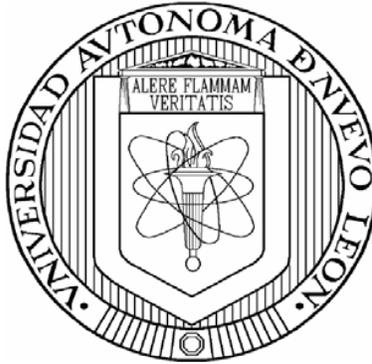


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**ESTUDIO DEL CRECIMIENTO DE GRANO EN LA SUPERALEACIÓN HAYNES  
Hr-120**

**POR**

**JULIO CESAR INFANTE TORRES**

**TESIS**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN  
MATERIALES**

**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**20 JUNIO DE 2019**

# UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

## FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

### DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Estudio del crecimiento de grano en la superaleación Haynes HR-120” realizada por el Ing. Julio Cesar Infante Torres sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El comité de tesis

---

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Asesor

---

Dr. Luis Adolfo Leduc Lezema

Revisor

---

Dra. Adriana Salas Zamarripa

Revisor

Vo.Bo.

---

Dr. Simón Martínez Martínez

División de Estudios de Posgrado

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, Nuevo León, 20 de Junio de 2019



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis ESTUDIO DEL CRECIMIENTO DE GRANO EN LA SUPERALEACION HAYNES Hr-120] realizada por el alumno(a) JULIO CESAR INFANTE TORRES ,con número de matrícula 1770315 , sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidades en Materiales

El Comité de Tesis

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata  
Director

Dr. Luis Adolfo Leduc Lezama  
Revisor

Dra. Adriana Salas Zamarripa  
Revisor

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado



San Nicolás de los Garza, Nuevo León, 20 de junio de 2019

Dedicado a mi familia que me apoyo en todo momento, a mi hermano que me animo, a mi padre que me apoyo tanto económicamente como emocionalmente, a mi mama que estuvo pendiente de mi persona, además de darme constantemente consejos, ya que sin su apoyo, no podría haber sacado en adelante el proyecto.

## **AGRADECIMIENTOS**

A la Dra. Martha Patricia Guerrero Mata por su constante apoyo, por darme consejos y por sus valiosas enseñanzas en temas ajenos a mi carrera.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y al CONACYT por darme el privilegio de poder estudiar en el programa la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

Al Dr. José María Cabrera Marrero por su apoyo durante la estancia de la Universidad Politécnica de Catalunya.

A la Dra Flor Palomar por su constante apoyo durante el proceso de experimentación y sus consejos en el laboratorio.

Al Dr. Luis Adolfo Leduc Lezema por su apoyo durante la realización de la tesis.

A la Dra. Adriana Salas Zamarripa por su apoyo durante la realización de la experimentación, su apoyo por el material brindado, además de sus consejos para la realización de pruebas en laboratorio.

A la Dra. Maribel de la Garza Garza por sus consejos y apoyo.

## PROLOGO

El principal reto que enfrentan los ingenieros y científicos en la actualidad en la rama de materiales, es el desarrollo de nuevos materiales que tengan características superiores a los materiales que le anteceden.

El uso de materiales que son cada vez más ligeros, además que la resistencia de los materiales aumenta cada vez más, esto debido a que cada vez son más demandantes los clientes, además que los materiales tienen condiciones de trabajo cada vez más complejas, por ejemplo en las aplicaciones de la industria aeronáutica, han provocado que el estudio de aleaciones metálicas comúnmente llamadas superaleaciones, sea de un gran interés, además que tienen un gran impacto tecnológico. En general es común observar máquinas y sistemas más eficientes, esto se debe en gran medida al desarrollo en las propiedades de los materiales que se utilizan.

Las superaleaciones de base níquel son materiales que son de mayor interés y han sido parte importante en el desarrollo tecnológico en el mundo ya que tienen una gran cantidad de aplicaciones, además que son necesarias en ambientes donde se requieren condiciones de trabajo a alta temperatura, ambientes que son altamente corrosivos y que estos a su vez, demanden elevada resistencia.

En este trabajo de investigación se presenta un marco teórico el cual se resalta la importancia de la caracterización microestructural de las superaleaciones de níquel, resaltando un especial énfasis en la aleación Haynes Hr-120.

## ÍNDICE GENERAL

“Estudio del crecimiento de grano en la superaleación Haynes Hr-120.

## RESUMEN

### CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

### CAPITULO 2 SUPERALEACIONES

- 2.1 Materiales avanzados: las superaleaciones
- 2.2 Características y/o propiedades generales
- 2.3 Aplicaciones
- 2.4 Preparación y/o procesado
- 2.5 Revestimiento
  - 2.5.1 Proceso de cementación en paquetes
  - 2.5.2 Revestimiento de fase gaseosa
- 2.6 Costos
- 2.7 Generalidades de las principales superaleaciones
  - 2.7.1 Aleaciones base níquel
  - 2.7.2 Aleaciones base cobalto

### CAPITULO 3 SUPERALEACIONES BASE NÍQUEL

- 3.1 Aspectos generales
- 3.2 Aleaciones base níquel
  - 3.2.1 Níquel
  - 3.2.2 Níquel y cobre
  - 3.2.3 Níquel y hierro
  - 3.2.4 Níquel, hierro y cromo

- 3.2.5 Níquel, cromo, molibdeno y hierro
- 3.2.6 Aleaciones pulvimetalúrgicas
- 3.3 Superaleaciones base níquel
  - 3.3.1 Estructura Cristalina
  - 3.3.2 Características principales
  - 3.3.3 Métodos de procesado
  - 3.3.4 Procesos de endurecimiento
- 3.4 Haynes Hr-120
  - 3.4.1 Vida estimada de esfuerzo por ruptura
  - 3.4.2 Resistencia ambiental
  - 3.4.3 Características
  - 3.4.4 Aplicaciones
  - 3.4.5 Composición química

## CAPITULO 4 CRECIMIENTO NORMAL Y ANORMAL DE GRANO

- 4.1 Crecimiento de grano
- 4.2 Crecimiento normal de grano
  - 4.2.1 Microestructura en dos dimensiones
  - 4.2.2 Distribución del tamaño de grano
  - 4.2.3 Factores que afectan el crecimiento de grano
  - 4.2.4 El análisis de Burke y Turnbull de la cinética de crecimiento de grano
  - 4.2.5 Comparación con la cinética medida experimentalmente
- 4.3 Interacción de partículas de segunda fase con los límites de grano
  - 4.3.1 Fuerza de obstaculización ejercida por una sola partícula.....
    - 4.3.1.1 Partículas coherentes.....
  - 4.3.2 Presión de obstaculización ejercida por la distribución de partículas.....
- 4.4 Crecimiento anormal de grano.....

4.4.1 El proceso de crecimiento anormal de grano.....	
4.4.2 Factores que provocan el crecimiento anormal de grano.....	
4.4.3 Efecto de las partículas de segunda fase en el crecimiento de grano.....	
4.4.4 Limite Zener.....	
4.4.5 Observaciones	

## CAPÍTULO 5 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....

5.1 Diseño de experimentos.....	
5.2 Probetas para tratamientos térmicos.....	
5.3 Instrumental.....	

## CAPITULO 6 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

6.1 Análisis de las muestras	
6.1.1 Análisis del grupo de muestra A	
6.1.2 Análisis del grupo de muestra B	
6.1.3 Análisis del grupo de muestra C	

## CAPITULO 7 CONCLUSIONES

7.1 Conclusiones	
------------------	--

## BIBLIOGRAFÍA.....

## LISTA DE SÍMBOLOS.....

## ÍNDICE DE FIGURAS.....

ÍNDICE DE TABLAS.....

APÉNDICE A

APENDICE B

APENDICE C

## RESUMEN

El objetivo principal del estudio es analizar muestras de aleación Haynes Hr-120, antes y después de aplicarles tratamientos térmicos de solución a temperaturas seleccionadas , esto con el objetivo de generar una microestructura óptima para algunas muestras y para otras tratar de provocar intencionalmente un crecimiento anormal de grano, y realizar un análisis microestructural para identificar las fases presentes y también las posibles causas que rodean al fenómeno de crecimiento anormal de grano.

Incluido en el objetivo principal se incluye determinar la microdureza con una carga expuesta y un tiempo determinado entre cada indentación, con el objetivo de obtener la dureza Vickers.

# **CAPITULO 1**

## **INTRODUCCIÓN**

A lo largo de la historia, tanto el desarrollo tecnológico como la evolución de la humanidad, han estado íntimamente vinculados a la capacidad de sus miembros para producir y conformar los materiales necesarios para satisfacer sus necesidades.

Las primeras civilizaciones del planeta se diferencian por el nombre del material que usaban durante su época como los son: Edad de Piedra, Edad de Bronce, etc. Sin embargo, hace relativamente poco tiempo que los científicos llegaron a comprender la relación entre elementos estructurales de los materiales y sus propiedades. El conocimiento adquirido ha provocado el desarrollado de una gran cantidad de materiales distintos con características muy especiales para satisfacer las necesidades de nuestra sociedad, en los cuales podemos encontrar desde metales, plásticos, vidrios, cerámicas y fibras.

Una de las grandes revoluciones de la ciencia e ingeniería de los materiales fue el descubrimiento de las diferentes fases térmicas de los metales, especialmente el acero. Hoy en día uno de los materiales más usados dentro de la industria aeronáutica son los llamados superaleaciones.

El término superaleaciones fue utilizado por primera vez poco después de la Segunda Guerra Mundial, esto para describir un grupo de aleaciones desarrolladas para su uso en turbocompresores y turbinas de motor de los aviones.

Las superaleaciones o aleaciones de alto rendimiento son un grupo de materiales o aleaciones metálicas de base níquel, cobalto, hierro y titanio que presentan excelentes propiedades mecánicas a temperaturas elevadas, son utilizados a menudo de más de 0.7 de

su temperatura de fusión absoluta (a temperaturas de 540°C y superiores). Su resistencia al creep y resistencia a la oxidación son los criterios principales de diseño.

Las superaleaciones se basan en elementos del Grupo VIII B y contienen grandes cantidades de elementos de aleación, por lo general consisten en diversas combinaciones de Fe, Ni, Co y Ti, así como cantidades pequeñas de W, Mo, Ta, Nb, Cr y Al, con el fin de producir una combinación de alta resistencia a temperaturas elevadas, a la corrosión, a las vibraciones y a la termofluencia a temperaturas superiores a los 1000°C.

Actualmente la investigación y el desarrollo de las aleaciones de alto rendimiento ha sido impulsado principalmente por la industria aeroespacial, y en México por la industria aeronáutica y de energía, en aplicaciones como turbinas de avión, ductos y vasos de procesos químicos, turbinas de gas en tierra, carcasas de bombas, plantas eléctricas, reactores nucleares, tubos intercambiadores de calor, motores de gasolina, equipos para tratamiento térmico, y chimeneas en plataformas marinas de PEMEX, entre otras.

El objetivo principal del estudio es analizar muestras de aleación Haynes Hr-120, antes y después de aplicarles tratamientos térmicos de solución a temperaturas seleccionadas, esto con el objetivo de generar una microestructura óptima para algunas muestras y para otras tratar de provocar intencionalmente un crecimiento anormal de grano, y realizar un análisis microestructural para identificar las fases presentes y también las posibles causas que rodean al fenómeno de crecimiento anormal de grano.

Mediante los resultados obtenidos, se conocerán los cambios microestructurales presentes y su correspondiente afectación de propiedades mecánicas en las muestras sujetas al experimento. Se analizará el efecto de precipitación de partículas en el crecimiento de grano.



## **CAPITULO 2**

### **2.1 MATERIALES AVANZADOS: LAS SUPERALEACIONES**

El concepto de “superaleación” fue utilizado por primera vez después de la Segunda Guerra Mundial para describir un grupo de aleaciones que fueron desarrolladas para su uso en supercargadores y los motores de turbina de los aviones que requerían un alto rendimiento en temperaturas muy elevadas. Antes de 1940, las aleaciones eran elaboradas principalmente a base de hierro, las cuales eran llamadas de primera generación, las cuales estaban destinadas a su operación a temperaturas que no sobrepasaran los 700°C. Hoy en día, las superaleaciones son llamadas de cuarta generación, son elaborados de materiales monocristalinos y aleados especialmente con el rutenio. Estas pueden ser usadas a temperaturas de hasta 1100°C [1].

Las superaleaciones son aquellas aleaciones que tienen una combinación de propiedades físicas y químicas. Estos materiales se clasifican de acuerdo con el componente principal de la aleación, estas pueden ser de cobalto, base de hierro y base de níquel, en los cuales nuestra aleación se encuentra a base de níquel, el cual será de objeto de este estudio [2,3].

La gama de aplicaciones para las que se utilizan superaleaciones se ha extendido a muchas otras áreas y ahora incluye las aeronaves y en tierra las turbinas de gas, motores de cohetes, químicos y plantas de petróleo [2,3].

Son especialmente adecuados para estas aplicaciones exigentes debido a su capacidad de retener la mayor parte de su resistencia, incluso después de largos tiempos de exposición por encima de 650 °C (1200 °F). Su versatilidad se debe al hecho de que combinan esta alta resistencia con buena ductilidad a baja temperatura y estabilidad superficial [2,3].

Generalmente las superaleaciones suelen tener una estructura o matriz austenítica de cristales cúbicos de cara centrada y su base es de aleaciones que contienen elementos como lo son el níquel, cobalto, titanio, o níquel-hierro [5, 6, 8, 9].

Algunos ejemplos de superaleaciones comerciales más comunes que podemos encontrar son por ejemplo las aleaciones de monocristales (CMSX), las aleaciones de TMS, Incoloy, MP98T, las aleaciones Haynes, los Hastelloy, los Inconel, y por ultimo podemos encontrar los Waspaloy [5, 6, 8, 9].

También entre las principales superaleaciones que podemos encontrar en estos días son las aleaciones a base de cobalto, las de base hierro, las de base níquel y las de base titanio [5, 6, 8, 9].

## **2.2 Características y/o propiedades generales de las superaleaciones**

En general las superaleaciones o también llamados aleaciones de alto rendimiento resisten a las condiciones más críticas, además que por lo general presentan las siguientes características como lo es la resistencia mecánica, resistencia a altas temperaturas, tiene una excelente resistencia al Creep, tienen resistencia a la ruptura por estrés, una buena estabilidad metalúrgica (también llamado estabilidad en la superficie), tiene una buena expansión térmica que resulta muy útil, resistencia a la fatiga térmica, resistencia a la corrosión, una increíble resistencia a cargas elevadas y por ultimo una excelente resistencia a las vibraciones [5, 6, 9].

## **2.3 APLICACIONES DE LAS SUPERALEACIONES**

Las principales aplicaciones de las superaleaciones se pueden encontrar en lugares que están enfocados al campo de la industria, aeronáutica, aeroespacial y la eléctrica [3, 6, 8].

Entre las principales aplicaciones que podemos encontrar para las superaleaciones son para su uso en los reactores nucleares, también es muy usado en las carcasas de las bombas, usados generalmente para los motores eléctricos en el transporte militar, también en las plantas eléctricas y los tubos intercambiadores de calor [3, 6, 8].

También se puede encontrar importantes aplicaciones de las superaleaciones en el medio industrial como lo son los siguientes:

- **Revestimientos de barrera térmica (TBC):** desempeñan un papel importante, ya que protegen el material de los efectos térmicos, como la corrosión y la oxidación, permitiéndoles operar en tales condiciones.
- **Las turbinas de turbocompresores** más comunes son el Inconel 713 y el Mar-M 247.
- **Motores de gasolina:** La superaleación particularmente útil en esta aplicación es el Mar-M 247, ya que reduce la necesidad de enriquecimiento de combustible en las altas cargas, mejorando la eficiencia del motor.
- **Válvulas de asiento de los motores de pistón,** tanto para los motores diésel como para los de gasolina (ya sea en la forma de una válvula de sólidos o como una válvula bimetálica). La superaleación común en esta aplicación es el Nimonic 80A. La resistencia a la corrosión es particularmente útil cuando se trata de temperaturas y presiones altas, y se encuentran en un motor diésel. Esta superaleación resiste las picaduras y la degradación de las condiciones de funcionamiento, lo que no sería posible con un acero inoxidable regular.

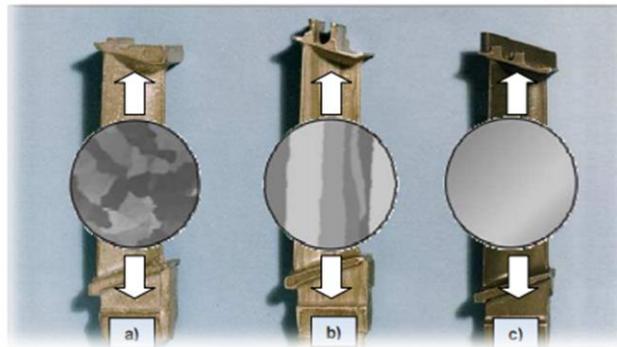
- **Ambientes ácidos o agua salada:** Se utilizan en lugar del acero inoxidable, previniendo la corrosión.
- **Industria marina:** El uso de las superaleaciones es muy usado en el campo de la industria marina como lo son los submarinos, en especial énfasis de las turbinas marinas.
- **Industria de procesos químicos y petroquímicos,** sobre todo los vasos de procesamiento químico.
- **Industrias de gas y petróleo:** El uso primordial de las superaleaciones son las turbinas de gas industrial.
- **Ambientes extremos (alta temperatura):** Donde una gran resistencia al calor y a la corrosión son muy importantes para la integridad del producto final.
- **Industria aeroespacial y aeronáutica:** El uso de las superaleaciones es muy a menudo usado en este tipo de industria, ya que son frecuentemente usado en los vehículos espaciales y de alto rendimiento. También tiene aplicaciones importantes en los motores a reacción de los cohetes, los motores de las turbinas de gas de los aviones y en cuchillas de la misma (sobre todo para las secciones más calientes) [3, 6, 8].

## 2.4 PREPARACIÓN Y/O PROCESADO DE LAS SUPERALEACIONES

En el pasado la mayoría de las superaleaciones se preparaban mezclando los materiales fundidos. En la actualidad, las superaleaciones son fundidas mediante **Moldeo por inversión** o cera pérdida, **Fundición con poliestireno expandido**, **Pulvimetalurgia** y la **Fusión en vacío** [6,9].

En el caso de la **pulvimetalurgia** ha alcanzado gran importancia en la preparación de superaleaciones con características especiales. En este proceso, se preparan las superaleaciones mezclando los materiales secos en polvo, prensándolos a alta presión y calentándolos después a temperaturas justo por debajo de sus puntos de fusión. El resultado es una superaleación sólida y homogénea [6,9].

El desarrollo de la **Fusión en vacío** permite hoy en día de un control muy preciso de la composición química de las superaleaciones y la reducción de la contaminación y, a su vez conduce a una revolución en las técnicas de procesamiento, tales como lo muestra la **figura 1** [6,9] :



**Figura 1.-** Tres tipos de diferentes alabes de turbina; a) Policristal Equiaxial b) Grano Columnar c) Monocristal [6,9].

Las superaleaciones de estructura de granos columnares dirigidos se crean utilizando la **solidificación direccional de granos columnares** y se producen granos altamente orientados paralelos a los ejes de tensión importante. En el caso de la **Estructura monocristalina**, las superaleaciones monocristalinas se forman como un solo cristal, usando una versión modificada de la técnica de solidificación direccional, así que no hay límites de grano en el

material. Por último, la **Estructura Policristalina Equiaxial**, las superaleaciones policristalinas equiaxiales se pueden crear con la metalurgia de polvos, la tecnología de fundición o mediante la tecnología de fundición en un molde de cerámica [6,9].

## **2.5 REVESTIMIENTO DE LAS SUPERALEACIONES**

Las superaleaciones que son sometidas a altas temperaturas y ambientes corrosivos (como la región de alta presión de la turbina de los motores de avión) están cubiertas con diferentes tipos de revestimiento.

Principalmente dos tipos de proceso de revestimiento se aplican: el proceso de cementación en paquetes y el revestimiento de fase gaseosa [6,9].

### **2.5.1 PROCESO DE CEMENTACIÓN EN PAQUETES.**

El proceso de cementación en paquetes se lleva a cabo a temperaturas más bajas, a unos 750 °C. Las piezas se cargan en cajas que contienen una mezcla de polvos: material de revestimiento activo, que contienen aluminio, el activador (cloruro o fluoruro), y el lastre térmico, como el óxido de aluminio. A altas temperaturas el aluminio gaseoso haluro se transfiere a la superficie de la pieza y se difunde hacia adentro (sobre todo la difusión hacia el interior). Tras el final del proceso de la llamada "capa verde" se produce una pieza que es muy delgada y frágil para su uso directo. Un tratamiento térmico posterior de difusión (varias horas a temperaturas de 1080 °C) conduce a una mayor difusión hacia el interior y la formación de la capa deseada [6,9].

### **2.5.2 REVESTIMIENTO DE FASE GASEOSA**

Este proceso se lleva a cabo a temperaturas más altas, a unos 1080 °C. El material de revestimiento es generalmente cargado en bandejas especiales, sin contacto físico con las

piezas a recubrir. La mezcla de revestimiento contiene material de revestimiento activo y activador, pero en general no contiene lastre térmico. Al igual que en el proceso de cementación en paquetes, el cloruro de aluminio gaseoso (o fluoruro) se transfiere a la superficie de la pieza. Sin embargo, en este caso es la difusión hacia el exterior. Este tipo de recubrimiento también requiere de un tratamiento de difusión del calor [6,9].

En la mayoría de los casos, después del proceso de revestimiento, las regiones de la superficie de las piezas se enriquecen con una capa de adherencia de aluminuros [6,9].

## **2.6 COSTO DE SUPERALEACIONES**

Hoy en día es indispensable y necesario reducir el costo de las superaleaciones, ya que por lo general éstas contienen un alto contenido de níquel que los hace tener un costo relativamente alto, e incluso más caro que el hierro. Además, los elementos como el titanio, renio, cobalto y rutenio que son utilizados también, los hacen ser aún más caros. Los elementos de aleación y los tratamientos térmicos hacen a menudo difícil de mecanizar las superaleaciones, lo que hace que se sumen también a los costos de fabricación. Las superaleaciones son caras, pero su aplicación se ha ido extendiendo [6].

## **2.7 GENERALIDADES DE LAS PRINCIPALES SUPERALEACIONES**

Las aleaciones a base de níquel, cobalto y titanio entran en la clasificación de las aleaciones no ferrosas, mientras que las aleaciones a base de hierro entran en las aleaciones ferrosas, ya que contienen al hierro como elemento principal de aleación [6].

### **2.7.1 ALEACIONES BASE NÍQUEL**

Los solutos esenciales de las superaleaciones base níquel son de aluminio y / o de titanio, con una concentración total que es típicamente menos del 10 por ciento atómico. Esto genera

una microestructura de equilibrio de dos fases, que consta de gamma ( $\gamma$ ) y gamma prima ( $\gamma'$ ). Es la  $\gamma'$  la que es en gran parte responsable de la fuerza a elevadas temperaturas del material y de su increíble resistencia a la fluencia de deformación. La cantidad de  $\gamma'$  depende de la composición química y de la temperatura [8].

Las superaleaciones base níquel son fácilmente deformables por su red FCC, poseen una excelente resistencia a la corrosión y a la oxidación a altas temperaturas, buena resistencia mecánica a elevadas temperaturas, alta conductividad eléctrica y propiedades magnéticas. Las superaleaciones base níquel tienen como objeto mejorar las características de tracción, fluencia, fatiga y estabilidad superficial del material [8].

Las superaleaciones base níquel principalmente se emplean en los procesos industriales químicos y de petróleo, en cámaras de combustión, en alabes de turbinas de gas de aviones, en toberas, en la industria aeroespacial y en algunas baterías eléctricas [8].

Son ejemplos de superaleaciones base níquel:

- El Inconel (níquel-cromo-hierro), que posee una alta resistencia al calor y es inoxidable.
- El Hastelloy (níquel-molibdeno-hierro-cromo) o Nimonic (que incorpora al titanio).
- El Duraníquel (níquel-aluminio), que posee una alta resistencia a la corrosión y una gran resistencia mecánica similar a los aceros.
- El Permaníquel (níquel-cobalto-hierro-carbono-manganeso-silicio-titanio-magnesio), que posee una buena resistencia a la corrosión, una buena conductividad eléctrica y térmica y propiedades magnéticas, pero que disminuye su dureza al aumentar la temperatura [8].

### **2.7.2 ALEACIONES BASE COBALTO**

Las superaleaciones de níquel tienen limitaciones a temperaturas superiores a 1000 °C, por lo tanto, las piezas del turborreactor sometidas a temperaturas de 1100 °C se fabrican de

superaleación de cobalto (zonas de la cámara de combustión, alabes de la turbina cercanas a la cámara de combustión) [7].

Estas superaleaciones presentan ventajas respecto a las de níquel, como la mayor temperatura de fusión, la superior resistencia a la corrosión y a la oxidación en caliente, debido al mayor contenido en cromo (del 20 al 30%), y en general mayor resistencia a la corrosión-fatiga. Son resistentes al choque térmico y pueden obtenerse por moldeo. El aluminio refuerza el comportamiento a la oxidación y a la corrosión [7].

La resistencia mecánica de las superaleaciones de cobalto es inferior a las de níquel aunque mantienen su resistencia a temperaturas elevadas. Su resistencia en estas condiciones se debe principalmente, a la distribución de carburos refractarios (combinaciones de metales tales como el tungsteno y el molibdeno con el carbono), que tienden a precipitar en los límites de grano de matriz austenítica. La mejora de las propiedades de la aleación con la red de carburos se mantiene hasta temperaturas próximas a su punto de fusión [7].

Generalmente, las aleaciones de cobalto, además de llevar metales refractarios y carburos metálicos, contienen niveles elevados de cromo, lo que aumenta la resistencia a la corrosión provocada por la presencia de los gases de combustión calientes. Las aleaciones de cobalto son más fáciles de soldar que otras superaleaciones y se forjan con más facilidad. Por estas razones, se aplican para fabricar la intrincada estructura de la cámara de combustión de las turbinas de gas, donde los componentes deben ser hechurables y soldables. Los elementos de adición más utilizados, cromo, tantalio, tungsteno, molibdeno y níquel, entran en solución sólida en la matriz cúbica centrada en las caras y contribuyen al reforzamiento a través de los efectos normales de endurecimiento por solución sólida. El efecto endurecedor relativo dependerá de los diámetros atómicos [7].

## CAPÍTULO 3 SUPERALEACIONES BASE NÍQUEL

### 3.1 ASPECTOS GENERALES

El níquel ocupa el lugar 24 en abundancia entre todos los elementos, constituye como promedio el 0.016% de la corteza terrestre en sus 16 km más cercanos a la superficie. Sin embargo los depósitos de níquel dispersos por todo el mundo tienen gran importancia económica [8].

Las menas de óxido, por lo común llamadas lateritas, se encuentran principalmente en los trópicos. Del total de yacimientos conocidos, más del 80% consisten en lateritas [8].

El níquel tiene número atómico 28 y es uno de los elementos de transición de la cuarta serie de la tabla periódica. Su masa atómica es de 58.71, su punto de fusión es de 1453°C, y su densidad es de 8.902 g/cm<sup>3</sup>. Entre sus propiedades útiles se encuentra su módulo de elasticidad, propiedades magnéticas, y elevadas conductividades térmicas y eléctricas. Tiene una capacidad de absorción superficial sin formar compuestos estables, convirtiéndolo en un importante catalizador [8].

Como elemento de aleación, el níquel se utiliza en aceros endurecibles, inoxidable, en aquellos resistentes a la corrosión y para servicios a altas temperaturas (superalaciones) [8].

### 3.1 ALEACIONES BASE NÍQUEL

El níquel y sus aleaciones pueden clasificarse en los siguientes grupos:

Níquel	Níquel, hierro y cromo
Níquel y cobre	Níquel, cromo, molibdeno y hierro
Níquel y hierro	Aleaciones pulvimetalúrgicas

Tabla 1.- Níquel y sus aleaciones [8].

### 3.2.1 NÍQUEL

Estas aleaciones dependiendo de que tan solo o puro se encuentra el níquel, se pueden clasificar en ánodos (99.3% Ni), electrolíticos (99.56% Ni), níquel forjado comercialmente puro (de 99.6 a 99.97% de Ni) y níquel carbonilo en polvo y comprimidos (99.95% Ni) [8].

En estas aleaciones se encuentran: el Permaniquel y el Duraniquel. La resistencia a la corrosión del níquel los hace particularmente útil para conservar la pureza de los productos en el manejo de alimentos, fibras sintéticas álcalis cáusticos, así como en aplicaciones estructurales, cuando es fundamental dicha estructura [8].

Otras características de estas aleaciones son sus propiedades magnéticas y magnetoestrictivas, sus elevadas conductividades térmicas y eléctricas, su bajo contenido de gas, y su baja presión de vapor [8].

### 3.2.2 NÍQUEL Y COBRE

Estas aleaciones dependiendo de su contenido de níquel se pueden clasificar en:

Aleación	Contenido de Níquel ( % Ni)
Bajo contenido Níquel	2 a 13
Cuproníqueles	10 a 30
Aleaciones para monedas	25
Aleaciones de resistencia eléctrica controlada	45
Aleaciones no magnéticas	60

Tabla 2.- Clasificación de aleaciones base níquel y cobre [1, 2, 8].

En el caso de las **aleaciones de alto contenido de níquel** (más de 50% Ni) se les denominan **Monel**, se caracterizan por tener elevada resistencia mecánica, soldabilidad, excelente

resistencia a la corrosión, y tenacidad en un amplio intervalo de temperatura. Tienen un excelente rendimiento en la exposición al agua de mar y en condiciones de alta velocidad [1, 2,8].

### 3.2.3 NÍQUEL Y HIERRO

Estas aleaciones se pueden clasificar a su vez en:

<b>Aleación</b>	<b>Porcentaje Níquel (% Ni)</b>
Aceros forjados	0.5 a 9
Aceros de aleación colados	0.5 a 9
Hierros colados de aleación	1 a 6 – 14 a 36
Magnéticas	20 a 90
No magnéticas	10 a 20
Aceros revestidos de acero inoxidable	5 a 49
Superalaciones a base de hierro	0.2 a 9

Tabla 3.- Clasificación de aleaciones base níquel y hierro [1, 2, 8].

### 3.2.4 NÍQUEL, HIERRO Y CROMO

Aleación	Porcentaje Níquel (% Ni)
Resistentes al calor	40 a 85
Resistencia eléctrica controlada	35 a 60
Superalaciones a base de hierro	0.2 a 9
Superalaciones a base de hierro	9 a 26
Aceros inoxidable	2 a 25
Aceros martensíticos de alto níquel	18

Tabla 4.- Clasificación de aleaciones base níquel, hierro y cromo [1, 2, 8].

### 3.2.5 NÍQUEL, CROMO, MOLIBDENO Y HIERRO

Estas aleaciones pueden ser clasificadas en:

- **Aleaciones reforzadas por solución de base níquel** (de 40 a 80% Ni).
- **Aleaciones reforzadas por precipitación de base níquel** (de 40 a 90% Ni).

Estas aleaciones reciben los nombres comerciales de Hastelloy, Inconel, MAR-M- 252, Rene, Astroloy Udimet, y Waspaloy. Se crearon principalmente para el servicio en ambientes altamente corrosivos, muchas de ellas poseen buena resistencia a la oxidación, y algunas tienen una resistencia mecánica útil hasta una temperatura de 1093° C [1, 2,8].

### **3.2.6 ALEACIONES PULVIMETALURGICAS**

Estas aleaciones son reforzadas por:

- Dispersión en base níquel (de 78 a 98% Ni).
- Dispersión de óxido (ODS) ligadas mecánicamente en base níquel (de 69 a 80% Ni).

Se producen por un proceso de metalurgia de polvos patentado, en el que se usa dióxido de torio como dispersoide. Las propiedades mecánicas son determinadas en gran medida por la forma de procesamiento [1, 2,8].

### **3.3 SUPERALEACIONES BASE NÍQUEL**

Las superaleaciones base níquel, entre todos los otros materiales metálicos, poseen la microestructura más compleja formada a partir de un método avanzado de fundición y de una avanzada tecnología de refinación. La matriz de níquel, llamada gamma ( $\gamma$ ), endurece por solución sólida con una docena de elementos aleantes. Posteriormente mediante un endurecimiento por precipitación, la solución sólida saturada empieza a formar fases secundarias, tales como, las fases intermetálicas llamadas gamma prima ( $\gamma'$ ), carburos, nitruros, boruros y carbonitruros, además fases TCP (fases topológicamente compactas), las cuales no son deseables [5,6,8].

Gracias a la estabilidad superficial lograda por procesos termomecánicos y tratamientos térmicos, las piezas fabricadas de superaleación base níquel, son resistentes a la termofluencia, fatiga, corrosión, oxidación y su operación a temperaturas elevadas por largos periodos de tiempo [5,6,8].

Dentro de las superaleaciones base níquel se encuentran el Haynes H-230, la cual pertenece a las aleaciones forjadas. Las aleaciones forjadas se utilizan ampliamente en aplicaciones en medios corrosivos y a temperaturas elevadas. Son más homogéneas que las aleaciones vaciadas, en las cuales suele haber segregación causada por un proceso de solidificación. Los productos forjados finales toman ventaja de la ductilidad superior de las superaleaciones forjadas para producir ciertas formas grandes, tales como los discos para turbinas a gas [5,6, 8].

### 3.3.1. ESTRUCTURA CRISTALINA

En una aleación convencional, todos los átomos están distribuidos según una estructura cristalina particular; es decir, todos los planos de átomos están colocados según una secuencia determinada. Corrientemente, una muestra consta de muchos granos, o cristales individuales, unidos entre sí. Las estructuras cristalinas de los diferentes granos no están mutuamente alineadas, pero sí lo están los átomos de los distintos cristales, siguiendo siempre la misma pauta [5, 6, 8].

Por su parte, los átomos de las superaleaciones están distribuidos en dos o más fases, o tipos de disposición. En las superaleaciones base níquel, los solutos esenciales son el aluminio y / o titanio, con una concentración total que es típicamente menos del 10 por ciento atómico, causante de sus excelentes propiedades. Esto genera una microestructura de equilibrio de dos fases de microcristales casi-cúbicos, la **fase gamma prima** ( $\gamma'$ ) y la **fase gamma** ( $\gamma$ ). Los cristales, diminutos y normalmente cúbicos de la fase gamma prima, se incrustan en una matriz formada por la fase gamma [5, 6, 8].

La **Fase gamma** ( $\gamma$ ) es una solución sólida centrada en las caras que actúa como matriz en la que la  $\gamma'$  precipita; mientras que la **fase gamma prima** ( $\gamma'$ ) es una dispersión de precipitados ordenados intermetálicos, los cuales son responsable de la gran resistencia de las superaleaciones. Las fórmulas estequiométricas de esta fase son [5, 6, 8]:

Formulas estequiométricas fase gamma prima ( $\gamma'$ )		
$Ni_3 (Al, Ti)$	$Ni_3 Al.$	$Ni_3 Ti.$

Tabla 5.- Formulas estequiométricas de la fase gamma prima [5, 6, 8].

Por ejemplo, en la fase gamma prima de la superaleación níquel-aluminio, existen tres átomos de níquel por cada átomo de aluminio. En la fase gamma, cada tipo de átomo puede ocupar cualquier sitio, **figura 2**

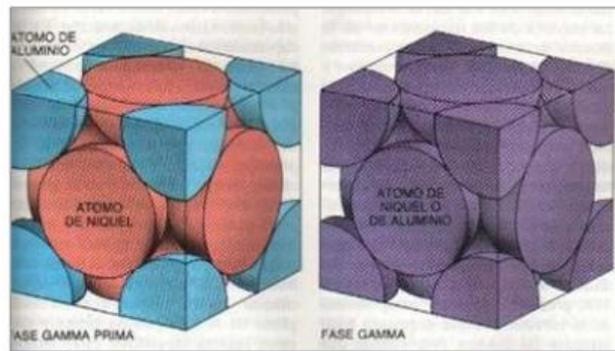


Figura 2.- Fase gamma prima y la fase gamma [5, 6, 8].

### 3.3.2 CARACTERÍSTICAS O PROPIEDADES DE LAS SUPERALEACIONES BASE NÍQUEL

Las superaleaciones base níquel presentan las siguientes propiedades importantes como lo son una buena resistencia mecánica a la tracción a temperaturas elevadas, también podemos destacar la excelente resistencia a la corrosión y a la oxidación en caliente. Las superaleaciones base níquel, además de ser rígidas y resistentes a la deformación, estas presentan una buena resistencia a la fatiga térmica con alto y bajo número de ciclos. Además de las propiedades antes mencionadas, las superaleaciones base níquel presentan una gran dureza, alta resistencia a las vibraciones, alta conductividad eléctrica y propiedades magnéticas [5, 6, 8].

Las superaleaciones base níquel tienen como objeto mejorar las características de tracción, fluencia, fatiga y estabilidad superficial del material [5, 6, 8].

### 3.3.3 MÉTODOS DE PROCESADO DE SUPERALEACIONES BASE NÍQUEL

Las técnicas o métodos de procesado por las cuales se pueden llevar a cabo la fabricación de superaleaciones base níquel son las siguientes:

---

<b>Métodos de procesado para superaleaciones base níquel</b>	
Efecto superplástico	A principios de los años sesenta, se descubrió también otra nueva técnica de fabricación de superaleaciones; por medio del efecto superplástico. Ciertas aleaciones son susceptibles de experimentar deformaciones de su longitud inicial del orden del mil por ciento sin romperse, después de haber conseguido afinar mucho el tamaño de grano. La razón de este comportamiento radica en que los granos muy pequeños se deforman lentamente y deslizan unos respecto a otros sin perder su mutua cohesión. Así, las aleaciones superplásticas se pueden forjar en formas complejas, eliminando muchas etapas de mecanizado y de terminación.
Moldeo por inversión o cera perdida	El proceso de moldeo por inversión consiste en una caja refractaria donde se mete el modelo hecho de cera, para que

---

	<p>posteriormente la caja se calienta, de manera que la cera se derrite y se plasma el molde en la misma caja. Luego, entra el material fundido y se llena la cavidad, formándose así la pieza. Por último, se rompe la caja refractaria dejando solo la pieza fundida.</p>
<p>Poliestireno expandido</p>	<p>Aquí se utiliza arena refractaria compactada. En este proceso se obtienen los modelos de poliestireno, revisando muy bien que no tengan defectos que se reproduzcan en las piezas. Luego, se recubre el modelo con arena refractaria compactada. Posteriormente, se vacía el material en la arena para que la temperatura evapore el poliestireno. Por último, el material llena la cavidad y toma la forma de la pieza</p>

Tabla 6.- Métodos de procesado para la fabricación de superaleaciones base níquel [5, 6, 8].

Además de los métodos antes mencionados, se pueden encontrar los siguientes métodos de procesado para la fabricación de la superaleaciones base níquel:

**Solidificación direccional:** El concepto de solidificación direccional se inició con los trabajos realizados, en 1960, por técnicos de General Electric. Con ellos demostraron que la resistencia a la termofluencia de ciertas superaleaciones de níquel puede aumentar drásticamente si en el momento de la obtención de estas aleaciones, se opera de modo que

los límites de los granos se orienten paralelamente a un esfuerzo aplicado uniaxialmente, tal como sería el caso de la fuerza centrífuga existente en los alabes de una turbina y debida a la elevada velocidad de rotación. Las muestras ofrecen menor tendencia a deformarse o a agrietarse si los límites de los granos no son perpendiculares al esfuerzo principal. En 1967, en la empresa aeronáutica Pratt & Whitney desarrollara nuevas técnicas para producir alabes de turbinas con notables propiedades, ya que entonces un alabe convencional de turbina se fabricaba colando el metal fundido dentro de un molde cerámico (que se ha precalentado a una temperatura próxima a la mitad de su punto de fusión) y dejándolo solidificar. El metal líquido empieza a cristalizar en las zonas en contacto con el molde; el resultado final es una fina textura policristalina con pequeños granos individuales orientados al azar [5, 6, 8].

**Fundición Convencional:** Una superaleación base níquel normalmente se fabrica fundiendo una pieza de níquel y agregando aluminio. Normalmente, se agrega cierto porcentaje de cromo para proteger de la corrosión al producto final, y pequeñas cantidades de otros metales, así como titanio y tungsteno, para aumentar aún más la dureza. Luego, la mezcla líquida se enfría, apareciendo una masa de fase gamma de níquel-aluminio, ya que el punto de solidificación de la fase gamma es superior al de la fase gamma prima. Cuando la aleación experimenta un enfriamiento posterior en su estado sólido, se precipitan pequeños cubos de fase gamma prima dentro de la matriz de fase gamma [5, 6, 8].

### 3.3.4 PROCESOS DE ENDURECIMIENTO EMPLEADOS EN SUPERALEACIONES BASE NÍQUEL

- **Endurecimiento por solución sólida:** Grandes adiciones de Cr, Mo y W, pequeñas adiciones de Ta, Zr, Nb y B proporcionan el endurecimiento por solución sólida. Estos efectos son bastante estables, actuando los bordes de grano como frenos en el avance de las dislocaciones, lo que provoca la resistencia a la termofluencia [5, 6,8].

- **Endurecimiento por dispersión de carburos:** Todas las superaleaciones contienen pequeñas cantidades de carbono, que en combinación con otros elementos aleantes produce

una red de finas partículas de carburo muy estables. Estos carburos, tales como Ti C, B C, Zr C, Ta C, etc.; poseen una extraordinaria dureza [5, 6, 8].

- **Endurecimiento por precipitación:** Algunas superaleaciones base níquel que contienen Al y Ti forman precipitados endurecedores, coherentes con la matriz, del tipo gamma prima ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ) durante el envejecimiento, que aumentan la resistencia de la aleación, sobre todo a altas temperaturas [5, 6, 8].

### 3.4 HAYNES HR-120

La aleación con la que se trabajara en este proyecto es la aleación comercial HAYNES® HR-120® [11].

Aleación económica de alta resistencia, con buena resistencia a ambientes industriales. Diseñada para usar en dispositivos de sujeción para tratamiento térmico y aplicaciones de calefacción industrial como una mejora de la aleación 330, aleación 800H y aceros inoxidables. Excelente resistencia a la carburación y a la sulfuración, además de entornos oxidantes. A continuación podemos ver la **figura 3**, en donde se compara el esfuerzo con una fuerza de ruptura en un tiempo de 1,000 horas [11].

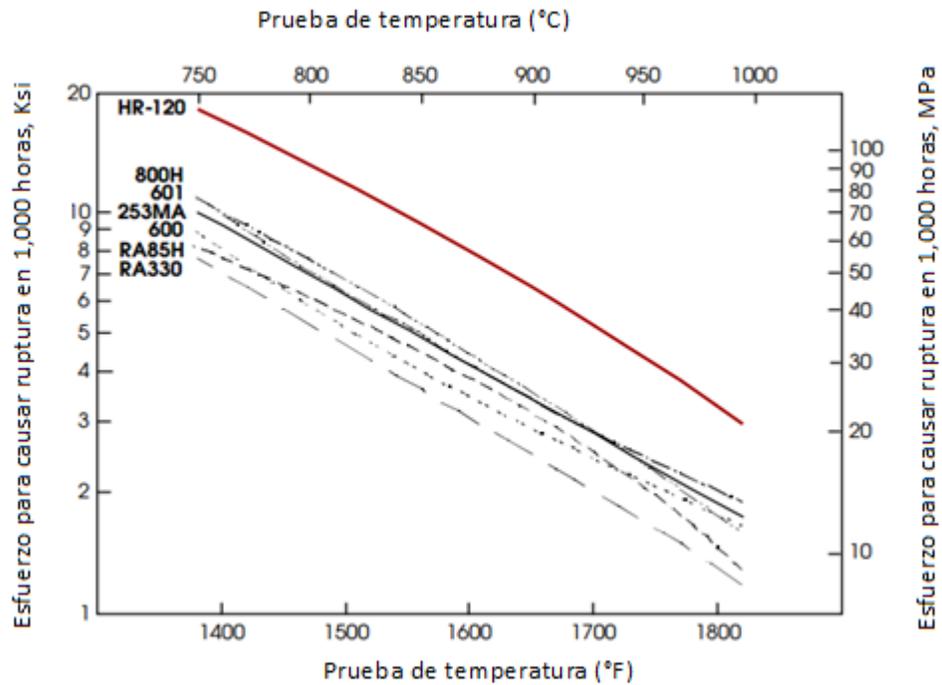


Figura 3.- Esfuerzo comparativo con fuerza de ruptura en 1,000 horas [11, Modificado].

También podemos encontrar en la **figura 4**, un esfuerzo comparativo con una fuerza de ruptura con un tiempo de 10,000 horas [11]:

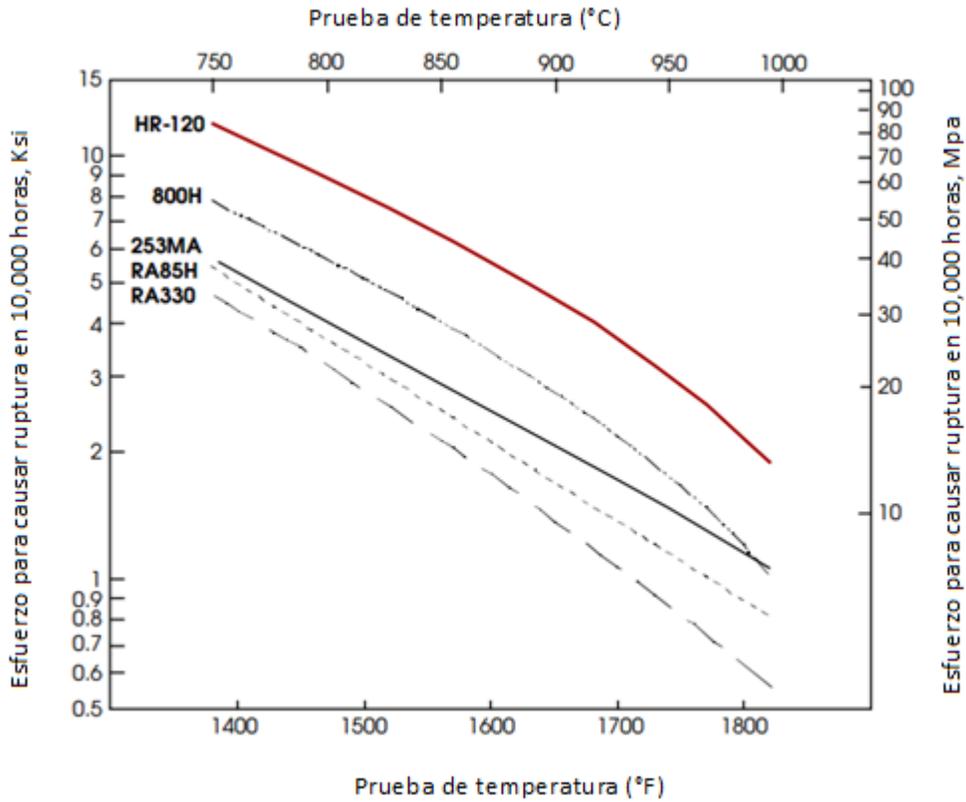


Figura 4.- Esfuerzo comparativo con fuerza de ruptura en 10,000 horas [11, Modificado].

En la **tabla 7**, podemos encontrar el esfuerzo necesario para provocar la ruptura en un tiempo de 10,000 horas en la aleación HAYNES® HR-120®:

Esfuerzo Aproximado requerido para causar ruptura en 10,000 horas						
Material	1400°F (760°C)		1600°F (870°C)		1800°F (980°C)	
	Ksi	Mpa	Ksi	Mpa	Ksi	Mpa
HAYNES HR-120 ALLOY	12.0	8.3	5.8	40	1.9	13

Tabla 7.- Esfuerzo Aproximado requerido para causar ruptura en 10,000 horas [11, Modificado]

Mientras que en la **tabla 8**, podemos encontrar el esfuerzo necesario para provocar la ruptura en un tiempo de 10,000 horas con un Creep de 1% en la aleación HAYNES® HR-120®:

<b>Esfuerzo Aproximado requerido para causar 1% Creep en 10,000 horas</b>						
<b>Material</b>	1400°F (760°C)		1600°F (870°C)		1800°F (980°C)	
	Ksi	Mpa	Ksi	Mpa	Ksi	Mpa
<b>HAYNES HR-120 ALLOY</b>	10.0	69	5.1	35	1.1	8

Tabla 8.- Esfuerzo Aproximado requerido para causar 1% Creep en 10,000 horas [11, Modificado]

### 3.4.1 VIDA ESTIMADA DE ESFUERZO POR RUPTURA

Las siguientes son las predicciones de ruptura por esfuerzos, para las combinaciones seleccionadas de temperatura y el esfuerzo, basados sobre la gráfica estándar lol-log o extrapolaciones de los parámetros de Larson-Miller. Todos los datos son para placas con soluciones recocidas o barras excepto donde se indique [11].

A continuación se muestra la vida estima de esfuerzo por ruptura en horas, en la **tabla 9**:

<b>VIDA ESTIMADA DE ESFUERZO POR RUPTURA (HORAS)</b>			
<b>Material</b>	1400°F / 15.0 Ksi (760°C/105 MPa)	1600°F /4.5 Ksi (870°C /31 MPa)	1800°F/2.0 Ksi (980°C/14MPa)
<b>HAYNES HR-120 ALLOY</b>	1700	38,500	10,000

Tabla 9.- Estimado de Vida en esfuerzos por ruptura [11, Modificado]

Dentro de la aleación **Haynes Hr-120**, podemos encontrar datos de tensión promedio, en una solución de calor tratado, en este caso de una placa, como se muestra en la **tabla 10**:

Prueba de temperatura		Resistencia a la tracción		Rendimiento a 0.2% Compensación		Elongación 2 in (50.8 mm)
°F	(°C)	Ksi	MPa	Ksi	MPa	%
Ambiente		106.5	735	45.6	375	50
1000	(540)	80.4	555	25.7	175	61
1200	(650)	73.0	505	24.9	170	60
1400	(760)	64.1	440	25.4	175	50
1600	(870)	47.5	325	27.0	185	51
1800	(980)	27.9	190	19.4	135	81
2000	(1095)	15.1	105	9.1	63	89
2200	(1205)	4.9	34	3.9	27	89

Tabla 10.- Datos tensión promedio, Solución de calor-tratado (placa) [11, Modificado]

A continuación podemos observar el rendimiento de la placa en la figura 5, en la cual se tiene un límite elástico de 0.2%

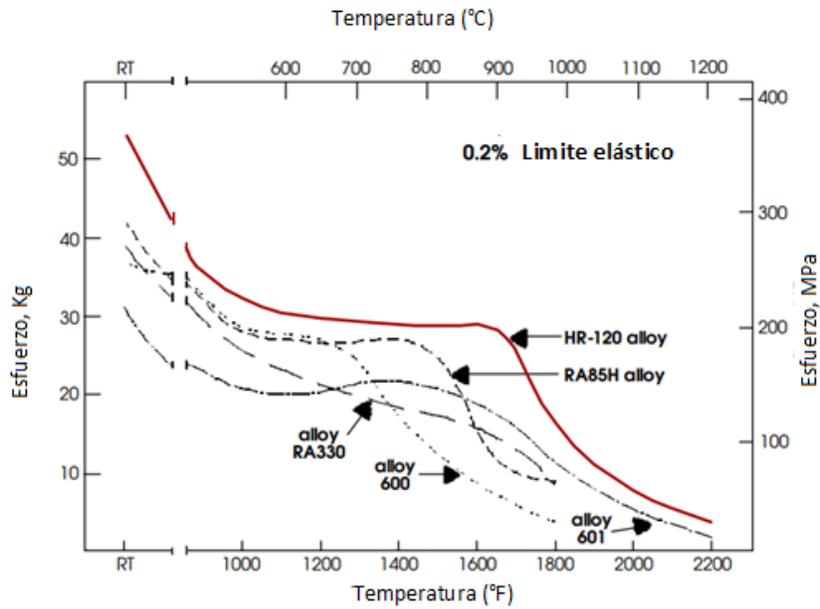


Figura 5.- Puntos fuertes, comparativo de rendimiento (placa) [11, Modificado]

Dentro de la aleación Haynes Hr-120, podemos encontrar la resistencia a la tracción, como también la resistencia con 0.2% de compensación, como lo muestra la **tabla 11**, que se muestra a continuación:

Ambiente Promedio-Datos de temperatura de Tensión con 1000 horas de exposición térmica					
	Resistencia a la tracción		Resistencia al 0.2% de compensación		
Condición	Ksi	MPa	Ksi	MPa	% Elongación (1.4 in)
Solución Tratamiento Térmico	106	735	46	375	50
Envejecimiento a 1200°F/1000 horas	110	760	51	350	35
Envejecimiento a	105	725	49	340	24

1400°F/1000 horas					
Envejecimiento a 1600°F/1000 horas	104	715	47	325	21
Envejecimiento a 1800°F/1000 horas	105	725	44	305	50

Tabla 11.- Estabilidad Térmica con una exposición térmica de 1000 horas [11, Modificado].

### 3.4.2 RESISTENCIA AMBIENTAL

La aleación Haynes Hr-120 exhibe una buena resistencia a ambientes oxidantes y se puede utilizar a temperaturas arriba de los 2000 °F (1093 °C). Lo siguiente son los resultados de pruebas de oxidación estática comparativa en 1800 °F (982 °C) y 2000°F (1093°C) para 1008 horas [11].

Material	1800 °F (982°C)				2000°F (1093°C)			
	Metal Perdido		Promedio de metal afectado		Metal Perdido		Promedio de metal afectado	
	Mils	mm	Mils	mm	Mils	mm	Mils	mm
Hr-120	0.3	0.008	3.7	0.094	1.2	0.030	7.7	0.190

Tabla 12.- Resistencia Ambiental [11, Modificado]

En donde:

**Metal afectado** = Metal Perdido + Ataque interno

**Soplado:** 2 mt/min

En el siguiente apartado se mencionan las típicas propiedades físicas en la **tabla 13**, de la aleación Haynes Hr-120:

	<b>Temperatura °C</b>	<b>Unidades Métricas</b>
<b>Densidad</b>	Ambiente	8.07 g/cm <sup>3</sup>
<b>Temperatura de Fusión</b>	1300	
<b>Resistividad eléctrica</b>	Ambiente	105.2 microhm-cm
	100	107.8 microhm-cm
	200	112.5 microhm-cm
	300	114.9 microhm-cm
	400	116.7 microhm-cm
	500	119.3 microhm-cm
	600	121.4 microhm-cm
	700	123.1 microhm-cm
	800	124.5 microhm-cm
	900	125.7 microhm-cm
	1000	126.6 microhm-cm
	1100	127.8 microhm-cm
	1200	128.7 microhm-cm

Tabla 13.- Resistividad Eléctrica [11, Modificado]

Para el caso de la **Difusividad térmica**, podemos encontrar los siguientes valores determinados en la **tabla 14**, que a continuación se muestra:

	<b>Temperatura °C</b>	<b>Unidades Métricas</b>
<b>Difusividad Térmica</b>	Ambiente	$30.4 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	100	$32.4 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	200	$34.8 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	300	$37.2 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	400	$39.7 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	500	$42.2 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	600	$44.7 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	700	$46.9 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	800	$48.1 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	900	$48.8 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	1000	$50.7 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	1100	$52.9 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$
	1200	$55.5 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec.}$

Tabla 14.- Difusividad Térmica [11, Modificado]

Para el caso de **conductividad térmica**, se muestra la **tabla 15**, con los valores previamente determinados:

	<b>Temperatura °C</b>	<b>Unidades Métricas</b>
<b>Conductividad Térmica</b>	Ambiente	11.4 W/m-k
	100	12.7 W/m-k
	200	14.1 W/m-k
	300	15.4 W/m-k
	400	17.1 W/m-k
	500	18.7 W/m-k
	600	21.0 W/m-k

700	23.3 W/m-k
800	24.9 W/m-k
900	26.2 W/m-k
1000	28.0 W/m-k
1100	29.6 W/m-k

Tabla 15.- Conductividad Térmica [11, Modificado]

A continuación se muestra los valores determinados tanto del **calor específico** como del **módulo de elasticidad dinámica** en la **tabla 16**:

	<b>Temperatura °C</b>	<b>Unidades Métricas</b>
<b>Calor Especifico</b>	Ambiente	467 J/Kg-K
	100	483 J/Kg-K
	200	500 J/Kg-K
	300	522 J/Kg-K
	400	531 J/Kg-K
	500	558 J/Kg-K
	600	607 J/Kg-K
	700	647 J/Kg-K
	800	655 J/Kg-K
	900	660 J/Kg-K
	1000	663 J/Kg-K
	1100	667 J/Kg-K
	1200	671 J/Kg-K
<b>Módulo de elasticidad</b>	<b>Temperatura °C</b>	<b>Unidades Métricas</b>
	Ambiente	197 GPa
	100	194 GPa
	200	188 GPa

<b>Dinámica</b>	300	182 GPa
	400	174 GPa
	500	165 GPa
	600	159 GPa
	700	152 GPa
	800	143 GPa
	900	136 GPa
	1000	128 GPa

Tabla 16.- Calor Específico y Módulo de elasticidad Dinámica [11, Modificado].

	<b>Temperatura °C</b>	<b>Unidades Métricas</b>
<b>Coefficiente medio de expansión térmica</b>	25-100	$14.3 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-200	$14.9 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-300	$15.3 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-400	$15.8 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-500	$16.1 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-600	$16.4 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-700	$16.9 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-800	$17.3 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-900	$17.6 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$
	25-1000	$17.8 \times 10^{-6} \text{ m/m-}^\circ\text{C}$

Tabla 17.- Coeficiente medio de expansión térmica [11, Modificado].

A continuación se muestra la relación de la temperatura y el coeficiente de expansión de la aleación Haynes Hr-120, en la figura 6:

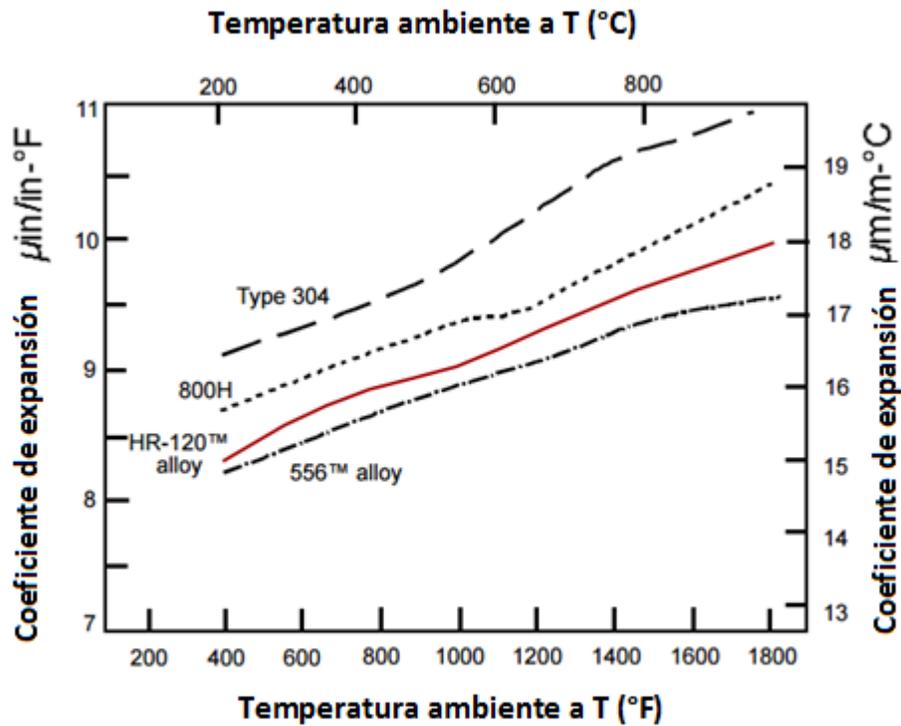


Figura 6.- Relación de la temperatura y el coeficiente de expansión [11, Modificado].

