enfriamiento, deben satisfacerse dos cosas: 1) El tiempo de traslado desde el horno hasta el medio de templado debe ser bastante corto para impedir el suave preenfriamiento en el rango de temperatura 400-260C donde ocurre una precipitación rápida; 2) El volumen del medio templante, su capacidad para absorber calor y su velocidad de flujo debe ser tal que ocurra o no una pequeña precipitación durante el enfriamiento por el rango 400-260C.

El templado es normalmente controlado en la práctica estipulando el máximo tiempo de demora y la temperatura máxima del agua. El primer requerimiento controla la velocidad de enfriamiento durante la transferencia y, para aleaciones altamente resistentes, está basada muchas veces en el criterio de la completa inmersión antes que el metal enfríe debajo de 415C. El segundo requerimiento controla velocidad de enfriamiento a través del rango más crítico (400-260C).

La demora del templado, o sea, el tiempo de traslado máximo desde el horno al temple varía con la temperatura y la velocidad del aire ambiental, y la masa y emisividad de las partes. Para reducir esfuerzos de distorsión y residuales se usan medios de temple más suaves, entre los cuales los más comunes son agua caliente (60-82C), agua hirviente, rociado de agua, sople de aire, y niebla.

Inmediatamente después del templado, la mayoría de las aleaciones de aluminio están aproximadamente tan dúctiles como en la condición de recocido. Consecuentemente, es muchas veces ventajoso formar o enderezar las partes en este temple. Ya que el endurecimiento por precipitación ocurrirá a la temperatura ambiente, el formado o enderezado generalmente sigue tan pronto como se pueda luego del templado.

### 3.2 TRATAMIENTO TERMICO DE PRECIPITACION

Este tratamiento se hace con la finalidad de optimizar alguna propiedad mecánica y constituye el tratamiento de envejecimiento artificial. Como ya se dijo anteriormente consiste en levantar la temperatura dentro del rango del solvus y mantenerlo por un tiempo a esa temperatura para que la pieza adquiriera el máximo valor de la propiedad que se desea.

Lo que se trata de obtener es una fase de transición dispersa dentro de la matriz saturada obtenida durante la disolución. Algunas veces el envejecimiento se produce a temperatura ambiente y se llama envejecimiento natural.

Este tratamiento se aplica para incrementar la resistencia mecánica de una aleación y como el efecto medible es la dureza, se dice que se produce un endurecimiento por precipitación o endurecimiento por envejecimiento artificial.

Para el tratamiento térmico de precipitación es muy importante la selección de ciclos tiempo-temperatura. El objetivo es seleccionar el ciclo que produce un tamaño óptimo de precipitado y esquematizar la distribución. En un trabajo de este tipo lo que se tiene que recomendar al final de una serie de pruebas experimentales son dos cosas:

- 1) Selección del ciclo tiempo-temperatura,
- 2) Buscar el tamaño de grano óptimo y recomendar el tipo de molde a usarse.

El tratamiento térmico de precipitación se realiza generalmente a baja temperatura y largo tiempo de procesamiento, la temperatura varía de 115-190C, variando el tiempo de 5-48 horas.

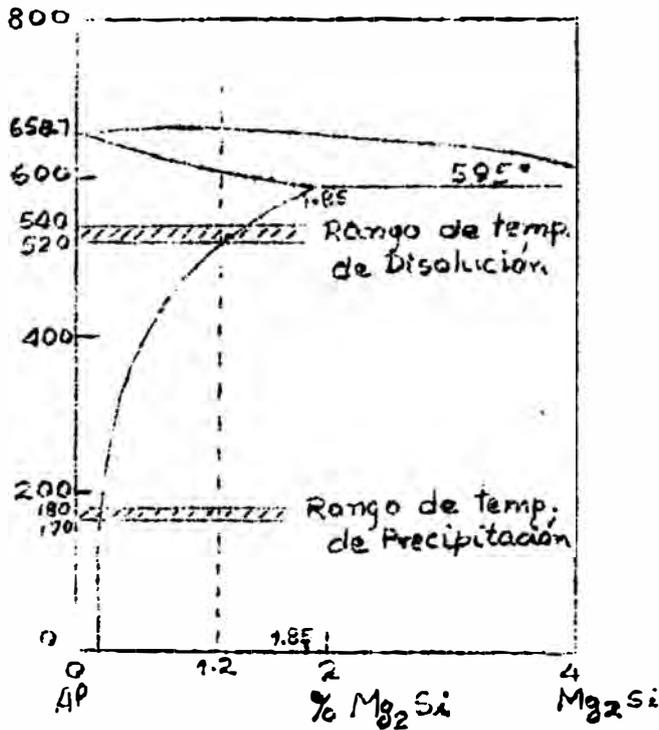
La selección del ciclo particular tiempo-temperatura para cada aleación es el resultado de una serie de pruebas.

El control de temperatura y la uniformidad presentan esencialmente iguales problemas en el tratamiento térmico de precipitación así como en el tratamiento térmico de disolución. Las tolerancias en la temperatura son más o menos 10F.

Los efectos de radiación del horno son raramente molestos excepto en aquellos pocos hornos usados para el tratamiento

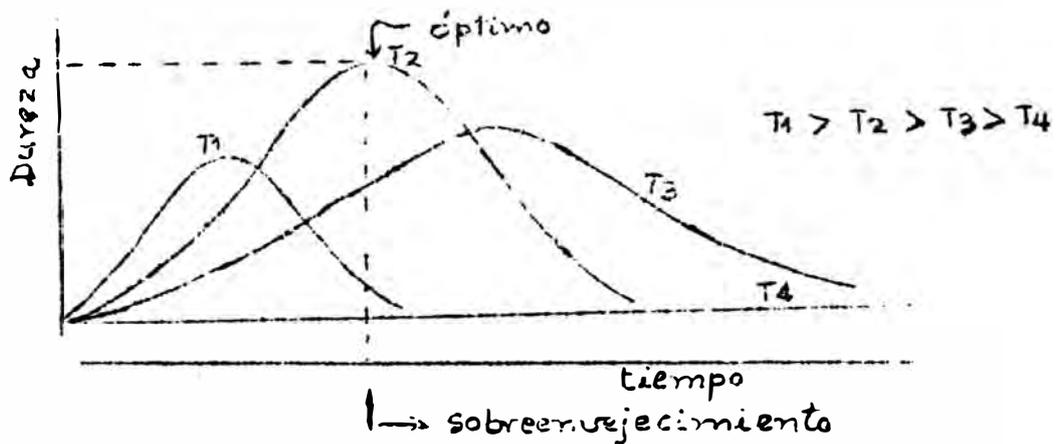
térmico de disolución y de precipitación.

(\*) En seguida presentamos un diagrama para aleaciones Al-Mg-Si, con los rangos de temperatura para las operaciones de tratamiento térmico.



Cabe mencionar que en estas aleaciones la dureza se debe a la formación del compuesto intermetálico  $Mg_2Si$  (siliciuro de magnesio).

(\*\*) Además presentamos la manera de optimizar un proceso de endurecimiento por precipitación o envejecimiento artificial.



4.- ALEACION 6063  
(0.7% Mg, 0.4% Si)

Es una aleación de forja que se fabrica a partir del aluminio comercial EC (99.45% Al mínimo).

En Metinsa se produce esta aleación, teniendo cuidado en la dosificación especialmente del Mg que se hace en el momento de la colada, ya que como su punto de ebullición es baja (1105) se puede evaporar.

4.1.- JUSTIFICACION A SU ESTUDIO

Dado que METINSA no cuenta con un horno de tratamiento térmico de disolución, ya que recién está en construcción, a esta aleación no se le hace ningún tratamiento de este tipo, esta sería la ocasión para diseñar un tratamiento térmico para sugerir las condiciones de temperatura, tiempo y tamaño de grano, i.e., seleccionar el ciclo tiempo-temperatura para optimizar el endurecimiento.

La planta cuenta con un horno en la que se hace el tratamiento de precipitación de las piezas extruídas. Se ha acostumbrado a hacer solamente este tratamiento debido a que los billetes que importa la empresa ya vienen con tratamiento de disolución.

Básicamente nosotros nos ocupamos de la aleación que se elabora en la misma planta, y le aplicamos el temple T6.

4.2.- PROPIEDADES

Número ASTM: B210, B221, y B241

Otras designaciones: SAE212 AMS4156

Usos típicos: Extrusiones: aplicaciones arquitecturales; tubería: tubo de irrigación, rieles, contrucciones de ferretería.

