

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN  
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA  
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA  
"Prof. Jorge A. Sabato"**

## **Trabajo termomecánico de aleaciones de titanio (\*)**

**por Sara Claret**

**Director del trabajo**

**Ing. Roxana G. Cocco**

**Codirector del Trabajo: Ing. Claudio E. Bunte**

**Colaboración especial: Dr. Ariel Danón**

**(\*) Trabajo de Seminario para optar al título de Ingeniero en Materiales**

**República Argentina**

**2007**

## **Agradecimientos**

Quiero agradecer especialmente a Roxana, Claudio y Ariel por haberme permitido realizar este trabajo, y por todo el apoyo brindado durante la realización del mismo.

También quiero agradecer a Omar Chaparro y al personal de Fundición de FAE, por los infinitos cortes de probetas. A Carlos Panella y Oscar Gonzalez del Laboratorio de Calidad de FAE por su ayuda y enseñanzas, que hicieron posible la realización de las metalografías y por la realización de los ensayos de tracción. Y al personal del Laboratorio de Análisis Químico de CONUAR.

A Luis Gribaudo y Andrés Kutrán por permitirme realizar los ensayos de resistividad, a Gonzalo Porta por la laminación de las probetas. A Gustavo Vigna y a Ramón Castillo.

Finalmente quiero agradecer a la gente del Instituto Sabato, profesores y compañeros que me acompañaron y apoyaron durante la carrera.

## 1. RESUMEN

Las aleaciones de Titanio se caracterizan por una gran versatilidad derivada de la capacidad de obtener un amplio espectro de propiedades controlando los elementos de aleación y los tratamientos termo-mecánicos que determinan la microestructura. Los factores determinantes para la trabajabilidad de las aleaciones de Titanio están relacionados con la estructura HCP de la fase alfa ( $\alpha$ ) y con la fuerte dependencia de las fases alfa y beta ( $\beta$ ) de variables de procesamiento como la temperatura, deformación y velocidad de deformación. Por lo tanto, la selección apropiada y el control de dichos parámetros en cada etapa de deformación son críticas para obtener una óptima combinación de propiedades mecánicas y microestructura del producto final.

El presente trabajo es parte de un programa más amplio que pretende analizar la influencia de las variables de la laminación en caliente sobre el producto final, basados en ensayos a escala de laboratorio. Los materiales estudiados fueron dos grados Comercialmente Puros de Titanio (Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4) y una aleación ( $\alpha+\beta$ ) de Ti-6%Al-4%V (Ti-6Al-4V). En esta primera etapa se diseñaron dos rutas de laminación para cada material donde se varió la temperatura de laminación por encima y por debajo de la temperatura  $\beta$ -transus. Luego se realizaron tratamientos térmicos de recocido sobre el producto final y se analizaron las microestructuras resultantes.

Para los grados comercialmente puros ( $\alpha$ ), el material laminado  $\beta$ -transus presentó mayor cantidad de fase beta retenida con una distribución menos homogénea que en el laminado solamente en campo  $\alpha+\beta$ , y no se observaron diferencias significativas respecto de las propiedades mecánicas analizadas. En cambio, en la aleación  $\alpha+\beta$  se obtuvieron microestructuras y propiedades mecánicas muy diferentes dependiendo del tratamiento térmico final, y en menor medida de las diferentes rutas de laminación

## ABSTRACT

Titanium alloy are characterized by a broad range of applications. This is achieve based on the ability to obtain a wide spectrum of properties controlling the alloy elements and the thermomechanical process which dictate the microstructure. The determining factors for the workability of titanium alloy are related to the HCP structure of the  $\alpha$ -phase and the strong dependene of the  $\alpha$  and  $\beta$  phases on variations in the deformation processing parameters such as temperature, strain and strain rate. Hence, proper selection and control of above mentioned parameters at each deformation stage are critical for obtaining a final product with optimized mechanical properties and microstructure characteristics.

The present work is included in a more extensive program based on laboratory-scale tests; which will analyze the influence of the hot-rolling parameters in the final product properties. Two Commercially Pure Titanium Grades (Ti CP-Gr2 and Ti CP-Gr4) and an  $\alpha+\beta$  alloy (Ti-6Al-4V) were studied. Here the parameter analyzed was the hot-rolling temperature. Tow hot-rolling schedule were outlined for each material with hot-rolling temperatures above and below  $\beta$ -transus temperature. Then different heat treatment were performed on the final product and the microstructures were analyzed.

Commercially Pure Titanium grades rolled above the  $\beta$ -transus showed a higher proportion of  $\alpha$  phase retained with an inhomogeneous distribution. However, the mechanicals properties did not present relevant differences. On other side very diferent microstructures and propiertes were obtained for the  $\alpha+\beta$  alloy from the different annelling and processing routes.

# ÍNDICE

	<b>Pag.</b>
<b>1. RESUMEN</b>	<b>3</b>
<b>2. INTRODUCCIÓN</b>	<b>7</b>
<b>3. MATERIALES Y MÉTODOS</b>	<b>9</b>
<b>4. DETERMINACIÓN DE <math>\beta</math>-TRASUS</b>	<b>11</b>
<b>4.1. Técnica de resistividad eléctrica</b>	<b>11</b>
4.1.1. Descripción del equipo	11
4.1.2. Preparación de las probetas	12
4.1.3. Ensayos	12
4.1.4. Metodología de análisis de datos	13
<b>4.2. Técnica metalográfica</b>	<b>14</b>
4.2.1. Equipamiento utilizado	14
4.2.2. Preparación de las probetas	14
4.2.3. Ensayos	15
<b>4.3. Resultados</b>	<b>15</b>
4.3.1. Técnica de Resistividad Eléctrica	15
4.3.2. Técnica Metalográfica	17
<b>4.4. Discusión</b>	<b>20</b>
<b>5. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS</b>	<b>22</b>
<b>5.1. Laminación</b>	<b>22</b>
5.1.1. Equipamiento utilizado	22
5.1.2. Preparación de las probetas	22
5.1.3. Ensayos	22
<b>5.2. Tratamientos térmicos</b>	<b>24</b>
5.2.1. Equipamiento utilizado	24
5.2.2. Preparación de las probetas	24
5.2.3. Ensayos	25
<b>5.3. Resultados y discusión</b>	<b>26</b>
<b>5.3.1. Titanio Comercialmente Puro</b>	<b>26</b>
Laminación	26
Tratamiento térmico	32
<b>5.3.2. Aleación <math>\alpha+\beta</math> (Ti-6Al-4V)</b>	<b>35</b>
Laminación	35
Tratamiento térmico	36

<b>6. CONCLUSIONES</b>	<b>43</b>
<b>7. ANEXO-Revisión bibliográfica</b>	<b>44</b>
<b>7.1. El titanio</b>	<b>44</b>
7.1.1.Origen y obtención	44
7.1.2.Propiedades físicas, químicas y mecánicas	44
7.1.3.Obtención y procesamiento	45
<b>7.2. Las aleaciones de titanio</b>	<b>45</b>
7.2.1.Elementos de aleación	45
7.2.2.Clasificación de las aleaciones	46
<b>7.3. Procesamiento y microestructuras</b>	<b>48</b>
7.3.1.Aleaciones $\square$	48
7.3.2.Aleaciones $\square+\square$	49
<b>8. REFERENCIAS</b>	<b>53</b>

## 2. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de Titanio nacieron impulsadas por el uso en la industria aeroespacial y química principalmente por dos ventajas: alta relación resistencia/peso y excelente resistencia a la corrosión. Por ello se extendieron a múltiples aplicaciones industriales, deportivas y biomédicas <sup>[1,2]</sup>. La versatilidad de estas aleaciones deriva de la capacidad de obtener un gran espectro de propiedades controlando los elementos de aleación y los tratamientos termomecánicos que determinan la microestructura.

Las etapas de procesamiento de las aleaciones de Titanio típicamente comprenden la doble fusión en horno de fusión por arco en vacío (VAR), un tratamiento termomecánico primario y uno secundario con el principal objetivo de alcanzar las dimensiones requeridas al mismo tiempo que se optimizan las propiedades mecánicas a través del control de la microestructura <sup>[3-5]</sup>. Sin embargo, algunos aspectos de la microestructura final no son función sólo de la última etapa de deformación, sino también de factores microestructurales provenientes de la forja primaria del lingote (breakdown ingot). Específicamente la evolución de la microestructura durante el procesamiento es gobernada por la interacción de la recuperación y recristalización dinámica durante la deformación y la recristalización y el crecimiento de grano en condiciones estáticas cuando se retira la carga.

La ventana de trabajado en caliente de las aleaciones de titanio es bastante estrecha comparada con las aleaciones de Aluminio y Aceros. Los factores determinantes para la trabajabilidad de las aleaciones de Titanio están relacionados con la estructura HCP de la fase alfa ( $\alpha$ ) y con la fuerte dependencia de la distribución de las fases alfa y beta ( $\beta$ ) de variables de procesamiento como la temperatura, deformación y velocidad de deformación. Por otra parte la transformación a fase  $\beta$  generalmente ocurre de manera inhomogénea debido a las condiciones dinámicas de temperatura y deformación típicas del trabajado en caliente <sup>[5,6]</sup>. Por lo tanto, la apropiada selección y control de la temperatura de procesamiento, la velocidad de deformación y la reducción en cada etapa de deformación son críticas para obtener una óptima combinación de propiedades mecánicas y microestructura del producto final.

El presente trabajo es parte de un programa más amplio que pretende analizar la influencia de las variables del trabajado en caliente sobre el producto final, basados en ensayos a escala de laboratorio. En esta primera etapa se analizó la variable temperatura manteniendo constante la ruta de deformación. Los materiales estudiados fueron dos grados Comercialmente Puros de Titanio (Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4) y una aleación ( $\alpha+\beta$ ) de Ti-6%Al-4%V (Ti-6Al-4V).

El estudio se desarrolló en 2 etapas:

1. Determinación de la temperatura de transición ( $\alpha+\beta$ ) o  $\beta$ -transus, para los distintos materiales analizados. Para ello se hizo uso de dos técnicas distintas: Resistividad Eléctrica y Técnica Metalográfica.
2. Tratamiento Termomecánico:
  - 2.1. Laminación: en base a las determinaciones del punto anterior se diseñaron dos rutas de laminación en caliente para cada material donde se varió la temperatura de laminación por encima y

por debajo de la temperatura  $\beta$ -transus, manteniendo constante el porcentaje de reducción y la velocidad de deformación en cada etapa de laminación.

2.2. Tratamiento térmico final: los grados de Titanio Comercialmente Puros no responden a tratamientos térmicos, por lo cual solo se realizó un recocido final. Como la microestructura de las aleaciones  $\alpha+\beta$  como Ti-6Al-4V se puede modificar por tratamiento térmico, en este caso se realizaron distintos tratamientos térmicos finales a fin de obtener microestructuras del tipo: lamelar, bimodal y equiaxiada.

### 3. MATERIALES Y MÉTODOS

En este trabajo, se estudió la influencia de la temperatura de trabajado en caliente sobre las propiedades del producto final, para dos grados Comercialmente Puros de Titanio (Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4) y una aleación  $\alpha+\beta$  (Ti-6Al-4V).

En todos los ensayos se utilizó material proveniente de barras forjadas de aproximadamente 50mm de diámetro fabricadas y provistas por la fundición de FAES.A.

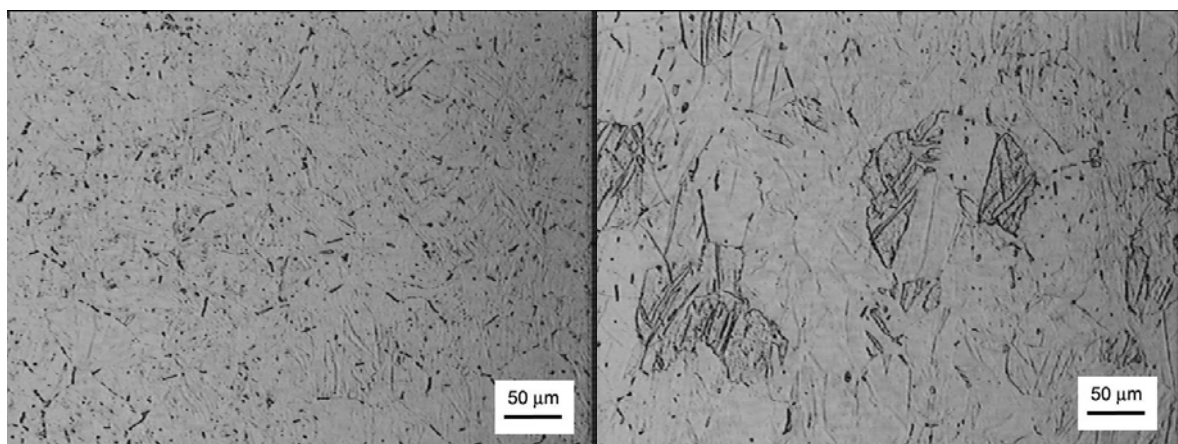
En la *tabla 1* se detalla la composición química de las barras, y en las *figuras 1 a 3* muestran las microestructuras de partida.

En la primera etapa del trabajo se determinó el  $\beta$ -transus. La determinación de esta temperatura es fundamental para la definición de las rutas de trabajado mecánico, ya que al trabajar por encima o por debajo de  $\beta$ -transus conduce a características diferentes del producto final. Para dicha determinación se utilizaron dos técnicas diferentes, a fin de poder comparar las técnicas y de validar los resultados obtenidos en cada una de ellas. Las técnicas utilizadas son: resistividad eléctrica, y técnica metalográfica. En la sección 4 se describen las técnicas y equipos utilizados.

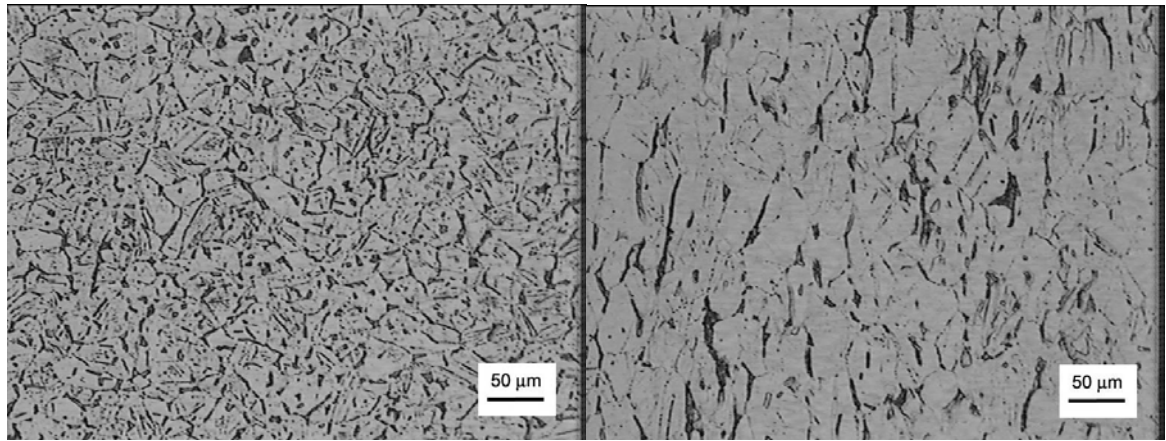
En una segunda etapa, se aplicaron a escala de laboratorio dos rutas de laminación en caliente para cada material donde se varió la temperatura de laminación por encima y por debajo de la temperatura  $\beta$ -transus, manteniendo constante el porcentaje de reducción en cada etapa de laminación. También se realizaron diferentes tratamientos térmicos al material laminado. Para los grados Comercialmente Puros, solo se realizó un recocido final, ya que no responden a tratamientos térmicos. En cambio, para Ti-6Al-4V, se realizaron distintos tratamientos térmicos finales. La descripción de equipos, rutas de laminación y tratamientos térmicos se detallan en la sección 5.

*Tabla 1: Composición química del material utilizado*

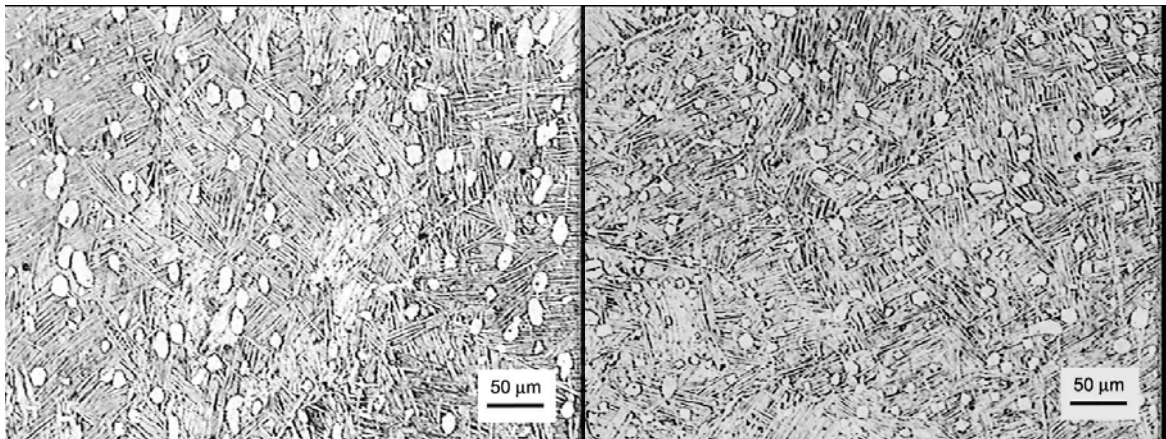
Aleación	H [%]	N [%]	O [%]	C [%]	Fe [%]	Al [%]	V [%]
Ti CP-Gr2	0,005	0,010	0,192	0,023	0,122	-	-
Ti CP-Gr4	0,005	0,012	0,325	0,04	0,34	-	-
Ti-5Al-4V	0,005	0,010	0,134	0,033	0,212	6,5	4,15



*Figura 1: Microestructura de Ti CP-Gr2 transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 2: Microestructura de Ti CP-Gr4 transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 3: Microestructura de Ti-6Al-4V transversal (izq.) y longitudinal (der.)*

## 4. DETERMINACIÓN DE $\beta$ -TRASUS

Se denomina  $\beta$ -transus a la temperatura a la cual se produce la transformación de  $\alpha+\beta$  a fase  $\beta$  en las aleaciones de titanio. Esta temperatura varía según sea la cantidad de aleantes e impurezas de la aleación. Su determinación tiene importancia tecnológica dado que en función del  $\beta$ -transus se definen las temperaturas de las operaciones de fabricación (procesamiento termomecánico y tratamientos térmicos) para las diferentes aleaciones.

Existen varias técnicas para la determinación de  $\beta$ -transus, entre ellas podemos mencionar: técnica metalográfica, resistividad eléctrica, dilatometría y análisis térmico diferencial.

En el presente trabajo, utilizamos las técnicas de medición de la variación de la resistividad eléctrica con la temperatura y la técnica metalográfica.

### 4.1. Técnica de resistividad eléctrica

La técnica de resistividad eléctrica para la determinación de las temperaturas de transformaciones de fases, se basa en la medición de la variación de la resistividad eléctrica del material durante un barrido en temperaturas. En las curvas de resistividad eléctrica en función de la temperatura para aleaciones de titanio se producen cambios que pueden vincularse a las temperaturas de las transformaciones de fases, debido a que existe una marcada diferencia entre la resistividad de la fase  $\alpha$  y la de fase  $\beta$ .

Para la medición de la variación de la resistividad eléctrica, se utilizó el método de cuatro puntas. Este método consiste en soldar la probeta a dos pares de alambres conductores. A través del par exterior se inyecta un a corriente constante, mientras que el par interior se utiliza para medir la diferencia de potencial generada en la probeta. Dado que la corriente es constante a lo largo de la experiencia, la diferencia de potencial medida es proporcional a la resistencia eléctrica de la probeta y, a menos de un factor geométrico, a la resistividad eléctrica del material.

Al someter la probeta a un ciclo térmico, se obtiene una curva de variación de la resistividad eléctrica del material en función de la temperatura.