### 3.4.3 CARACTERÍSTICAS PRINCIPALES DE LA ALEACIÓN HR-120

Esta es una aleación resistente al calor en medios solidos-soluciones-reforzados los cuales proporcionan una excelente resistencia a temperaturas elevadas, combinada con una muy buena carburación y ambientes sulfurantes [11].

Su resistencia a la oxidación es comparable a otros materiales ampliamente usados, tales como aleaciones 330 y 800H, pero su resistencia a temperaturas por arriba de los 2000 °F es significativamente más alto, incluso en comparación con las aleaciones Ni-Cr. Esta aleación puede formarse fácilmente en caliente o fría, y es comúnmente soldada usando alambre de relleno Haynes 556 [11].

### 3.4.4 APLICACIONES

Las aplicaciones incluyen aquellos que requieren de una alta resistencia combinada con una buena resistencia a la carburación y en ambientes sulfurantes tales como lo son los siguientes:

<b>Aplicaciones Haynes Hr-120</b>		
Tubos radiantes	Recuperadores	Componentes de lecho fluidizado.
Muflas, Retortas	Accesorios de tratamiento para el calor.	Incineradores de residuos

Tabla 18.- Aplicaciones de la superaleación Haynes Hr-120 [11].

### 3.4.5 COMPOSICIÓN QUÍMICA NOMINAL, PORCENTAJE DE PESO

Fe	Ni	Co	Cr	Mo	W	Cb	Mn	Si	N	Al	C	B
33a	37	3*	25	2.5*	2.5*	0.7	0.7	0.6	0.20	0.1	0.05	0.004

Tabla 19.- Composición química del acero Hr-120 (\*Máximo, \*Como balance) [11, Modificado].

## **CAPITULO 4**

### **CRECIMIENTO NORMAL Y ANORMAL DE GRANO**

El conocimiento adquirido para el entendimiento del crecimiento de grano fue aportado por los trabajos de Smith (1948, 1952) y Burke Turnbull (1952). En tanto que la aplicación de las técnicas de simulación por computadora aportada por Anderson en el año de 1984, provee de un nuevo enfoque del problema, en tanto que el interés y la controversia alrededor de las simulaciones por computadora dieron un nuevo estímulo para el estudio de este tema. En este capítulo solo se considera el crecimiento de grano debido a la fuerza impulsora de los límites de grano en el material. Sin embargo, es de conocimiento que los límites de grano pueden ser inducidos a emigrar mediante la aplicación de fuerzas externas como son los esfuerzos o campos magnéticos. [30]

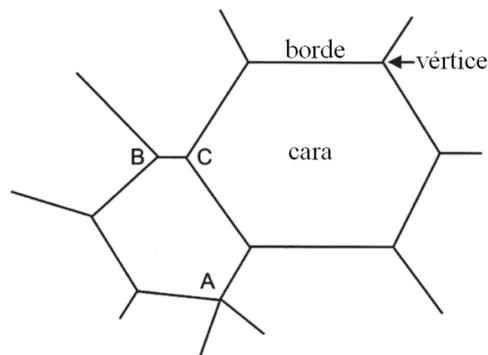
#### **4.1 CRECIMIENTO DE GRANO**

El crecimiento de grano no es predeterminado por la recristalización necesariamente, estas pueden presentarse en conjunto, además que ocurre en todos los materiales policristalinos, tanto en cerámicos como en los metales. Podemos encontrar que existe una energía asociada con los límites de grano llamada la fuerza impulsora para el crecimiento de grano, a medida que el grano crece en tamaño, el área total del límite de grano disminuye, lo cual produce una reducción en la energía total [13, 25, 26].

El crecimiento de grano se produce debido a la migración de los límites de grano. Podemos destacar que no todos los granos pueden crecer, pero algunos crecen a expensas de otros que se reducen. Así, el tamaño promedio de grano aumenta por el transcurso del tiempo, y en cualquier momento existe una gama de tamaños de grano [13, 25, 26].

## 4.2 CRECIMIENTO NORMAL DE GRANO

Smith (1952) fue el primero en proponer el aspecto topológico del crecimiento de grano, el cual planteo el crecimiento de grano en términos de topología de grano y declaró que el crecimiento de grano se genera por la interacción entre la necesidad topológica de llenado de espacio y la necesidad geométrica del equilibrio de la tensión superficial. [30]



**Figura 7.-** Sección 2D de una estructura de grano. El vértice de 4 bordes en A, tenderá a descomponerse en dos vértices de 3 bordes como B y C [30, Modificado].

Smith expuso los requisitos topológicos de llenado de espacio y el papel de las tensiones superficiales en 1952 y estas fueron revisadas por Atkinson (1988). En 2D la microestructura consta de vértices unidos por bordes o lados que rodean las caras como se muestra en la figura 5. Las caras, bordes y vértices de cualquier estructura celular, obedecen a la ley de conservación de la ecuación 1, conocida como la ecuación de Euler, siempre que no se tomen en cuenta caras infinitas. [30]

$$F - E + V = 1 (2 - D) \quad (1)$$

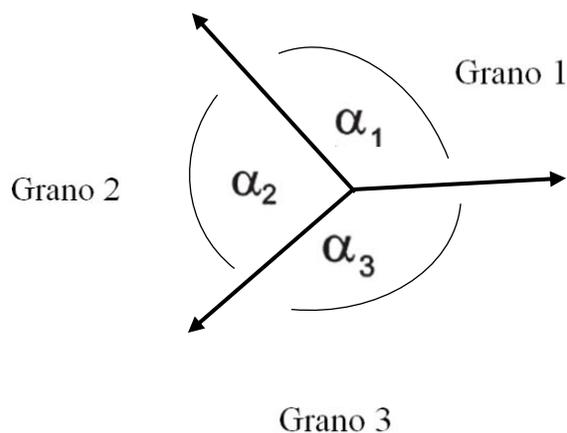
Donde E son los bordes, F son las caras y V son los vértices. El número de bordes unidos a un vértice es el número de coordinación z. Para estructuras topológicas estables, z=3 en 2-D. Así, en

2-D, un vértice A de 4 líneas como la que se muestra en la Figura 5, será inestable y se descompone en dos vértices de 3 líneas como B y C. [30]

#### 4.2.1 MICROESTRUCTURAS EN DOS DIMENSIONES

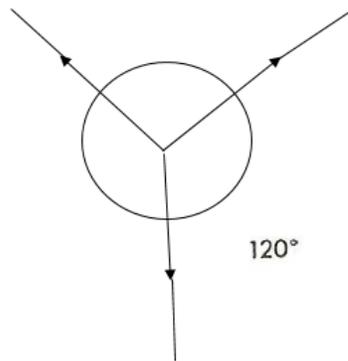
En el caso de una microestructura de dos dimensiones, el material será dividido en granos o subgranos los cuales van a estar separados por límites y, si los límites son móviles, se establecerá un equilibrio mecánico local en los vértices de grano. Se proponen tres granos, los cuales están unidos como se muestra en la Figura 6, en ángulos  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$  y  $\alpha_3$ . Los límites de grano tienen energías superficiales  $\gamma_{12}$ ,  $\gamma_{13}$  y  $\gamma_{23}$  (independientes en orientación [14,32]), y en equilibrio estas energías son equivalentes a las tensiones superficiales por unidad de longitud. Para tres límites de la **Figura 8**, la condición estable es [30]:

$$\frac{\gamma_{12}}{\text{sen } \alpha_3} = \frac{\gamma_{13}}{\text{sen } \alpha_2} = \frac{\gamma_{23}}{\text{sen } \alpha_1} \quad (2)$$



**Figura 8.-** Tensiones superficiales en un punto triple de límite [30, Modificado]

Si todos los límites tienen la misma energía, entonces la ecuación 2 muestra que los tres granos se encontrarán en ángulos de  $120^\circ$ , **Figura 9**. En esta condición una matriz de granos hexagonales de igual tamaño sería estable. Cualquiera que sea el arreglo de los granos en una microestructura bidimensional, se deduce de la ecuación 1, si  $z=3$ , el número promedio de lados por grano o celda será de 6 [30].

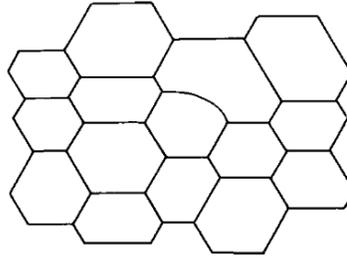


**Figura 9.-** Equilibrio de las tensiones superficiales de tres granos [33, Modificado]

En los metales que cuenta con una sola fase, la tensión superficial del límite de grano de la mayoría de los límites de grano es similar, esto debido que el ángulo de contacto es de aproximadamente de  $120^\circ$ . En las aleaciones multifase, puede haber desviaciones que son importantes de  $120^\circ$ , debido a las diferentes tensiones superficiales en los límites de interfase [32].

En una microestructura, si un grano tiene un número de bordes diferente de seis, no puede estar en equilibrio, por ejemplo en la **figura 10**, el grano de 5 lados, el equilibrio de la fuerza en las uniones puede alcanzarse según la ecuación 2, solo si, al menos un borde de grano es

curvo. En un límite curvo, actúa una fuerza para avanzar hacia su centro de curvatura, para minimizar el área de límite de grano. En el caso que el límite de grano es desplazado, este perturba el ángulo de equilibrio de  $120^\circ$  en las uniones terminales. Para poder restablecer el equilibrio, los otros límites de grano en las uniones, tienen que reajustarse por medio de la migración, que a su vez causa una curvatura de límite de grano, más movimiento, y así sucesivamente. Como consecuencia, no se podrá recobrar un equilibrio estable [14].

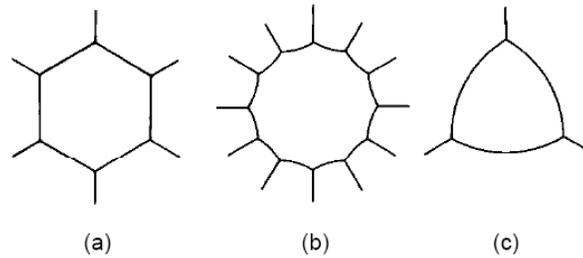


**Figura 10.-** Estructura bidimensional en equilibrio, exceptuando por un defecto, consiste en hexágonos con ángulos de contacto de  $120^\circ$  [14]

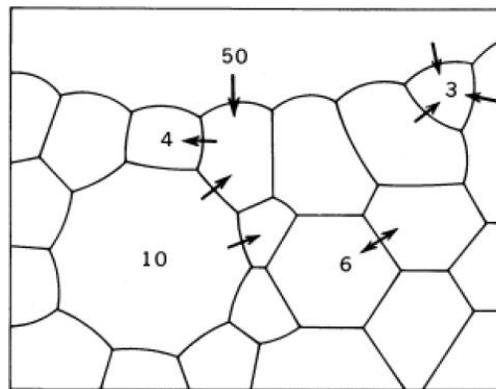
En temperaturas que son elevadas, en la cual los átomos son móviles, un grano con pocos lados tiende a reducirse, bajo la acción de las fuerzas de tensión superficial del límite de grano, mientras que uno con más lados tiende a crecer [14].

Los granos con más de seis lados están formados por límites de grano con curvaturas cóncavas, mientras que en el caso de los granos con menos de seis lados, tienen límites curvos convexos para cumplir con la restricción de equilibrio en las uniones, como se puede observar en la **Figura 11**. Puesto que los granos de gran tamaño están rodeados por granos de menor tamaño, usualmente tienen más de seis lados, considerando que los pequeños granos tienen menos de 6 lados.

El movimiento de los límites de grano hacia sus centros de curvatura, tiene como fin, reducir su área de límite de grano, y esto a su vez causa que los granos más grandes con más de seis lados crezcan, mientras que los granos que contienen menos de seis lados, se reduzcan como se ilustra en la **figura 12** [32].



**Figura 11.-** Curvatura de los lados de polígonos regulares con diferentes números de esquinas y un ángulo de contacto de  $120^\circ$  [32].

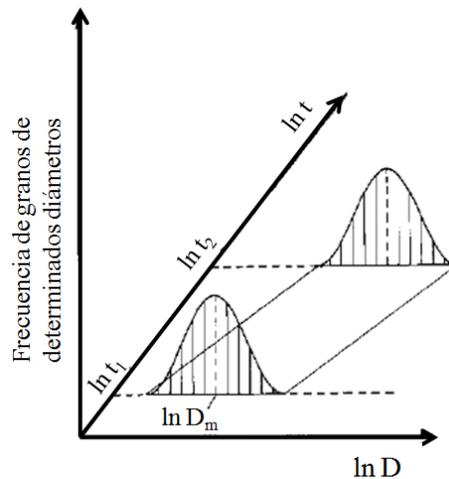


**Figura 12.-** Mecanismo de crecimiento de los granos (Las flechas indican la dirección de crecimiento) [32].

#### 4.2.2 DISTRIBUCIÓN DEL TAMAÑO DE GRANO.

En el proceso de crecimiento de grano no solo cambia el tamaño de grano promedio, si no también toda la distribución del tamaño de grano, en el caso de los crecimientos continuos y discontinuos de grano es diferente. Durante el crecimiento normal de grano, el tamaño de grano promedio (logarítmico)  $\ln D_m$  se desplaza a valores más grandes, pero la altura de la desviación máxima y estándar, permanecen sin cambios, **Figura 13**. Este comportamiento de la distribución es también llamado auto-similitud, es decir, si la distribución se grafica contra el tamaño de grano logarítmico normalizado  $\ln(D/D_m)$ , la distribución no cambia durante el crecimiento normal de grano. Por supuesto, esto requiere que la distribución esté

normalizada como cualquier distribución de probabilidad. La normalización en este contexto significa que toda la distribución tiene un valor constante, en este caso la unidad. Si esto no fuera así, el máximo de la distribución disminuiría, ya que cada vez permanecen menos granos durante el crecimiento de grano [32].



**Figura 13.-** La dependencia del tiempo de la distribución de tamaño de grano para el crecimiento normal de grano [32, Modificado].

#### 4.2.3 FACTORES QUE AFECTAN EL CRECIMIENTO DE GRANO

Los factores que influyen en el crecimiento de grano son:

- **Solutos y partículas:** La obstaculización de límites de grano por soluto y por partículas de segunda fase [30,35]
- **Temperatura:** La fuerza impulsora que motiva el crecimiento de grano en general es muy pequeña, en ocasiones se encuentra un crecimiento de grano importante a temperaturas muy elevadas [30,35].

- **Tamaño de muestra:** La velocidad de crecimiento de grano disminuye cuando el tamaño de grano supera al espesor de muestra, esto se presenta en secciones delgadas [30,35].
- **Textura:** Un material con una textura fuerte (con una orientación de grano preferencial) inevitablemente contiene muchos límites de ángulo pequeño de energía baja, por lo tanto, hay una fuerza impulsora reducida para el crecimiento de grano [30,35].

#### 4.2.4 EL ANÁLISIS DE BURKE Y TURNBULL DE LA CINÉTICA DE CRECIMIENTO DE GRANO

Burke (1949) y Burke-Turnbull (1952) dedujeron la cinética del crecimiento de grano sobre la suposición de que, la presión impulsora (P) sobre un límite, se origina únicamente de la curvatura del límite.

Si los radios principales de curvatura, de energía de límite  $\gamma_b$  son  $R_1$  y  $R_2$

Entonces [30,34]

$$P = \gamma_b \left( \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \right) \quad (3)$$

Si el límite es parte de una esfera de radio R, entonces  $R=R_1=R_2$  y [30,34]

$$P = \left( \frac{2\gamma_b}{R} \right) \quad (4)$$

Burke y Turnbull hicieron las siguientes suposiciones:

- $\gamma_b$  es el mismo para todos los límites
- El radio de curvatura (R) es proporcional al radio promedio ( $\bar{R}$ ) de un grano individual, y por lo tanto [30,34]

$$P = \left( \frac{\alpha \gamma_b}{\bar{R}} \right) \quad (5)$$

donde  $\alpha$  es una constante geométrica pequeña. [30,34]

- La velocidad de migración de los límites es proporcional a la presión impulsora  $P$ , y para  $\frac{d\bar{R}}{dt}$ , esto es,

$$\frac{d\bar{R}}{dt} = c_1 P$$

Donde  $c_1$  es una constante [30,34], por lo tanto

$$\frac{d\bar{R}}{dt} = \frac{\alpha c_1 \gamma_b}{\bar{R}} \quad (6)$$

Por consiguiente

$$\bar{R}^2 - \bar{R}_0^2 = 2\alpha c_1 \gamma_b t$$

El cual puede ser escrito de la siguiente manera

$$\bar{R}^2 - \bar{R}_0^2 = c_2 t \quad (7)$$

Donde  $\bar{R}$  es el tamaño de grano promedio en un tiempo  $t$ ,  $\bar{R}_0$  es el tamaño de grano promedio inicial y  $c_2$  es una constante que varía con la temperatura [13, 26, 30]

Esta ley de crecimiento parabólico se espera que sea válida para microestructuras 2D, aunque, según la ecuación 7 la constante  $c_2$  será diferente para las dos situaciones. En el límite donde

$$\bar{R}^2 \gg \bar{R}_0^2 \quad [13, 26, 30]$$

$$\bar{R}^2 = c_2 t \quad (8)$$

Las ecuaciones 7 y 8 pueden ser escritas de forma más general como se muestra a continuación

$$\bar{R}^n - \bar{R}_0^n = c_2 t \quad (9)$$

$$\bar{R} = c_2 t^{1/n} \quad (10)$$

la constante  $n$ , suele denominarse como el exponente de crecimiento de grano que en este análisis es igual a 2 [13, 16, 30].

#### **4.2.5 COMPARACIÓN CON LA CINÉTICA MEDIDA EXPERIMENTALMENTE**

La descripción de la cinética del crecimiento de grano, usando las ecuaciones 7 y 8, fue comprobada por primera vez por Beck (1949). Estos encontraron que  $n$  es generalmente superior a 2 y que varío tanto con la composición como de la temperatura. [30]

El análisis de Burke y Turbull supone que el comportamiento promedio del arreglo de todos los granos puede ser originado a partir de la velocidad de migración de una sección de un límite de grano y este no considera la interacción entre granos o las restricciones impuestas por los requisitos de llenado de espacio de la microestructura [30].

#### **4.3 INTERACCIÓN DE PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE CON LOS LÍMITES DE GRANO**

Una dispersión de partículas ejercerá una fuerza retardante o presión en los límites de grano de ángulo pequeño o de ángulo grande y esto puede tener un efecto profundo sobre los procesos de recristalización y crecimiento de grano. Este fenómeno es conocido como el efecto Zener [14, 30, 37].

#### 4.3.1 FUERZA DE OBSTACULIZACIÓN EJERCIDA POR UNA SOLA PARTÍCULA

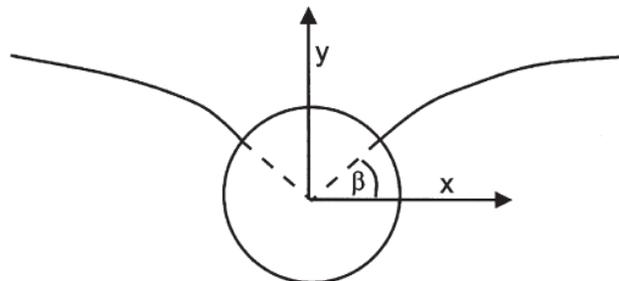
Consideremos primero, la interacción de un límite con una energía superficial  $\gamma$ , con partículas esféricas de radio  $r$  que tiene una interfase incoherente. Si el límite intersecta una partícula en un ángulo  $\beta$  como se muestra en la **Figura 14**, entonces la fuerza inhibitoria en el límite de grano es [14, 30, 37]:

$$F = 2\pi r\gamma \cos\beta \sin\beta \quad (11)$$

La fuerza inhibitoria máxima ( $F_s$ ) se obtiene cuando  $\beta = 45^\circ$ , cuando [14, 30, 37]

$$F_s = \pi r\gamma \quad (12)$$

Como fue discutido por Nes (1985), ha habido muchas derivaciones diferentes de esta fuerza, pero el resultado generalmente es similar a la anterior. Cabe señalar que cuando un límite cruza una partícula, la partícula elimina eficazmente una región de límite igual al área de intersección y por lo tanto la energía del sistema es reducida, y los límites son atraídos hacia las partículas [14, 30, 37].



**Figura 14-** Interacción entre un límite de grano y una partícula esférica [14, 30, 37]

La ecuación 12 predice que la fuerza de obstaculización ejercida por una partícula debería ser proporcional a la energía de límite de grano ( $\gamma$ ) [14, 30, 37].

#### 4.3.1.1 PARTÍCULAS COHERENTES

Si un límite de grano de ángulo grande se mueve pasando una partícula coherente, entonces la partícula generalmente pierde coherencia durante el paso del límite. Cuando la energía de la interfase incoherente es mayor que la de la interfase coherente original, se necesita una energía para causar esta transformación, y esta energía debe ser suministrada por el límite en movimiento. Por lo tanto, como fue demostrado por Ashby (1969), las partículas coherentes serán más efectivas en obstaculizar los límites que las partículas incoherentes [30].

Tras el análisis de Nes (1985), si los granos se designan como 1 y 2 y la partícula como 3, como en la **Figura 15a**, entonces hay ahora tres diferentes energías superficiales  $\gamma_{12}$ ,  $\gamma_{13}$  y  $\gamma_{23}$ .

Estos límites se encuentran en la superficie de la partícula, y si se estableció el equilibrio entonces [30]:

$$\gamma_{23} = \gamma_{13} + \gamma_{12} \cos \alpha \quad (13)$$

y

$$\cos \alpha = \frac{\gamma_{23} - \gamma_{13}}{\gamma_{12}} \quad (14)$$

La fuerza de arrastre entonces es

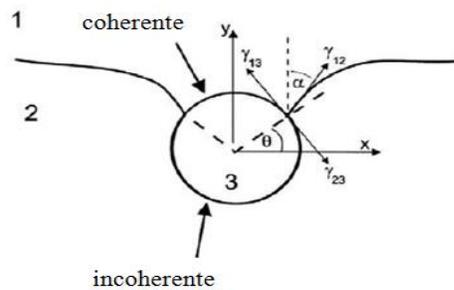
$$F_c = 2\pi\gamma \cos(\alpha - \theta) \cos \theta \quad (15)$$

$F_C$  es máximo cuando  $\theta = \alpha/2$  y  $\alpha = 0$ , dando

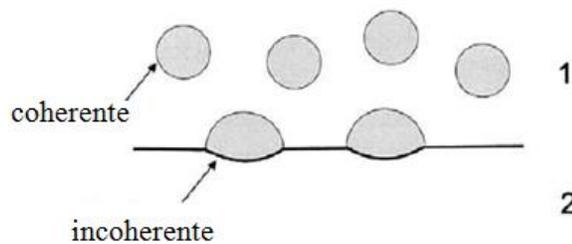
$$F_C = 2\pi\gamma \quad (16)$$

Por lo tanto las **partículas coherentes** son dos veces más efectivas en la obstaculización que las partículas incoherentes del mismo tamaño [30].

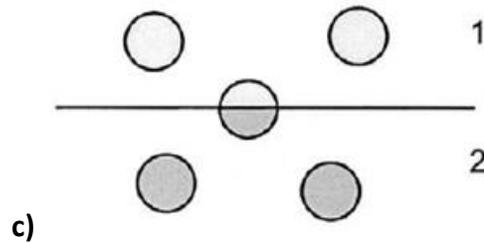
**Partículas coherentes en un límite estacionario:** si no hay suficiente fuerza impulsora de un límite para pasar las partículas coherentes o para disolverlas entonces las partículas se convertirán en incoherentes a lo largo del límite. A consecuencia de esto, la forma de equilibrio de las partículas en el límite, se alterará como se muestra en la **Figura 15b**. El aumento del radio de curvatura de las partículas en el límite de grano causará que engrosen a expensas de las partículas esféricas coherentes más pequeñas, aumentando así la obstaculización del límite de grano [30].



(a)



(b)



**Figura 15.-** Interacción entre una partícula coherente y un límite de grano de ángulo grande. a) El límite pasa por la partícula; b) El límite se detiene en las partículas; c) el límite corta a la partícula [30, Modificado]

**Paso de un límite a través de partículas coherentes:** En algunos casos, el precipitado puede ser cortado por el límite y experimentan el mismo cambio de orientación conforme el grano lo rodea, como se muestra en la Figura 10c. Esto se ha observado en aleaciones de níquel que contienen la fase  $\gamma'$  coherente a la matriz (Porter y Ralph 1981, Randle y Ralph 1986) [30].

#### 4.3.2 PRESIÓN DE OBSTACULIZACIÓN DEBIDO A UNA DISTRIBUCIÓN DE PARTÍCULAS

Habiendo calculado la fuerza de obstaculización de una sola partícula, ahora se calculará la presión inhibitoria en el límite debido a un arreglo de partículas distribuidas aleatoriamente [30].

Para una fracción volumétrica  $F_V$  de partículas esféricas distribuidas al azar de radio  $r$ , el número de partículas por unidad de volumen ( $N_V$ ) es dado por [30].

$$N_V = \frac{3F_V}{4\pi r^3} \quad (17)$$

Si el límite de grano es plano, entonces las partículas dentro de una distancia  $r$  en ambos lados del límite, se intersectarán. Por lo tanto el número de partículas intersectando un área del límite de grano es [30]

$$N_S = 2rN_V = \frac{3F_V}{2\pi r^2} \quad (18)$$

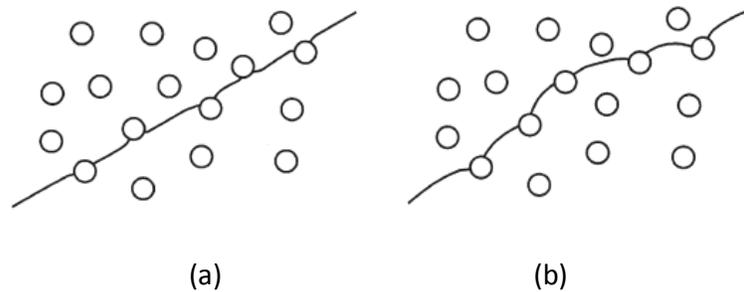
La presión de obstaculización ejercida por las partículas en un área del límite es dada por [30,32]

$$P_Z = N_S F_S \quad (19)$$

Y por lo tanto las ecuaciones 12 y 18 dan como resultado

$$P_Z = \frac{3F_V \gamma}{2r} \quad (17)$$

Este tipo de relación fue propuesta por Zener (Smith 1948).  $P_Z$  dada por la ecuación 20 es comúnmente conocida como la presión de obstaculización Zener [30, 32].



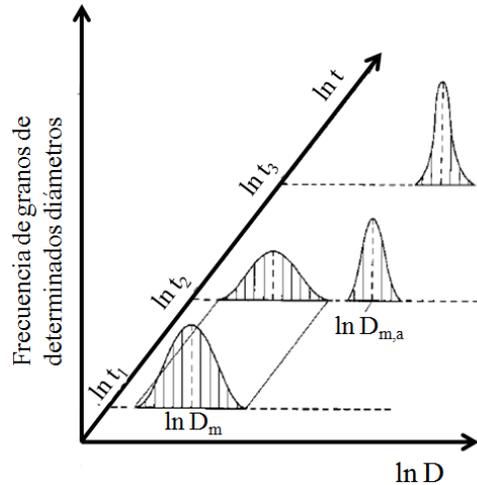
**Figura 16.-** Interacción de partículas con: (a) un límite plano rígido; (b) un límite flexible [30].

#### 4.4 CRECIMIENTO ANORMAL DE GRANO

También llamado crecimiento exagerado de grano, engrosamiento de grano o recristalización secundaria, es un tipo de engrosamiento en la microestructura en donde algunos granos de gran tamaño crecen inusualmente rápido en una matriz de grano fino con velocidad de crecimiento muy lenta [30-32, 37].

En el caso de la microestructura, la distribución de tamaño de grano es bimodal, caso contrario en las condiciones de un crecimiento normal de grano, ya que en esta es una distribución unimodal [32,37].

Mientras tanto, durante el crecimiento anormal de grano, la distribución del tamaño de grano no presenta auto-similitud. Durante una recristalización incompleta se desarrolla una distribución bimodal; donde una distribución representa los granos en crecimiento lento y la otra una distribución de los granos en rápido crecimiento. La distribución de los granos en crecimiento lento se hace más pequeña y desaparecerá con el tiempo, pero su tamaño de grano promedio no cambia. En contraste con el crecimiento normal de grano, la distribución de algunos granos en el crecimiento anormal cambia significativamente, porque los respectivos tamaños de grano promedio  $\ln D_{m,a}$  y la frecuencia máxima  $f_{max}$  aumenta con el incremento en el tiempo de recocido hasta que el crecimiento anormal de grano haya concluido, ver Figura 16 [30, 32].



**Figura 17.-** La dependencia del tiempo de la distribución de tamaño de grano para el crecimiento anormal de grano [30,32, Modificado].

#### 4.4.1 FENÓMENO DEL CRECIMIENTO ANORMAL DE GRANO

Actualmente el control de tamaño de grano en aceros y otros materiales son de gran importancia tecnológica, además que son muy utilizados los métodos de inhibición del crecimiento anormal de grano a temperaturas elevadas. Dunn y Walter en el año de 1966, llevaron a cabo la revisión más extensa que trata con el fenómeno de crecimiento anormal de grano [30, 38].

Para llevar a cabo la reducción de la energía superficial asociada a los límites de grano, es necesario una fuerza impulsora para llevar a cabo el crecimiento anormal de grano, como lo es para el crecimiento normal de grano [30, 38]

El crecimiento anormal de grano ocurre mediante un proceso en el cual algunos granos poseen cierto tipo de ventajas especiales durante el crecimiento sobre los granos vecinos y en general, la cinética de crecimiento anormal puede describirse mediante la ecuación de Avrami-Johnson Mehl. En el año de 1937, Kolmogorov formuló la ecuación cinética, la cual

describe los procesos regidos por la nucleación y el crecimiento anormal de grano (JMAK). [30, 38]

$$X_v = 1 - \exp(-Bt^n) \quad (21)$$

Donde

$X_v$ = fracción de material recristalizado

$t$ = tiempo de incubación

$n$ = exponente JMAK

$B = f\dot{N}\dot{G}^3/4$ ,  $f$ = factor de forma ( $4\pi/3$ , esfera),  $\dot{N}$ = velocidad de nucleación,  $\dot{G}$ = velocidad de crecimiento de grano en un material deformado

En el año de 1987, Thompson demostró que, en un arreglo ideal de granos, es decir, un arreglo en el cual no hay impurezas (partículas o átomos), la velocidad de crecimiento de un grano con tamaño mayor que el tamaño de grano promedio del agregado es menor que la velocidad de crecimiento promedio en el material [38].

Para que pueda llevarse a cabo el crecimiento anormal de grano, los granos “especiales” deben poseer los siguientes factores que se mencionan a continuación [38].

#### 4.4.2 FACTORES QUE INDUCEN EL CRECIMIENTO ANORMAL DE GRANO

Los factores que pueden inducir el crecimiento anormal de grano son:

- Presencia de distribuciones especiales o altas concentraciones de partículas de fases secundarias [14, 25, 26, 37].
- Existencia de granos con orientaciones de crecimiento preferenciales [26, 37, 38]
- Elevada anisotropía en la energía superficial de los límites de grano [25, 31, 38, 39]

#### 4.4.3 EFECTO DE LAS PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE EN EL CRECIMIENTO DE GRANO

Las partículas de segunda fase ejercen un fuerte efecto de obstaculización o también llamando efecto Zener, sobre los límites de grano, con una presión de obstaculización determinada principalmente por el tamaño, la fracción volumétrica, la interfase y distribución de las partículas. Las partículas pueden tener una gran influencia tanto en la cinética del crecimiento de grano como en las microestructuras resultantes, esto debido que la presión impulsora para el crecimiento de grano es extremadamente baja. Hay que destacar que la dispersión de las partículas de segunda fase pueden ser inestables, esto debido a temperaturas elevadas en donde se produce el crecimiento de grano [30].

#### 4.4.4 LIMITE ZENER

Para Zener, el límite de grano se considera macroscópicamente plano conforme interactúa con las partículas, y por lo tanto, la presión de obstaculización ( $P_z$ ) está dada por la ecuación 20. La presión impulsora para el crecimiento ( $P$ ) surge de la curvatura de los límites de grano y está dada por la ecuación 5. El crecimiento de grano terminara cuando  $P=P_z$ , es decir [30]:

$$\frac{\alpha\gamma b}{\bar{R}} = \frac{3F_V\gamma b}{2r} \quad (22)$$

Suponiendo que el radio promedio de grano ( $\bar{R}$ ) es igual al radio de curvatura promedio, entonces obtenemos un tamaño limitante de grano [30]:

$$D_z = \frac{4\alpha r}{3F_V} \quad (23)$$

Ajustando  $\alpha = 1$  , el cual tiene diversos valores por otros autores, resulta en el conocido tamaño limitante de grano Zener [30]

$$D_{Zener} = \frac{4r}{3F_V} \quad (24)$$

## CAPITULO 5

### METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

#### 5.1 Diseño de experimentos

Una vez estudiado los procesos necesarios para el entendimiento de la experimentación, es primordial el material que se va a analizar.

Inicialmente se contó con el material proporcionado por la empresa Frisa Forjados S.A. de C.V. (Hr-120) en forma de cubos con una dimensión de  $2\text{cm}^3$ , los cuales fueron obtenidos de un lingote.

Una vez obtenido el material en forma de cubo, se procedió en cortar nuevamente el material, esto con el objetivo de obtener una serie de probetas, las cuales serán sometidas a diversos procesos químicos y físicos. Las probetas obtenidas tienen un diámetro de 1cm y una altura de 1cm.

Una vez realizado el proceso de cortado del material, se obtuvo en total **44 probetas**, en las cuales se divide de la siguiente manera: 21 probetas no serán sometidas a tratamiento térmico, mientras otras 21 probetas serán sometidas a un tratamiento térmico, que a continuación se explicara con mayor profundidad. Las dos probetas restantes no serán sometidas a ningún proceso, esto con el objetivo de obtener información del material.

Se llevó a cabo el tratamiento térmico de la superaleación Hr-120, en la cual se utilizó una mufla de la marca **Thermo Scientific**. Las muestras fueron sometidas a una temperatura de  $1100^{\circ}\text{C}$  por un rango de tiempo de **2 horas**. El procedimiento para llevar a cabo el tratamiento consiste en someter a un proceso de solubilizado las muestras. Una vez terminado el tiempo del tratamiento térmico, las muestras fueron retiradas del horno y se dejaron enfriar en el ambiente hasta alcanzar una temperatura ambiente.

Una vez llevado a cabo el tratamiento térmico de las muestras, se analizó la microdureza de las muestras por medio del microdurómetro de la marca **SHIMADZU**. Una vez llevado a cabo el análisis de la microdureza, se seleccionó las muestras cuyo resultado difirió o sobresalió de las demás muestras, esto con el objetivo de llevar a cabo la metalografía y conocer las fases presentes.

Una vez realizado la microdureza del material, se procedió en el pulido del material, esto con el objetivo de poder observar sin ningún imperfección la microestructura del material; una vez pulido el material en acabado espejo se llevó a cabo la metalografía de las muestras por medio de una solución, la cual se conforma de: 100 ml de **HCl**, 100 ml de **Etanol** y 5g de **CuCl<sub>2</sub>**; esto con el objetivo de mostrar la microestructura de la superaleación.

Una vez atacadas las muestras, se realizó una relación entre el diagrama **T-T-T** (Tiempo-Temperatura-Transformación) de la **aleación INCONEL 706** mostrado en la **figura 18**, con algunas muestras de la **Tabla 20**; con el objetivo de conocer las fases presentes, considerando que dicha aleación cuenta con una composición similiar a la aleación **Hr-120**, la cual se muestra en la **tabla 21**.

Temperatura de deformación (°C)	Deformación verdadera (%)	Velocidad de deformación (1/s)	Nomenclatura (Sin tratamiento térmico/con tratamiento térmico)
<b>Condición de recibido</b>			SDST
<b>900</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A1/A1TT B1/B1TT C1/C1TT
<b>950</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A2/A2TT B2/B2TT C2/C2TT
<b>1000</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A3/A3TT B3/B3TT C3/C3TT
<b>1050</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A5/A5TT B5/B5TT C5/C5TT
<b>1100</b>	65 50 25	10 <sup>-3</sup>	A5/A5TT B6/B6TT C7/C7TT
<b>1100</b>	65 50 25	10 <sup>-2</sup>	A5/A5TT B6/B6TT C7/C7TT
<b>1100</b>	65 50 25	10 <sup>-1</sup>	A5/A5TT B6/B6TT C7/C7TT

**Tabla 20.-** Resultados de Velocidad de deformación y deformación verdadera de la Superaleación Haynes Hr-120, deformadas a diferentes temperaturas.

Dentro de la nomenclatura de la **Tabla 20** podemos observar la división de las muestras entre A1 y A1TT, donde A1TT es la muestra A1 pero con un tratamiento térmico.

Para la obtención de la deformación verdadera se usó la ecuación de

$$\sigma_{\tau} = \frac{F}{A_i}$$

Donde  $\sigma_{\tau}$  es deformación verdadera, F como la carga y  $A_i$  como el área instantánea.

## 5.2 Probetas para tratamientos térmicos de solución

Para los tratamientos térmicos se maquinaron probetas cilíndricas de un cubo de la superaleación Haynes Hr-120 el cual fue proporcionado por Frisa Forjados S.A. de C.V. La composición se encuentra especificada en la **TABLA 18**.

## 5.3 Instrumental

A continuación se detallará el instrumental que se utilizó en la parte experimental y en el análisis de las probetas.

### -Mufla

Se utilizará una mufla de la marca Thermo Scientific, el cual puede alcanzar una temperatura máxima de 1200°C

### - Cortadora

Se empleará una cortadora automática de precisión Accutom-5 marca Struers, utilizando un disco de diamante de alta concentración 330CA marca Struers, con un sistema de enfriamiento de herramienta por agua.

### - Pulidora

Se utilizará una pulidora LabPol marca Struers, con lijas 120, 220, 320, 500, 800, 1200 y 2400 empleando alúminas de 1.0, 0.3 y 0.05µm para acabado final.

### - Microscopio óptico (MO)

Se utilizara un microscopio óptico Epiphot-TME marca Nikon con magnificaciones de 50, 100, 200 y 400x. Requiriéndose el software Clemex Vision, con el cual se podrán capturar las imágenes en formato electrónico.

**- Microdurómetro**

Se realizarán ensayos de microdureza con un microdurómetro Vickers HMV-2 marca Shimadzu.

## CAPITULO 6

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 6.1 Análisis de muestras

Se llevó a cabo el tratamiento térmico de la superaleación Hr-120, en la cual se utilizó una mufla de la marca **Thermo Scientific**, el cual puede llegar a alcanzar una temperatura máxima de 1200°C. Las muestras fueron sometidas a una temperatura de 1100°C por un rango de tiempo de **2 horas**. El procedimiento para llevar a cabo el tratamiento consiste en someter a un proceso de solubilizado las muestras. Una vez terminado el tiempo del tratamiento térmico, las muestras fueron retiradas del horno y se dejaron enfriar en el ambiente hasta alcanzar una temperatura ambiente.

Una vez llevado a cabo el tratamiento térmico de las muestras, se decidió analizar la microdureza de las muestras por medio del microdurómetro de la marca **SHIMADZU**. Una vez llevado a cabo el análisis de la microdureza, se decidió seleccionar las muestras cuyo resultado difirió o sobresalió de las demás muestras, esto con el objetivo de llevar a cabo la metalografía y conocer las fases presentes.

Se llevó a cabo la metalografía de las muestras por medio de una solución, la cual se conforma de: 100 ml de **HCl**, 100 ml de **Etanol** y 5g de **CuCl<sub>2</sub>**; esto con el objetivo de mostrar la microestructura de la superaleación.

Una vez atacadas las muestras, se realizó una relación entre el diagrama **T-T-T** (Tiempo-Temperatura-Transformación) de la **aleación INCONEL 706** mostrado en la **figura 18**, con algunas muestras de la **Tabla 20**; con el objetivo de conocer las fases presentes, considerando que dicha aleación cuenta con una composición similar a la aleación **Hr-120**, la cual se muestra en la **tabla 21**.

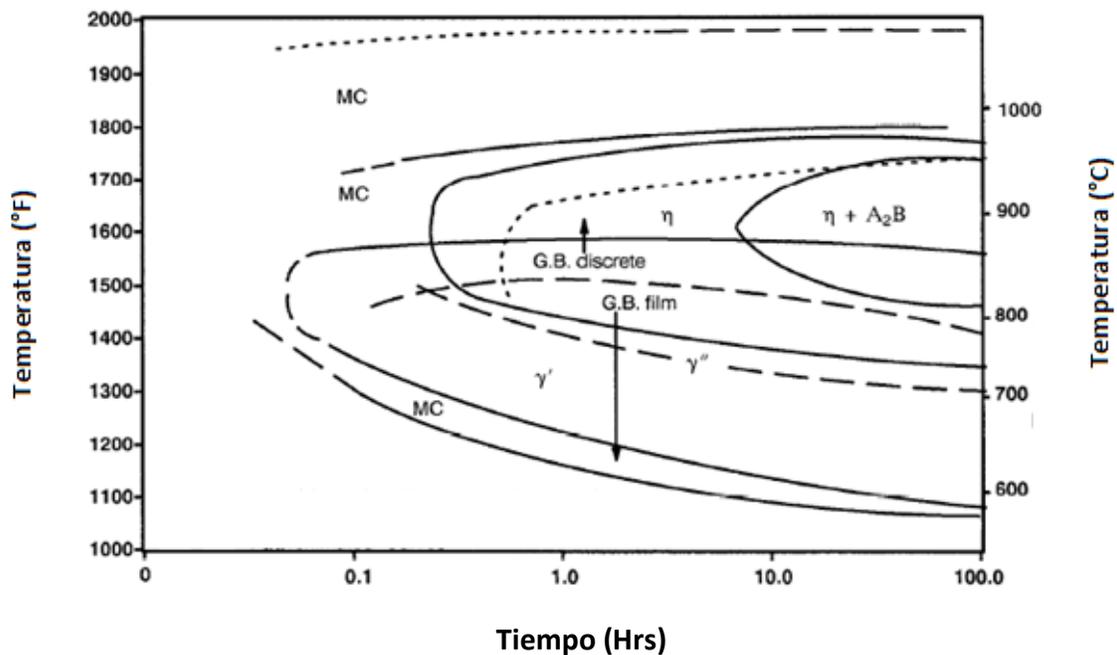
Temperatura de deformación (°C)	Deformación verdadera (%)	Velocidad de deformación (1/s)	Nomenclatura (Sin tratamiento térmico/con tratamiento térmico)
<b>Condición de recibido</b>			SDST
<b>900</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A1/A1TT B1/B1TT C1*/C1TT
<b>950</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A2/A2TT B2/B2TT C2/C2TT
<b>1000</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A3/A3TT B3/B3TT C3/C3TT
<b>1050</b>	65	10 <sup>-3</sup> 10 <sup>-2</sup> 10 <sup>-1</sup>	A5/A5TT B5/B5TT C5/C5TT
<b>1100</b>	65 50 25	10 <sup>-3</sup>	A5/A5TT B6/B6TT C7/C7TT
<b>1100</b>	65 50 25	10 <sup>-2</sup>	A5/A5TT B6/B6TT C7/C7TT
<b>1100</b>	65 50 25	10 <sup>-1</sup>	A5/A5TT B6/B6TT C7/C7TT

**Tabla 20.-** Resultados de Velocidad de deformación y deformación verdadera de la Superalación Haynes Hr-120, deformadas a diferentes temperaturas.

La aleación INCONEL 706 fue caracterizada por medio de la Difracción Rayos X, SEM/EDX y técnicas de metalografía óptica [45].

Aleación	Fe <sup>a</sup>	Ni	Co	Cr	Mo	W	Mn	Si	Cb	Al	C	N	B	Cu	Otros
HR-120 <sup>®</sup>	33	37	3*	25	1*	0.5*	0.7	0.6	0.7	0.1	0.05	0.2	0.004	0.5*	Ti-0.2*
ALLOY 706	36.9	41.8	0	16.0	0	0	0	0.05	0	0.19	0.01	0.003	0	0	Nb-3.02 Ti-1.65 S-0.001

**Tabla 21.-** Relación de la composición de la aleación Hr-120 y la aleación INCONEL 706 [11, 45]



**Figura 18.-** Diagrama isotérmico t-t para aleación Inconel 706. [45, Modificado]

### **Fases precipitadas:**

Las dos condiciones recocidas muestran el comportamiento T-T-T mostrado en la figura. Las curvas de precipitación para MC están correlacionadas con el rango de temperatura superior de 17 precipitaciones (desplazadas dependiendo de la condición de recocido) [45].

### **Carburo MC:**

Este carburo de MC (M=Nb, Ti) rico en Nb y Ti puede formarse como una dispersión de partículas muy finas durante el procesamiento, o puede precipitarse en los límites del grano después de una solución completa de recocido [45].

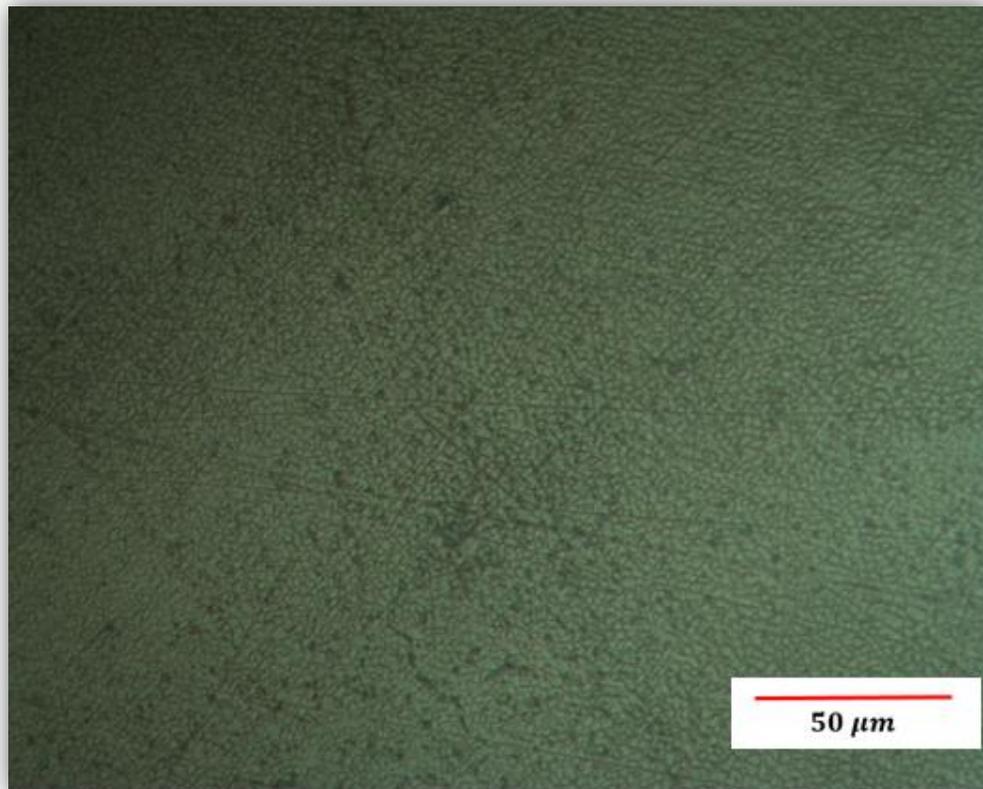
## **6.1.1 ANÁLISIS DEL GRUPO DE MUESTRA A**

### **A2 - A2TT**

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de

201 para la muestra **A2** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice A**.

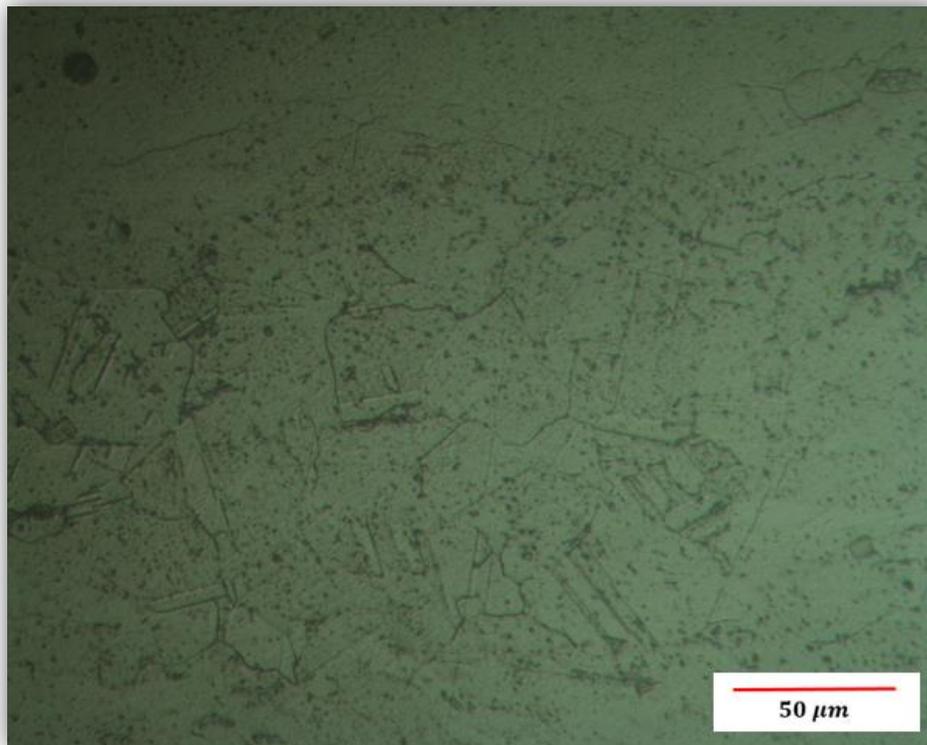
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **950°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-3}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **A2** se obtuvo una fase  $\eta$ .



**Figura 19.-** Muestra A2 a 400X, sometida a una temperatura de 950°C.

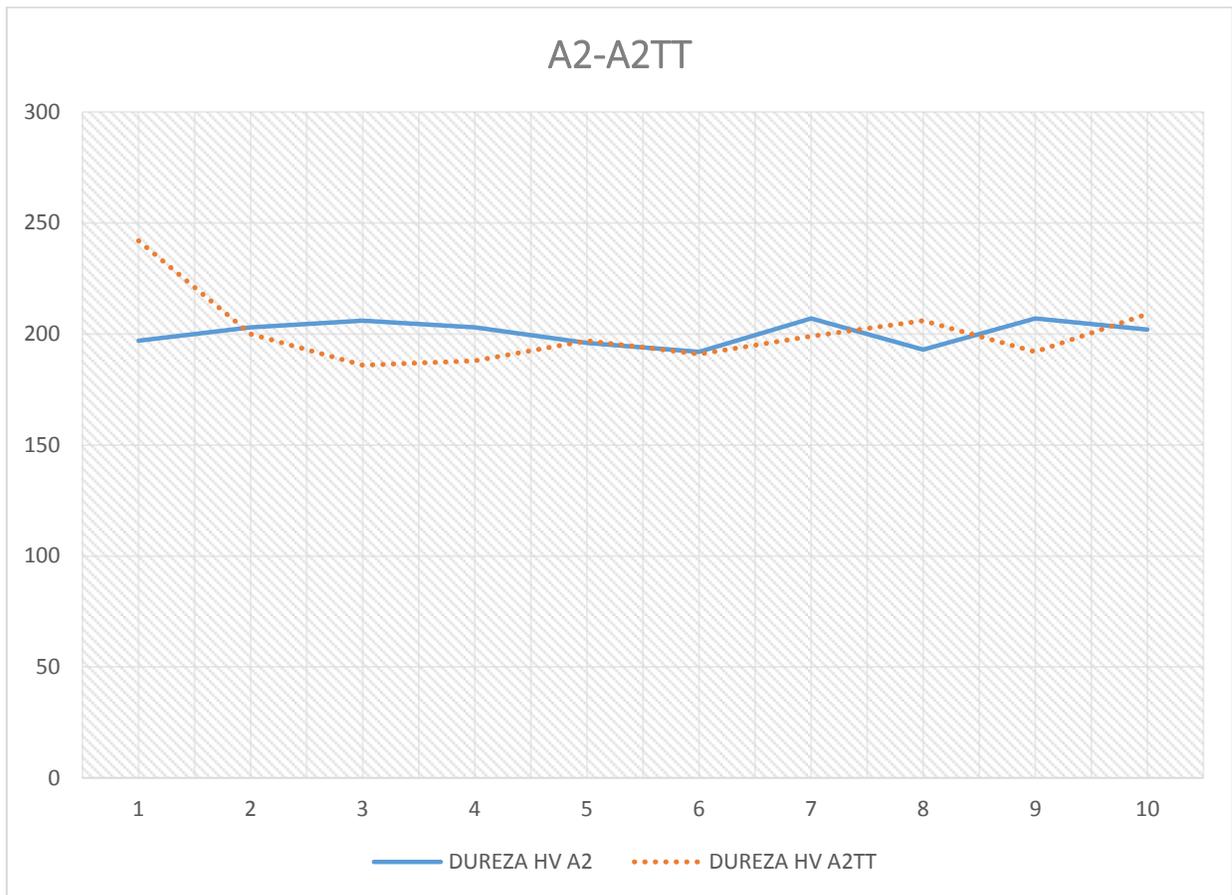
El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 201 para la muestra **A2TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice A**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **950°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-3}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **A2TT** se obtuvo una fase  $\eta$ .



**Figura 20.-** Muestra A2 con tratamiento térmico a 400X, sometida a 950°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **A2** y la muestra **A2TT** detallada en la **figura 21**.

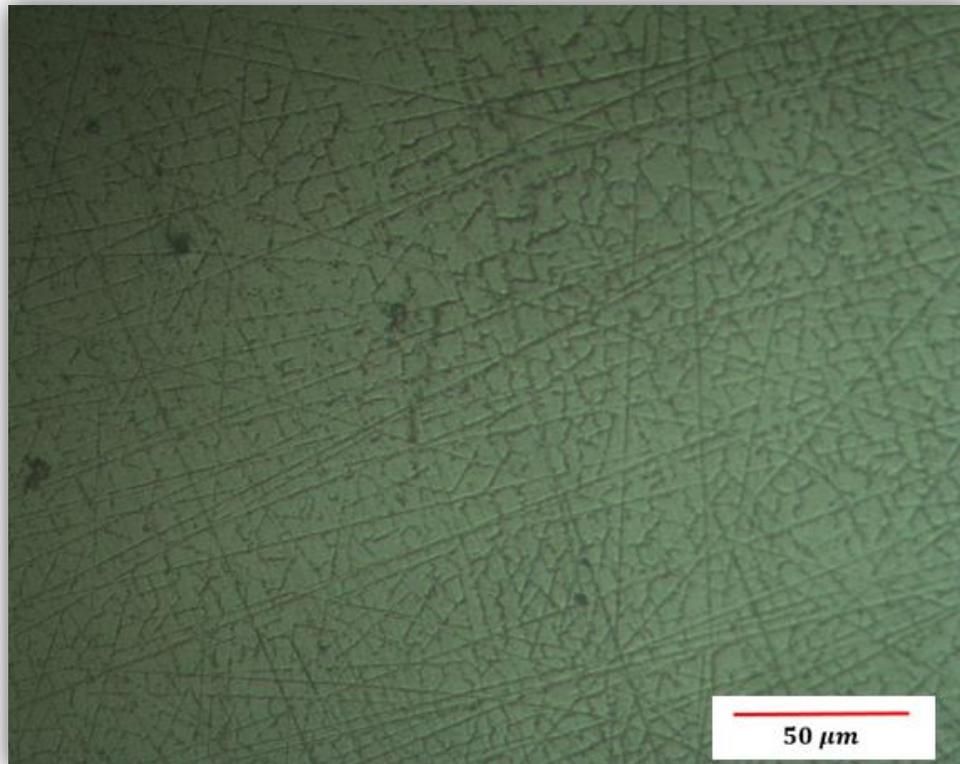


**Figura 21.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra A2 y la muestra A2TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### **A7 - A7TT**

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 200 para la muestra **A7** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice A**.

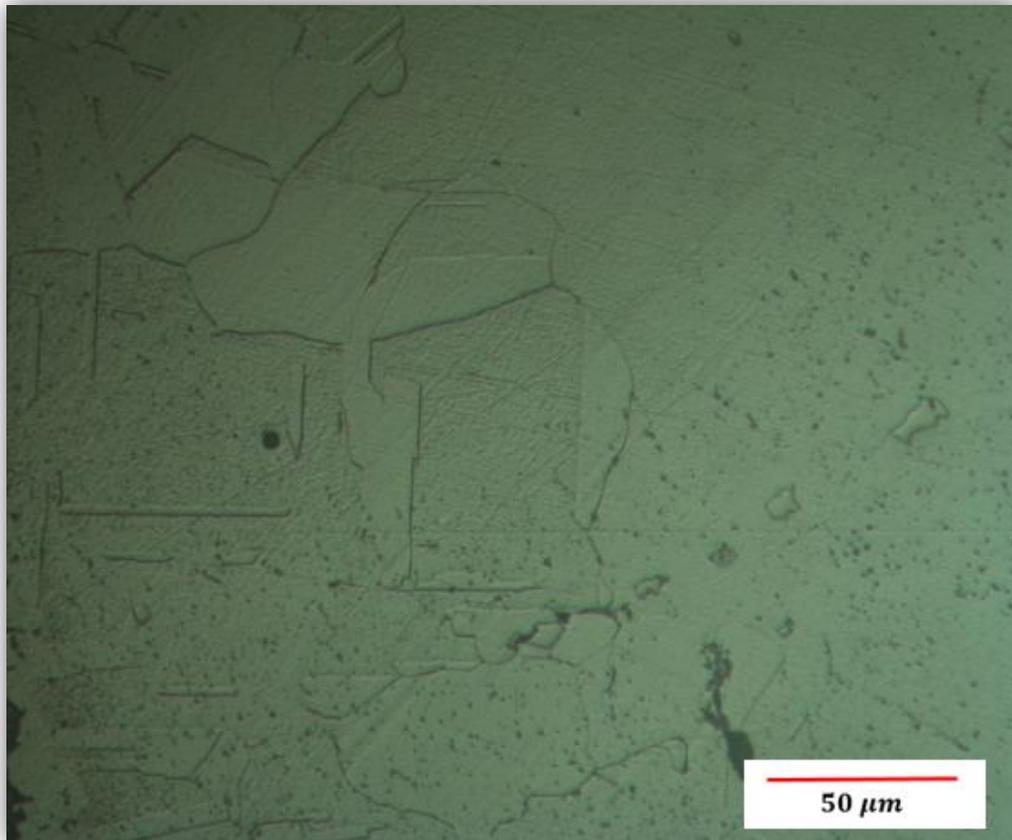
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1100°C**, una deformación verdadera del **25%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-3}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **A7** se obtuvo una fase **MC**.



