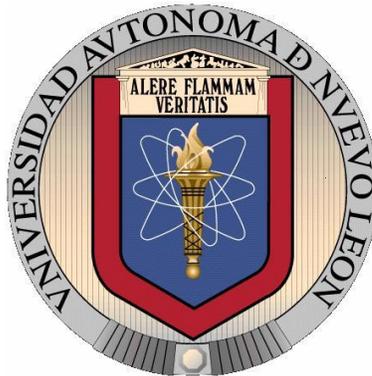


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**EFFECTOS DE LA PRECIPITACIÓN EN ANILLOS ROLADOS DE  
INCOLOY 909 DURANTE EL PROCESO DE FORJA**

**POR**

**LUIS ANGEL BARBOZA GONZÁLEZ**

**Como requisito para obtener el Grado de MAESTRO EN  
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA con Especialidad en  
Materiales.**

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L. Agosto de 2014

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**EFFECTOS DE LA PRECIPITACIÓN EN ANILLOS ROLADOS DE  
INCOLOY 909 DURANTE EL PROCESO DE FORJA**

**POR**

**LUIS ANGEL BARBOZA GONZÁLEZ**

**Como requisito para obtener el Grado de MAESTRO EN  
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA con Especialidad en  
Materiales.**

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L. Agosto de 2014

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

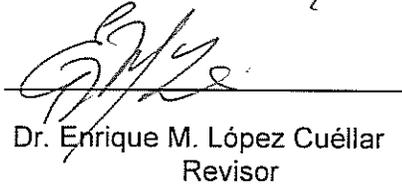
Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Efectos de la precipitación en anillos rolados de Incoloy 909 durante el proceso de forja" realizada por el alumno Luis Angel Barboza González con número de matrícula 1243117 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El comité de tesis



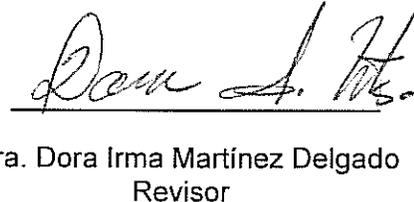
---

Dr. Hugo Guajardo Martínez  
Asesor



---

Dr. Enrique M. López Cuéllar  
Revisor



---

Dra. Dora Irma Martínez Delgado  
Revisor

---

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Postgrado

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N. L. Agosto de 2014

## DEDICATORIA

A mi esposa Paola Ayala, por ser mi ayuda idónea, por creer en mí y apoyarme en todo lo que emprendo.

A mis padres, Luis Antonio Barboza y Juana González, por su entrega y apoyo durante toda mi vida.

A mis hermanos, Edgardo y César Barboza, por motivarme a ser un buen ejemplo para ellos.

## AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el importante apoyo económico durante mis estudios de posgrado, ya que de otra manera no me hubiera sido posible estudiar esta maestría.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, por proporcionar el entorno educativo para mi formación profesional, tanto en licenciatura como en posgrado.

A la empresa Frisa Forjados que invirtió en esta investigación y al personal de la misma por el apoyo brindado.

Quiero agradecer en gran manera al Dr. Hugo Guajardo por su apoyo en la realización de este proyecto, por sus consejos y su confianza.

A mis asesores, Dr. Enrique López y Dra. Dora Martínez, por brindarme su apoyo en todas las necesidades que surgieron durante la realización de la tesis.

A todos mis profesores del DIMAT, por sembrar una semilla en mi educación y enseñarme de su personalidad y profesionalismo.

A mis compañeros del DIMAT: Dago, Edgar, R2D2, Azael, Néstor, Valverde, Edith, Nubia, Rebeca, Joel, Robert, Karla, Victoria, Osiel, por compartir tantas experiencias.

Al Dr. Esaú Nuñez, por su apoyo en la estructuración del contenido de esta tesis.

A mi esposa Paola Ayala, por impulsarme a terminar esta tesis e inspirarme a crecer en todos los aspectos de mi vida.

## INDICE

RESUMEN.....	1
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.....	2
1.1 Superaleaciones en la industria aeroespacial .....	2
CAPÍTULO II. METALURGIA DE LAS SUPERALEACIONES.....	6
2.1 Introducción .....	6
2.2 Familias de superaleaciones .....	8
2.2.1 Superaleaciones base níquel.....	9
2.2.2 Superaleaciones base cobalto .....	10
2.2.3 Superaleaciones base hierro-níquel .....	11
2.3 Endurecimiento de las superaleaciones .....	11
2.3.1 Endurecimiento por reducción del tamaño de grano.....	12
2.3.2 Endurecimiento por precipitación .....	13
2.3.3 Endurecimiento por solución sólida .....	16
2.4 Fases presentes en las superaleaciones. ....	17
2.5 Superaleación Incoloy 909 .....	18
2.5.1 Fases presentes en la superaleación Inco 909.....	20
2.6 Desarrollo de propiedades mecánicas .....	22
2.6.1 El proceso de forja .....	23
2.6.2 Recuperación, recristalización y crecimiento de grano. ....	24
2.6.3 Forja de superaleaciones.....	26
2.6.4 Rolado de anillos .....	27
2.6.5. Tratamientos térmicos.....	30
CAPÍTULO III. EXPERIMENTACIÓN .....	32
3.1 Introducción .....	32
3.2 Procesos de forja y tratamientos térmicos.....	32
3.3 Esquema de extracción de probetas. ....	37

CAPÍTULO IV. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	40
4.1 Introducción.....	40
4.2 Resultados del ensayo de tensión a temperatura ambiente (RTT).....	41
4.3 Resultados del ensayo de tensión a temperatura elevada (ETT).....	44
4.4 Resultados del ensayo de ruptura combo (Combo Stress Rupture).....	47
4.5 Resultados del ensayo de dureza (Brinell) .....	48
4.6 Caracterización Microestructural por Microscopia Óptica.....	50
4.7 Caracterización en Microscopio Electrónico de Barrido (SEM) .....	52
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES .....	58
5.1 Introducción.....	58
5.2 Trabajo a futuro .....	60
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS .....	61
ÍNDICE DE FIGURAS .....	64
ÍNDICE DE TABLAS.....	67

## RESUMEN

En este trabajo se estudió el efecto de la precipitación en las propiedades mecánicas de la superaleación Incoloy 909, la cual es utilizada en la fabricación de motores aeroespaciales.

Se fabricaron tres anillos de este material utilizando el proceso de rolado, siguiendo cada uno de estos una ruta distinta de procesamiento. Posteriormente se analizó su microestructura y propiedades mecánicas de acuerdo a estándares internacionales de la industria aeroespacial.

El objetivo principal de este trabajo fue estudiar las fases que se presentan en el proceso de forja y tratamiento térmico de la superaleación Incoloy 909, así como su efecto en las propiedades mecánicas.

Se encontró que los parámetros de procesamiento tanto en forja como en tratamiento térmico influyen en la precipitación de fases secundarias y por consecuencia en las propiedades mecánicas de esta aleación.

Los resultados obtenidos con esta investigación hicieron posible identificar los parámetros de procesamiento que deben controlarse para cumplir con los requerimientos establecidos en la industria aeroespacial para esta aleación.

# **CAPÍTULO I**

## **INTRODUCCIÓN**

### **1.1 Superaleaciones en la industria aeroespacial**

En la industria aeroespacial existe el reto constante de reducir costos y aumentar la eficiencia en los motores, especialmente en el consumo de combustible; esto representa un gran desafío económico, científico y tecnológico.

De esta manera, los materiales aeroespaciales y su integración con procesos de manufactura deben ser optimizados de manera integral para elaborar productos competitivos tanto en costo como en desempeño.

Específicamente en este sector industrial existe la necesidad de materiales con alta resistencia mecánica y buena resistencia a la corrosión en aplicaciones de alta temperatura como lo son los motores de turbo propulsión, razón por la cual su estudio se ha vuelto de vital importancia para el diseño de procesos de manufactura robustos.

Las superaleaciones son materiales capaces de cumplir con estas exigencias, por tal motivo resulta de gran interés e importancia el conocimiento y dominio de la metalurgia para manipular sus propiedades y elaborar productos con el más alto desempeño. En el Capítulo II se explican a detalle los fundamentos de la metalurgia de superaleaciones.

El éxito de las superaleaciones como materiales aeroespaciales se debe a su capacidad de mantener sus propiedades mecánicas a altas temperaturas por largos periodos de tiempo; estas propiedades dependen principalmente de su composición química e historia de proceso.

En el mismo capítulo se explica el proceso de forjado, por medio del cual se deforma un material para alcanzar determinada geometría y en paralelo se refina su microestructura, incrementando considerablemente sus propiedades mecánicas.

Por otro lado, el balance entre la microestructura y las propiedades mecánicas se consigue al tratar térmicamente los componentes forjados. Los principios básicos del tratamiento térmico de superaleaciones se presentan en el mismo capítulo.

La Figura 1.1 muestra la turbina más exitosa en la industria aeronáutica, la CFM 56, producida en un “joint venture” entre GE y Snecma.



Figura 1.1. Turbina CFM56 [1].

En este trabajo se estudió la superaleación Incoloy 909, la cual es una aleación con bajo coeficiente de expansión térmica y excelentes propiedades mecánicas a alta temperatura, gracias a la reducción en su contenido de cromo, así como la adición de silicio.

El principal problema de esta aleación es su susceptibilidad al fenómeno conocido como SAGBO (aceleración de esfuerzos por fragilización por oxígeno en las fronteras de grano, por sus siglas en inglés), cuyo mecanismo consiste en la continua formación y ruptura de una capa de óxido en las fronteras de grano, lo que finalmente conduce a la fractura [2].

Debido al fenómeno SAGBO, una de las pruebas mecánicas más difíciles de cumplir en la industria es la ruptura a alta temperatura (650°C).

El comportamiento mecánico de esta aleación ha mostrado poseer una cierta correlación con las técnicas de forjado; debido a esto se decidió realizar una investigación para determinar la mejor manera de forjarla y se plantearon como objetivo e hipótesis:

#### Objetivo

Estudiar la precipitación de fases que se generan durante el proceso de forja y tratamiento térmico, así como su efecto en las propiedades mecánicas de la superaleación Incoloy 909.

#### Hipótesis

La precipitación obtenida durante el proceso de forja y tratamiento térmico tiene una gran influencia en las propiedades de tensión y ruptura de la superaleación Incoloy 909 y su estudio permitirá conocer a mayor profundidad los parámetros del proceso que deben controlarse para cumplir con los requerimientos aeroespaciales.

El Capítulo III detalla los experimentos realizados, explicando la fabricación de anillos bajo distintos esquemas de forja y tratamiento térmico.

En el Capítulo IV se presentan los resultados de la experimentación y se hace una discusión acerca de los mismos, con el objetivo de correlacionar el procesamiento del material con los resultados de ensayos mecánicos y la microestructura obtenida en cada caso.

Finalmente, las conclusiones obtenidas y recomendaciones se exponen en el Capítulo V.

## **CAPÍTULO II**

# **METALURGIA DE LAS SUPERALEACIONES**

### **2.1 Introducción**

La metalurgia es la ciencia y tecnología de los metales y se considera como la combinación de química, física y mecánica orientada al entendimiento de propiedades de los metales y sus aleaciones [3]. En este capítulo se explicará la metalurgia de las superaleaciones, las cuales son materiales capaces de mantener sus propiedades mecánicas a elevadas temperaturas. Se describirá la manera en que se obtienen estas propiedades y se mostrará un panorama general sobre su aplicación en la industria aeroespacial.

Un gran número de elementos químicos pueden soportar las altas temperaturas (por ejemplo: carbono, niobio, molibdeno, renio, tantalio y tungsteno); sin embargo este no es el único requisito para su uso en la fabricación de componentes aeroespaciales. Propiedades como la densidad, resistencia a la ruptura, conductividad térmica, coeficiente de expansión, resistencia a la cedencia, resistencia última a la tensión, resistencia a la corrosión, así como su procesamiento y costo, deben ser tomadas en cuenta cuando se selecciona cualquier aleación.

La Figura 1.2 muestra las secciones del motor con sus respectivas aleaciones.

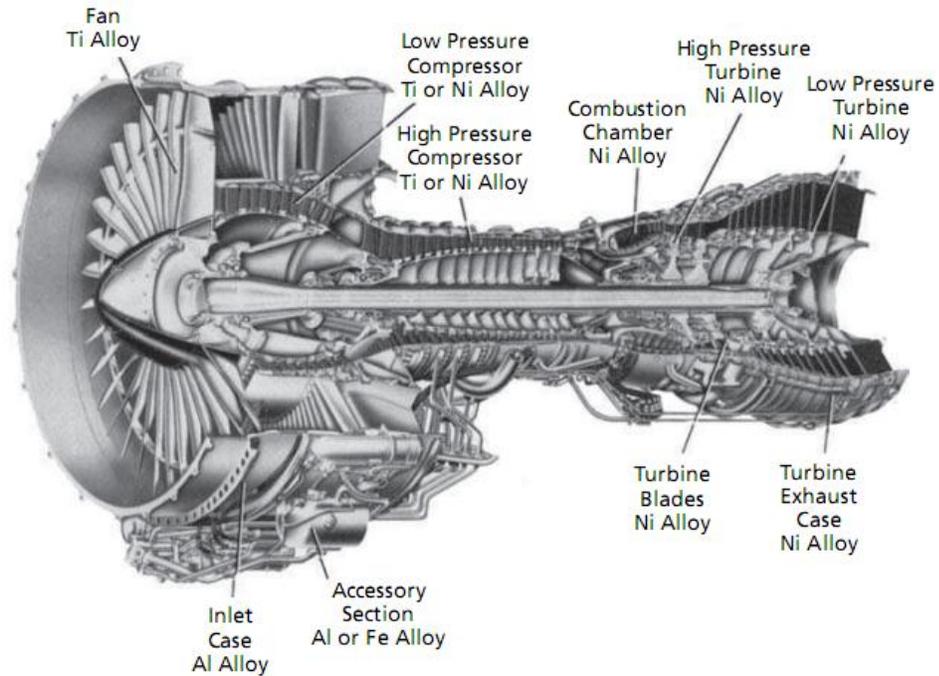


Figura 1.2. Distribución típica de materiales en un motor de turbo propulsión [4].

El término “superaleación” fue usado por primera vez poco después de la Segunda Guerra Mundial para describir un grupo de aleaciones desarrolladas en turbocompresores y turbinas para aeronaves que requerían un buen desempeño a temperaturas elevadas.

Existen tres familias de superaleaciones: base níquel, hierro-níquel o base cobalto, las cuales pueden ser trabajadas en caliente o vaciadas. En nuestro trabajo nos enfocaremos en las trabajadas en caliente, que pueden ser forjadas, roladas o laminadas en una gran variedad de formas. Sus propiedades pueden ser controladas por medio de ajustes en la composición química y en su procesamiento termo-mecánico, lo cual hace posible obtener productos terminados con excelente resistencia a la tensión y a la ruptura a elevadas temperaturas [5].

Actualmente, el campo de aplicaciones para las cuales las superaleaciones son utilizadas se ha extendido a muchas otras áreas, incluyendo plantas petroleras, la industria química y las turbinas de gas [6].