#### 4.1.1. Descripción del equipo

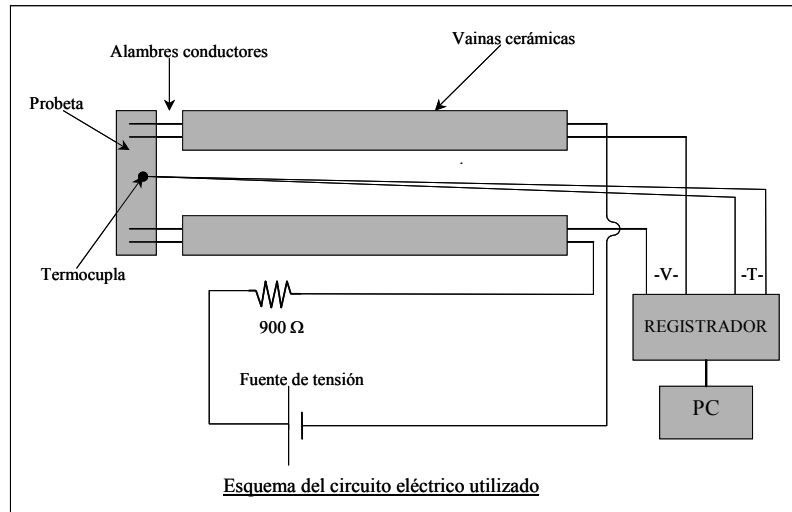
Se utilizó un equipo ensamblado en el Grupo de Transformaciones y Diagramas de Fases del Departamento de Materiales del Centro Atómico Constituyentes.

La probeta se suelda mediante soldadura de punto a cuatro alambres conductores, aislados con vainas cerámicas. Este conjunto y una termocupla (Pt-Pt10%Rh), también envainada se colocan dentro de un tubo de cuarzo de aproximadamente 70cm de longitud y 3cm de diámetro, conectado a un sistema de alto vacío. Tanto los conductores como la termocupla van soldados a una junta pasante que sella el sistema de vacío.

Alrededor del tubo de cuarzo se coloca un horno eléctrico cilíndrico capaz de alcanzar una temperatura superior a 1150°C, conectado a un controlador Honeywell UDC Mini-Pro, que permite programar las rampas de calentamiento y enfriamiento.

Para la medición de la resistividad, se utilizó una fuente de corriente y una resistencia de  $900\Omega$ , conectadas en serie con la probeta, esto asegura una corriente prácticamente constante a lo largo del ensayo. En la *figura 4* se muestra un esquema del circuito eléctrico utilizado en las experiencias.

Las mediciones de tensión y temperatura se realizaron a través de un registrador *Honeywell Electronik-195*, conectado a la placa adquisidora de una PC con un software que archiva simultáneamente la diferencia de potencial y la temperatura en función del tiempo.



*Figura 4: Esquema del circuito eléctrico del equipo de resistividad*

#### **4.1.2. Preparación de las probetas**

Para la preparación de las probetas de resistividad, de las barras forjadas de Ti CP-Gr2, Ti CP-Gr4 y Ti G5 (Ti-6Al-4V) se cortaron rodajas de aproximadamente 1mm de espesor. Para la puesta a punto, y por simplicidad, se utilizó una configuración de probeta en forma de listón de 0,5x4x20mm. Luego se decidió cambiar a una configuración de cintas laminadas. Para ello las rodajas de 1mm de espesor se laminaron en frío hasta un espesor de aproximadamente 0,25mm. En algunos casos fue necesario realizar recocidos intermedios de ablandamiento, los mismos se realizaron en un horno de vacío en los laboratorios de CONUAR, con un vacío superior a  $10^{-5}$ Torr.

De las láminas se cortaron cintas de alrededor de 4mm de ancho y 60mm de largo. A estas cintas se les realizó un recocido de recristalización para evitar la interferencia de éste fenómeno en la medición. Para el recocido se tuvo la precaución de envolver las cintas con papel de tantalio ya que el titanio podría reaccionar con el silicio del tubo del horno.

Se realizó un decapado final con una solución acuosa 20% ácido nítrico 1% ácido fluorhídrico, para eliminar cualquier posible capa de óxido que se hubiese generado durante los tratamientos térmicos. Luego se desengrasaron con alcohol en un equipo ultrasónico.

#### **4.1.3. Ensayos**

Los ensayos consistieron en un ciclo de calentamiento y enfriamiento a una velocidad de  $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ . Para Ti CP Gr2 y Gr4, la temperatura máxima fue de  $1050^{\circ}\text{C}$ , mientras que para Ti-6Al-4V fue de  $1130^{\circ}\text{C}$ , ya que la temperatura  $\beta$ -transus para esta aleación es mayor.

Se ensayaron tres probetas de cada material, cada probeta se sometió a un único ciclo de calentamiento-enfriamiento ya que, a pesar de trabajar con un vacío mejor a  $3 \times 10^{-5}$  Torr, la incorporación de oxígeno durante el primer ciclo térmico podría afectar los resultados obtenidos en el segundo.

#### 4.1.4. Metodología de análisis de datos

Los datos de variación de la resistividad con la temperaturas se graficaron dividiendo los valores de diferencia de potencial por el valor máximo obtenido durante el calentamiento, para normalizar los resultados obtenidos y poder compararlos.

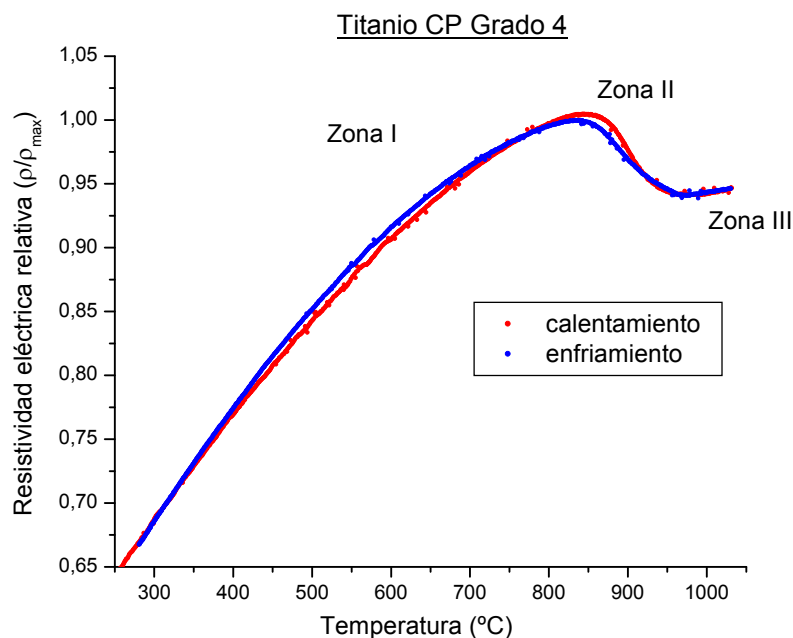
Las curvas de resistividad eléctrica en función de la temperatura obtenidas se pueden dividir en tres zonas (*figura 5*):

Zona I: en la primer zona la resistividad aumenta hasta alcanzar un valor máximo, durante esta etapa no se producen cambios de fases.

Zona II: en la segunda zona hay una caída lineal de la resistividad, que se corresponde con la transformación  $\alpha \rightarrow \beta$  del material.

Zona III: en la tercera zona, la resistividad vuelve a aumentar con la temperatura en forma lineal. Esto indica que la transformación  $\alpha \rightarrow \beta$  se ha completado y el material se encuentra en fase  $\beta$ .

Para determinar las temperaturas de transformación  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ , se consideraron solamente las curvas obtenidas en calentamiento, y se extrapolaron linealmente las curvas de la segunda y tercer zona, considerando  $\beta$ -transus a la temperatura obtenida de la intersección de dichas extrapolaciones.



*Figura 5:* Resistividad en función de la temperatura. Ciclo de calentamiento y enfriamiento

## 4.2. Técnica metalográfica

La determinación de la temperatura de transformación mediante la técnica metalográfica consiste en someter al material a distintos tratamientos isotérmicos a través de un rango de temperaturas cercanas a la presunta temperatura de transformación. Para poder distinguir la cantidad de fase transformada a la temperatura de tratamiento térmico, se efectúa un enfriamiento rápido, generalmente en agua. Luego se realiza una metalografía por los métodos convencionales y mediante microscopía óptica se determina la cantidad relativa de fases presentes.

Para las aleaciones de Titanio, si el tratamiento isotérmico se realiza a temperaturas inferiores a la temperatura de transformación  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$  (para aleaciones tipo  $\alpha$ ), solo habrá crecimiento de grano. Si la temperatura está dentro del rango bifásico, podrán observarse granos de  $\alpha$  primaria generalmente equiaxiados y granos de  $\alpha$  secundaria (también llamada  $\beta$ -transformada) de estructura lamelar o una estructura martensítica (según sea la aleación y la severidad del enfriamiento). Si la temperatura de recocido es superior a  $\beta$ -transus, no habrá  $\alpha$  primaria en la estructura <sup>[7]</sup>.

Luego la temperatura de transformación será la temperatura promedio en el intervalo donde no se detectó  $\alpha$  primaria. Por ejemplo:

T: 915 °C,  $\alpha$  primaria +  $\alpha$  secundaria

T: 920 °C  $\alpha$  secundaria

T( $\beta$ -transus): 917 °C.

### 4.2.1. Equipamiento utilizado

Para los recocidos se utilizó una mufla rectangular perteneciente al Instituto Sabato, capaz de alcanzar temperaturas de hasta 1150°C, equipada con una termocupla y con una variación de aproximadamente  $\pm 3$  °C.

Para la observación metalográfica se utilizó un microscopio óptico marca Olympus-Tokyo con aumentos de 50X a 400X perteneciente al laboratorio de Calidad de FAE S.A. Las fotografías se obtuvieron con una cámara CCD *NOVA Color D3.01* anexada a un microscopio óptico Olympus, conectada directamente a una PC con un software especial, en el laboratorio de metalografía del Departamento de Materiales del CAC.

### 4.2.2. Preparación de las probetas

Para cada grado de Titanio (CP-Gr2, Ti CP-Gr4 y Ti-6Al-4V), se cortaron rodajas de aproximadamente 10mm de espesor, que se seccionaron en cuartos. A éstos se les realizaron recocidos a diferentes temperaturas, seleccionadas en función de los resultados de resistividad. El enfriamiento después del recocido se realizó en agua.

Luego se cortaron en trozos pequeños, se incluyeron y se realizó un desbaste progresivo con papel de lija al agua (80, 220, 320, 400, 600) y pulido a espejo con cenizas de dicromato de amonio.

Para el ataque químico de las probetas de Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4 se utilizó una solución acuosa de peróxido de hidrógeno y ácido sulfúrico, mientras que para Ti-6Al-4V, se utilizó una solución acuosa de ácido fluorhídrico y ácido nítrico.

### 4.2.3. Ensayos

La *tabla 2* muestra las temperaturas de tratamiento isotérmico para cada material. El tiempo a temperatura en cada caso fue 20 minutos. Sobre las muestras de la aleación Ti-6Al-4V con estructura bimodal, se realizó un tratamiento previo de 2hs a 650°C con el fin de “engrosar” la fase  $\alpha$  primaria.

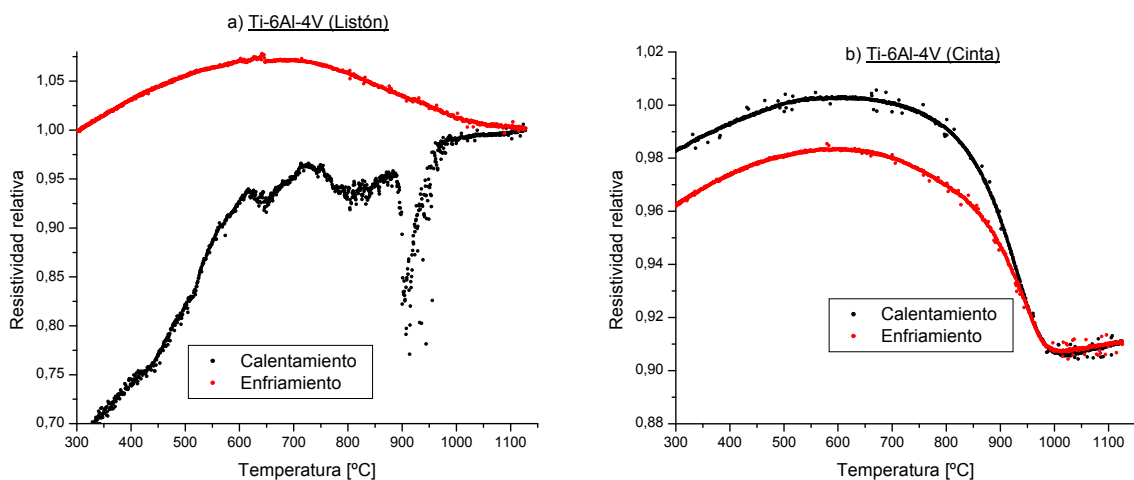
*Tabla 2: Temperaturas de los tratamientos isotérmicos*

Aleación	Temperatura [°C]							
	Ti CP-Gr2	850°C	865	905	915	920	925	935
Ti CP-Gr4	840	855	930	935	940	945	970	985
TI-6Al-4V	960	970	980	990	1010			

## 4.3. Resultados

### 4.3.1. Técnica de Resistividad Eléctrica

En la *figura 6-a* se muestra una curva de resistividad vs. temperatura obtenida para Ti-6Al-4V con una configuración de probeta de listón y en la *figura 6-b* se observan los misma curva pero obtenida a partir de probetas con configuración de cinta laminada.



*Figura 6: Curvas de resistividad obtenidas con probeta en forma de listón (a) y cinta (b)*

A continuación se muestran superpuestas las tres curvas de resistividad obtenidas durante el calentamiento para cada aleación estudiada (*figuras 7, 8 y 9*). Puede verse en los gráficos que prácticamente coinciden, lo que indica una muy buena repetibilidad de la experiencia.

Además se muestran las extrapolaciones y el valor de temperatura correspondiente a la intersección de las mismas.

El valor de  $\beta$ -transus obtenido para Ti CP-Gr2 es de  $916.7 \pm 3$  °C, para Ti CP-Gr4 de  $940.7 \pm 3$  °C, y para Ti-6Al-4V de  $985.1 \pm 3$  °C. Estos valores se obtuvieron promediando los tres valores obtenidos para cada aleación.

### Titanio CP Grado 2

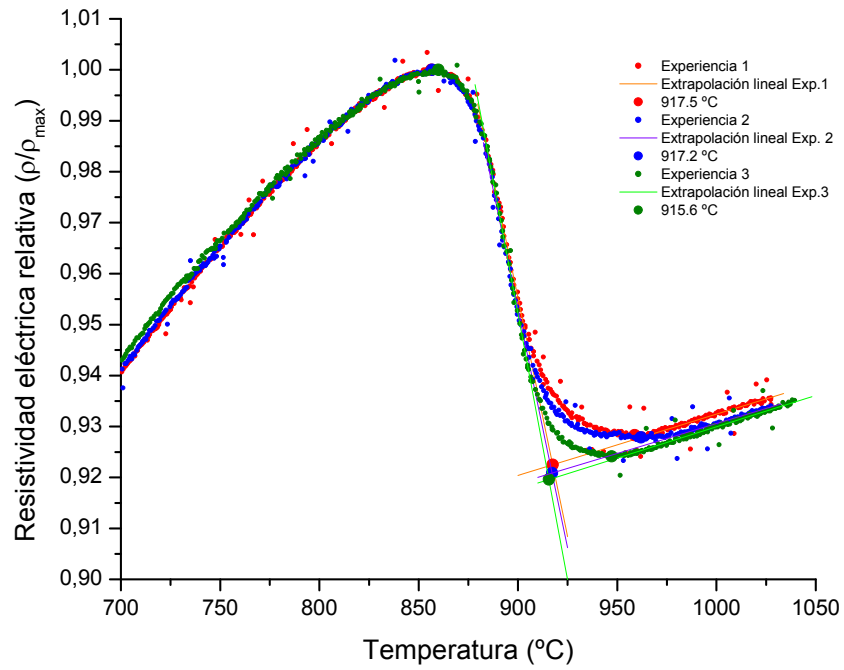


Figura 7: Resistividad vs. Temperatura Ti CP-Gr2

### Titanio CP Grado 4

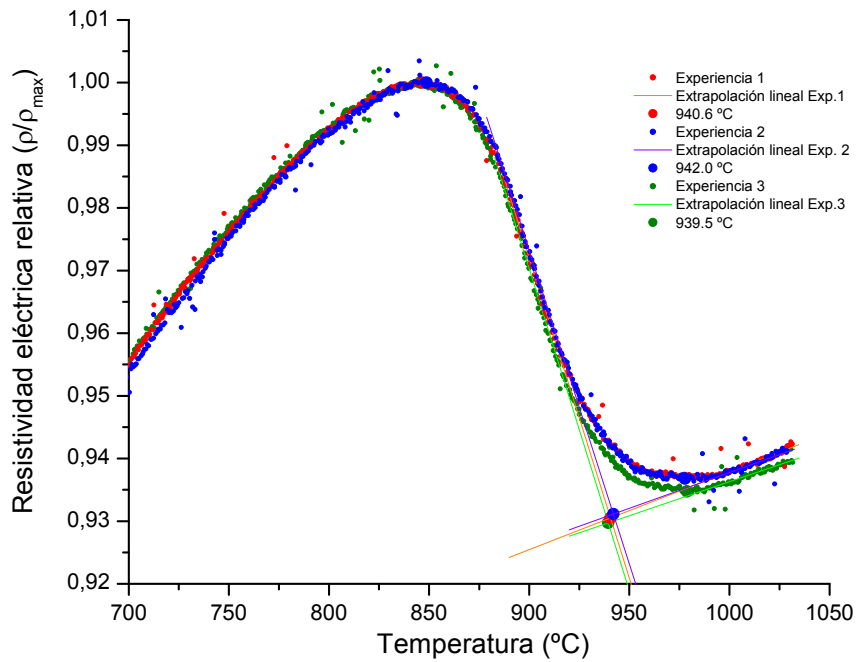
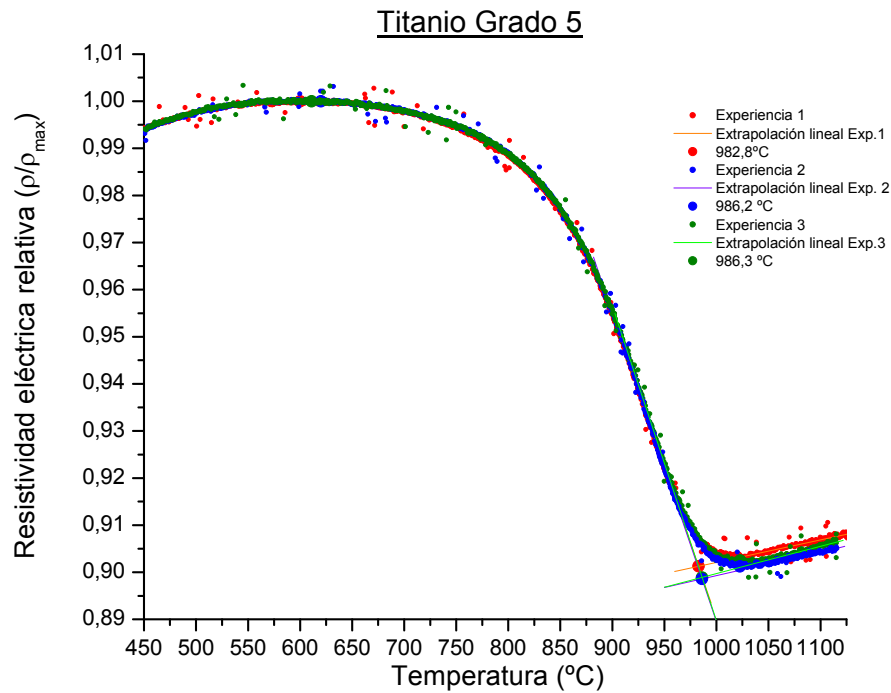