**Figura 22.-** Muestra A7 a 400X, sometido a una temperatura de 1100°C

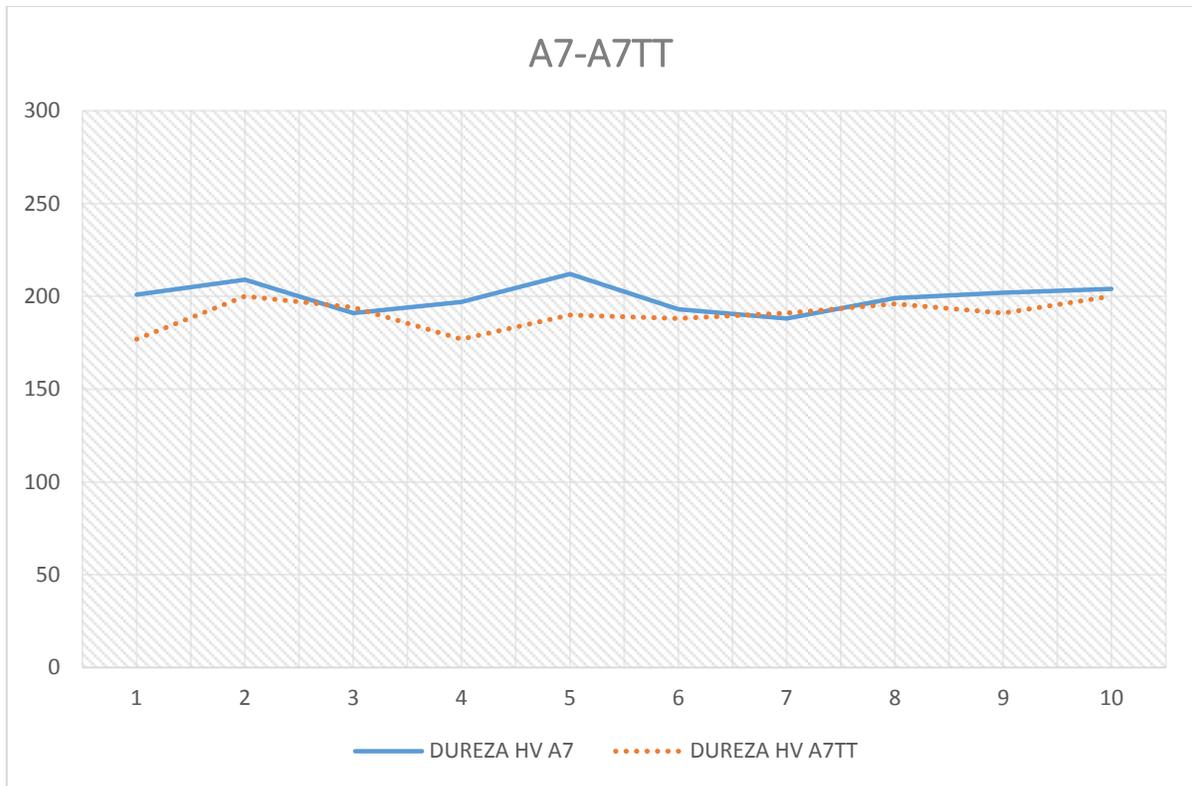
El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 190 para la muestra **A7TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice A**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1100°C**, una deformación verdadera del **25%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-3}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **A7TT** se obtuvo una fase **MC**.



**Figura 23.-** Muestra A7 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1100°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de la muestra **A7** y la muestra **A7TT** detallada en la **figura 24**.



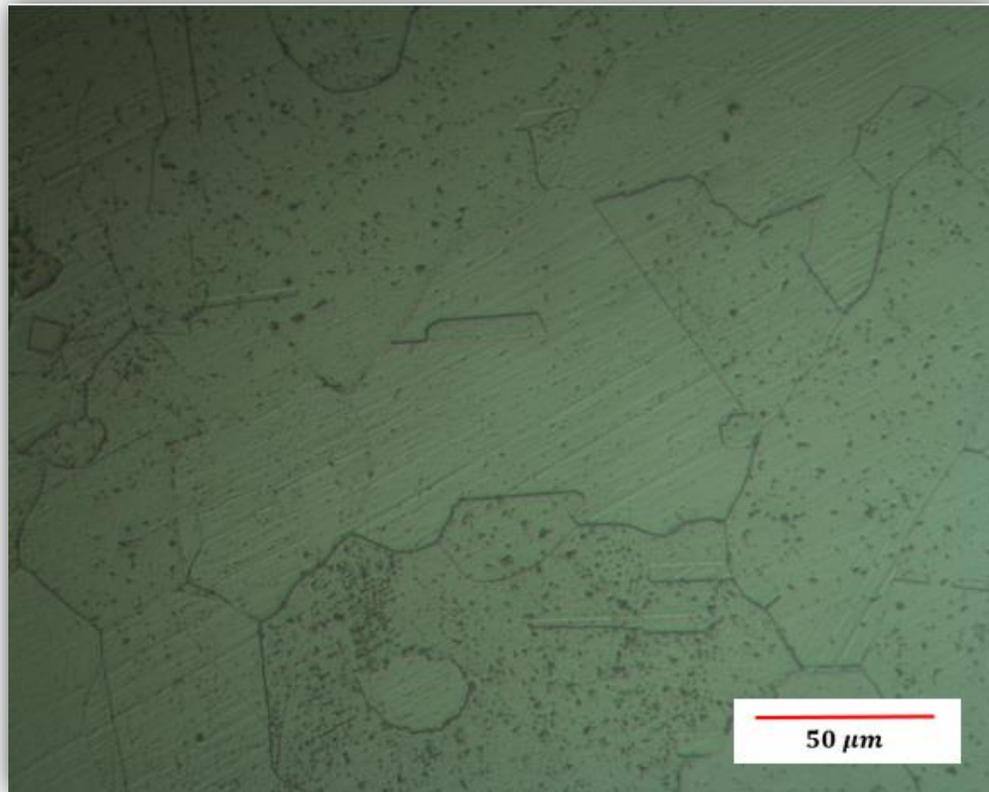
**Figura 24.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra A7 y la muestra A7TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

## 6.1.2 ANÁLISIS DEL GRUPO DE MUESTRA B

### B1-B1TT

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 221 para la muestra **B1** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

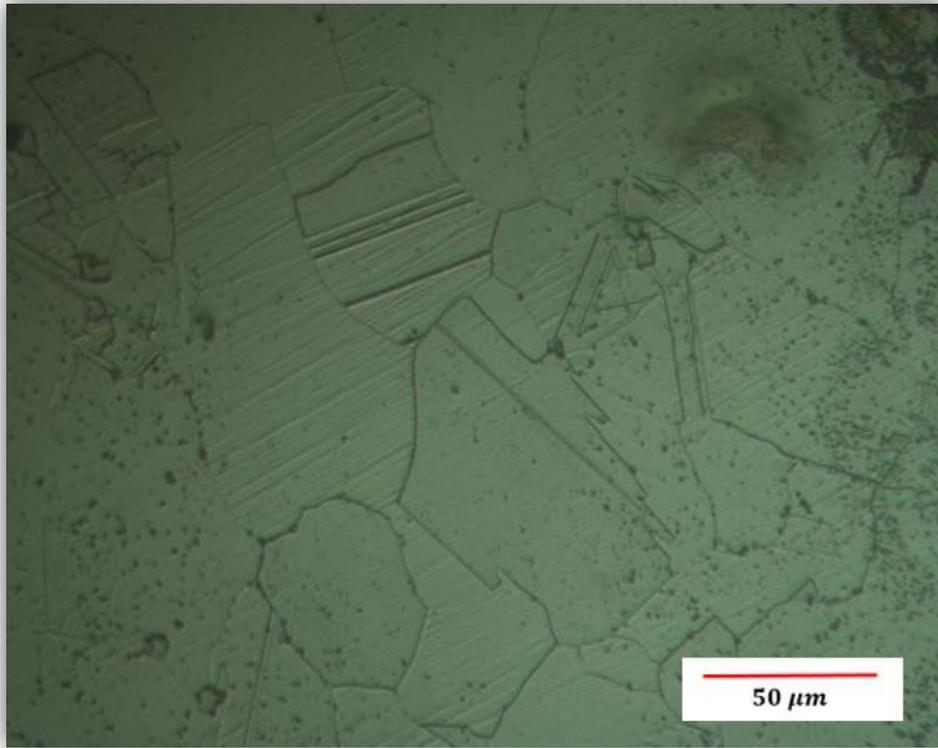
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **900°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-3}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **B1** se obtuvo una fase  $\eta$ .



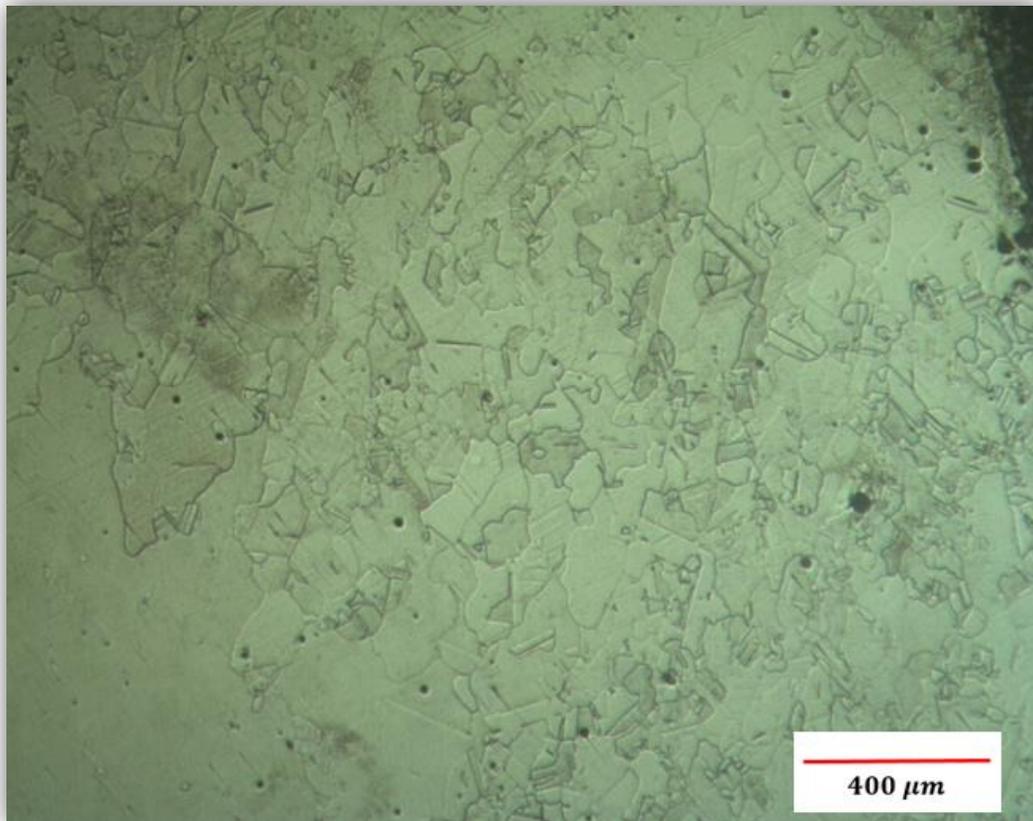
**Figura 25.-** Muestra B1 a 400X, sometido a una temperatura de 900°C

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 212 para la muestra **B1TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **900°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-3}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **B1TT** se obtuvo una fase  $\eta$ .

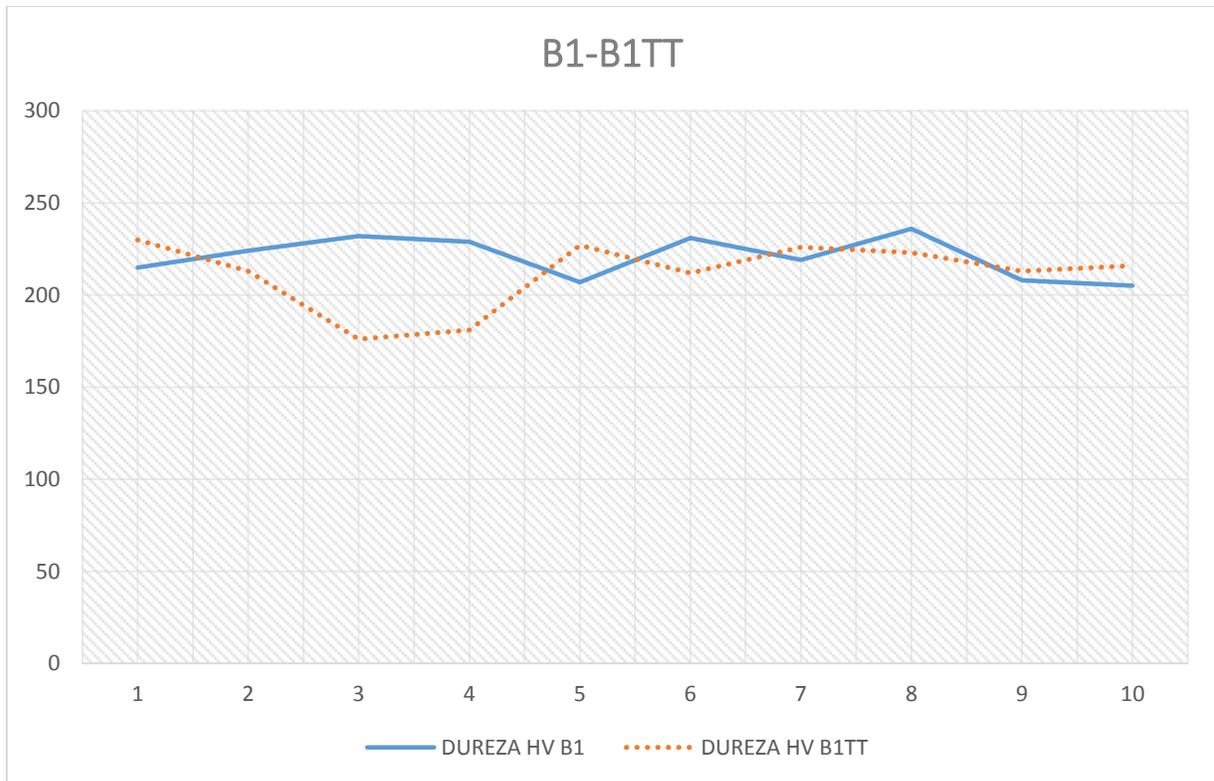


**Figura 26.-** Muestra B1 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 900°C.



**Figura 27.-** Muestra B1 con tratamiento térmico a 50x, sometida a 900°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **B1** y la muestra **B1TT** detallada en la **figura 28**.

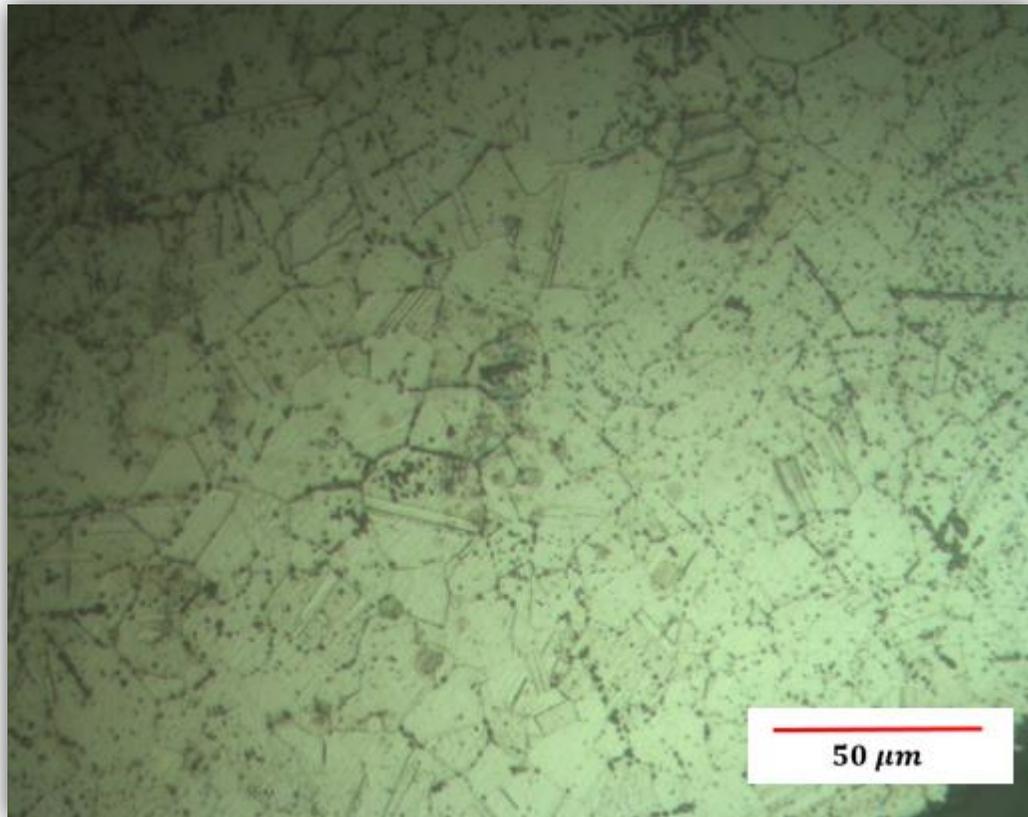


**Figura 28.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B1 y la muestra B1TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### **B2TT**

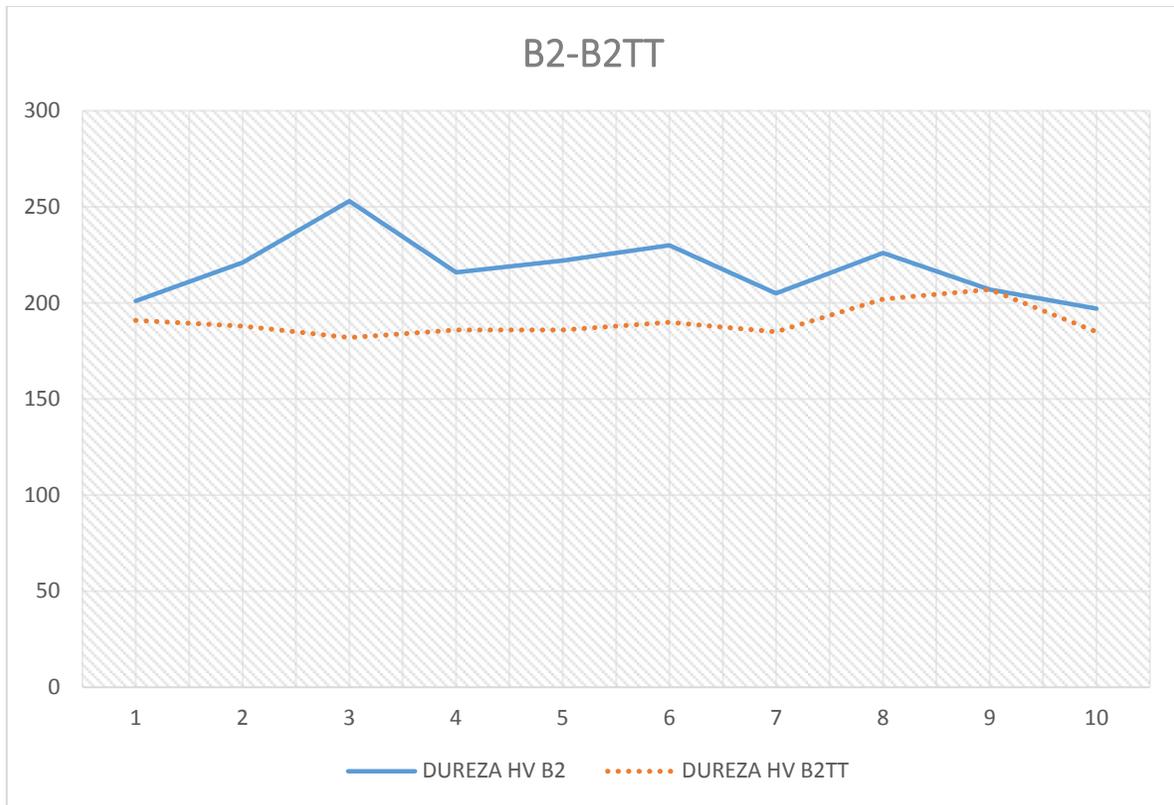
El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 190 para la muestra **B2TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **950°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-2}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **B2TT** se obtuvo una fase  $\eta$ .



**Figura 29.-** Muestra B2 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 950°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de la muestra **B2** y la muestra **B2TT** detallada en la **figura 30**.

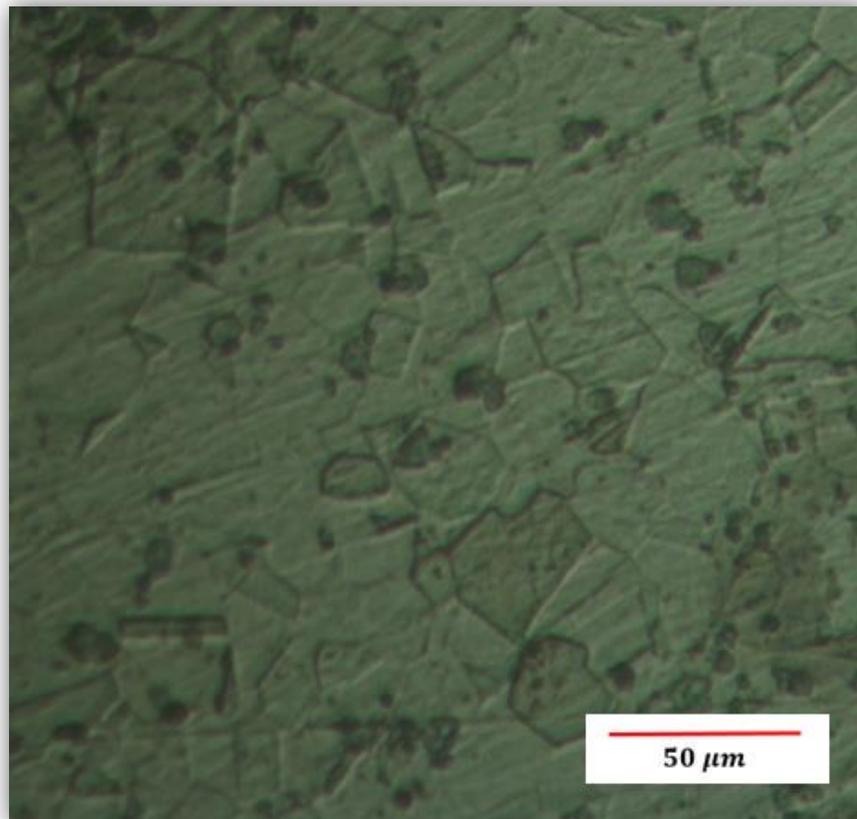


**Figura 30.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B2 y la muestra B2TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### **B3-B3TT**

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 200 para la muestra **B3** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

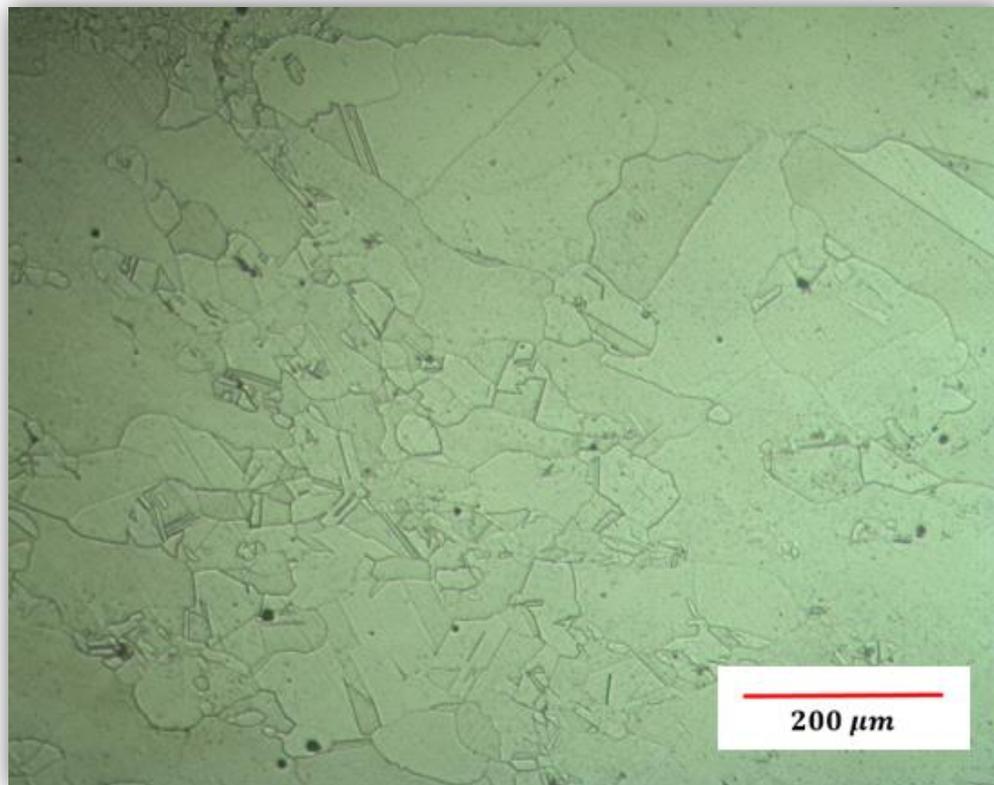
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1000°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-2}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **B3** se obtuvo una fase **MC**.



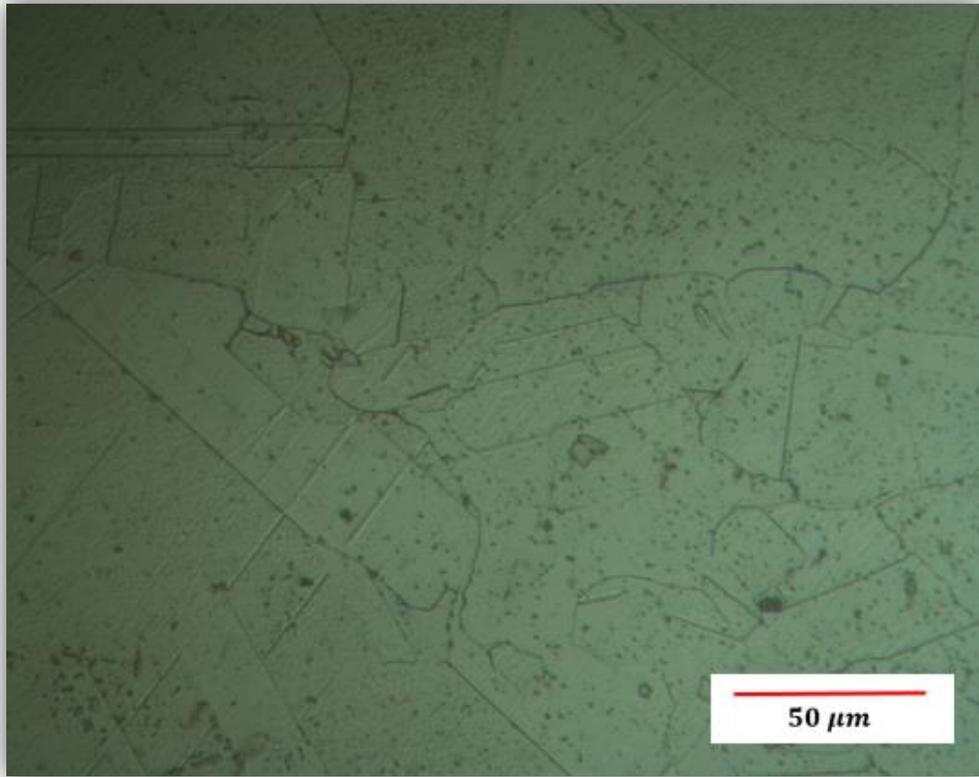
**Figura 31.-** Muestra B3 a 400X, sometido a una temperatura de 1000°C

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 204 para la muestra **B3TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1000°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-2}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **B3TT** se obtuvo una fase **MC**.

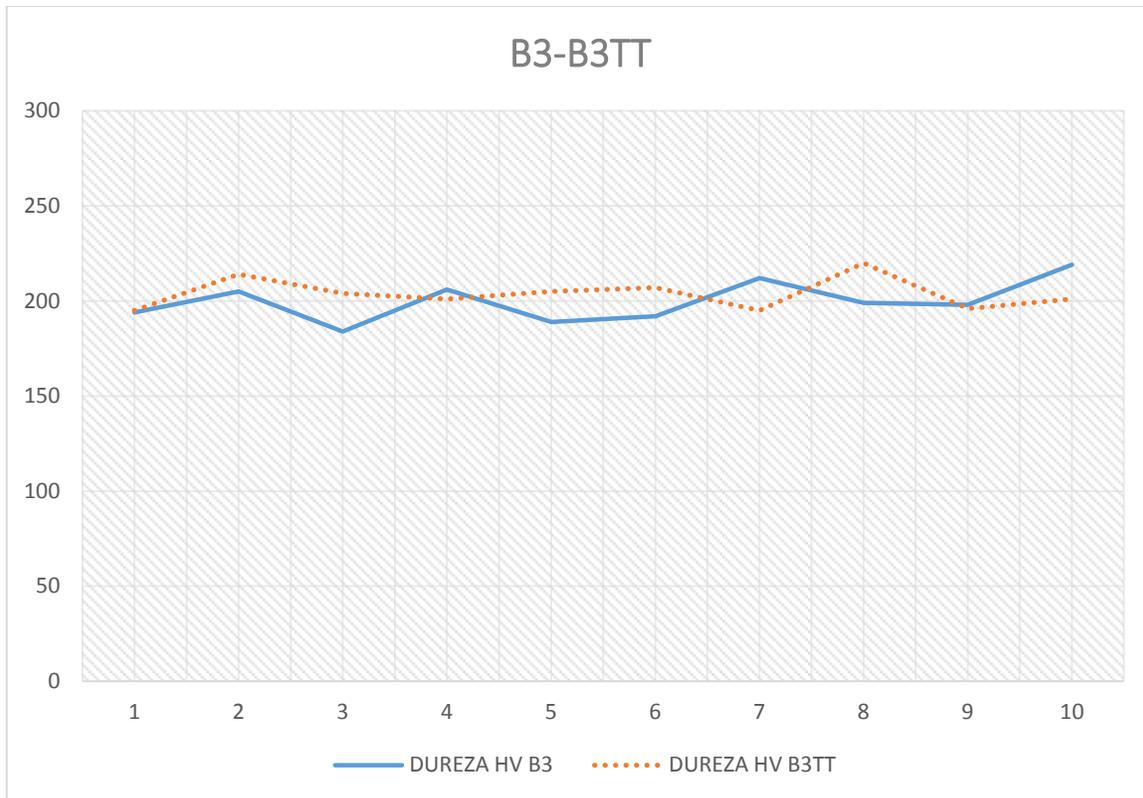


**Figura 32.-** Muestra B3 con tratamiento térmico a 100x, sometida a 1000°C.



**Figura 33.**- Muestra B3 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1000°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **B3** y la muestra **B3TT** detallada en la **figura 34**.



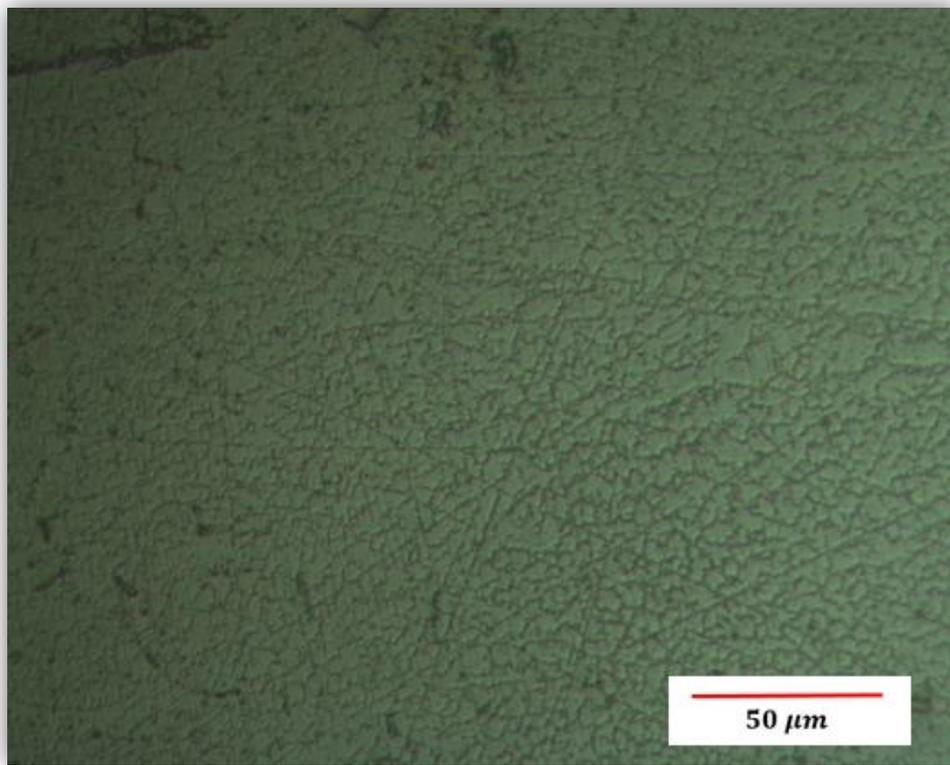
**Figura 34.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B3 y la muestra B3TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

#### **B4-B4TT**

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 219 para la muestra **B4** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1050°C**, una deformación verdadera del **65%**, con

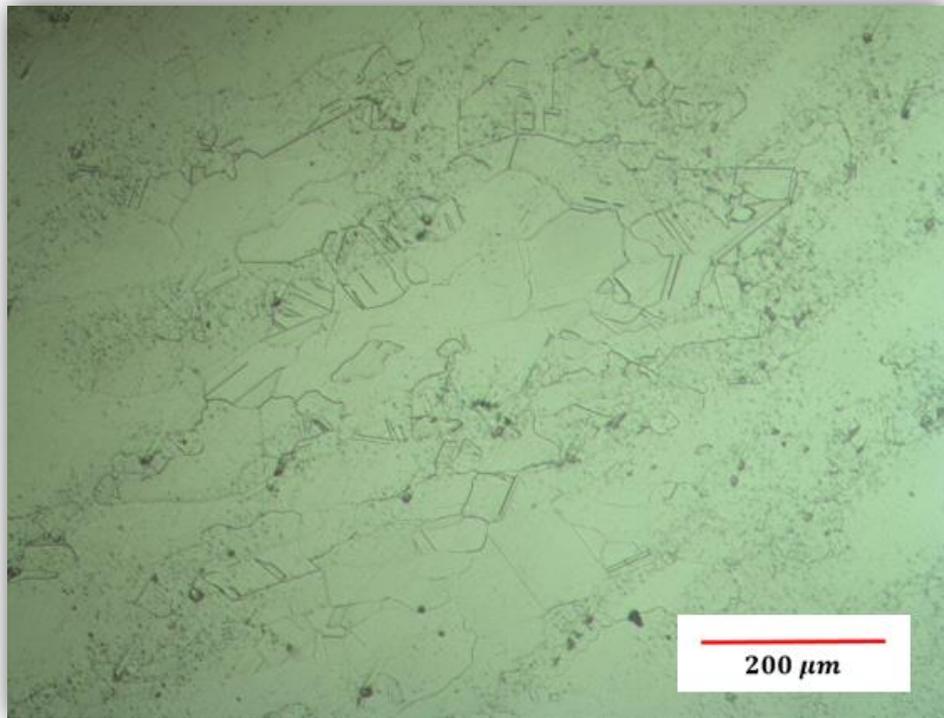
una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-2}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **B4** se obtuvo una fase **MC**.



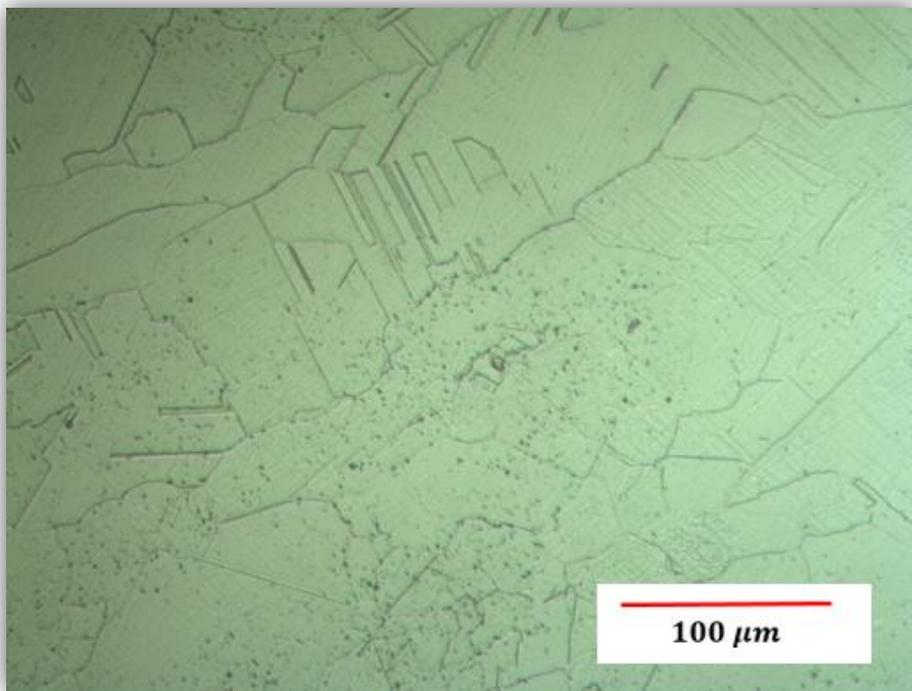
**Figura 35.**- Muestra B4 a 400X, sometido a una temperatura de 1050°C

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 205 para la muestra **B4TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice B**.

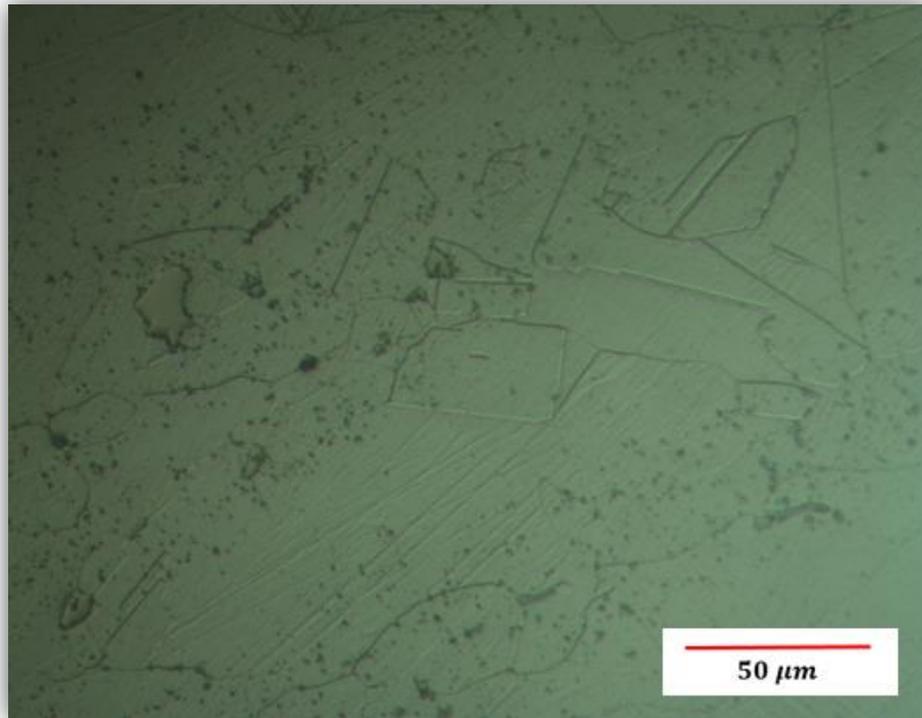
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1050°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-2}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **B4TT** se obtuvo una fase **MC**.



**Figura 36.-** Muestra B4 con tratamiento térmico a 100x, sometida a 1050°C.

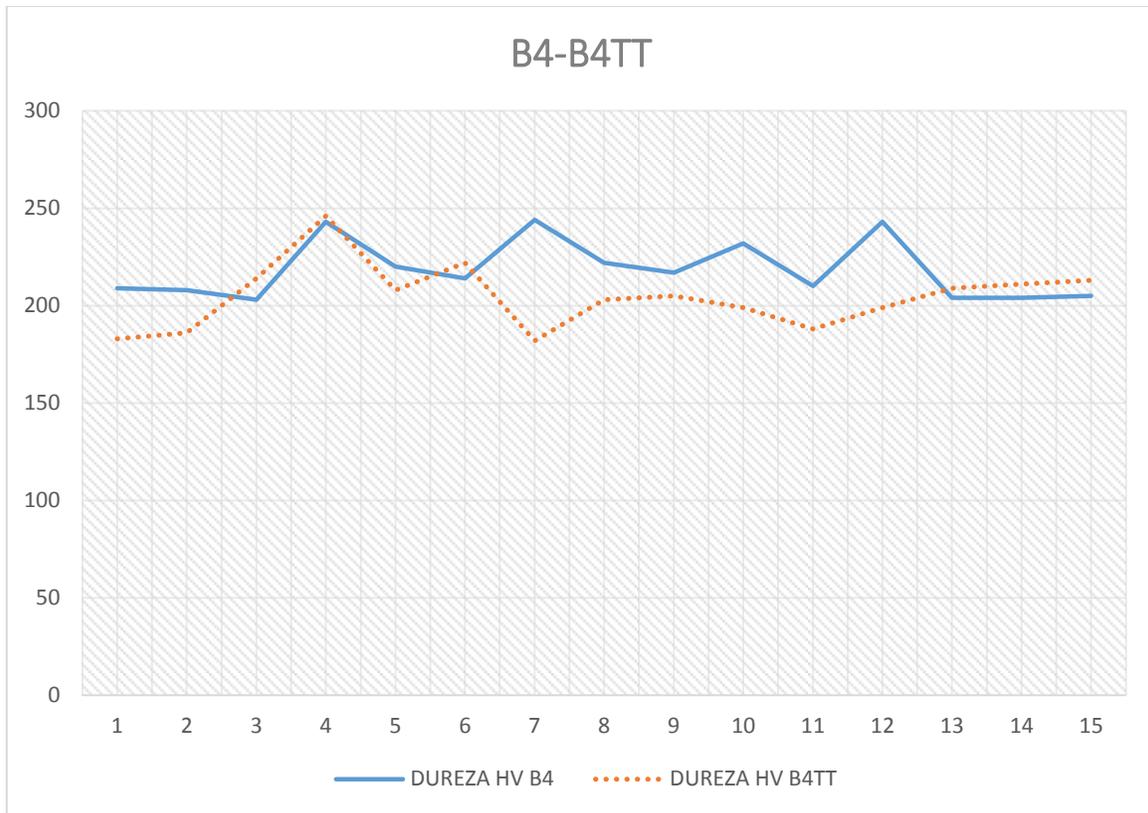


**Figura 37.-** Muestra B4 con tratamiento térmico a 200x, sometida a 1050°C.



**Figura 38.-** Muestra B4 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1050°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **B4** y la muestra **B4TT** detallada en la **figura 39**.



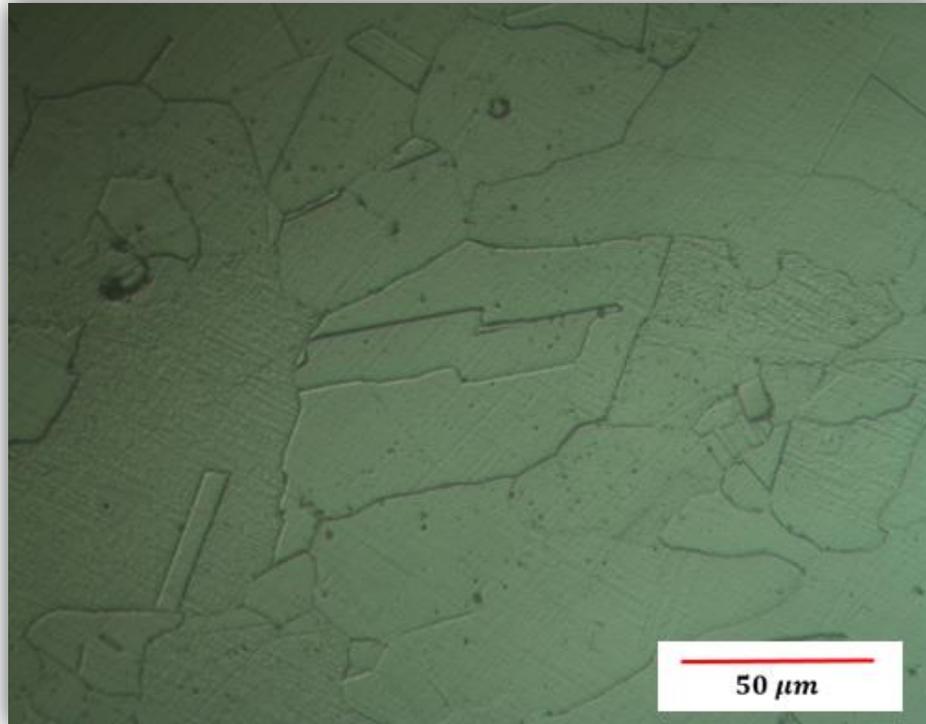
**Figura 39.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B4 y la muestra B4TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### 6.1.3 ANÁLISIS DEL GRUPO DE MUESTRA C

#### C2-C2TT

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 222 para la muestra **C2** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

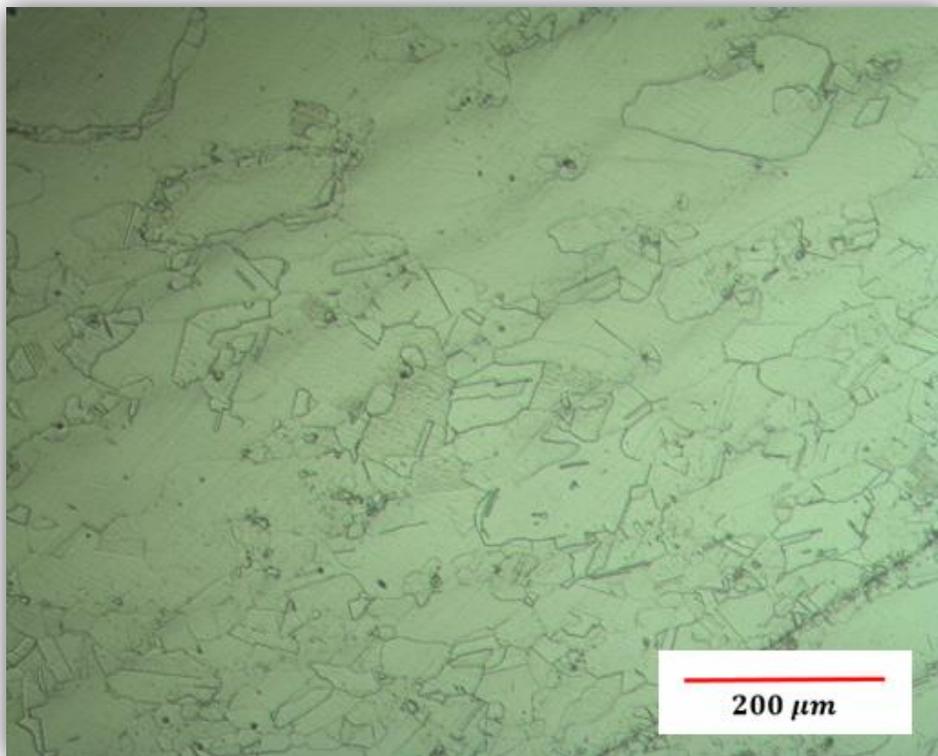
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **950°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **C2** se obtuvo una fase  $\eta$ .



**Figura 40.-** Muestra C2 a 400X, sometido a una temperatura de 950°C

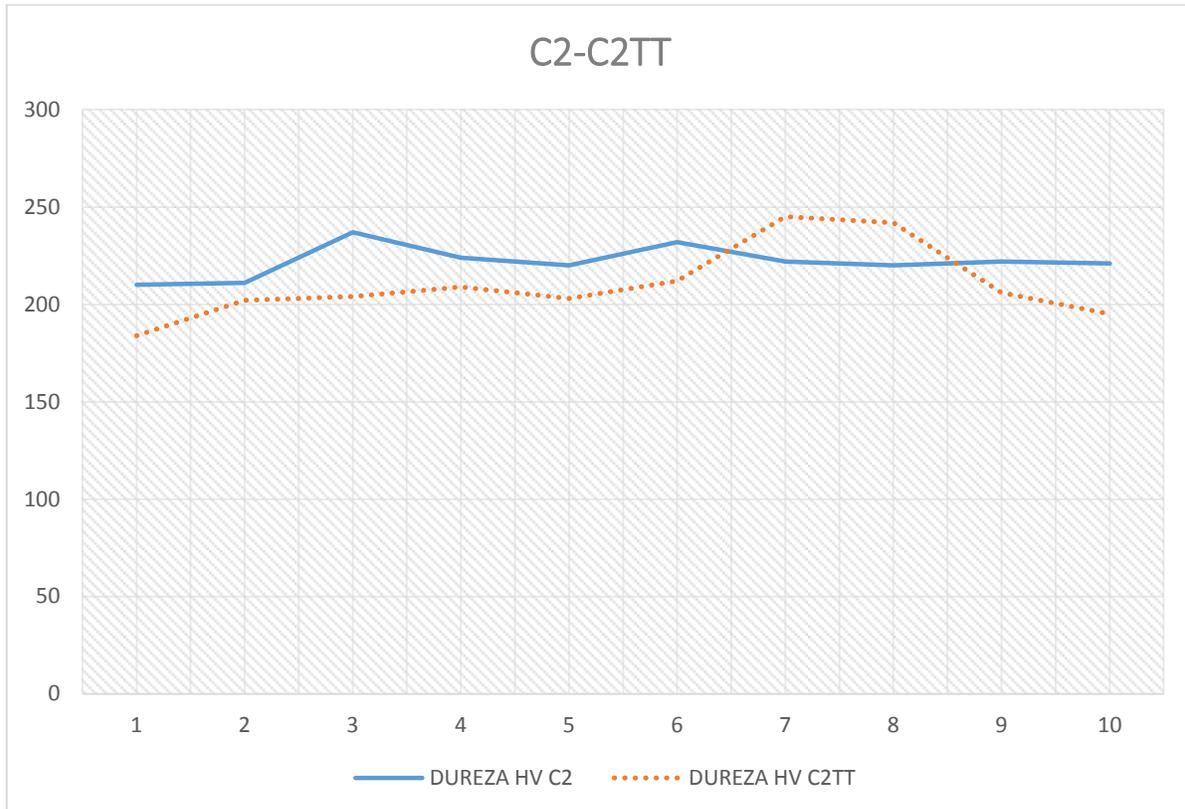
El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 210 para la muestra **C2TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **950°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **C2TT** se obtuvo una fase  $\eta$ .



**Figura 41.-** Muestra C2 con tratamiento térmico a 100x, sometida a 950°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **C2** y la muestra **C2TT** detallada en la **figura 42**.

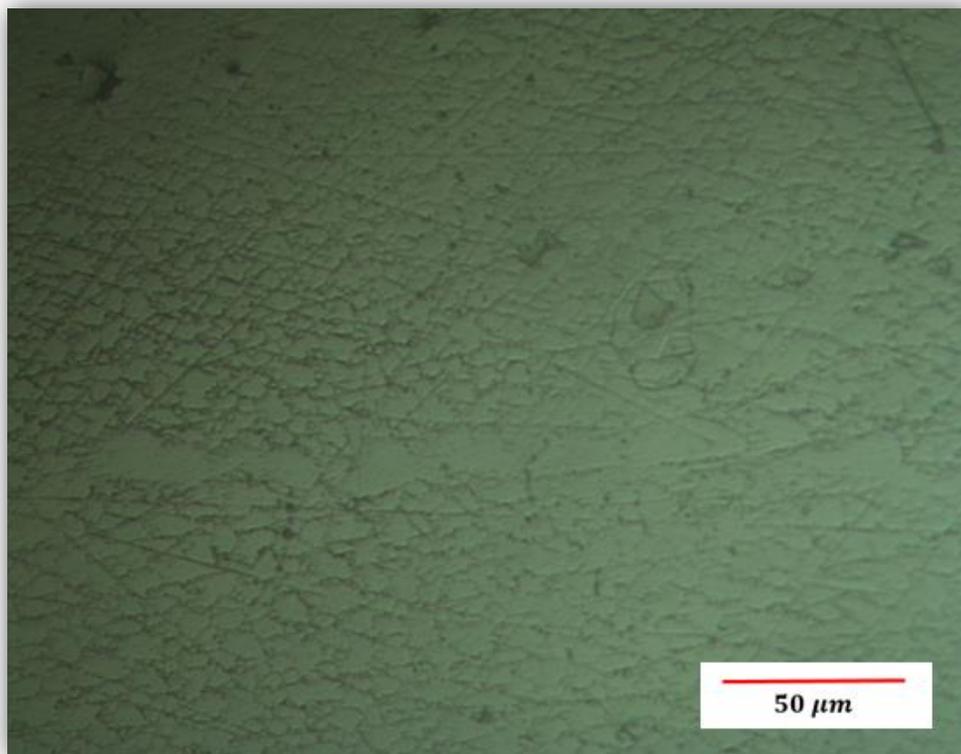


**Figura 42.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C2 y la muestra C2TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### **C3-C3TT**

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 222 para la muestra **C3** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

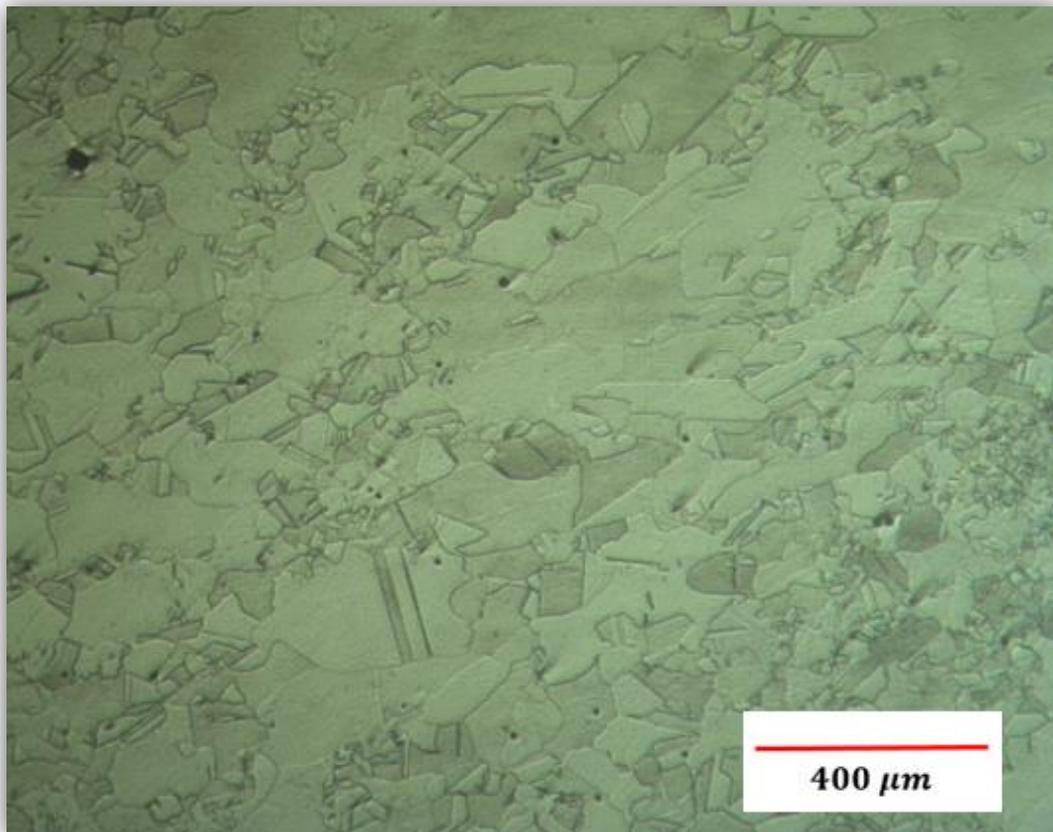
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1000°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **C3** se obtuvo una fase **MC**.



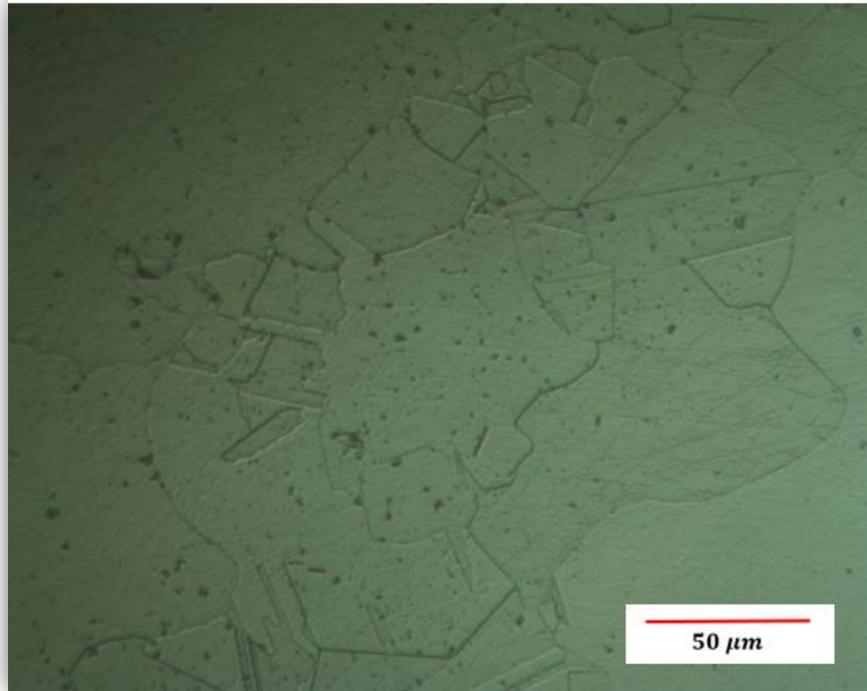
**Figura 43.**- Muestra C3 a 400X, sometido a una temperatura de 1000°C

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 197 para la muestra **C3TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1000°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **C3TT** se obtuvo una fase **MC**.

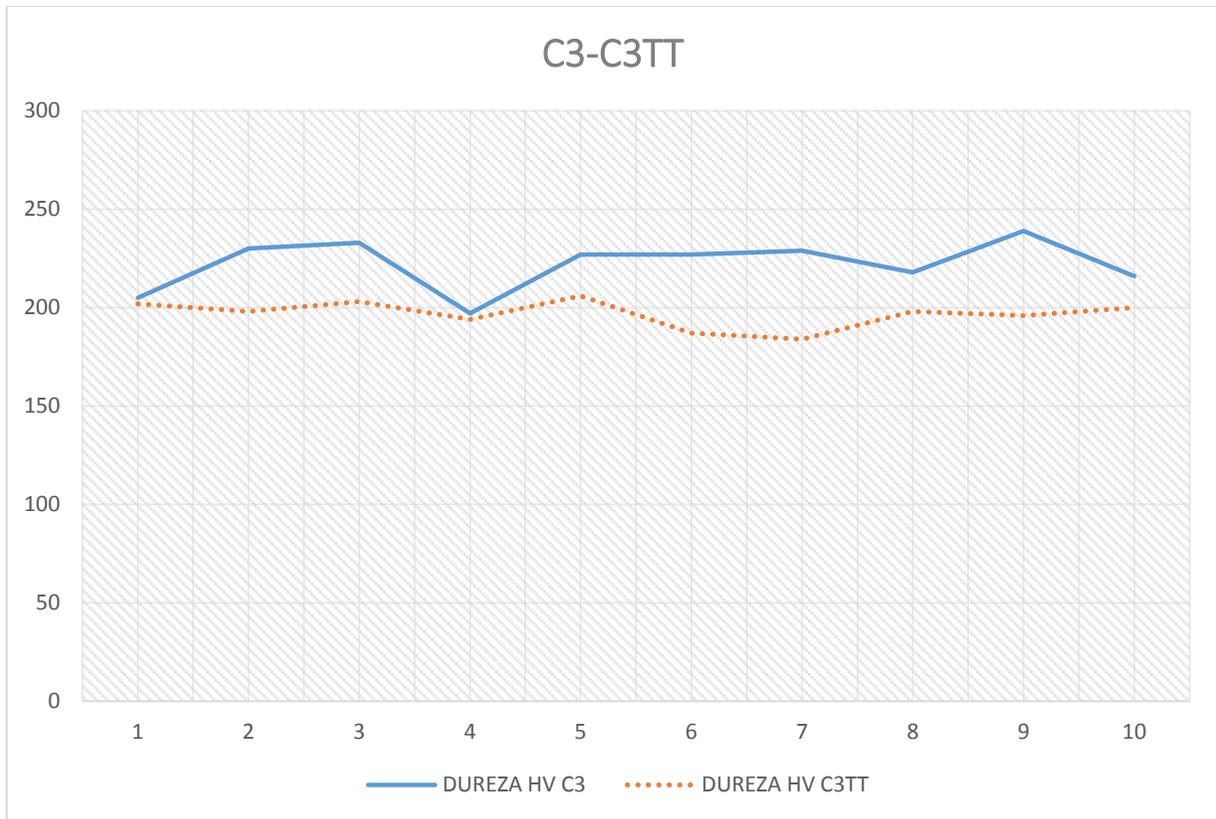


**Figura 44.-** Muestra C3 con tratamiento térmico a 50x, sometida a 1000°C.



**Figura 45.-** Muestra C3 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1000°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **C3** y la muestra **C3TT** detallada en la **figura 46**.