Densidad a 20C: 2.70gr/cm<sup>3</sup>

Temperatura de liquidus: 651C

Temperatura de Sólidus: 616C

Expansión térmica micro-"/"/C

- 50 a + 20C .....	21.8
20 a 100 .....	23.4
20 a 200 .....	24.5
20 a 300 .....	25.6

Calor específico a 100C 0.23 cal/g  
 Conductividad térmica a 25C, cal/cm<sup>2</sup>/cm/C/seg 0.52  
 Potencial de solución electrolítica vs N/10 de electrodo de calomel es 0.84 volt (solución 53gNaCl + 3gH<sub>2</sub>O<sub>2</sub>).  
 Límites de composición química: 0.45-0.9Mg, 0.2-0.6Si, 0.35 maxFe, 0.10maxCu, 0.10maxMn, 0.10maxCr, 0.10maxZn, 0.10maxTi.

Propiedades Mecánicas típicas de la aleación 6063

Temple	Resist. a la ruptu. psi	Límite Elást. psi	Elong. %	Dureza Bhn(c)	Resist. al cor-te psi	Límite fatiga psi
0	13,000	7,000	--	25	10,000	8,000
T4	25,000	13,000	22	--	-----	-----
T5	27,000	21,000	12	60	17,000	10,000
T6	35,000	31,000	12	73	22,000	10,000
T42	22,000	13,000	20	42	14,000	9,000
T83	37,000	35,000	9	82	22,000	-----
T831	30,000	27,000	10	70	18,000	-----
T832	42,000	39,000	12	95	27,000	-----

4.3.-CONDICIONES DE SU ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL

1) Tratamiento térmico de disolución.

a.- Temperatura de disolución = 970-1000F = 520-540C

b.- Temperatura de templado (agua) = 100Fmáx = 38Cmáx

2) Tratamiento térmico de precipitación

a.- Tiempo (hr) = 7 a 9

Un tratamiento alternado de 17-19 hr y de 310 a 330F(154-166) es permisible y puede ser requerido para obtener propiedades satisfactorias.

b.- Temperatura = 340 a 360F = 170 a 182C

## 5. EXPERIMENTACION

### 5.1 MATERIAL

La materia prima para elaborar este tipo de aleación la constituye el aluminio comercial (99.5%) procedente de INDECO S.A. y retacería interna.

A este aluminio se le hacen adiciones de Mg y Si en METINSA, dosificando convenientemente para llegar a la especificación.

### 5.2 REACTIVOS DE ATAQUE

En el ataque macroscópico realizado se ha empleado el Reactivo de Tucker, cuya composición es como sigue:

HF (conc.).....	15cc
HCl (conc.).....	45cc
HNO <sub>3</sub> (conc.).....	15cc
H <sub>2</sub> O.....	75cc

Debido a su doble objetivo usamos también el Reactivo de Keller, concentrado para el ataque macroscópico y diluido en agua en la proporsión de 9 a 1 para microataque. Su composición es la siguiente:

HF (conc.).....	10cc
HCl (conc.).....	15cc
HNO <sub>3</sub> (conc.).....	25cc
H <sub>2</sub> O.....	50cc

Otro reativo más sencillo y económico que se usó fue una solución acuosa al 50% de ácido clorhídrico (para macroataque).

### 5.3 ESTUDIO DE LA SOLIDIFICACION

En METINSA nos proporcionaron una muestra de aluminio de 1" espesor x 5" diámetro, a la cual le hicimos un ataque macroscópico en toda su área con el fin de apreciar su solidificación.

Es sabido que, durante el proceso de solidificación, cuando se pone en contacto un líquido caliente con la superficie inicialmente fría de un molde, se establece en el líquido una gradiente de temperatura. (Subenfriamiento constitucional). En las proximidades de las paredes del molde los granos son pequeños, en forma de dendritas equiaxiales, debido a que la velocidad de

enfriamiento es rápida. Pero, a medida que nos aproximamos al centro, como la velocidad de enfriamiento va disminuyendo, los granos son mayores y alargados, de forma columnar y perpendiculares a la superficie del molde, siendo generadas estas formaciones columnares por las dendritas favorablemente orientadas. Hay metales que tienden a nuclear nuevos granos durante las últimas etapas de solidificación, los cuales son equiaxiales y la región en que aparecen se llama "zona equiaxial".

En fotos adjuntas se aprecia el proceso descrito de la solidificación, apreciándose una zona columnar intermedia y 2 zonas equiaxiales (centro y superficie). Se aprecia que el tamaño de los granos equiaxiales situados en la región cercana a la superficie del molde, es pequeño comparado con los granos equiaxiales del centro. Asimismo, se aprecia que la zona columnar no es uniforme en todo el perímetro de la muestra, lo cual se puede deber a un mal enfriamiento.

También, adjunto fotos en las que se aprecian en gran amplitud los granos columnares y equiaxiales.

#### 5.4 ESTUDIO DE ESPECTROGRAFIA Y RAYOS X

Para completar con el estudio de la materia prima se hizo un estudio espectrográfico de la sección transversal del billet cuyo espectrograma se adjunta (foto).

Además se hizo un estudio de difracción de R-X, utilizando el método de Laue por Retroreflexión, para ver el efecto de la temperatura sobre el tamaño de grano. Se obtuvieron los siguientes diagramas:

- a) Probeta con tratamiento térmico de disolución (foto XR-1).
- b) Probeta laminada y recocida durante 4 hs. a temperatura de 600°C (foto XR-2)
- c) Probeta laminada y recocida durante 4 hs. a temperatura de 400°C (foto XR-3).

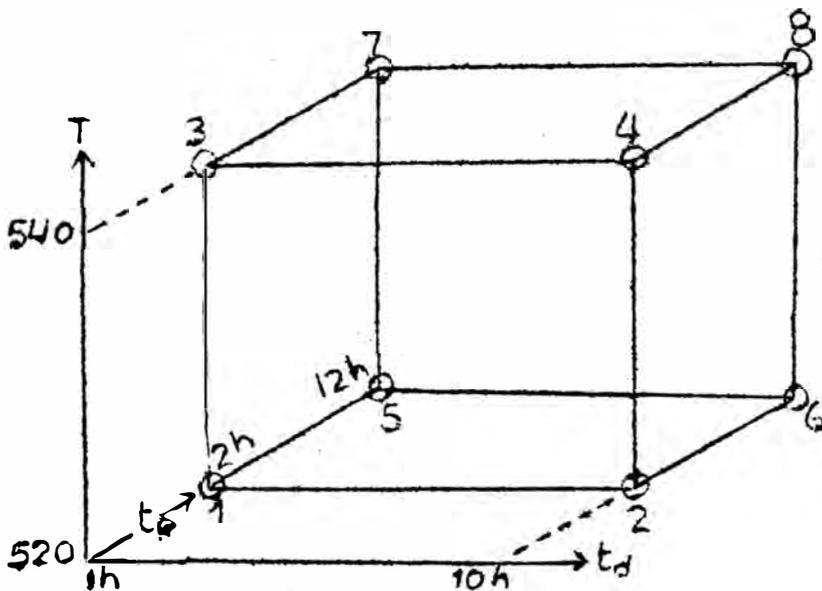
Condiciones experimentales de los diagramas de Laue

Anticátodo	W
Distancia film-muestra	3 cm
Voltage/Amperaje	35 KV/14 ma
Tiempo de exposición	3 horas

### 5.5 DISEÑO DE PRUEBAS EXPERIMENTALES

a) Diseño factorial de  $2^3$ .

<u>No. Prueba</u>	<u>Temp. Disoluc. (°C)</u>	<u>Tiempo Dis. (Hrs)</u>	<u>Tiempo ppt.</u>
1	520	1	2
2	520	10	2
3	540	1	2
4	540	10	2
5	520	1	12
6	520	10	12
7	540	1	12
8	540	10	12



b) Variando el tiempo de precipitación, (Hrs), y controlando la dureza.

Se piensa hacer 7 pruebas variando el tiempo de precipitación de 2 horas en 2 horas, esto es, de 2 a 14 horas.

## 5.6. PARTE EXPERIMENTAL

Según nuestro diseño original (diseño factorial de  $2^3$ ), fijamos como variables: Temperatura de disolución, tiempo de disolución y tiempo de precipitación. Pero dado el rango corto de temperatura de disolución recomendado por el Metals Handbook (520-540°C), se optó por fijar una temperatura intermedia (530°C) por ser esta variable no tan afectiva siempre y cuando esté ligeramente por encima de la línea solvus.

La primera parte del experimento tuvo por finalidad de terminar el tiempo óptimo de disolución. Para ello se hicieron ocho pruebas variando el tiempo de dos en dos horas.

La segunda parte, una vez establecida la condición de disolución trata de investigar el ciclo tiempo-temperatura de precipitación más óptimo, para lo cual se trabajó sobre dos rangos amplios de temperatura de precipitación (170-250°C).

La nominación de las pruebas experimentales fue el siguiente:

A).- Test de disolución para determinar el tiempo óptimo de disolución.

B).- Test de precipitación a 250°C

C).- Test de precipitación a 170°C

Se realizaron otras pruebas de precipitación a otras temperaturas, incluso fuera del rango 170-250°C; Adicionalmente se hicieron pruebas de precipitación a temperaturas criogénicas (0°C, - 77°C, y - 196°C).