Las superaleaciones son adecuadas para estas demandantes aplicaciones debido a su habilidad de conservar la mayor parte de su resistencia a la tensión aún después de largos periodos de exposición a temperaturas por encima de los 540°C. Su versatilidad se deriva del hecho de que combinan esta alta resistencia a la tensión con buena ductilidad a temperatura ambiente y excelente estabilidad superficial.

## **2.2 Familias de superaleaciones**

El procesamiento, las propiedades y el rango de aplicación de las superaleaciones dependen en gran manera de su composición química y aunque contienen varios elementos aleantes típicamente, las superaleaciones se clasifican según los constituyentes de la matriz, es decir, la fase principal que contiene a estos elementos.

Con base en lo anterior, las superaleaciones se clasifican de la siguiente manera:

- a) Superaleaciones base níquel
- b) Superaleaciones base cobalto
- c) Superaleaciones base hierro – níquel

A continuación se explican las características fundamentales de cada uno de estos grupos, también llamados familias, destacando la relación existente entre las características de la matriz (composición, estructura) y la manera en que se logra el desarrollo óptimo de sus propiedades mecánicas (mecanismos de endurecimiento).

### 2.2.1 Superaleaciones base níquel.

El níquel es un metal cuya estructura cristalina es fcc (cúbica centrada en las caras) desde temperatura ambiente hasta su punto de fusión [7] (1455°C). Es conocido por su buena resistencia a la corrosión, especialmente a temperaturas elevadas y a la vez mantener sus propiedades mecánicas [8].

El níquel es el elemento base en la mayoría de las aleaciones resistentes a altas temperaturas [9], debido principalmente a la estabilidad de la matriz fcc, su capacidad de ser endurecido de múltiples maneras y su estabilidad superficial, la cual es mejorada aleándose con cromo y/o aluminio.

Las superaleaciones base níquel son las más ampliamente usadas en los motores de turbo propulsión, principalmente en los componentes expuestos a mayor temperatura, constituyendo más del 50% de su peso en las aeronaves modernas. Aleaciones representativas de esta familia son: 718 y Waspaloy.

Estas aleaciones contienen de 10 a 20% de cromo, hasta un 8% de aluminio y titanio combinados, hasta 15% de cobalto y pequeñas cantidades de boro, zirconio, hafnio y carbono. Otras adiciones comunes son: molibdeno, niobio, tantalio, renio y tungsteno, desempeñando distintos roles como solutos endurecedores y formadores de carburos [10].

Las aleaciones base níquel pueden endurecerse por medio de los siguientes mecanismos [8]:

Solución sólida. El níquel admite en solución sólida una gran cantidad de elementos, especialmente cromo, molibdeno, tungsteno y cobalto, los cuales contribuyen a la estabilidad superficial (cromo) así como al incremento de la resistencia a la tensión (molibdeno, tungsteno y cobalto).

Precipitación. Una vez en solución, elementos como titanio, aluminio y niobio principalmente, generan compuestos inter-metálicos por medio de precipitación, la cual ocurre durante calentamientos y enfriamientos controlados, tomando ventaja de la disminución en la solubilidad de la matriz.

### 2.2.2 Superaleaciones base cobalto

El cobalto puro tiene una estructura hcp (hexagonal compacta) a temperaturas por debajo de los 415°C, la cual se transforma en una estructura fcc (cúbica centrada en las caras) a mayores temperaturas; sin embargo se utilizan adiciones de níquel como aleante para estabilizar la estructura austenítica fcc por debajo de 25°C y hasta el punto de fusión.

Las aleaciones trabajables en caliente contienen alrededor de 40% de cobalto y altos contenidos de níquel (20%) para incrementar su forjabilidad [4].

En términos generales, las superaleaciones base cobalto son mucho más simples que las de base níquel. En estas aleaciones no se han encontrado precipitados que incrementen sustancialmente su resistencia, por lo tanto se basan en la combinación de endurecimiento por solución sólida y por carburos, lo cual limita su uso en muchas aplicaciones. A pesar de esto, una fina dispersión de carburos en las fronteras de grano contribuye significativamente al aumento de la resistencia mecánica en estas aleaciones.

Existen tres tipos principales de carburos: MC,  $M_{23}C_6$  y  $M_6C$ . En los carburos MC, M representa los metales reactivos tales como titanio, tantalio, niobio y zirconio. En los carburos  $M_{23}C_6$ , M por lo general es cromo, sin embargo puede ser molibdeno o tungsteno. Cuando el contenido de molibdeno o tungsteno excede el 5% atómico, se forman regularmente carburos  $M_6C$ .

Las superaleaciones base cobalto presentan buenas propiedades de ruptura a temperaturas superiores a los 1000°C (1830°F), sin embargo no compiten con las de base níquel para partes sometidas a elevados esfuerzos, así que son usadas en partes estáticas de larga duración, sometidas a bajos esfuerzos, además presentan buena resistencia a la corrosión a altas temperaturas, lo cual se asocia a sus altos contenidos de cromo.

Como aleaciones representativas de esta familia se encuentran: Haynes 25, Haynes 188, e Inconel 783.

### **2.2.3 Superaleaciones base hierro-níquel**

Las superaleaciones base hierro-níquel evolucionaron originalmente a partir de los aceros inoxidable austeníticos con al menos 25% de níquel requerido para estabilizar la matriz austenítica cuya estructura cristalina es fcc.

El grupo más importante de superaleaciones base hierro-níquel incluye aquellas que son endurecidas por precipitación [5] y dentro de este grupo de superaleaciones se encuentran las de alta resistencia y bajo coeficiente de expansión térmica, las cuales son endurecidas por medio de elementos tales como niobio, titanio y aluminio.

Estas aleaciones presentan un coeficiente de expansión bajo y constante, hasta temperaturas cercanas a los 430°C, además poseen alta resistencia a la tensión a temperaturas de hasta 540°C, motivo por el cual han sido utilizadas por la industria aeroespacial para diseñar componentes con claros más estrechos tal y como los anillos de retención, cuya función principal es minimizar fugas incrementando la relación resistencia mecánica/peso. Lo anterior permite una mayor salida de potencia así como mayor eficiencia en el uso de combustible [11].

Debido a su alto contenido de hierro, estas superaleaciones son menos costosas que las de base cobalto o base níquel [5], siendo las siguientes las más ampliamente utilizadas: aleación 286, N-155 e Incoloy 909

### **2.3 Endurecimiento de las superaleaciones**

Las propiedades mecánicas de las superaleaciones dependen de la facilidad con que la deformación plástica se efectúa, por lo que reduciendo la movilidad de las dislocaciones del material, la resistencia mecánica se incrementa; por el contrario, a medida que las dislocaciones encuentran menos restricciones para moverse, es mayor la facilidad con que un metal puede ser deformado.

Prácticamente todas las técnicas de endurecimiento se basan en este principio: restringiendo u obstaculizando el movimiento de las dislocaciones del material, éste se vuelve más duro y resistente.

Como se mencionó anteriormente, la estructura de la mayoría de las superaleaciones base níquel consiste en una matriz y partículas endurecedoras [12]. Tanto la matriz como las partículas endurecedoras tienen la capacidad de aportar resistencia y dureza al material y aunque el concepto de endurecimiento sea el mismo, existen distintos mecanismos que regulan estas restricciones de dislocaciones. Estos mecanismos se explican a continuación.

### **2.3.1 Endurecimiento por reducción del tamaño de grano.**

Al igual que en las aleaciones comunes de ingeniería, el tamaño de grano promedio influye en las propiedades mecánicas de las superaleaciones. Los granos adyacentes normalmente tienen distintas orientaciones cristalográficas y una frontera en común y durante la deformación plástica, el movimiento de dislocaciones debe efectuarse a través de esta frontera, por tanto, esta actúa como una barrera.

La frontera de grano actúa como una barrera ante el movimiento de dislocaciones por dos razones:

- Debido a que los dos granos tienen diferentes orientaciones, una dislocación que pase del grano A al grano B (Figura 2.1) tendrá que cambiar su dirección de movimiento; esto se vuelve cada vez más difícil conforme la desorientación cristalográfica aumenta.
- El desorden atómico dentro de la región de una frontera de grano resulta en una discontinuidad de planos de deslizamiento de un grano a otro.

Un material de tamaño de grano fino es más duro y resistente que uno cuyos granos son gruesos (de mayor tamaño), debido a que el primero posee una mayor densidad de fronteras de grano para impedir el movimiento de dislocaciones.

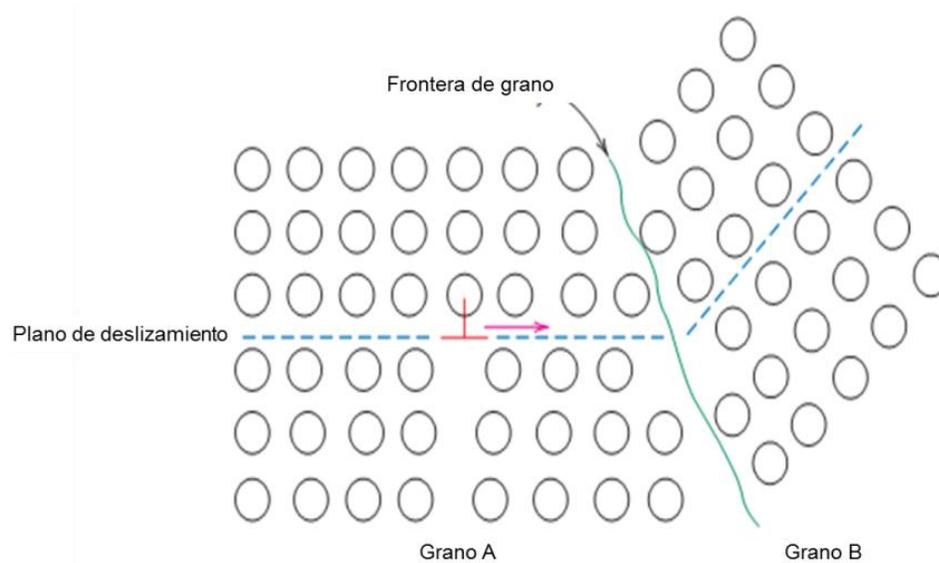


Figura 2.1. Movimiento de una dislocación al encontrarse con una frontera de grano, la cual actúa como barrera. Los planos de deslizamiento son discontinuos y cambian de dirección al pasar por la frontera [13].

### 2.3.2 Endurecimiento por precipitación

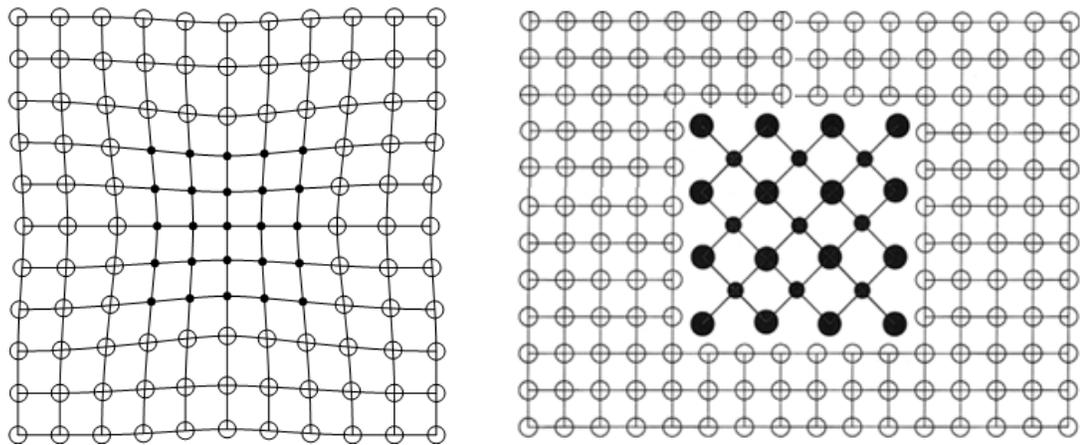
La resistencia y la dureza de algunas aleaciones metálicas pueden aumentar por la formación de partículas dispersas de una segunda fase dentro de la matriz; esto se puede conseguir mediante un proceso de transformación de fase, el cual se lleva a cabo comúnmente al aplicar trabajo y/o al exponer el material a determinada temperatura por debajo de su punto de fusión.

El proceso es llamado endurecimiento por precipitación y las partículas de la nueva fase se denominan precipitados. Este proceso también es conocido como endurecimiento por envejecido, ya que la resistencia es desarrollada con el tiempo o conforme la aleación “envejece” [13]. Los precipitados incrementan la resistencia de una aleación impidiendo el proceso de deformación que tiene lugar bajo carga [5].

La resistencia de los materiales está relacionada con el deslizamiento de dislocaciones al aplicar un esfuerzo; así, el movimiento de las dislocaciones es restringido cuando un obstáculo, por ejemplo un precipitado, es encontrado a su paso. El bloqueo del deslizamiento de dislocaciones se vuelve más efectivo cuando las partículas son pequeñas y numerosas y cuando los planos de las partículas precipitadas son continuos con los planos de la red de la matriz.

Las partículas coherentes pueden tener un parámetro de red distinto al de la matriz, lo que resulta en distorsiones de red elásticas alrededor de las partículas, como se muestra en la Figura 2.2.

El campo de deformación que rodea los precipitados interactúa con las dislocaciones. Específicamente la sección transversal de la interacción entre una dislocación en movimiento y un precipitado es mayor que la propia partícula, por tanto se observa una mayor resistencia. Este mecanismo es conocido como precipitación coherente.



(a)

(b)

Figura 2.2. Representación esquemática de (a) un precipitado coherente, y (b), un precipitado no coherente en una matriz cristalina [14].

Por el contrario, los precipitados que no son coherentes no presentan esta interrelación con la red de la matriz, por lo tanto no alteran los alrededores de la partícula. Estas partículas usualmente son más grandes y menos numerosas. En este caso, el deslizamiento de las dislocaciones es bloqueado únicamente si la partícula se atraviesa directamente en el camino de la dislocación en movimiento.

La más alta resistencia se alcanza generalmente cuando una gran cantidad de precipitados pequeños, circulares y espaciados estrechamente son dispersados coherentemente en una aleación. Estas condiciones proveen una oportunidad óptima para que las dislocaciones interactúen con la mayoría de estas partículas.

Por razones energéticas, los precipitados coherentes nuclean con mayor rapidez que los precipitados incoherentes, debido a que la energía de la frontera entre la fase precipitada y la matriz es menor. Esta rápida nucleación conlleva a tener gran cantidad de precipitados dispersos finamente, teniendo tamaños entre 3 y 10 nm. Además, la distancia entre precipitados coherentes a lo largo de un plano de deslizamiento es del orden de 50 nm, un valor que no puede ser alcanzado en la precipitación incoherente.

La Figura 2.3 representa la obstrucción de una dislocación por un arreglo de partículas duras en una matriz más suave. Al incrementar el esfuerzo, se piensa que ciertos segmentos de la dislocación son empujados entre las partículas (a) y eventualmente sobresalen (b); en este punto, las protuberancias se alcanzan unas a otras (c) y forman una nueva dislocación que continúa su camino en el lado opuesto hasta que un nuevo grupo de precipitados es encontrado.