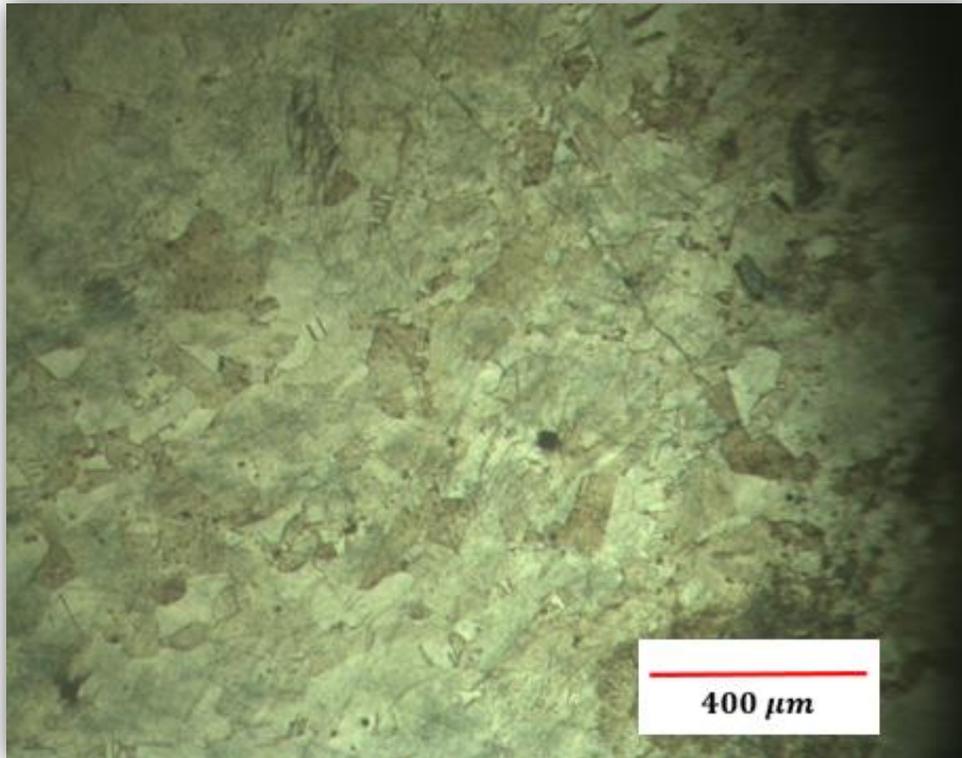


**Figura 46.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C3 y la muestra C3TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### **C4TT**

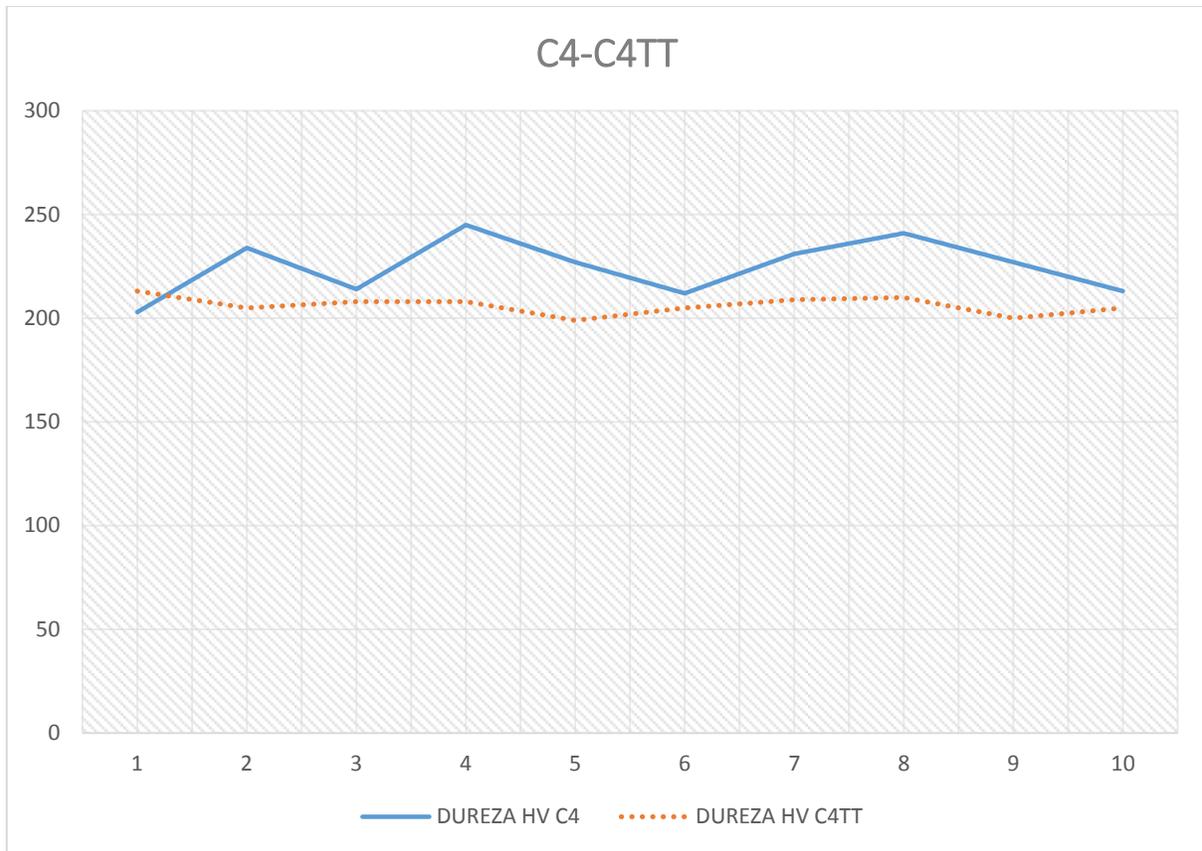
El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 206 para la muestra **C4TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1050°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **C4TT** se obtuvo una fase **MC**.



**Figura 47.-** Muestra C4 con tratamiento térmico a 50x, sometida a 1050°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **C4** y la muestra **C4TT** detallada en la **figura 48**.

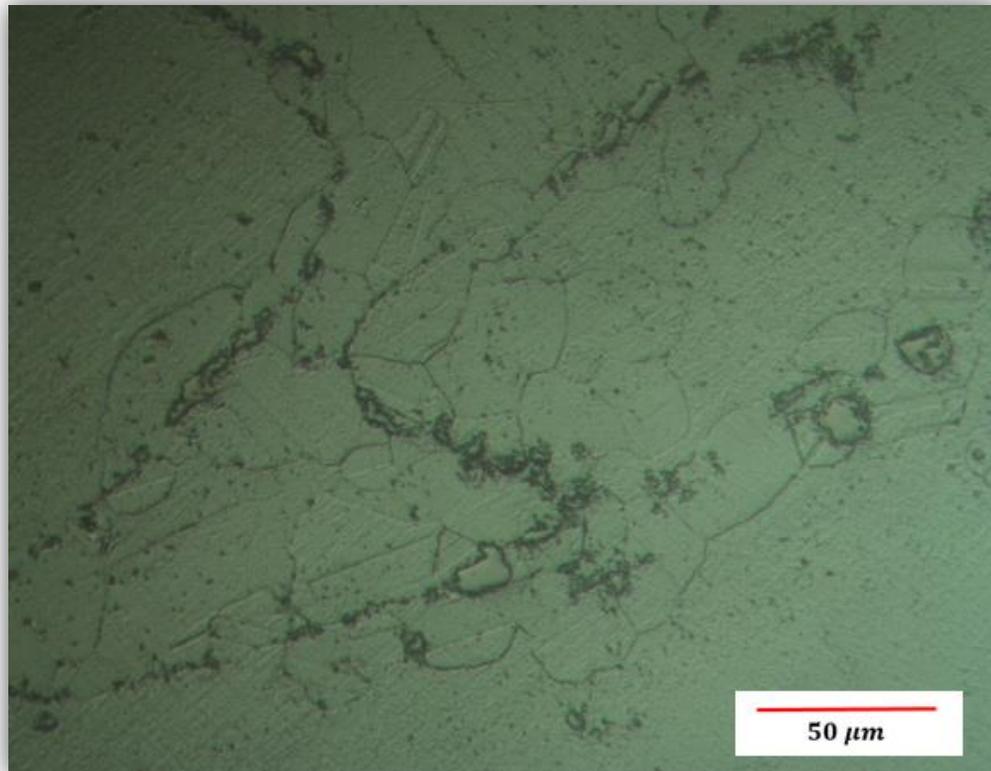


**Figura 48.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C4 y la muestra C4TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

### C5-C5TT

El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 196 para la muestra **C5** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

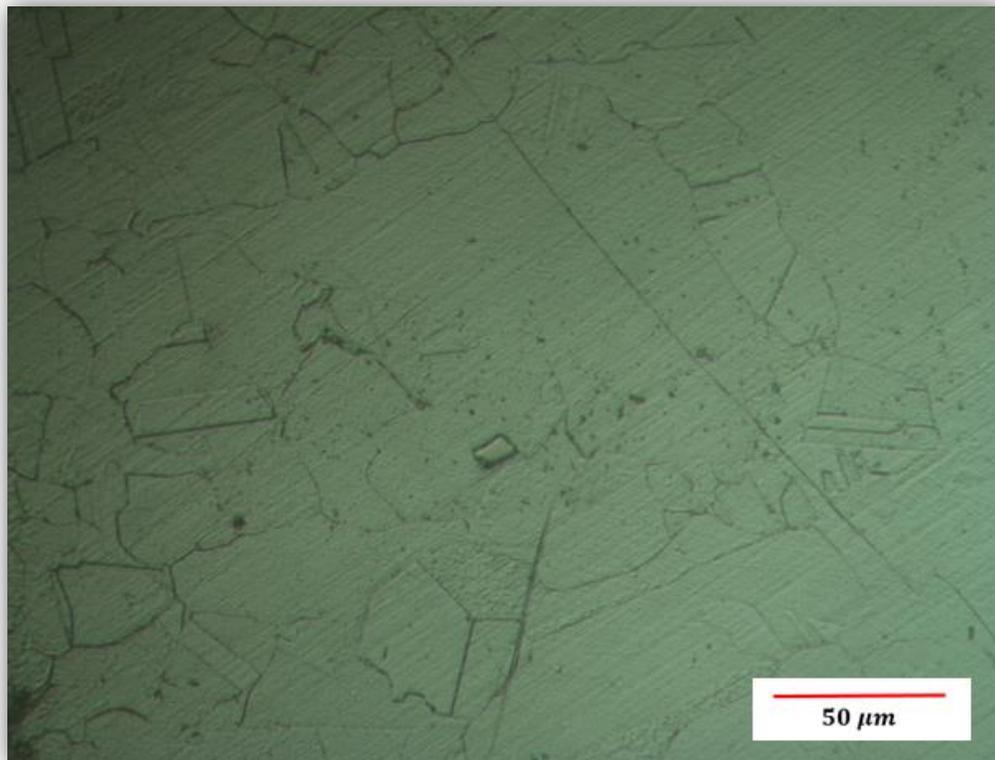
De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1100°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de no contar con un tratamiento térmico, la muestra **C5** se obtuvo una fase **MC**.



**Figura 49.**- Muestra C5 a 400X, sometido a una temperatura de 1100°C

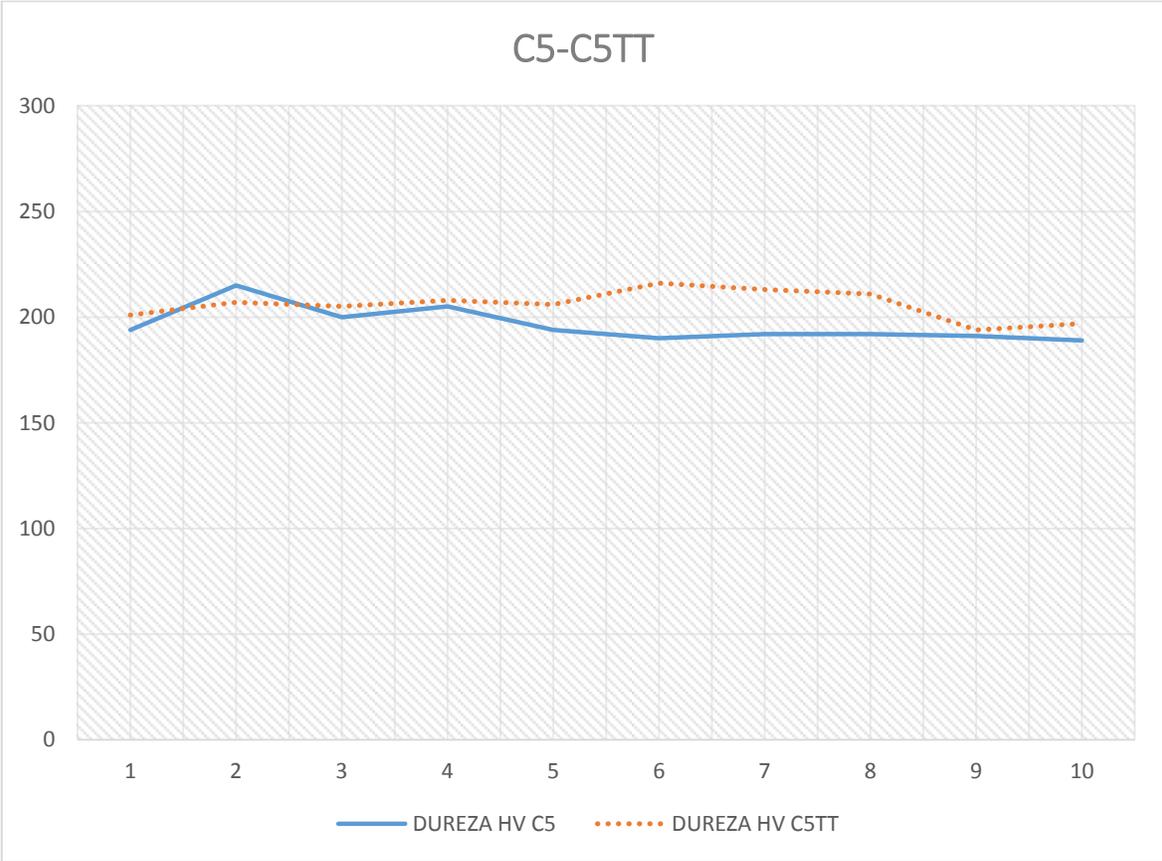
El resultado de la microdureza con una carga expuesta de 980.7 mN y un tiempo de 15 segundos de duración de cada indentación, se obtuvo un valor promedio de dureza Vickers de 206 para la muestra **C5TT** cuyo resultado detallado de cada iteración realizada se muestra en el **Apéndice C**.

De acuerdo al Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación de la aleación **INCONEL 706**, con una temperatura de deformación de **1100°C**, una deformación verdadera del **65%**, con una velocidad de deformación (1/s) de  $10^{-1}$ , además de contar con un tratamiento térmico, la muestra **C5TT** se obtuvo una fase **MC**.



**Figura 50.-** Muestra C5 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1100°C.

Se obtuvo como resultado la siguiente relación de la dureza Vickers de las muestra **C5** y la muestra **C5TT** detallada en la **figura 51**.



**Figura 51.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C2 y la muestra C2TT (La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm).

## ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS:

PROBETA	MICRODUREZA HV	RELACIÓN MICRODUREZA (SIN TT/ CON TT)*	PRECIPITADOS	TAMAÑO DE GRANO
A2	201	Sin cambio en la microdureza	Sin presencia	Alto, pequeños y ordenados
A2TT	201		Con presencia	Baja, grandes y sin orden.
A7	200	Microdureza mayor en <b>A7</b>	Sin presencia	Alto, pequeños y ordenados
A7TT	190		Pequeña presencia	Baja, grandes y sin orden
B1	221	Microdureza mayor en <b>B1</b>	Con presencia	Baja, grandes y sin orden
B1TT	212		Con presencia	Baja, grandes y sin orden
B2	218	Microdureza mayor en <b>B2</b>	Sin Capturar	Sin capturar
B2TT	190		Mayor presencia	Baja, grandes y sin orden
B3	200	Microdureza mayor en <b>B3TT</b>	Con presencia	Baja, grandes y sin orden
B3TT	204		Con presencia	Baja, grandes y sin orden
B4	219	Microdureza mayor en <b>B4</b>	Sin presencia	Alto, pequeños y ordenados
B4TT	205		Con presencia	Baja, grandes y sin orden

C2	222	Microdureza mayor en <b>C2</b>	Con presencia	Baja, grandes y sin orden
C2TT	210		Mayor Presencia	Alta, grandes y sin orden
C3	222	Microdureza mayor en <b>C3</b>	Sin presencia	Alta, pequeños y con orden
C3TT	197		Con presencia	Baja, grandes y sin orden
C4	225	Microdureza mayor en <b>C4</b>	Sin capturar	Sin capturar
C4TT	206		Con presencia	Alta, pequeños y sin orden
C5	196	Microdureza mayor en <b>C5TT</b>	Con presencia	Baja, grandes y sin orden
C5TT	206		Con presencia	Baja, grandes y sin orden

**Tabla 23.-** Análisis de muestras (A, B y C). \*TT (Tratamiento Térmico)

PROBETA	FASE PRESENTE
A2	fase $\eta$
A2TT	fase $\eta$
A7	fase <b>MC</b>
A7TT	fase <b>MC</b>
B1	fase $\eta$
B1TT	fase $\eta$
B2	fase $\eta$
B2TT	fase $\eta$
B3	fase <b>MC</b>
B3TT	fase <b>MC</b>
B4	fase <b>MC</b>
B4TT	fase <b>MC</b>
C2	fase $\eta$
C2TT	fase $\eta$

C3	fase <b>MC</b>
C3TT	fase <b>MC</b>
C4	fase <b>MC</b>
C4TT	fase <b>MC</b>
C5	fase <b>MC</b>
C5TT	fase <b>MC</b>

**Tabla 24.-** Fases presentes en las muestras (A, B y C).

## CAPITULO 7

### CONCLUSIONES

- Aplicando un tratamiento térmico de solución a 1100°C a una muestra, se puede esperar un crecimiento anormal de grano.
- Se encontró la aparición de precipitados durante el ataque de las muestras
- Las durezas obtenidas de todas las muestras sujetas a experimentación, fueron similares.
- Debido a la alta cantidad de granos anormalmente grandes se podrían propiciar fracturas intergranulares en su uso.
- Mayor dureza en las muestra que no tuvieron tratamiento térmico
- Se pudo observar en mayor cantidad la fase **MC** en las muestras, mientras la fase **η** fue en menor medida.
- En las muestras analizadas se pudo observar que los granos eran de tamaño mayor, sin un orden y pocos.

## **BIBLIOGRAFIA**

- 1.-** Juan M. de la Torre Cursach Montecorvo; “Metales y aleaciones para altas temperaturas”, España, 1964.
- 2.-** Pere Molera Solá; “Metales resistentes a la corrosión”, Marcombo, España, 1990.
- 3.-** John E. Nelly; “Metalurgia y metales industriales”, Limusa, México, 1999.
- 4.-** Zbigniew Szczygiel Jordens; “Metalurgia no ferrosa”, Limusa, México, 1984.
- 5.-** Madeleine Durand Charre; “La microestructura de Superaleaciones”, Crc. United States of America, 1988.
- 6.-** Herlinda Valdez Reyes; Leandro Barragán, “Materiales avanzados: Las Superaleaciones”, Itt, México, 1980.
- 7.-** F.R. Morral; “Cobalt and Cobalt Alloys”, Third Edition, Cobalt Information Center, Belgium, 1967.
- 8.-** Tin s. and pollock t.m. illinois institute of technology; “Nickel Based Superalloys for blade application: Production, performance and application”, EUA, 2010.
- 9.-** Roger C. Reed; “The Superalloys, Fundamentals and Applications”, Cambridge University Press, EUA, 2006.
- 10.-** Collings E.W.; “The Physical Metallurgy Of Titanium Alloys”, American Society for Metals, EUA, 1984.
- 11.-** Haynes; “Superalloys: Hr-120”, <http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/hr-120.pdf?sfvrsn=20>.
- 12.-** Bowman r.; “Superalloys: a primer and history”, the minerals, metals & materials society (tms), 2000.
- 13.-** Callister Jr, William d.; “Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales”, edición en español, Barcelona, editorial Reverté, 1997.
- 14.-** Smallman R.E.; Ngan a. h. w., “Physical metallurgy and advanced materials”, Séptima edición, Oxford, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2007.

**15.-**Petronić S.; "Heat treatment effect on multicomponent nickel alloys structure", Fme transactions, Pag. 189-193, 2007

**16.-**Asm international, "Specialty handbook: Heat-resistant Materials",Decima Edición, The material information society, 2002.

**17.-** Donachie Matthew J.; Donachie Stephen J., "Superalloys: a technical guide", segunda edición, The material information society, 2002.

**18.-** Asm International, "Vol. 2, Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials",decima edición, The material information company, 2002.

**19.-** Haynes international, Inc., "Haynes Hr- 120 alloy brochure", haynesintl.com

**20.-** U.S. Department of Transportation, "Metallic materials properties development and standardization", dot/faa/ar-mmpds-01, enero 2003.

**21.-** Schweitzer, Philip a.; "Fundamentals of metallic corrosion", segunda edición, U.S., Crc press, 2007.

**22.-** Russell Alan M.; Lee Kok I., "Structure–property relations in nonferrous metals", primera edición, New jersey, Wiley-Interscience, 2005.

**23.-** Asm International, "Vol. 19, Fatigue and fracture",decima edición, The material information company, 2002.

**24.-** Suriya, "Superalloys, mat 380", Ubon Rajathanee university.

**25.-** Dehoff R. t.; "Engineering of Microstructures", Material research, vol. 2, no. 3, pag 111-126, 199988

- 26.-** Asm International, "Vol. 9, Metallography and Microstructures", decima edición, The material information company, 2002.
- 27.-** Asm International, "Vol. 4, Heat treating", decima edición, The material information company, 2002.
- 28.-** Dye, d.; "Niquel Superalloys", Imperial college, London
- 29.-** Haynes International, Inc., "h-33159, fabrication of Haynes and Hastelloy solid solution strengthened high- temperature alloys", <http://www.haynesintl.com>.
- 30.-** Humphreys F.j., Haterly m.; "Recrystallization and related annealing phenomena", segunda edición, Oxford, Elsevier ltd., 2004.
- 31.-** Jung, Hwang, Park, Joo; "Effect of grain boundary energy on surface-energy induced abnormal grain growth in columnar-grained film", Metals and materials international, vol. 8, no. 1, pag. 1-5, 2002.
- 32.-** Gottstein, g.; "Physical foundations of materials science", Springer, Alemania, 2005.
- 33.-** Rangel, Siciliano, Zschommler, Lesley, Padilha; "Nucleation and growth during recrystallization", materials research, vol. 8, no. 3, pag. 225-238, 2005.
- 34.-** Mishra, S.; Debroy, T.; "Grain growth in the heat-affected zone of fusion welds", The pennsylvania state university, Department of materials science and engineering.
- 35.-** Verlinden b. et al; "Thermo-mechanical processing of metallic materials", Primera edición, Oxford, Pergamon, 2007.
- 36.-** Blikstein P.; Tschiptschin a.; "Monte Carlo simulation of grain growth", Materials research, vol.2, no. 3, pag. 133-137, 1999.
- 37.-** Kang, Suk-Joong I.; "Sintering: densification, grain growth and microstructure", primera edición, Oxford, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
- 38.-** Ramos, Bueno, Rendón; "Estudio de la recristalización secundaria en un acero de bajo carbono laminado a alta temperatura", Revista latinoamericana de metalurgia y materiales, no. 27, pag. 59-67, 2007.
- 39.-** Christian J.W.; "The theory of transformations in metals alloys", primera edición, Oxford, Pergamon, 2002.

**40.-** Universitat de Barcelona; “Comportamiento mecánico de los materiales, volumen II. ensayos mecánicos. ensayos no destructivos.

**41.-** Universidad Católica Andrés Bello; “Tecnología de los metales y procesos de manufactura”, Caracas, primera edición, 2006.

**42.-** Sarwan Mannan, Brett Puckett; “Physical metallurgy of alloys 718, 725, 725hs, 925 for service in aggressive corrosive environments special metals corporations”, Huntington, wv 25705, ed hibner.

**43.-** J.-C. Zhao , M. Larsen, V. Ravikumar; “Phase precipitation and time–temperature-transformation diagram of hastelloy x”, General Electric Company, Corporate research and development, Schenectady, Ny 12301, USA, 2000.

**44.-** Madeleine durand Charre Institut National Polytechnique de Grenoble; “Microstructure of Steels and Cast Irons”, Ed. Sirpe, Paris, 2003.

**45.-** Karl A. Heck; “Inconel alloy 706 the time-temperature-transformation behavior of alloy 706”, Into Alloys International, Inc. p.o. box 1958, Huntington, wv 25720.

## LISTA DE SÍMBOLOS

$X_V$	.....Fracción de material recristalizado
$z$	.....Número coordinación, factor de obstaculización
$Z$	.....Relación entre el tamaño de grano máximo y el promedio
$\alpha$	.....Ángulo entre dos bordes de grano en 2D, constante geométrica
$\beta, \theta$	.....Ángulo de intersección ente un límite y una partícula
$\gamma$	.....Fase gamma, energía superficial
$\gamma'$	.....Fase gamma prima
$\gamma_{12}, \gamma_{13}, \gamma_{23}$	.....Tensión superficial
$\gamma_b$	..... Energía superficial
A, B, C	.....Vértices de grano en 2D
$c, c_1, c_2$	.....Constante
D	.....Tamaño de grano
$D_G$	.....Tamaño limitante de grano de Gladman
$D_m$	..... Tamaño de grano promedio
$D_{m,a}$	..... Tamaño de grano anormal promedio
$D_z$	..... Tamaño limitante de grano
$D_{Zener}$	..... Tamaño limitante de grano de Zener
E	..... Bordes de grano
f	..... Factor de forma ( $4\pi/3$ , esfera)
F	..... Caras de grano, fuerza inhibitoria del límite de grano
$F_C$	..... Fuerza de arrastre por una partícula coherente
$F_S$	..... Fuerza inhibitoria máxima
$F_V$	..... Fracción volumétrica de partículas al azar
G	..... Velocidad de crecimiento de grano en un material

deformado

M	.....	Movilidad del límite de grano
n	.....	Exponente de crecimiento de grano, exponente JMAK
N	.....	Velocidad de nucleación
$N_s$	.....	Número de partículas intersectando un área del límite de grano
$N_v$	.....	Número de partículas por unidad de volumen
P	.....	Presión impulsora
$P_z$	.....	Presión de obstaculización Zener
r	.....	Radio de partícula
R	.....	Radio de curvatura
$\bar{R}$	.....	Radio promedio de grano ó tamaño de grano promedio
$\bar{R}_0$	.....	Tamaño de grano promedio inicial
t	.....	Tiempo, tiempo de incubación
V	.....	Vértices de grano

## INDICE DE FIGURAS

**Figura 1.-** Tres tipos de diferentes alabes de turbina; a) Policristal Equiaxial b) Grano Columnar c) Monocristal [6,9].

**Figura 2.-** Fase gamma prima y la fase gamma [5, 6, 8].

**Figura 3.-** Esfuerzo comparativo con fuerza de ruptura en 1,000 horas [11, Modificado].

**Figura 4.-** Esfuerzo comparativo con fuerza de ruptura en 10,000 horas [11, Modificado].

**Figura 5.-** Puntos fuertes, comparativo de rendimiento (placa) [11, Modificado].

**Figura 6.-** Relación de la temperatura y el coeficiente de expansión [11, Modificado].

**Figura 7.-** Sección 2D una estructura de grano. El vértice de 4 bordes en A, tenderá a descomponerse en dos vértices de 3 bordes como B y C [30, Modificado].

**Figura 8.-** Tensiones superficiales en un punto triple de límite [30, Modificado].

**Figura 9.-** Equilibrio de las tensiones superficiales de tres granos [33, Modificado].

**Figura 10.-** Estructura bidimensional en equilibrio, exceptuando por un defecto, consiste en hexágonos con ángulos de contacto de  $120^\circ$  [14].

**Figura 11.-** Curvatura de los lados de polígonos regulares con diferentes números de esquinas y un ángulo de contacto de  $120^\circ$  [32].

**Figura 12.-** Mecanismo de crecimiento de los granos (Las flechas indican la dirección de crecimiento) [32].

**Figura 13.-** La dependencia del tiempo de la distribución de tamaño de grano para el crecimiento normal de grano [32, Modificado].

**Figura 14.-** Interacción entre un límite de grano y una partícula esférica [14, 30, 37].

**Figura 15.-** Interacción entre una partícula coherente y un límite de grano de ángulo grande. a) El límite pasa por la partícula; b) El límite se detiene en las partículas; c) el límite corta a la partícula [30, Modificado]

**Figura 16.-** Interacción de partículas con: (a) un límite plano rígido; (b) un límite flexible [30].

**Figura 17.-** La dependencia del tiempo de la distribución de tamaño de grano para el crecimiento anormal de grano [30,32, Modificado].

**Figura 18.-** Diagrama isotérmico t-t-t para aleación Inconel 706. [45, Modificado].

**Figura 19.-** Muestra A2 a 400X, sometida a una temperatura de 950°C.

**Figura 20.-** Muestra A2 con tratamiento térmico a 400X, sometida a 950°C.

**Figura 21.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra A2 y la muestra A2TT.

**Figura 22.-** Muestra A7 a 400X, sometido a una temperatura de 1100°C.

**Figura 23.-** Muestra A7 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1100°C.

**Figura 24.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra A7 y la muestra A7TT.

**Figura 25.-** Muestra B1 a 400X, sometido a una temperatura de 900°C.

**Figura 26.-** Muestra B1 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 900°C.

**Figura 27.-** Muestra B1 con tratamiento térmico a 50x, sometida a 900°C.

**Figura 28.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B1 y la muestra B1TT.

**Figura 29.-** Muestra B2 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 950°C.

**Figura 30.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B2 y la muestra B2TT.

**Figura 31.-** Muestra B3 a 400X, sometido a una temperatura de 1000°C.

**Figura 32.-** Muestra B3 con tratamiento térmico a 100x, sometida a 1000°C.

**Figura 33.-** Muestra B3 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1000°C.

**Figura 34.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B3 y la muestra B3TT.

**Figura 35.-** Muestra B4 a 400X, sometido a una temperatura de 1050°C.

**Figura 36.-** Muestra B4 con tratamiento térmico a 100x, sometida a 1050°C.

**Figura 37.-** Muestra B4 con tratamiento térmico a 200x, sometida a 1050°C.

**Figura 38.-** Muestra B4 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1050°C.

**Figura 39.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B4 y la muestra B4TT.

**Figura 40.-** Muestra C2 a 400X, sometido a una temperatura de 950°C.

**Figura 41.-** Muestra C2 con tratamiento térmico a 100x, sometida a 950°C.

**Figura 42.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C2 y la muestra C2TT.

**Figura 43.-** Muestra C3 a 400X, sometido a una temperatura de 1000°C.

**Figura 44.-** Muestra C3 con tratamiento térmico a 50x, sometida a 1000°C.

**Figura 45.-** Muestra C3 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1000°C.

**Figura 46.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C3 y la muestra C3TT.

**Figura 47.-** Muestra C4 con tratamiento térmico a 50x, sometida a 1050°C.

**Figura 48.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C4 y la muestra C4TT.

**Figura 49.-** Muestra C5 a 400X, sometido a una temperatura de 1100°C.

**Figura 50.-** Muestra C5 con tratamiento térmico a 400x, sometida a 1100°C.

**Figura 51.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C5 y la muestra C5TT.

**Figura 52.-** Dureza Vickers de la aleación Hr-120 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A1.-** Dureza Vickers de la muestra A1 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A1TT.-** Dureza Vickers de la muestra A1TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A1-A1TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A1 y la muestra A1TT.

**Figura A2.-** Dureza Vickers de la muestra A2 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A2TT.-** Dureza Vickers de la muestra A2TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A3.-** Dureza Vickers de la muestra A3 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A3TT.-** Dureza Vickers de la muestra A3TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A3-A3TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A3 y la muestra A3TT.

**Figura A4.-** Dureza Vickers de la muestra A4 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A4TT.-** Dureza Vickers de la muestra A4TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A4-A4TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A4 y la muestra A4TT.

**Figura A5.-** Dureza Vickers de la muestra A5 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A5TT.-** Dureza Vickers de la muestra A5TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A5-A5TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A5 y la muestra A5TT.

**Figura A6.-** Dureza Vickers de la muestra A6 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A6TT.-** Dureza Vickers de la muestra A6TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A6-A6TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A6 y la muestra A6TT.

**Figura A7.-** Dureza Vickers de la muestra A7 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura A7TT.-** Dureza Vickers de la muestra A7TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B1.-** Dureza Vickers de la muestra B1 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B1TT.-** Dureza Vickers de la muestra B1TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B2.-** Dureza Vickers de la muestra B2 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B2TT.-** Dureza Vickers de la muestra B2TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B3.-** Dureza Vickers de la muestra B3 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B3TT.-** Dureza Vickers de la muestra B3TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B4.-** Dureza Vickers de la muestra B4 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B4TT.-** Dureza Vickers de la muestra B4TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B5.-** Dureza Vickers de la muestra B5 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B5TT.-** Dureza Vickers de la muestra B5TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B5-B5TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra B5 y la muestra B5TT.

**Figura B6.-** Dureza Vickers de la muestra B6 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B6TT.-** Dureza Vickers de la muestra B6TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B6-B6TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra B6 y la muestra B6TT.

**Figura B7.-** Dureza Vickers de la muestra B7 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B7TT.-** Dureza Vickers de la muestra B7TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura B7-B7TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra B7 y la muestra B7TT.

**Figura C1.-** Dureza Vickers de la muestra C1 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C1TT.-** Dureza Vickers de la muestra C1TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C1-C1TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra C1 y la muestra C1TT.

**Figura C2.-** Dureza Vickers de la muestra C2 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C2TT.-** Dureza Vickers de la muestra C2TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C3.-** Dureza Vickers de la muestra C3 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C3TT.-** Dureza Vickers de la muestra C3TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C4.-** Dureza Vickers de la muestra C4 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C4TT.-** Dureza Vickers de la muestra C4TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C5.-** Dureza Vickers de la muestra C5 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C5TT.-** Dureza Vickers de la muestra C5TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C6.-** Dureza Vickers de la muestra C6 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C6TT.-** Dureza Vickers de la muestra C6TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C6-C6TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra C6 y la muestra C6TT.

**Figura C7.-** Dureza Vickers de la muestra C7 sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C7TT.-** Dureza Vickers de la muestra C7TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura C7-C7TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra C7 y la muestra C7TT.

**Figura SD.ST.-** Dureza Vickers de la muestra SD.ST sometido a una carga de 980.7 mN.

**Figura TT.-** Promedio de la dureza Vickers de todas las muestras trabajadas.

## INDICE DE TABLAS

**Tabla 1.-** Níquel y sus aleaciones [8].

**Tabla 2.-** Clasificación de aleaciones base níquel y cobre [1, 2,8].

**Tabla 3.-** Clasificación de aleaciones base níquel y hierro [1, 2,8].

**Tabla 4.-** Clasificación de aleaciones base níquel, hierro y cromo [1, 2,8].

**Tabla 5.-** Formulas estequiométricas de la fase gamma prima [5, 6,8].

**Tabla 6.-** Métodos de procesado para la fabricación de superaleaciones base níquel [5, 6, 8].

**Tabla 7.-** Esfuerzo Aproximado requerido para causar ruptura en 10,000 horas [11, Modificado].

**Tabla 8.-** Esfuerzo Aproximado requerido para causar 1% Creep en 10,000 horas [11, Modificado].

**Tabla 9.-** Estimado de Vida en esfuerzos por ruptura [11, Modificado].

**Tabla 10.-** Datos tensión promedio, Solución de calor-tratado (placa) [11, Modificado].

**Tabla 11.-** Estabilidad Térmica con una exposición térmica de 1000 horas [11, Modificado].

**Tabla 12.-** Resistencia Ambiental [11, Modificado].

**Tabla 13.-** Resistividad Eléctrica [11, Modificado].

**Tabla 14.-** Difusividad Térmica [11, Modificado].

**Tabla 15.-** Conductividad Térmica [11, Modificado].

**Tabla 16.-** Calor Específico y Módulo de elasticidad Dinámica [11, Modificado].

**Tabla 17.-** Coeficiente medio de expansión térmica [11, Modificado].

**Tabla 18.-** Aplicaciones de la superaleación Haynes Hr-120.

**Tabla 19.-** Composición química del acero Hr-120 (\*Máximo, \*Como balance) [11, Modificado].

**Tabla 20.-** Resultados de Velocidad de deformación y deformación verdadera de la Superaleación Haynes Hr-120, deformadas a diferentes temperaturas.

**Tabla 21.-** Relación de la composición de la aleación HR-120 y la aleación INCONEL 706 [11,45].

**Tabla 22.-** Microdureza promedio de la aleación Hr-120 sin tratamiento térmico, con una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla 23.-** Análisis de muestras (A, B y C).

**Tabla 24.-** Fases presentes en las muestras (A, B y C).

**Tabla A1.-** Microdureza promedio de la probeta A1 a una temperatura de deformación a 900°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A1TT.-** Microdureza promedio de la probeta A1TT a una temperatura de deformación a 900°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A2.-** Microdureza promedio de la probeta A2 a una temperatura de deformación a 950°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A2TT.-** Microdureza promedio de la probeta A2TT a una temperatura de deformación a 950°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A3.-** Microdureza promedio de la probeta A3 a una temperatura de deformación a 1000°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A3TT.-** Microdureza promedio de la probeta A3TT a una temperatura de deformación a 1000°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A4.-** Microdureza promedio de la probeta A4 a una temperatura de deformación a 1050°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A4TT.-** Microdureza promedio de la probeta A4TT a una temperatura de deformación a 1050°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A5.-** Microdureza promedio de la probeta A5 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A5TT.-** Microdureza promedio de la probeta A5TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A6.-** Microdureza promedio de la probeta A6 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A6TT.-** Microdureza promedio de la probeta A6TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A7.-** Microdureza promedio de la probeta A7 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla A7TT.-** Microdureza promedio de la probeta A7TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B1.-** Microdureza promedio de la probeta B1 a una temperatura de deformación a 900°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B1TT.-** Microdureza promedio de la probeta B1TT a una temperatura de deformación a 900°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B2.-** Microdureza promedio de la probeta B2 a una temperatura de deformación a 950°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B2TT.-** Microdureza promedio de la probeta B2TT a una temperatura de deformación a 950°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B3.-** Microdureza promedio de la probeta B3 a una temperatura de deformación a 1000°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B3TT.-** Microdureza promedio de la probeta B3TT a una temperatura de deformación a 1000°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B4.-** Microdureza promedio de la probeta B4 a una temperatura de deformación a 1050°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B4TT.-** Microdureza promedio de la probeta B4TT a una temperatura de deformación a 1050°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B5.-** Microdureza promedio de la probeta B5 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B5TT.-** Microdureza promedio de la probeta B5TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B6.-** Microdureza promedio de la probeta B6 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B6TT.-** Microdureza promedio de la probeta B6TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B7.-** Microdureza promedio de la probeta B7 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla B7TT.-** Microdureza promedio de la probeta B7TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C1.-** Microdureza promedio de la probeta C1 a una temperatura de deformación a 900°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C1TT.-** Microdureza promedio de la probeta C1TT a una temperatura de deformación a 900°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C2.-** Microdureza promedio de la probeta C2 a una temperatura de deformación a 950°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C2TT.**- Microdureza promedio de la probeta C2TT a una temperatura de deformación a 950°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C3.**- Microdureza promedio de la probeta C3 a una temperatura de deformación a 1000°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C3TT.**- Microdureza promedio de la probeta C3TT a una temperatura de deformación a 1000°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C4.**- Microdureza promedio de la probeta C4 a una temperatura de deformación a 1050°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C4TT.**- Microdureza promedio de la probeta C4TT a una temperatura de deformación a 1050°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C5.**- Microdureza promedio de la probeta C5 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C5TT.**- Microdureza promedio de la probeta C5TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C6.**- Microdureza promedio de la probeta C6 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C6TT.**- Microdureza promedio de la probeta C6TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C7.**- Microdureza promedio de la probeta C7 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla C7TT.**- Microdureza promedio de la probeta C7TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla SDST.**- Microdureza promedio de la probeta SDST, con una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Tabla TT.-** Promedio de las microdurezas de todas las probetas trabajadas con cargas de 980.7 mN.

# APÉNDICE A

A continuación se presenta toda la información de las probetas desarrolladas las cuales se obtuvo la microdureza promedio, las cuales algunas cuentan sin tratamiento térmico, mientras otras se les aplicó un tratamiento térmico a una temperatura determinada. En este **Apéndice A**, se encuentra la información de las probetas A1, A1TT, sucesivamente hasta las probetas A7 a la A7TT.

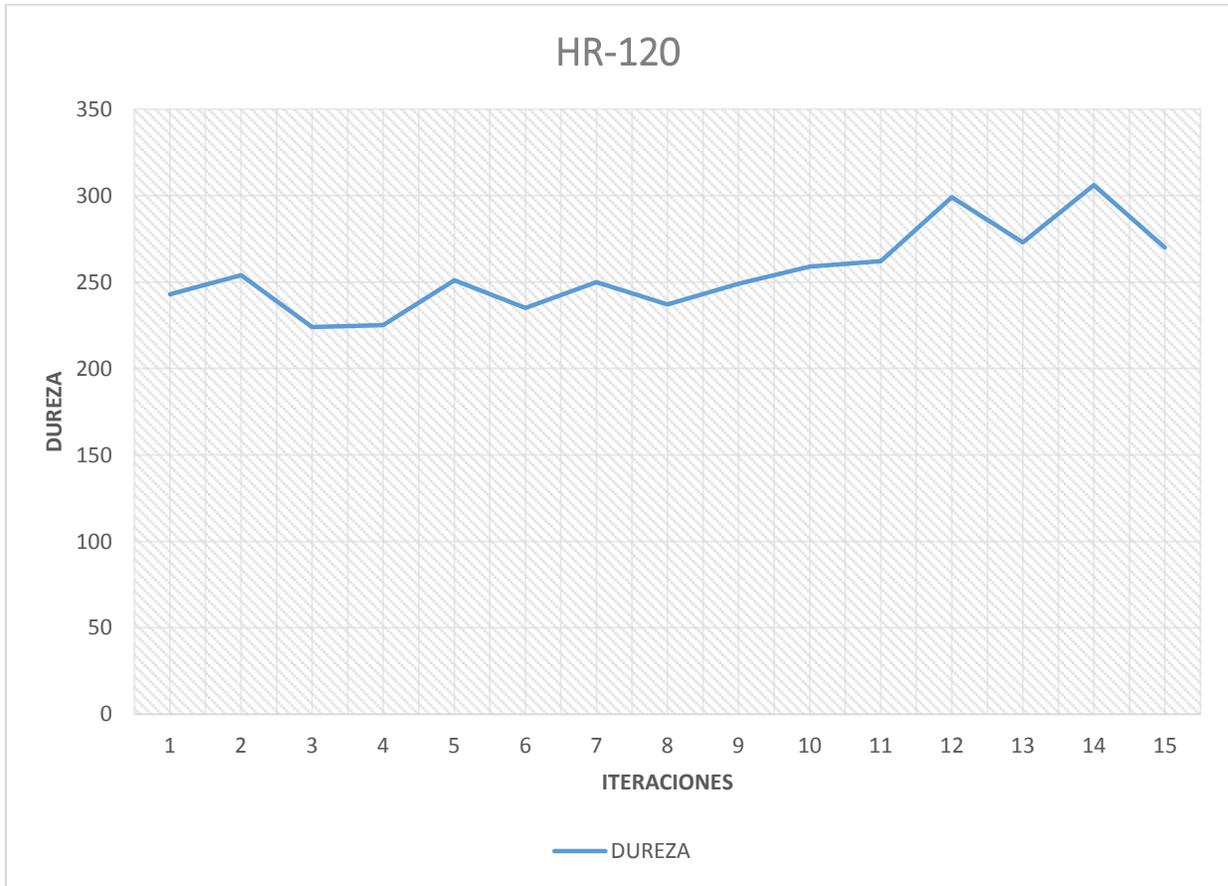
**MUESTRA: HR-120 SIN NINGUN TRATAMIENTO**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	27.61	27.61	243	21.0
<b>2</b>	27.03	27.03	254	23.0
<b>3</b>	28.74	28.74	224	16.5
<b>4</b>	28.72	28.72	225	16.7
<b>5</b>	27.15	27.15	251	22.5
<b>6</b>	28.08	28.08	235	19.2
<b>7</b>	27.22	27.22	250	22.3
<b>8</b>	27.95	27.95	237	19.7
<b>9</b>	27.29	27.29	249	22.1
<b>10</b>	26.75	26.75	259	23.8
<b>11</b>	26.59	26.59	262	24.3
<b>12</b>	24.88	24.88	299	29.6
<b>13</b>	26.07	26.07	273	26.1
<b>14</b>	24.62	24.62	306	30.5
<b>15</b>	26.21	26.21	270	25.6

**Tabla 22.-** Microdureza promedio de la aleación Hr-120 sin tratamiento térmico, con una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentacion.



**Figura 52.-** Dureza Vickers de la aleación Hr-120 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A1**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

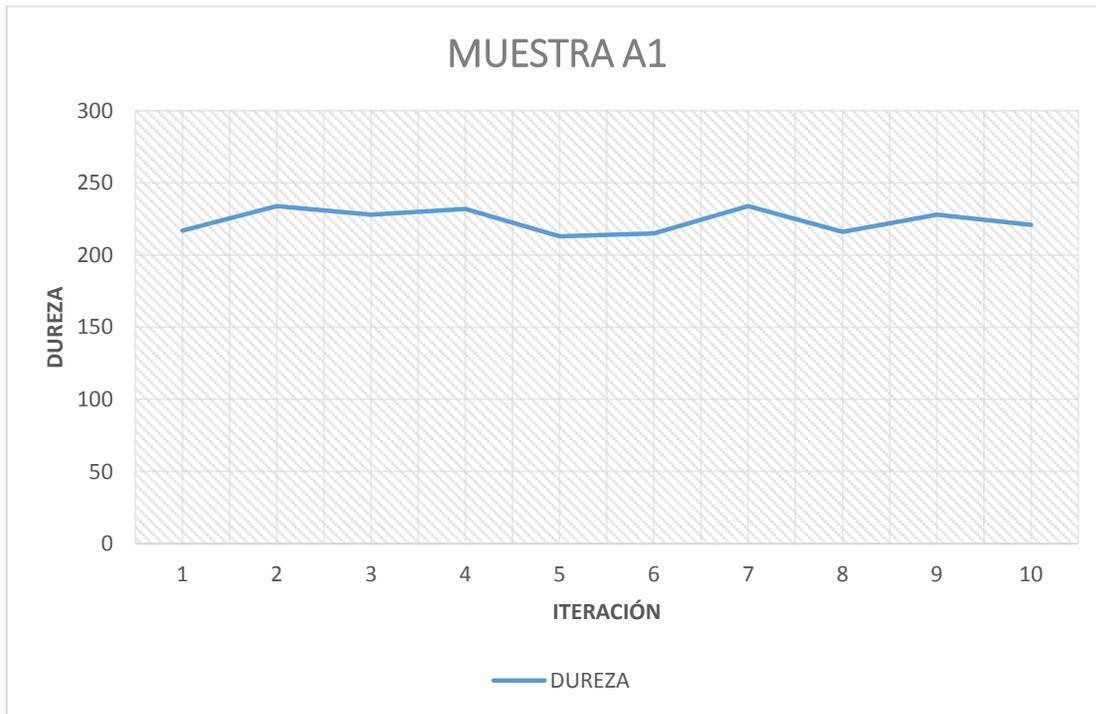
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.25	29.25	217	14.8
<b>2</b>	28.16	28.16	234	19
<b>3</b>	28.53	28.53	228	17.5
<b>4</b>	28.25	28.25	232	18.5
<b>5</b>	28.99	30.04	213	14
<b>6</b>	29.05	29.67	215	14.4
<b>7</b>	28.13	28.13	234	19
<b>8</b>	28.77	29.88	216	14.6
<b>9</b>	28.11	28.96	228	17.5
<b>10</b>	28.41	29.51	221	15.7

**Tabla A1.-** Microdureza promedio de la probeta A1 a una temperatura de deformación a 900°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 224**

**Desviación Estándar: 8.30**

**Coficiente de Variación: 3.71**



**Figura A1.-** Dureza Vickers de la muestra A1 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A1TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

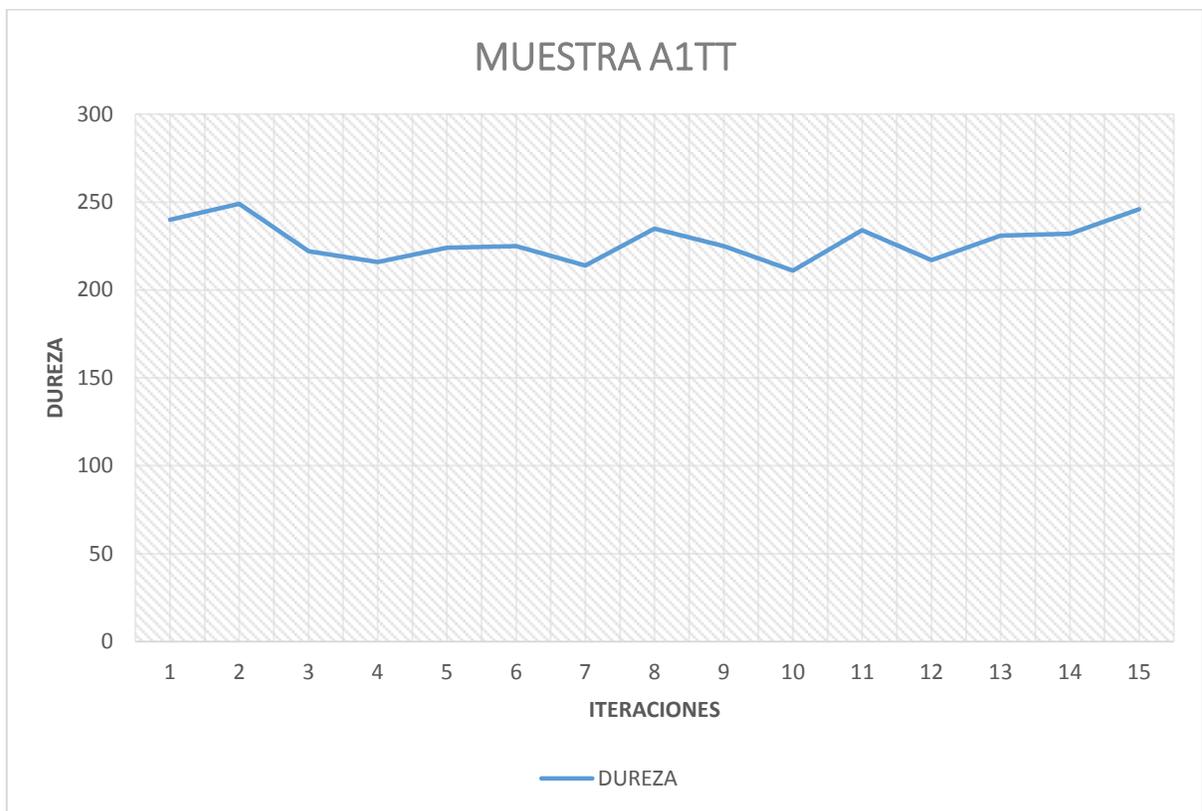
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	27.79	27.79	240	20.4
<b>2</b>	27.29	27.29	249	22.1
<b>3</b>	28.90	28.90	222	16.0
<b>4</b>	29.31	29.31	216	14.6
<b>5</b>	28.75	28.75	224	16.5
<b>6</b>	28.71	28.71	225	16.7
<b>7</b>	29.40	29.40	214	14.2
<b>8</b>	28.07	28.07	235	19.2
<b>9</b>	28.74	28.74	225	16.7
<b>10</b>	29.63	29.63	211	13.5
<b>11</b>	28.12	28.12	234	19.0
<b>12</b>	29.23	29.23	217	14.8
<b>13</b>	28.31	28.31	231	18.2
<b>14</b>	28.27	28.27	232	18.5
<b>15</b>	27.48	27.48	246	21.6

**Tabla A1TT.-** Microdureza promedio de la probeta A1TT a una temperatura de deformación a 900°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 228**

**Desviación Estándar: 11.46**

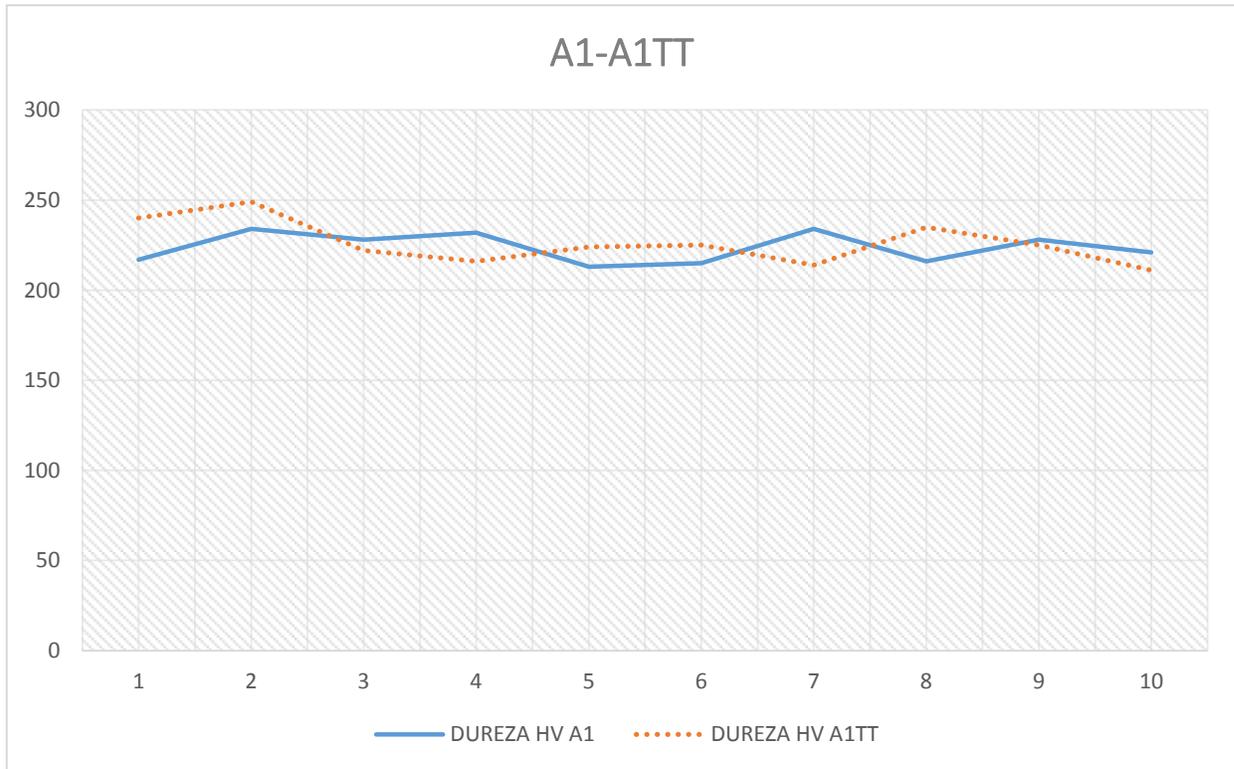
**Coefficiente de Variación: 5.03**



**Figura A1TT.- Dureza Vickers de la muestra A1TT sometido a una carga de 980.7 mN.**

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A1-A1TT



**Figura A1-A1TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A1 y la muestra A1TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A2**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

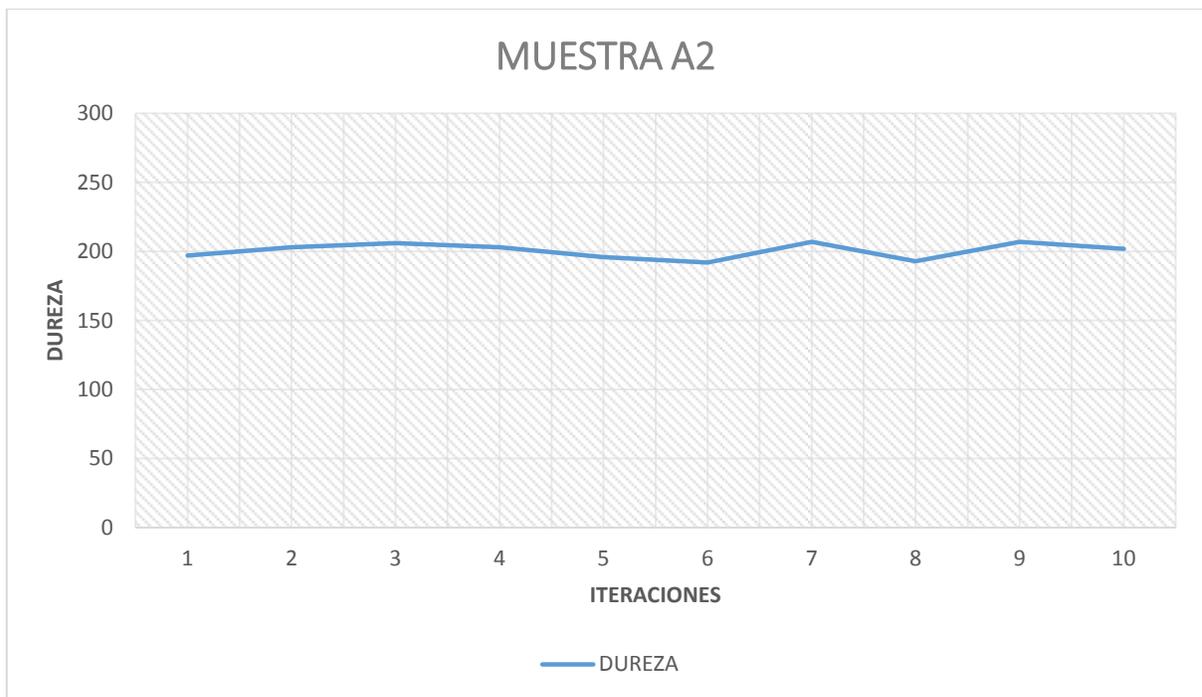
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.86	31.45	197	10.2
<b>2</b>	30.22	30.22	203	11.7
<b>3</b>	30.04	30.04	206	12.4
<b>4</b>	29.00	31.40	203	11.7
<b>5</b>	30.79	30.79	196	10.0
<b>6</b>	31.05	31.05	192	9.0
<b>7</b>	29.96	29.96	207	12.6
<b>8</b>	30.99	30.99	193	9.2
<b>9</b>	29.96	29.96	207	12.6
<b>10</b>	30.30	30.30	202	11.5