Los especímenes se numeraron en forma ordenada de acuerdo al tiempo de tratamiento.

Posteriormente se hizo un estudio micrográfico para ver como se va homogenizando durante la disolución, y la formación de precipitados dispersos durante la precipitación.

Finalmente, para obtener conclusiones valiosas, se concluye el estudio con una prueba de dureza para obtener la máxima propiedad mecánica, que lo evaluamos por la dureza que presenta la probeta. Al plotear dureza-vs-tiempo de precipitación (envejecimiento artificial), para diversas temperaturas

se determinará el ciclo óptimo.

A continuación se da un listado de las pruebas experimentales.

PRUEBA A.- TEST DE DISOLUCION

T(Disolución) = 530°C

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de disolución (hr)</u>
1A	2
2A	4
3A	6
(*) 4A	8
5A	10
6A	12
7A	14
8A	16

(\*) Al hacer el estudio micrográfico se vió que a las 8 horas de tratamiento de disolución a 530°C, se homogeniza la muestra, ya que la fase  $\beta$  que aparecía al comienzo se ha disuelto y lo que queda es solamente  $\alpha$  saturada. La fase  $\beta$  viene a ser el  $Mg_2Si$ .

PRUEBA B.- TEST DE PRECIPITACION A 250°C

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
1B	2	
2B	4	
3B	6	
4B	8	T(disolución)=530°C
5B	10	t(disolución)=8 hr.
6B	12	
7B	14	
8B	16	

PRUEBA C.- TEST DE PRECIPITACION A 170°C

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
1C	2	
2C	4	
3C	6	
4C	8	
5C	10	T(disolución)=530°C
6C	12	t(disolución)=8 hr.
7C	14	
8C	16	
9C	19	
10C	21.5	

PRUEBA D.- TEST DE PRECIPITACION A 50°C

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
D1	4	
D2	9	T(disolución)=530°C
D3	12	t(disolución)=8 hr.
D4	16	
D5	20	

PRUEBA E.- TEST DE PRECIPITACION A 100°C

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
E1	4	
E2	8	T(disolución)=530°C
E3	12	t(disolución)=8 hr.
E4	16	
E5	20	

PRUEBA F.- TEST DE PRECIPITACION A 200°C

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
F1	4	
F2	8	T(disolución)=530°C
F3	12	t(disolución)=8 hr.
F4	16	
F5	20	

**PRUEBA G.- TEST DE PRECIPITACION A 300°C**

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
G1	4	
G2	8	T(disolución)=530°C
G3	12	t(disolución)=8 hr
G4	16	
G5	20	

**PRUEBA I.- TEST DE PRECIPITACION A 400°C**

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
I1	4	
I2	8	T(disolución)=530°C
I3	12	t(disolución)=8 hr.
I4	16	
I5	22	

**PRUEBA K.- TEST DE PRECIPITACION A 500°C**

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
K1	4	
K2	8	T(disolución)=530°C
K3	12	t(disolución)=8 hr.
K4	16	
K5	20	

**PRUEBA W.- TEST DE CRIOGENIA A 0°C**

(Mezcla Hielo + agua)

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
W1	4	
W2	8	T(disolución)=530°C
W3	12	t(disolución)=8 hr.
W4	16	
W5	20	

PRUEBA X.- TEST DE CRIOGENIA A - 77°C  
(CO<sub>2</sub> + acetona)

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
X1	4	
X2	8	
X3	12	T (disolución) = 530°C
X4	18	t (disolución) = 8 hr.
X5	20	

PRUEBA V.- TEST DE CRIOGENIA A -196°C  
(N<sub>2</sub> líquido)

<u>Muestra</u>	<u>Tiempo de precipitación (hr)</u>	
V1	4	
V2	8	T(disolución) = 530°C
V3	12	t(disolución) = 8 hr.
V4	16	
V5	20	

ESTUDIO MICROGRAFICO

Se hizo el estudio de la microestructura de los tres tipos de pruebas, y/o de dos muestras sin tratamiento, i.e., del billet tal como se coló (muestras STT1 y STT2).

Para el ataque se usó cualquiera de los dos tipos de Reactivo de Keller.

Reactivo Keller

HF (conc.)	1.0cc
HCl (conc.)	1.5cc
HNO <sub>3</sub> (conc.)	2.5cc
H <sub>2</sub> O	95.0cc

Con este reactivo se sumerge la muestra por 10-20 seg y se lava en una corriente de agua caliente.

Reactivo Keller concentrado

HF (conc.)	10cc
HCl (conc.)	15cc
HNO <sub>3</sub> (conc.)	25cc
H <sub>2</sub> O	50cc

Se usa concentrado para el macroataque y diluido con agua en la proporsión de 9 a 1 para microataque. Debido a su versatilidad se usa mucho este reactivo, y nosotros lo hemos considerado para nuestras pruebas.

(\*\*) Para todas las muestras se ha usado un aumento de 100X

#### Microestructura de la Prueba de Disolución

Como una manera de comparacion se han tomado microestructura de dos muestras sin disolucion, de los cuales se puede observar que la muestra STT1 presenta abundante fase  $\beta$ .

Observando las microestructuras de 1A-5A, se ve claramente los sucesivos pasos en la que  $\beta$  se ha disuelto en  $\alpha$ , y al llegar a la muestra 4A se nota que se ha homogenizado y por lo tanto se ha obtenido una sola fase de  $\alpha$  saturada.

En las microestructuras 6A-8A se nota cierta precipitacion de segunda fase, lo cual pueda deberse a que haya habido una ligera disminucion de temperatura o que se este produciendo una nucleacion y crecimiento de grano. Pero como nos intereza el factor tiempo y la economía, se puede decir que con un tiempo de disolucion durante 8 hr. hemos logrado la homogenizacion.

#### Microestructura de Precipitacion a 250°C

Las microestructuras 1B-3B no presentan todavía ningun precipitado. Las microestructuras 4B y 5B presentan precipitados no tan dispersos de fase  $\beta$  dentro de la matriz  $\alpha$ .

Las microestructuras 6B-8B presentan gran cantidad de precipitados.

(\*\*\*) La matriz es  $\alpha$  y el precipitado es  $\beta$ .

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 170°C

Notese que a las dos horas de tratamiento (microestructura 1C) ya aparece precipitado.

Las microestructuras 2C - 6C presentan precipitados que delimitan los bordes de grano y precipitados puntuales.

La microestructura 7C es la que presenta la mayor cantidad de precipitados puntuales.

En las microestructuras 9C y 10C se nota que ha disminuido la proporción de precipitado con relación a la microestructura 7C. Debido a ello se puede intuir que se está sobreenviejendo.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 50°C

La microestructura D2 presenta precipitados dispersos en forma puntual. En cambio los precipitados de la microestructura D5 son nucleados (reunión de precipitados). De todas maneras los precipitados que se presentan no son como para considerarse puntos. Se debe a que la temperatura es baja para formar precipitados.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 100°C

Se ve mayor precipitación que en la prueba anterior; la temperatura ha sido más favorable. Las microestructuras E2, E3, E4 presentan abundancia de precipitados. En la microestructura E2 se notan bordes de grano.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 200°C

Sigue siendo favorable el aumento de temperatura de precipitación, ya que a esta temperatura hay aún más formación de precipitados puntuales dispersos, lo que influye en el incremento de su resistencia. Casi todas las microestructuras presentan gran cantidad de precipitados, menos la microestructura F2.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 300°C

El aumento de temperatura ya es desfavorable a la precipitación. Esto da crédito a lo que habíamos afirmado al hacer las pruebas preliminares de precipitación a temperaturas de 170°C y 250°C, en que la mejor temperatura era 170°C. Esta temperatura fue la

que recomendamos a la empresa con un poco de duda; pero ahora sí podemos decir que es la temperatura óptima.

Luego podemos afirmar que a mayor temperatura, como nos acercamos al rango de disolución, ya empiezan a disolverse los precipitados de la segunda fase ( $\beta$ ).

Como se puede apreciar, las microestructuras de esta serie casi ya no presentan precipitados puntuales.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 400°C

No se observan precipitados dispersos. Más bien hay agrupación de precipitados en forma lamelar.

La microestructura I1 presenta un defecto.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 500°C

Microestructuras K1 y K4 presentan precipitados que están en proceso de extinción. Microestructura K5 muestra la nucleación de precipitados en los bordes de grano.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 0°C

Los precipitados generalmente están agrupados al azar. No se forman precipitados puntuales, ya que habíamos dicho anteriormente, las bajas temperaturas no favorecen la precipitación puntual.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A - 77°C

Microestructura X3 presenta agrupación lamelar de fase  $\beta$ .  
En la microestructura X2 las fases están en proceso de agrupación.

#### MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A - 196°C

Como en las otras pruebas criogénicas se aprecia abundancia de fase  $\beta$ , pero no en forma de puntos dispersos.

A continuación se presenta la prueba de dureza, realizado empleando Durómetro Rockwell, escala "F".