Figura 8: Resistividad vs. Temperatura Ti CP-Gr4



*Figura 9: Resistividad vs. Temperatura Ti-6Al-4V*

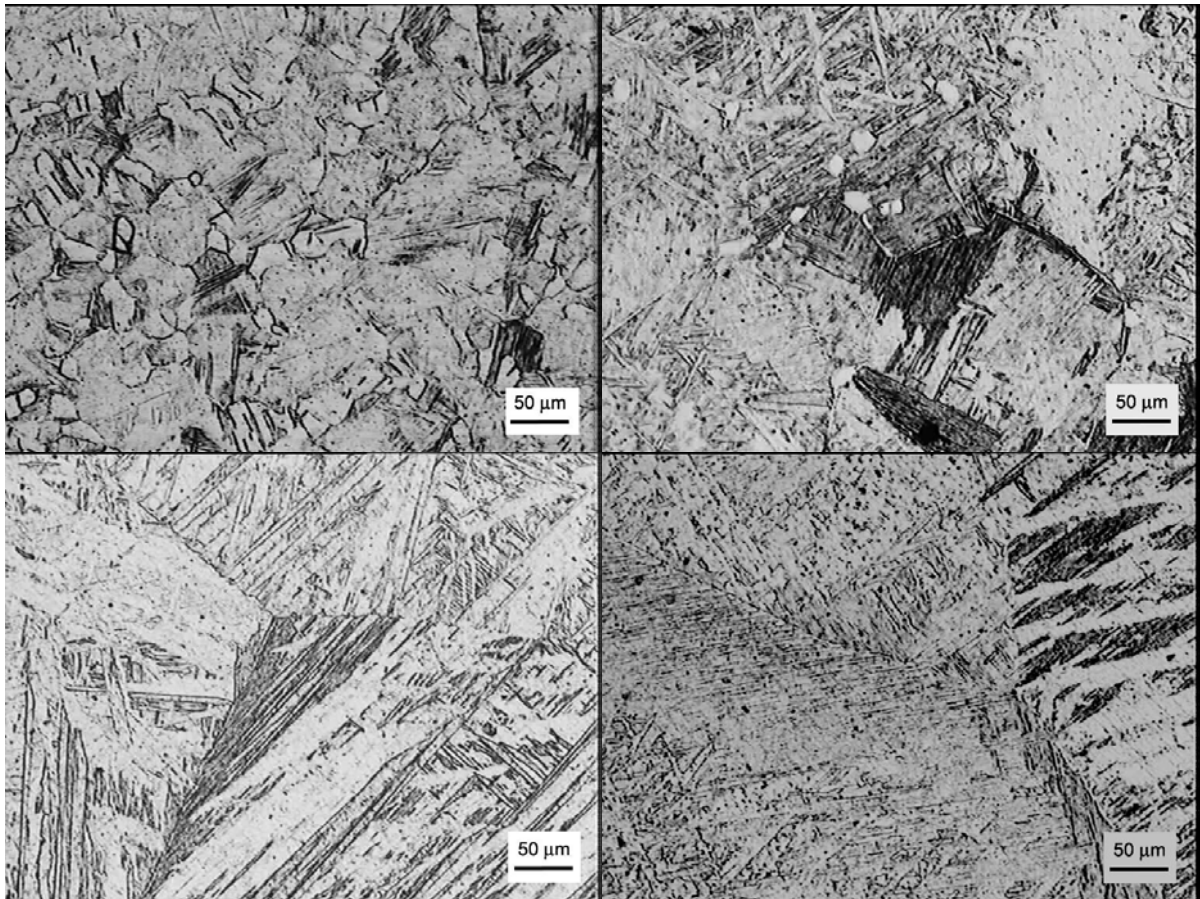
#### 4.3.2. Técnica Metalográfica

En la *figura 10* se muestran las metalografías obtenidas para Ti CP-Gr2 para los recocidos realizados a 905, 915, 920 y 925°C.

En el material tratado térmicamente a 905°C, pueden distinguirse claramente granos de  $\alpha$  equiaxiados en una matriz  $\beta$  transformada de estructura lamelar. A 915°C, se observa una menor proporción de granos  $\alpha$  equiaxiados y de menor tamaño. A estas temperaturas el material se encuentra en el campo bifásico ( $\alpha+\beta$ ).

En las probetas con tratamiento térmicamente a 920 y 925°C, se observa una microestructura formada únicamente por granos de  $\beta$  transformada, indicando que a dichas temperaturas el material se encuentra en fase  $\beta$ . Como es de esperar, el tamaño de grano en la muestra de 925°C, fue mayor que en la muestra de 920°C.

De lo expuesto se deduce que la temperatura de transformación  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  para la aleación Ti CP-Gr2 estudiada se encuentra entre 915 y 920 °C.



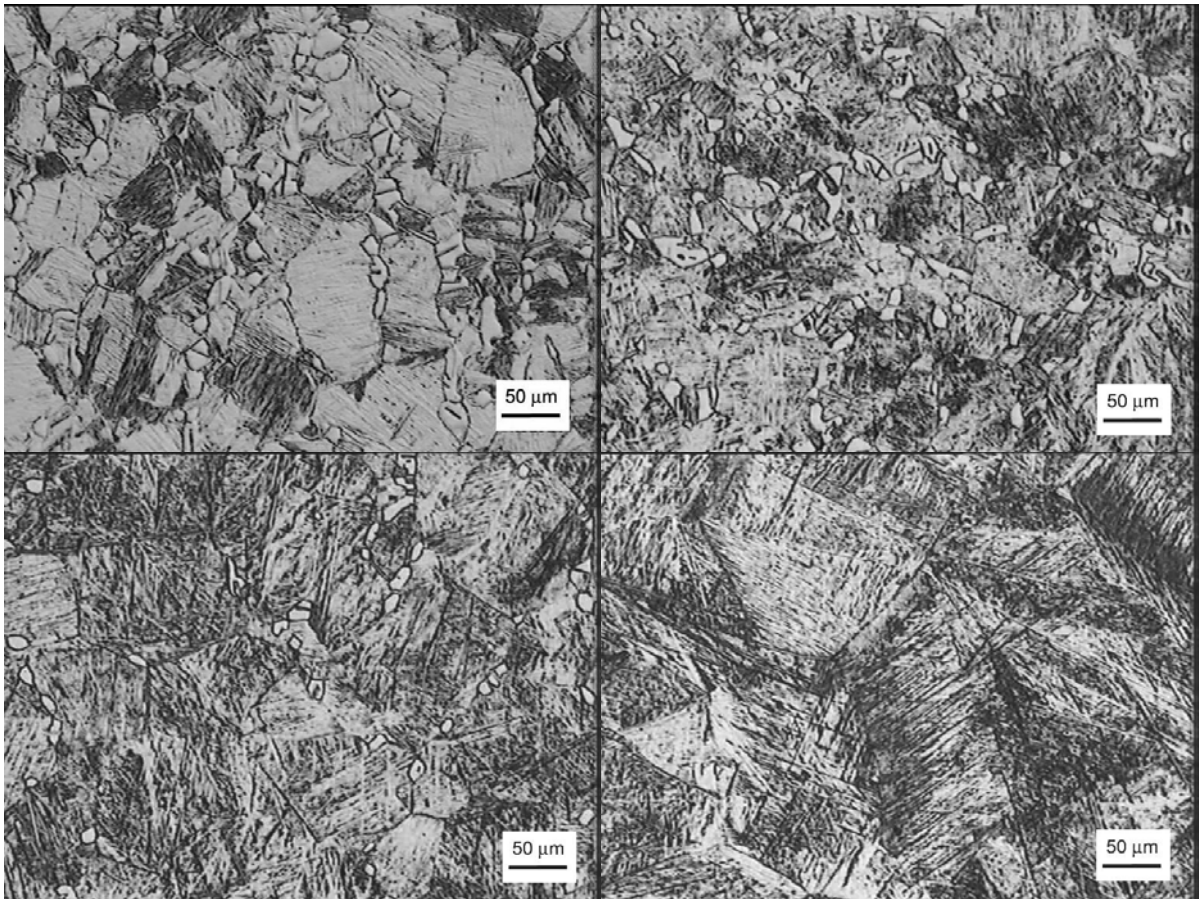
*Figura 10: Microestructuras de Ti CP-Gr2 obtenidas después del tratamiento térmico a 905°C (sup. izq.), 915°C (sup. der.), 920°C (inf. izq.) y 925°C (inf. der.)*

En la *figura 11* se muestran las metalografías obtenidas para Ti CP-Gr4 para los recocidos realizados a 930, 935, 940 y 945°C.

Para las muestras de 930, 935 y 940°C, puede observarse la presencia de granos de  $\alpha$  equiaxiados distribuidos en los bordes de los granos de  $\beta$  transformada. A medida que aumenta la temperatura de recocido, se observa una menor proporción de granos  $\alpha$  equiaxiados. De esta manera podemos inferir que el material a estas temperaturas aún se encuentra en el campo bifásico ( $\alpha+\beta$ ).

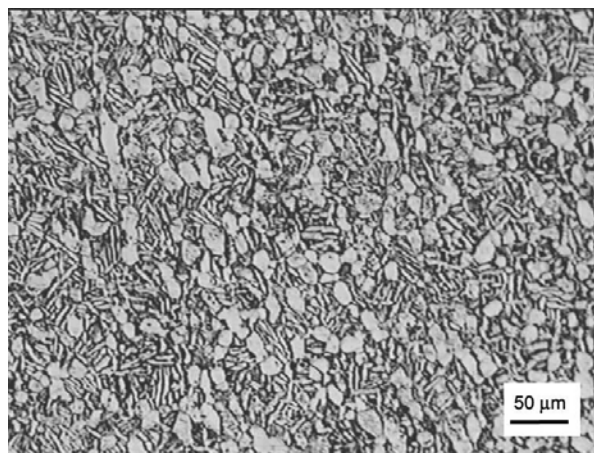
En la probeta tratada a 945°C, se observa una microestructura formada únicamente por granos de  $\beta$  transformada, de mayor tamaño que los obtenidos a temperaturas más bajas, y no se observa la presencia de granos  $\alpha$  equiaxiados, por lo que a 945°C el material se encuentra en fase  $\beta$ .

La temperatura de  $\beta$ -transus obtenida mediante técnica metalográfica para la aleación Ti CP-Gr4 estudiada está entre 940 y 945°C.



*Figura 11: Microestructuras de Ti CP-Gr4 obtenidas después del tratamiento térmico a 930°C (sup. izq.), 935°C (sup. der.), 940°C (inf. izq.) y 945°C (inf. der.)*

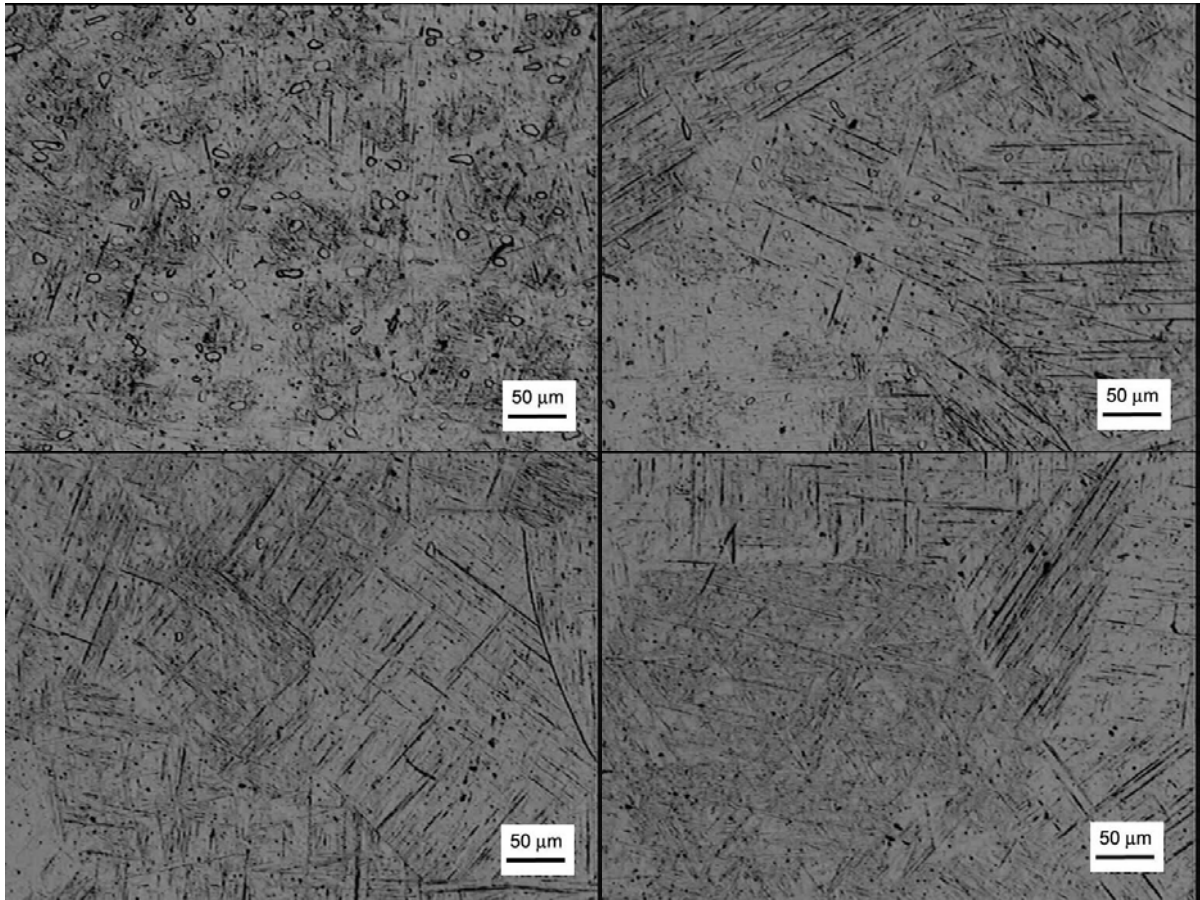
La microestructura del Ti-6Al-4V obtenida después del recocido de “engrosamiento” (2hs-650°C) se muestra en la *figura 12*. Puede observarse una estructura notablemente más gruesa que la que poseía el material de partida (*figura 3*).



*Figura 12: Microestructura Ti-6Al-4V después de recocido a 650°C*

La *figura 13* muestra las microestructuras obtenidas en Ti-6Al-4V después de realizar los tratamientos térmicos a 960, 970, 980 y 990°C. En las muestras tratadas a 960, 970 y 980°C, puede observarse la

presencia de pequeños granos de  $\alpha$  equiaxiados cuyo tamaño disminuye al aumentar la temperatura. A 990°C, los granos de  $\alpha$  primario desaparecen completamente y sólo se observan granos de  $\beta$  transformada. El  $\beta$ -transus para ésta aleación está entre 980 y 990°C.



*Figura 13: Microestructuras de Ti-6Al-4V obtenidas después del tratamiento térmico a 960°C (sup. izq.), 970°C (sup. der.), 980°C (inf. izq.) y 990°C (inf. der.)*

#### 4.4. Discusión

En la puesta a punto del ensayo de resistividad, en un principio se optó por probetas en forma de listón rectas por simplicidad en la preparación. Pero se tuvieron problemas de señal baja (3mV) y con muchas variaciones, como puede verse en la *figura 6-a*, además no se obtuvo buena repetibilidad en los ensayos realizados con esta configuración de probeta. Estos problemas pueden atribuirse a efectos de recuperación del material (no se realizó un recocido final), a la oxidación en los alrededores de la soldadura (la zona oxidada abarca unos 5mm y dado que la longitud de los listones era de 20mm, su influencia no puede despreciarse), y a que ésta configuración no sigue la isoterma del horno. Como consecuencia las curvas de resistividad no fueron lo suficientemente claras para determinar la temperatura de transición  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ . Por ello se decidió cambiar la configuración de probeta, por cintas más largas y dispuestas en forma circunferencial siguiendo la curvatura del tubo de cuarzo. Al tener mayor longitud la señal obtenida fue mayor (15mV) y se minimizó el ruido. Por otra parte esta configuración de probeta favorece la homogeneidad térmica a lo largo de la probeta, ya que las

isotermas dentro del tubo tienen forma circunferencial. En la *figura 6-b* se observa el cambio en la calidad de la curva obtenida.

Una observación que puede ser ejemplificada por la *figura 6*, es que las curvas obtenidas durante el calentamiento no coinciden exactamente con las obtenidas durante el enfriamiento. Esta histéresis puede atribuirse a que a la velocidad de ensayo no permite alcanzar el equilibrio termodinámico, y a la incorporación de oxígeno durante el calentamiento (aumento del  $\beta$ -transus). Por lo cual para determinar las temperaturas de transformación  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  se tomaron solo las curvas de calentamiento.

La *tabla 3* resume los valores de  $\beta$ -transus obtenidos por técnica de Resistividad eléctrica y Metalografía comparados con datos bibliográficos. Se puede observar similitud en los resultados obtenidos por las técnicas experimentales aplicadas y algunas diferencias con los datos de bibliografía. Estas diferencias se atribuyen a pequeñas variaciones en la composición, sobre todo en la cantidad de oxígeno, uno de los alfégenos más fuertes. Pequeñas variaciones en la cantidad de oxígeno puede inducir marcadas variaciones en la temperatura de transformación <sup>[8]</sup>. La temperatura  $\beta$ -transus define el límite superior para el trabajado en caliente en la región  $\alpha+\beta$  y el límite inferior para el trabajado en fase  $\beta$ . De aquí la importancia de contar con datos experimentales sobre los materiales a conformar ya que variaciones de 10 a 20<sup>0</sup>C pueden traducirse en gasto o ahorro de energía que influyen en el costo del producto final o, más grave aún, pueden conducir a una microestructura final no deseada.

La técnica de medición de la resistividad eléctrica requiere de equipamiento específico, y teniendo especial cuidado en la preparación de las probetas, los resultados obtenidos son relativamente fáciles de interpretar y no tienen influencia los factores humanos. Por otro lado, la técnica metalográfica requiere equipamiento menos específico, los hornos utilizados en los recocidos deben tener un adecuado control de temperatura y, si la velocidad de enfriamiento no es adecuada, puede dificultarse la interpretación de los resultados, además requiere de personal entrenado en el pulido, revelado e interpretación metalográfica. Dado que los resultados obtenidos con ambas técnicas son similares, la aplicación de una u otra estará dada por la disponibilidad de los equipos y medios.

*Tabla 3: Comparación de los valores de  $\beta$ -transus obtenidos.*

Aleación	Resistividad eléctrica	Metalografía	Bibliografía <sup>[3]</sup>
Ti CP-Gr2	916.7 ± 3 °C	917 ± 3 °C	915
Ti CP-Gr4	940.7 ± 3 °C	942 ± 3 °C	950
Ti-6Al-4V	985.1 ± 3 °C	985 ± 5 °C	975*-995

\*Para la versión ELI (Extra Low Interstitials)

## 5. TRATAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

### 5.1. Laminación

En función de las temperaturas  $\beta$ -transus obtenidas se definieron dos rutas diferentes de procesamiento para Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4, y 2 rutas para Ti-6Al-4V.

Para los grados CP se mantuvo el grado de deformación de cada etapa, a fin de analizar solamente la influencia de la temperatura de laminación. Para Ti-6Al-4V, también se analizó la influencia de un tratamiento de homogeneización en  $\beta$  previo a la laminación. En ambos casos se laminaron muestras testigos para monitorear evolución de la microestructura durante en cada paso de deformación.

#### 5.1.1. Equipamiento utilizado

Todos los ensayos de laminación se realizaron en una caja dúo para laminación plana en caliente perteneciente al Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Departamento de Materiales del Centro Atómico Constituyentes. El diámetro de los rodillos es de 230 mm de diámetro, y en todos los ensayos se utilizó una velocidad de rodillo de 50rpm.

Para los calentamientos previos a la laminación se utilizó un horno eléctrico tipo mufla Termoquar, ubicado en el mismo laboratorio, capaz de alcanzar temperaturas superiores a los 1200°C.

#### 5.1.2. Preparación de las probetas

A partir de las barras forjadas de cada material se mecanizaron probetas planas de sección rectangular cuyas dimensiones fueron: 30 mm de espesor, 120 mm de longitud y aproximadamente 50 mm de ancho.