**Tabla A2.-** Microdureza promedio de la probeta A2 a una temperatura de deformación a 950°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 201**

**Desviación Estándar: 5.68**

**Coefficiente de Variación: 2.83**



**Figura A2.-** Dureza Vickers de la muestra A2 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A2TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

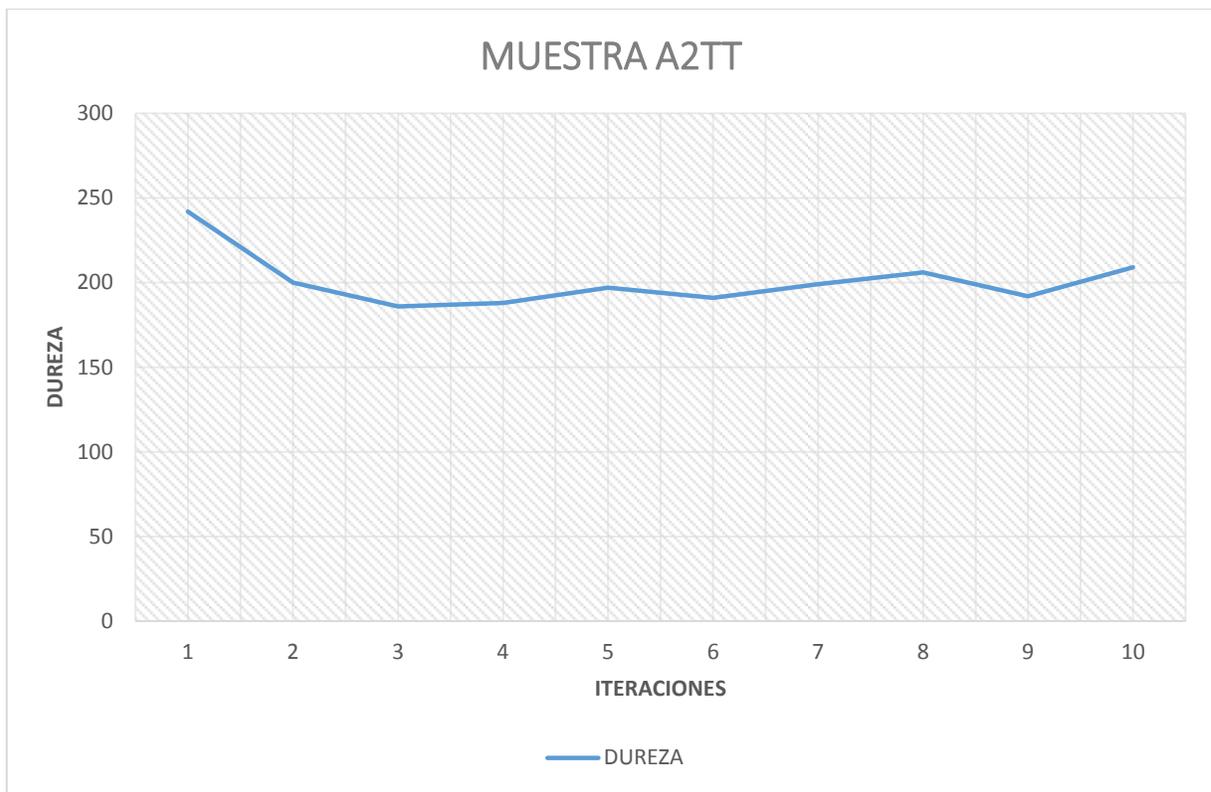
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	27.66	27.66	242	20.8
<b>2</b>	30.46	30.46	200	11.0
<b>3</b>	30.49	32.62	186	7.5
<b>4</b>	30.38	32.49	188	8.0
<b>5</b>	30.71	30.71	197	10.2
<b>6</b>	31.12	31.12	191	8.7
<b>7</b>	30.54	30.54	199	10.7
<b>8</b>	30.04	30.04	206	12.4
<b>9</b>	31.07	31.07	192	9.0
<b>10</b>	29.79	29.79	209	13.1

**Tabla A2TT.-** Microdureza promedio de la probeta A2TT a una temperatura de deformación a 950°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 201**

**Desviación Estándar: 16.21**

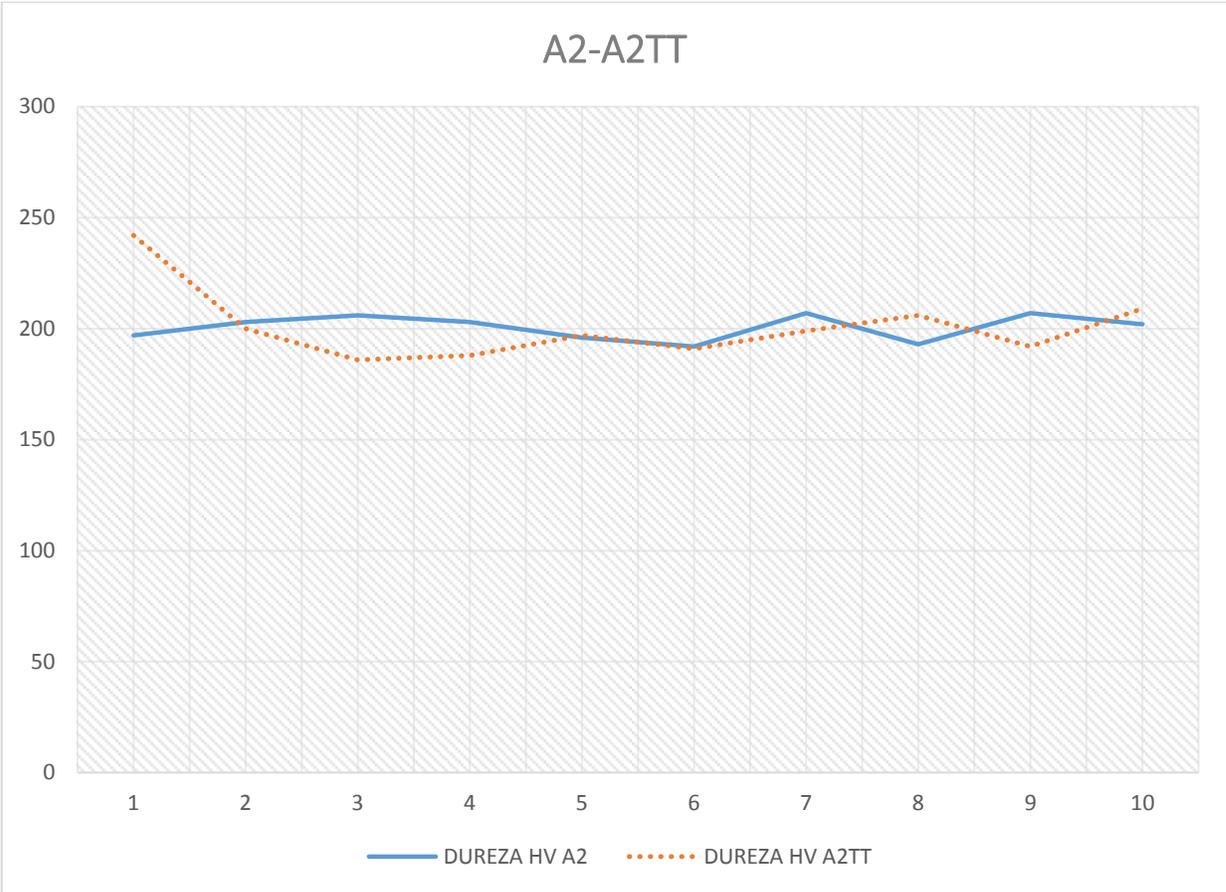
**Coefficiente de Variación: 8.07**



**Figura A2TT.-** Dureza Vickers de la muestra A2TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A2-A2TT**



**Figura 21.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra A2 y la muestra A2TT

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A3**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

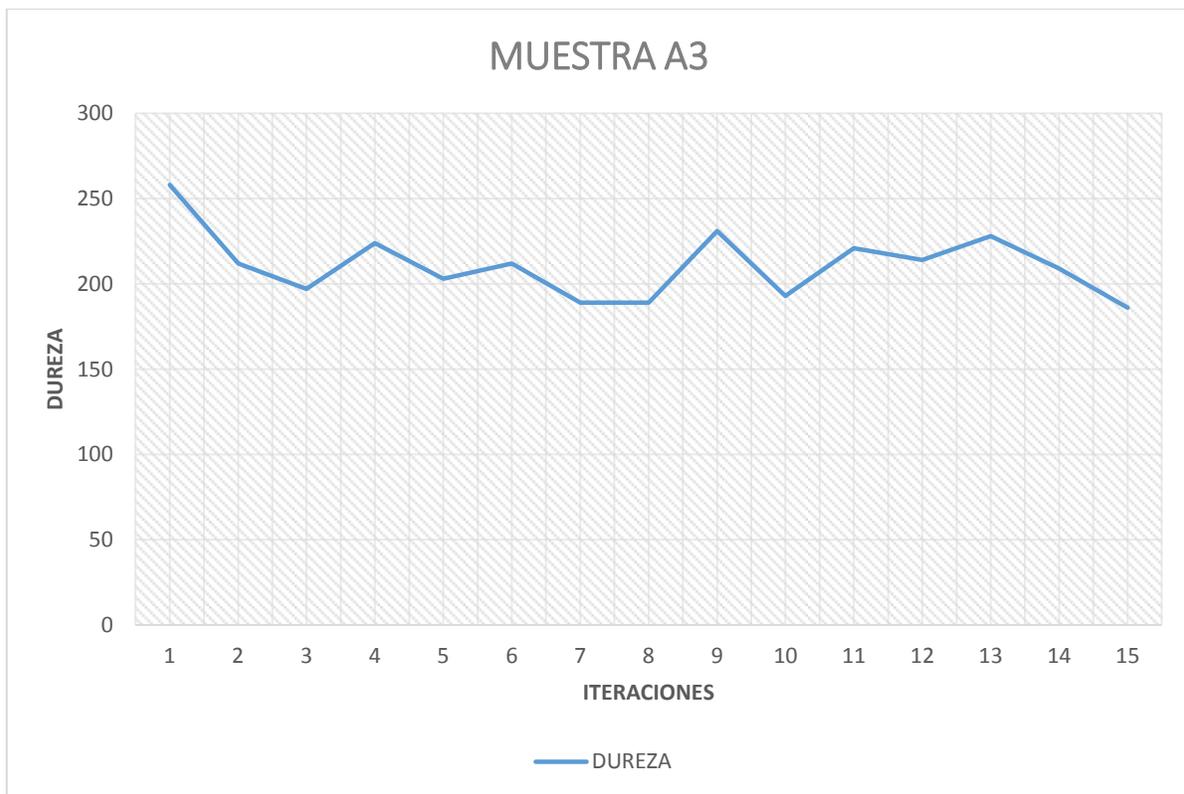
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	26.82	26.82	258	23.6
<b>2</b>	29.56	29.56	212	13.7
<b>3</b>	30.15	30.15	197	10.2
<b>4</b>	28.78	28.78	224	16.5
<b>5</b>	30.25	30.25	203	11.7
<b>6</b>	29.58	29.58	212	13.7
<b>7</b>	31.29	31.29	189	8.2
<b>8</b>	31.29	31.29	189	8.2
<b>9</b>	28.33	28.33	231	18.2
<b>10</b>	30.10	30.10	193	9.2
<b>11</b>	28.98	28.98	221	15.7
<b>12</b>	29.40	29.40	214	14.2
<b>13</b>	28.50	28.50	228	17.5
<b>14</b>	29.77	29.77	209	13.1
<b>15</b>	31.61	31.61	186	7.5

**Tabla A3.-** Microdureza promedio de la probeta A3 a una temperatura de deformación a 1000°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 207**

**Desviación Estándar: 17.85**

**Coefficiente de Variación: 8.64**



**Figura A3.- Dureza Vickers de la muestra A3 sometido a una carga de 980.7 mN.**

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A3TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

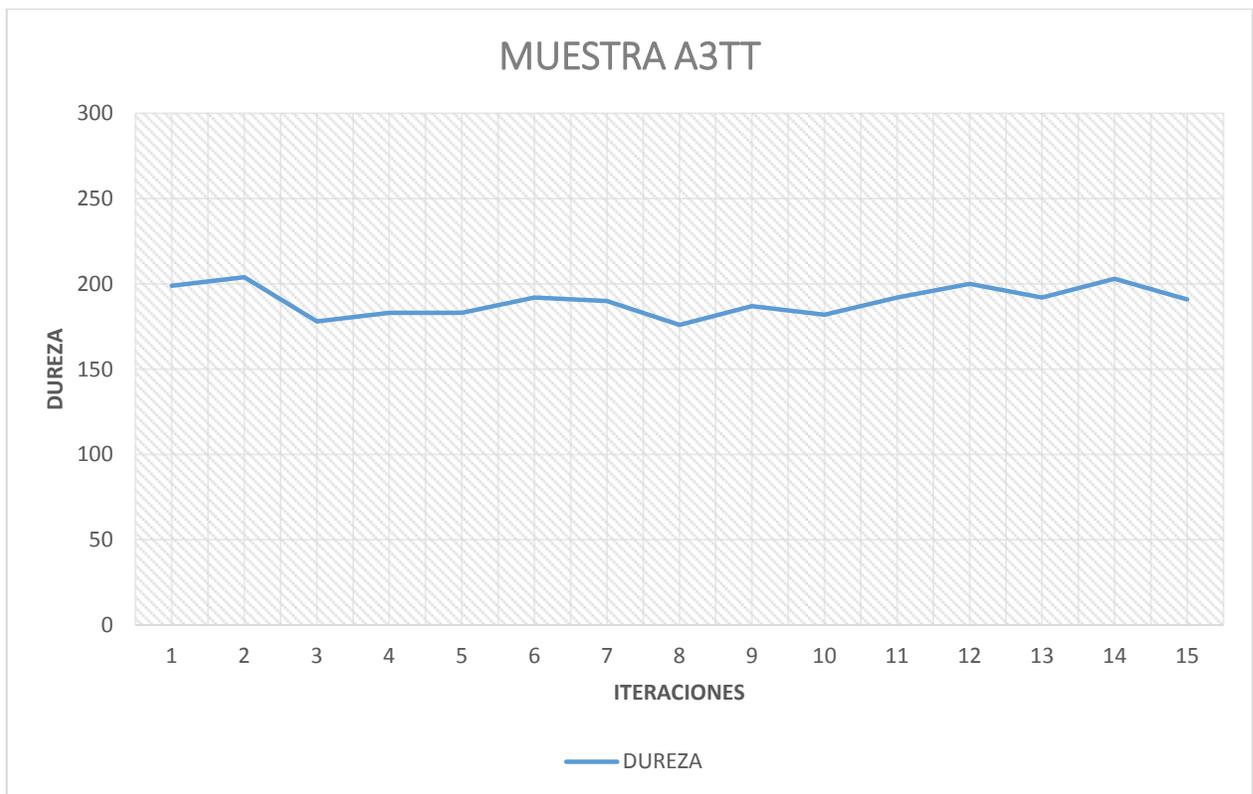
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.53	30.53	199	10.7
<b>2</b>	30.18	30.18	204	12.0
<b>3</b>	32.29	32.29	178	5.4
<b>4</b>	31.86	31.86	183	6.7
<b>5</b>	31.80	31.80	183	6.7
<b>6</b>	31.04	31.04	192	9.0
<b>7</b>	31.21	31.21	190	8.5
<b>8</b>	32.43	32.43	176	4.8
<b>9</b>	31.48	31.48	187	7.7
<b>10</b>	31.88	31.88	182	6.5
<b>11</b>	31.04	31.04	192	9.0
<b>12</b>	30.44	30.44	200	11.0
<b>13</b>	31.10	31.10	192	9.0
<b>14</b>	30.24	30.24	203	11.7
<b>15</b>	31.12	31.12	191	8.7

**Tabla A3TT.-** Microdureza promedio de la probeta A3TT a una temperatura de deformación a 1000°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 190**

**Desviación Estándar: 8.71**

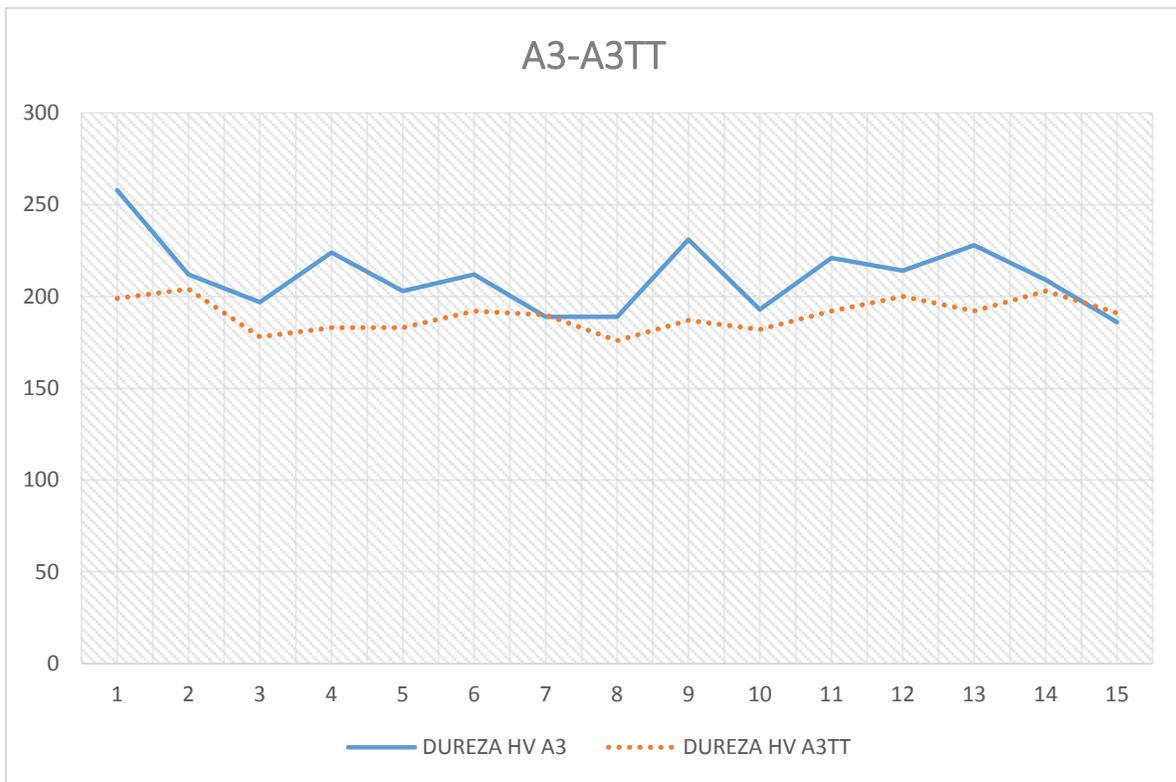
**Coefficiente de Variación: 4.59**



**Figura A3TT.- Dureza Vickers de la muestra A3TT sometido a una carga de 980.7 mN.**

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A3-A3TT



**Figura A3-A3TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A3 y la muestra A3TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A4**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

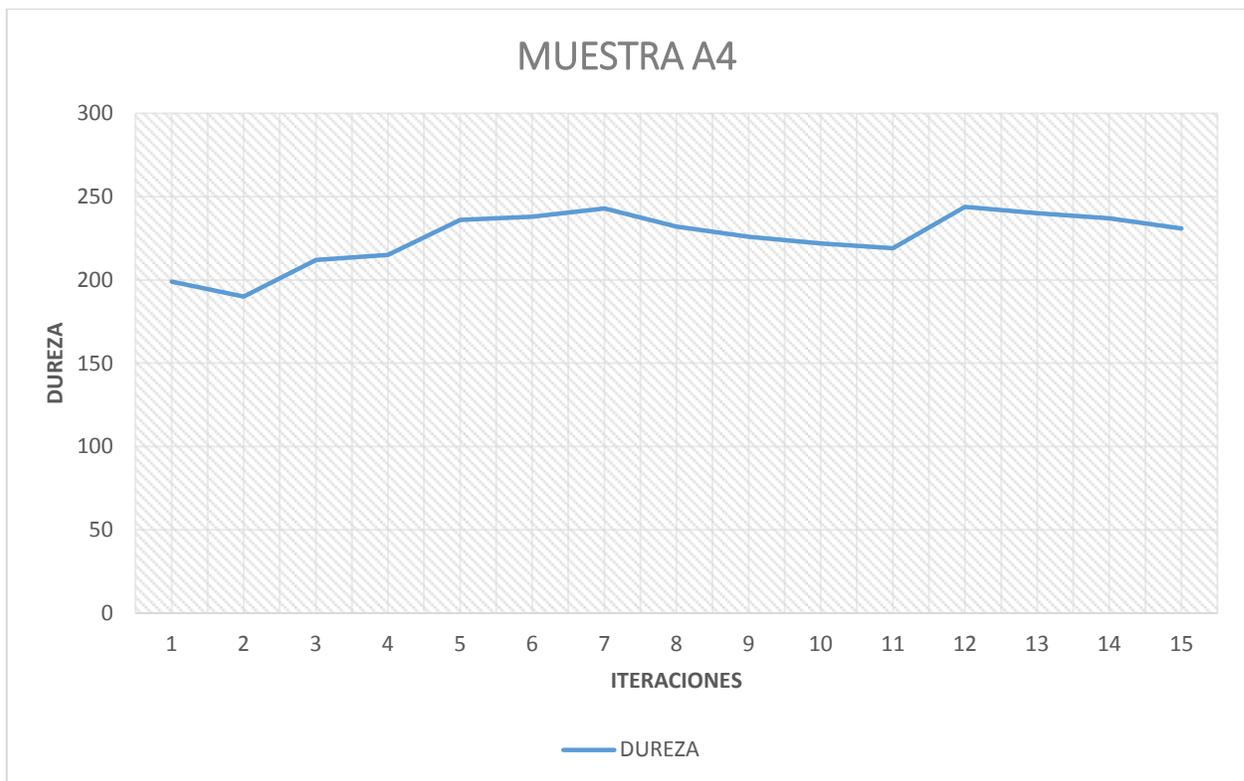
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.56	30.56	199	10.7
<b>2</b>	31.23	31.23	190	8.5
<b>3</b>	29.58	29.58	212	13.7
<b>4</b>	29.36	29.36	215	14.4
<b>5</b>	28.05	28.05	236	19.5
<b>6</b>	27.94	27.94	238	20.0
<b>7</b>	27.63	27.63	243	21.0
<b>8</b>	28.25	28.25	232	18.5
<b>9</b>	28.63	28.63	226	17.0
<b>10</b>	28.90	28.90	222	16.0
<b>11</b>	29.13	29.13	219	15.3
<b>12</b>	27.58	27.58	244	21.2
<b>13</b>	27.78	27.78	240	20.4
<b>14</b>	27.98	27.98	237	19.7
<b>15</b>	28.34	28.34	231	18.2

**Tabla A4.-** Microdureza promedio de la probeta A4 a una temperatura de deformación a 1050°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 226**

**Desviación Estándar: 16.12**

**Coefficiente de Variación: 7.15**



**Figura A4.- Dureza Vickers de la muestra A4 sometido a una carga de 980.7 mN.**

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A4TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

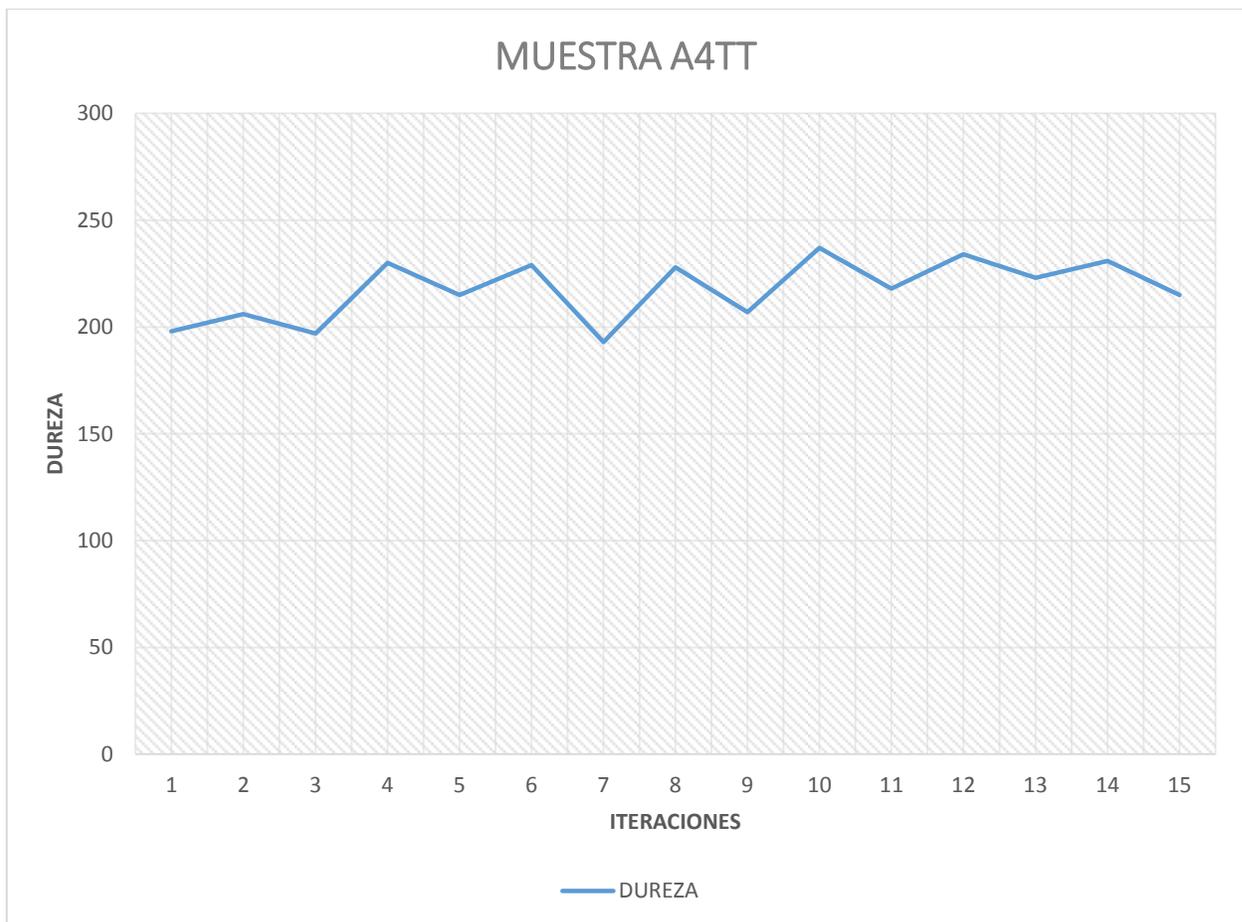
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.59	30.59	198	10.5
<b>2</b>	30.01	30.01	206	12.4
<b>3</b>	30.66	30.66	197	10.2
<b>4</b>	28.38	28.38	230	18.0
<b>5</b>	29.34	29.34	215	14.4
<b>6</b>	28.48	28.48	229	17.7
<b>7</b>	30.91	30.91	193	9.2
<b>8</b>	28.55	28.55	228	17.5
<b>9</b>	29.91	29.91	207	12.6
<b>10</b>	27.98	27.98	237	19.7
<b>11</b>	29.19	29.19	218	15.1
<b>12</b>	28.17	28.17	234	19.0
<b>13</b>	28.81	28.81	223	16.2
<b>14</b>	28.34	28.34	231	18.2
<b>15</b>	29.38	29.38	215	14.4

**Tabla A4TT.-** Microdureza promedio de la probeta A4TT a una temperatura de deformación a 1050°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 217**

**Desviación Estándar: 14.44**

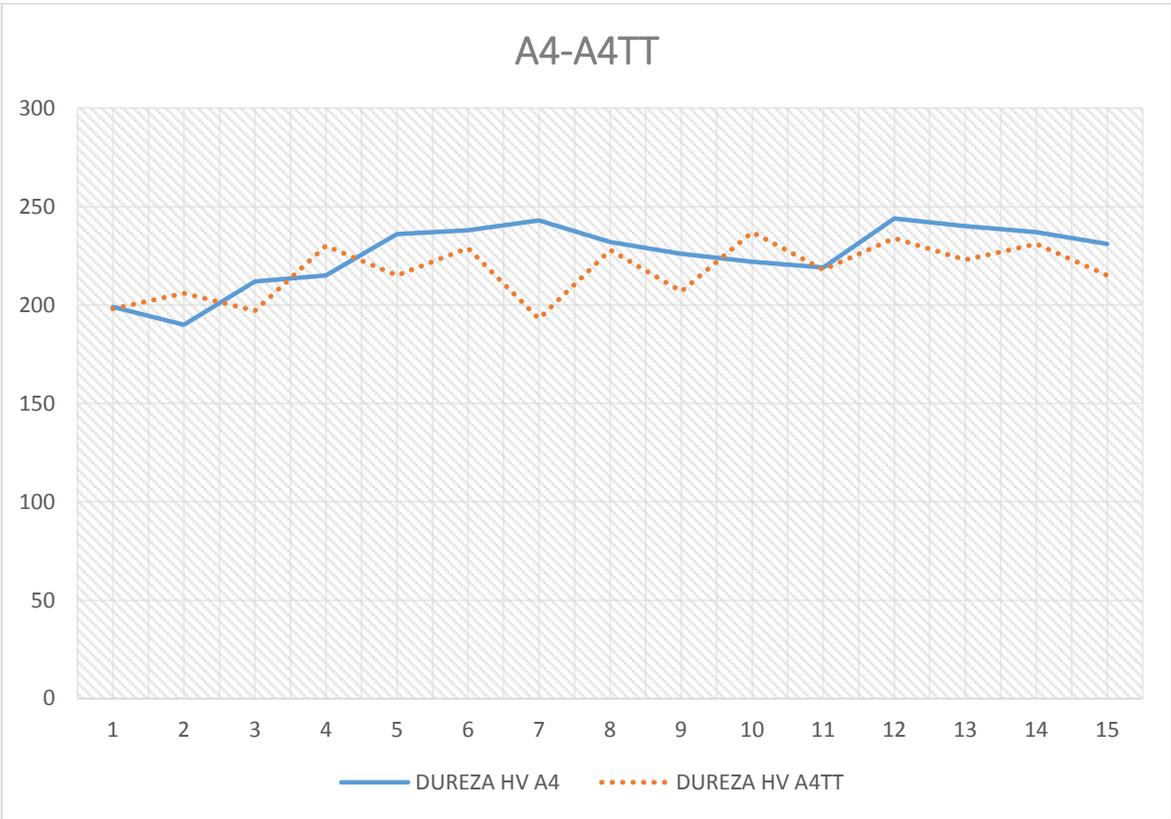
**Coefficiente de Variación: 6.64**



**Figura A4TT.- Dureza Vickers de la muestra A4TT sometido a una carga de 980.7 mN.**

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A4-A4TT**



**Figura A4-A4TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A4 y la muestra A4TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A5**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

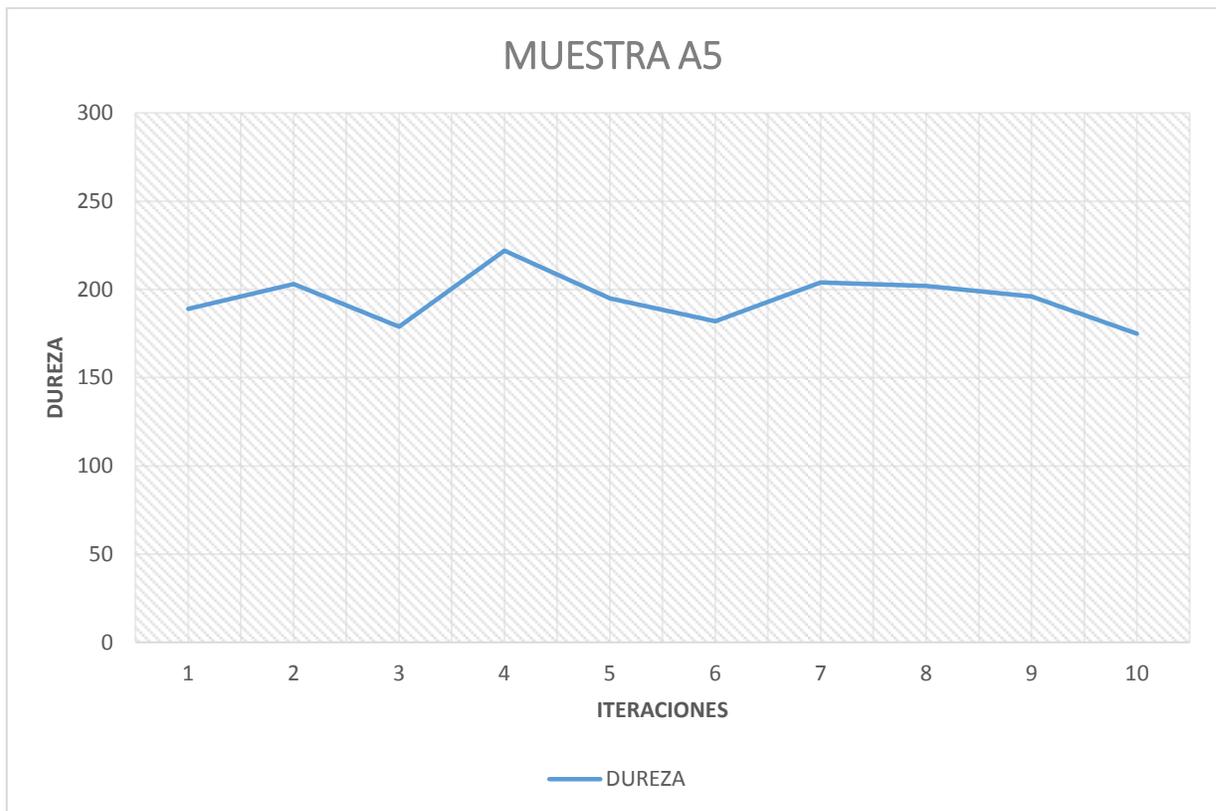
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	31.24	31.24	189	8.2
<b>2</b>	30.24	30.24	203	11.7
<b>3</b>	32.21	32.21	179	5.7
<b>4</b>	28.91	28.91	222	16.0
<b>5</b>	30.82	30.82	195	9.7
<b>6</b>	31.89	31.89	182	6.5
<b>7</b>	30.16	30.16	204	12.0
<b>8</b>	30.33	30.33	202	11.5
<b>9</b>	30.73	30.73	196	10.0
<b>10</b>	32.55	32.55	175	4.5

**Tabla A5.-** Microdureza promedio de la probeta A5 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 195**

**Desviación Estándar: 14.08**

**Coefficiente de Variación: 7.23**



**Figura A5.-** Dureza Vickers de la muestra A5 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A5TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

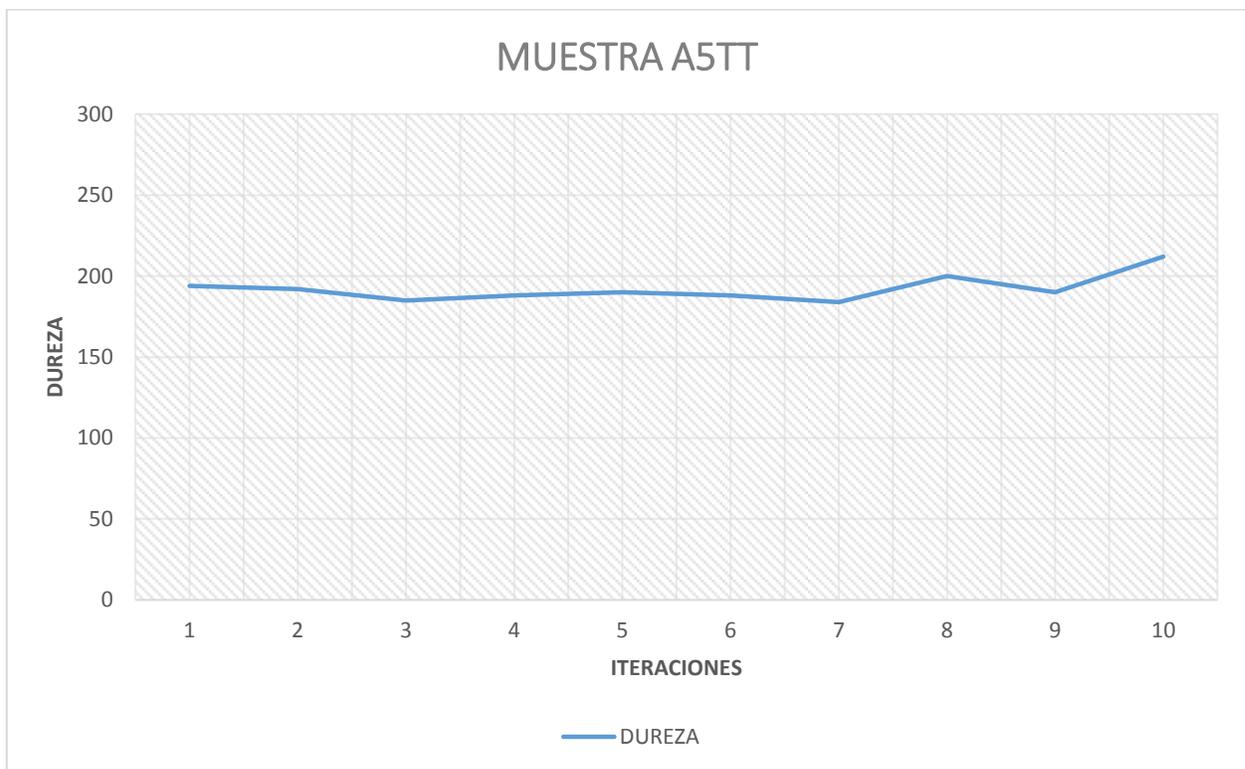
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.92	30.92	194	9.5
<b>2</b>	31.11	31.11	192	9.0
<b>3</b>	31.68	31.68	185	7.2
<b>4</b>	31.44	31.44	188	8.0
<b>5</b>	31.20	31.20	190	8.5
<b>6</b>	31.44	31.44	188	8.0
<b>7</b>	31.78	31.78	184	7.0
<b>8</b>	30.47	30.47	200	11.0
<b>9</b>	31.27	31.27	190	8.5
<b>10</b>	29.59	29.59	212	13.7

**Tabla A5TT.-** Microdureza promedio de la probeta A5TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 192**

**Desviación Estándar: 8.30**

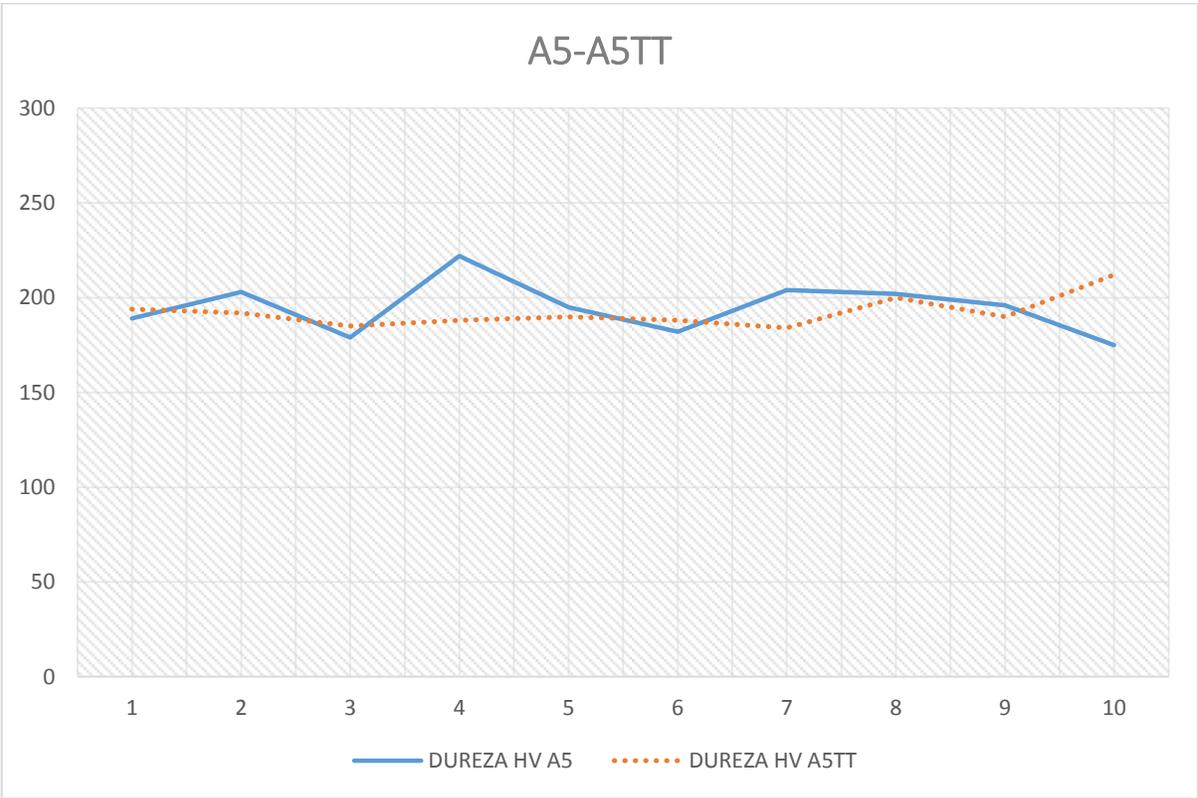
**Coefficiente de Variación: 4.32**



**Figura A5TT.-** Dureza Vickers de la muestra A5TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A5-A5TT**



**Figura A5-A5TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A5 y la muestra A5TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A6**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

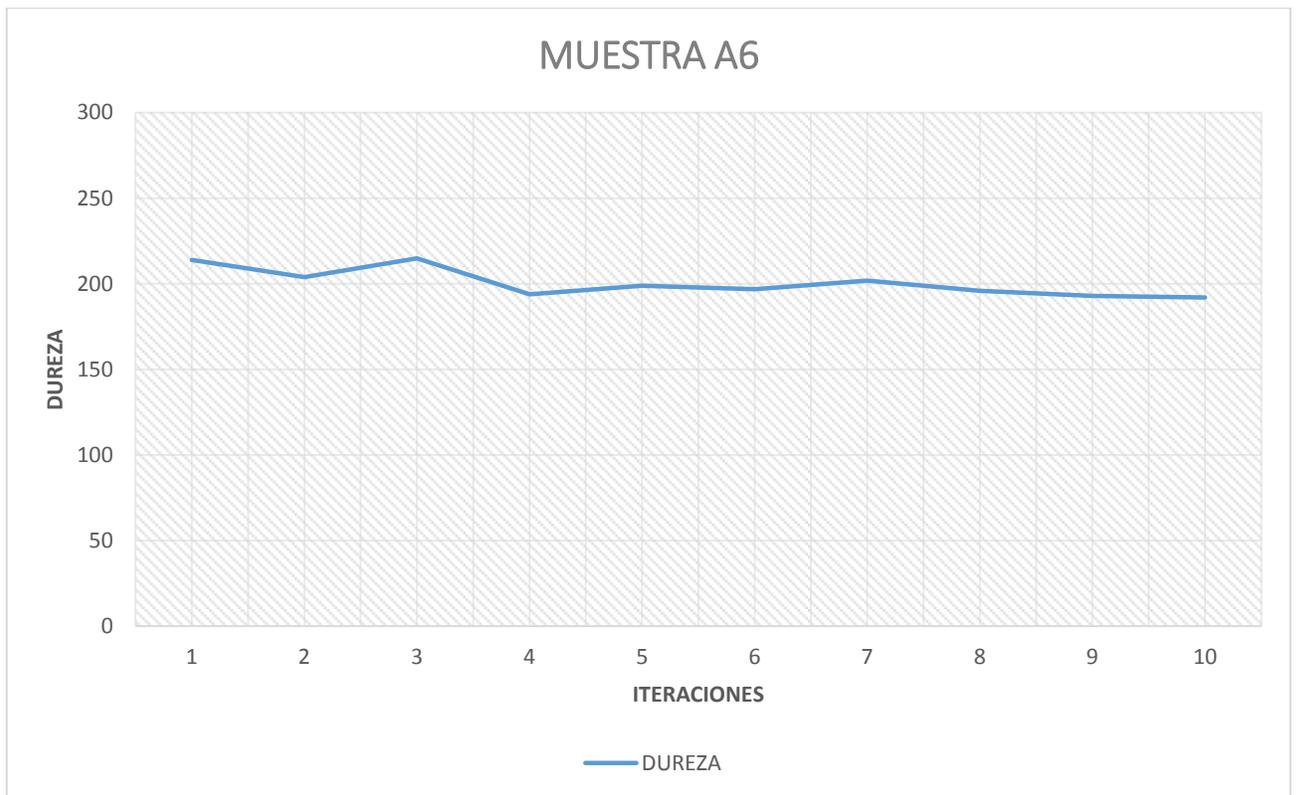
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.44	29.44	214	14.2
<b>2</b>	30.11	30.11	204	12.0
<b>3</b>	29.36	29.36	215	14.4
<b>4</b>	30.93	30.93	194	9.5
<b>5</b>	30.55	30.55	199	10.7
<b>6</b>	30.69	30.69	197	10.2
<b>7</b>	30.28	30.28	202	11.5
<b>8</b>	30.74	30.74	196	10.0
<b>9</b>	31.02	31.02	193	9.2
<b>10</b>	31.10	31.10	192	9.0

**Tabla A6.-** Microdureza promedio de la probeta A6 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 201**

**Desviación Estándar: 8.25**

**Coefficiente de Variación: 4.11**



**Figura A6.-** Dureza Vickers de la muestra A6 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A6TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

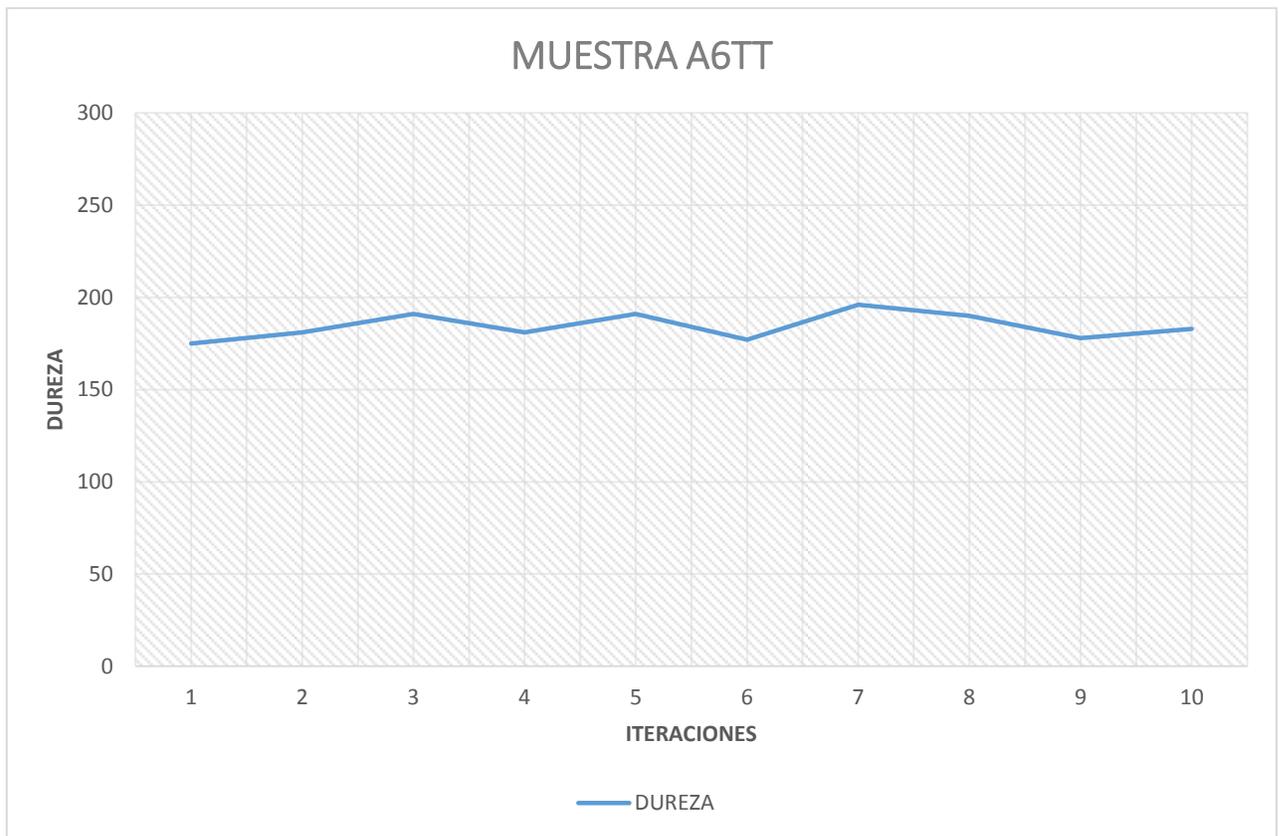
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	32.54	32.54	175	4.5
<b>2</b>	32.04	32.04	181	6.2
<b>3</b>	31.17	31.17	191	8.7
<b>4</b>	32.01	32.01	181	6.2
<b>5</b>	31.15	31.15	191	8.7
<b>6</b>	32.39	32.39	177	5.1
<b>7</b>	30.77	30.77	196	10.0
<b>8</b>	31.22	31.22	190	8.5
<b>9</b>	32.26	32.26	178	5.4
<b>10</b>	31.85	31.85	183	6.7

**Tabla A6TT.-** Microdureza promedio de la probeta A6TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 184**

**Desviación Estándar: 7.17**

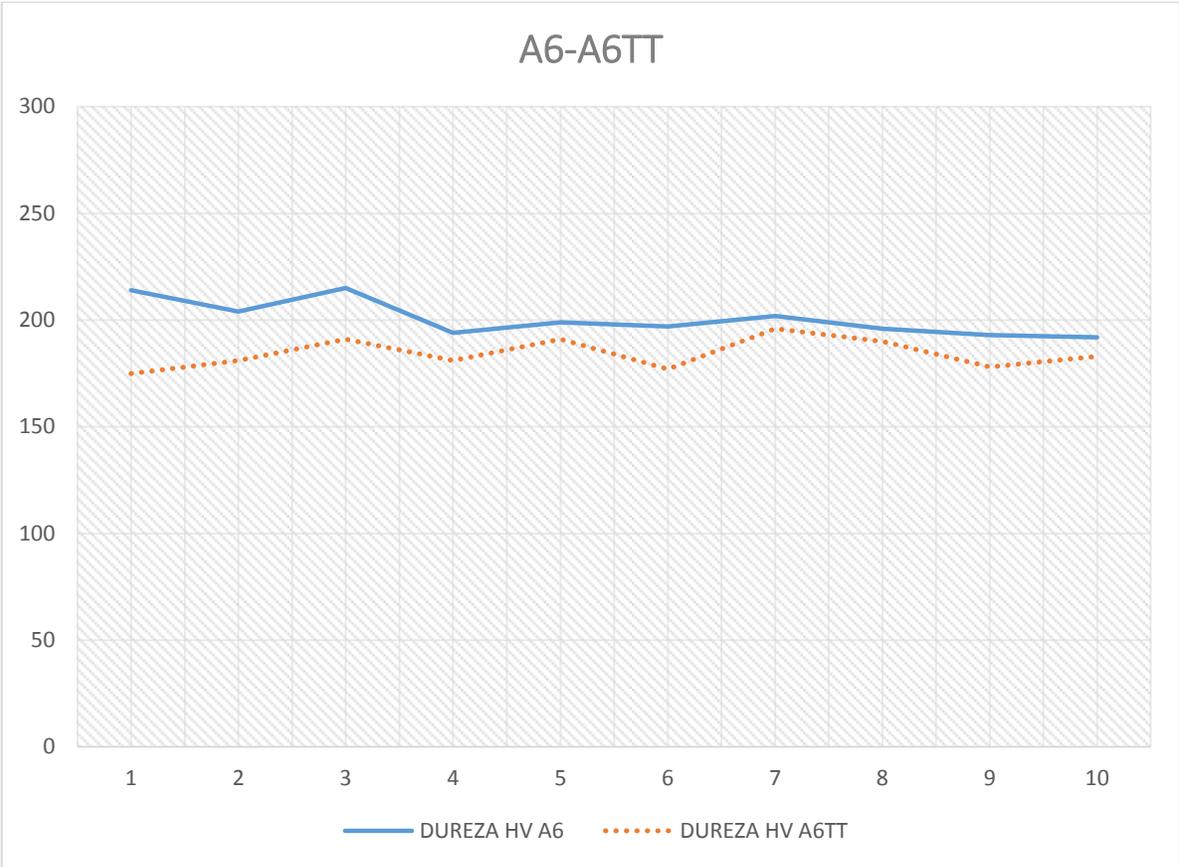
**Coficiente de Variación: 3.89**



**Figura A6TT.-** Dureza Vickers de la muestra A6TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A6-A6TT**



**Figura A6-A6TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra A6 y la muestra A6TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A7**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

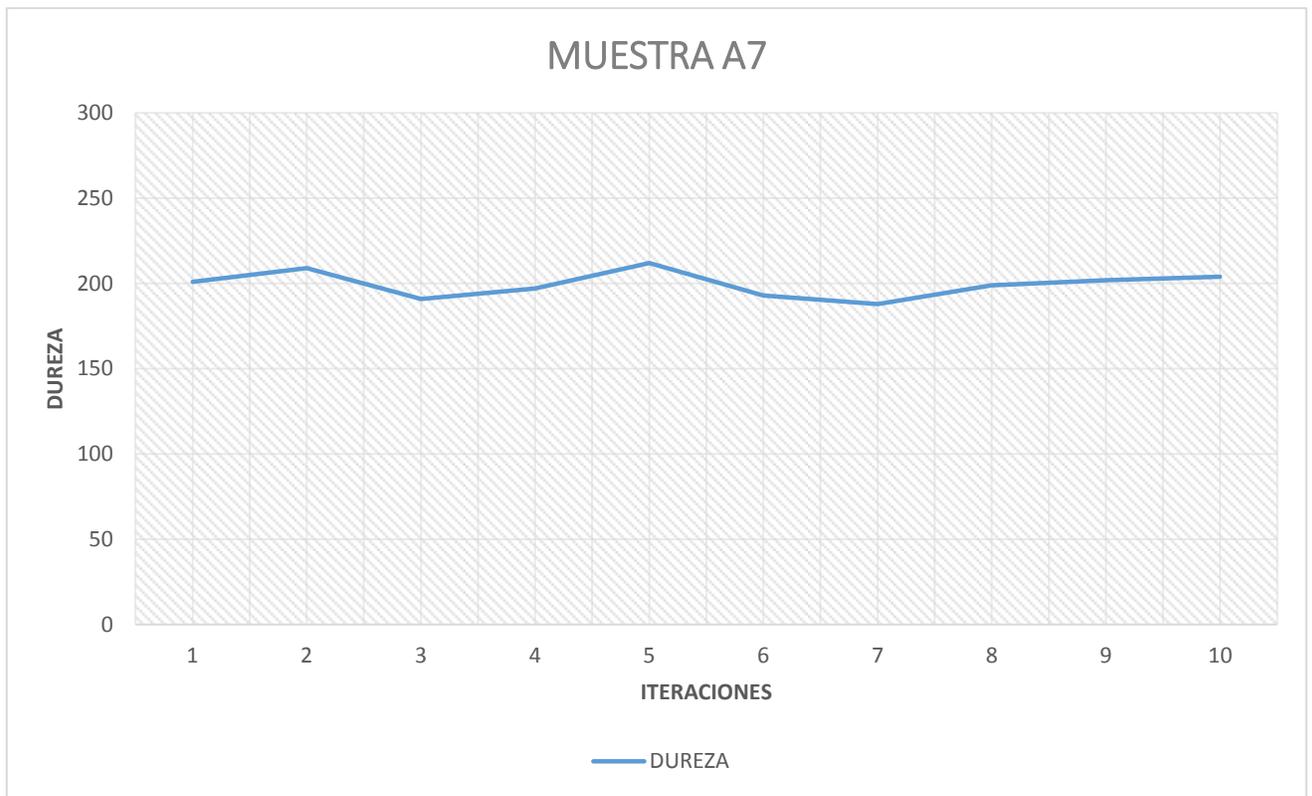
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.34	30.34	201	11.2
<b>2</b>	29.77	29.77	209	13.1
<b>3</b>	31.16	31.16	191	8.7
<b>4</b>	30.68	30.68	197	10.2
<b>5</b>	29.60	29.60	212	13.7
<b>6</b>	31.01	31.01	193	9.2
<b>7</b>	31.44	31.44	188	8.0
<b>8</b>	30.51	30.51	199	10.7
<b>9</b>	30.30	30.30	202	11.5
<b>10</b>	30.11	30.11	204	12.0

**Tabla A7.-** Microdureza promedio de la probeta A7 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 200**

**Desviación Estándar: 7.66**

**Coefficiente de Variación: 3.84**



**Figura A7.-** Dureza Vickers de la muestra A7 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: A7TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

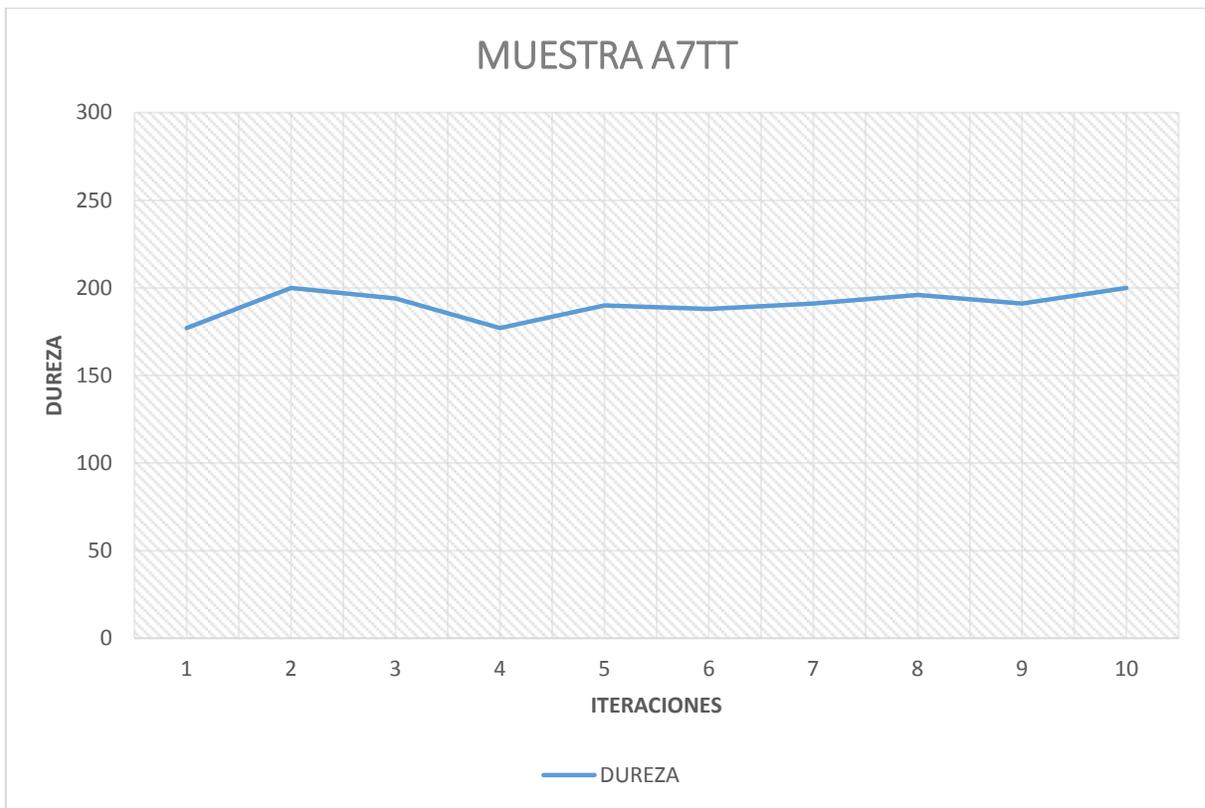
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	32.40	32.40	177	5.1
<b>2</b>	30.46	30.46	200	11.0
<b>3</b>	30.93	30.93	194	9.5
<b>4</b>	32.39	32.39	177	5.1
<b>5</b>	31.20	31.20	190	8.5
<b>6</b>	31.40	31.40	188	8.0
<b>7</b>	31.12	31.12	191	8.7
<b>8</b>	30.79	30.79	196	10.0
<b>9</b>	31.12	31.12	191	8.7
<b>10</b>	30.43	30.43	200	11.0

**Tabla A7TT.-** Microdureza promedio de la probeta A7TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 190**

**Desviación Estándar: 8.13**

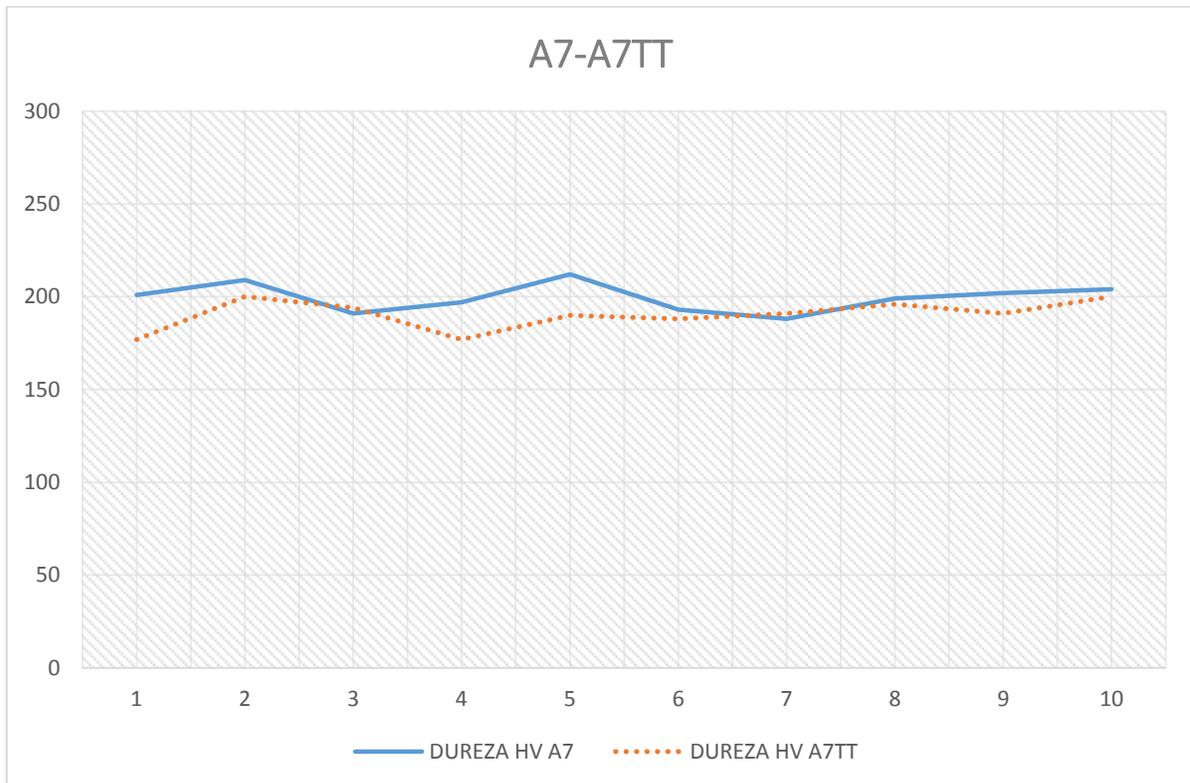
**Coefficiente de Variación: 4.27**



**Figura A7TT.-** Dureza Vickers de la muestra A7TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS A7-A7TT



**Figura 24.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra A7 y la muestra A7TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

# APÉNDICE B

A continuación se presenta toda la información de las probetas desarrolladas las cuales se obtuvo la microdureza promedio, las cuales algunas cuentan sin tratamiento térmico, mientras otras se les aplicó un tratamiento térmico a una temperatura determinada. En este **Apéndice B**, se encuentra la información de las probetas B1, B1TT, sucesivamente hasta las probetas B7 a la B7TT.