TEST DE DUREZA

ESCALA: "RF"

SERIE "A" : Prueba de disolución

Muestra	Dureza	
1A	16	
2A	16	
3A	16	
4A	16	En promedio: 16
5A	18	
6A	20	
7A	16	
8A	17	

SERIE: "B" : Prueba de precipitación a 250°C

Muestra	Dureza
1B	26
2B	29
3B	22
4B	21
5B	17
6B	20
7B	14
8B	16

**SERIE "C" : Prueba de precipitación a 170°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza</u>
1C	24
2C	29
3C	52
4C	55
5C	56
6C	57
7C	59
8C	54
9C	53
10C	46

**OTRAS MUESTRAS:**

Sin tratamiento

STT1 18

STT2 19

Muestras disueltas y envejecidas naturalmente

D2 17

D3 20

**SERIE "D": Prueba de precipitación a 50°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
D1	6
D2	8
D3	16
D4	32
D5	10

**SERIE "E" : Prueba de precipitación a 100°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
E1	27
E2	28
E3	44
E4	35
E5	20

**SERIE "F" : Prueba de precipitación a 200°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
F1	31
F2	17
F3	20
F4	48
F5	28

**SERIE "G" : Prueba de precipitación a 300°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
G1	27
G2	26
G3	22
G4	26
G5	29

**SERIE "I" : Prueba de precipitación a 400°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
I1	19
I2	26
I3	10
I4	18
I5	22

**SERIE "K" : Prueba de precipitación a 500°C**

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
K1	16
K2	6
K3	2
K4	32
K5	44

SERIE "W" : Prueba de Criogenia a 0°C

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
W1	35
W2	31
W3	37
W4	34
W5	35

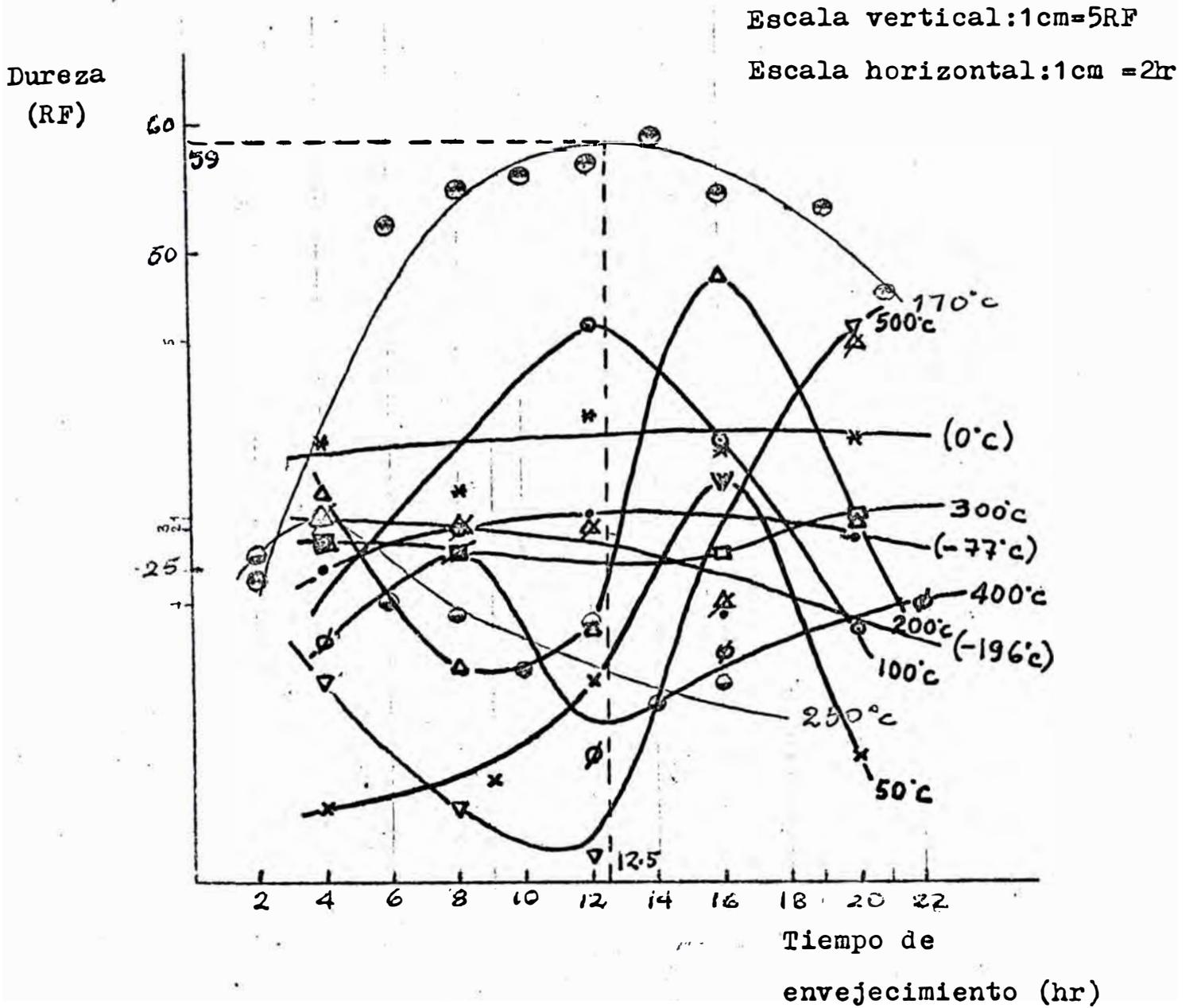
SERIE "X" : Prueba de Criogenia a - 77°C

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
X1	25
X2	28
X3	29
X4	21
X5	27

SERIE "V" : Prueba de Criogenia a - 196°C

<u>Muestra</u>	<u>Dureza RF</u>
V1	29
V2	28
V3	28
V4	22
V5	43

CURVA DE ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL\*



## 6.- CONCLUSIONES

- (i) Sabemos bien que la dureza de aleaciones Al-Mg-Si se debe a la formación del compuesto intermetálico  $Mg_2Si$ , que en el tratamiento de precipitación se presentan en forma de pequeños puntos.
- (ii) Según la curva de envejecimiento artificial vemos que la prueba "C", precipitación a  $170^{\circ}C$ , es la mejor entre las precipitaciones a otras temperaturas,
- (iii) Se puede decir que dicha precipitación es la óptima.
- (iv) Se corrobora lo dicho en el Metals Handbook, ie, ésta es la precipitación a recomendarse.
- (v) Para seguridad se hicieron tratamientos intermediarios y se construyeron su curva de envejecimiento.
- (vi) Como la precipitación a  $170^{\circ}C$  es la óptima, del gráfico se puede deducir que el ciclo óptimo tiempo-temperatura es (12.5 hr,  $170^{\circ}C$ ).
- (vii) Como un aporte de la tesis a la empresa se recomendaron dos cosas:
- Tratamiento Térmico de Disolución durante 8 horas a  $530^{\circ}C$ .
  - Ciclo óptimo tiempo-temperatura, (12.5 hr,  $170^{\circ}C$ ), para la precipitación.
- (viii) Ni las altas temperaturas, ni las bajas temperaturas son favorables a la precipitación puntual de fase  $\beta$  en fase  $\alpha$ ; hay un rango dentro del cual se hacen pruebas de precipitación, y dentro del cual también está la temperatura óptima. Nuestro rango de prueba podría haber sido solamente  $100-300^{\circ}C$ . Pero dado nuestra inquietud, nuestro rango fue muy amplio, incluso temperaturas criogénicas y temperaturas cerca de la línea de solvus.
- En cuanto a las pruebas criogénicas podemos decir que estas temperaturas no favorecen en nada a la precipitación puntual, más bien hay la nucleación de precipitados al azar. Tampoco se nota la influencia del tiempo de precipitación, porque no

hay variación de la dureza con el tiempo y la curva de envejecimiento es casi constante. No se produce endurecimiento porque no hay precipitación.

Además la finalidad de las pruebas criogénicas es para hacer estudios de superconductividad, ya que a bajas temperaturas ciertos metales y un gran número de compuestos intermetálicos poseen superconductividad, quiere decir que tienen resistividad cero y permeabilidad magnética indetectable. También el aluminio es un elemento superconductor a  $1.17^{\circ}\text{K}$ .

(ix) Del estudio espectrográfico podemos constatar la presencia de los constituyentes de la aleación, que son Al, Mg, Si. También se puede notar la casi homogeneidad de la aleación en cuanto a composición química, sobre todo en lo referente a Si y Mg. Por eso se tomaron 24 espectrogramas, para ver la distribución de los aleantes Si y Mg. Además se ha detectado la existencia de Fe en el orden de 0.04%.