Como resultado permanecen anillos de dislocación (d) alrededor de las partículas, cuyos esfuerzos impiden el movimiento de la siguiente dislocación. Este mecanismo, conocido como mecanismo de Orowan, resulta en una resistencia a la cedencia que es inversamente proporcional a la distancia entre partículas y, por lo tanto, al tamaño de las mismas.

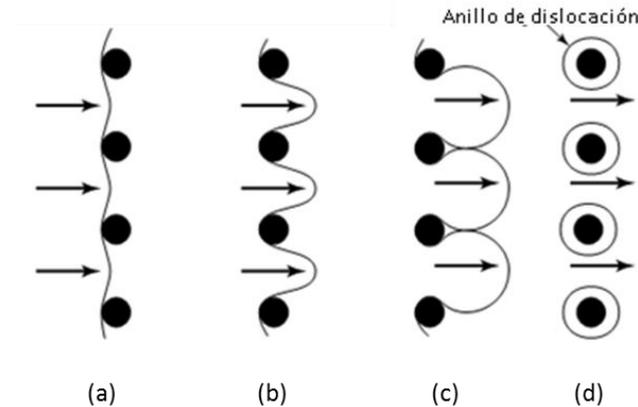


Figura 2.3. Representación esquemática de la obstrucción de una dislocación causada por precipitados (mecanismo de Orowan) [14].

Además de las partículas esféricas, también es posible encontrar precipitados con forma de disco o aguja, las cuales pueden estar alineadas a lo largo de planos cristalográficos específicos y pueden fragilizar la aleación. Estos arreglos de partículas se conocen con el nombre de estructuras Widmanstätten [14].

### 2.3.3 Endurecimiento por solución sólida

Un mecanismo adicional para reforzar y endurecer los metales consiste en alearlos [15] con átomos de impurezas que forman soluciones sólidas sustitucionales o intersticiales.

Las aleaciones son más resistentes que los metales puros, ya que los átomos añadidos que entran en solución imponen deformaciones de red en los átomos que se encuentran a su alrededor (Figura 2.4).

Lo anterior resulta en interacciones entre dislocaciones y átomos de impurezas en la red distorsionada, lo cual provoca que el movimiento de dislocaciones sea restringido [13]; por tanto, es necesario aplicar un mayor esfuerzo para iniciar y continuar la deformación plástica en aleaciones endurecidas por solución sólida.

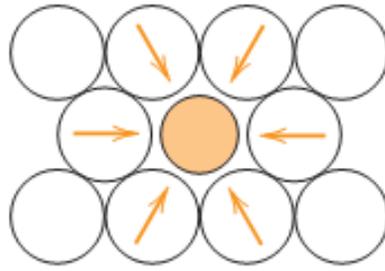


Figura 2.4. Representación de esfuerzos de tensión impuestos sobre átomos de la matriz por una impureza sustitucional de menor tamaño [13].

Las superaleaciones base níquel, hierro-níquel y base cobalto endurecidas por medio de este mecanismo son proporcionadas normalmente en condición de solubilizado, con virtualmente todos los carburos secundarios disueltos. Por ejemplo, la microestructura consta de carburos primarios dispersos en una matriz monofásica, con las fronteras de grano relativamente libres de carburos y durante la exposición en servicio a elevadas temperaturas, los carburos secundarios precipitan en las fronteras de grano, proveyendo las propiedades deseadas a elevada temperatura.

#### **2.4 Fases presentes en las superaleaciones.**

Como se ha mencionado, además del tamaño de grano, la formación de distintas fases secundarias, principalmente precipitados es lo que provee a las superaleaciones sus características únicas [5]. Las fases principales en las superaleaciones base Ni y Fe-Ni son:

- Matriz ( $\gamma$ ). Es una fase con estructura cristalina fcc que usualmente contiene un alto porcentaje de elementos en solución sólida como cobalto, hierro, cromo, molibdeno y tungsteno. Todas las aleaciones base níquel contienen esta fase.

- Gama prima ( $\gamma'$ ). Es la principal fase endurecedora en la mayoría de las superaleaciones base níquel y hierro-níquel. Posee una estructura cristalina fcc y su composición es  $Ni_3$  (Al, Ti) en superaleaciones base níquel y  $Ni_3$  (Ti, Nb) en algunas superaleaciones base hierro-níquel, como es el caso de la aleación Incoloy 909. Su forma varía de esférica a cúbica y su tamaño depende de la temperatura y el tiempo de exposición.
- Gama biprima ( $\gamma''$ ). Esta fase provee una resistencia muy alta a temperaturas bajas e intermedias, pero es inestable a temperaturas por encima de los 650°C. Su composición química es  $Ni_3Nb$  y es coherente con la matriz  $\gamma$ . Su estructura cristalina es bct (tetragonal centrada en el cuerpo) y se encuentra en aleaciones base níquel como la aleación 718.
- Delta ( $\delta$ ). Se observa en la aleación 718 sobre-envejecida; posee una morfología acicular cuando se forma entre los 815 y los 980°C y básicamente se alimenta del niobio contenido en  $\gamma''$ .
- Carburos. El carbono en cantidades del 0.02 al 0.2% en peso se combina con elementos reactivos, tales como titanio, tantalio, hafnio y niobio, para formar carburos metálicos.

Existen superaleaciones que se han utilizado en la industria aeroespacial debido a su estabilidad dimensional, lo cual resulta útil al diseñar componentes cuya expansión térmica al estar en servicio debe ser mínima; tal es el caso de la aleación Incoloy 909. En la siguiente sección se describen a detalle sus principales propiedades.

## 2.5 Superaleación Incoloy 909

La superaleación Incoloy 909 es de la familia hierro-níquel y se caracteriza por tener un bajo coeficiente de expansión térmica, módulo elástico constante y una alta resistencia mecánica, pudiéndose usar hasta los 650°C [16].

Estas características hacen atractivo el uso de esta aleación en la fabricación de sellos entre distintos componentes de la turbina, mejorando su estabilidad dimensional y reduciendo la probabilidad de fugas, al no expandirse o contraerse excesivamente en servicio, mejorando su eficiencia en operación [17, 18]. Esta aleación es endurecida por precipitación como resultado de la adición de niobio y titanio. Su composición química se muestra en la TABLA 1.

TABLA 1. Composición química de la aleación Incoloy 909 [16].

Elemento	Porcentaje atómico
Níquel	35.0 – 40.0
Cobalto	12.0 – 16.0
Niobio	4.3 – 5.2
Titanio	1.3 – 1.8
Silicio	0.25 – 0.50
Carbono	0.06 máx.
Aluminio	0.15 máx.
Hierro	Balance

La composición de la aleación Incoloy 909 está diseñada para proveer un coeficiente de expansión térmica bajo y constante, el cual es aproximadamente 40% menor que el de la aleación 718, una típica aleación resistente a las altas temperaturas [19, 20], como se puede observar en la Figura 2.5.

Por otro lado, la alta resistencia mecánica de esta aleación se consigue por medio de la precipitación de fases tipo  $A_3B$ , donde B puede ser Ti o Nb.

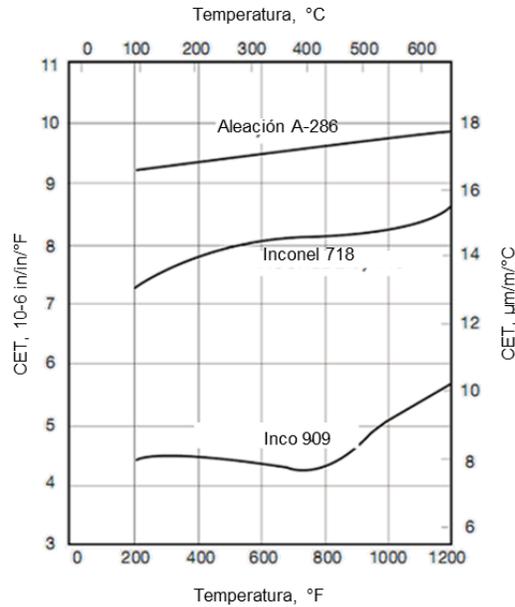


Figura 2.5. Coeficientes de expansión térmica (CET) de la aleación Incoloy 909 y otras aleaciones de alta resistencia mecánica [16].

### 2.5.1 Fases presentes en la superaleación Incoloy 909

Durante el procesamiento de la aleación Incoloy 909 es posible obtener las siguientes fases:

- *Gama prima ( $\gamma'$ )*. Es la fase endurecedora principal y precipita entre los 538°C y los 760°C; está compuesta de  $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Nb})$  con estructura fcc. Debido a la baja cantidad de aluminio en esta aleación, los precipitados gama prima son menos estables y al exponer el material a altas temperaturas de envejecido y/o por largos periodos de tiempo, los precipitados tienden a formar la fase épsilon [21].
- *Epsilon doble prima ( $\epsilon''$ )*. Esta fase se forma a temperaturas más elevadas (700°C a 950°C) y se observa en forma de plaquetas muy finas inter e intragranulares. El contenido de silicio de la aleación 909 acelera su precipitación y amplía su rango de temperatura.

La morfología acicular de  $\epsilon''$  es similar a  $\delta$  ó  $\gamma''$ , mientras que su estructura cristalina no ha sido caracterizada con certeza. Su composición química es  $(\text{Ni, Fe, Co})_3(\text{Nb,Ti})$ .

- *Epsilon* ( $\epsilon$ ). Esta fase inicialmente precipita en las fronteras de grano, alrededor de nitruros y carbonitruros, e intragranularmente a partir de  $\epsilon''$ . Los precipitados intragranulares angulares, en bloques y aciculares son ópticamente similares a la fase  $\delta$  en la aleación 718. Como en el caso de  $\epsilon''$ , el silicio mejora la precipitación de esta fase. La precipitación excesiva de esta fase dentro de los granos aporta fragilidad a la aleación [22], aunque en las fronteras de grano disminuye el efecto SAGBO [23]
- *Laves*. Esta fase se forma en los límites de grano a las más altas temperaturas (800°C a 1040°C), regularmente presentes durante el trabajo en caliente y el recocido. Su composición química es  $\text{Fe}_2\text{Nb}$ , aunque contiene alrededor de 8% atómico de silicio. Precipita durante el trabajo en caliente y el solubilizado, refina la estructura y modifica las fronteras de grano [24, 25].

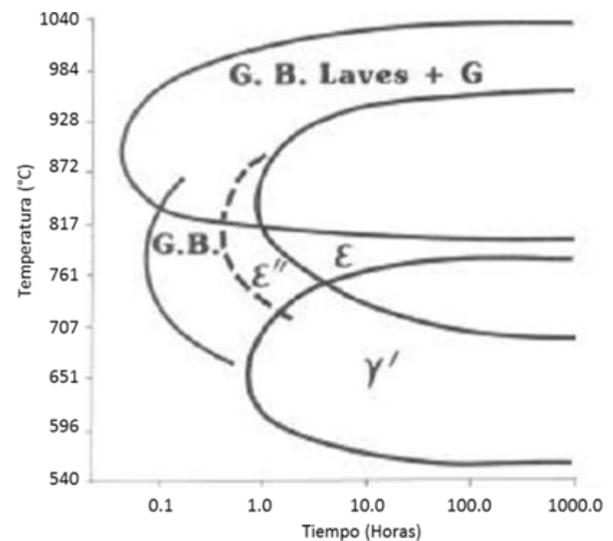
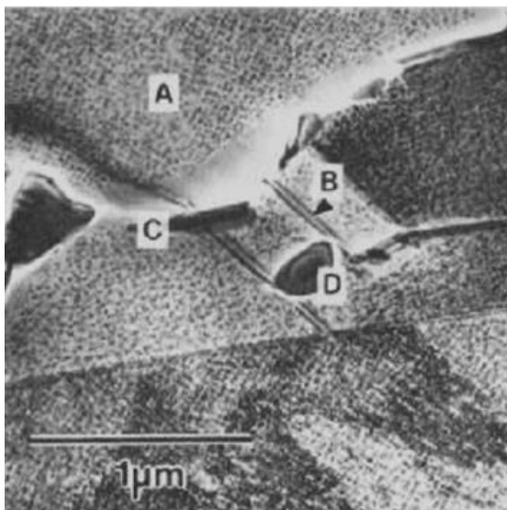


Figura 2.6. Precipitados presentes en la superaleación Inco 909. A =  $\gamma + \gamma'$ ; B =  $\epsilon''$ ; C =  $\epsilon$ ; D = Laves [26].

Es posible refinar el tamaño de grano controlando la cantidad y distribución de la fase Laves durante el procesamiento termo-mecánico. Debe precipitar suficiente cantidad de Laves para permitir el anclaje en las fronteras de grano, sin embargo cantidades excesivas son indeseables ya que al tener menor cantidad de Nb residual se reduce la precipitación de las fases  $\epsilon$  y  $\epsilon''$  durante el tratamiento térmico subsecuente.

Aunque el mecanismo no se ha comprendido totalmente, la presencia de  $\epsilon$ , y probablemente  $\epsilon''$ , en las fronteras de grano existentes es requerida para resistir la fragilización por oxígeno (de la misma forma en que  $\delta$  beneficia las propiedades de ruptura en la aleación Inconel 718).

La abundancia y los regímenes de temperatura de estas fases son sensibles tanto a la composición como a la energía de deformación en el material antes del envejecido.

La energía residual de deformación en presencia de silicio promueve la precipitación de las fases benéficas intergranulares y permite una excelente combinación de resistencia al SAGBO (fragilización acelerada por oxígeno en las fronteras de grano, por sus siglas en inglés) y propiedades de tensión elevadas.

Para conseguir una mejora sustancial en la resistencia al SAGBO es necesario seleccionar una combinación de proceso de forja y tratamiento térmico adecuado para obtener una microestructura favorable que contenga tanto la fase Laves que refina el tamaño de grano, como la fase  $\epsilon$  en las fronteras de grano.

## **2.6 Desarrollo de propiedades mecánicas**

En la industria aeroespacial, además de cumplir con requerimientos de carácter geométrico, se deben cumplir requerimientos microestructurales y de propiedades mecánicas. Por tal motivo, la comprensión y la predicción de estas propiedades que se desarrollan durante los procesos de deformación en caliente han sido por mucho tiempo el arte de los metalurgistas.

Uno de los procedimientos más ampliamente utilizados para mejorar las propiedades mecánicas y metalúrgicas de las superaleaciones es el proceso de forja. La mayor parte de las propiedades mecánicas se desarrollan por medio de este proceso, sin embargo es necesario exponer los materiales a uno o más tratamientos térmicos para homogenizar las propiedades mecánicas en todo el producto y en muchos casos maximizarlas. El concepto de tratamiento térmico, su aplicación, así como su clasificación son descritos al final de este capítulo.

### **2.6.1 El proceso de forja**

En el sentido más general, el proceso de forja consiste en deformar plásticamente entre dos herramientas una pieza para obtener una configuración geométrica deseada.