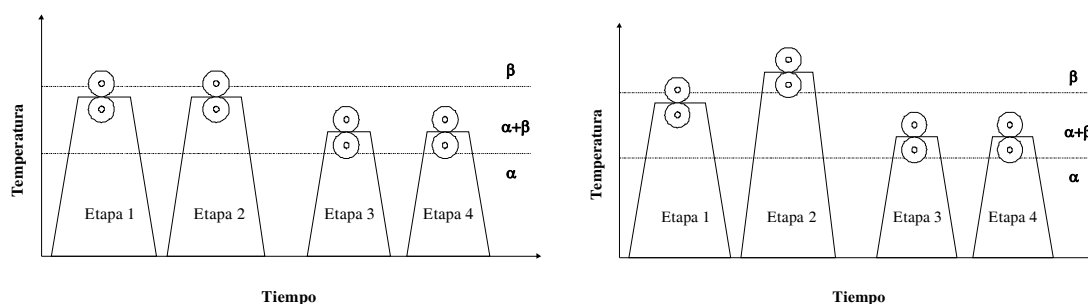
#### 5.1.3. Ensayos

##### Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4

Para los dos grados comercialmente puros las rutas de laminación consistieron en 4 etapas. En la primer etapa la reducción fue de 40% (12mm), en la segunda de 44% (8mm), la tercera de 40% (4mm) y la cuarta de 33% (4mm), obteniendo una reducción total del 87% y cada etapa se llevó a cabo en dos pasadas de laminación. La ruta A se laminó enteramente en fase ( $\alpha+\beta$ ), las dos primeras etapas a 900°C y las dos últimas a 870°C. Para la ruta B la segunda etapa de laminación se realizó en fase  $\beta$  a 1050°C. En la *tabla 4* se indican las diferentes operaciones de laminación realizadas para cada ruta y en la *figura 14* se muestra la misma información de manera esquemática.

*Tabla 4: Etapas de laminación para Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4*

	Operación	Ruta A	Ruta B	Espesor [mm]	Reducción acumulada [%]
Etapa 1 Reducción 40 %	Calentamiento	900°C-60 min.		30	-
	1° pasada	Reducción 13,3 % (4mm)		26	13,3 %
	2° pasada	Reducción 30,8 % (8mm)		18	40 %
Etapa 2 Reducción 44 %	Calentamiento	900°C-60 min.	1050°C-30 min.	-	-
	1° pasada	Reducción 16,7 % (3mm)		15	50 %
	2° pasada	Reducción 33,3% (5mm)		10	66 %
Etapa 3 Reducción 40 %	Calentamiento	870°C-60 min.		-	-
	1° pasada	Reducción 20 % (2mm)		8	73,3 %
	2° pasada	Reducción 25 % (2mm)		6	80 %
Etapa 4 Red Reducción 33 %	Calentamiento	870°C-60 min.		-	-
	1° pasada	Reducción 16,7 % (1mm)		5	83,3 %
	2° pasada	Reducción 20 % (1mm)		4	86,7 %



*Figura 14: Esquema de las rutas de laminación. Ruta A: izquierda y Ruta B: derecha*

### Ti-6Al-4V

Para la aleación Ti-6Al-4V se diseñaron dos rutas de laminación diferentes. Se laminaron 3 probetas siguiendo la ruta A, con una reducción total del 86,7 % en 4 pasadas a 960°C (campo  $\alpha+\beta$ ). Entre pasadas las probetas se colocaron en el horno para evitar la pérdida de temperatura del material. A una de las probetas se le realizó un tratamiento térmico de homogeneización previo a la laminación consistente en un recocido a 1050°C (campo  $\beta$ ) durante 15 min. y templado en agua.

La ruta B consistió en dos etapas, la primera consistente en dos pasadas a 1050°C (campo  $\beta$ ) y la segunda, 2 pasadas a 960°C con una reducción total del 70%.

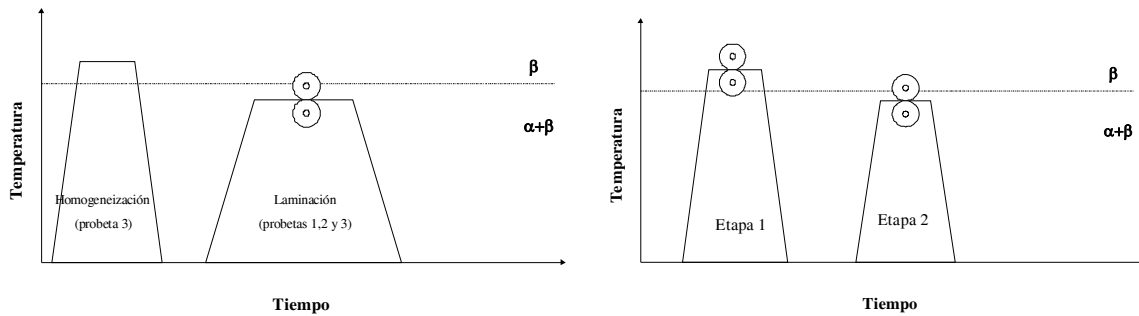
En las *tablas 5 y 6* se muestran las operaciones realizadas sobre cada una de las 4 probetas procesadas y en las *figura 15* se muestran esquemáticamente las 3 rutas de procesamiento.

*Tabla 5: Etapas de laminación para Ti-6Al-4V. Ruta A*

Operación	Probetas 1 y 2	Probeta 3	Espesor [mm]	Reducción acumulada
Homogeneización	-	1050°C-15min templado en agua	30	-
Calentamiento	960°C-60min		30	-
1° pasada	Reducción 15 % (4,5 mm)		25,5	15 %
2° pasada	Reducción 29,4 % (7,5 mm)		18	40 %
3° pasada	Reducción 22,2 % (4 mm)		14	53,3 %
4° pasada	Reducción 28,6 % (4 mm)		10	66,7 %

*Tabla 6: Etapas de laminación para Ti-6Al-4V. Ruta B*

	<b>Operación</b>	<b>Probeta 4</b>	<b>Espesor [mm]</b>	<b>Reducción acumulada</b>
<b>Etapa 1</b> Reducción 40 %	Calentamiento	1050°C-20min	30	-
	1° pasada	Reducción 15 % (4,5 mm)	25,5	15 %
	2° pasada	Reducción 29,4 % (7,5 mm)	18	40 %
	Enfriamiento	Al aire	-	-
<b>Etapa 2</b> Reducción 50 %	Calentamiento	960°C-20min	-	-
	3° pasada	Reducción 27,8 % (5 mm)	13	56,7 %
	4° pasada	Reducción 30,8 % (4 mm)	9	70 %



*Figura 15: Rutas de laminación para Ti-6Al-4V. Ruta A: izquierda y Ruta B: derecha (esquemático)*

## 5.2. Tratamientos térmicos

Para Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4 solamente se realizó un recocido final ya que esencialmente no responden a tratamientos térmicos. Para la aleación Ti-6Al-4V, el material laminado se sometió a diferentes tratamientos térmicos, a fin de evaluar la influencia de las temperaturas de los tratamientos térmicos, las velocidades de enfriamiento y la microestructura de partida, sobre la microestructuras y propiedades mecánicas finales (tracción).

### 5.2.1. Equipamiento utilizado

Para los tratamientos térmicos se utilizó un pequeño horno eléctrico tipo mufla Termoquar, capaz de alcanzar temperaturas de hasta 1200 °C, perteneciente al Laboratorio de Análisis Químicos de CONUAR.

Para el análisis metalográfico se utilizaron el mismo equipamiento y procedimientos de pulido y ataque descritos en 4.2 utilizados para la determinación de  $\beta$ -transus mediante técnica metalográfica.

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina de ensayos *Universal INSTRON 1125*, con una capacidad máxima de 10 ton. en el Laboratorio de Calidad de FAESA.

### 5.2.2. Preparación de las probetas

Las probetas laminadas se seccionaron en dos partes de aproximadamente 14cm de longitud, extrayendo una muestra de la parte central para el análisis metalográfico del material antes de los tratamientos térmicos.

Una vez realizados los tratamientos térmicos, de cada probeta se cortaron muestras para el análisis metalográfico y se mecanizaron 3 probetas de tracción en el sentido longitudinal (paralelas a la dirección de laminación)

### 5.2.3. Ensayos

#### Ti CP-Gr2 y Ti CP-G4

Para Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4 (ruta A y ruta B de laminación) el tratamiento térmico de recocido se realizó a una temperatura de 650°C durante 20min y el enfriamiento se realizó al aire. Luego se verificó la microestructura mediante metalografía y se realizaron ensayos de tracción.

#### Ti-6Al-4V

Para esta aleación se realizaron 9 tratamientos térmicos diferentes. De todas las probetas tratadas térmicamente se extrajeron muestras para el análisis metalográfico, y de 8 de ellas se mecanizaron probetas para los ensayos de tracción. En la *tabla 7* se detallan los tratamientos térmicos realizados.

*Tabla 7: Tratamientos térmicos para Ti-6Al-4V*

<u>Probetas*</u>	<u>Temperatura</u> [°C]	<u>Tiempo</u> [min.]	<u>Enfriamiento</u>	<u>Microestructura buscada</u>
1A**	950	20	agua	bimodal
1B	950	20	aire	Bimodal
1C	710	60	aire	mill annealing
2A	950	20	horno	equiaxiada
2B	950 550	20 120	horno horno	equiaxiada
3A	950 550	20 120	horno horno	equiaxiada
3B	800 550	30 120	horno horno	equiaxiada
4A	1015	10	agua	lamelar
4B	1015	10	aire	lamelar

\*El número se corresponde con el número de probeta de laminación.

\*\*En este caso sólo se realizó análisis metalográfico, ya que se trató sólo una lonja de material de 2cm.

De cada probeta tratada térmicamente, se realizaron 3 ensayos de tracción a temperatura ambiente.

### 5.3. Resultados y discusión

#### 5.3.1. Titanio Comercialmente Puro

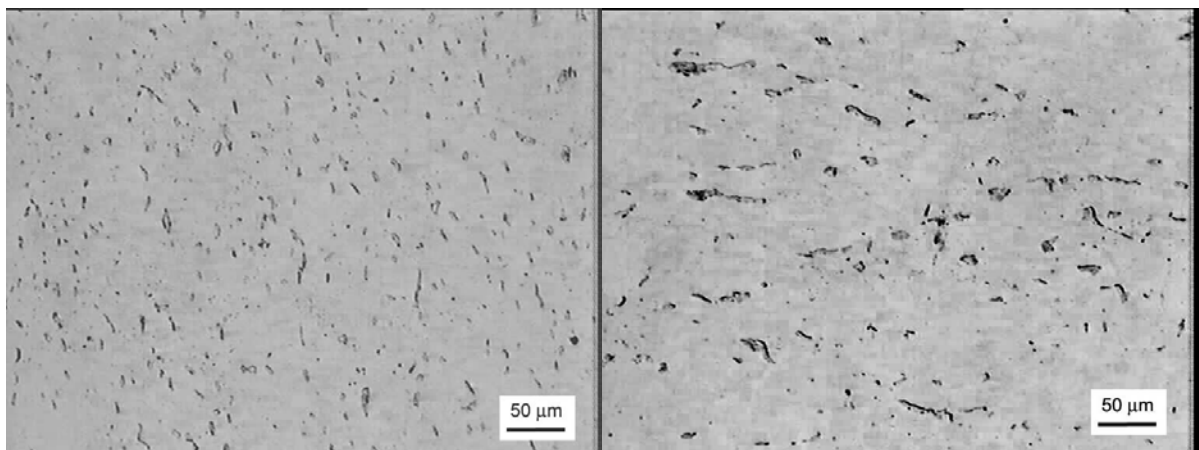
##### Laminación

La *figura 16* muestra la microestructura obtenida después de la primer etapa de laminación tanto para la Ruta A como para la Ruta B de Ti CP-Gr2. Esta etapa se realizó en el campo  $\alpha+\beta$  a 900°C. Se observó una estructura  $\alpha$  equiaxiada, con pequeñas islas de  $\beta$  intergranular distribuidas de manera uniforme y orientadas en sentido paralelo a la dirección de laminación.

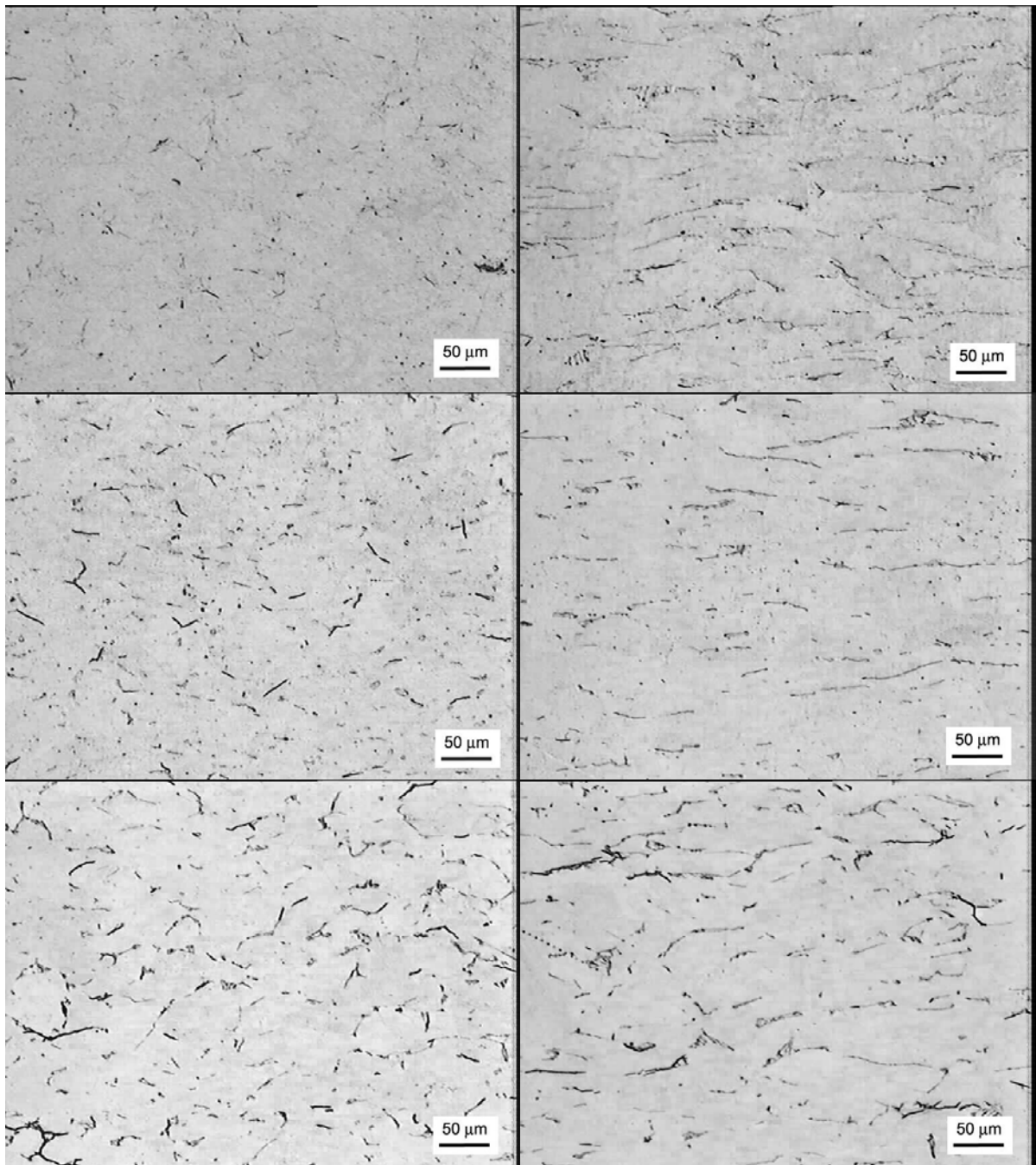
En la *figura 17* se muestran las microestructuras obtenidas en la segunda, tercer y cuarta etapa de laminación de la Ruta A. Las primeras dos etapas se realizaron a una temperatura cercana a el límite superior del campo  $\alpha+\beta$ , 900°C, y las dos últimas sobre el límite inferior, 870°C. Se observa que a medida que avanza el proceso de laminación, la fase  $\beta$  minoritaria (estabilizada por el Fe) va “colapsando” y orientándose en la dirección de laminación.

En la *figura 18*, se presentan las microestructuras obtenidas en la segunda, tercer y cuarta etapas de la Ruta B de laminación.

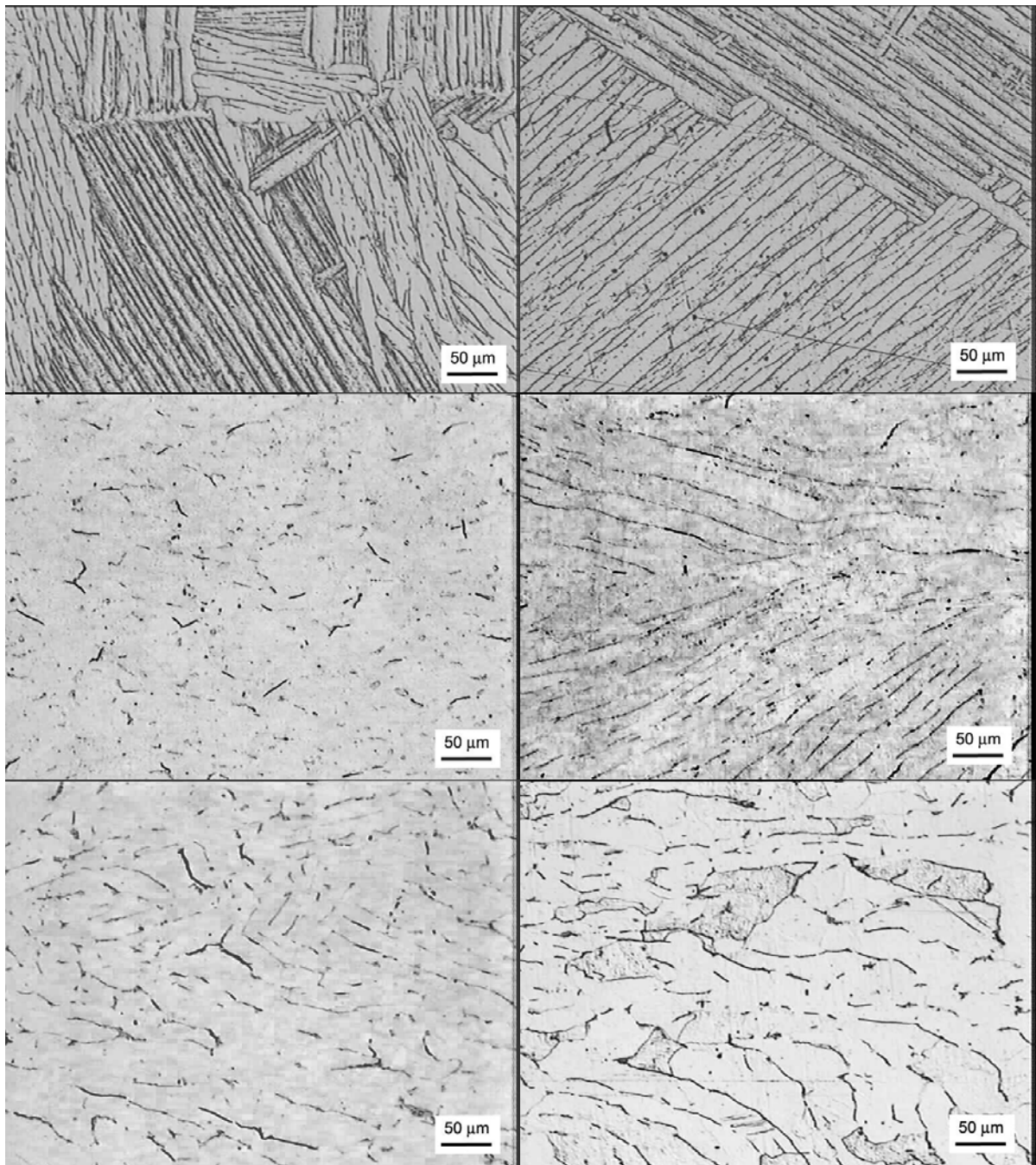
La segunda etapa de laminación se llevó a cabo en el campo  $\beta$  a 1050°C. Luego del enfriamiento de la probeta testigo, se observa una microestructura muy diferente a la obtenida en la Ruta A. Esta microestructura consiste en colonias lamelares ( $\beta$  transformada) que se nuclearon y crecieron al descender la temperatura por debajo de  $\beta$  transus. Estas colonias de  $\beta$  transformada se observan equiaxiadas sin una orientación preferencial respecto a la dirección de laminación. Esto indica que se produjo, una recristalización y crecimiento muy marcado en fase  $\beta$ , que luego transformaron en  $\beta$  secundaria. Las metalografías de la tercera etapa, laminadas en  $\alpha+\beta$ , muestran una mayor proporción de fase beta retenida que el mismo paso de laminación para la ruta A. Dicha fase se presenta en forma de láminas continuas y conservan la orientación de las colonias de lamelas generadas durante el enfriamiento del paso previo. Durante la cuarta etapa, también en  $\alpha+\beta$ , se produce una deformación de las cadenas de fase beta y orientación en sentido paralelo a la dirección de laminación.