**MUESTRA: B1**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

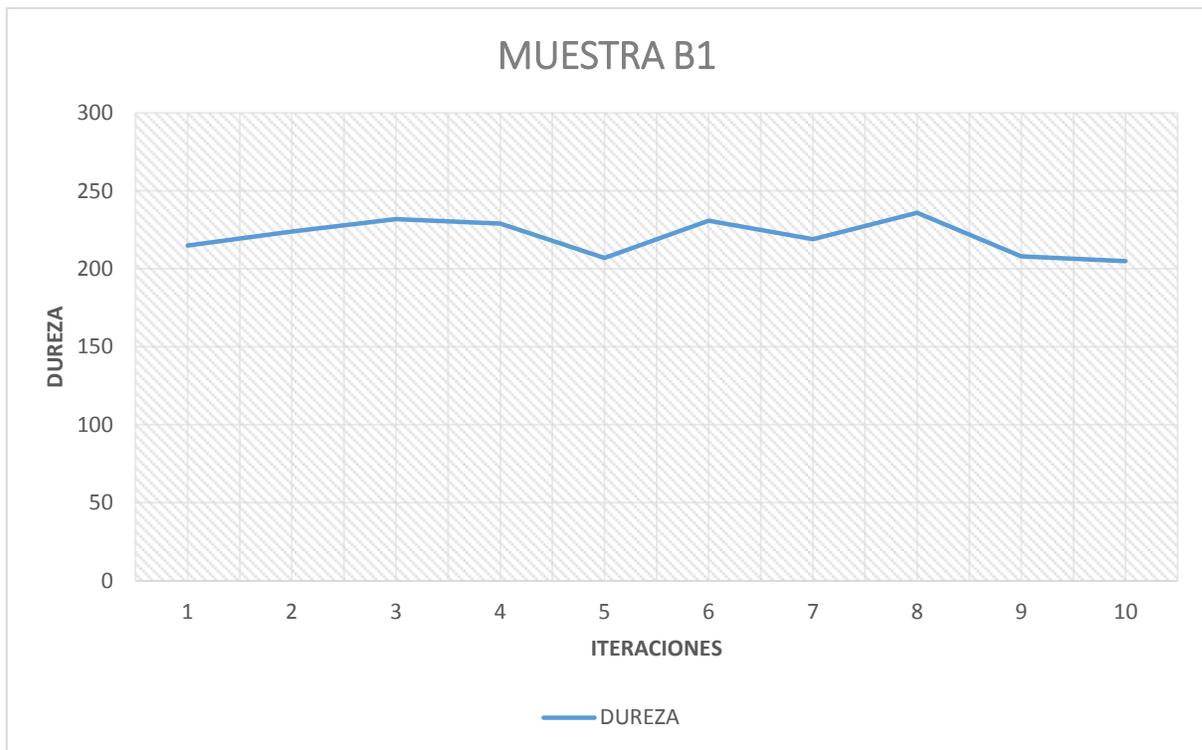
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.35	29.35	215	14.4
<b>2</b>	28.18	29.41	224	16.5
<b>3</b>	28.28	28.28	232	18.5
<b>4</b>	27.86	29.1	229	17.7
<b>5</b>	29.55	30.26	207	12.6
<b>6</b>	28.16	28.55	231	18.2
<b>7</b>	29.08	29.08	219	15.3
<b>8</b>	28.06	28.06	236	19.5
<b>9</b>	30.1	29.55	208	12.8
<b>10</b>	30.73	29.49	205	12.2

**Tabla B1.-** Microdureza promedio de la probeta B1 a una temperatura de deformación a 900°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 221**

**Desviación Estándar: 11.44**

**Coefficiente de Variación: 5.19**



**Figura B1.-** Dureza Vickers de la muestra B1 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B1TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

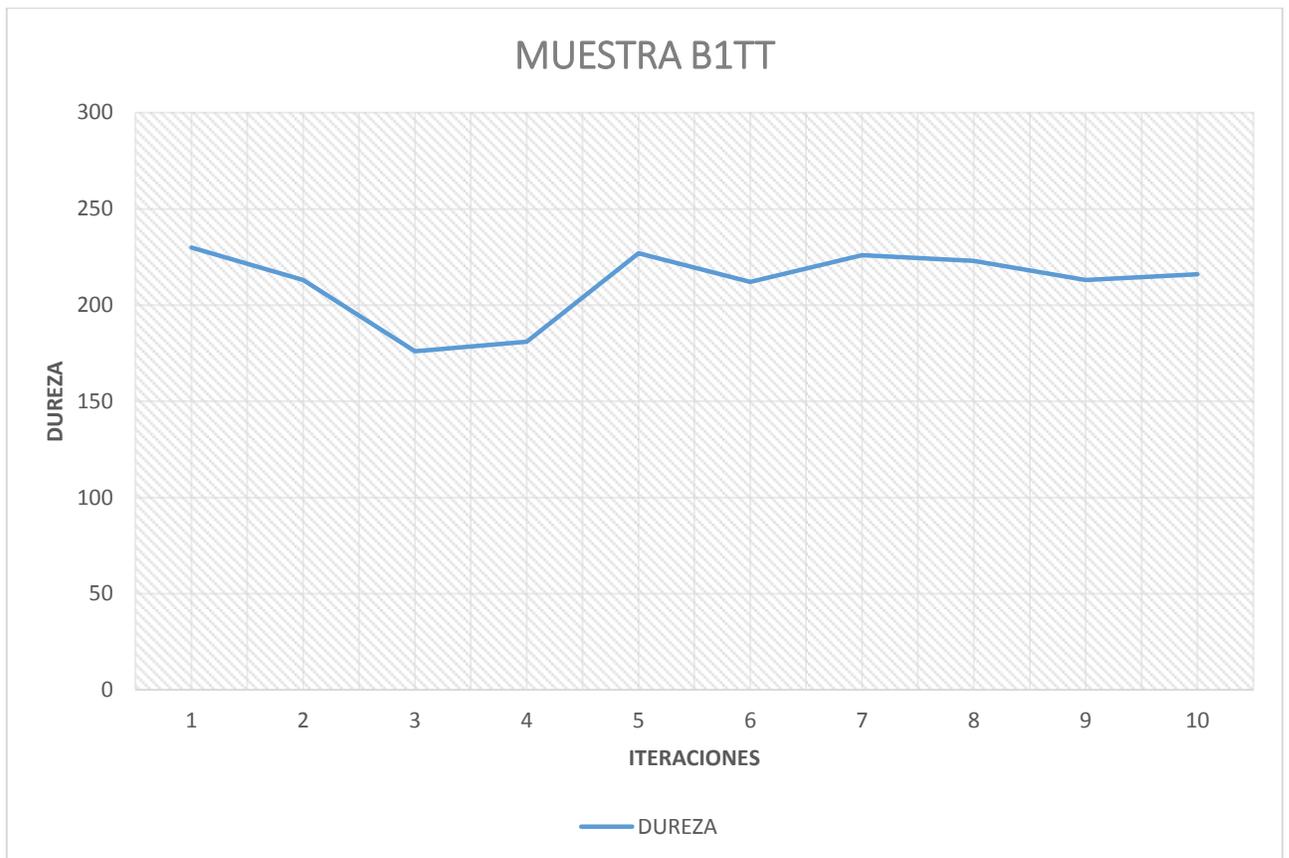
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	28.39	28.39	230	18.0
<b>2</b>	29.52	29.52	213	14.0
<b>3</b>	32.97	32.03	176	4.8
<b>4</b>	32.01	32.01	181	6.2
<b>5</b>	28.21	28.97	227	17.2
<b>6</b>	29.59	29.59	212	13.7
<b>7</b>	28.61	28.61	226	17.0
<b>8</b>	28.83	28.83	223	16.2
<b>9</b>	29.53	29.53	213	14.0
<b>10</b>	29.28	29.28	216	14.6

**Tabla B1TT.-** Microdureza promedio de la probeta B1TT a una temperatura de deformación a 900°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 212**

**Desviación Estándar: 18.68**

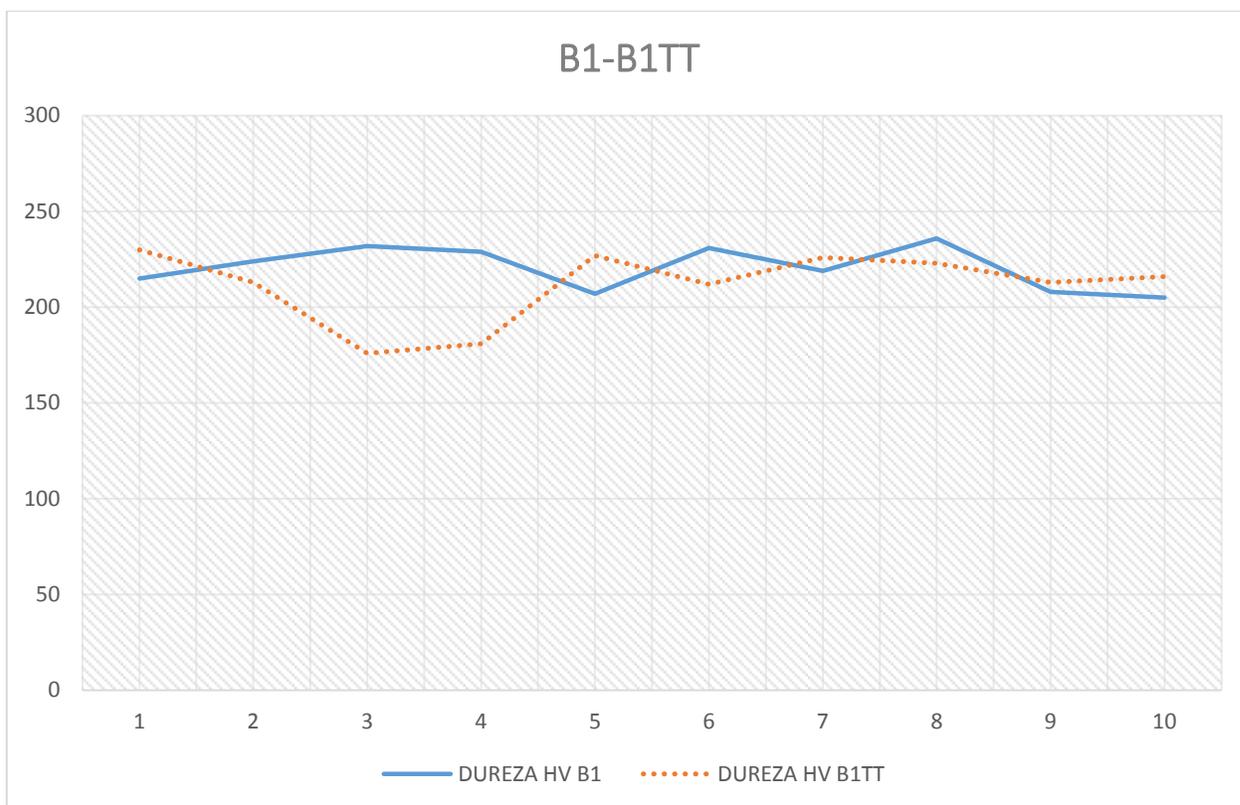
**Coefficiente de Variación: 8.82**



**Figura B1TT.-** Dureza Vickers de la muestra B1TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B1-B1TT



**Figura 28.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B1 y la muestra B1TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B2**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

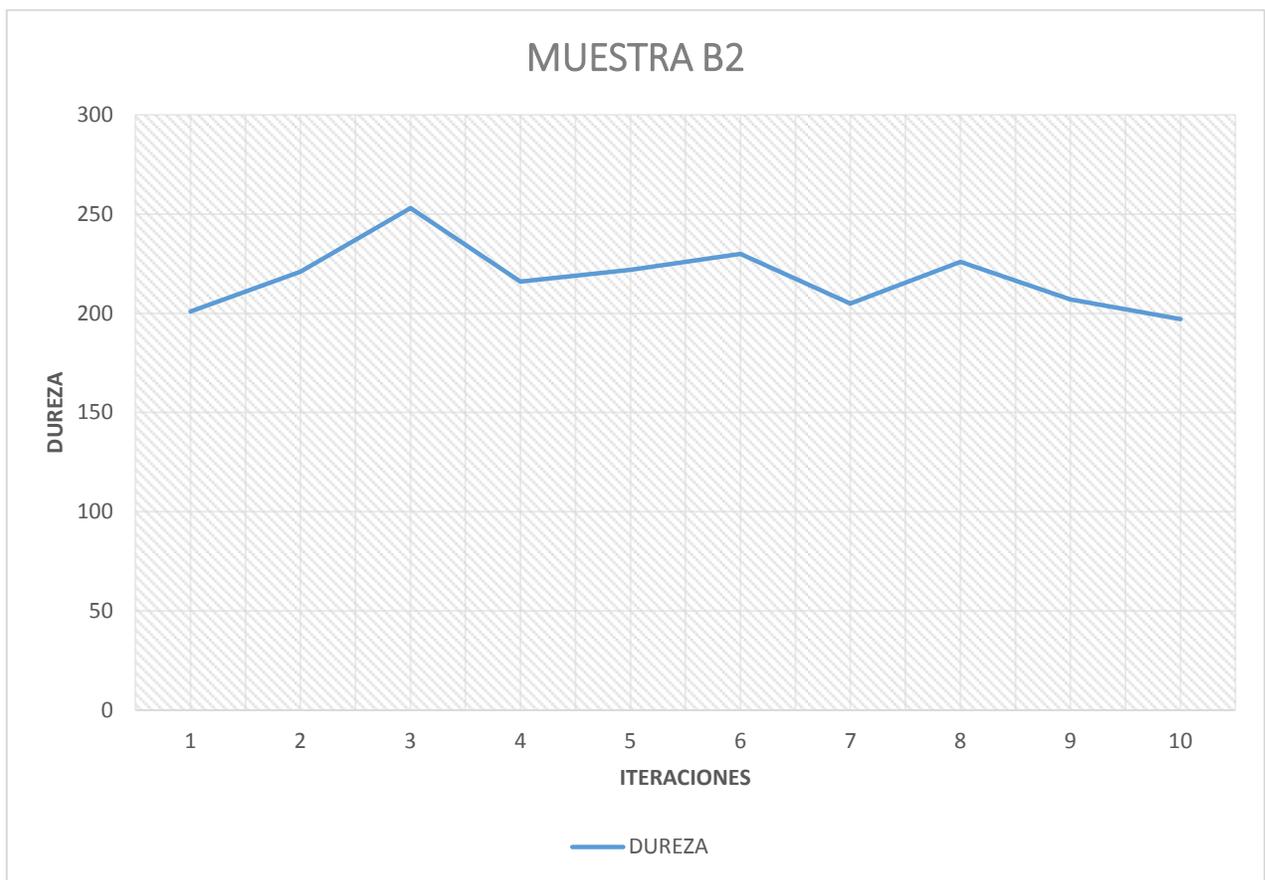
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.62	31.17	201	11.2
<b>2</b>	28.97	28.97	221	15.7
<b>3</b>	26.62	27.51	253	22.8
<b>4</b>	28.81	29.83	216	14.6
<b>5</b>	28.89	28.89	222	16.0
<b>6</b>	26.78	30.07	230	18.0
<b>7</b>	29.53	30.58	205	12.2
<b>8</b>	28.63	28.63	226	17.0
<b>9</b>	29.90	29.90	207	12.6
<b>10</b>	30.64	30.64	197	10.2

**Tabla B2.-** Microdureza promedio de la probeta B2 a una temperatura de deformación a 950°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 218**

**Desviación Estándar: 16.61**

**Coefficiente de Variación: 7.62**



**Figura B2.-** Dureza Vickers de la muestra B2 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B2TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

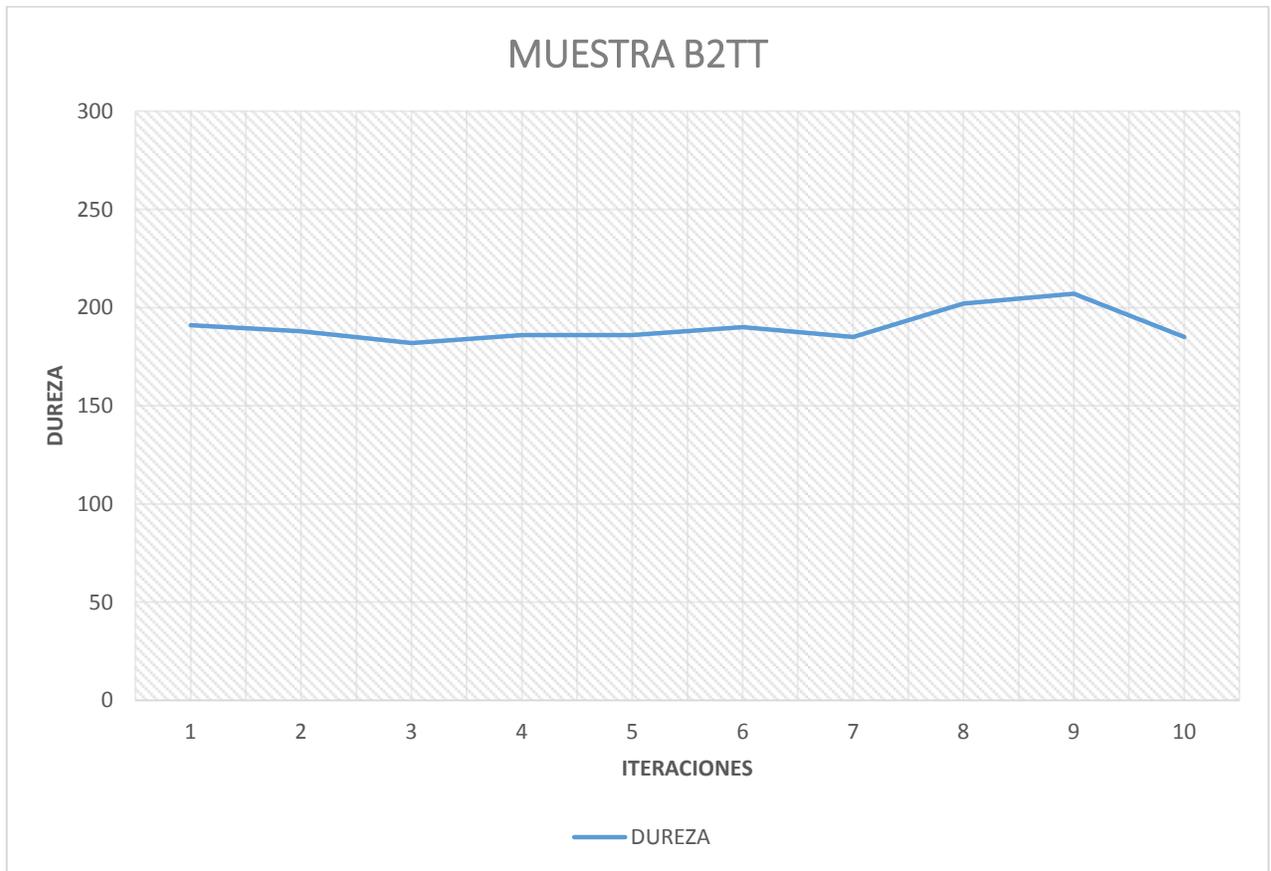
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	31.12	31.12	191	8.7
<b>2</b>	31.15	31.65	188	8.0
<b>3</b>	31.68	32.12	182	6.5
<b>4</b>	31.57	31.57	186	7.5
<b>5</b>	31.18	31.93	186	7.5
<b>6</b>	30.49	31.95	190	8.5
<b>7</b>	31.65	31.65	185	7.2
<b>8</b>	29.38	31.21	202	11.5
<b>9</b>	29.90	29.90	207	12.6
<b>10</b>	31.24	32.12	185	7.2

**Tabla B2TT.-** Microdureza promedio de la probeta B2TT a una temperatura de deformación a 950°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 190**

**Desviación Estándar: 8.05**

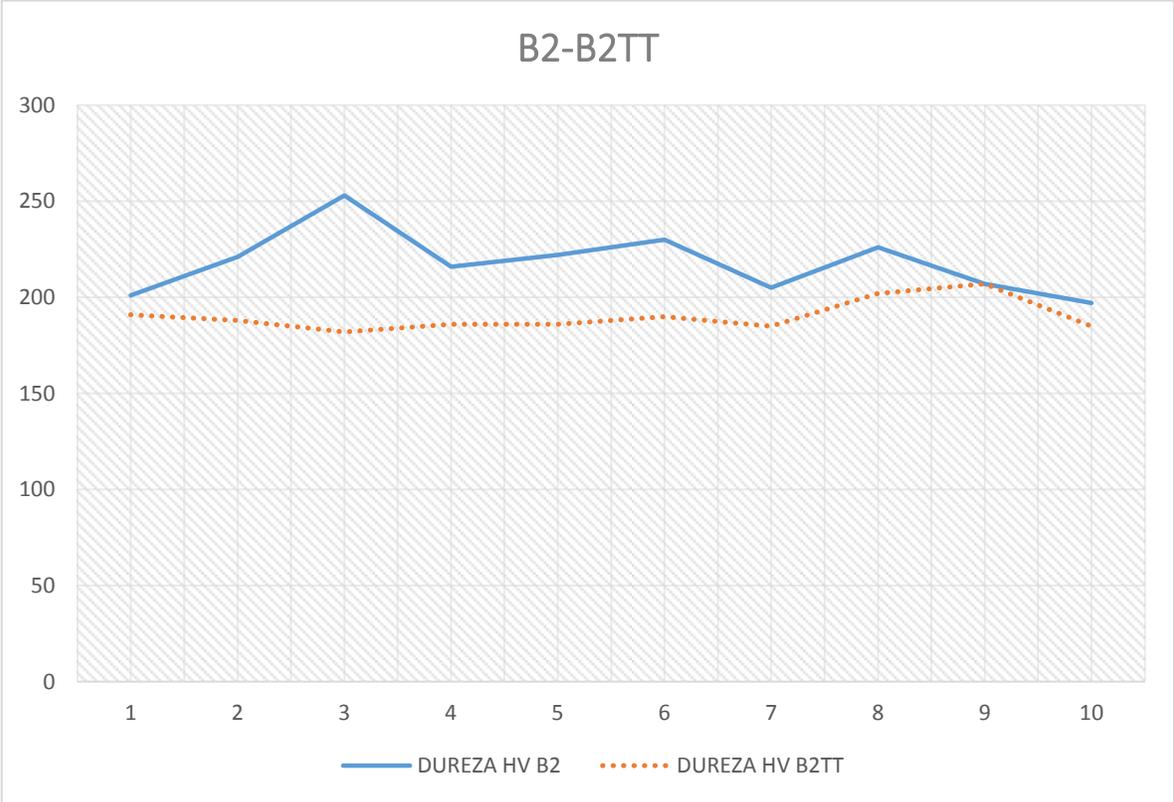
**Coefficiente de Variación: 4.23**



**Figura B2TT.-** Dureza Vickers de la muestra B2TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B2-B2TT**



**Figura 30.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B2 y la muestra B2TT

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B3**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

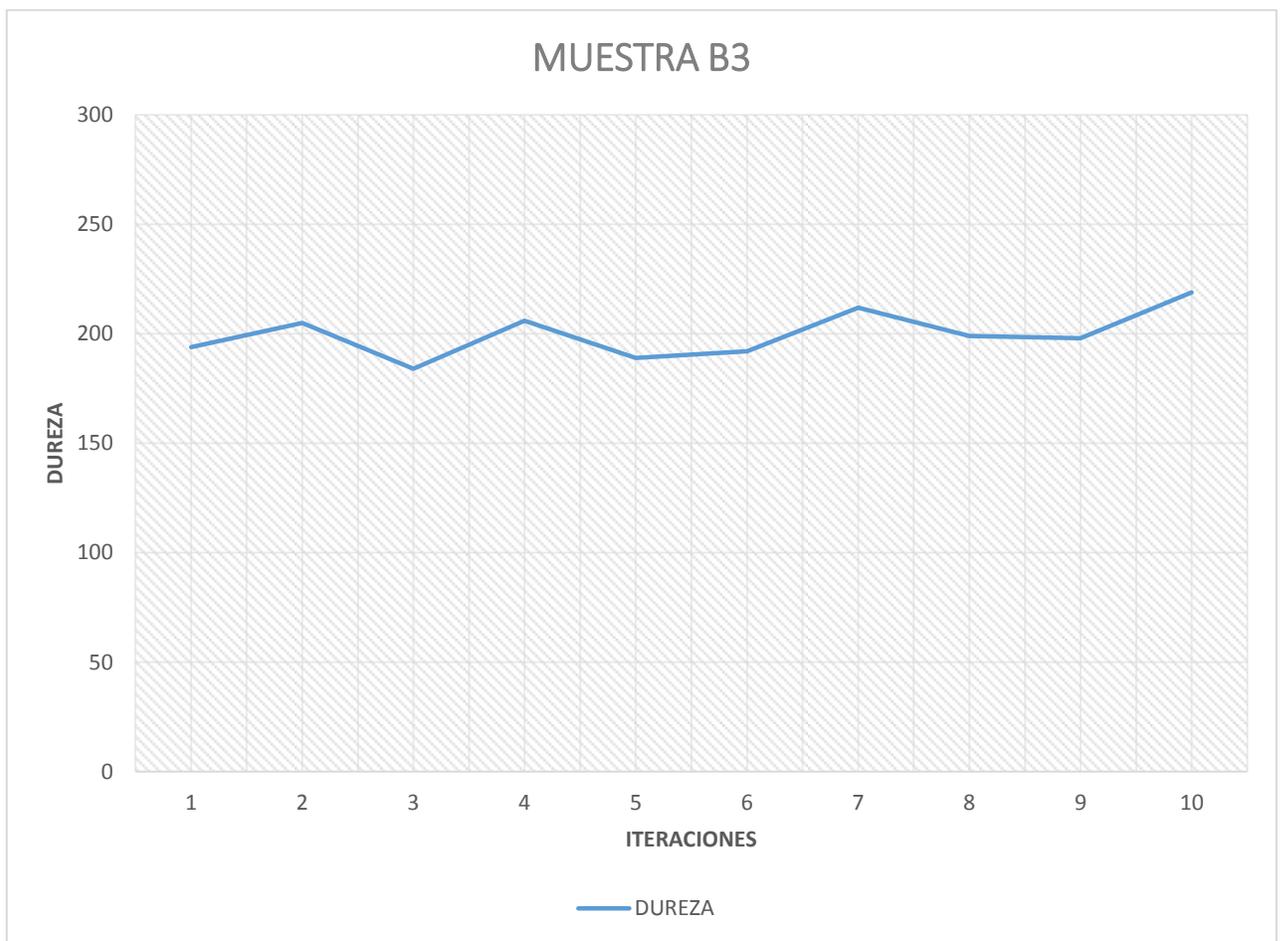
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.89	30.89	194	9.5
<b>2</b>	30.09	30.09	205	12.2
<b>3</b>	31.07	32.49	184	7.0
<b>4</b>	30.04	30.04	206	12.4
<b>5</b>	30.90	31.67	189	8.2
<b>6</b>	31.09	31.09	192	9.0
<b>7</b>	28.93	30.18	212	13.7
<b>8</b>	30.54	30.54	199	10.7
<b>9</b>	30.58	30.58	198	10.5
<b>10</b>	29.10	29.10	219	15.3

**Tabla B3.-** Microdureza promedio de la probeta B3 a una temperatura de deformación a 1000°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 200**

**Desviación Estándar: 10.79**

**Coefficiente de Variación: 5.40**



**Figura B3.-** Dureza Vickers de la muestra B3 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B3TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

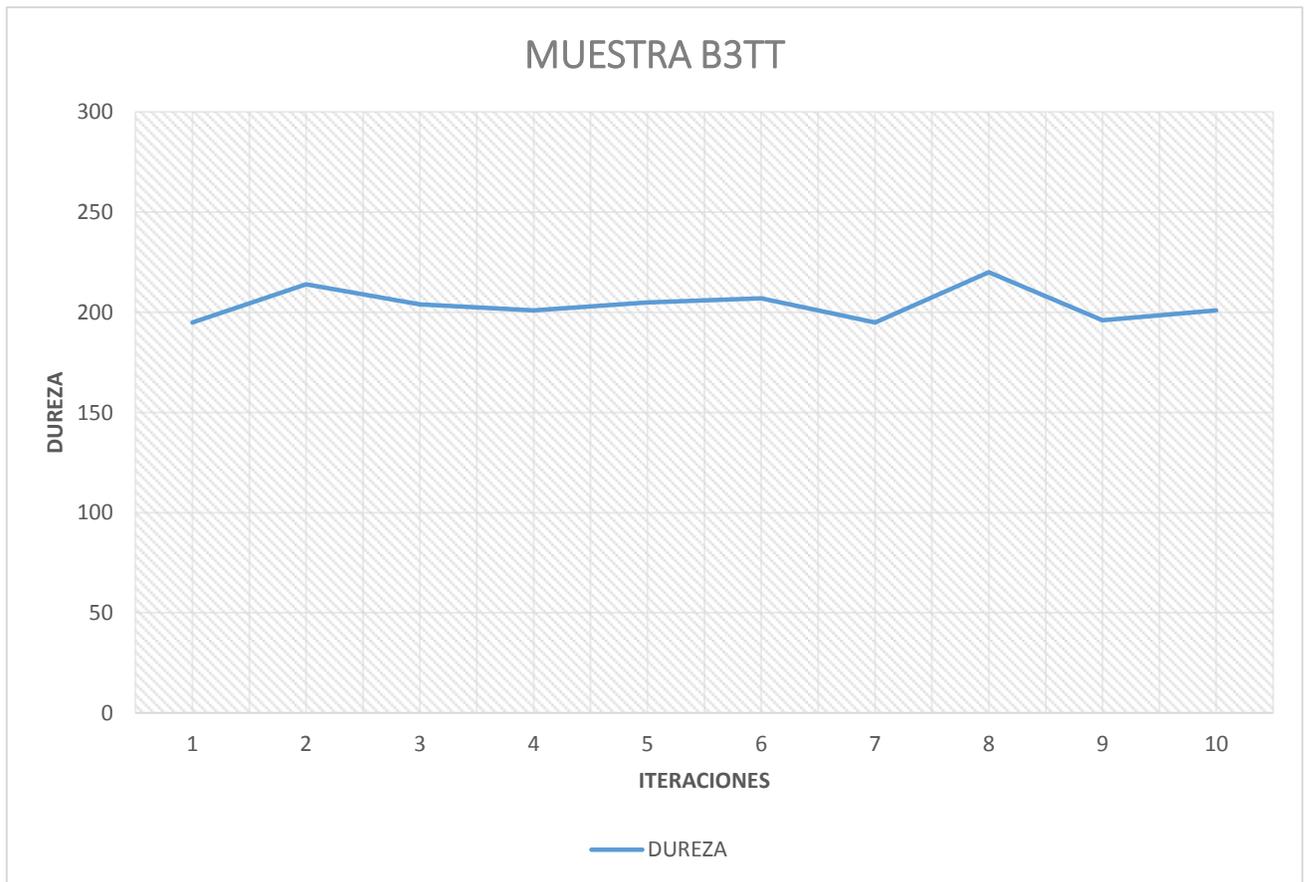
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.87	30.87	195	9.7
<b>2</b>	29.47	29.47	214	14.2
<b>3</b>	29.60	30.76	204	12.0
<b>4</b>	30.40	30.40	201	11.2
<b>5</b>	30.07	30.07	205	12.2
<b>6</b>	39.93	39.93	207	12.6
<b>7</b>	30.83	30.83	195	9.7
<b>8</b>	29.02	29.02	220	15.5
<b>9</b>	30.75	30.75	196	10.0
<b>10</b>	30.39	30.39	201	11.2

**Tabla B3TT.-** Microdureza promedio de la probeta B3TT a una temperatura de deformación a 1000°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 204**

**Desviación Estándar: 8.23**

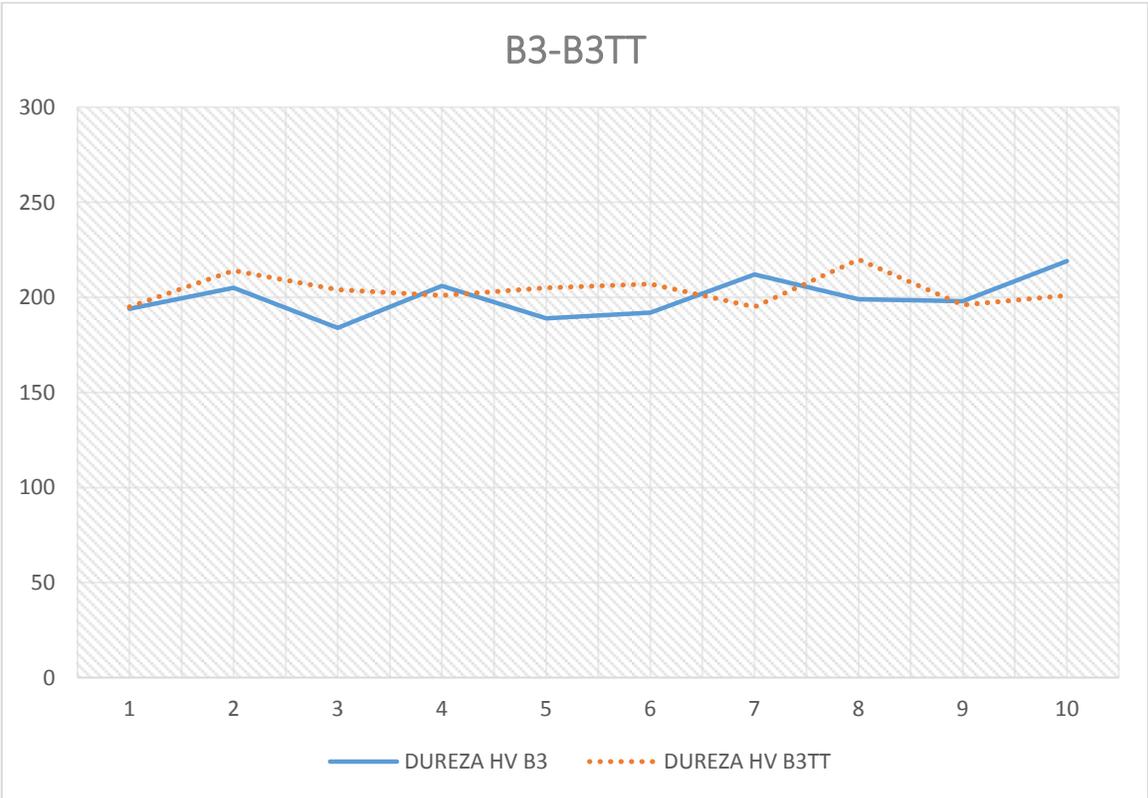
**Coefficiente de Variación: 4.04**



**Figura B3TT.-** Dureza Vickers de la muestra B3TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B3-B3TT**



**Figura 34.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B3 y la muestra B3TT

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B4**

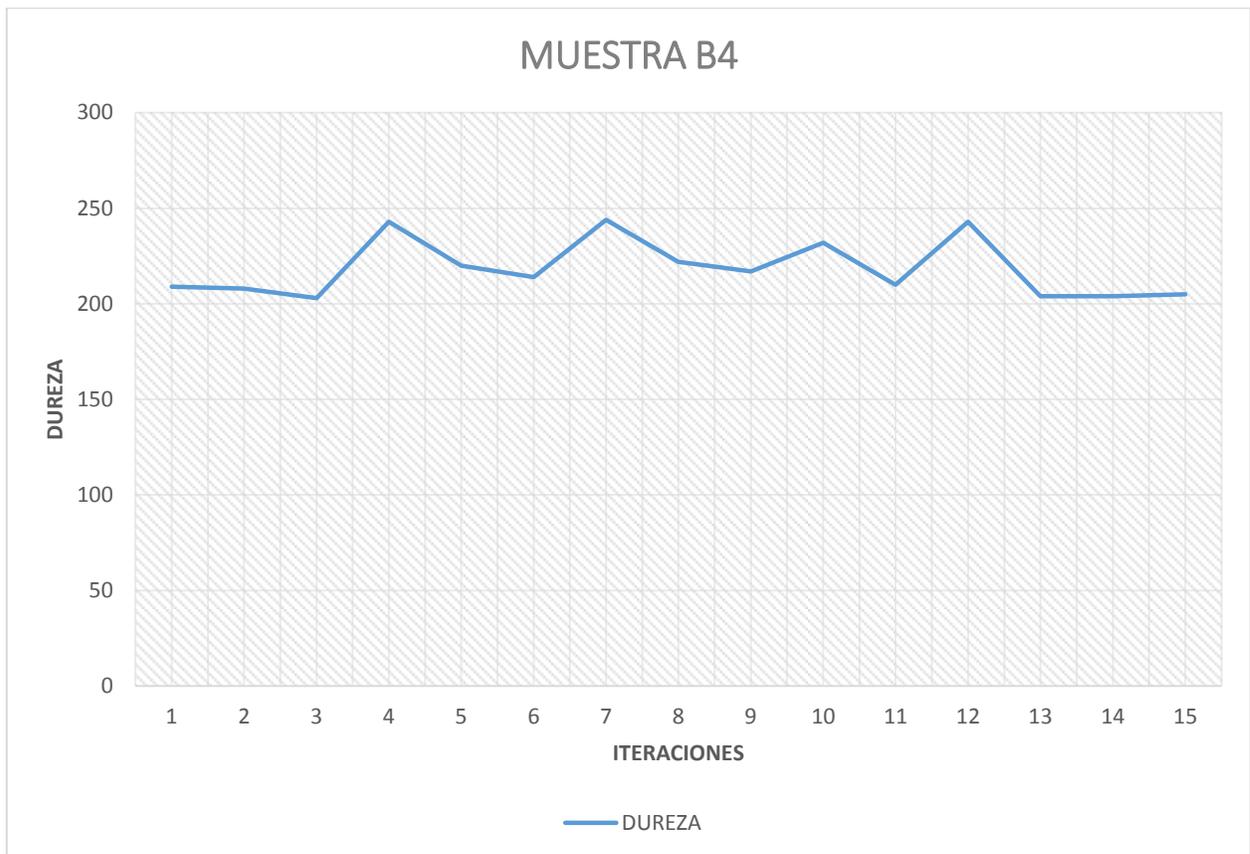
**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.80	29.80	209	13.1
<b>2</b>	29.83	29.83	208	12.8
<b>3</b>	30.20	30.20	203	11.7
<b>4</b>	27.61	27.61	243	21.0
<b>5</b>	29.00	29.00	220	15.5
<b>6</b>	29.44	29.44	214	14.2
<b>7</b>	27.58	27.58	244	21.2
<b>8</b>	28.89	28.89	222	16.0
<b>9</b>	29.25	29.25	217	14.8
<b>10</b>	28.27	28.27	232	18.5
<b>11</b>	29.74	29.74	210	13.3
<b>12</b>	27.59	27.59	243	21.0
<b>13</b>	30.18	30.18	204	12.0
<b>14</b>	30.16	30.16	204	12.0
<b>15</b>	30.04	30.04	205	12.2

**Tabla B4.-** Microdureza promedio de la probeta B4 a una temperatura de deformación a 1050°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 219**



**Figura B4.-** Dureza Vickers de la muestra B4 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B4TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

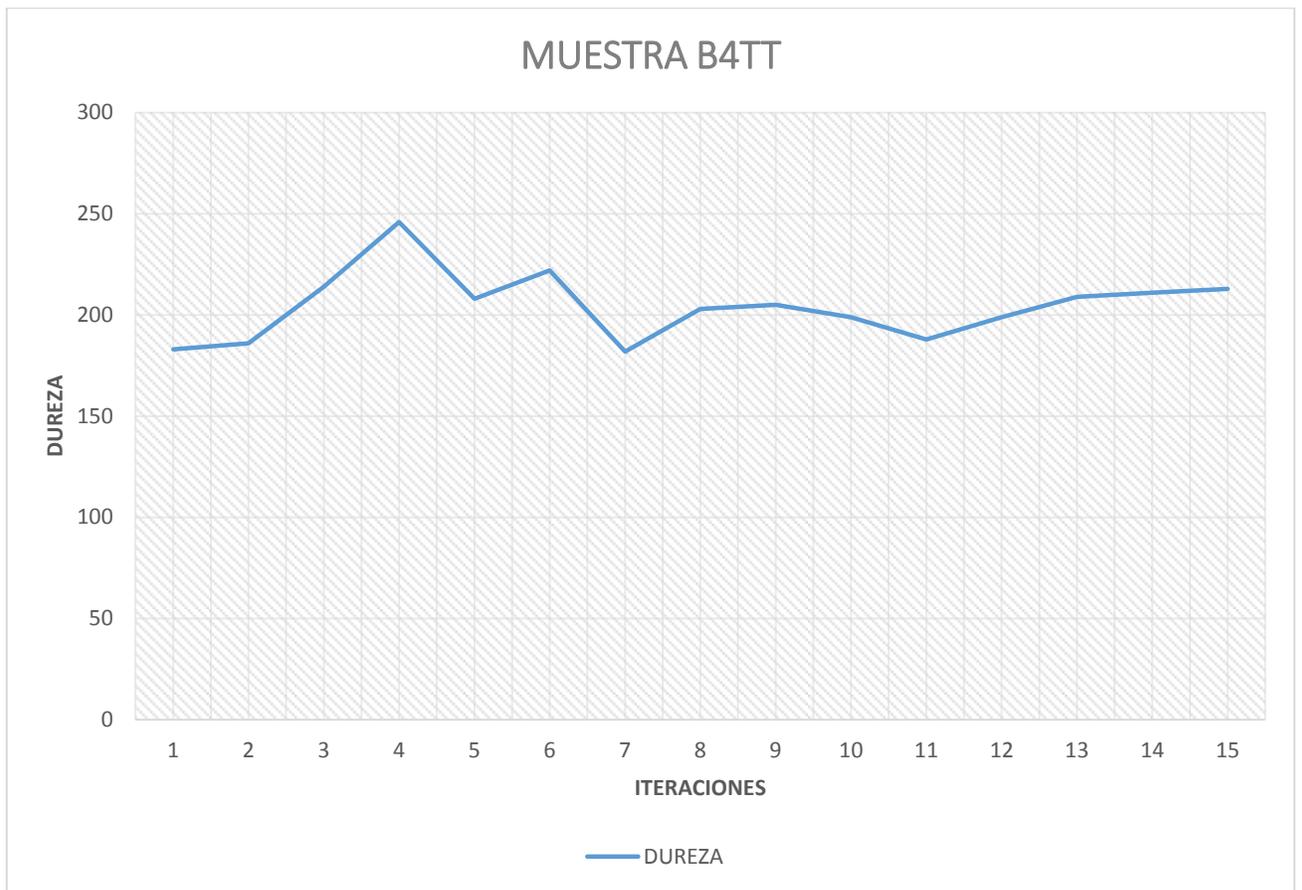
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	31.80	31.80	183	6.7
<b>2</b>	31.53	31.53	186	7.5
<b>3</b>	29.44	29.44	214	14.2
<b>4</b>	27.47	27.47	246	21.6
<b>5</b>	29.89	29.89	208	12.8
<b>6</b>	28.89	28.89	222	16.0
<b>7</b>	31.90	31.90	182	6.5
<b>8</b>	30.21	30.21	203	11.7
<b>9</b>	30.09	30.09	205	12.2
<b>10</b>	30.52	30.52	199	10.7
<b>11</b>	31.38	31.38	188	8.0
<b>12</b>	30.54	30.54	199	10.7
<b>13</b>	29.77	29.77	209	13.1
<b>14</b>	29.61	29.61	211	13.5
<b>15</b>	29.49	29.49	213	14.0

**Tabla B4TT.-** Microdureza promedio de la probeta B4TT a una temperatura de deformación a 1050°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 205**

**Desviación Estándar: 16.72**

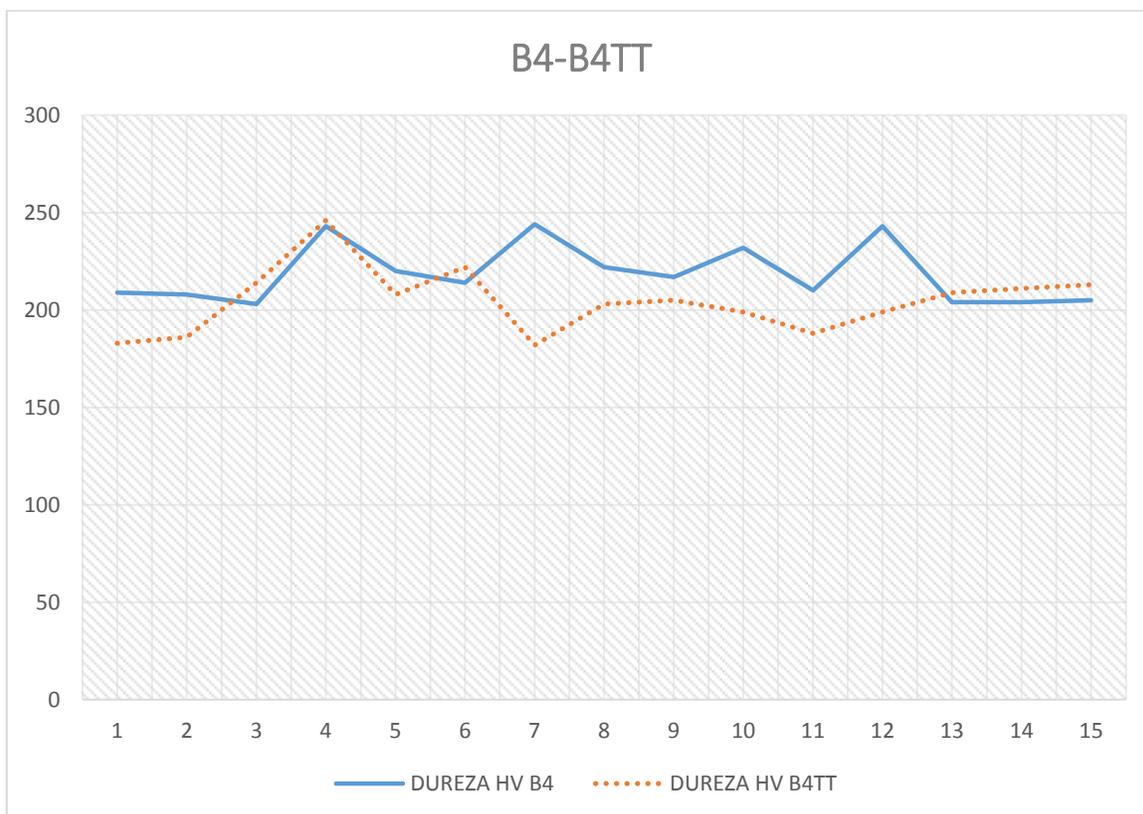
**Coefficiente de Variación: 8.17**



**Figura B4TT.-** Dureza Vickers de la muestra B4TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B4-B4TT



**Figura 39.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra B4 y la muestra B4TT

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B5**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

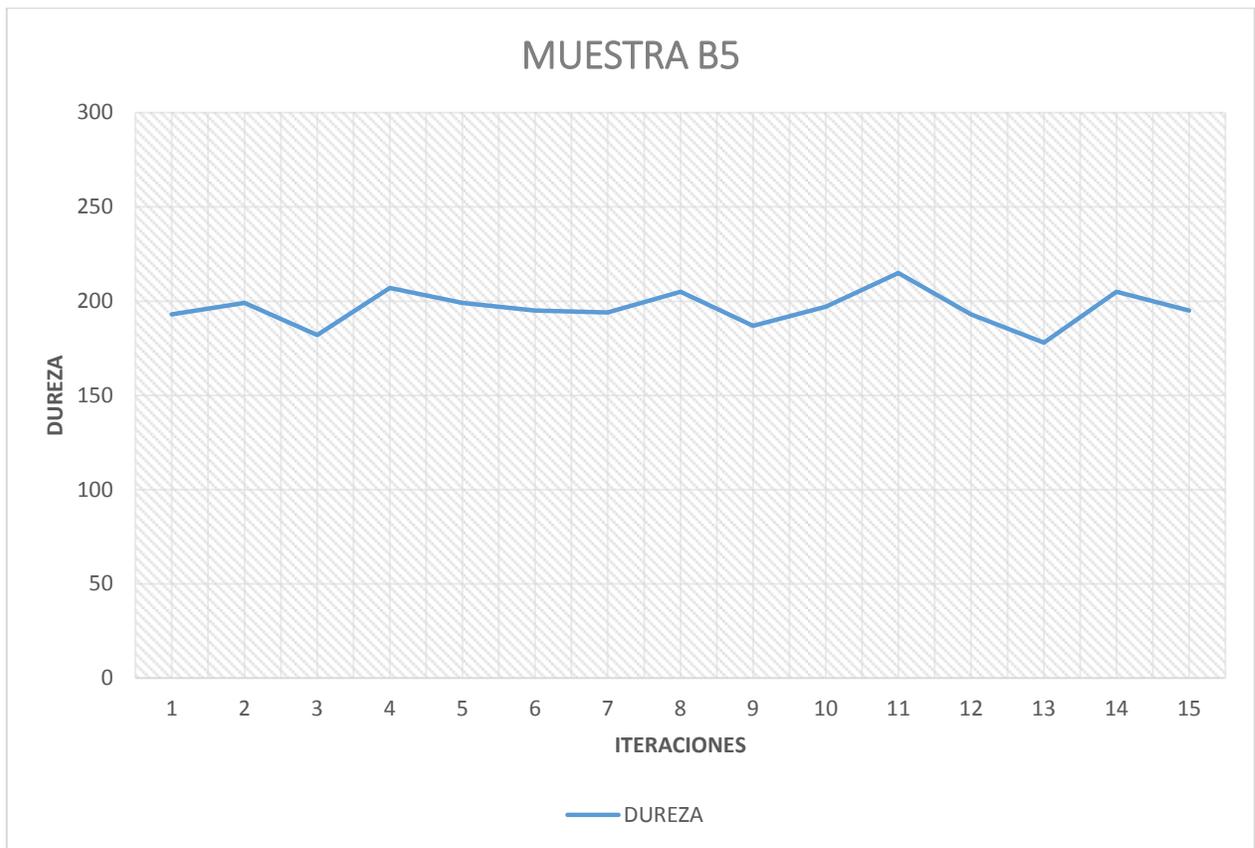
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.97	30.97	193	9.2
<b>2</b>	30.54	30.54	199	10.7
<b>3</b>	31.94	31.94	182	6.5
<b>4</b>	29.92	29.92	207	12.6
<b>5</b>	30.52	30.52	199	10.7
<b>6</b>	30.84	30.84	195	9.7
<b>7</b>	30.88	30.88	194	9.5
<b>8</b>	30.06	30.06	205	12.2
<b>9</b>	31.50	31.50	187	7.7
<b>10</b>	30.65	30.65	197	10.2
<b>11</b>	29.35	29.35	215	14.4
<b>12</b>	31.01	31.01	193	9.2
<b>13</b>	32.27	32.27	178	5.4
<b>14</b>	30.04	30.04	205	12.2
<b>15</b>	30.83	30.83	195	9.7

**Tabla B5.-** Microdureza promedio de la probeta B5 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 196**

**Desviación Estándar: 9.59**

**Coefficiente de Variación: 4.89**



**Figura B5.-** Dureza Vickers de la muestra B5 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B5TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

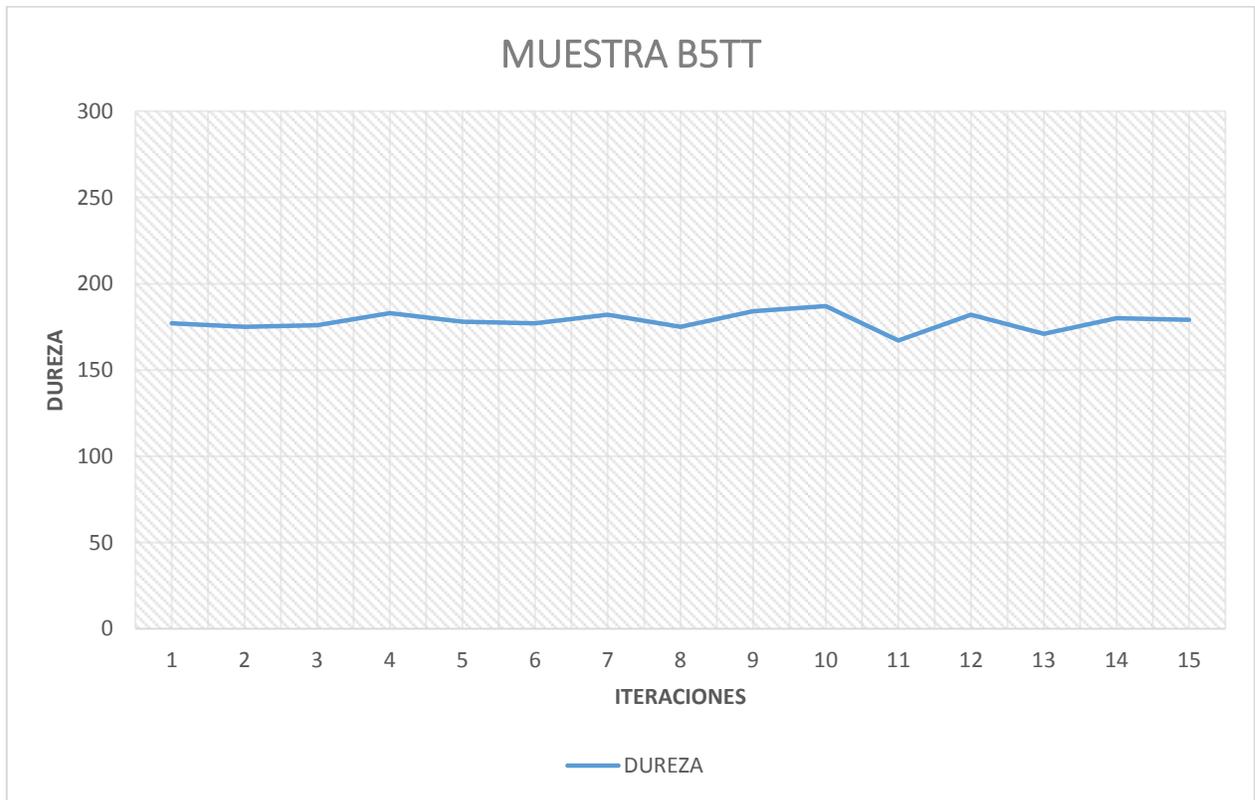
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	32.37	32.37	177	5.1
<b>2</b>	32.53	32.53	175	4.5
<b>3</b>	32.43	32.43	176	4.8
<b>4</b>	31.85	31.85	183	6.7
<b>5</b>	32.25	32.25	178	5.4
<b>6</b>	32.33	32.33	177	5.1
<b>7</b>	31.88	31.88	182	6.5
<b>8</b>	32.58	32.58	175	4.5
<b>9</b>	31.71	31.71	184	7.0
<b>10</b>	31.48	31.48	187	7.7
<b>11</b>	33.28	33.28	167	2.2
<b>12</b>	31.90	31.90	182	6.5
<b>13</b>	32.97	32.97	171	3.4
<b>14</b>	32.09	32.09	180	6.0
<b>15</b>	32.14	32.14	179	5.7