Los procesos de forja usualmente presentan poco desperdicio, en caso de existir, y generan la geometría de la parte final en un periodo de tiempo muy corto, regularmente en uno o algunos golpes de una prensa o martillo. Como resultado, la forja ofrece ahorros en energía y material comparados con el proceso de fundición, especialmente en cantidades medias y altas de producción donde los costos de herramientas pueden ser amortizados fácilmente. Además, para un peso dado las partes producidas por forja exhiben mejores propiedades mecánicas y metalúrgicas que aquellas obtenidas por fundición.

Los fenómenos que rigen el comportamiento de un material durante el proceso de forja, tales como el flujo de metal, la fricción en la interface herramienta/metal, la generación de calor y su transferencia durante el flujo plástico, las relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas, así como las condiciones del proceso son difíciles de predecir y analizar en conjunto, [27].

Durante el proceso de forja existen fenómenos como la recuperación, la recristalización y el crecimiento de grano, que en gran manera contribuyen a la obtención de las propiedades mecánicas y metalúrgicas deseadas en el producto final. Estos fenómenos se explican a continuación.

### 2.6.2 Recuperación, recristalización y crecimiento de grano.

La energía de un material cristalino se incrementa durante la deformación por la presencia de dislocaciones, y un material que contiene estos defectos es termodinámicamente inestable.

Aunque la termodinámica sugiere que estos defectos deben desaparecer espontáneamente, en la práctica los mecanismos atomísticos necesarios son muy lentos a temperaturas bajas, teniendo como resultado que las estructuras inestables son retenidas después de la deformación (Figura 2.7a).

Debido a lo anterior, si el material es llevado a una temperatura elevada, los procesos activados térmicamente como la difusión en estado sólido proveen mecanismos donde los defectos pueden ser removidos o reacomodados en configuraciones de menor energía.

Por otro lado, al calentar un material trabajado a una temperatura elevada, la microestructura y las propiedades pueden ser parcialmente restauradas a sus valores originales por medio de la *recuperación* en la cual ocurre la eliminación o el reacomodo de las dislocaciones.

Los cambios microestructurales durante la recuperación son relativamente homogéneos y usualmente no afectan las fronteras entre los granos deformados (Figura 2.7b).

Un proceso posterior llamado *recristalización* suele ocurrir, en el cual se forman nuevos granos libres de dislocaciones dentro de la estructura deformada o recuperada (Figura 2.7c). Estos granos crecen y consumen los granos anteriores, resultando una nueva estructura con una baja densidad de dislocaciones (Figura 2.7d). Si la recristalización tiene lugar durante la deformación a temperaturas elevadas se le denomina *recristalización dinámica*.

Aunque la recristalización remueve las dislocaciones, el material sigue conteniendo fronteras de grano, las cuales son termodinámicamente inestables.

Un mayor calentamiento puede resultar en crecimiento de grano, en el cual los granos más pequeños son eliminados, los granos más grandes crecen y las fronteras de grano asumen una configuración de menor energía (Figura 2.7e).

Bajo ciertas circunstancias, este crecimiento de grano normal puede dar lugar al crecimiento selectivo de algunos granos alargados en un proceso conocido como crecimiento de grano anormal o *recristalización secundaria* (Figura 2.7f). En general se busca evitar la presencia de granos alargados ya que pueden propiciar la generación de grietas por esfuerzos cíclicos (falla por fatiga).

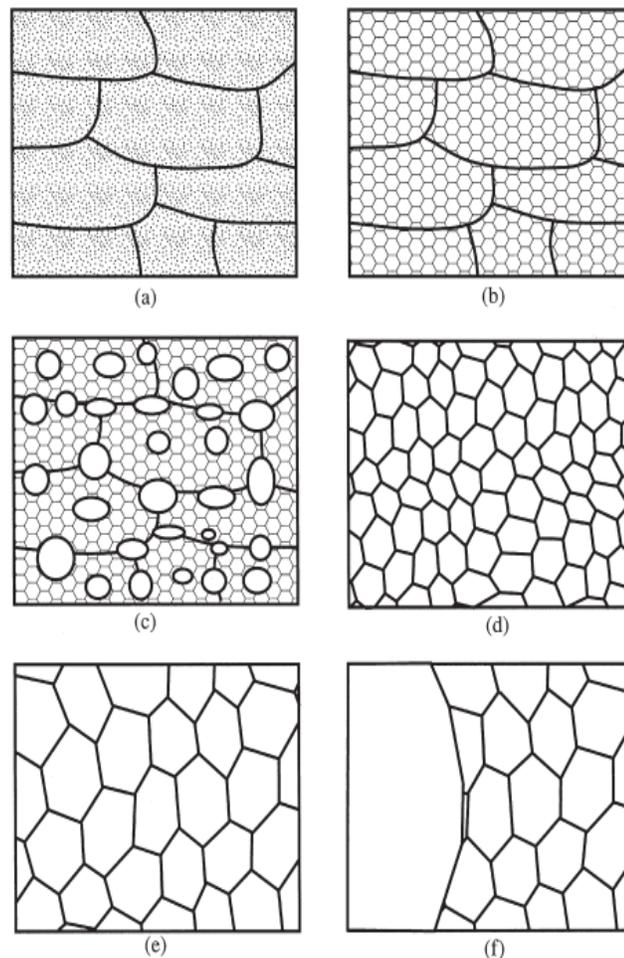


Figura 2.7. Diagrama esquemático de los procesos que ocurren al incrementar la temperatura de un material: (a) Estado deformado, (b) Recuperación, (c) Recristalización parcial, (d) Recristalización completa, (e) Crecimiento de grano y (f) Crecimiento de grano anormal [28].

### 2.6.3 Forja de superaleaciones

La forja de superaleaciones ha evolucionado del simple proceso de obtener una forma específica a uno muy sofisticado en el que no sólo se obtiene la geometría deseada, sino que se logra un gran control microestructural para obtener mejores propiedades [4].

Debido a que mantienen su resistencia a elevadas temperaturas (cerca del 70% de su temperatura de fusión), las superaleaciones son más difíciles de forjar que la mayoría de los metales. En realidad, la forjabilidad varía ampliamente dependiendo del tipo de superaleación y su composición; así, conforme el contenido de aleantes se incrementa para obtener aún mayor resistencia a elevada temperatura, la forjabilidad generalmente tiende a disminuir. Por ejemplo, las aleaciones endurecidas por precipitación son mucho más difíciles de forjar que las aleaciones endurecidas por solución sólida.

Las temperaturas iniciales de forja son efectuadas generalmente por encima de la temperatura de  $\gamma'$  solvus para promover la homogenización química y microestructural [29].

La deformación subsecuente puede ser completada por debajo de  $\gamma'$  solvus para promover un mayor grado de refinamiento microestructural pero a temperaturas lo suficientemente altas para evitar agrietamiento y la presencia de fases indeseables.

Aproximadamente el 80% de la reducción se efectúa por encima de la temperatura de recristalización, mientras que el otro 20% es realizado a menor temperatura para mejorar las propiedades mecánicas [30].

Típicamente, las forjas para aplicaciones que exigen resistencia a la fatiga son terminadas a temperaturas por debajo de  $\gamma'$  solvus para producir tamaños de grano finos, mientras que las forjas para aplicaciones que requieren buenas propiedades de termofluencia y ruptura son terminadas por encima de  $\gamma'$  solvus para producir estructuras de grano un poco más grueso.

El límite inferior para el trabajo en caliente es determinado usualmente por el incremento en el flujo de esfuerzo conforme la temperatura es disminuida, mientras que el límite superior se determina por la temperatura de fusión incipiente o por un crecimiento excesivo del grano [4].

Existen distintos procesos de forja utilizados en la fabricación de componentes hechos de superaleaciones, entre los cuales destacan: forja abierta, forja cerrada, extrusión, forja isotérmica y el rolado de anillos.

Para la fabricación de anillos de turbinas aeroespaciales se emplea comúnmente el proceso denominado *ring rolling*, o rolado de anillos, el cual se describe a continuación.

#### **2.6.4 Rolado de anillos**

El rolado de anillos es un proceso versátil de formado de metales para la manufactura de anillos forjados sin costura, los cuales son dimensionados con precisión y presentan flujo de grano circunferencial [30].

En el rolado de anillos, una pieza precalentada es deformada axialmente y punzonada utilizando una prensa; de esta manera se obtiene una preforma con geometría similar a una dona, la cual se coloca sobre un mandril de diámetro ligeramente más pequeño que el de la preforma. El espaciamiento entre el mandril no impulsado y el mandril radial impulsado disminuye progresivamente y conforme el área transversal del anillo decrece, ocurre una extrusión circunferencial en la dirección de la rotación del anillo, de manera que el diámetro del anillo se incrementa.

Por otro lado, la altura del anillo es controlada, ya sea por la forma del mandril radial o por medio de mandriles axiales colocados a lo largo del anillo.

Los componentes en forma de anillo pueden ser rolados a partir de cualquier material forjable y la configuración varía desde anillos con formas rectangulares hasta anillos con formas complejas.

La manufactura de anillos rolados sin costura consta de dos procesos básicos: la producción de una preforma, y la deformación de esta preforma en una roladora.

El objetivo principal al fabricar un preforma es hacer un hoyo en la pieza de trabajo que tenga un diámetro suficiente para permitir que la esta se ajuste al mandril de la roladora. El diámetro del mandril debe ser tal que se le pueda aplicar suficiente fuerza para reducir la sección transversal de la preforma a una velocidad considerable.

La primera operación se denomina *upset* y consiste en deformar axialmente la materia prima, cuya geometría puede ser obtenida directamente de un proceso de vaciado [31] o formado en caliente, de tal manera que se logra uniformidad estructural y flujo de granos direccionado (Figura 2.8)

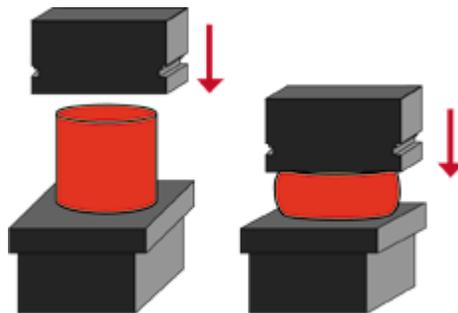


Figura 2.8. La prensa efectúa la primera operación al deformar axialmente el billet precalentado.

La segunda operación consiste en penetrar el material con un punzón (Figura 2.9), obteniéndose así la preforma, cuyo aspecto es parecido al de una dona, lo cual es necesario para el proceso de rolado.

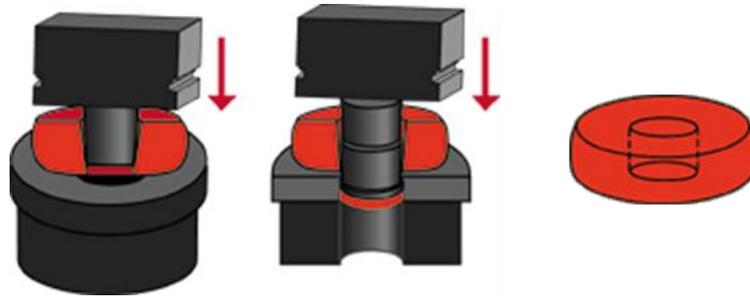


Figura 2.9. Obtención de la preforma por medio del punzón.

El proceso de rolado comienza con el rodillo no impulsado aplicando presión a la preforma contra el rodillo impulsado.

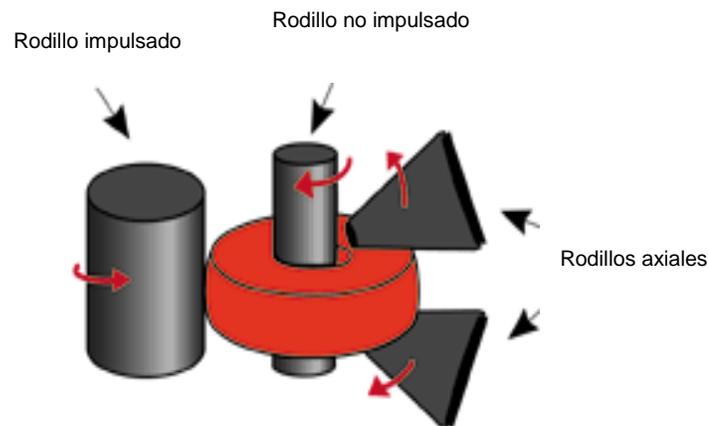


Figura 2.10. Esquema general de la roladora.

El diámetro del anillo es incrementado conforme la presión aplicada reduce el espesor de la pared y el proceso continúa hasta que se consiguen las dimensiones requeridas.

Las dimensiones de las piezas forjadas por medio de este proceso son muy próximas a las requeridas en la pieza final y en algunos casos no es necesario maquinarse, sin embargo, dado que en la industria aeroespacial las dimensiones son muy críticas, un maquinado posterior generalmente es necesario.

El siguiente proceso en la fabricación de anillos regularmente es el tratamiento térmico, cuyas temperaturas, tiempos de empape, rampas de calentamiento y/o de enfriamiento, así como los medios de enfriamiento dependen del material y de las propiedades mecánicas que se deseen.

### **2.6.5. Tratamientos térmicos**

La definición generalmente aceptada para el tratamiento térmico es calentar y enfriar un metal sólido o aleación de tal manera que se obtengan condiciones y/o propiedades específicas. Calentar con el único propósito de trabajar en caliente (como en las operaciones de forja) está excluido de esta definición [32].

Como ya se ha mencionado, la resistencia a alta temperatura de todas las superaleaciones está basada en el principio de una matriz estable de estructura FCC combinada con endurecimiento por precipitación y/o endurecimiento por solución sólida.

Los tratamientos térmicos más comúnmente empleados para superaleaciones son: solubilizado y envejecido. A continuación se escribe cada uno de ellos:

Solubilizado. El objetivo principal de este tratamiento térmico es colocar en solución los precipitados y disolver algunos carburos. Las temperaturas bajas de solubilizado disuelven las principales fases endurecedoras sin crecimiento de grano o solución significativa de carburos; por el contrario, las altas temperaturas de solubilizado resultan en crecimiento de grano y mayor disolución de carburos.

Enfriando súbitamente la aleación después del solubilizado se mantiene a temperatura ambiente la solución sólida súper saturada obtenida durante el tratamiento térmico, asimismo, el enfriamiento rápido resulta en un tamaño más fino de precipitados. Los métodos de enfriamiento más comúnmente usados incluyen aceite y agua, así como varias formas de enfriamiento con aire o gases inertes.

Envejecido. El tratamiento térmico de envejecido incrementa la resistencia de las aleaciones a las que es posible tratar por este método, causando la precipitación de una o más fases a partir de los elementos disueltos en la matriz inicialmente saturada durante el solubilizado.

Los factores que determinan la selección y el número de operaciones en el envejecido así como su temperatura incluyen:

- Tipo y número de fases precipitantes disponibles.
- Tamaño de los precipitados
- Combinación de resistencia y ductilidad deseada.

La exposición a temperaturas por encima de la temperatura óptima de envejecido y/o por largos periodos de tiempo resulta en un decremento en la resistencia y en la dureza del material; mecanismo conocido como sobre envejecido.