*Figura 16: Primer etapa de laminación (Ti CP-Gr2). Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 17: Ruta A (Ti CP-Gr2). Segunda (sup.), tercera (centro) y cuarta (inf.) etapas.  
Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



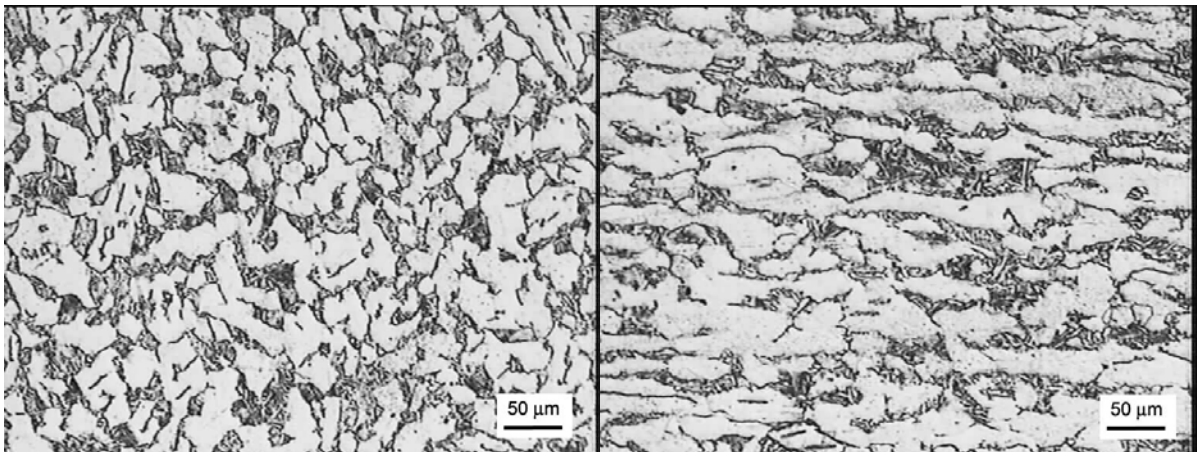
*Figura 18: Ruta B. (Ti CP-Gr2). Segunda (sup.), tercera (centro) y cuarta (inf.) etapas. Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*

En la *figura 19* se muestra la microestructura obtenida después de la primer etapa de laminación para las Ruta A y B de Ti CP-Gr4 en ( $\alpha+\beta$ ) a 900°C. Se observó una estructura  $\alpha$  primaria, con una considerable cantidad de  $\beta$  transformada en borde de grano. De la metalografía en dirección longitudinal se puede ver que existe orientación en la dirección de laminación.

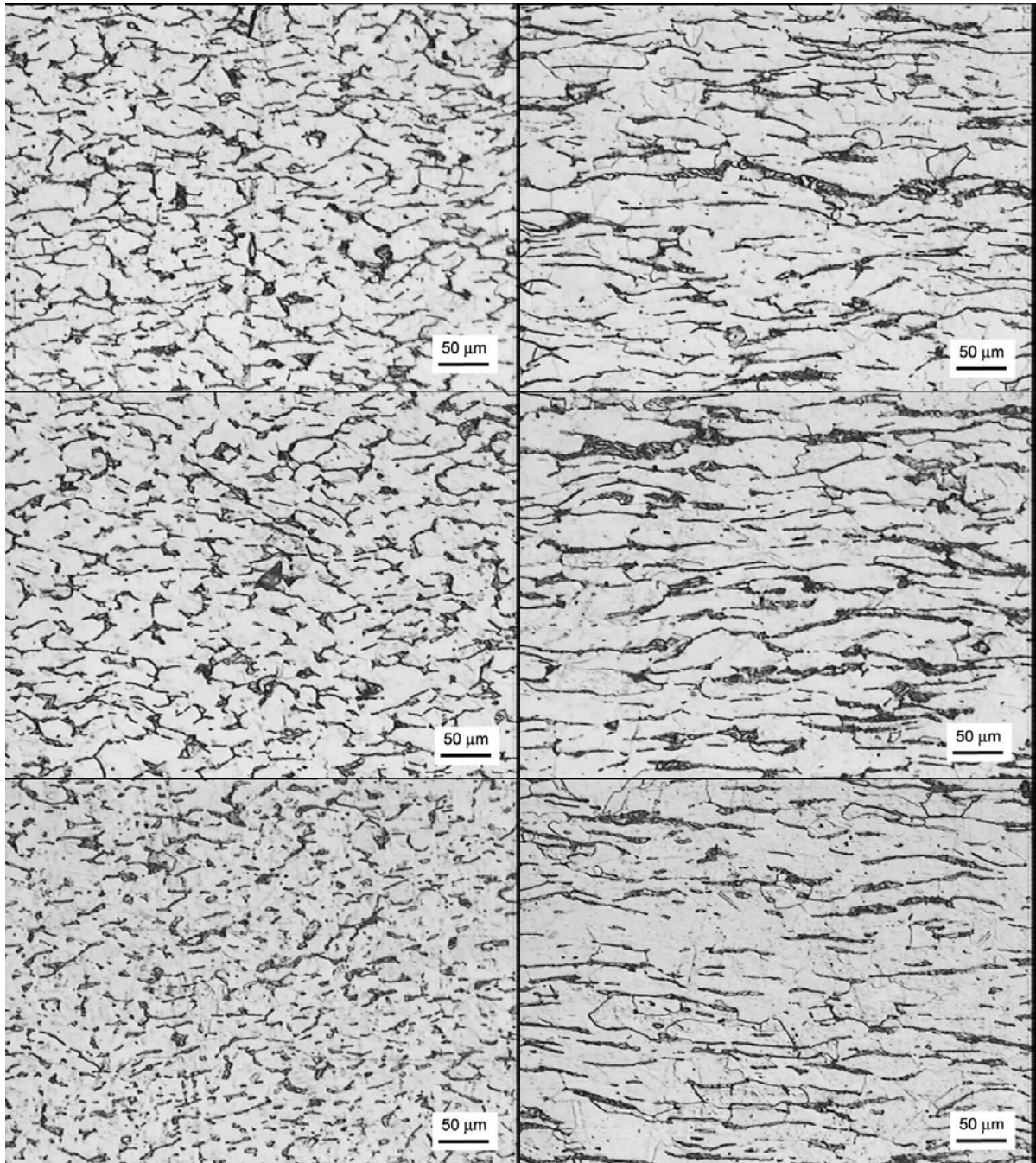
La *figura 20* muestra las microestructuras obtenidas en la segunda (44% de reducción a 900°C), tercer (reducción de 40% a 870°C) y cuarta (33% de reducción a 870°C) etapas de la Ruta A de laminación, realizadas en el campo  $\alpha+\beta$ . Se observa que a medida que avanza el proceso de laminación, la fase  $\beta$  “colapsa” y se orienta en la dirección de laminación.

En la *figura 21*, se presentan las microestructuras obtenidas en la segunda, tercer y cuarta etapas de la Ruta B de laminación para Ti CP-Gr4. La segunda etapa de laminación se realizó a 1050°C en el campo  $\beta$  y al igual que sucedió en Ti CP-Gr2 se obtiene una estructura beta transformada pero con morfología de placas.

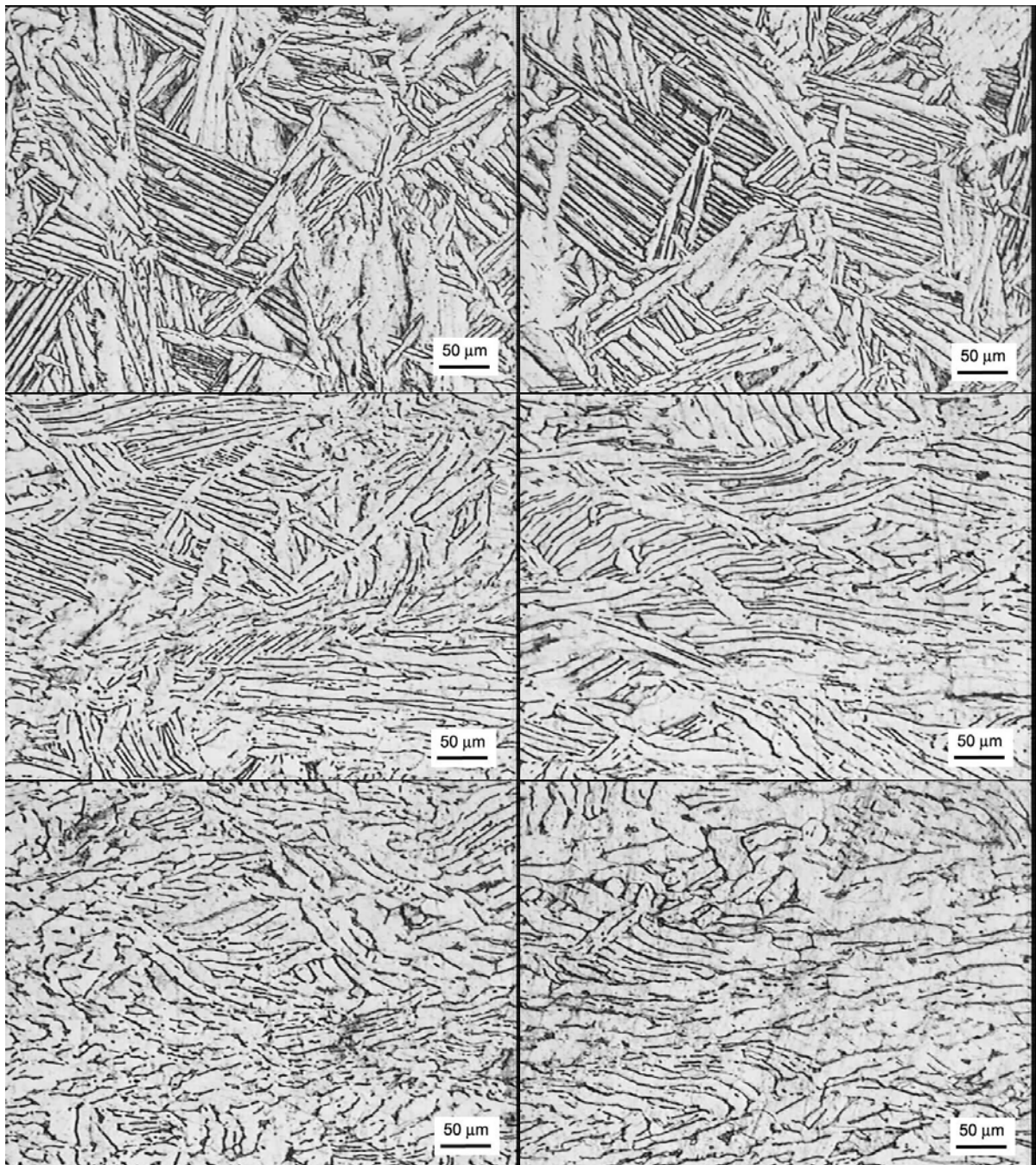
Durante la tercera y cuarta etapa (40 y 33% de reducción respectivamente), realizadas a 870°C (campo  $\alpha+\beta$ ), se produce la deformación de dichas placas con una marcada orientación en sentido paralelo a la dirección de laminación.



*Figura 19: Primer etapa de laminación (Ti CP-Gr4). Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 20: Ruta A (Ti CP-Gr4). Segunda (sup.), tercera (centro) y cuarta (inf.) etapas. Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 21: Ruta B. (Ti CP-Gr4). Segunda (sup.), tercera (centro) y cuarta (inf.) etapas. Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*

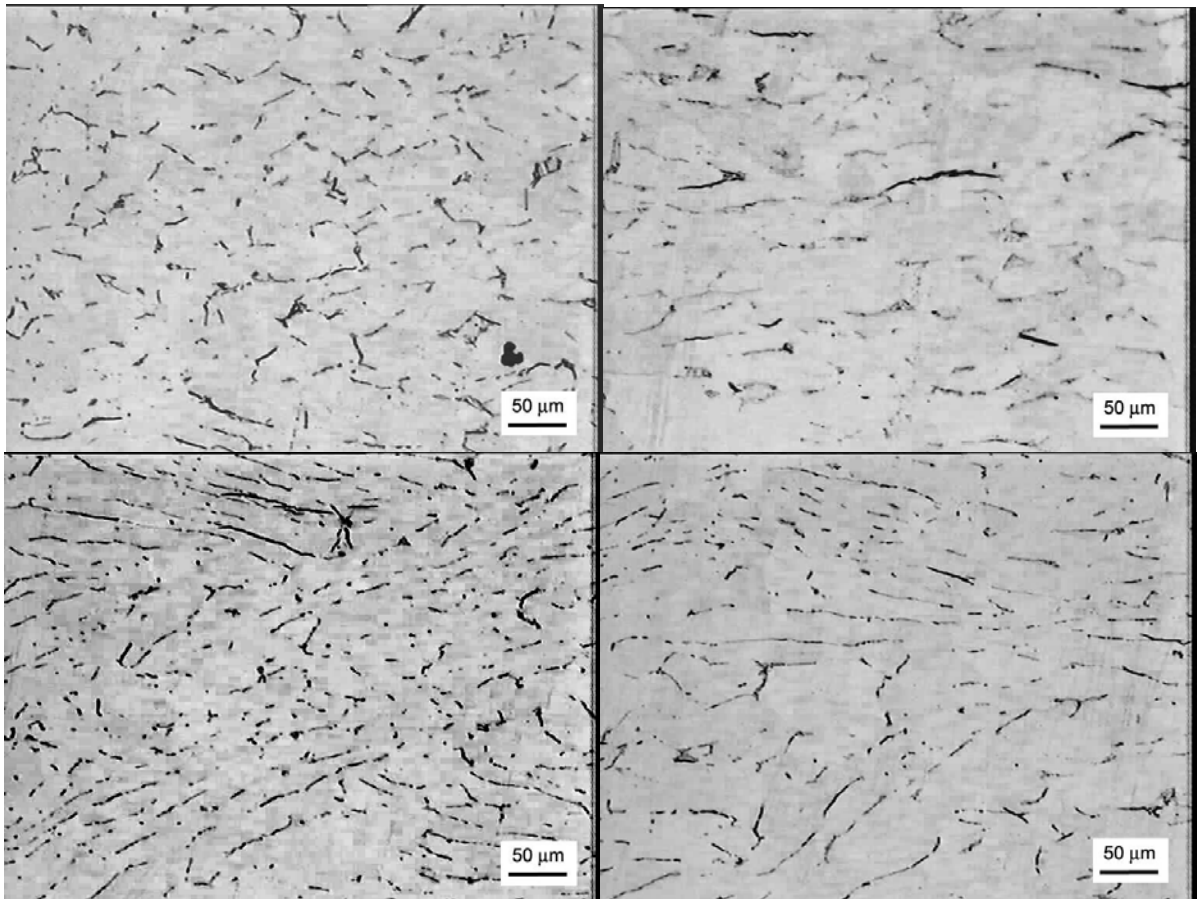
Una observación a tener en cuenta es que la proporción de fase beta retenida en Ti CP-Gr4 es mayor que en Ti CP-Gr2. Esto se debe a que el Ti CP-Gr4 posee un mayor porcentaje de Fe, siendo éste un fuerte estabilizador de fase beta <sup>[3]</sup>. Desde el punto de vista del procesamiento, esto genera una mayor dificultad para distribuir la fase minoritaria de manera uniforme. A igual ruta de deformación, la microestructura de Ti CP-Gr4 resultó menos homogénea que la de Ti CP-Gr2.

Comparando las dos rutas de laminación A y B para ambos materiales, puede verse claramente que si el material se procesa por encima de  $\beta$ -transus, se obtiene una mayor cantidad de fase  $\beta$  retenida y una distribución menos uniforme de la misma. Por otro lado, la fase  $\beta$  formada entre las lamelas o placas de  $\alpha$  secundaria en la segunda etapa de laminación de la Ruta B, sólo se deforman y orientan en las siguientes etapas.

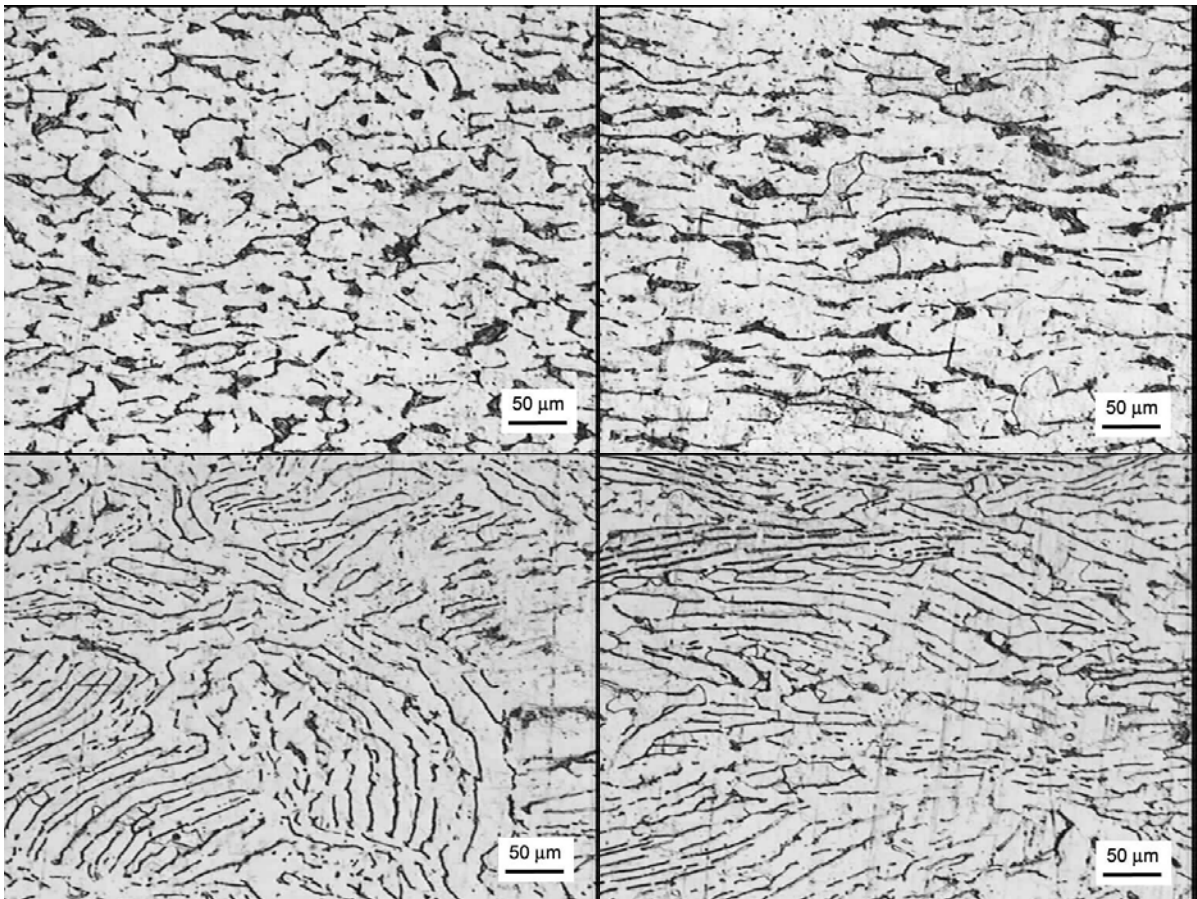
### Tratamiento térmico

Las *figuras 22 y 23* muestran las microestructuras obtenidas luego de realizar el recocido de 20 min. a 650°C en las probetas de Ti CP-Gr2 y Ti CP-Gr4 laminadas siguiendo las rutas A y B.

No hay cambios significativos en la morfología de la fase  $\beta$  respecto de la microestructura previa al tratamiento térmico que mantiene una fuerte orientación en la dirección de laminación. Aunque Para Ti CP-Gr2 en ambos casos puede verse un comienzo de globulización de la fase  $\beta$ . La orientación de la fase  $\beta$  conduce a la idea de que la matriz  $\alpha$  tiene una morfología de granos alargados pero por observación directa en microscopio óptico utilizando luz polarizada, se observó que en todos los casos la matriz de fase  $\alpha$  presenta granos equiaxiales.