**Tabla B5TT.-** Microdureza promedio de la probeta B5TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 178**

**Desviación Estándar: 5.16**

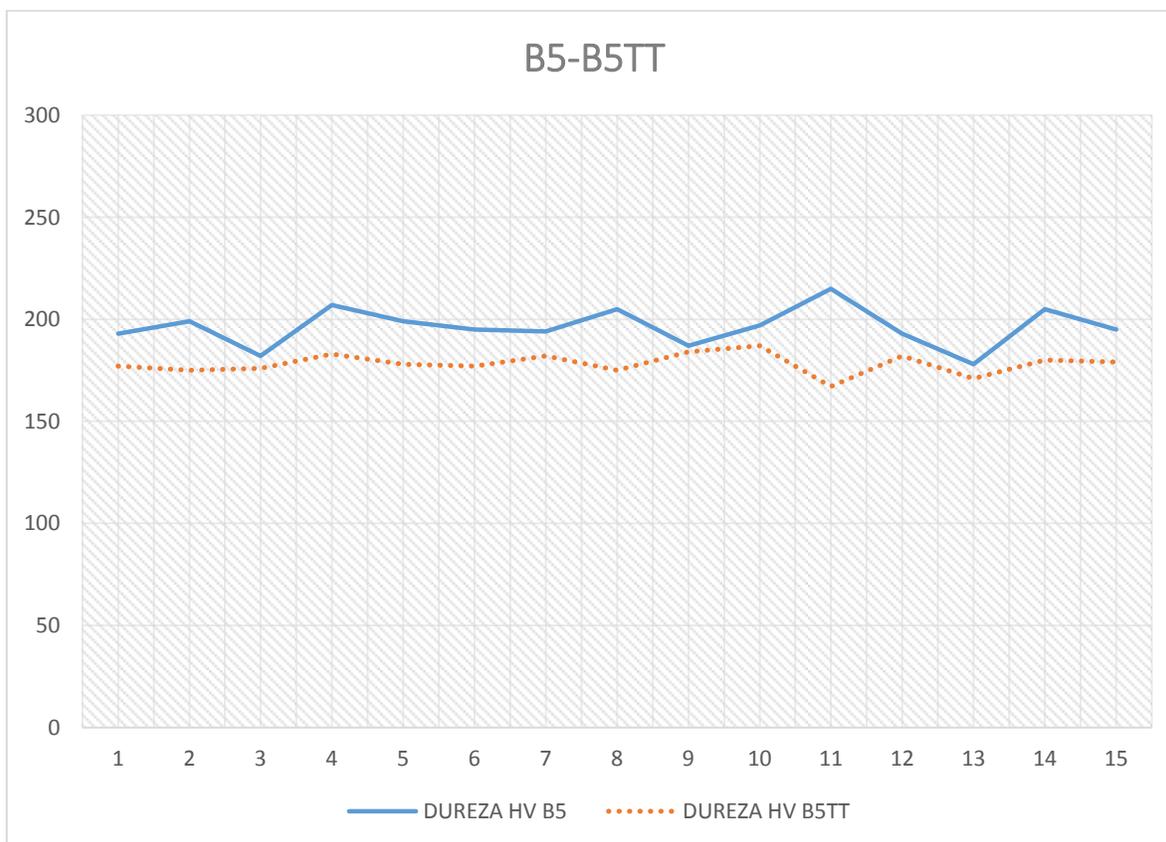
**Coficiente de Variación: 2.89**



**Figura B5TT.-** Dureza Vickers de la muestra B5TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B5-B5TT



**Figura B5-B5TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra B5 y la muestra B5TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B6**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

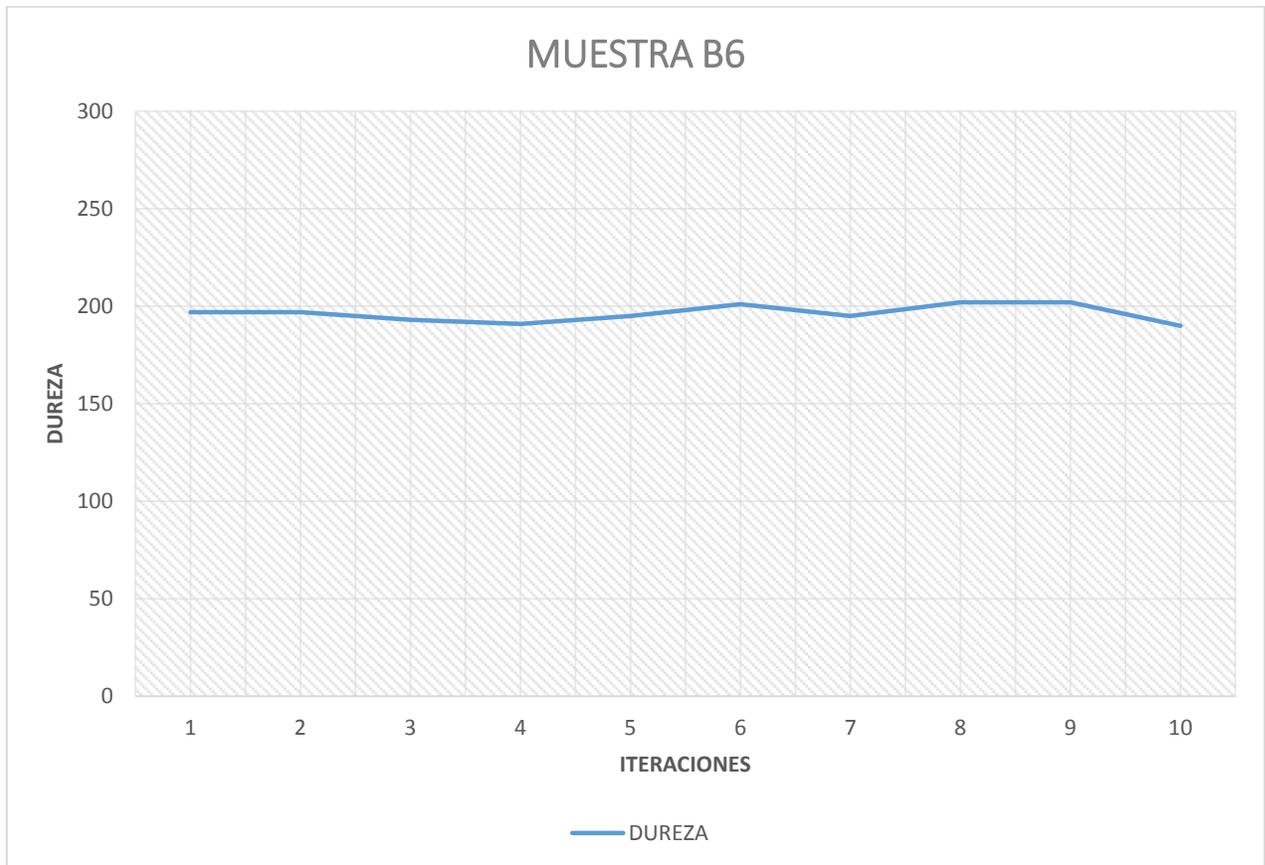
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.69	30.69	197	10.2
<b>2</b>	30.67	30.67	197	10.2
<b>3</b>	30.99	30.99	193	9.2
<b>4</b>	31.13	31.13	191	8.7
<b>5</b>	30.80	30.80	195	9.7
<b>6</b>	30.38	30.38	201	11.2
<b>7</b>	30.80	30.80	195	9.7
<b>8</b>	30.32	30.32	202	11.5
<b>9</b>	30.27	30.27	202	11.5
<b>10</b>	31.26	31.26	190	8.5

**Tabla B6.-** Microdureza promedio de la probeta B6 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 196**

**Desviación Estándar: 4.35**

**Coefficiente de Variación: 2.21**



**Figura B6.-** Dureza Vickers de la muestra B6 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B6TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

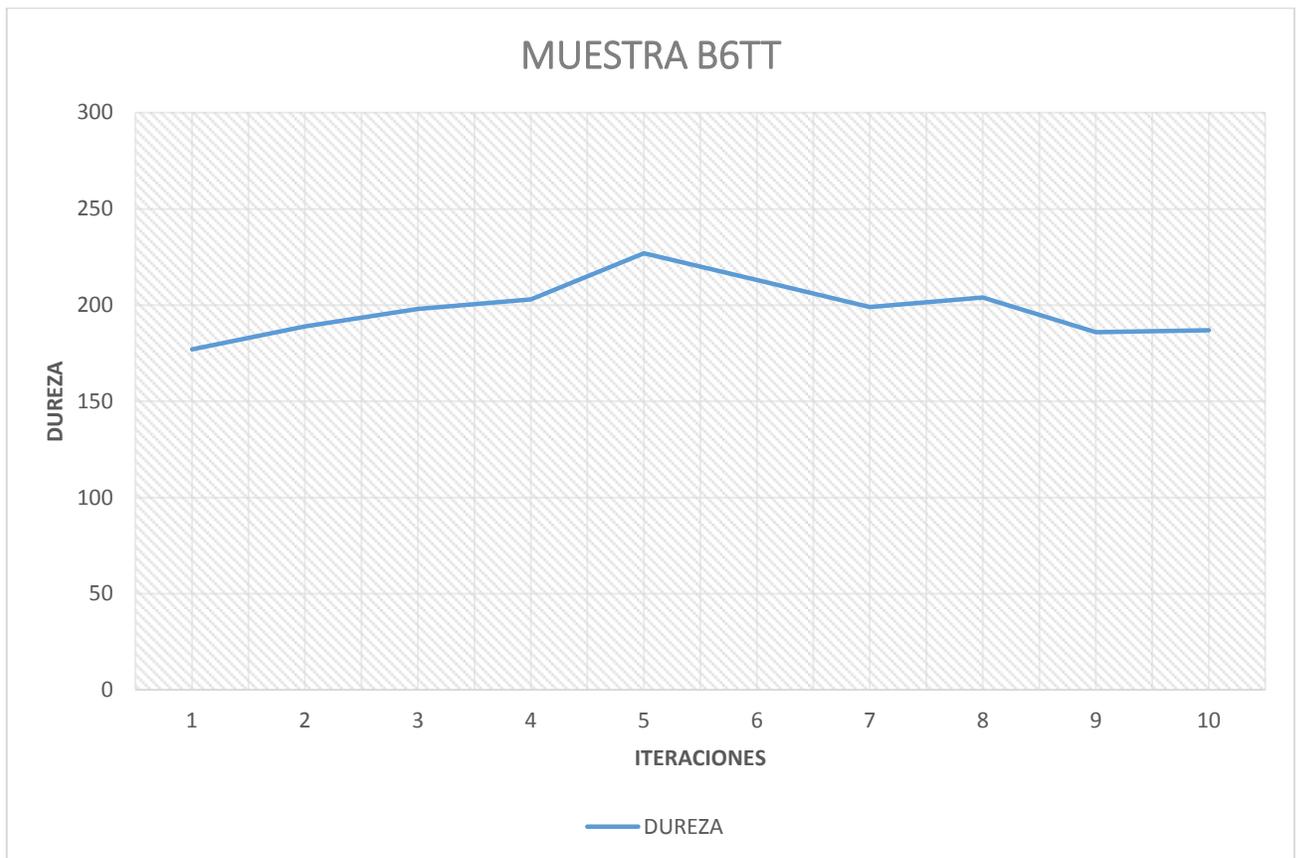
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	32.32	32.32	177	5.1
<b>2</b>	31.32	31.32	189	8.2
<b>3</b>	30.62	30.62	198	10.5
<b>4</b>	30.24	30.24	203	11.7
<b>5</b>	28.59	28.59	227	17.2
<b>6</b>	29.49	29.49	213	14.0
<b>7</b>	30.54	30.54	199	10.7
<b>8</b>	30.18	30.18	204	12.0
<b>9</b>	31.61	31.61	186	7.5
<b>10</b>	31.49	31.49	187	7.7

**Tabla B6TT.-** Microdureza promedio de la probeta B6TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 198**

**Desviación Estándar: 14.58**

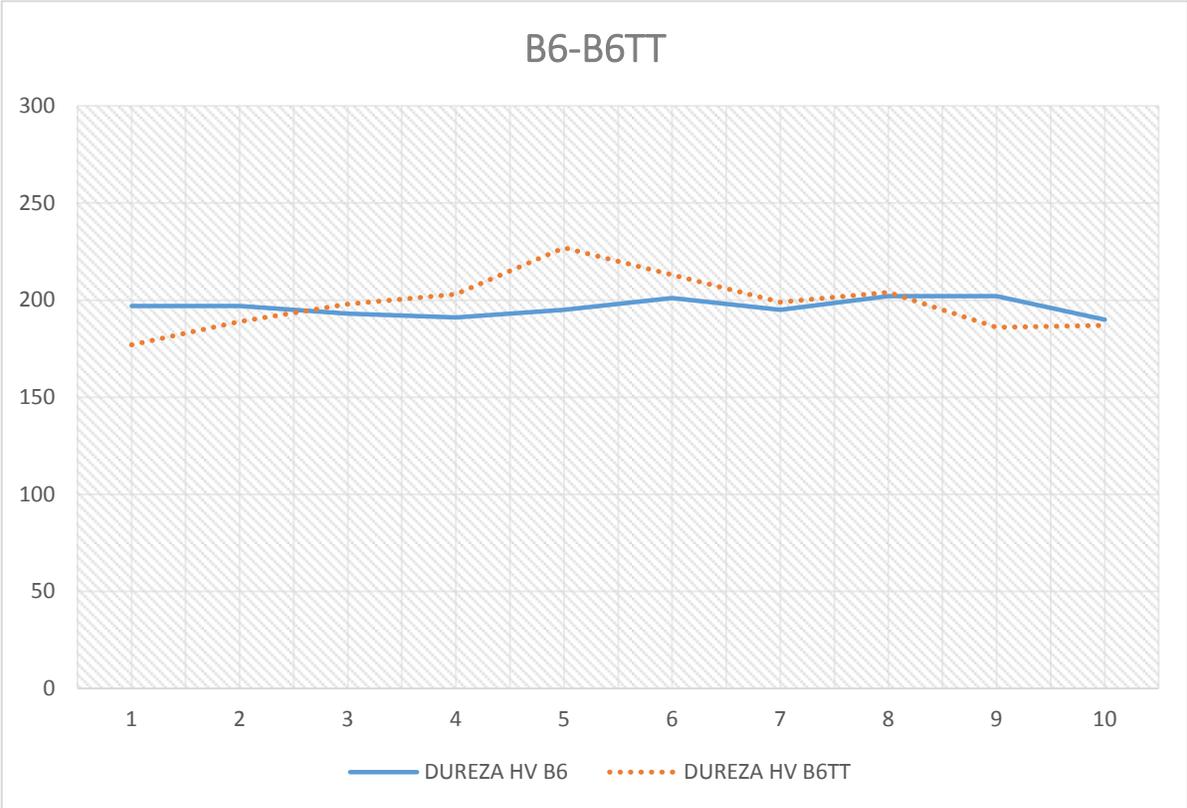
**Coficiente de Variación: 7.35**



**Figura B6TT.-** Dureza Vickers de la muestra B6TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B6-B6TT**



**Figura B6-B6TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra B6 y la muestra B6TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B7**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

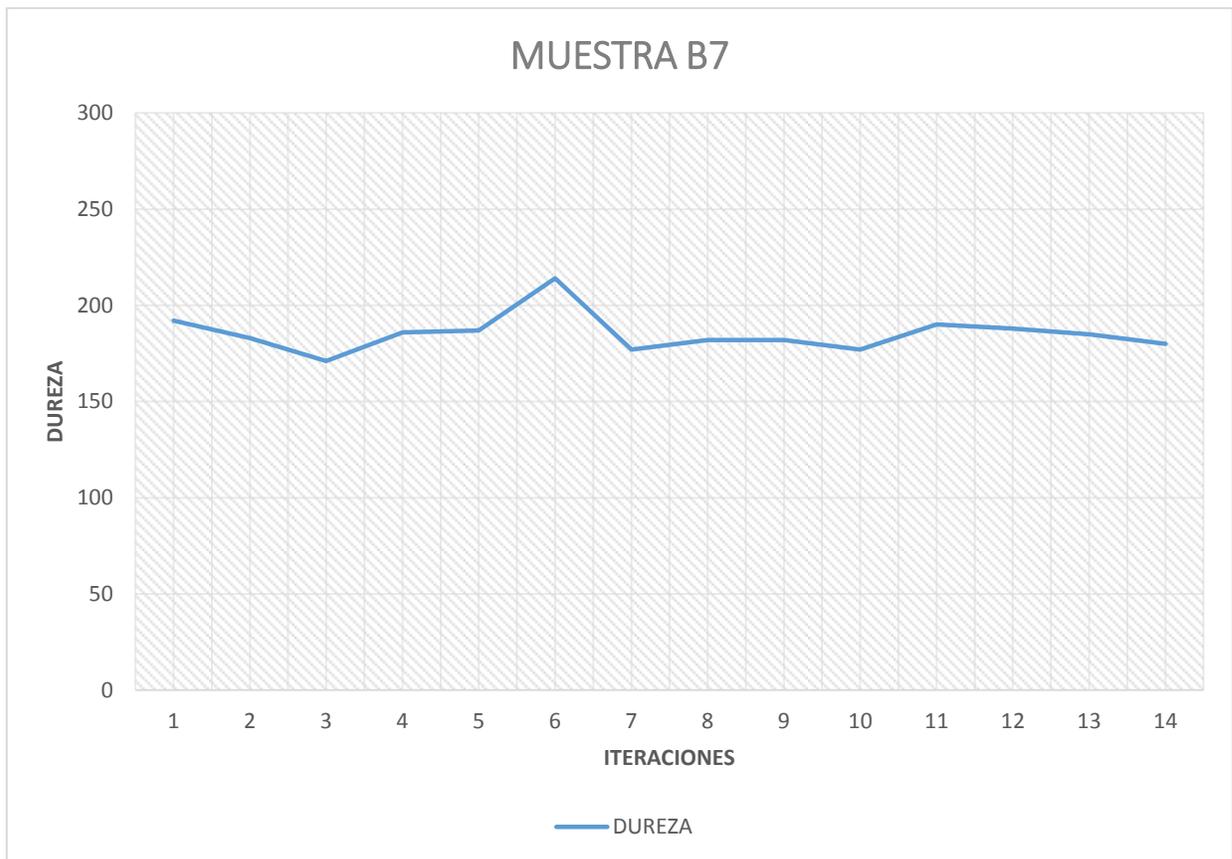
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	31.11	31.11	192	9.0
<b>2</b>	31.87	31.87	183	6.7
<b>3</b>	32.95	32.95	171	3.4
<b>4</b>	31.61	31.61	186	7.5
<b>5</b>	31.46	31.46	187	7.7
<b>6</b>	29.44	29.44	214	14.2
<b>7</b>	32.40	32.40	177	5.1
<b>8</b>	31.94	31.94	182	6.5
<b>9</b>	31.95	31.95	182	6.5
<b>10</b>	32.41	32.41	177	5.1
<b>11</b>	31.23	31.23	190	8.5
<b>12</b>	31.44	31.44	188	8.0
<b>13</b>	31.67	31.67	185	7.2
<b>14</b>	32.12	32.12	180	6.0

**Tabla B7.-** Microdureza promedio de la probeta B7 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 185**

**Desviación Estándar: 10**

**Coefficiente de Variación: 5.39**



**Figura B7.- Dureza Vickers de la muestra B7 sometido a una carga de 980.7 mN.**

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: B7TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

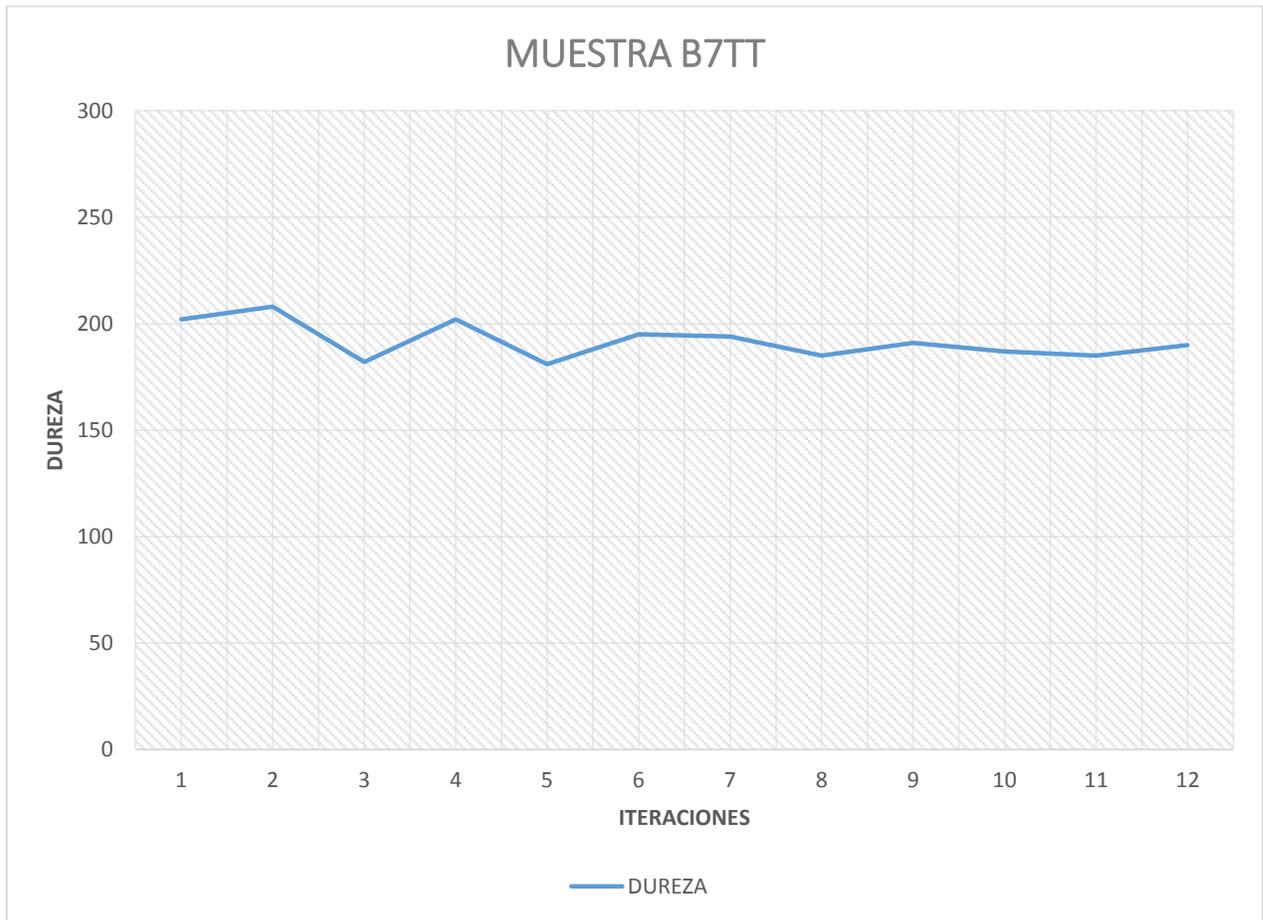
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.30	30.30	202	11.5
<b>2</b>	29.89	29.89	208	12.8
<b>3</b>	31.95	31.95	182	6.5
<b>4</b>	30.32	30.32	202	11.5
<b>5</b>	31.96	31.96	181	6.2
<b>6</b>	30.87	30.87	195	9.7
<b>7</b>	30.94	30.94	194	9.5
<b>8</b>	31.63	31.63	185	7.2
<b>9</b>	31.17	31.17	191	8.7
<b>10</b>	31.48	31.48	187	7.7
<b>11</b>	31.63	31.63	185	7.2
<b>12</b>	31.21	31.21	190	8.5

**Tabla B7TT.-** Microdureza promedio de la probeta B7TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 192**

**Desviación Estándar: 8.62**

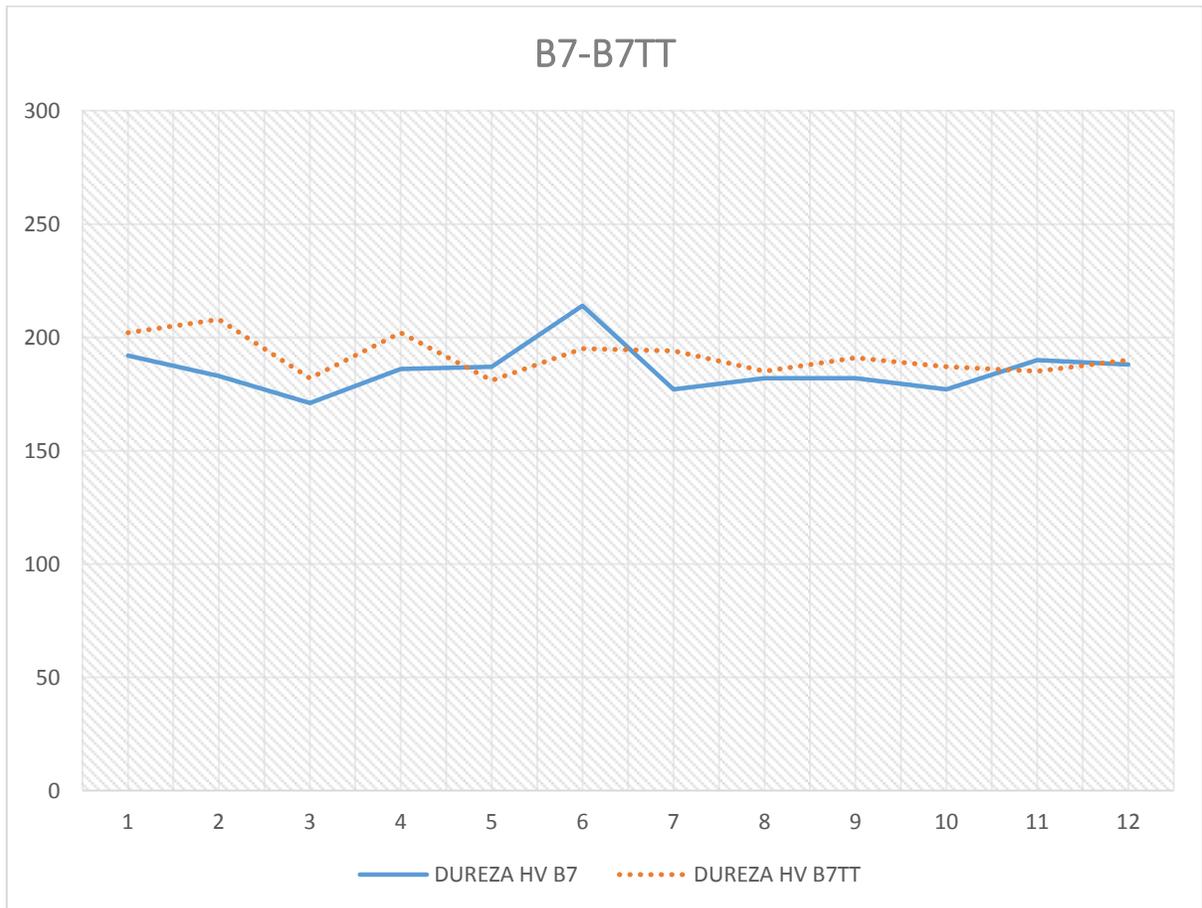
**Coefficiente de Variación: 4.49**



**Figura B7TT.-** Dureza Vickers de la muestra B7TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS B7-B7TT



**Figura B7-B7TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra B7 y la muestra B7TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

# APÉNDICE C

A continuación se presenta toda la información de las probetas desarrolladas las cuales se obtuvo la microdureza promedio, las cuales algunas cuentan sin tratamiento térmico, mientras otras se les aplicó un tratamiento térmico a una temperatura determinada. En este **Apéndice C**, se encuentra la información de las probetas C1, C1TT, sucesivamente hasta las probetas C7 a la C7TT.

**MUESTRA: C1**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

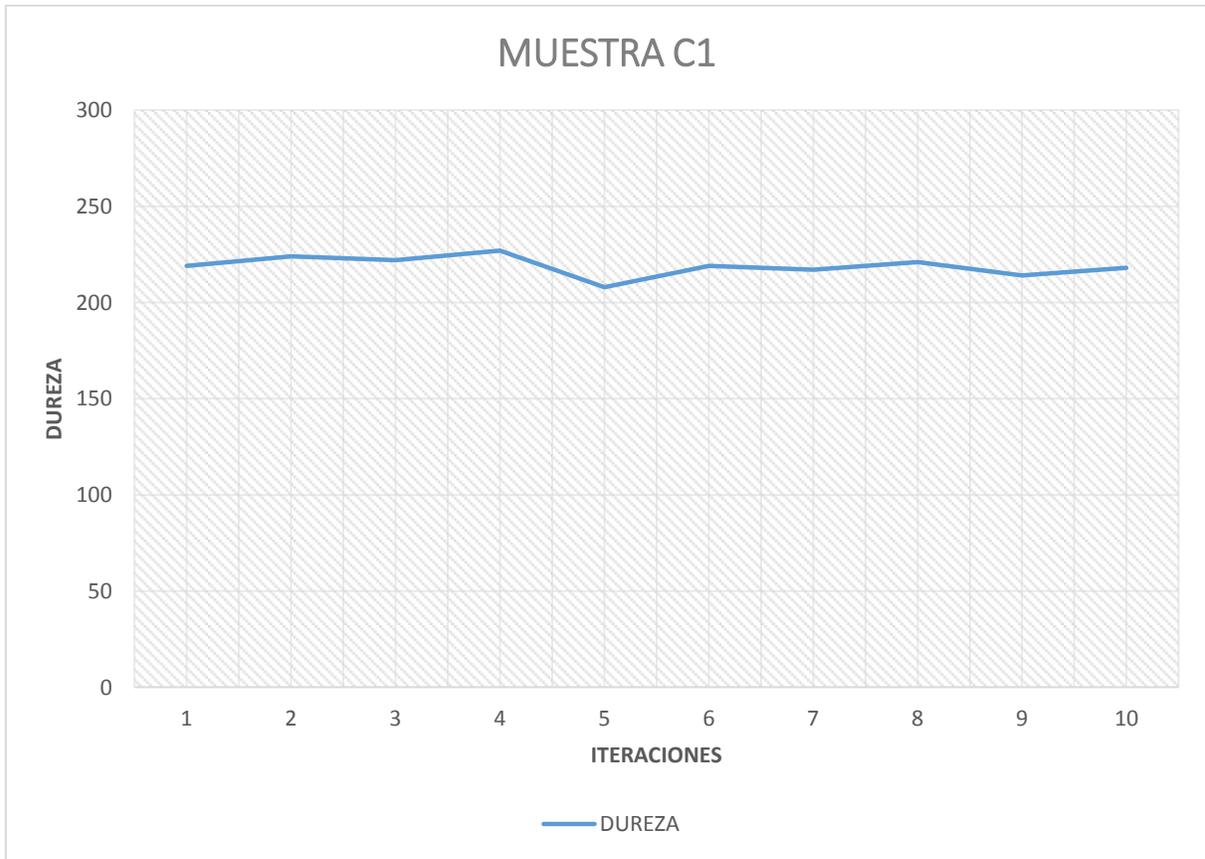
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.12	29.12	219	15.3
<b>2</b>	28.75	28.75	224	16.5
<b>3</b>	28.89	28.89	222	16.0
<b>4</b>	28.56	28.56	227	17.2
<b>5</b>	29.85	29.85	208	12.8
<b>6</b>	29.06	29.06	219	15.3
<b>7</b>	29.22	29.22	217	14.8
<b>8</b>	28.99	28.99	221	15.7
<b>9</b>	29.41	29.41	214	14.2
<b>10</b>	29.15	29.15	218	15.1

**Tabla C1.-** Microdureza promedio de la probeta C1 a una temperatura de deformación a 900°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 219 HV**

**Desviación Estándar: 5.30**

**Coefficiente de Variación: 2.42**



**Figura C1.-** Dureza Vickers de la muestra C1 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C1TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

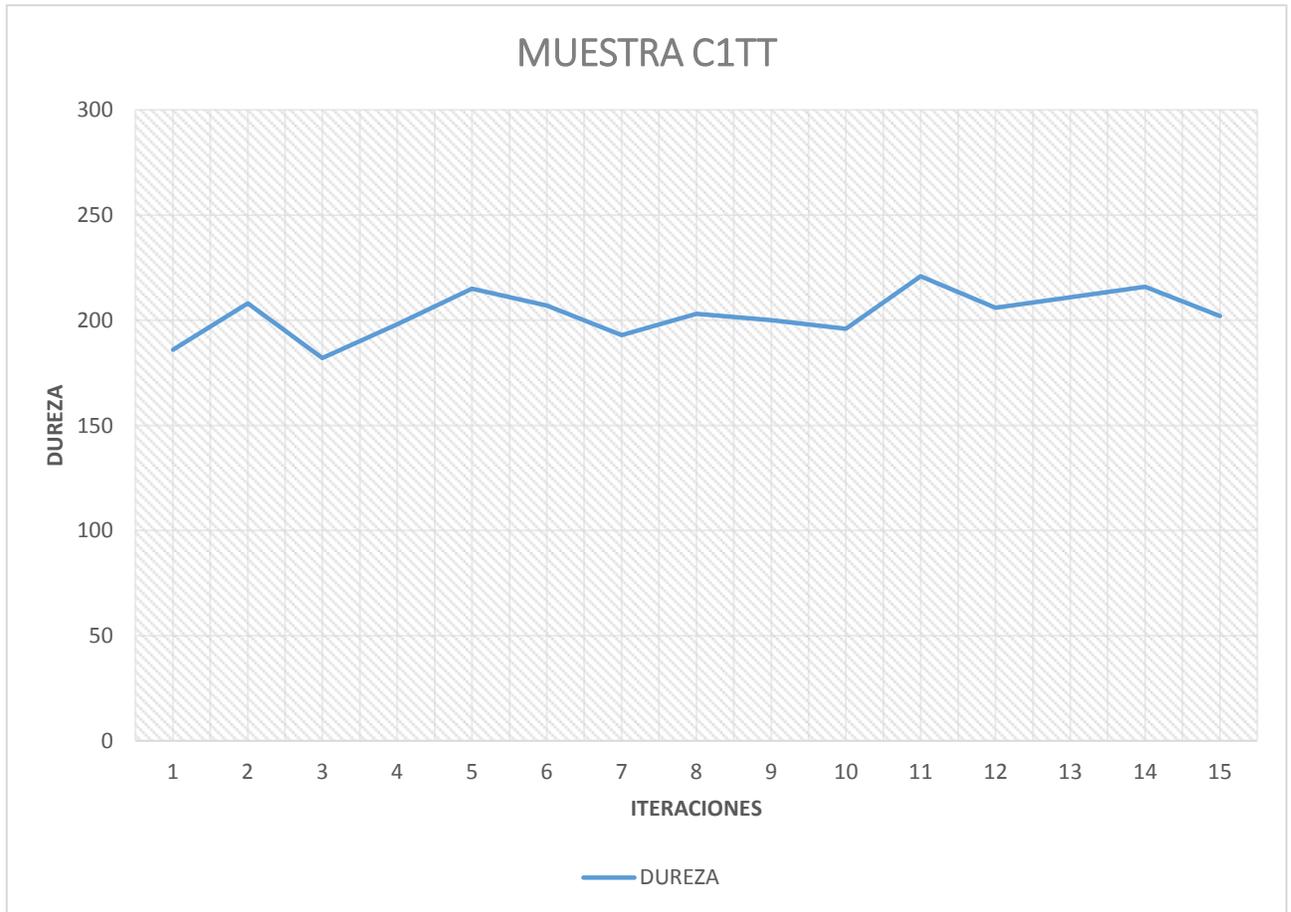
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	31.57	31.57	186	7.5
<b>2</b>	29.83	29.83	208	12.8
<b>3</b>	31.93	31.93	182	6.5
<b>4</b>	30.59	30.59	198	10.5
<b>5</b>	29.36	29.36	215	14.4
<b>6</b>	29.96	29.96	207	12.6
<b>7</b>	31.02	31.02	193	9.2
<b>8</b>	30.19	30.19	203	11.7
<b>9</b>	30.46	30.46	200	11.0
<b>10</b>	30.73	30.73	196	10.0
<b>11</b>	28.97	28.97	221	15.7
<b>12</b>	30.00	30.00	206	12.4
<b>13</b>	29.64	29.64	211	13.5
<b>14</b>	29.27	29.27	216	14.6
<b>15</b>	30.27	30.27	202	11.5

**Tabla C1TT.-** Microdureza promedio de la probeta C1TT a una temperatura de deformación a 900°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 206**

**Desviación Estándar: 8.66**

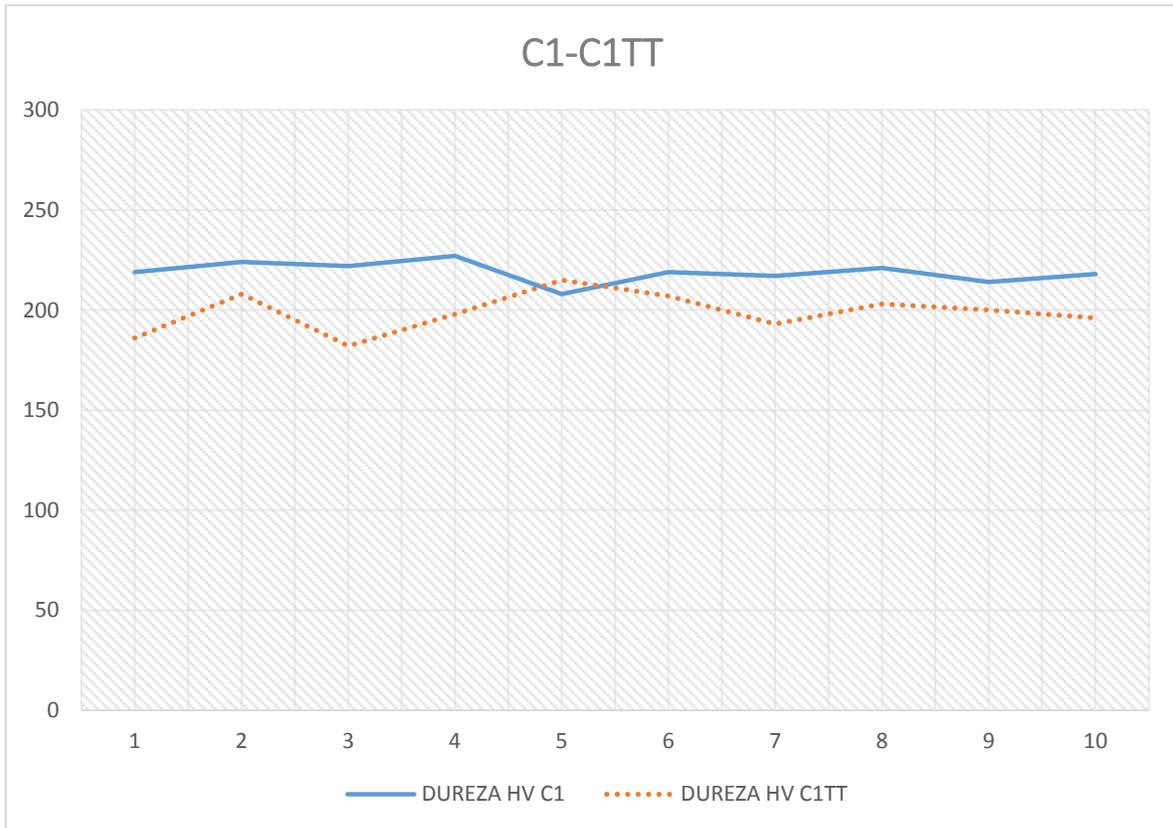
**Coefficiente de Variación: 4.21**



**Figura C1TT.-** Dureza Vickers de la muestra C1TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C1-C1TT



**Figura C1-C1TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra C1 y la muestra C1TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C2**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

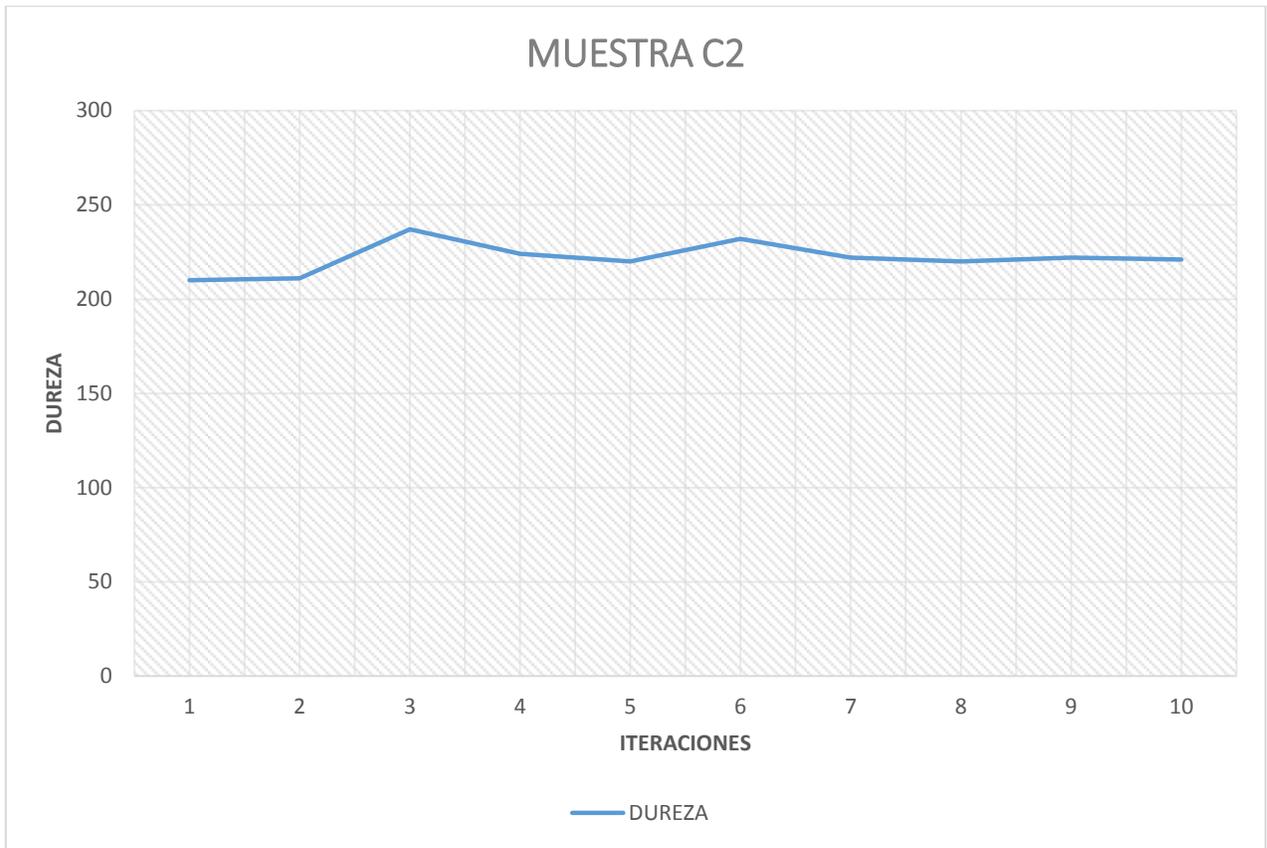
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.72	29.72	210	13.3
<b>2</b>	29.64	29.64	211	13.5
<b>3</b>	27.96	27.96	237	19.7
<b>4</b>	28.79	28.79	224	16.5
<b>5</b>	29.03	29.03	220	15.5
<b>6</b>	28.28	28.28	232	18.5
<b>7</b>	28.92	28.92	222	16.0
<b>8</b>	29.02	29.02	220	15.5
<b>9</b>	28.87	28.87	222	16.0
<b>10</b>	28.96	28.96	221	15.7

**Tabla C2.-** Microdureza promedio de la probeta C2 a una temperatura de deformación a 950°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 222 HV**

**Desviación Estándar: 8.18**

**Coficiente de Variación: 3.69**



**Figura C2.-** Dureza Vickers de la muestra C2 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C2TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

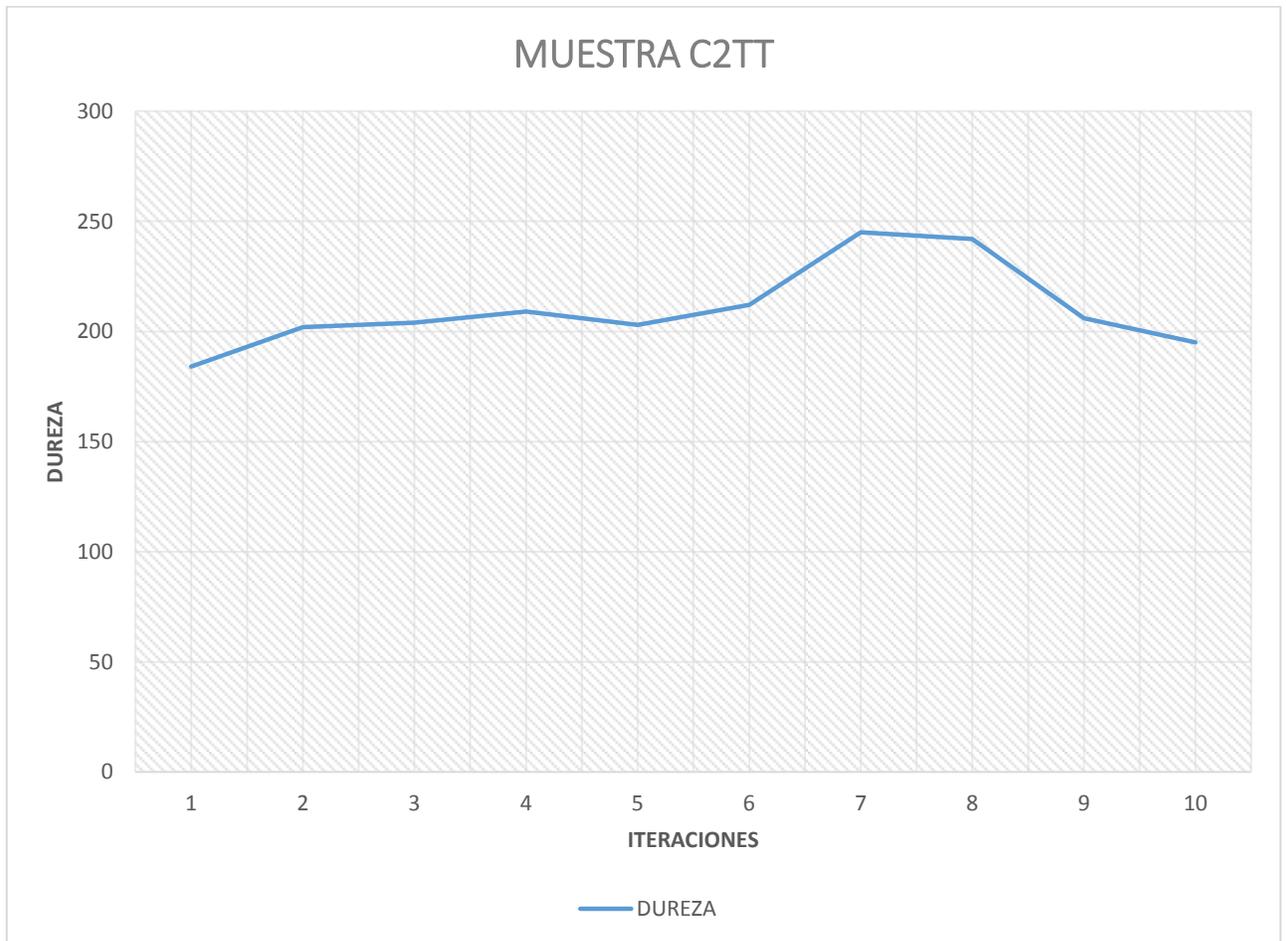
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.63	32.91	184	7.0
<b>2</b>	29.00	31.54	202	11.5
<b>3</b>	29.29	31.04	204	12.0
<b>4</b>	29.57	29.96	209	13.1
<b>5</b>	30.24	30.24	203	11.7
<b>6</b>	29.58	29.58	212	13.7
<b>7</b>	27.51	27.51	245	21.4
<b>8</b>	27.66	27.66	242	20.8
<b>9</b>	30.00	30.00	206	12.4
<b>10</b>	30.84	30.84	195	9.7

**Tabla C2TT.**- Microdureza promedio de la probeta C2TT a una temperatura de deformación a 950°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 210**

**Desviación Estándar: 19.21**

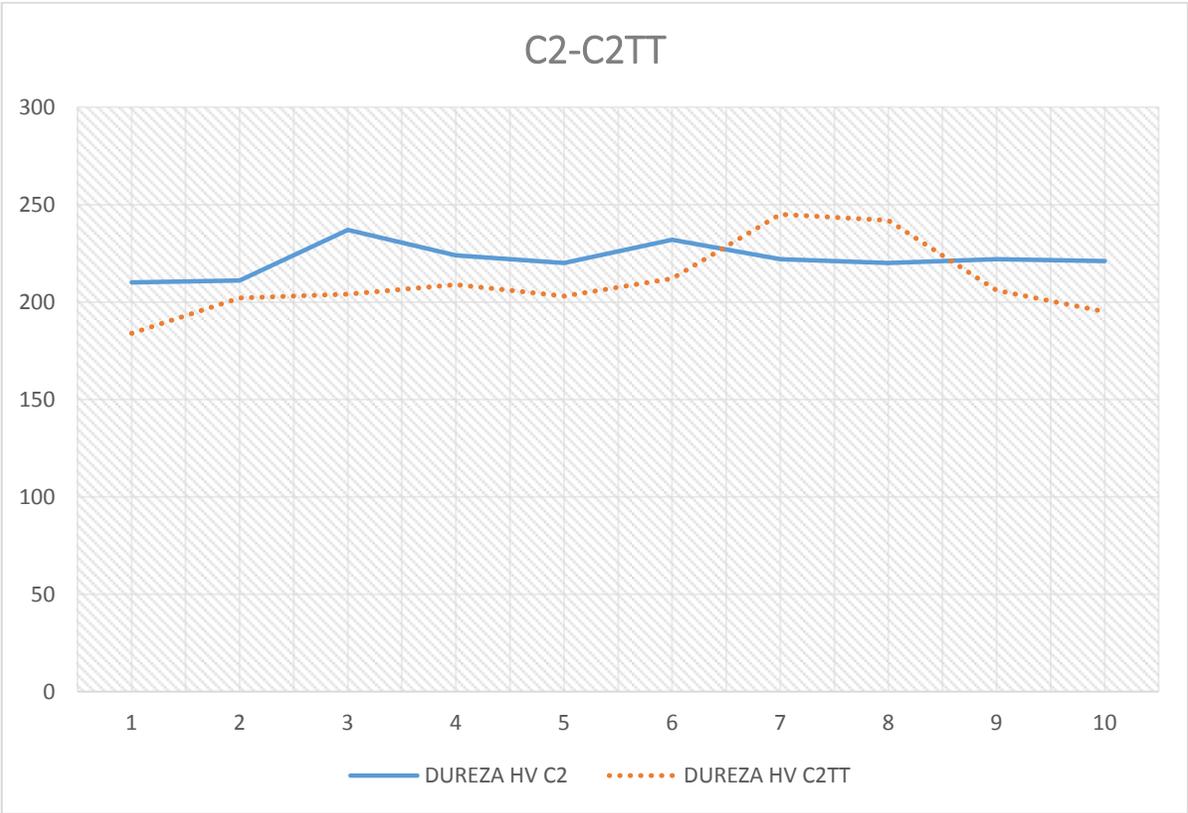
**Coefficiente de Variación: 9.14**



**Figura C2TT.-** Dureza Vickers de la muestra C2TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C2-C2TT**



**Figura 42.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C2 y la muestra C2TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C3**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

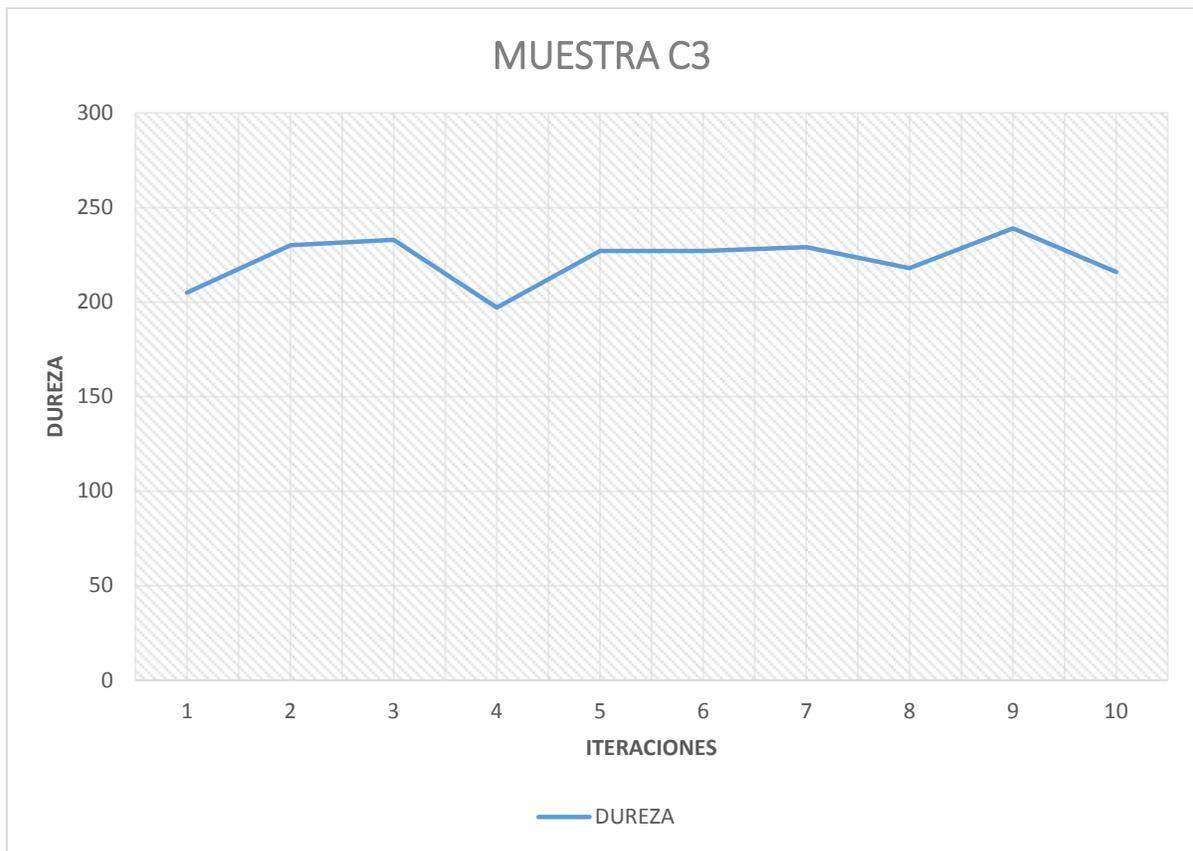
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.05	30.05	205	12.2
<b>2</b>	28.41	28.41	230	18.0
<b>3</b>	28.20	28.20	233	18.7
<b>4</b>	30.24	31.05	197	10.2
<b>5</b>	28.03	29.14	227	17.2
<b>6</b>	28.38	28.84	227	17.2
<b>7</b>	28.45	28.45	229	17.7
<b>8</b>	29.17	29.17	218	15.1
<b>9</b>	27.28	28.36	239	20.2
<b>10</b>	29.30	29.30	216	14.6

**Tabla C3.-** Microdureza promedio de la probeta C3 a una temperatura de deformación a 1000°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 222**

**Desviación Estándar: 13.08**

**Coefficiente de Variación: 5.89**



**Figura C3.-** Dureza Vickers de la muestra C3 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C3TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

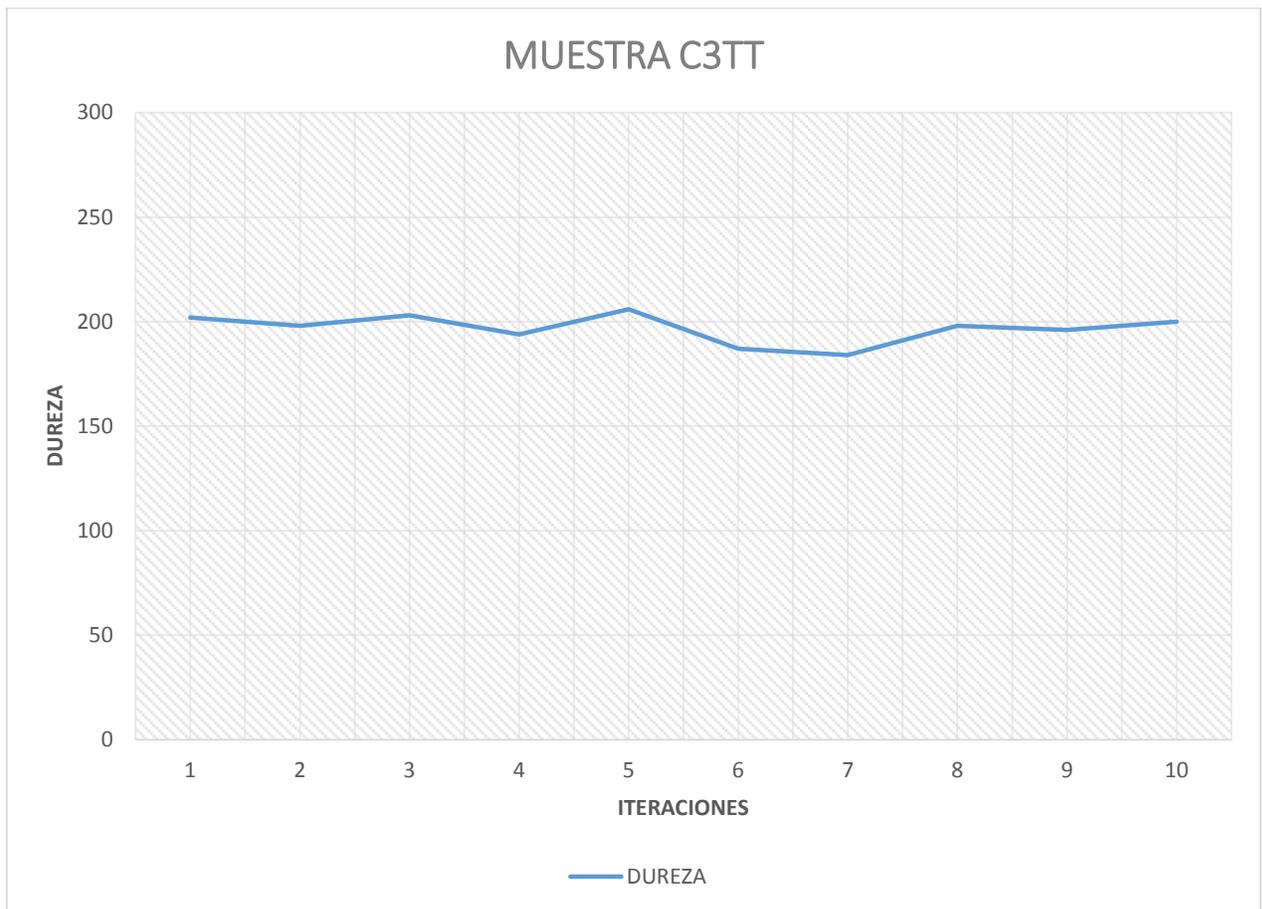
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.26	30.26	202	11.5
<b>2</b>	30.61	30.61	198	10.5
<b>3</b>	30.26	30.26	203	11.7
<b>4</b>	30.89	30.89	194	9.5
<b>5</b>	30.01	30.01	206	12.4
<b>6</b>	31.45	31.45	187	7.7
<b>7</b>	31.77	31.77	184	7.0
<b>8</b>	30.60	30.60	198	10.5
<b>9</b>	31.20	30.36	196	10.0
<b>10</b>	30.69	30.22	200	11.0