# **CAPÍTULO III**

## **EXPERIMENTACIÓN**

### **3.1 Introducción**

Con el fin de determinar el efecto de la precipitación en las propiedades mecánicas de los anillos rolados de Incoloy 909, fue necesario exponer el material a distintas condiciones de procesamiento y de esta forma promover diferentes niveles de precipitación.

En este capítulo se detallan los parámetros de forja empleados para la fabricación de los anillos, así como los tratamientos utilizados en combinación con tales procesos de forja.

Finalmente se explica el procedimiento que se llevó a cabo para obtener las propiedades mecánicas y el comportamiento microestructural en cada una de las combinaciones de proceso de forja y tratamiento térmico.

### **3.2 Procesos de forja y tratamientos térmicos**

Se seleccionó una barra de 10" de Incoloy 909 para la obtención de los cortes para las pruebas. Este material se fabricó por medio de Inducción en Vacío y posteriormente se volvió a fundir por medio de Arco en Vacío, esto con el fin de cumplir con la especificación AMS 5884. La composición química de la barra utilizada se muestra en la TABLA 2.

TABLA 2. Composición química de la barra seleccionada.

<i>Composición química del material</i>			
C	0.015	Fe	Bal.
S	0.0004	Cu	0.03
Mn	0.03	Ni	37.1
Si	0.41	P	<.003
Cr	0.09	Cb	5.01
Mo	0.08	Ta	<.01
Co	13.44	W	0.01
Ti	1.61	V	<.01
Al	0.04	Cb+Ta	5.01
B	0.002	Ti+Al	1.65
Zr	<.01	Ni+Co	50.54

La Figura 3.1 muestra esquemáticamente los cortes obtenidos a partir de la barra seleccionada. Estos cortes tuvieron un peso individual de 43 kg

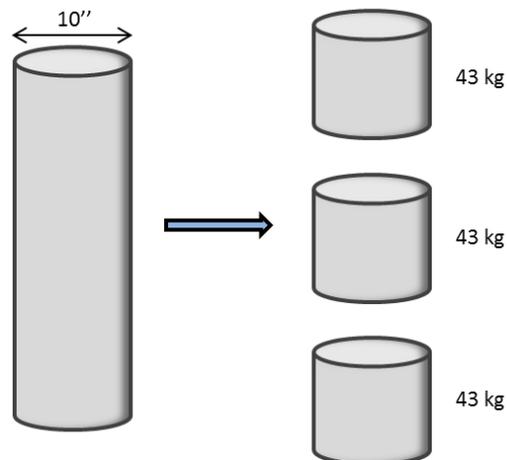


Figura 3.1. Esquema de corte de la barra en 3 secciones.

Con el fin de cubrir distintas condiciones de procesamiento a las cuales se expone típicamente el material en la industria, se diseñaron las estrategias de forja mostradas a continuación.

#### Proceso de Forja 1

Objetivo: Determinar el efecto de altas temperaturas de procesamiento combinadas con descensos a temperatura ambiente intermedios entre cada operación de forja.

#### Proceso de Forja 2

Objetivo: Determinar el efecto de temperaturas intermedias de procesamiento y descensos a temperatura ambiente entre cada operación de forja.

#### Proceso de Forja 3

Objetivo: Determinar el efecto del procesamiento a temperaturas intermedias sin descender a temperatura ambiente entre cada operación.

La Figura 3.2 muestra esquemáticamente las diferencias entre los tres procesos:

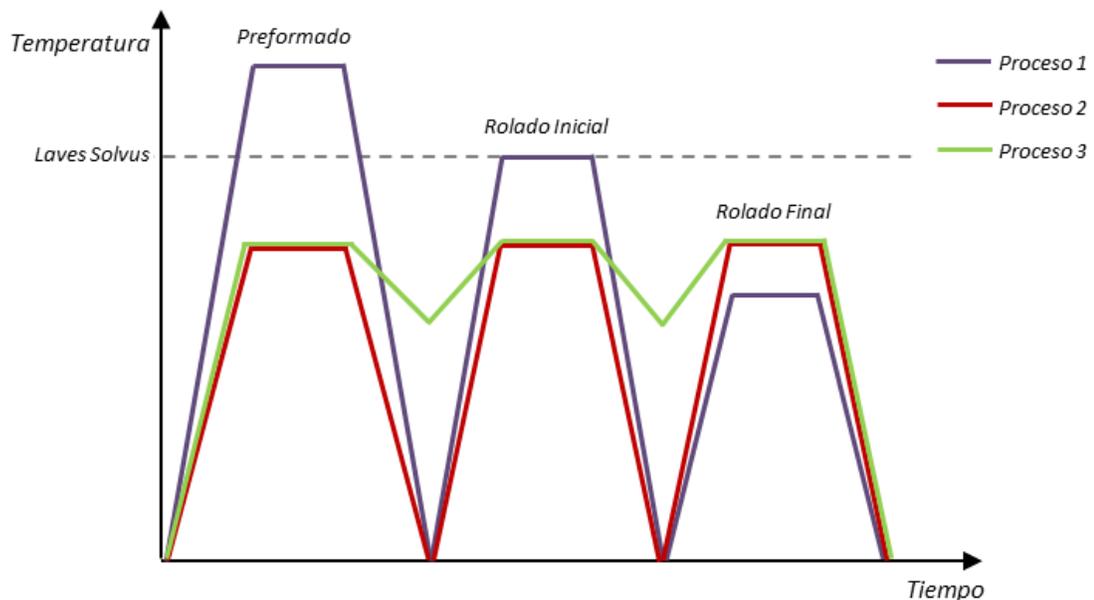


Figura 3.2. Procesos planteados en el diseño de experimentos.

En los tres procesos de forja se obtuvo inicialmente una preforma, como la que se muestra en la Figura 3.3.



Figura 3.3. Preforma obtenida después de reducir la altura del billet y de punzonarlo.

Posteriormente, la preforma fue llevada a la roladora para deformarla entre el mandril no impulsado y el radial. La Figura 3.4 muestra este proceso de deformación.



Figura 3.4. Deformación de la preforma en la roladora por medio de un mandril no impulsado y un radial impulsado.

Al finalizar el proceso de rolado se obtuvo la geometría mostrada en la Figura 3.5.



Figura 3.5. Geometría final obtenida después del proceso de rolado.

Una vez concluido el proceso de forja, se prosiguió con el segmentado de los anillos a  $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$  y  $270^\circ$ , obteniendo cuatro secciones por cada anillo, como se muestra en la Figura 4.6.

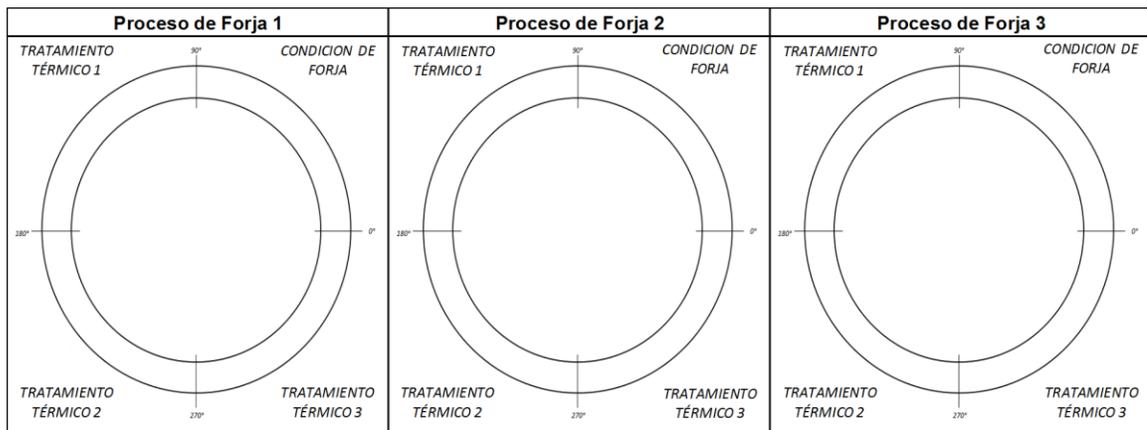


Figura 3.6. Corte de secciones para la realización de tratamientos térmicos.

El objetivo de seccionar los anillos es tratar térmicamente cada uno de ellos utilizando distintas combinaciones de temperaturas y tiempos en horno para el solubilizado y el envejecido (TABLA 3) cabe mencionar que estos tratamientos térmicos son los más comúnmente requeridos para este material por especificaciones de la industria aeroespacial.

TABLA 3. Tratamientos térmicos utilizados

<b>Sección</b>	<b>Solubilizado</b>	<b>Envejecido</b>
Tratamiento Térmico 1	982°C/1hr/AC	745°C/4hrs/FC - 620°C/4hrs/AC
Tratamiento Térmico 2	982°C/1hr/AC	718°C/8hrs/FC - 621°C/8hrs/AC
Tratamiento Térmico 3	982°C/1hr/AC + 982°C/1hr/AC	718°C/8hrs/FC - 621°C/8hrs/AC

Donde:

AC = Enfriamiento en Aire

FC = Enfriamiento en Horno

La temperatura de solubilizado es la misma en los tres casos, sin embargo la especificación del tratamiento térmico 3 requiere que este proceso se lleve a cabo por duplicado.

### 3.3 Esquema de extracción de probetas.

Al finalizar los tratamientos térmicos de cada sección se extrajeron dos probetas para cada tipo de prueba (tensión a temperatura ambiente, tensión a temperatura elevada y ruptura a alta temperatura), dando un total de seis especímenes por sección tratada, como se indica en la Figura 3.7, la cual se muestra en la siguiente página.

Las probetas indicadas en el esquema de la Figura 4.9 fueron maquinadas de acuerdo a estándares internacionales de la ASTM (American Society for Testing and Materials) según el tipo de ensayo mecánico a efectuarse, siendo la ASTM E8 para la prueba de tensión a temperatura ambiente, la ASTM E21 para la prueba de tensión a alta temperatura (650°C) y la ASTM E292 para la prueba de ruptura.

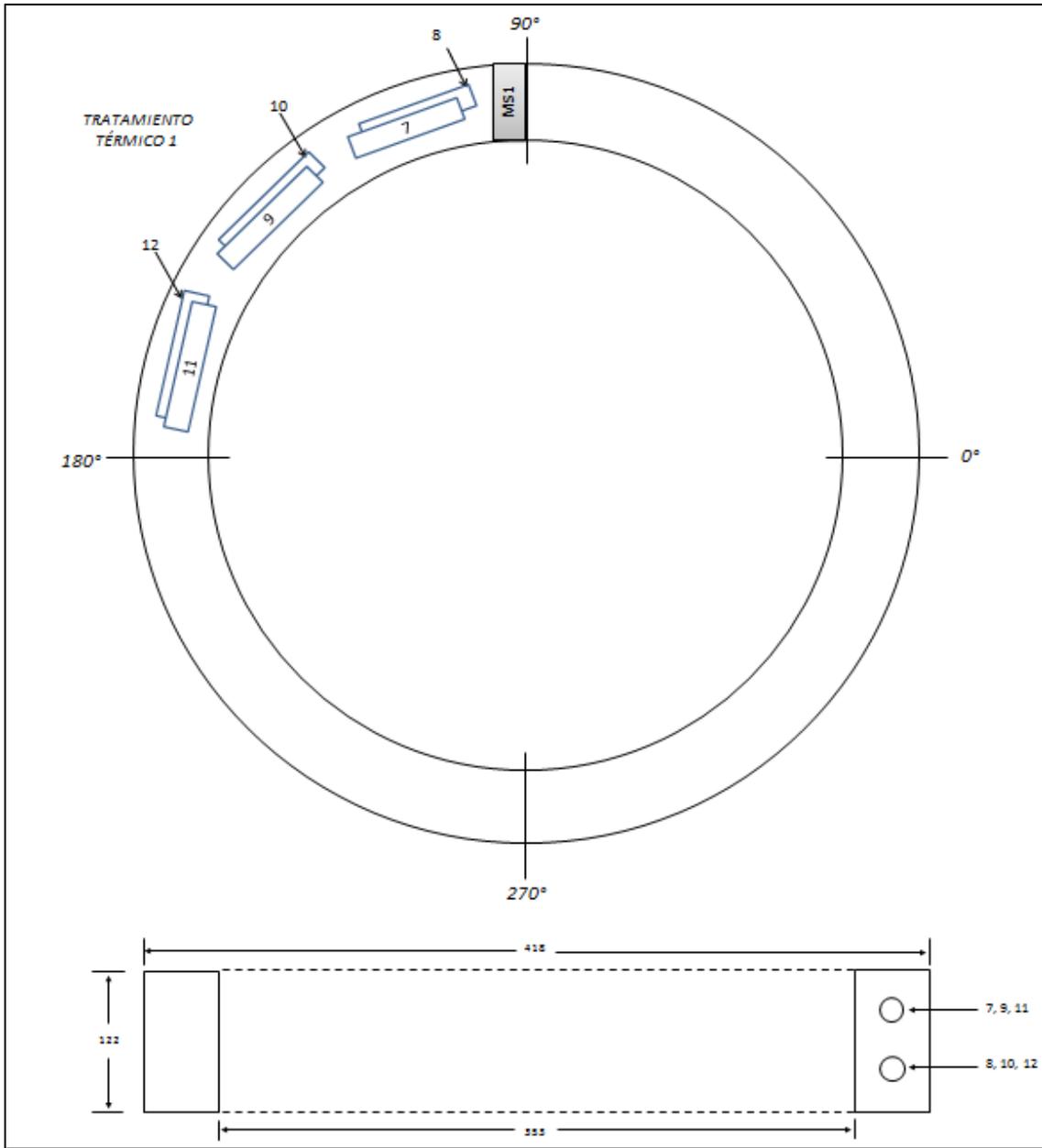


Figura 3.7. Esquema de extracción de probetas para ensayos mecánicos de la sección correspondiente al Tratamiento Térmico 1.

Debido a la sensibilidad del material a la preparación de la probeta, se enviaron las secciones antes mostradas al laboratorio Dickson Testing Company, localizado en California, USA. Este laboratorio está dedicado a llevar a cabo pruebas para la industria aeroespacial y cuenta con amplia experiencia en este tipo de ensayos, por lo que sus resultados son altamente confiables.

Se obtuvieron metalografías de los extremos de las probetas de tensión a temperatura elevada (zonas no deformadas), con el fin de evaluar el tamaño de grano en cada condición de procesamiento y se utilizó Kallings\* como atacante químico para revelar fronteras de grano así como precipitados potenciales.

Posteriormente se extrajeron secciones de las probetas de ruptura (Figura 3.8) para su análisis en el microscopio electrónico de barrido (SEM, Scanning Electron Microscope); dicho análisis fue realizado en las instalaciones del CIIDIT (Centro de Innovación, Investigación y Desarrollo en Ingeniería y Tecnología), utilizando un microscopio electrónico de barrido de la marca FEI, modelo Nova NanoSEM 200, el cual se muestra en la Figura 3.9. Los resultados microestructurales y de propiedades mecánicas obtenidos se muestran en siguiente sección.