*Figura 22: Microestructuras después del tratamiento térmico (Ti CP-Gr2). Ruta A (sup.) y Ruta B (inf.)  
Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 23: Microestructuras después del tratamiento térmico (Ti CP-Gr4). Ruta A (sup.) y Ruta B (inf.)  
Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*

En las *tablas 8 y 9* se presentan los resultados de los ensayos de tracción: resistencia a la tracción ( $\sigma_{\max}$ ), tensión del límite 0,2 ( $\sigma_{0,2}$ ) y alargamiento porcentual ( $\epsilon$ ) obtenidos promediando los valores de los tres ensayos realizados para los materiales laminados según las Rutas A y B, después del tratamiento térmico.

Tanto para el Ti CP-Gr2 como para el Ti CP-Gr4 se observa un leve aumento en la resistencia a la tracción y la tensión de fluencia con una leve disminución en la ductilidad para los materiales laminados según la Ruta B respecto de los de la Ruta A. Estas diferencias no son significativas por lo no podemos concluir que la ruta B conduce a propiedades de tracción inferiores. Sin embargo una estructura no uniforme puede tener influencia sobre otras propiedades mecánicas como tenacidad a la fractura o resistencia a la fatiga. En este trabajo dichas propiedades no se han evaluado pero **serán** tema de estudio en futuros trabajos.

*Tabla 8: Propiedades mecánicas Ti CP-Gr2*

<b>Material</b>	$\sigma_{\max}$ [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	$\epsilon$ [%]
Ti CP-Gr2 Ruta A	507	420	36,4
Ti CP-Gr2 Ruta B	509	424	35,0

*Tabla 9: Propiedades mecánicas Ti CP-Gr4*

<b>Material</b>	$\sigma_{\max}$ [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	$\epsilon$ [%]
Ti CP-Gr4 Ruta A	657	577	33,9
Ti CP-Gr4 Ruta B	659	580	31,6

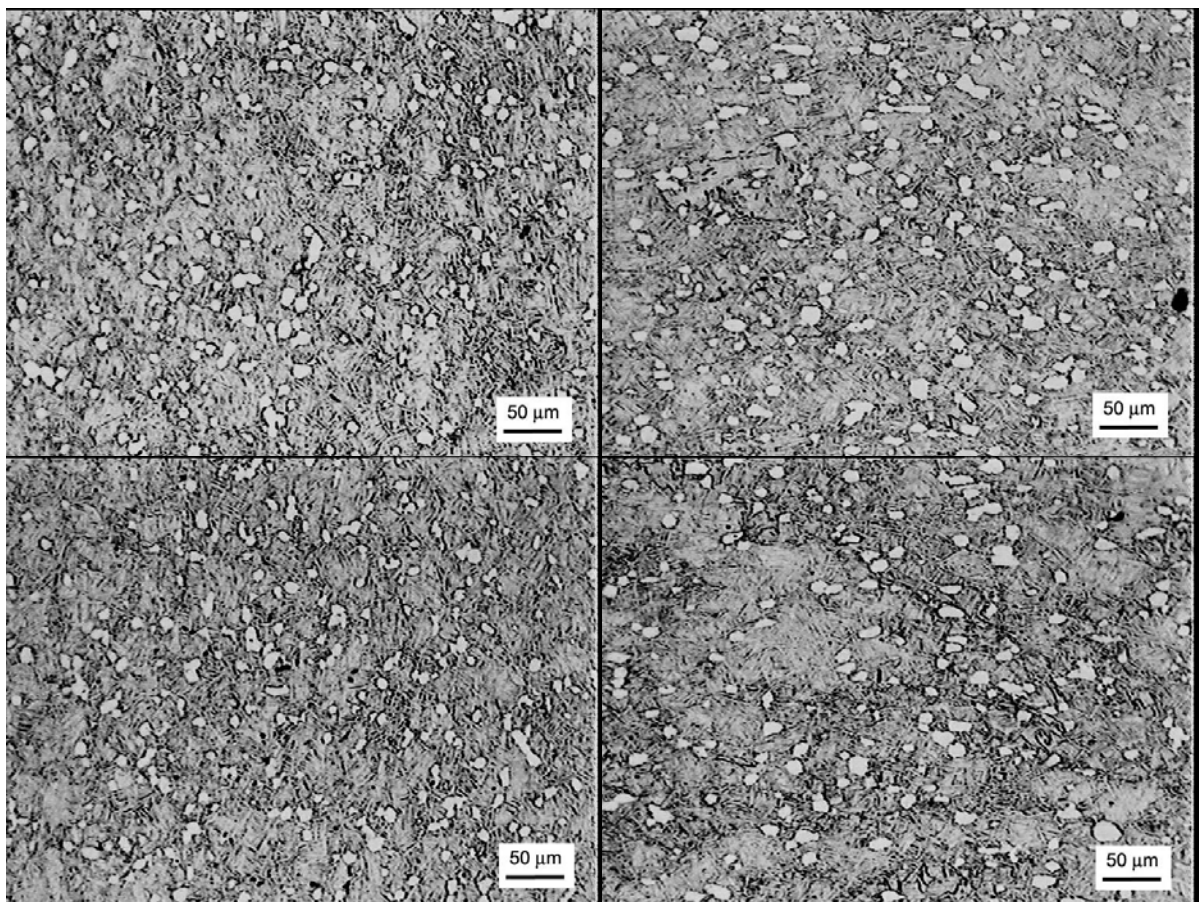
### 5.3.2. Aleación $\alpha+\beta$ (Ti-6Al-4V)

#### Laminación

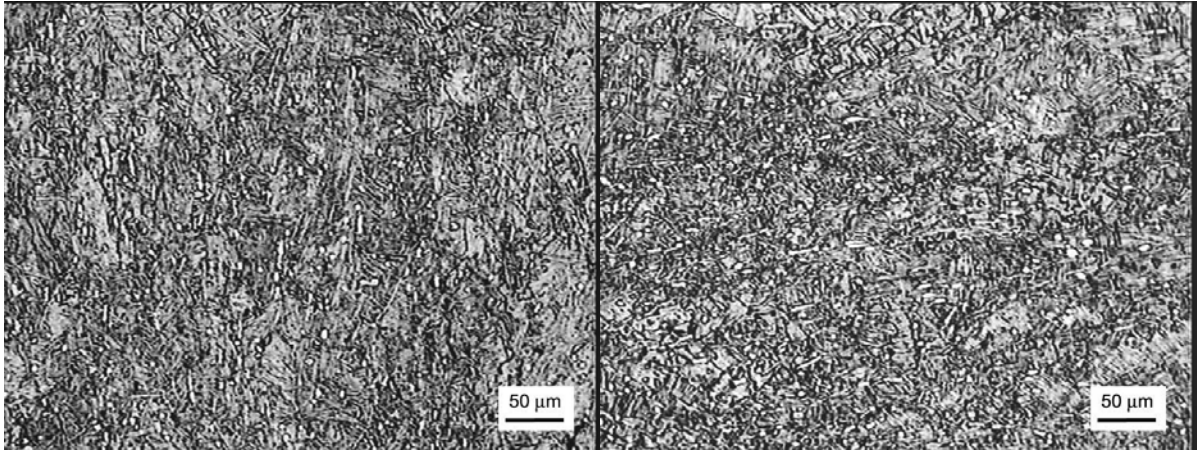
La *figura 24* muestra las microestructuras obtenidas en las probetas 1 y 2 de Ti-6Al-4V, laminadas según la Ruta A (66% de reducción en  $\alpha+\beta$  a 960°C). Dado que el procesamiento aplicado a éstas dos probetas es el mismo, no se observan diferencias. La microestructura obtenida es bimodal, presentando granos de  $\beta$  equiaxiados dentro de una matriz lamelar ( $\alpha+\beta$ ). Ésta microestructura es muy similar a la del material de partida (*figura 3*), aunque las lamelas son más finas y los granos de  $\beta$  se encuentran levemente alargados en la dirección de laminación.

La microestructura obtenida en la probeta 3 (*figura 25*), laminada siguiendo la Ruta A pero con un tratamiento previo de homogeneización en campo  $\beta$  (1050 °C), también presenta una estructura bimodal. A diferencia de la obtenida sin el tratamiento de homogeneización, hay mayor cantidad de granos de  $\beta$  más pequeños, y las lamelas son más gruesas.

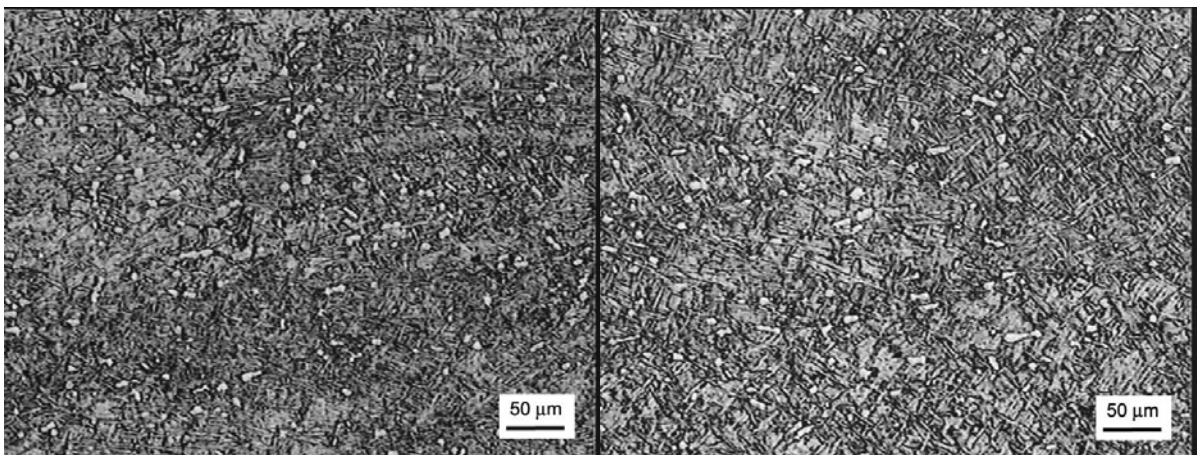
En la *figura 26* se muestra la microestructura obtenida en la probeta 4. Ésta se laminó según la Ruta B, realizando una primer etapa de deformación a 1050 °C (campo  $\beta$ ) y una segunda a 960°C (campo  $\alpha+\beta$ ). La microestructura obtenida es muy similar a la obtenida en la probeta 3, de lo que se deduce que la etapa de laminación por encima de  $\beta$ -transus tiene un efecto muy similar al de realizar el tratamiento de homogeneización.



*Figura 24: Ruta A sin homogeneización. Probetas 1 (sup.) y 2 (inf.) (Ti-6Al-4V). Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*



*Figura 25: Ruta A con homogeneización previa (Ti-6Al-4V). Probeta 3. Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*

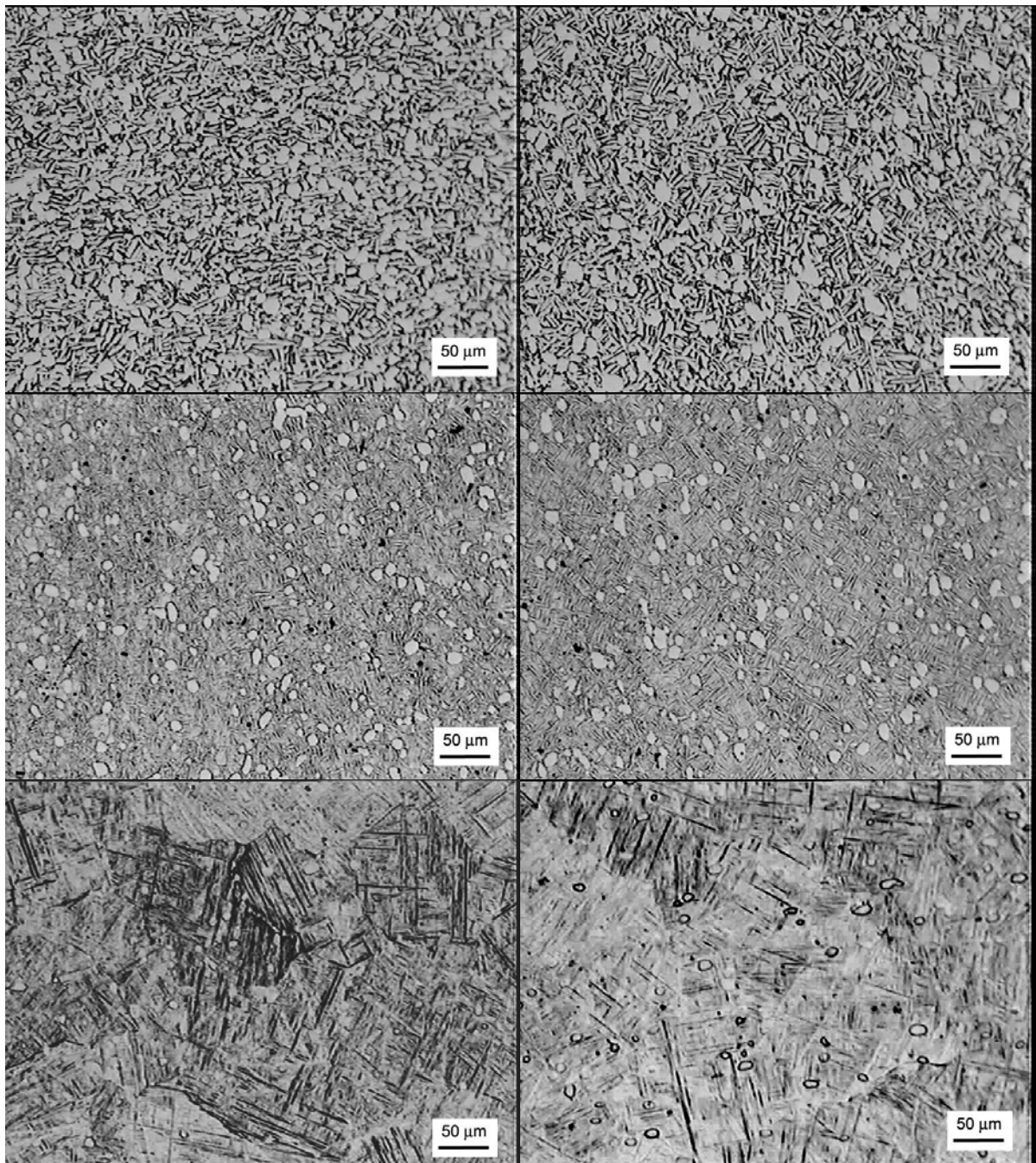


*Figura 26: Ruta B (Ti-6Al-4V). Probeta 4. Transversal (izq.) y longitudinal (der.)*

### Tratamientos térmicos

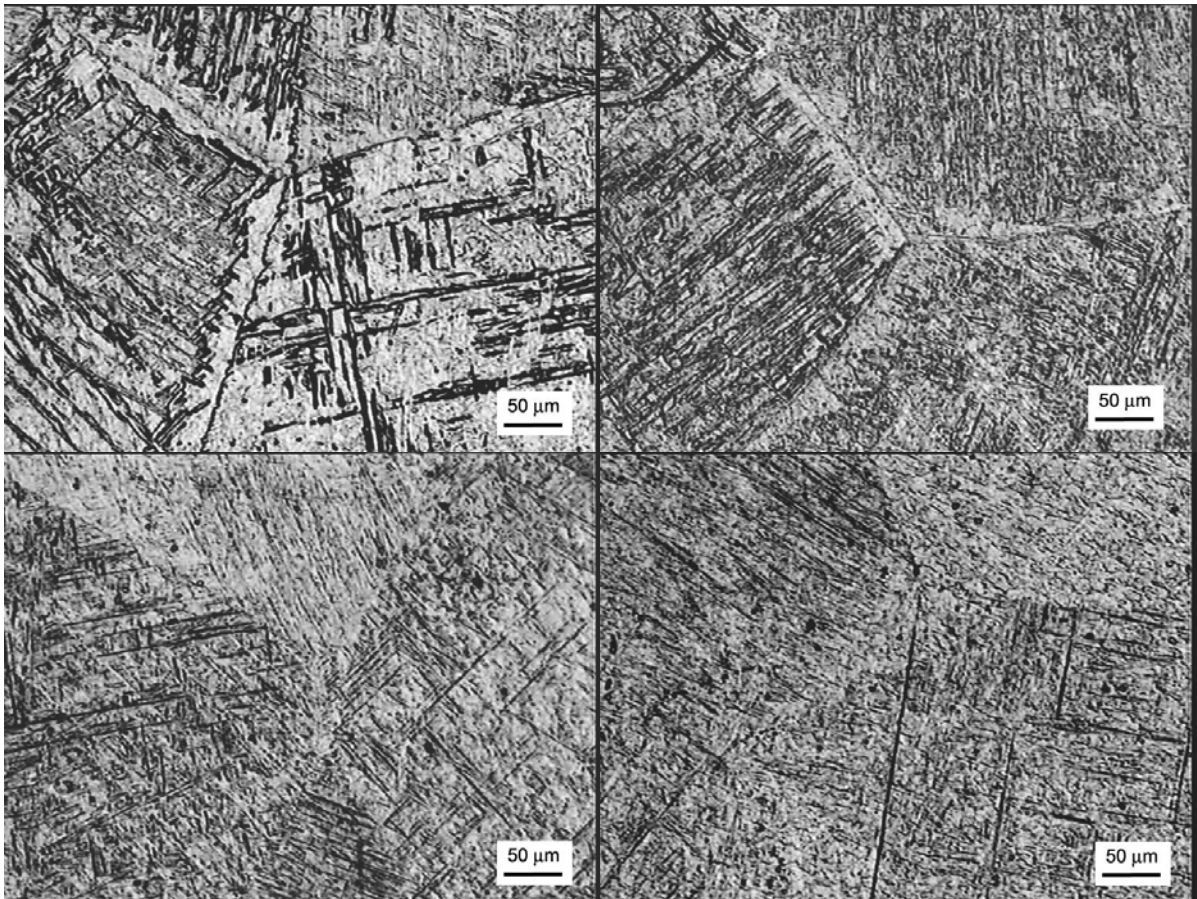
La *figura 27* muestra las microestructuras obtenidas luego de realizar un recocido de 20 min. a 950°C (campo  $\beta+\beta$ ) con diferentes velocidades de enfriamiento (en horno, en aire y en agua) en las probetas laminadas según la Ruta A sin tratamiento de homogeneización previo (*figura 24*).

En los tres casos se obtuvieron microestructuras bimodales. Puede verse claramente que al aumentar la velocidad de enfriamiento, disminuye notablemente la proporción y el tamaño de los granos de  $\beta$  equiaxiado. En la probeta enfriada en agua la matriz es martensítica, mientras que en las enfriadas al aire y en horno la matriz es lamelar. Al aumentar la velocidad de enfriamiento aumenta el tamaño de las colonias lamelares, y las lamelas son más finas.