(ix) En los diagramas de R-X podemos ver la secuencia de ordenamiento de los puntos de difracción. De acuerdo a la teoría de la estructura de los agregados policristalinos., cuando el tamaño de grano es muy grueso (foto XR-1), solamente algunos cristales difractan y la fotografía consiste de un conjunto de patrones de Laue superpuestos, uno de cada cristal, debido a la radiación blanca presente. Cuando el tamaño de grano es más fino (fotos XR-2 y XR-3) aumenta el número de puntos de Laue y estos se distribuyen formando anillos de potencial de Debye.

## 7.- BIBLIOGRAFIA

### 1.- LIBROS

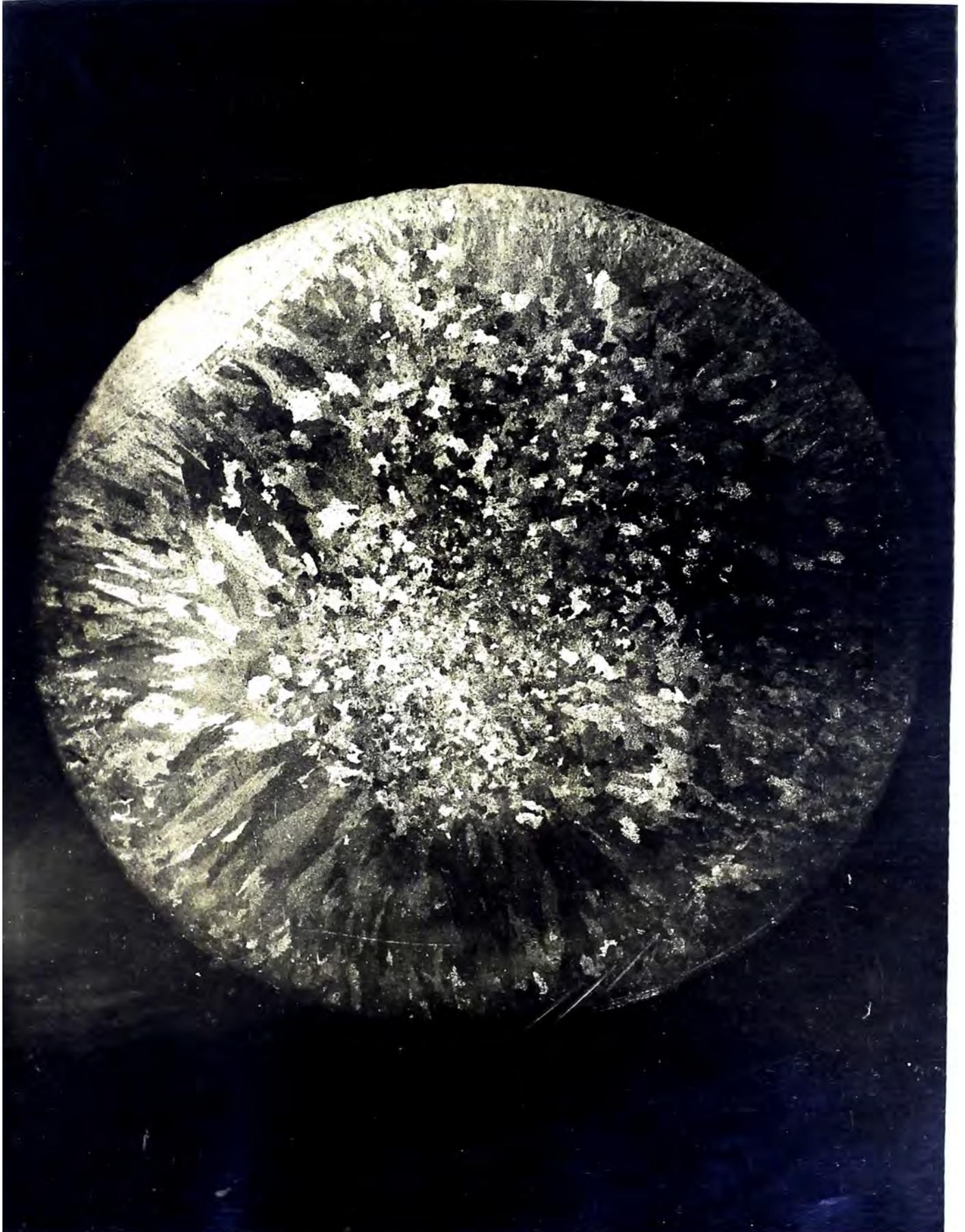
- Handbook of Aluminium Alloys, Aluminium Company of Canada, Ltd.
- Metals Handbook, American Society for Metals.
- Metals Engineering Quarterly, American Society for Metals, August 1967.
- Metallurgie Spéciale, L'aluminium et ses alliages, J. Herenguel
- Aleaciones de aluminio y magnesio, José María Sistiaga.
- Aluminium : Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams, Van Horn , American Society for Metals.
- The Metallurgy of Aluminium and Aluminium Alloys, Anderson, Ed. Henry Carey.
- Fundamentos de la Práctica Metalográfica, George L. Kehl, Ed. Aguilar.
- Metalografía Microscópica Práctica, Greaves, Ed. Urmo.
- Elements of X - Ray Diffraction, B. D. Cullity; Addison - Wesley

### 2.- APUNTES, MONOGRAFÍAS, REVISTAS SIMPOSIUMS.

- C. Sotillo, Curso de Metalurgia Física I y II Dpto. Metalurgia UNI, Lima, 1973.
- D. Huerta, J.A. Reyes, "Endurecimiento artificial por envejecimiento de la aleación de aluminio 6063", Dpto. de Metalurgia UNI, Lima, 1974.
- Congr s International de L'Aluminium (Paris 14-19 Juin 1954).
- Tratamiento Térmico de Aleaciones de Aluminio, J.J. Regidor, CENIM Vol. 9, No 5, Setiembre-Octubre 1973
- Heat Treating Wrought Alloys, Journal of Metals, May 1974.
- M. Ryvola, 'Rapid Way to Determine Aluminium Grain Size', Journal of Metals, June 1974.

**APENDICE**

SOLIDIFICACION DIRECCIONAL (Seccion Transversal)



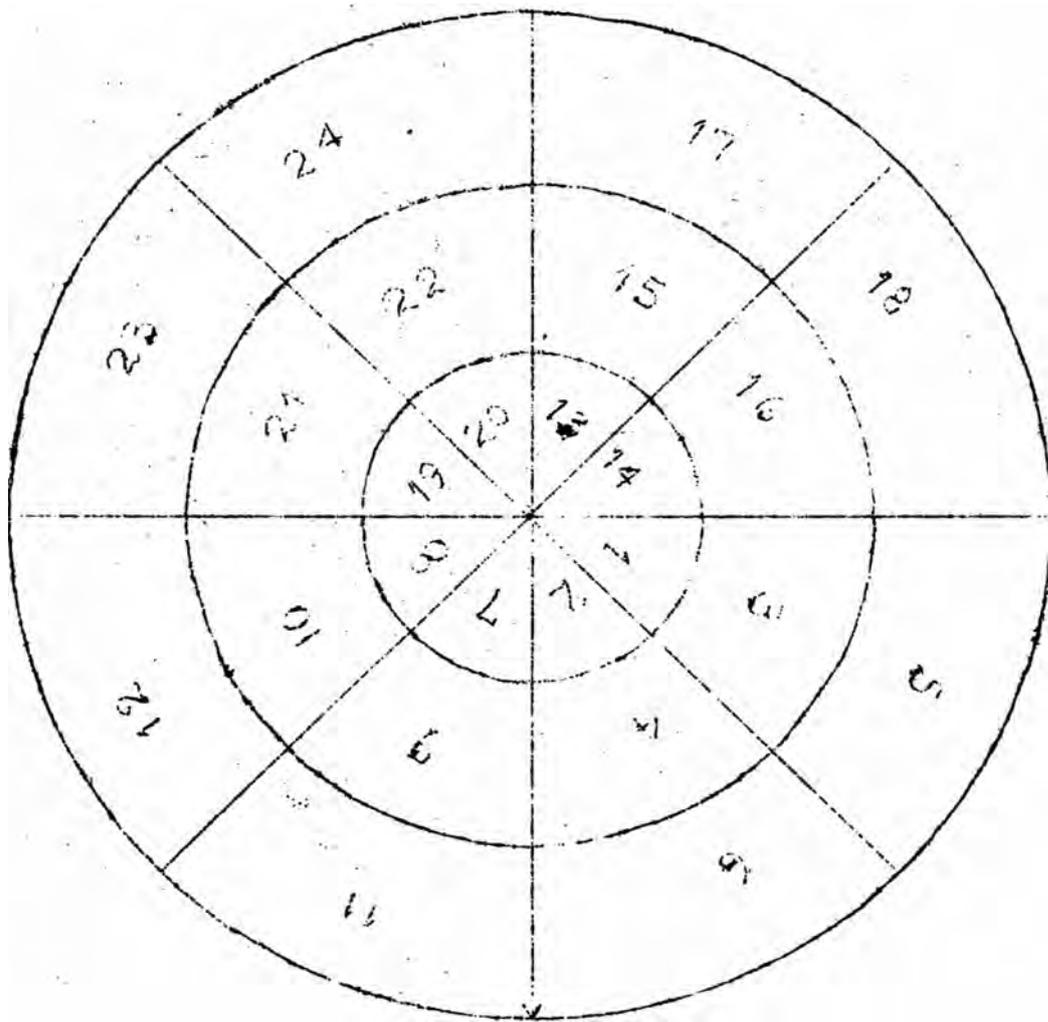
SOLIDIFICACION DIRECCIONAL  
(Sección Longitudinal)