Figura 3.8. Representación esquemática de una probeta de ruptura después del ensayo.



Figura 3.9. Microscopio electrónico de barrido utilizado para caracterizar las muestras.

\* El reactivo Kallings contiene cloruro de cobre, ácido clorhídrico y metanol.

# **CAPÍTULO IV**

## **RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

### **4.1 Introducción**

En el presente capítulo se muestran las propiedades mecánicas de los anillos forjados de acuerdo a lo descrito en la metodología experimental detallada en el Capítulo III. Se efectuaron las siguientes pruebas para cada una de las condiciones experimentales:

- Propiedades mecánicas
  - Resistencia a la cedencia (a temperatura ambiente así como a alta temperatura)
  - Esfuerzo último (a temperatura ambiente y a alta temperatura)
  - Porcentaje de elongación
  - Tiempo a la ruptura
  - Dureza
  
- Microestructura
  - Tamaño de grano
  - Morfología de precipitados
  - Distribución de precipitados

## 4.2 Resultados del ensayo de tensión a temperatura ambiente (RTT)

La TABLA 4 muestra los resultados obtenidos en la prueba de tensión a temperatura ambiente.

TABLA 4. Propiedades mecánicas obtenidas a partir de ensayos de tensión a temperatura ambiente en las distintas localizaciones de los anillos forjados.

Tratamiento	Proceso de Forja 1			Proceso de Forja 2			Proceso de Forja 3		
	YS (MPa)	UTS (MPa)	% e	YS (MPa)	UTS (MPa)	% e	YS (MPa)	UTS (MPa)	% e
Cond. Forja	765	1050	24.8	635	940	34.8	780	1090	25.6
	750	1050	26.6	645	960	33.2	780	1070	27.6
TT1	995	1270	16	1010	1280	15	1000	1290	16
	990	1270	16	1020	1290	16	1010	1300	16
TT2	1100	1360	14	1090	1350	15.6	1100	1370	16
	1090	1350	15.8	1100	1360	14.2	1090	1360	14.4
TT3	1100	1360	16	1090	1350	14	1090	1350	16
	1100	1360	16	1090	1350	16	1090	1360	15

Las siguientes gráficas muestran esquemáticamente los resultados obtenidos de: (a) esfuerzo de cedencia (YS), (b) esfuerzo último (UTS) y (c) porcentaje de elongación (%e), para cada combinación de proceso de forja y tratamiento térmico.

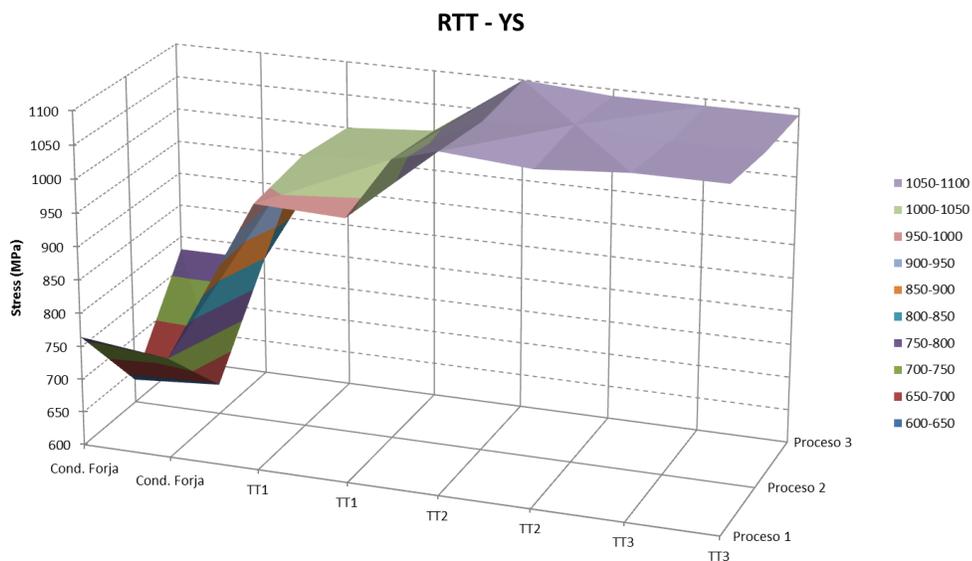


Figura 4.1. Esfuerzo de cedencia obtenido a partir del ensayo de tensión a temperatura ambiente (RTT).

Como se puede observar claramente en las Figuras 4.1 y 4.2, el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo último fueron mayores utilizando los tratamientos térmicos TT2 y TT3 en todos los procesos de forja, dado que la temperatura y el tiempo de exposición en los envejecidos TT2 y TT3 son más favorables para la precipitación de gama prima que en el TT1, en el cual se tiene una menor exposición en la región de gama prima del diagrama TTT para esta aleación.

En la condición de forja (sin aplicar algún tratamiento térmico) se observó una diferencia importante en el esfuerzo de cedencia del proceso de forja 2 en relación a los procesos de forja 1 y 3. Dado que las temperaturas utilizadas en los procesos de forja no favorecen precisamente la precipitación de gama prima, la diferencia en cedencia pudo haber surgido por la precipitación de otras fases.

Las imágenes de SEM mostraron que con el proceso de forja 2 se obtuvieron precipitados intra-granulares, a diferencia de los procesos 1 y 3, en los cuales se observó precipitación inter-granular principalmente. La presencia de precipitados en las fronteras de grano pudo haber favorecido la resistencia a la cedencia al obstruir el movimiento de dislocaciones en el material.

La Figura 4.2 muestra esquemáticamente el UTS (esfuerzo último de tensión). Al igual que en la cedencia, los tratamientos térmicos TT2 y TT3 alcanzaron los valores más altos de esfuerzo último, seguidos por el TT1 y la condición de forja. La precipitación de gama prima obtenida con los distintos tratamientos térmicos parece haber influenciado positivamente el esfuerzo último.

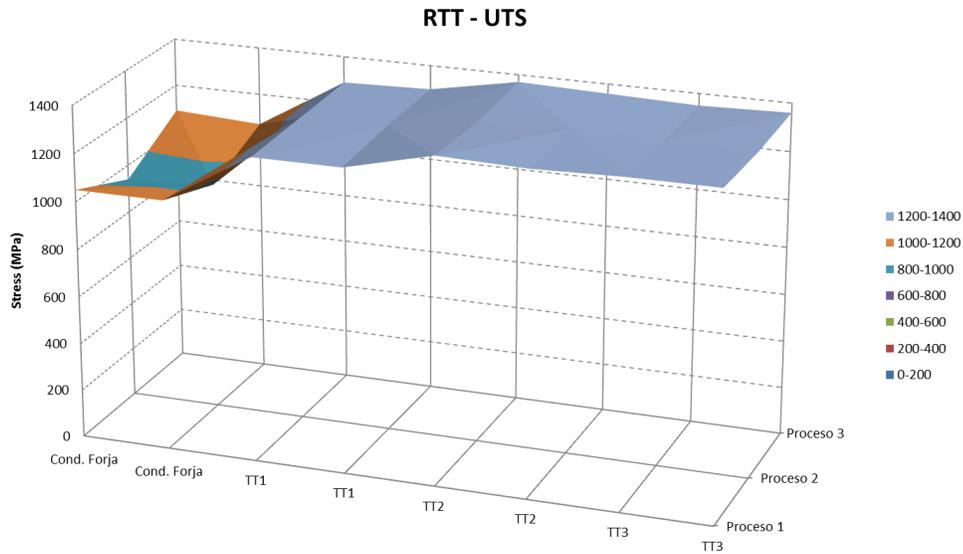


Figura 4.2. Esfuerzo último del ensayo de tensión a temperatura ambiente (RTT).

En cuanto al porcentaje de elongación, esta es la única propiedad que excede en gran manera el promedio en la condición de forja (Figura 4.3). Lo anterior puede ser el resultado de una carencia de precipitados endurecedores, lo cual favorece el movimiento de dislocaciones en el material.

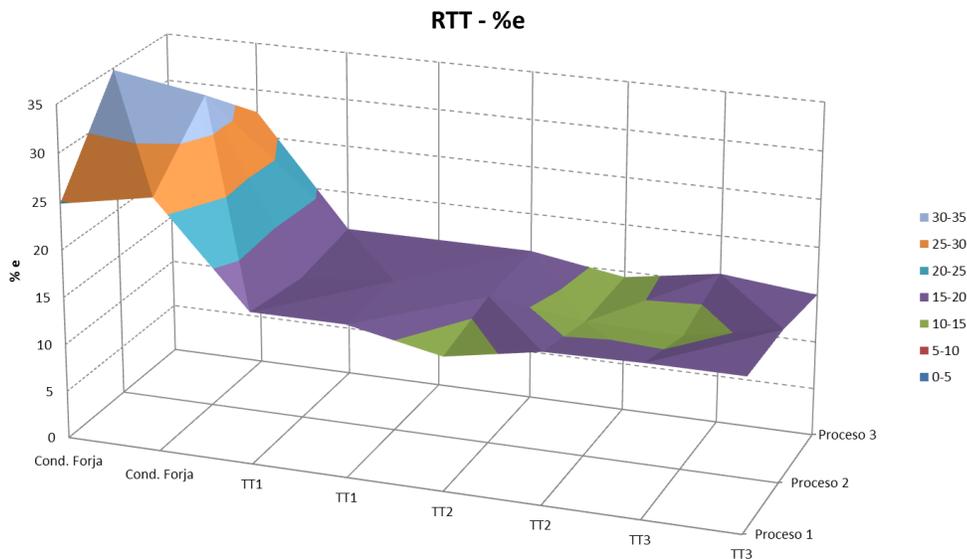


Figura 4.3. Porcentaje de elongación de las probetas ensayadas a tensión a temperatura ambiente (RTT).

### 4.3 Resultados del ensayo de tensión a temperatura elevada (ETT)

La TABLA 5 muestra los resultados obtenidos en la prueba de tensión a temperatura elevada.

TABLA 5. Propiedades mecánicas obtenidas a partir de ensayos de tensión a temperatura elevada en las distintas localizaciones de los anillos forjados.

Tratamiento	Proceso de Forja 1			Proceso de Forja 2			Proceso de Forja 3		
	YS (MPa)	UTS (MPa)	% e	YS (MPa)	UTS (MPa)	% e	YS (MPa)	UTS (MPa)	% e
Cond. Forja	822.5	976.5	19	857.5	983.5	17	854	1001	18
	910	1060	17	759.5	927.5	19	798	959	18
TT1	738.5	1270	25	801.5	1280	19	805	1290	23
	808.5	1270	22	801.5	1290	18	798	1300	22
TT2	857.5	1008	19	878.5	1011	15	864.5	1011	18
	850.5	1011	18	840	1008	14	847	1025	18
TT3	861	1015	15	861	1011	12	868	1018	16
	861	1022	17	826	1004	13	847	1022	18

Las Figuras 4.4, 4.5 y 4.6 presentadas a continuación muestran esquemáticamente los resultados obtenidos de: (a) esfuerzo de cedencia (YS), (b) esfuerzo último (UTS) y (c) porcentaje de elongación (%e), para cada combinación de proceso de forja y tratamiento térmico.

A diferencia del ensayo a temperatura ambiente se puede observar una gran diferencia en los resultados obtenidos con el tratamiento térmico 1. En esta condición el esfuerzo de cedencia fue el más bajo (Figura 4.4), mientras que el UTS fue el más alto (Figura 4.5.).

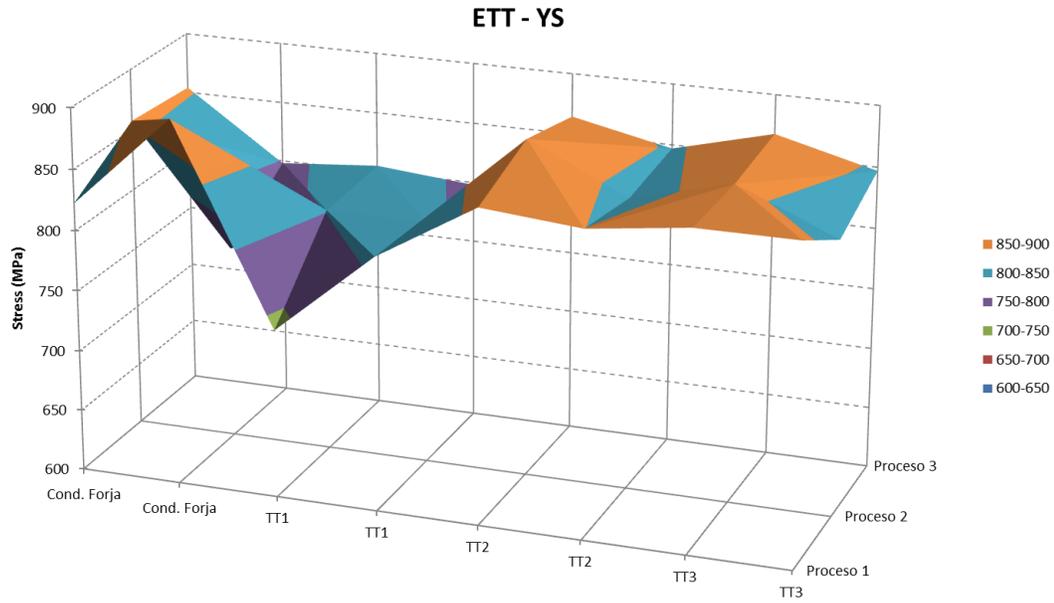


Figura 4.4. Esfuerzos de cendencia obtenidos a partir del ensayo de tensión a temperatura elevada (ETT).

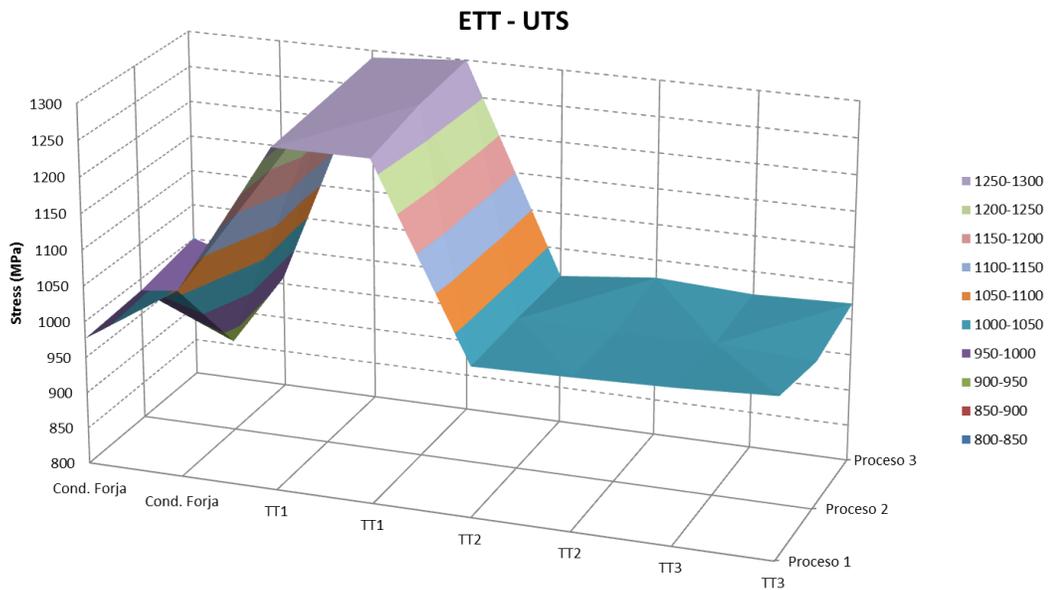


Figura 4.5. Esfuerzo último a la tensión obtenido del ensayo de tensión a temperatura elevada (ETT).