*Figura 27: Probetas 1 y 2. Tratamiento térmico de 20 min. a 950°C, enfriadas en horno (sup.), al aire (centro) y en agua (inf.). Transversal (izq.) y longitudinal (der.).*

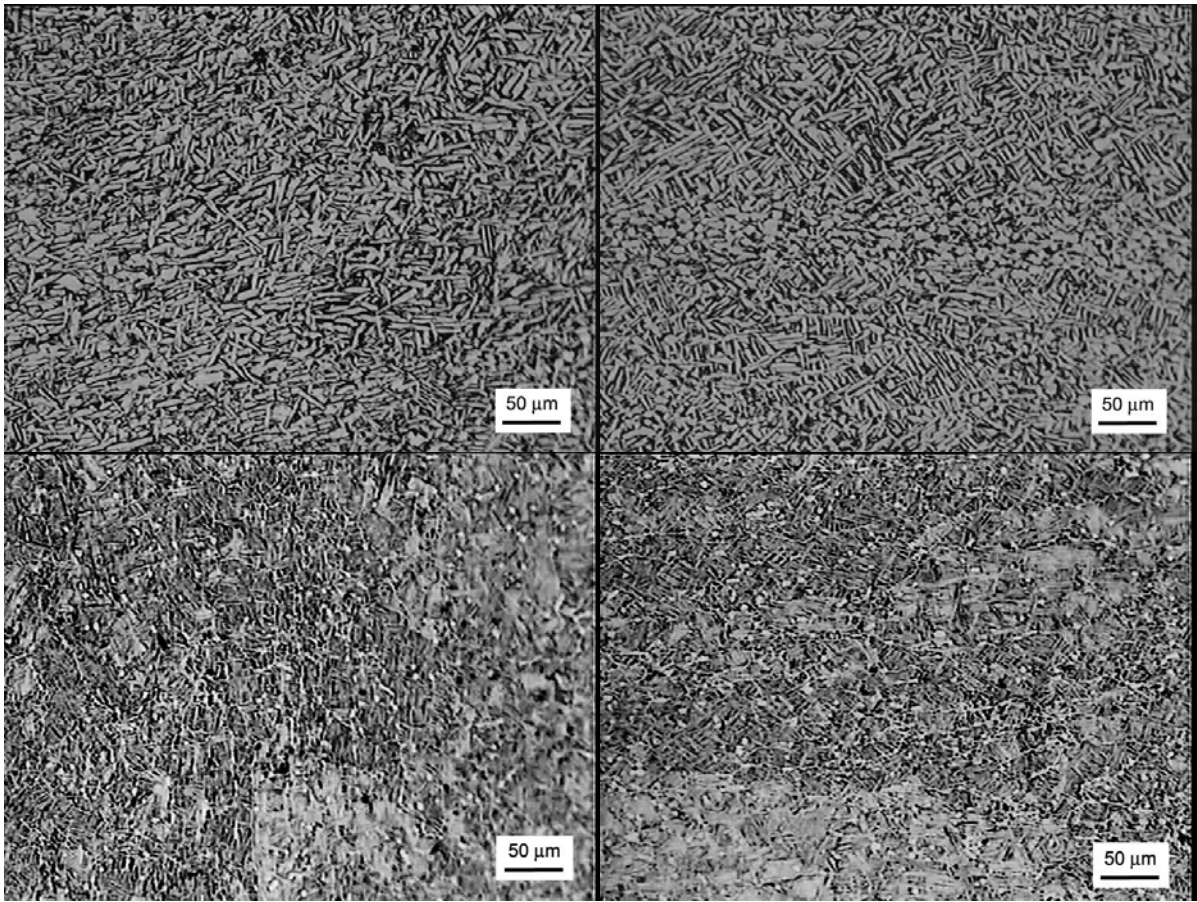
En la *figura 28* se muestran las microestructuras obtenidas en la probeta 4 después de un tratamiento térmico de 10 min. a 1015°C (campo  $\square$ ), enfriadas al aire y en agua. En la probeta enfriada al aire se obtuvo una microestructura completamente lamelar, con una estructura tipo widmastätten crecida a partir de los bordes de grano  $\square$ . En la enfriada en agua, la microestructura obtenida es martensítica.



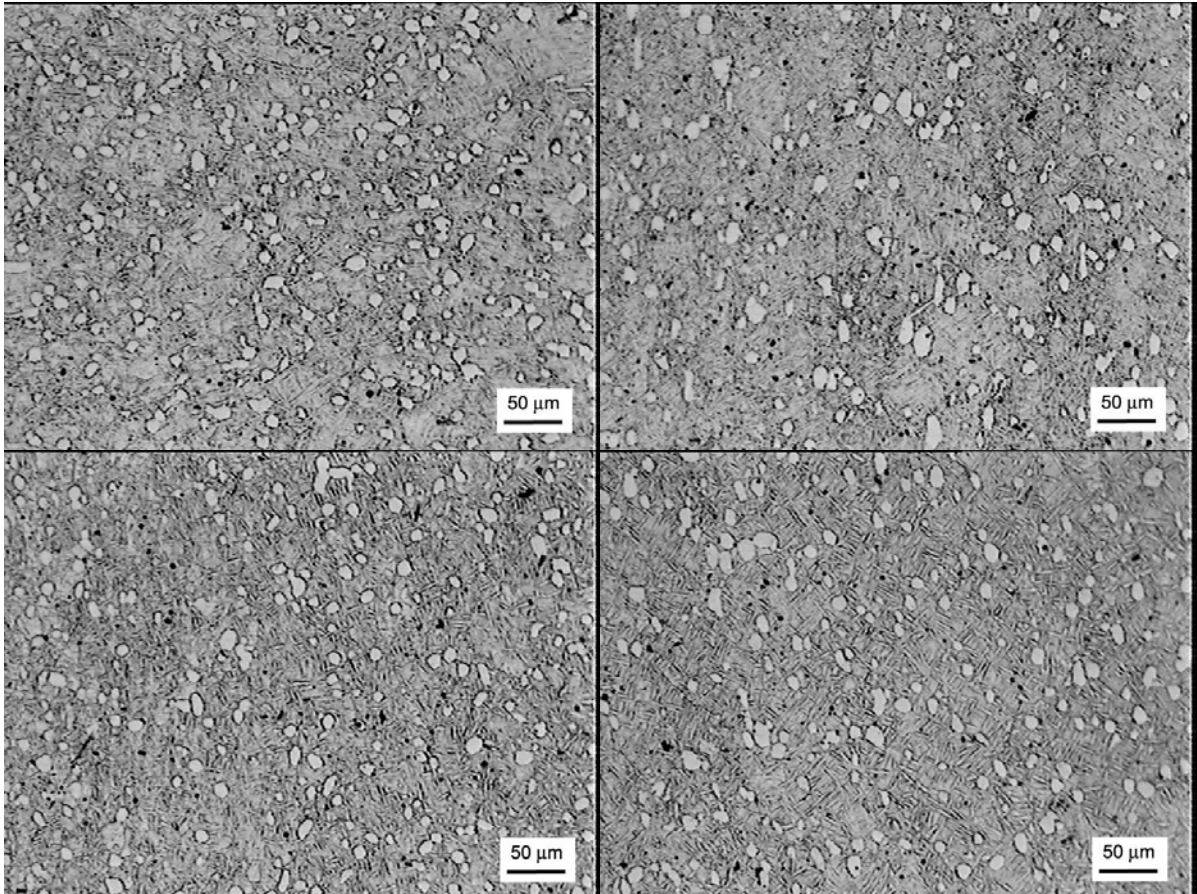
*Figura 28: Probeta 4. Tratamiento térmico de 10 min. a 1015°C, enfriadas al aire (sup.) y en agua (inf.). Transversal (izq.) y longitudinal (der.).*

La *figura 29* muestra las microestructuras obtenidas en la probeta 3 después de aplicar los tratamientos térmicos de 20 min. a 950°C y de 30 min. a 800°C (enfriadas en horno). En la probeta tratada a 800°C no se ven diferencias microestructurales respecto de la previa al tratamiento térmico (*figura 25*), mientras que en la tratada a 950°C se ve un engrosamiento muy marcado de las lamelas y la aparición de regiones con estructura completamente equiaxiadas.

La *figura 30* muestra las microestructuras obtenidas después de aplicar los tratamientos térmicos (950°C 20 min. y 710°C 30 min. enfriadas al aire) a la probeta 1. En la probeta tratada a 710 °C no se ven diferencias microestructurales respecto de la previa al tratamiento térmico (*figura 24*), mientras que en la tratada a 950°C se ve un engrosamiento de las lamelas y los granos de  $\beta$  equiaxiada presentan forma y distribución más homogénea.

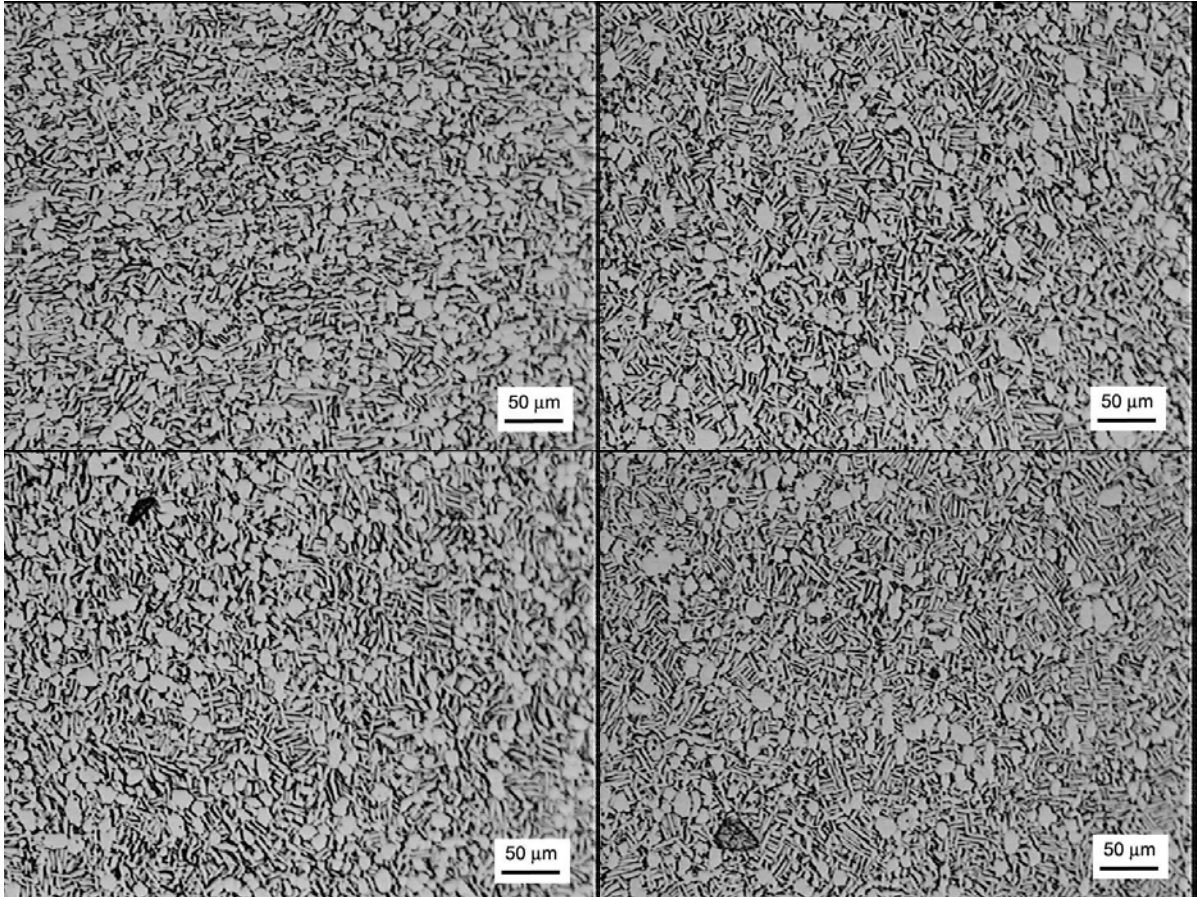


*Figura 29: Probeta 3. Tratamiento térmico a 950°C (sup.) y a 800°C (inf.), enfriadas en horno. Transversal (izq.) y longitudinal (der.).*



*Figura 30: Probeta 1. Tratamiento térmico a 950°C (sup.) y a 710°C (inf.), enfriadas al aire. Transversal (izq.) y longitudinal (der.).*

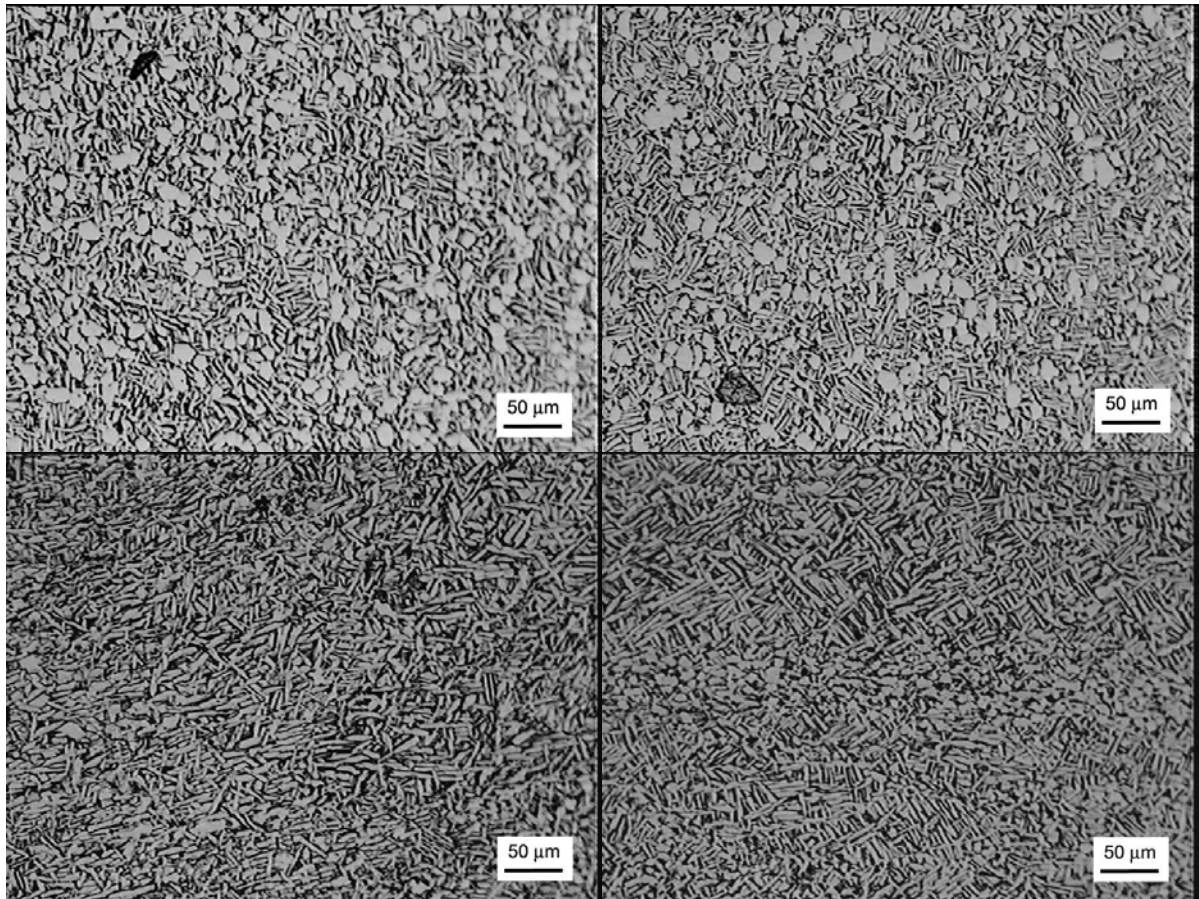
En la *figura 31* se muestran las microestructuras obtenidas en la probeta 2, tratadas 20 min. a 950°C y enfriadas en horno con y sin el tratamiento de envejecimiento (120 min. a 550 °C). En las microestructuras no se observa diferencias debido a que el envejecimiento se produce por precipitación del intermetálico  $TiAl_3$  en forma de pequeños precipitados no resolubles por microscopía óptica.



*Figura 31: Probeta 2. Tratamiento térmico 20 min. a 950°C, enfriadas en horno (sup.). Idem con envejecimiento(inf.) Transversal (izq.) y longitudinal (der.).*

En la *figura 32* se muestran las microestructuras obtenidas después de realizar un tratamiento térmico de 20 min. a 950°C y enfriado en horno de las probetas 2 y 3 (sin y con homogeneización antes de la laminación) cuyas microestructuras se mostraron en las *figuras 24* y *25*.

En ambos casos la microestructura es bimodal, pero en la probeta 3 con homogeneización, se encuentran regiones de  $\alpha$  equiaxiada de tamaño similar al espesor de las lamelas, mientras que en la probeta 2 los granos  $\alpha$  equiaxiada se distribuyen uniformemente en la probeta y tienen un tamaño mayor haciendo que la estructura sea menos uniforme.



*Figura 32: Tratamiento térmico de 20 min. a 950°C, enfriado en horno. Probetas 2 (sup.) y 3 (inf.) Transversal (izq.) y longitudinal (der.).*

En la *tabla 10* se presentan los resultados de los ensayos de tracción: resistencia a la tracción ( $\sigma_{\max}$ ), tensión del límite 0,2 ( $\sigma_{0,2}$ ) y elongación porcentual ( $\epsilon_{\%}$ ) y estricción ( $\epsilon_{\%}$ ) obtenidos promediando los valores de los tres ensayos realizados para cada probeta tratada.

*Tabla 10: Propiedades mecánicas Ti-6Al-4V*

	Tratamiento térmico	Enf.	Laminación	Estructura	$\sigma_{\max}$ [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	$\epsilon$ [%]	$\epsilon_{\%}$ [%]
<b>1</b>	950°C 20 min.	horno	Ruta A	bimodal gruesa	<b>855</b>	<b>812</b>	<b>17,1</b>	<b>43,0</b>
<b>2</b>	950°C 20 min.	aire	Ruta A	bimodal fina	<b>912</b>	<b>878</b>	<b>15,2</b>	<b>51,5</b>
<b>3</b>	950°C 20 min. + env.	horno	Ruta A	bimodal gruesa	<b>862</b>	<b>819</b>	<b>17,6</b>	<b>45,2</b>
<b>4</b>	710°C 30 min.	aire	Ruta A	bimodal fina	<b>890</b>	<b>849</b>	<b>16,4</b>	<b>51,7</b>
<b>5</b>	950°C 20 min. + env.	horno	H*+Ruta A	bimodal (2) gruesa	<b>872</b>	<b>833</b>	<b>14,1</b>	<b>26,1</b>
<b>6</b>	800°C 30 min. + env.	horno	H*+Ruta A	bimodal (2) fina	<b>950</b>	<b>905</b>	<b>17,2</b>	<b>40,3</b>
<b>7</b>	1015°C 10 min.	aire	Ruta B	lamelar	<b>904</b>	<b>872</b>	<b>12,5</b>	<b>21,9</b>
<b>8</b>	1015°C 10 min.	agua	Ruta B	martensítica	<b>1046</b>	<b>1017</b>	<b>6,0</b>	<b>12,8</b>

\*H: homogeneización 1050°C 15 min. antes de laminar

Comparando **1** y **2** puede verse que una estructura más fina obtenida aumentando la velocidad de enfriamiento tiene mayor resistencia mecánica y tensión de fluencia, mientras que la ductilidad se ve muy poco afectada (disminuye el alargamiento, pero aumenta la estricción).

Comparando **1** y **3** se deduce que el tratamiento de envejecimiento efectuado sobre esta estructura produce un leve aumento de la resistencia mecánica.

De **2** y **4**, para el material laminado según la Ruta A, a mayor temperatura de tratamiento térmico (enfriada en aire) la resistencia mecánica es mayor y la ductilidad no se ve afectada. De **5** y **6**, para el material procesado siguiendo la Ruta A y homogeneizado previamente, a mayor temperatura de tratamiento térmico (enfriamiento en horno), disminuyen considerablemente la resistencia mecánica y la ductilidad.

De **3** y **5**, el tratamiento de homogeneización previo a la laminación aumenta la resistencia mecánica y reduce la ductilidad.

La estructura completamente lamelar (**7**) tiene resistencia mecánica similar a las bimodales, pero la ductilidad es notablemente menor. La estructura martensítica (**8**) tiene resistencia mecánica mucho mayor que las demás pero es mucho más frágil (menor ductilidad).

Como pudo verse de las metalografías mostradas, se obtuvo gran variedad de microestructuras para la aleación Ti-6Al-4V. Sin embargo, en las probetas enfriadas en horno en las cuales se esperaba obtener microestructuras equiaxiadas, se observaron estructuras bimodales; esto puede atribuirse a que los tiempos de los tratamientos térmicos fueron cortos y, en menor medida, a que la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente baja.

Comparando las microestructuras y las propiedades mecánicas se ve claramente que, en este tipo de aleaciones, con una variación tratamiento térmico final se pueden modificar completamente la microestructura y las propiedades mecánicas.

Los tratamientos térmicos realizados a temperaturas superiores a  $\beta$ -transus, condujeron a estructuras lamelares o martensíticas según la velocidad de enfriamiento. La resistencia mecánica obtenida para la estructura lamelar es similar a la obtenida en las estructuras bimodales, mientras que la de la estructura martensítica es mucho mayor, aunque en ambos casos la ductilidad se ve fuertemente afectada.

Al aumentar la velocidad de enfriamiento en los tratamientos en  $\beta+\beta'$ , se obtuvieron microestructuras mas finas, con una mayor resistencia mecánica, sin disminuir la ductilidad.