ESTRUCTURA DE GRANOS COLUMNARES



ESTRUCTURA DE GRANOS EQUIAJIALES



PLACA Nº 120-A D. HUERTA *Lab. de Espectrografía y RX. U.N.I.*

PLACA Nº 120-B

D. HUERTA

(Teais)

*Lab. de Espectrografía y RX. U.N.I.*

ANALISIS ESPECTROGRAFICO DE LA ALEACION AL 6063

FOTO XR-1



Probeta con TT de Disolución

FOTO XR-2



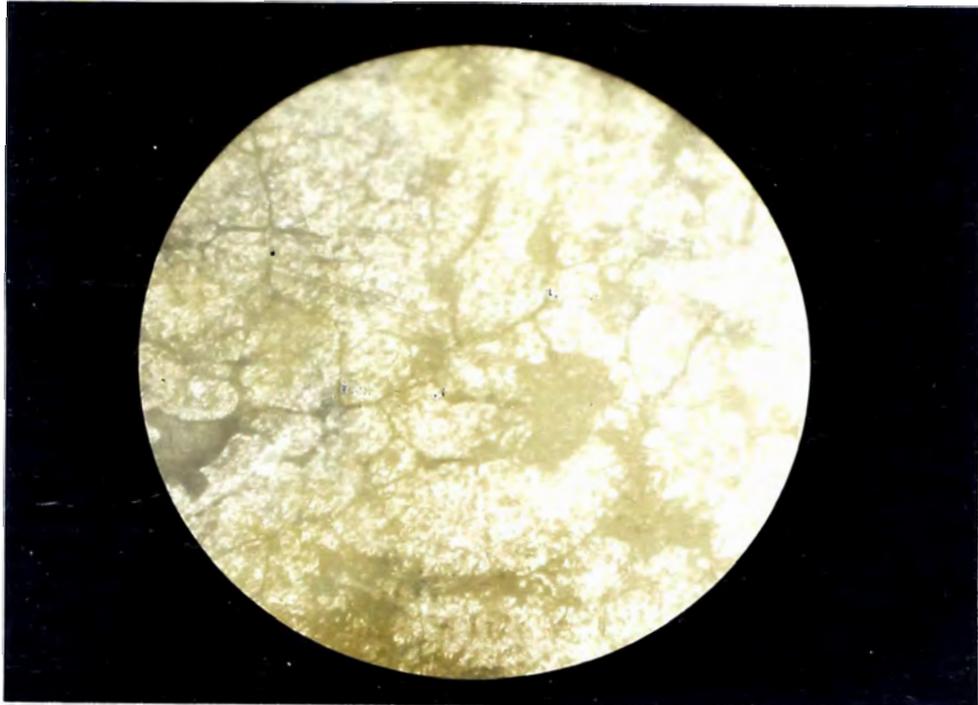
Probeta laminada y recocida durante 4h a 600°C