En cuanto al comportamiento mecánico a temperatura elevada, no se observó un efecto remarcable al utilizar alguno de los procesos de forja en lo particular en combinación con cualquier tratamiento térmico; sin embargo, en la condición de forja se observó un esfuerzo de cedencia muy similar al obtenido en las muestras tratadas con cualquier tratamiento térmico.

En la Figura 4.6 se observa que el porcentaje de elongación obtenido con el proceso de forja 2 es el más bajo en cada condición de tratamiento térmico.

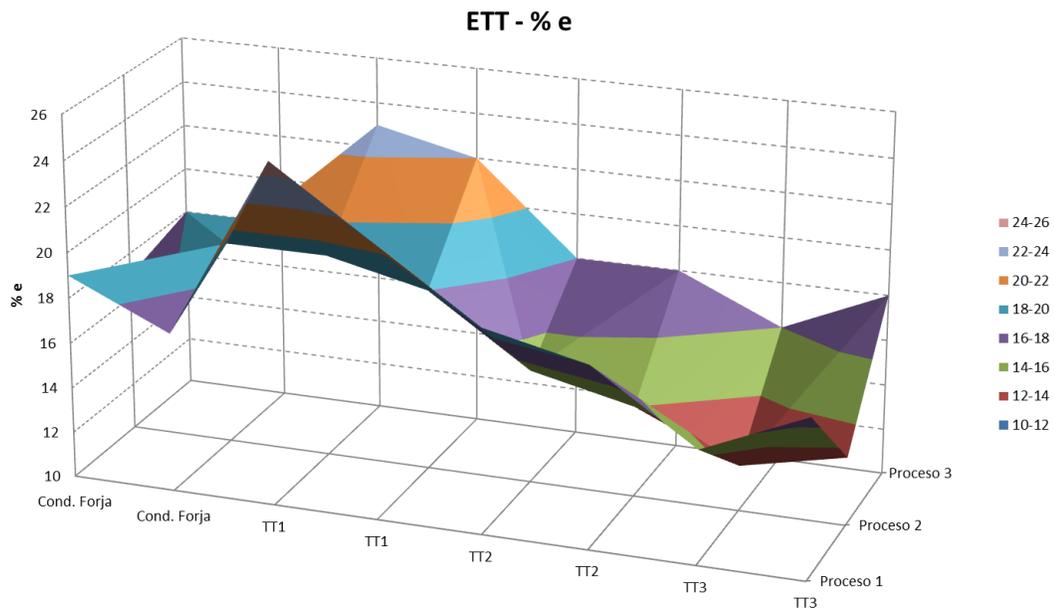


Figura 4.6. Porcentaje de elongación de las probetas ensayadas a tensión y temperatura elevada (ETT).

El porcentaje de elongación para el proceso de forja 2 en el ensayo de tensión a temperatura elevada fue ligeramente inferior al obtenido en los procesos de forja 1 y 3, independientemente del tratamiento térmico utilizado.

#### 4.4 Resultados del ensayo de ruptura combo (Combo Stress Rupture)

Tal y como se hizo con las probetas de tensión, se extrajeron probetas para la prueba de ruptura según el esquema de corte mostrado en la Figura 3.7; los resultados se resumen en la TABLA 6, la cual concentra valores de temperatura, esfuerzo y tiempo a la ruptura para las distintas combinaciones de proceso de forja y tratamiento térmico.

TABLA 6. Resultados del ensayo de ruptura expresados en horas antes de la ruptura para las distintas condiciones de temperatura y carga utilizadas

Resultados del Ensayo de Ruptura (CSR)				
Proceso	Tratamiento	Temperatura (°C)	Carga (MPa)	Tiempo (hrs)
Proceso de Forja 1	Cond. Forja	540	825	130.4
				126.8
	TT1	540	825	120
				120
	TT2	649	510	40.2
				57.6
	TT3	649	510	48.3
				48.5
Proceso de Forja 2	Cond. Forja	540	825	120
				95
	TT1	540	825	80.2
				34.5
	TT2	649	510	38.5
				39.4
	TT3	649	510	43.1
				29.2
Proceso de Forja 3	Cond. Forja	540	825	120
				120
	TT1	540	825	120
				120
	TT2	649	510	61.8
				58.5
	TT3	649	510	61.2
				65.6

En lo que respecta a este ensayo, indistintamente del proceso de forja seleccionado, en la condición de forja se obtuvo el mejor desempeño alcanzando hasta 130 horas bajo carga de 825 MPa; esto pudo haber sido por la presencia de precipitados favorables para la resistencia a la ruptura, los cuales pudieran haberse disuelto parcialmente en el solubilizado de los tratamientos térmicos 1, 2 y 3.

Al utilizar el tratamiento térmico 1, se tuvo un buen desempeño en los procesos 1 & 3, alcanzando 120 horas a 825 MPa, mientras que con el proceso de forja 2 se alcanzó un tiempo promedio de 70 horas en un muestreo de 8 especímenes; esta diferencia muy probablemente tiene que ver con la precipitación obtenida con esta combinación de proceso de forja y tratamiento térmico, en la cual las fronteras de grano presentaron menor contenido de precipitados Laves y  $\epsilon$ , haciéndolas más vulnerables al fenómeno SAGBO, mismo que se explicó en el Capítulo I.

Respecto al tratamiento térmico 2, no fue posible observar alguna diferencia significativa entre los distintos procesos de forja.

Por último el tratamiento térmico 3 en combinación con el proceso de forja 3 tuvo resultados favorables, mientras que en combinación con los procesos de forja 1 y 2 ocurrió lo contrario.

Al revisar la literatura este comportamiento era esperado dado que el tratamiento térmico 3 incorpora un re-solubilizado, el cual favorece la recristalización, al mismo tiempo que distribuye los precipitados Laves intra e inter-granularmente.

#### **4.5 Resultados del ensayo de dureza (Brinell)**

Se realizaron ensayos de dureza Brinell en cada condición experimental, obteniéndose los resultados que se muestran en la TABLA 7.

TABLA 7. Dureza obtenida a partir de ensayos Brinell efectuados a temperatura ambiente en la sección transversal de cada segmento de anillo en la condición de forja y después de cada tratamiento térmico.

	Tratamiento	Dureza (Brinell)
Proceso de Forja 1	Cond. Forja	311
	TT1	363
	TT2	401
	TT3	401
Proceso de Forja 2	Cond. Forja	255
	TT1	363
	TT2	401
	TT3	401
Proceso de Forja 3	Cond. Forja	302
	TT1	363
	TT2	401
	TT3	401

Es posible observar que con el tratamiento térmico 1 se obtuvo el mismo resultado para todas las condiciones de forja, en cambio al aplicar los tratamientos 2 y 3 en combinación con cualquier proceso de forja se obtuvo una mayor dureza (401 HBW); esto se relaciona con el hecho de que el tratamiento térmico 1 tiene un tiempo corto en la región de precipitación de gama prima, de acuerdo al diagrama TTT de esta aleación presentado en el Capítulo II.

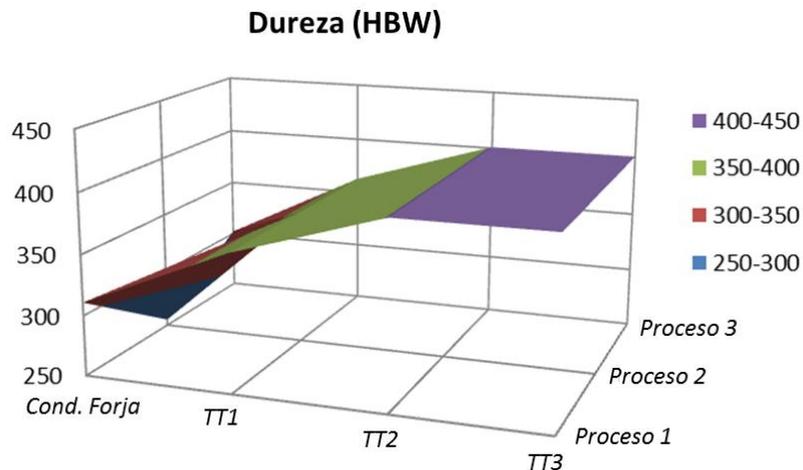


Figura 4.7. Comparación de durezas en las distintas condiciones de procesamiento.

#### 4.6 Caracterización Microestructural por Microscopía Óptica

Después de llevar a cabo los ensayos de tensión a temperatura elevada en las distintas condiciones experimentales y con la finalidad de explicar el comportamiento mecánico, se evaluaron las microestructuras en la sección no estresada de estas probetas, obteniendo los tamaños de grano mostrados en la TABLA 8.

TABLA 8. Tamaño de grano promedio de las secciones obtenidas en la condición de forja y después de cada tratamiento térmico.

Tamaño de Grano Promedio				
Proceso	Cond. Forja	TT1	TT2	TT3
1	18.9 $\mu\text{m}$ (ASTM 8.5 ALA 5.0)	18.9 $\mu\text{m}$ (ASTM 8.5 ALA 6.5)	18.9 $\mu\text{m}$ (ASTM 8.5)	26.7 $\mu\text{m}$ (ASTM 7.5 ALA 6.0)
2	26.7 $\mu\text{m}$ (ASTM 7.5 ALA 6.0)	44.9 $\mu\text{m}$ (ASTM 6.0 ALA 4.0)	37.8 $\mu\text{m}$ (ASTM 6.5)	26.7 $\mu\text{m}$ (ASTM 7.5 ALA 4.5)
3	26.7 $\mu\text{m}$ (ASTM 7.5 ALA 6.0)	18.9 $\mu\text{m}$ (ASTM 8.5 ALA 6.5)	26.7 $\mu\text{m}$ (ASTM 7.5)	18.9 $\mu\text{m}$ (ASTM 8.5 ALA 6.5)

La Figura 4.8 mostrada en la siguiente página resume las fotomicrografías representativas de cada sección después de haber sido atacadas con el reactivo *Kallings* (reactivo #94 de la norma ASTM E407). Dichas fotomicrografías fueron tomadas a una magnificación de 500x.

En estas fotografías es posible observar que existe una gran cantidad de precipitados en cada una de las condiciones experimentales; esta precipitación es predominantemente intragranular en el proceso de forja 2, mientras que en los procesos 1 y 3 la precipitación se observa además en las fronteras de grano.

Por otro lado, con el proceso de forja 2 se obtuvo una microestructura más gruesa que con los procesos de forja 1 y 3, siendo estos dos muy similares en tamaño de grano. Lo anterior pudo haberse debido a que las fronteras de grano del proceso de forja 2 están más libres de precipitados Laves, los cuales inhiben el crecimiento de grano.

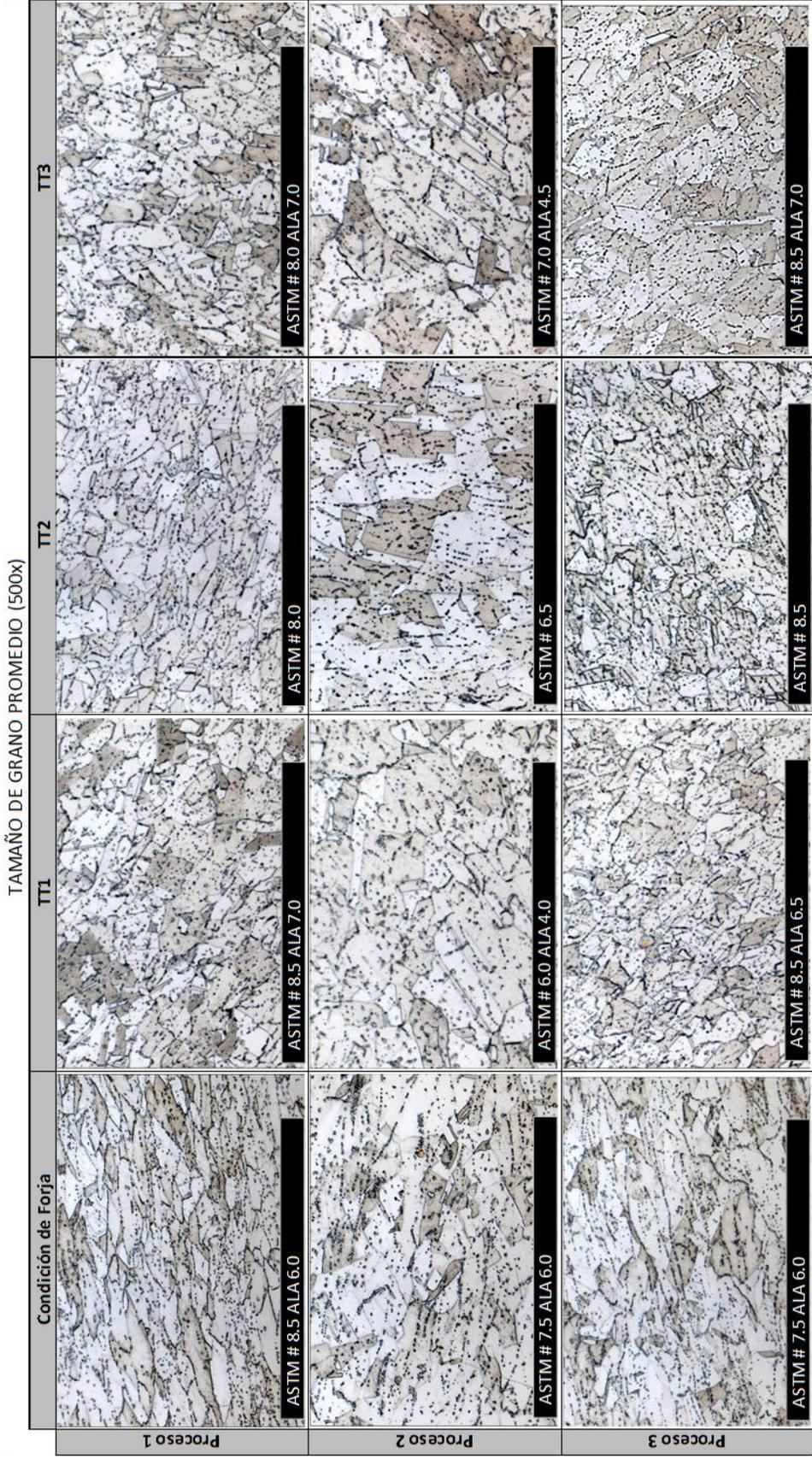


Figura 4.8. Tamaño de grano promedio obtenido en las distintas combinaciones de procesos de forja y tratamientos térmicos.