Al variar la temperatura de los tratamientos térmicos en el campo  $\beta+\beta'$ , partiendo de dos microestructuras distintas, se obtuvieron resultados diferentes tanto en las microestructuras como en las propiedades mecánicas, de lo que se ve que la microestructura previa al tratamiento térmico tiene gran influencia en las propiedades finales, pero no se pudo inferir el efecto de la temperatura de tratamiento térmico.

El tratamiento de envejecimiento, si bien no se detectó por metalografía, en los resultados de los ensayos de tracción, puede verse que aumenta la resistencia mecánica y la disminución de la ductilidad del material.

Comparando los valores de resistencia mecánica obtenidos para ésta aleación con los obtenidos para las aleaciones Comercialmente Puras, puede verse que Ti-6Al-4V tiene una resistencia mecánica mucho mayor, esto se atribuye al efecto de los elementos de aleación.

## 6. CONCLUSIONES

Con la Técnica de medición de la Resistividad eléctrica y la Técnica Metalográfica se obtuvieron resultados similares en la determinación de  $\beta$ -transus, por lo que la utilización de una u otra estará dada por la disponibilidad de equipos y medios.

Los valores de  $\beta$ -transus obtenidos tienen algunas diferencias con los datos encontrados en la bibliografía. Estas diferencias pueden ser atribuidas a variaciones en la composición, y dada la importancia que tiene el  $\beta$ -transus en la definición de las ventanas de trabajado, muestran la necesidad de contar con datos experimentales para la determinación de las rutas de trabajo.

En las aleaciones de Titanio Comercialmente puro, se observó que la aleación con mayor cantidad de aleantes (Ti CP-Gr4) presenta mayor cantidad de fase  $\beta$  retenida y, a igual ruta de deformación, presenta una estructura menos uniforme que Ti CP-Gr2 (con menor contenido de aleantes). Por otro lado, en ambos casos un procesamiento por encima de  $\beta$ -transus produce una mayor cantidad de fase  $\beta$  retenida con una distribución menos uniforme que en el procesamiento en  $\beta+\beta'$ . No se observaron diferencias significativas en las propiedades mecánicas analizadas, pero una estructura no uniforme podría afectar otras propiedades mecánicas como la tenacidad a la fractura o la resistencia a la fatiga.

En la aleación  $\beta+\beta'$  estudiada, pudo verse que al realizar una etapa de laminación por encima de  $\beta$ -transus se obtiene un efecto en la microestructura similar al de realizar un tratamiento de homogeneización en fase  $\beta$  previo a la laminación.

Al realizar diferentes tratamientos térmicos finales en Ti-6Al-4V, se obtuvieron microestructuras y propiedades diferentes. En las probetas enfriadas en horno en las cuales se esperaba obtener microestructuras equiaxiales, se observaron estructuras bimodales; esto puede atribuirse a que los tiempos de los tratamientos térmicos fueron cortos y, en menor medida, a que la velocidad de enfriamiento no fue suficientemente baja. Los tratamientos térmicos realizados en fase  $\beta$ , condujeron a estructuras lamelares o martensíticas según la velocidad de enfriamiento, que tienen una ductilidad mucho mas baja que las demás microestructuras.

Una mayor velocidad de enfriamiento en los tratamientos en  $\beta+\beta'$ , condujeron a microestructuras mas finas, con una mayor resistencia mecánica, sin afectar la ductilidad.

En los tratamientos térmicos en el campo  $\beta+\beta'$ , partiendo de microestructuras distintas, se obtuvieron resultados diferentes tanto en las microestructuras como en las propiedades mecánicas, de lo que la microestructura previa al tratamiento térmico tiene gran influencia en las propiedades finales.

A partir de los resultados de los ensayos de tracción, se verificó que el tratamiento de envejecimiento, aumenta tanto la resistencia mecánica como la ductilidad del material.

## 7. ANEXO - Revisión bibliográfica

### 7.1. El titanio

#### 7.1.1. Origen y obtención

El titanio se encuentra en la corteza terrestre en un nivel de alrededor del 0,6% en peso, siendo el cuarto metal estructural más abundante después del aluminio, hierro y magnesio. Aunque no es frecuente encontrarlo en concentraciones que hagan económicamente viable su extracción, está presente en numerosas rocas ígneas y en los sedimentos derivados de ellas, y también en muchos silicatos. Los minerales que muestran una mayor concentración de este metal son el Rutilo ( $\text{TiO}_2$ ) y la Ilmenita ( $\text{FeO}\cdot\text{TiO}_2$ )<sup>[3]</sup>.

El titanio fue descubierto por el sacerdote y mineralogista inglés William Gregor en 1791. En 1887 Nilson y Pettersson obtuvieron una muestra impura del titanio metálico. Se obtuvo una muestra pura de titanio en el año 1910, cuando M. A. Hunter calentó una muestra de sodio con  $\text{TiCl}_4$  y redujo el cloruro. Los primeros productos comerciales de fábrica fueron producidos alrededor de 1950. La industria aeroespacial era el mercado principal para el titanio durante los primeros años<sup>[3,9]</sup>.

En 1937 el doctor Wilhelm Kroll, en asociación con Siemens y Hulske, desarrolló un proceso para la obtención de titanio consistente en la reducción del compuesto tetracloruro de titanio con magnesio molido, en una atmósfera de argón para evitar la oxidación. Este fue el primer proceso que permitió la obtención de cantidades apreciables de titanio metálico, y se sigue utilizando mayoritariamente en la actualidad. Otro método, desarrollado con posterioridad, se basa en la purificación del titanio mediante descomposición con yodo, pero es poco usado industrialmente, y se utiliza básicamente para la preparación de titanio de muy alta pureza con fines científicos<sup>[9]</sup>.

#### 7.1.2. Propiedades físicas, químicas y mecánicas <sup>[9]</sup>

El titanio puro es de color plateado; a temperatura ambiente se encuentra en fase  $\alpha$ , que posee una estructura cristalina hexagonal compacta (HCP), y a los  $895^\circ\text{C}$  sufre una transformación alotrópica a fase  $\beta$  con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), estable hasta la temperatura de fusión ( $1668^\circ\text{C}$ ). Su densidad es de  $4,5\text{g/cm}^3$  que es prácticamente la mitad de la del acero y el doble de la del aluminio. El titanio se destaca por su alta resistencia específica, alto punto de fusión, baja capacidad térmica, comparable a la del acero inoxidable, y sus bajos coeficientes de conductividad y dilatación térmica.

Debido a su acusada afinidad por el oxígeno, se cubre de una finísima película de óxido a la temperatura ambiente. Gracias a esta película, el titanio posee una excelente resistencia a la corrosión, tanto en ambientes salinos como en contacto con soluciones ácidas.

La reactividad del titanio depende fuertemente de la temperatura. A altas temperaturas, la reactividad del titanio con el oxígeno y otros gases es muy alta. Por encima de los  $650^\circ\text{C}$  la resistencia a la oxidación decrece rápidamente y tanto el nitrógeno como el oxígeno fragilizan el metal. Por esta razón,

determinados procesos que involucran altas temperaturas deben realizarse bajo vacío o en atmósfera inerte.

Las propiedades mecánicas del titanio dependen de su pureza. El titanio puro es muy dúctil y su resistencia a la tracción es relativamente baja. Su resistencia se puede elevar, a expensas de disminuir su plasticidad, por solución sólida con otros elementos. El oxígeno y el nitrógeno en solución, proporcionan una mayor resistencia, lo que no ocurre cuando se hallan formando óxidos o nitruros. El orden de magnitud de la solubilidad intersticial de estos elementos en el titanio es mayor que en otros metales lo que hace que la influencia de estos elementos en las propiedades mecánicas sea notable.

Las aleaciones de titanio poseen buenas propiedades mecánicas a baja temperatura, y a alta temperatura son muy dúctiles y tienen relativamente baja la resistencia mecánica, lo que le otorga una muy buena trabajabilidad en caliente.

### **7.1.3. Obtención y procesamiento<sup>[3]</sup>**

El titanio metálico, obtenido del proceso Kroll, se denomina esponja de titanio, debido a que es muy poroso y tiene aspecto de esponja. La esponja de titanio se funde junto con los elementos de aleación para obtener un lingote apto para el procesamiento posterior. Esta fusión debe hacerse en condiciones especiales debido a la alta reactividad del titanio. El primer proceso, y más utilizado industrialmente es el proceso de Doble Fusión por Arco en Vacío (VAR: Vacuum Arc Remelting).

El lingote obtenido por el proceso VAR, se somete a un procesamiento primario con la finalidad de romper la estructura de colada y obtener homogeneidad composicional y uniformidad estructural en la aleación, preparando al material para las operaciones subsiguientes. El procesamiento primario típico consiste en un forjado inicial a una temperatura 150 °C por encima de  $\beta$ -transus, la deformación en esta etapa depende de la aleación (entre 28 y 38%). La pieza es enfriada en aire forzado y recalentada hasta entre 35 y 50°C por debajo de  $\beta$ -transus se le imparte una nueva reducción del 30-40% para recrystalizar y refinar la estructura. Después de este trabajado en caliente en  $\alpha+\beta$ , la pieza se enfría al aire y se vuelve a calentar aproximadamente 50°C por encima de  $\beta$ -transus y se le imparte otra reducción del 30-40%, seguida de un enfriamiento rápido.

Luego del procesamiento primario, el semielaborado obtenido es procesado mediante forja o laminación para obtener el producto final. En la última etapa del procesamiento secundario puede realizarse un maquinado o procesamiento superficial, según sean los requerimientos del producto final.

## **7.2. Las aleaciones de titanio<sup>[3]</sup>**

### **7.2.1. Elementos de Aleación**

Los elementos de aleación del titanio usualmente se clasifican en dos grupos según cómo afecten la temperatura de transformación  $\alpha/\beta$  del titanio (*figura 33*): estabilizadores  $\alpha$  (alfágenos) y estabilizadores  $\beta$  (betágenos).

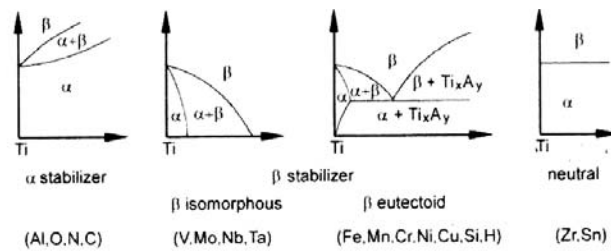


Figura 33: Efecto de los elementos de aleación sobre el diagrama de fases del titanio (esquemático)

### Elementos alfaégenos

El aluminio (sustitucional), oxígeno, nitrógeno y carbono (intersticiales) son fuertes estabilizadores de la fase  $\alpha$ , aumentando la temperatura de transformación  $\alpha/\beta$  con el incremento de la cantidad de aleante. El Al es el más utilizado, dado que es el único alfaégeno que tiene una alta solubilidad tanto en fase  $\alpha$  como en fase  $\beta$ . Otros estabilizadores de la fase  $\alpha$  son B, Ga, Ge y las tierras raras, pero su solubilidad en fase  $\alpha$  es muy baja comparada con la solubilidad de Al y O por lo que no se utilizan como elementos de aleación<sup>[1]</sup>.

### Elementos betaégenos

Los elementos estabilizadores de la fase  $\beta$  se subdividen en elementos  $\beta$ -isomorfos y  $\beta$ -eutectoides, según el diagrama de fases resultante.

Los elementos  $\beta$ -isomorfos más utilizados son V, Mo y Nb. Suficientes cantidades de estos elementos pueden hacer estable la fase  $\beta$  aún a temperatura ambiente. Ta y Re, también pertenecen a este grupo, pero no se utilizan debido a su alta densidad.

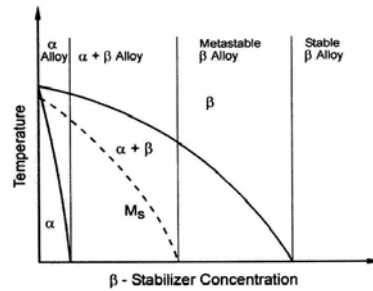
Entre los elementos  $\beta$ -eutectoides, Cr, Fe y Si son los más utilizados, Ni, Cu, Mn, W, Pd y Bi tienen un uso muy limitado sólo en aleaciones con aplicaciones especiales. Otros elementos como Co, Ag, Au, Pt, Be, Pb y U pertenecen a este grupo, pero no se utilizan como aleantes. El H, debido a su baja temperatura eutectoide (300°C), y su alta difusividad, permite un proceso especial de refinamiento microestructural, llamado proceso de hidrogenación/deshidrogenación, que utiliza al H como aleante temporario; generalmente el contenido de H en las aleaciones está limitado debido a que son susceptibles de fragilización por hidrógeno<sup>[1]</sup>.

Algunos elementos (Zr y Hf), tienen un efecto más o menos neutral, ya que aumentan levemente la temperatura de transformación y solo en altas concentraciones. El Zr y el Hf, presentan la misma transformación alotrópica que el titanio y son  $\beta$ -isomorfos, y presentan solubilidad completa en ambas fases. El Sn es  $\beta$ -eutectoide, pero no tiene efecto en la temperatura de transformación<sup>[1]</sup>.

#### 7.2.2. Clasificación de las aleaciones

El tipo y cantidad de elementos aleantes determina las fases presentes en la aleación a bajas temperaturas. En función de la posición en una sección del diagrama pseudo-binario a través de un diagrama  $\beta$ -isomorfo (figura 34), las aleaciones comerciales de titanio se clasifican en tres categorías:

aleaciones  $\alpha$ , aleaciones  $\beta$  y aleaciones  $\alpha+\beta$ . En la *tabla 11* se listan las principales aleaciones comerciales de cada tipo.<sup>[1]</sup>



*Figura 34: Sección pseudo-binaria a través de un diagrama de fases  $\alpha$ -isomorfo (esquemático)*

*Tabla 11: Principales aleaciones comerciales de titanio*

Common Name	Alloy Composition (wt%)	T <sub><math>\beta</math></sub> (°C)
<b><math>\alpha</math> Alloys and CP Titanium</b>		
Grade 1	CP-Ti (0.2Fe, 0.18O)	890
Grade 2	CP-Ti (0.3Fe, 0.25O)	915
Grade 3	CP-Ti (0.3Fe, 0.35O)	920
Grade 4	CP-Ti (0.5Fe, 0.40O)	950
Grade 7	Ti-0.2Pd	915
Grade 12	Ti-0.3Mo-0.8Ni	880
Ti-5-2.5	Ti-5Al-2.5Sn	1040
Ti-3-2.5	Ti-3Al-2.5V	935
<b><math>\alpha+\beta</math> Alloys</b>		
Ti-811	Ti-8Al-1V-1Mo	1040
IMI 685	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si	1020
IMI 834	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C	1045
Ti-6242	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	995
Ti-6-4	Ti-6Al-4V (0.20O)	995
Ti-6-4 ELI	Ti-6Al-4V (0.13O)	975
Ti-662	Ti-6Al-6V-2Sn	945
IMI 550	Ti-4Al-2Sn-4Mo-0.5Si	975
<b><math>\beta</math> Alloys</b>		
Ti-6246	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940
Ti-17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	890
SP-700	Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe	900
Beta-CEZ	Ti-5Al-2Sn-2Cr-4Mo-4Zr-1Fe	890
Ti-10-2-3	Ti-10V-2Fe-3Al	800
Beta 21S	Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si	810
Ti-LCB	Ti-4.5Fe-6.8Mo-1.5Al	810
Ti-15-3	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	760
Beta C	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	730
B120VCA	Ti-13V-11Cr-3Al	700

## Aleaciones $\alpha$

Todas las aleaciones  $\alpha$  poseen estructura HCP, la forma alotrópica de baja temperatura del titanio. Estas aleaciones pueden contener elementos de aleación sustitucionales (Al o Sn) o intersticiales (O, C o N), que son solubles en fase  $\alpha$ . Además contienen pequeñas cantidades de elementos con solubilidad limitada como Fe, V y Mo.

Estas aleaciones se caracterizan por tener una excelente resistencia a la corrosión, resistencia mecánica media, buena tenacidad, resistencia al creep y soldabilidad. Dado que la variación de los tratamientos térmicos tienen poco efecto sobre las propiedades mecánicas, los principales mecanismos de endurecimiento son: solución sólida, deformación en frío, y control de tamaño de grano.

Las aleaciones  $\alpha$  incluyen varios grados de titanio comercialmente puro (Ti-CP) y aleaciones que, recocidas a bajas temperaturas contienen solo una pequeña cantidad de fase  $\beta$  (2 a 5 % en volumen)

estabilizada por el Fe. La fase  $\beta$  permite controlar el tamaño de grano  $\beta$  recristalizado y aumenta las tolerancias de H en estas aleaciones<sup>[1]</sup>. Los grados de Ti-CP difieren en la cantidad de O desde 0,18% (grado 1) hasta 0,4% (grado 4), incrementando la tensión de fluencia.

Los grados 7 y 12 ofrecen una mejor resistencia a la corrosión que los Ti-CP. La aleación Ti-5-2,5 tiene una tensión de fluencia mayor que los grados CP y puede utilizarse a temperaturas de servicio de hasta 480°C. Ti-3-2,5 (grado 9) tiene una muy buena formabilidad en frío y se utiliza para la fabricación de tubos sin costura en aplicaciones aeroespaciales.

### Aleaciones $\beta$ + $\beta'$

Las aleaciones  $\beta$ + $\beta'$  se encuentran en el rango de composición comprendido entre el límite  $\beta/\beta'$  y la intersección de la línea Ms con la temperatura ambiente. Estas aleaciones transforman martensíticamente al enfriar rápidamente desde el campo  $\beta$ .

La principal aleación perteneciente a este grupo es Ti-6Al-4V (grado 5), que posee un excelente balance de resistencia mecánica, ductilidad, tenacidad y resistencia a la fatiga.

### Aleaciones $\beta'$

Todas las aleaciones  $\beta'$  listadas en la *tabla 11* son aleaciones  $\beta'$  metaestables, ya que están ubicadas en la zona  $\beta$ + $\beta'$  del diagrama de fases. Como las aleaciones  $\beta'$  ubicadas en la zona monofásica  $\beta'$  no existen como materiales comerciales, se denominan comúnmente aleaciones  $\beta'$  a las aleaciones  $\beta'$  metaestables. Estas aleaciones no transforman martensíticamente y mediante enfriamientos rápidos se obtienen tensiones de fluencia de hasta 1200Mpa, esto se debe a la precipitación homogénea de finas placas de  $\beta'$  a través de las fases precursoras metaestables ( $\beta$  o  $\beta'$ ) que se forman durante el enfriamiento o durante el calentamiento hacia la temperatura de envejecimiento. El porcentaje de estas aleaciones que se utiliza comercialmente es muy bajo, sin embargo este porcentaje se está incrementando especialmente en aplicaciones como la fabricación de resortes, debido a la combinación de una alta tensión de fluencia con un bajo módulo elástico.

## 8. REFERENCIAS

- [1] E.W. Collins, Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM Internacional, Materials Park, OH, USA, 2003, pp. 5-11.
- [2] R. Mythili, V. Thomas Paul, S. Saroja, M. Vijayalakshmi, V.S. Raghunathan, Materials Science Engineering, A 390, pp. 299-312, 2005.
- [3] Lütjering G., Williams J.C.. Titanium. 1º ed. Alemania: Ed. Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 2003.
- [4] A. Mitchel, Materials Science Engineering A243, pp. 257-262, 1998.
- [5] P. Wanjara, M. Jahazi, H. Monajati, S. Yue, J.P. Immarigeon, Materials Science Engineering, A396, pp.50-60, 2005.
- [6] J. R. Wood, P.A. Russo, M.F. Welter, E.M. Crist, Materials Science Engineering, A243, pp. 109-118, 1998.
- [7] Technical Note 1: Metallography and Microstructure. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, 3th. Printing, 2003.
- [8] E.W. Collins. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys, ASM Internacional, Materials Park, OH, USA, 2003, pp. 125-163
- [9] Sujoy Kumar Kar. Modeling of mechanical properties in alpha/beta-titanium alloys [tesis]. The Ohio State University; 2005
- [10] Sung-Chul Baek, Bayer C., Higgins T., Yang F.. Formal Laboratory Report 4: Titanium alloy. MSE 365 Laboratory 2. 2005