FOTO XR-3

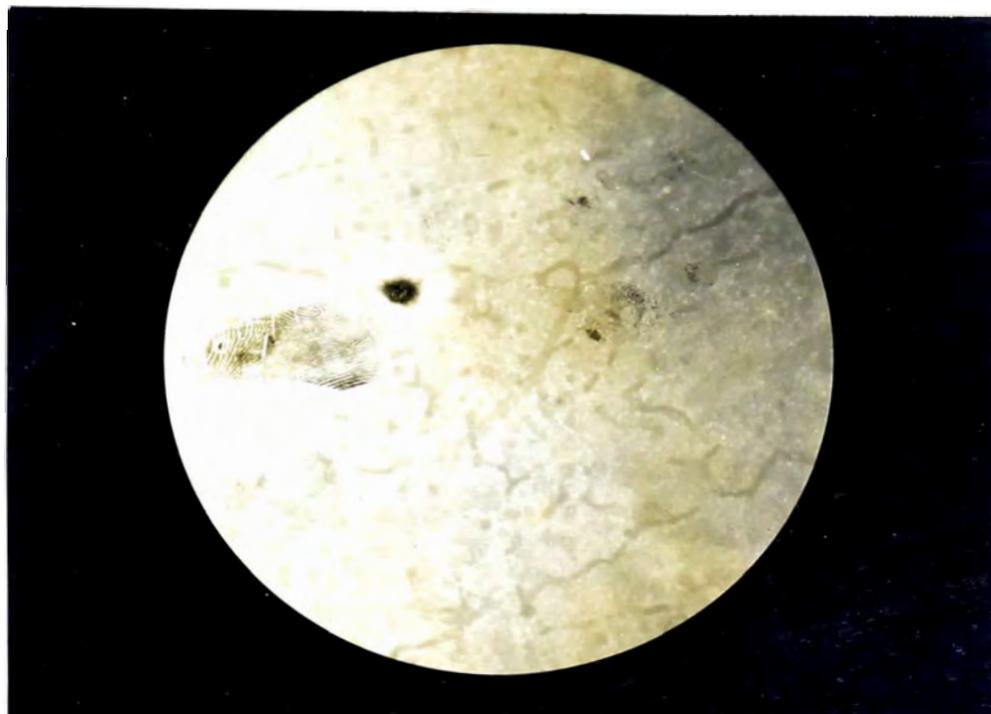


Probeta laminada y recocida durante 4h a 700°C

MICROESTRUCTURA DE MUESTRAS  
SIN TRATAMIENTO TERMICO

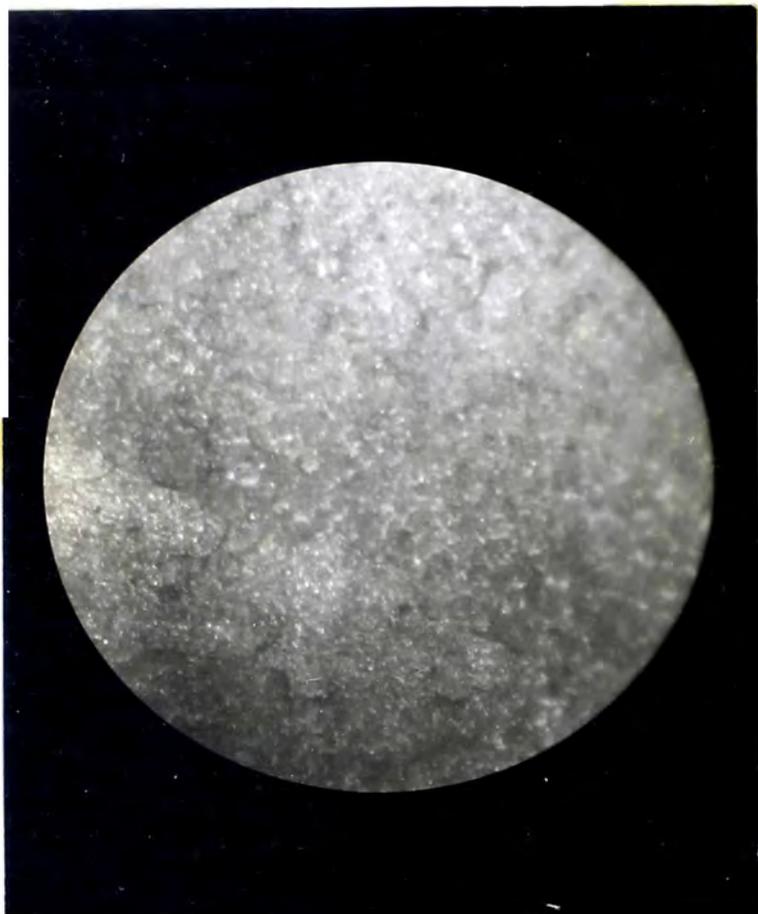


STT1



STT2

MICROESTRUCTURA DE LA PRUEBA DE DISOLUCION



1A



2A



3A



4A

MICROESTRUCTURA DE LA PRUEBA DE DISOLUCION



5A



6A



7A



8A

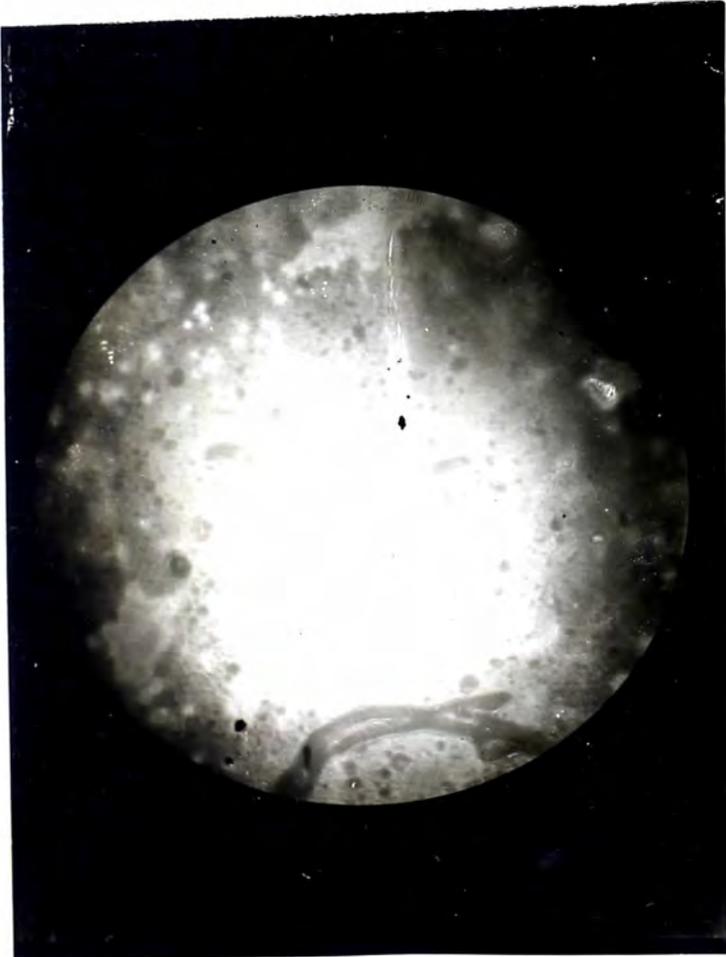
MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 250°C