**Tabla C3TT.-** Microdureza promedio de la probeta C3TT a una temperatura de deformación a 1000°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 197**

**Desviación Estándar: 6.92**

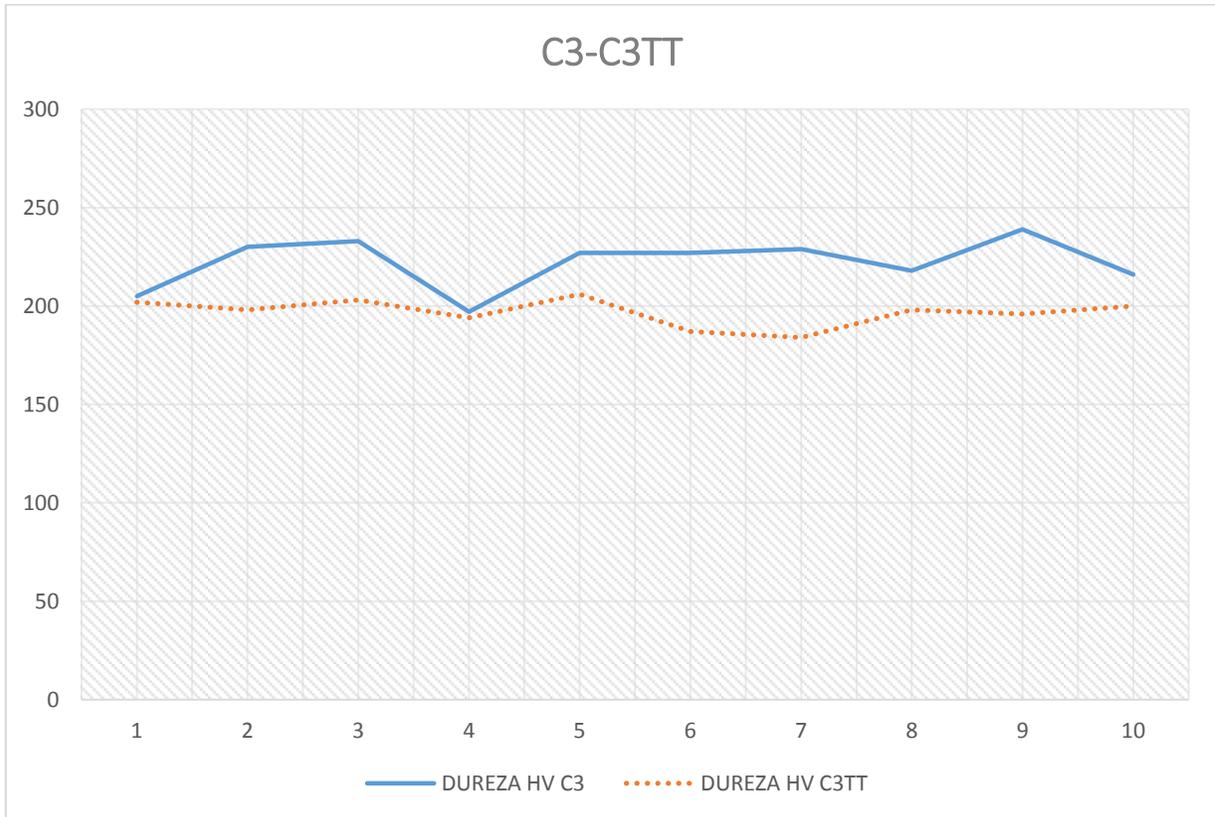
**Coefficiente de Variación: 3.52**



**Figura C3TT.-** Dureza Vickers de la muestra C3TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C3-C3TT



**Figura 46.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C3 y la muestra C3TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C4**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

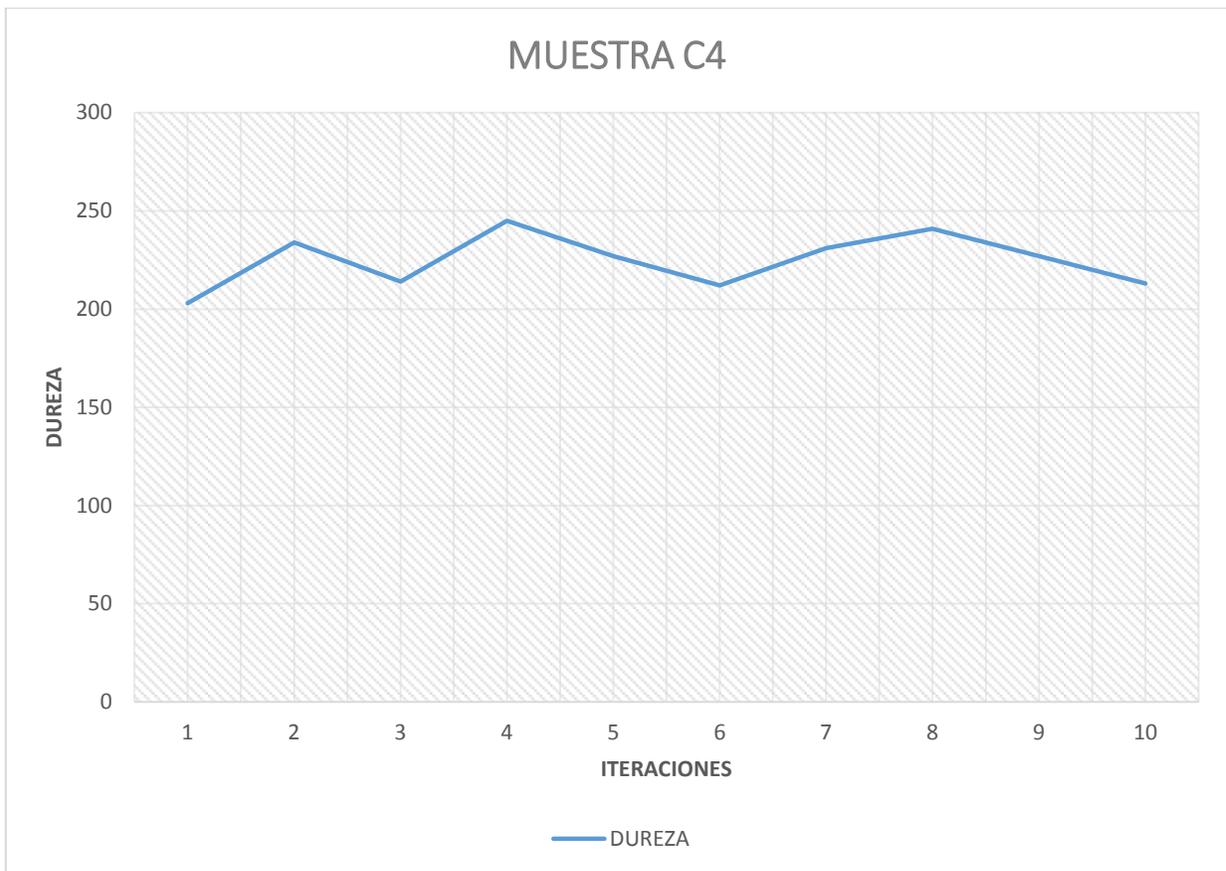
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.65	30.73	203	11.7
<b>2</b>	28.16	28.16	234	19.0
<b>3</b>	29.46	29.46	214	14.2
<b>4</b>	27.28	27.69	245	21.4
<b>5</b>	28.56	28.56	227	17.2
<b>6</b>	29.59	29.59	212	13.7
<b>7</b>	28.34	28.34	231	18.2
<b>8</b>	27.71	27.71	241	20.6
<b>9</b>	28.61	28.61	227	17.2
<b>10</b>	29.52	29.52	213	14.0

**Tabla C4.-** Microdureza promedio de la probeta C4 a una temperatura de deformación a 1050°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 225**

**Desviación Estándar: 13.74**

**Coefficiente de Variación: 6.11**



**Figura C4.-** Dureza Vickers de la muestra C4 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C4TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

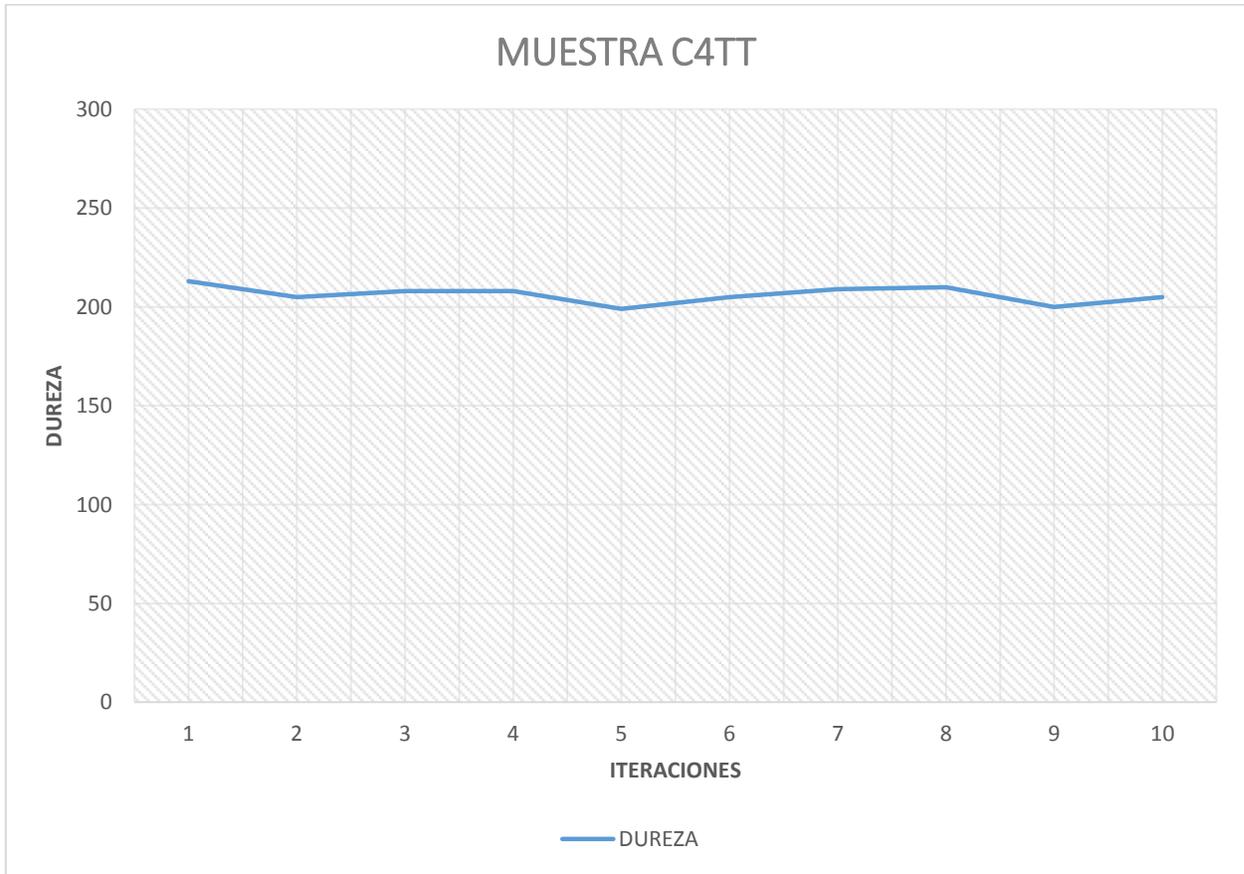
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.07	29.92	213	14.0
<b>2</b>	30.07	30.07	205	12.2
<b>3</b>	29.88	29.88	208	12.8
<b>4</b>	28.96	30.71	208	12.8
<b>5</b>	29.35	31.62	199	10.7
<b>6</b>	29.44	30.63	205	12.2
<b>7</b>	28.81	30.82	209	13.1
<b>8</b>	29.39	30.05	210	13.3
<b>9</b>	29.32	31.42	200	11.0
<b>10</b>	29.23	30.89	205	12.2

**Tabla C4TT.-** Microdureza promedio de la probeta C4TT a una temperatura de deformación a 1050°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 206**

**Desviación Estándar: 4.34**

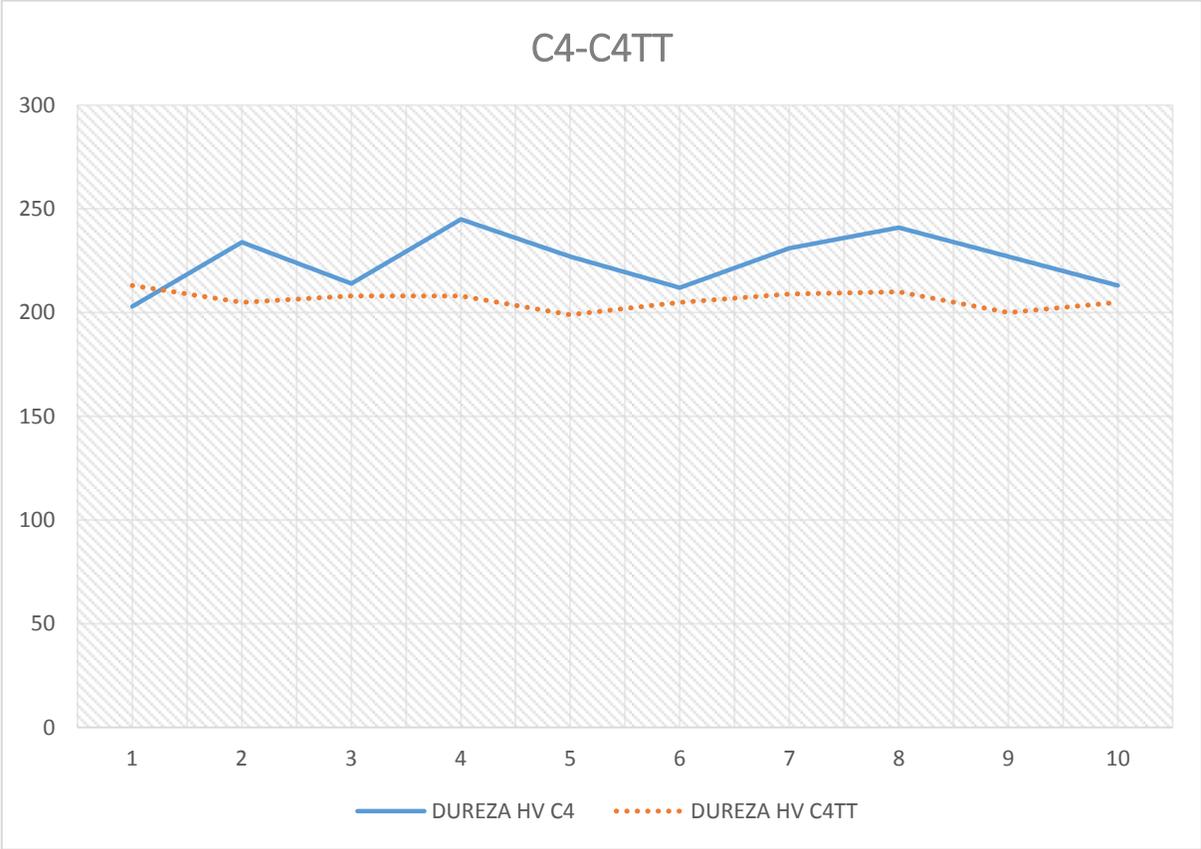
**Coefficiente de Variación: 2.11**



**Figura C4TT.-** Dureza Vickers de la muestra C4TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C4-C4TT**



**Figura 48.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C4 y la muestra C4TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C5**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

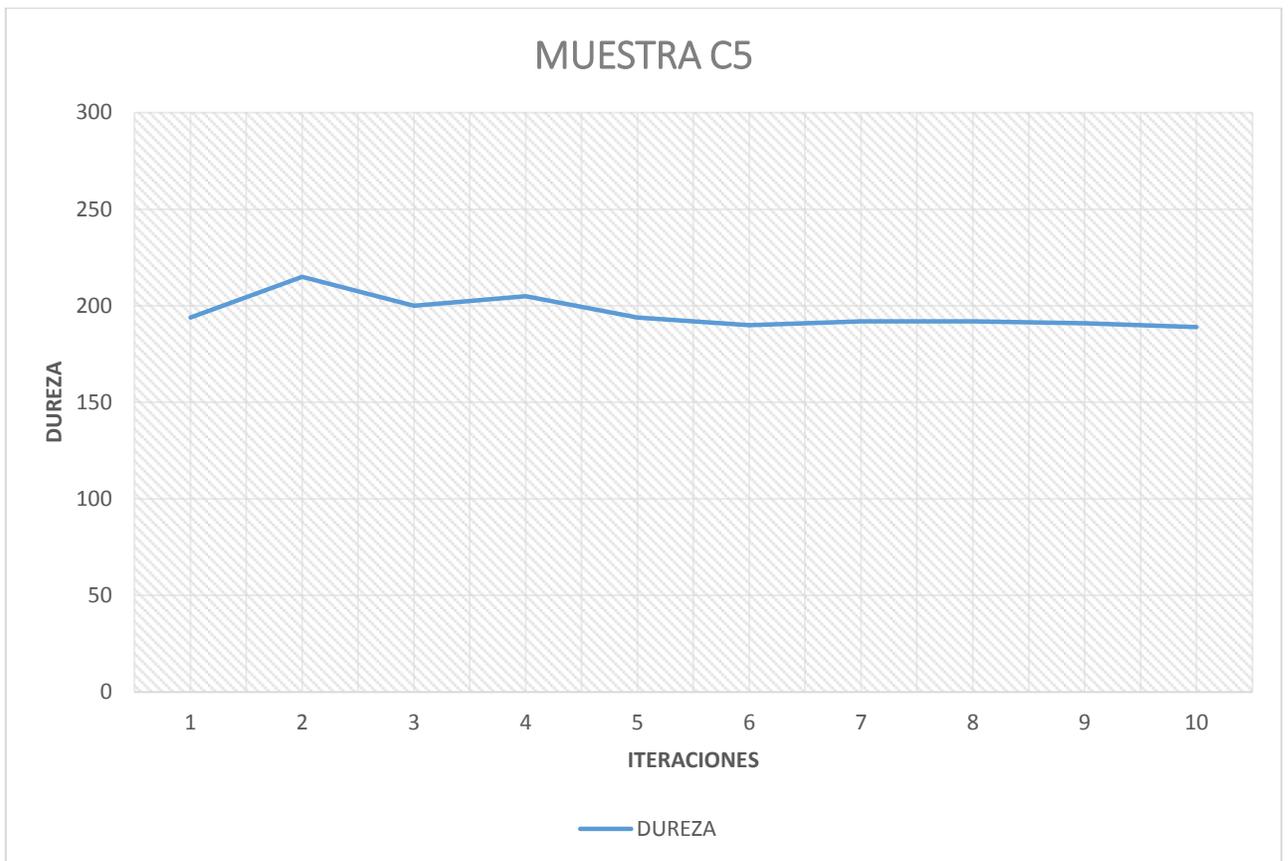
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.90	30.90	194	9.5
<b>2</b>	29.39	29.39	215	14.4
<b>3</b>	30.42	30.42	200	11.0
<b>4</b>	30.07	30.07	205	12.2
<b>5</b>	30.88	30.88	194	9.5
<b>6</b>	31.22	31.22	190	8.5
<b>7</b>	31.05	31.05	192	9.0
<b>8</b>	31.06	31.06	192	9.0
<b>9</b>	31.16	31.16	191	8.7
<b>10</b>	31.33	31.33	189	8.2

**Tabla C5.-** Microdureza promedio de la probeta C5 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 196**

**Desviación Estándar: 8.22**

**Coefficiente de Variación: 4.19**



**Figura C5.-** Dureza Vickers de la muestra C5 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C5TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

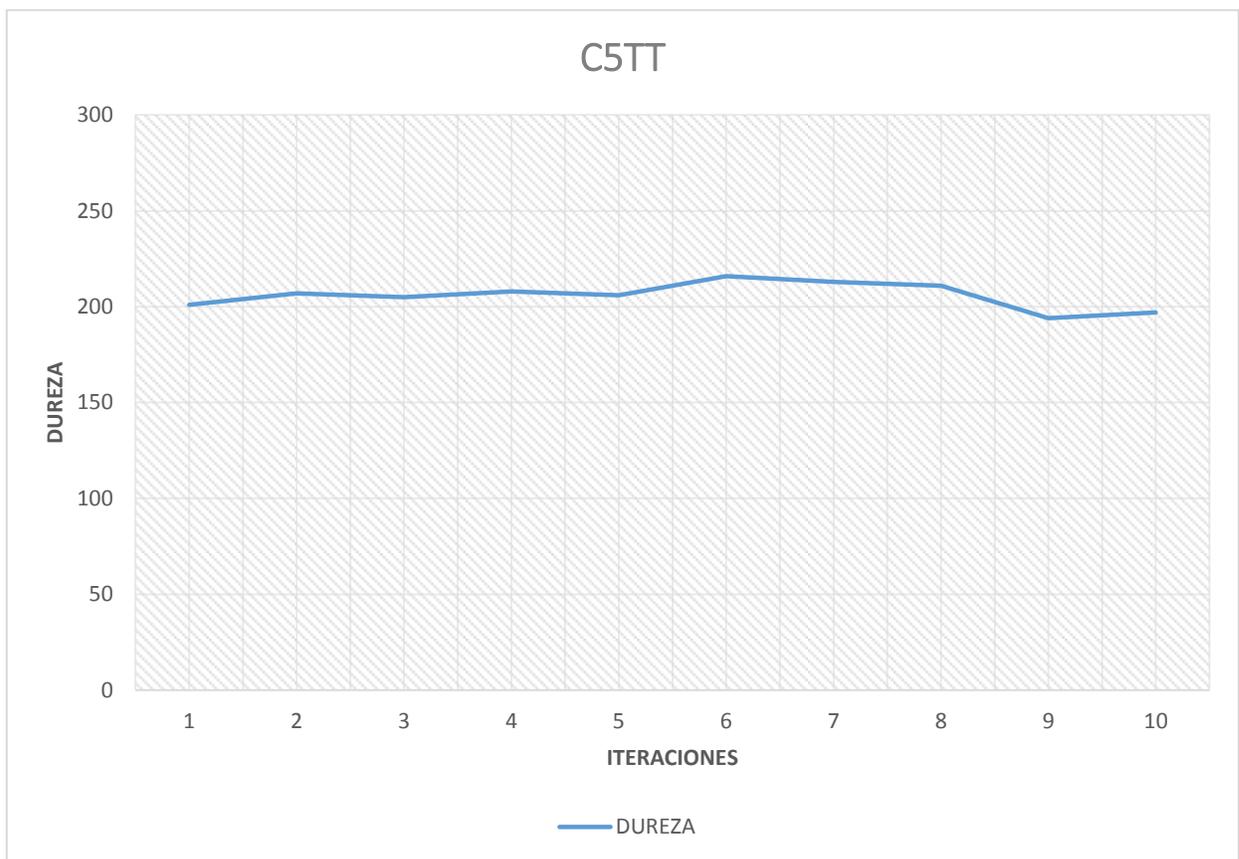
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.36	30.36	201	11.2
<b>2</b>	29.94	29.94	207	12.6
<b>3</b>	29.25	30.88	205	12.2
<b>4</b>	29.88	29.88	208	12.8
<b>5</b>	30.00	30.00	206	12.4
<b>6</b>	29.30	29.30	216	14.6
<b>7</b>	29.50	29.50	213	14.0
<b>8</b>	29.66	29.66	211	13.5
<b>9</b>	30.92	30.92	194	9.5
<b>10</b>	30.69	30.69	197	10.2

**Tabla C5TT.-** Microdureza promedio de la probeta C5TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 206**

**Desviación Estándar: 6.91**

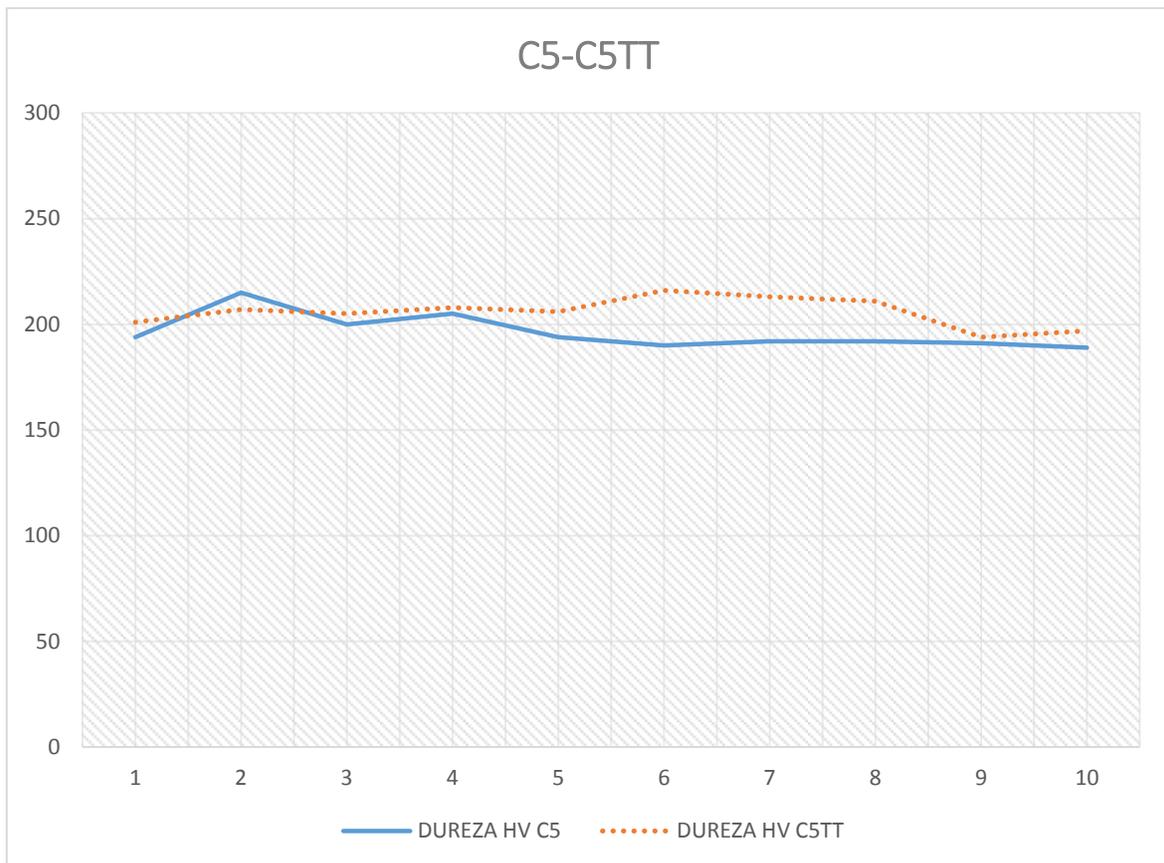
**Coefficiente de Variación: 3.36**



**Figura C5TT.-** Dureza Vickers de la muestra C5TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C5-C5TT



**Figura 51.-** Relación de la dureza Vickers de la muestra C5 y la muestra C5TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C6**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

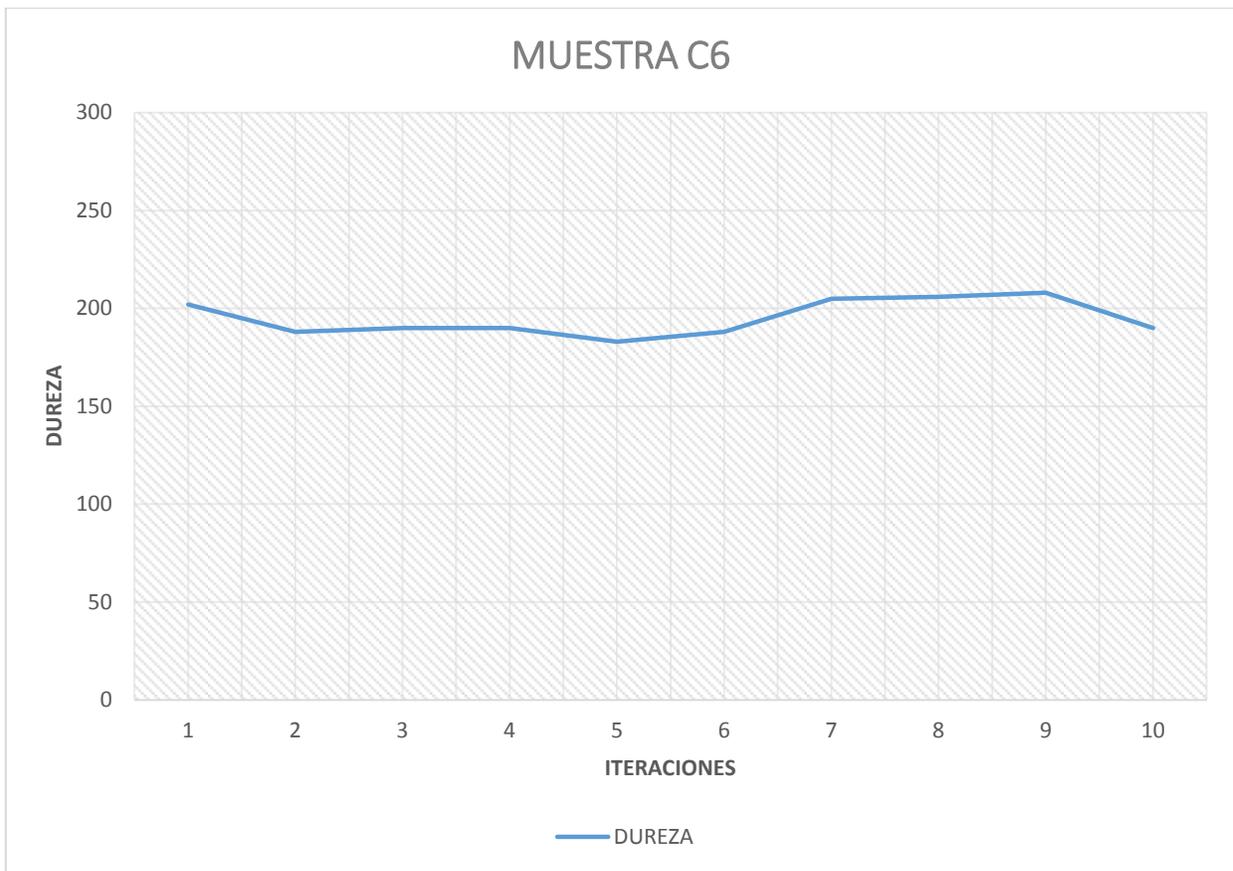
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.93	30.65	202	11.5
<b>2</b>	30.85	31.90	188	8.0
<b>3</b>	31.27	31.27	190	8.5
<b>4</b>	31.26	31.26	190	8.5
<b>5</b>	31.80	31.80	183	6.7
<b>6</b>	31.37	31.37	188	8.0
<b>7</b>	30.06	30.06	205	12.2
<b>8</b>	30.01	30.01	206	12.4
<b>9</b>	29.39	30.37	208	12.8
<b>10</b>	31.26	31.26	190	8.5

**Tabla C6.-** Microdureza promedio de la probeta C6 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 195**

**Desviación Estándar: 9.17**

**Coefficiente de Variación: 4.70**



**Figura C6.-** Dureza Vickers de la muestra C6 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C6TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

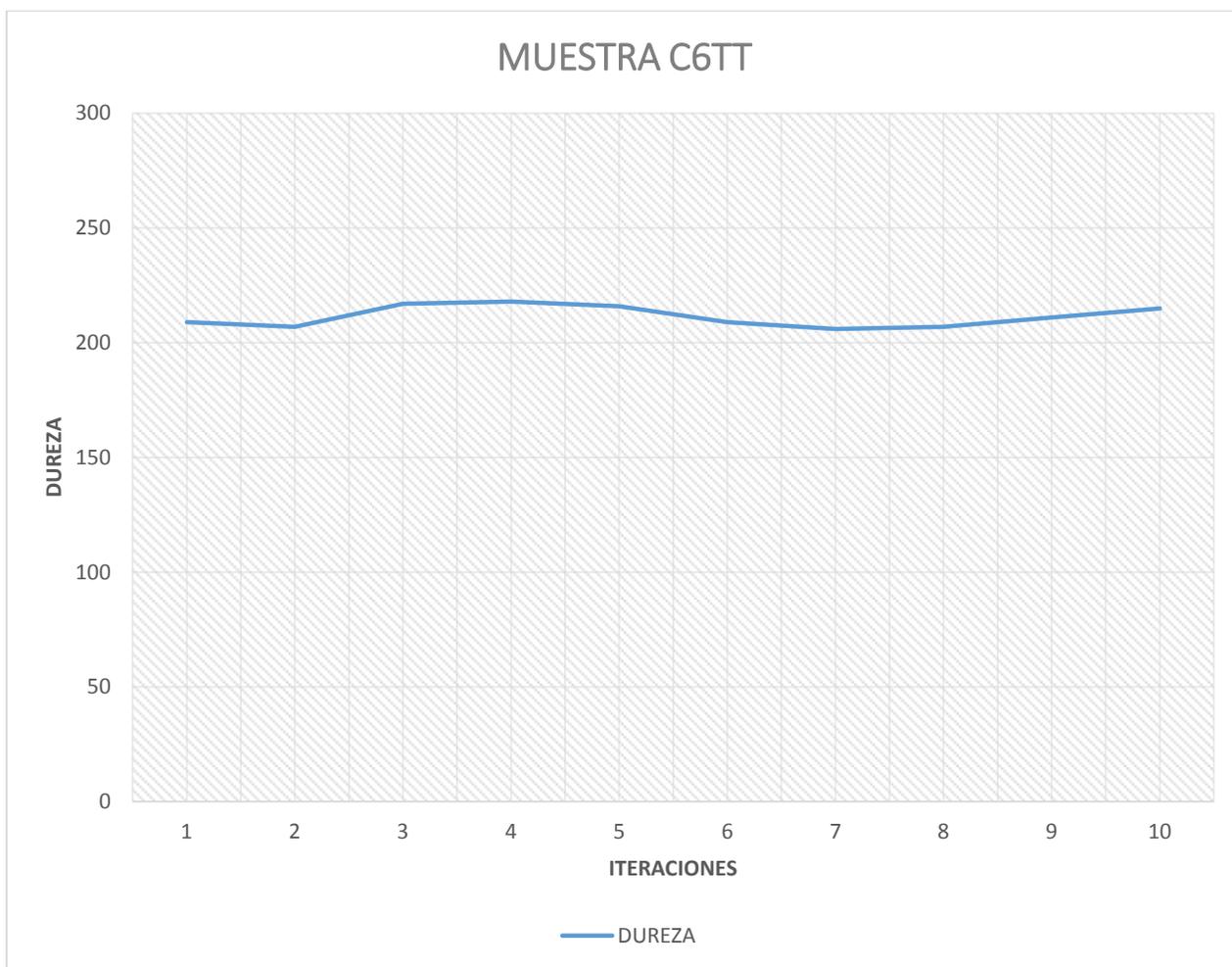
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.79	29.79	209	13.1
<b>2</b>	29.90	29.90	207	12.6
<b>3</b>	29.25	29.25	217	14.8
<b>4</b>	28.31	30.05	218	15.1
<b>5</b>	29.27	29.27	216	14.6
<b>6</b>	29.79	29.79	209	13.1
<b>7</b>	29.97	29.97	206	12.4
<b>8</b>	29.94	29.94	207	12.6
<b>9</b>	29.65	29.65	211	13.5
<b>10</b>	29.35	29.35	215	14.4

**Tabla C6TT.-** Microdureza promedio de la probeta C6TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 212**

**Desviación Estándar: 4.58**

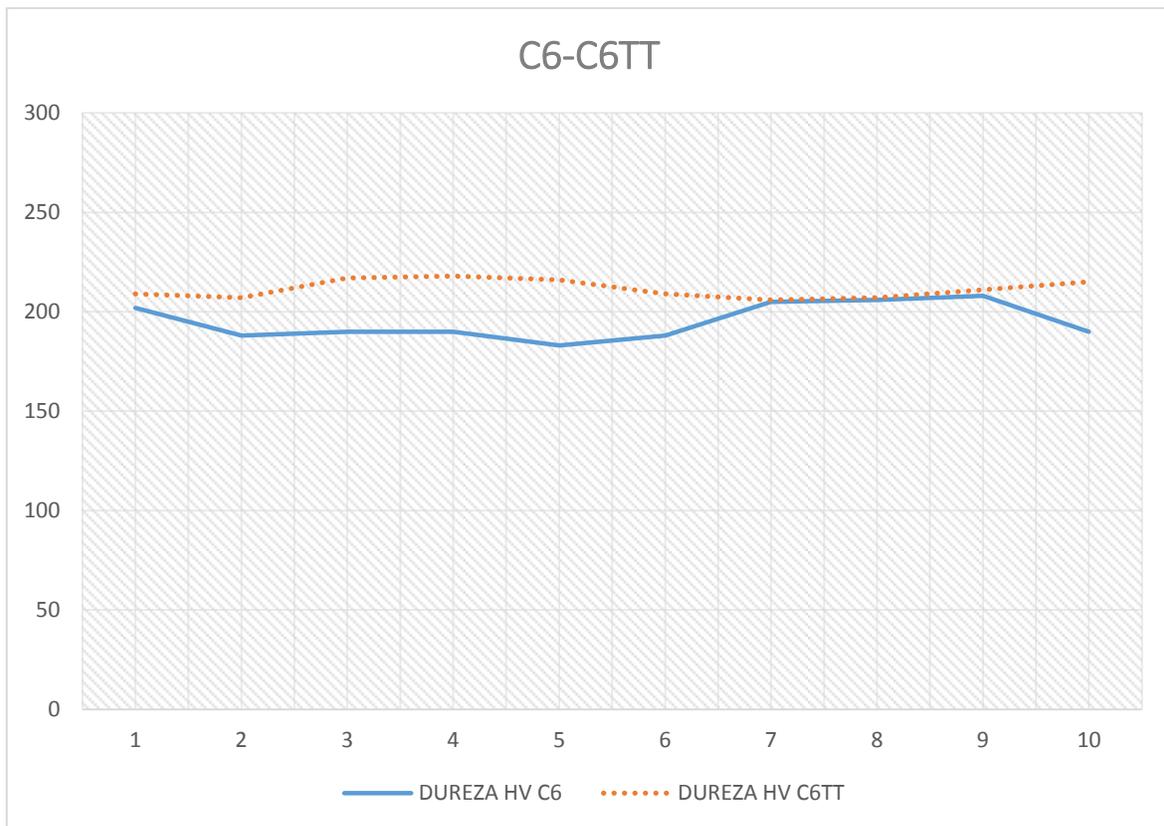
**Coefficiente de Variación: 2.16**



**Figura C6TT.-** Dureza Vickers de la muestra C6TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C6-C6TT



**Figura C6-C6TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra C6 y la muestra C6TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C7**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

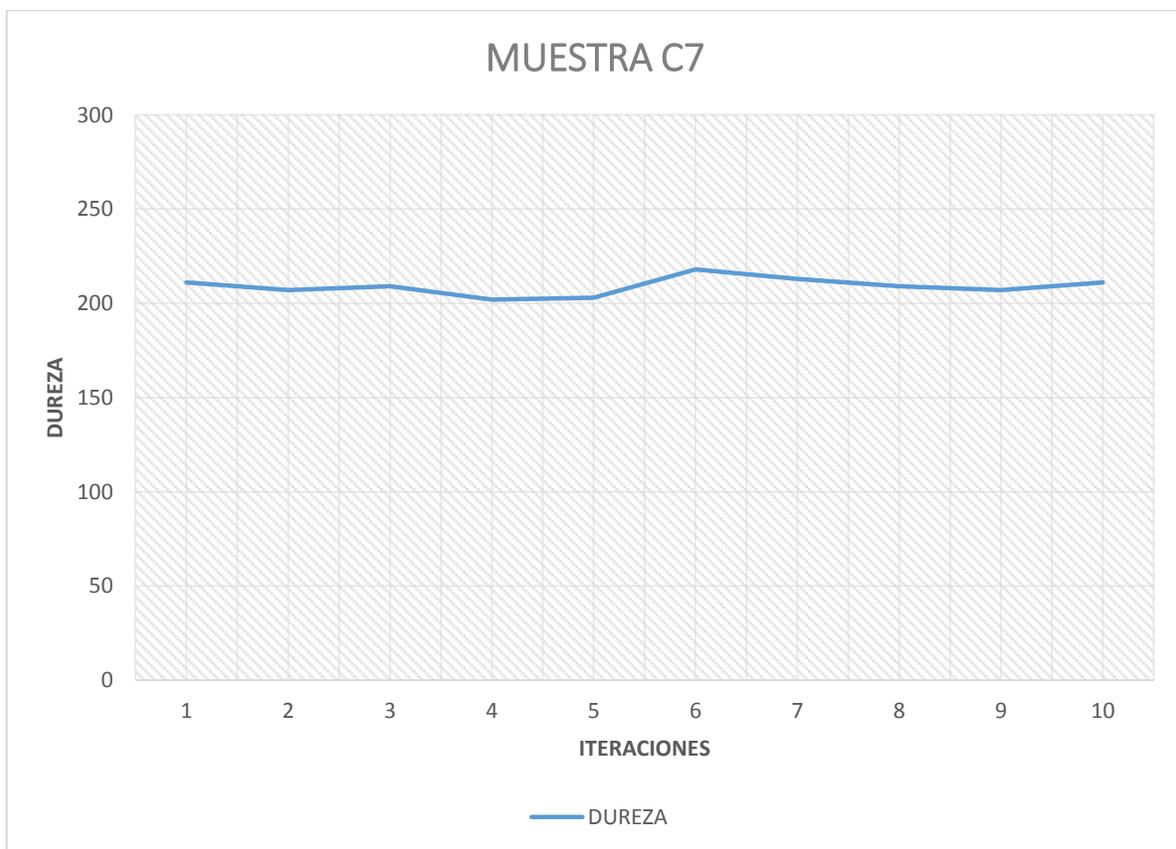
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	29.64	29.64	211	13.5
<b>2</b>	29.92	29.92	207	12.6
<b>3</b>	29.79	29.79	209	13.1
<b>4</b>	30.19	30.33	202	11.5
<b>5</b>	30.24	30.24	203	11.7
<b>6</b>	29.16	29.16	218	15.1
<b>7</b>	29.52	29.52	213	14.0
<b>8</b>	29.63	30.00	209	13.1
<b>9</b>	29.38	30.47	207	12.6
<b>10</b>	28.72	30.63	211	13.5

**Tabla C7.-** Microdureza promedio de la probeta C7 a una temperatura de deformación a 1100°C sin tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 209**

**Desviación Estándar: 4.69**

**Coefficiente de Variación: 2.24**



**Figura C7.-** Dureza Vickers de la muestra C7 sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: C7TT**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

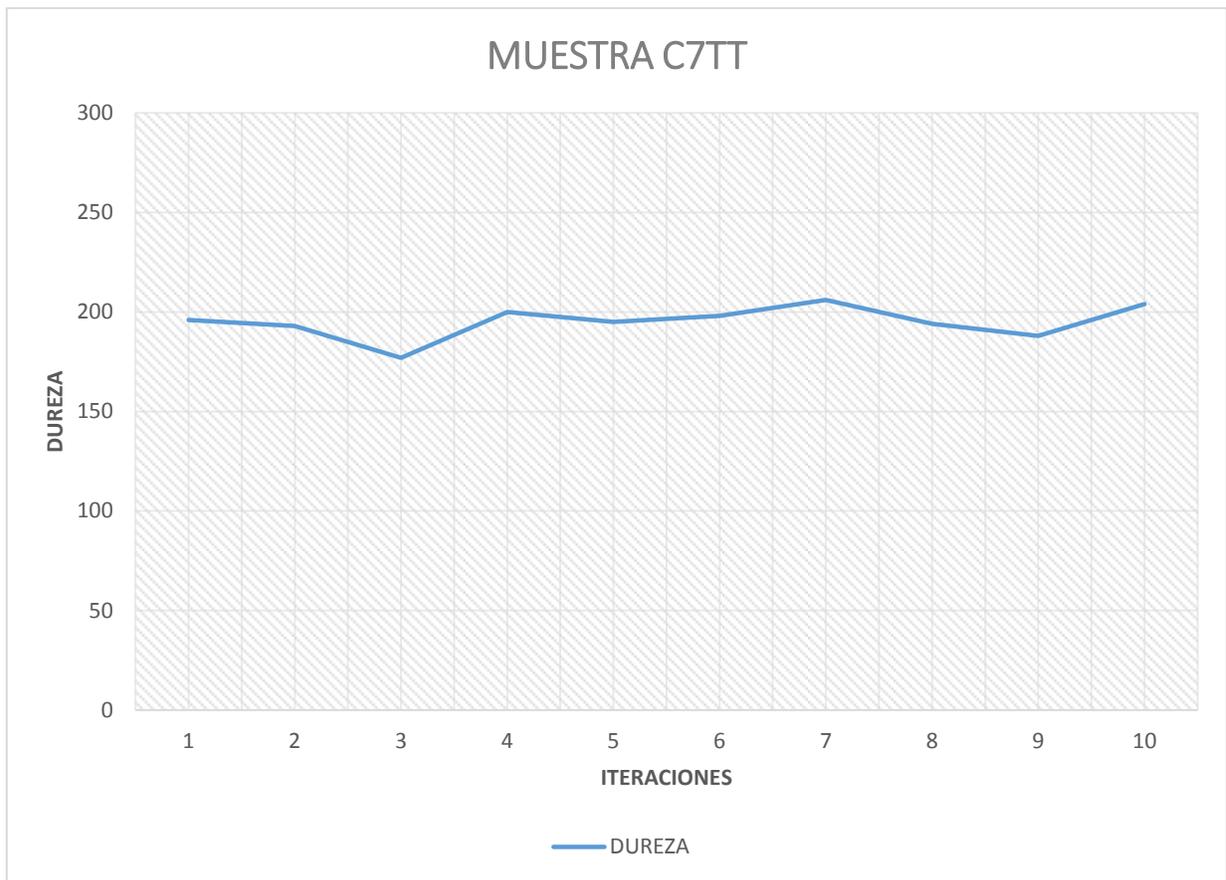
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	30.79	30.79	196	10.0
<b>2</b>	30.98	30.98	193	9.2
<b>3</b>	32.75	31.96	177	5.1
<b>4</b>	30.26	30.60	200	11.0
<b>5</b>	30.81	30.81	195	9.7
<b>6</b>	30.63	30.63	198	10.5
<b>7</b>	30.04	30.04	206	12.4
<b>8</b>	30.37	31.40	194	9.5
<b>9</b>	31.38	31.38	188	8.0
<b>10</b>	30.17	30.17	204	12.0

**Tabla C7TT.-** Microdureza promedio de la probeta C7TT a una temperatura de deformación a 1100°C con tratamiento térmico, una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 195**

**Desviación Estándar: 8.27**

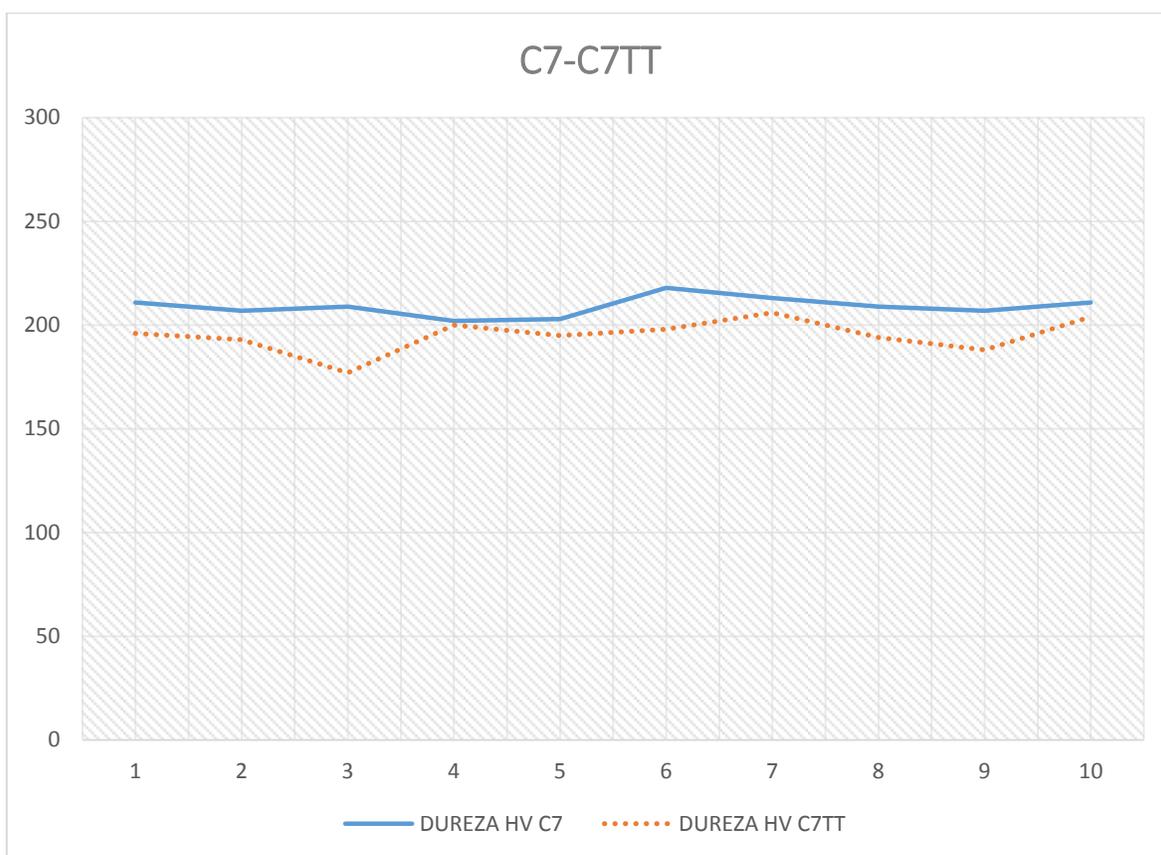
**Coefficiente de Variación: 4.24**



**Figura C7TT.-** Dureza Vickers de la muestra C7TT sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RELACIÓN ENTRE LAS MUESTRAS C7-C7TT



**Figura C7-C7TT.** Relación de la dureza Vickers de la muestra C7 y la muestra C7TT.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

**MUESTRA: SD.ST**

**CARGA: 980.7 mN HV0.1**

**TIEMPO: 15 segundos**

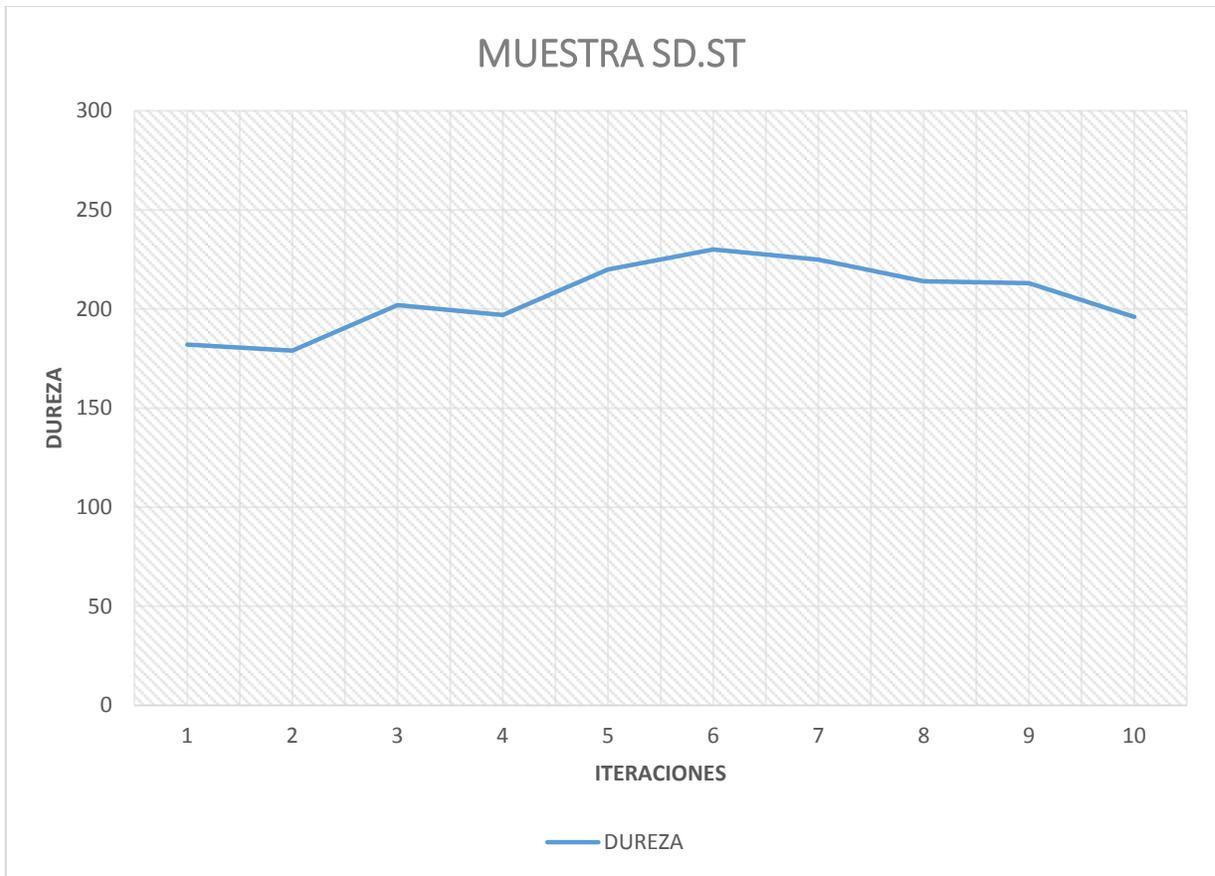
	<b>LONGITUD (L1) UM</b>	<b>LONGITUD (L2) UM</b>	<b>DUREZA HV</b>	<b>CONV. HRC</b>
<b>1</b>	31.33	32.57	182	6.5
<b>2</b>	31.16	33.12	179	5.7
<b>3</b>	29.96	30.65	202	11.5
<b>4</b>	30.69	30.69	197	10.2
<b>5</b>	28.89	29.18	220	15.5
<b>6</b>	28.40	28.40	230	18.0
<b>7</b>	28.32	29.03	225	16.7
<b>8</b>	29.41	29.41	214	14.2
<b>9</b>	29.17	29.78	213	14.0
<b>10</b>	30.13	31.39	196	10.0

**Tabla SDST.-** Microdureza promedio de la probeta SDST, con una carga de 980.7 mN y un tiempo de 15 seg entre cada indentación.

**Valor Promedio: 206**

**Desviación Estándar: 17.47**

**Coficiente de Variación: 8.49**



**Figura SD.ST.-** Dureza Vickers de la muestra SD.ST sometido a una carga de 980.7 mN.

**\*La distancia entre cada indentación fue de 0.5 mm**

## RESULTADO PROMEDIO DE LAS MUESTRAS ANALIZADAS

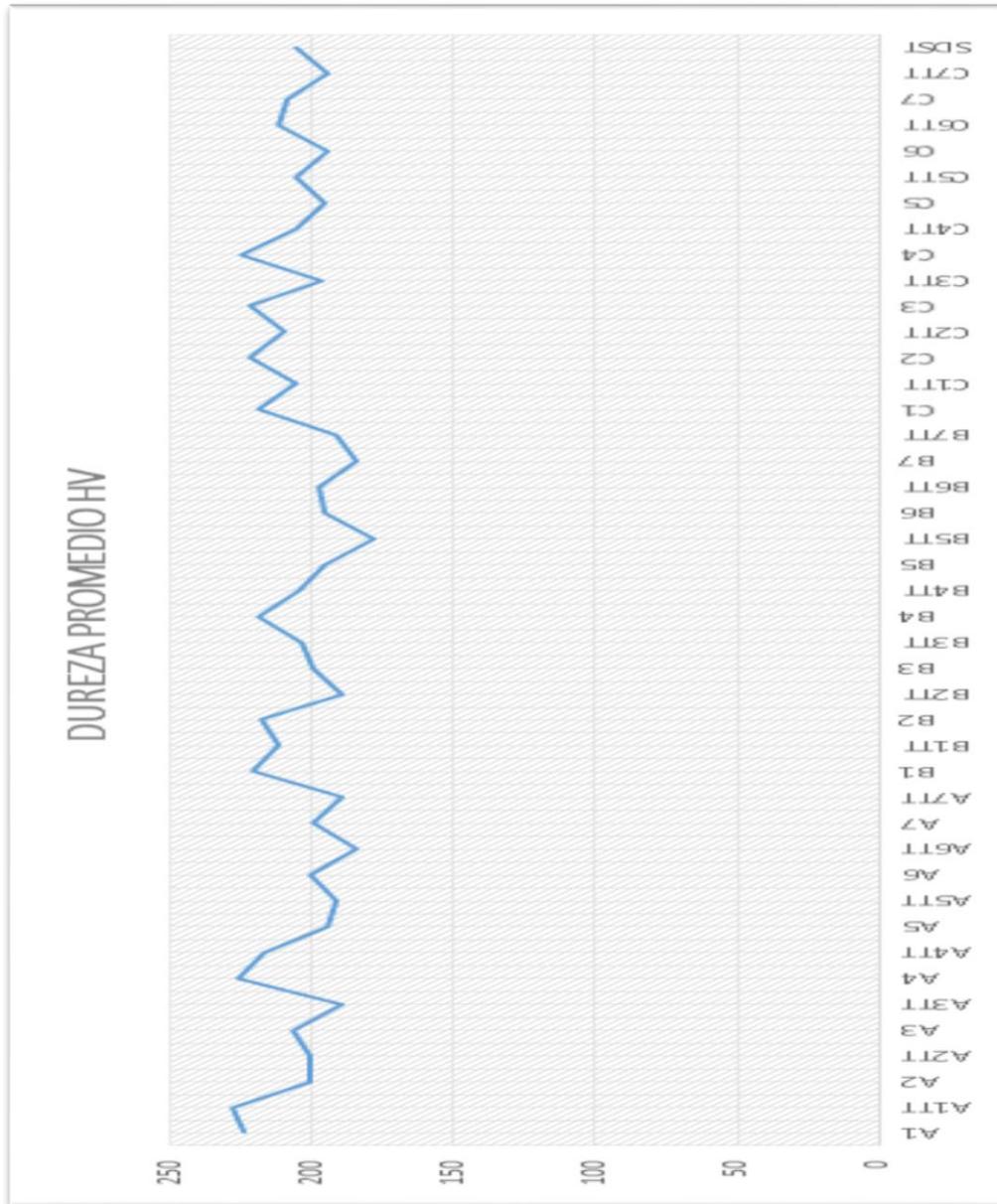


Figura TT.- Promedio de la dureza Vickers de todas las muestras trabajadas.

<b>MUESTRA</b>	<b>DUREZA PROMEDIO HV</b>
----------------	---------------------------

A1	224
A1TT	228
A2	201
A2TT	201
A3	207
A3TT	190
A4	226
A4TT	217
A5	195
A5TT	192
A6	201
A6TT	184
A7	200
A7TT	190
B1	221
B1TT	212
B2	218
B2TT	190
B3	200
B3TT	204
B4	219
B4TT	205
B5	196
B5TT	178
B6	196
B6TT	198
B7	185
B7TT	192
C1	219
C1TT	206
C2	222
C2TT	210
C3	222
C3TT	197
C4	225
C4TT	206
C5	196

C5TT	206
C6	195
C6TT	212
C7	209
C7TT	195
SDST	206

**Tabla TT.-** Promedio de las microdurezas de todas las probetas trabajadas con cargas de 980.7 mN.