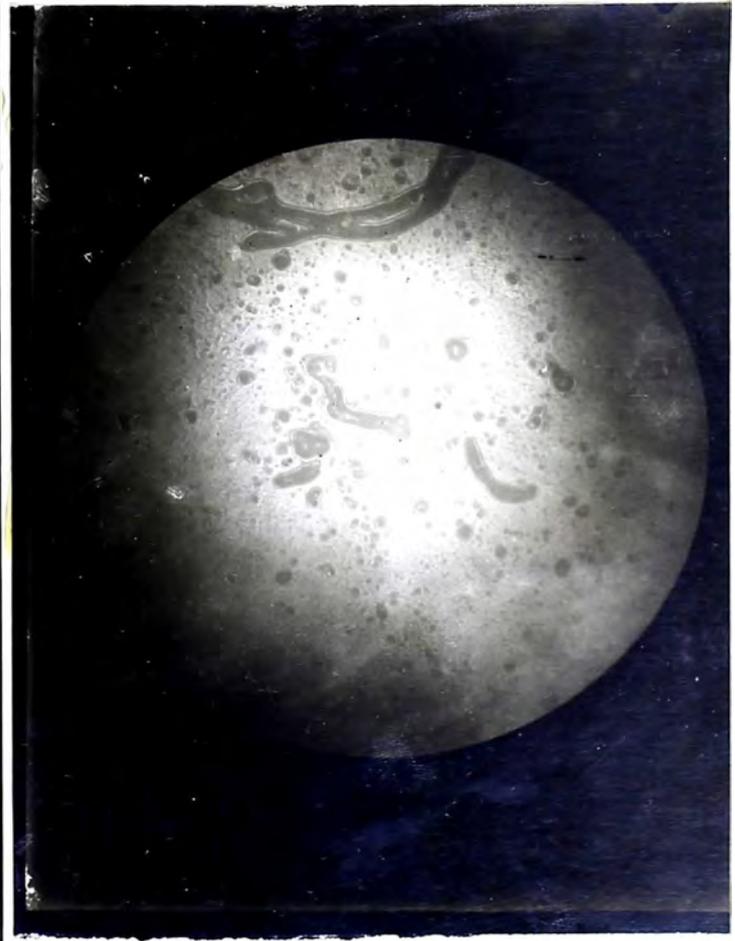
2B



3B



4B



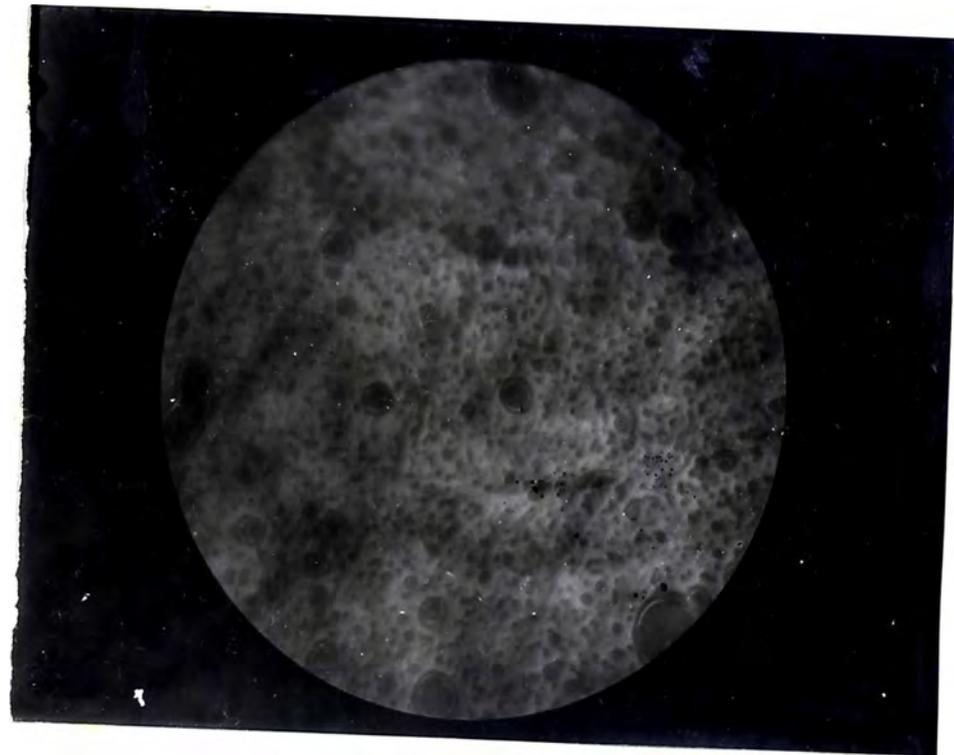
5B



7B



6B



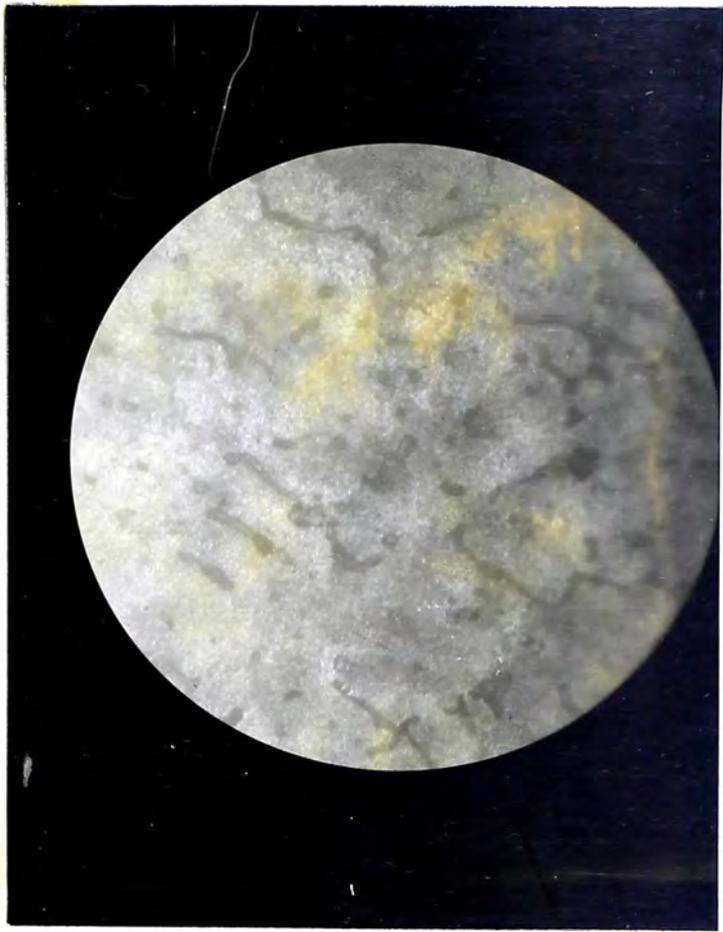
8B

MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 250°C

ICROSTRUCTURA



1c



2c

PRECIPITACION A 170°C



3c



4c

MICROESTRUCTURA

DE PRECIPITAC

A 170°C



5c



6c

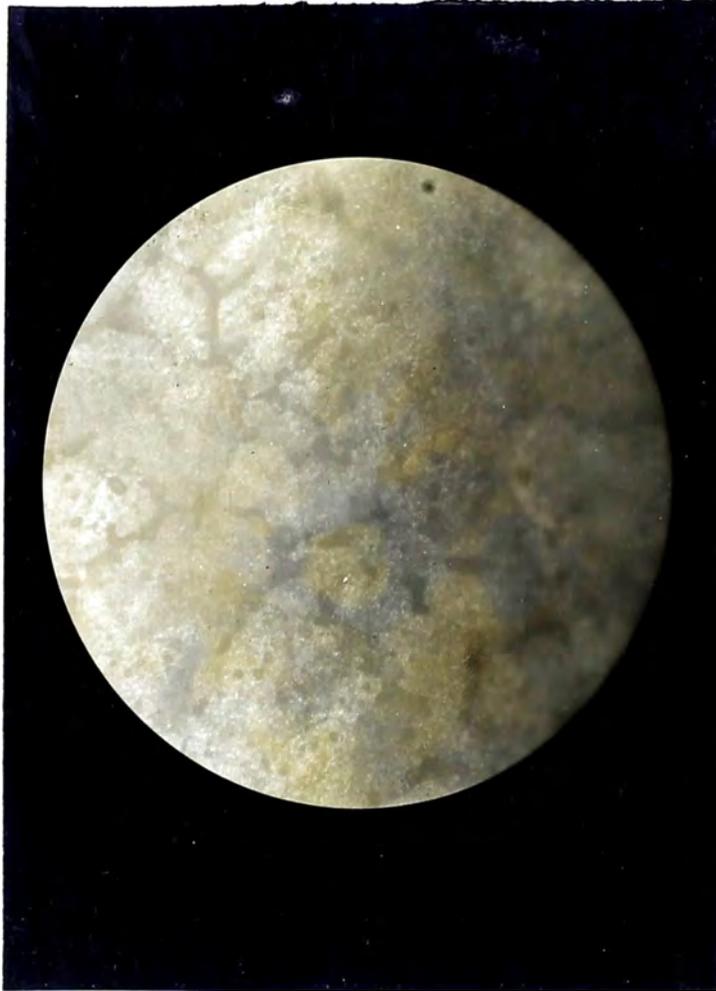


7c



9c

10 c

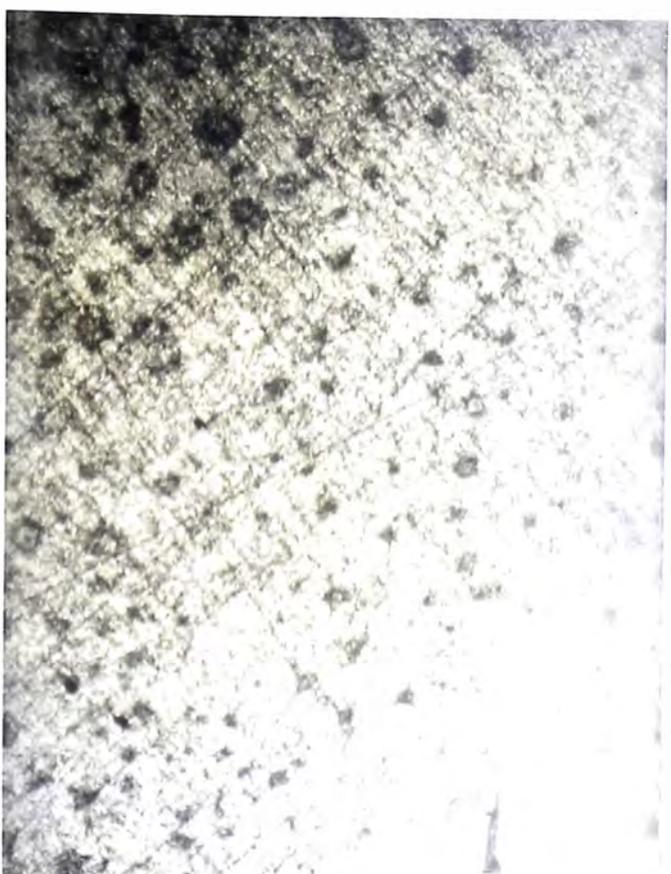


MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 170°C

D1



D2



D3



D4



M CROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 50°C

D5



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 50°C

E1



E2



E3



E4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 100°C

ES



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 100°C

F1



F2



F3



F4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 200°c

F5



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 200°C

G1



G2



G3



G4



MICROESTRUCTURA DE

EGIPCIÓN A 30 C

95



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 300°C

I 1



I 2



I 3



I 4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 400°C

15



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 400°C

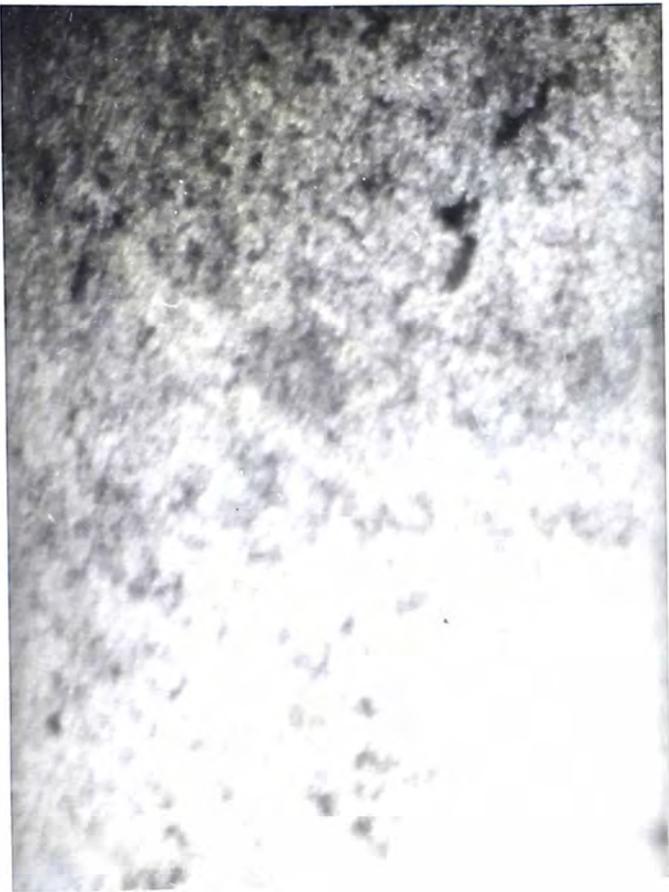
K1



K2



K3



K4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 500°C

K5



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 500°C

W1



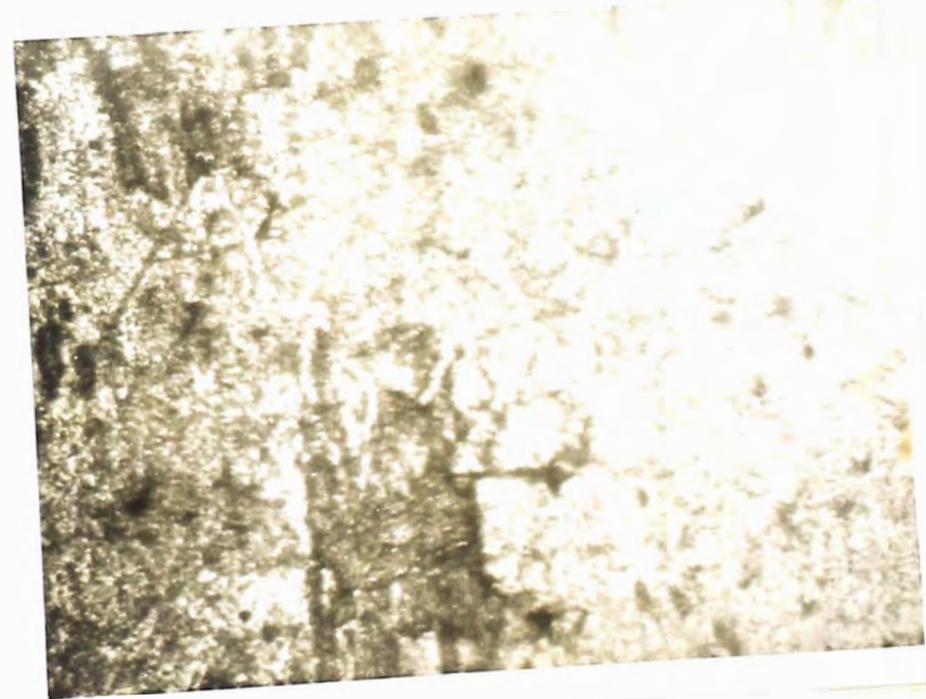
W2



W3



W4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 0°C

W5



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A 0°C

X1



X2



X3



X4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A -77°c

X5



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A -77°C

V1



V2



V3



V4



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A - 196°C

V5



MICROESTRUCTURA DE PRECIPITACION A -196°C