#### **4.7 Caracterización en Microscopio Electrónico de Barrido (SEM)**

Después del análisis metalográfico descrito en la sección anterior, se obtuvieron imágenes a distintas magnificaciones con el objetivo de identificar los precipitados existentes en las distintas combinaciones de procesos de forja y tratamientos térmicos; el resumen de dichas imágenes se muestra en la siguiente página (Figura 4.9.)

Adicionalmente se hizo un análisis semi cuantitativo por medio de EDX de la composición química de los precipitados con el objetivo de caracterizarlos; los resultados se muestran en las Figuras 4.11 y 4.12.

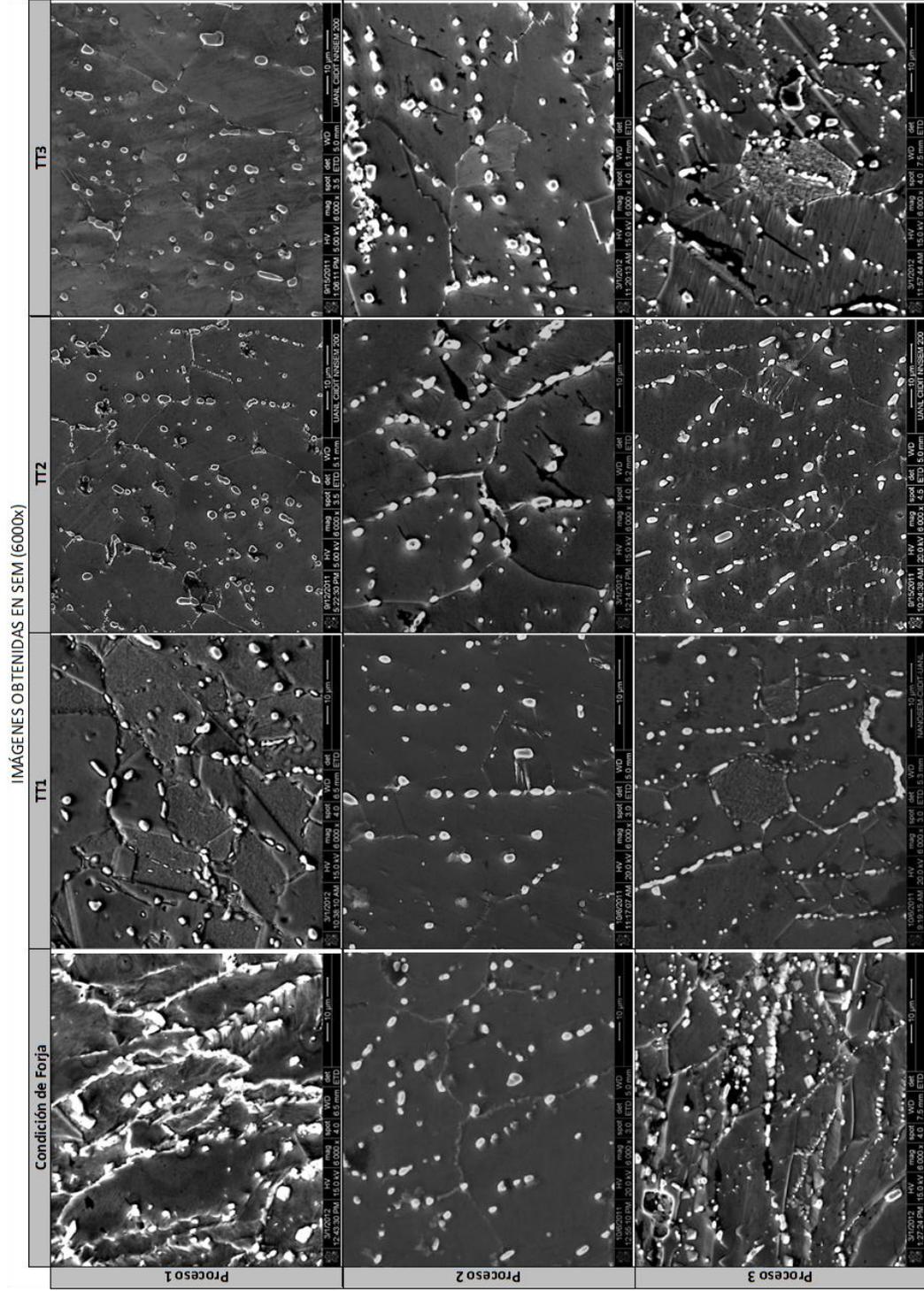


Figura 4.9. Imágenes de SEM obtenidas en las distintas combinaciones de procesos de forja y tratamientos térmicos.

De manera general, se puede decir que en las micrografías se observan las fases esperadas en esta aleación. En estas imágenes es posible identificar precipitados con distintas morfologías, como los que se muestran en la Figura 4.10; dichos precipitados son característicos de esta aleación y se forman durante el proceso de forja y tratamiento térmico.

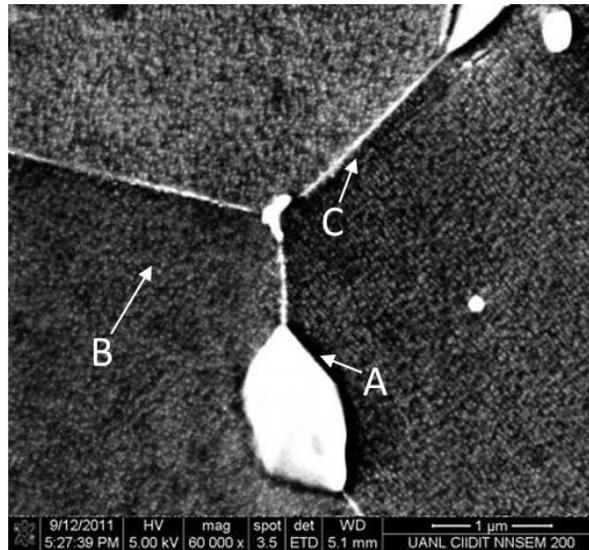


Figura 4.10. Imagen de SEM en la cual es posible observar precipitados con tres distintas morfologías, posiblemente Laves (A), Gama Prima (B) y Épsilon (C).

El precipitado mostrado en la Figura 4.11 presenta una gran similitud morfológica y de composición química con el precipitado Laves identificado con anterioridad en esta aleación; el análisis químico mostró una cantidad de silicio muy cercana a la reportada por Z. Chen [33] (8 at.%) para este precipitado.

Por otro lado, el precipitado de morfología acicular mostrado en la Figura 4.12 posee una composición química similar a la reportada en el precipitado Épsilon, a excepción del contenido de niobio, el cual es menor en este análisis químico que el reportado por K. A. Heck [26].

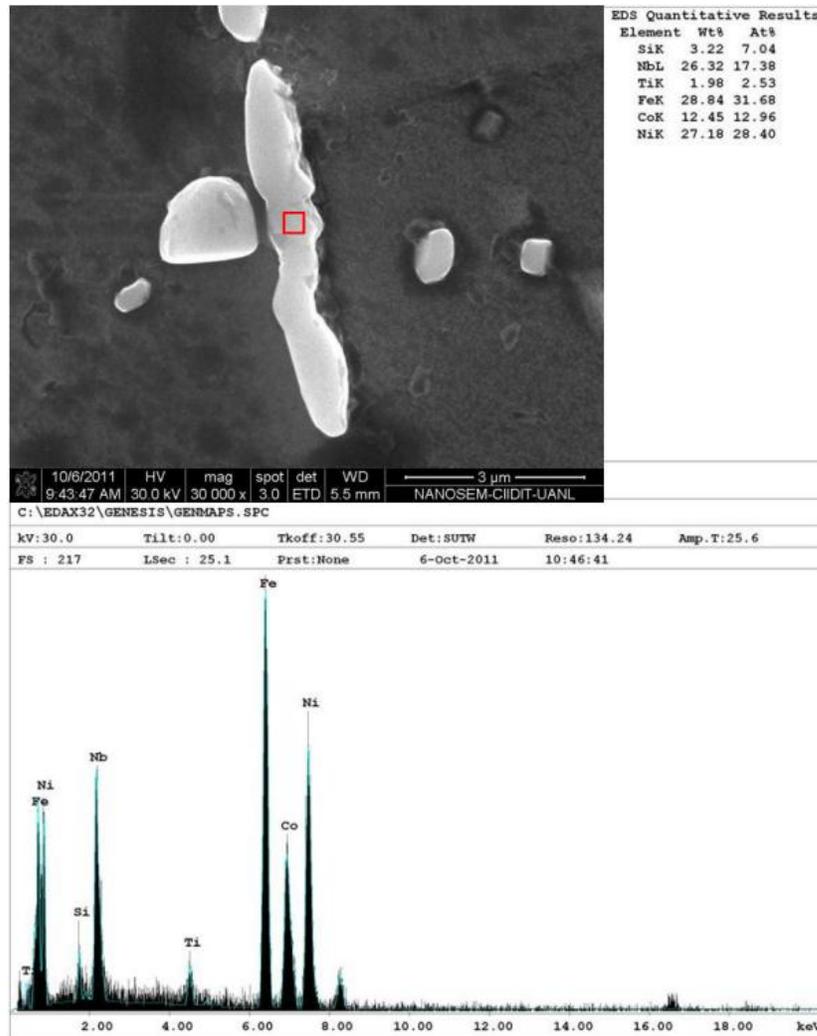


Figura 4.11. Composición química del precipitado tipo A, similar al de la Figura 4.10, el cual exhibe un contenido de silicio muy cercano al del precipitado Laves.

Al llevar a cabo un análisis similar en el precipitado tipo B de la Figura 4.10 (Gama Prima), no fue posible determinar con claridad su composición química por medio de EDX, dado que el tamaño de las partículas es de orden nanométrico, esto debido a la resolución del SEM por el modo en que se operó (*field free*), siendo este último seleccionado en base a las características magnéticas de la muestra, ya que el modo *immersion*, con el cual se pueden obtener mayores magnificaciones con buena resolución, no pudo ser utilizado por tal motivo.

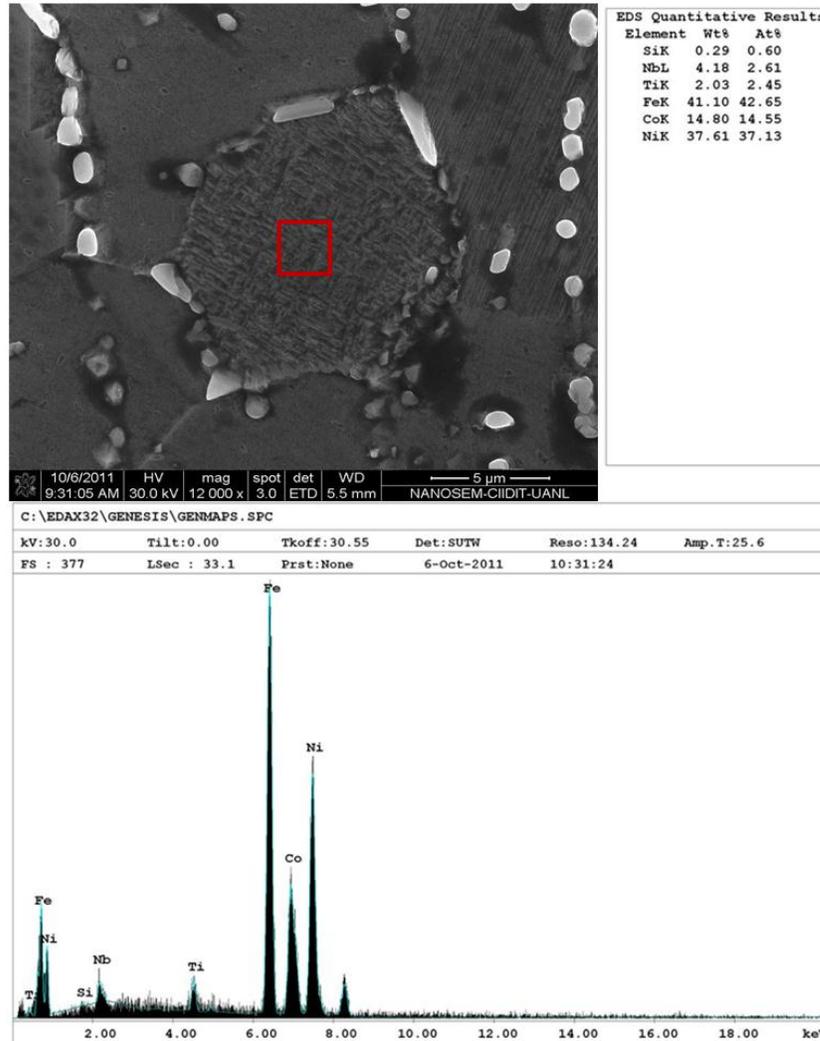


Figura 4.12. Composición química del precipitado tipo C similar al de la Figura 4.10, cuya morfología es muy similar a la del precipitado Épsilon.

En la condición de forja se observó precipitación de la fase Laves en las fronteras de grano obtenidas utilizando los Procesos de Forja 1 y 3. Por el contrario, estos precipitados se presentaron de forma distribuida dentro de los granos que se obtuvieron con el Proceso 2, mientras que las fronteras de grano resultantes al utilizar este proceso estuvieron prácticamente libres de este precipitado.

Además, se pudo observar que la fase Laves está presente en las fronteras de grano de las muestras con grano fino, mientras que las muestras que exhibieron una microestructura más gruesa (dos números ASTM de diferencia) estuvieron prácticamente libres de precipitados Laves inter-granulares.

La ausencia de precipitados Laves en las fronteras de grano pudo haber propiciado su crecimiento, ya que esta fase actúa como un anclaje en los límites de grano que impide su crecimiento excesivo.

# CAPÍTULO V

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 5.1 Introducción

Al analizar los resultados de propiedades mecánicas y las microestructuras resultantes en cada uno de los procesos de forja y tratamientos térmicos evaluados se pudieron obtener las siguientes conclusiones:

- La precipitación de la fase Laves durante el proceso de forja es requerida para obtener una microestructura fina gracias a su efecto de anclaje en las fronteras de grano, lo cual inhibe el crecimiento de grano al exponer el material a altas temperaturas (por debajo de la temperatura de disolución de esta fase).
- Los tratamientos térmicos de solubilizado utilizados no disuelven la fase Laves, sino que crean nuevas fronteras de grano mayoritariamente libres de este precipitado al recristalizar estáticamente.
- El control de la fase Laves durante el proceso de forja es esencial, debido a que la precipitación de otras fases benéficas para las propiedades mecánicas depende del niobio residual, es decir, el niobio que no haya sido consumido en la precipitación de la fase Laves en el forjado.

- De acuerdo al diagrama TTT, los envejecidos largos (TT2 y TT3) precipitan principalmente la fase gama prima ( $\gamma'$ ), mientras que los envejecidos cortos precipitan además épsilon; por tal razón las muestras expuestas a estos tratamientos térmicos mostraron mayores propiedades de tensión y dureza, dado que gama prima es el principal precipitado endurecedor de esta aleación.
- En los procesos de forja que se realizan a una temperatura inferior a la de disolución de la fase Laves (alrededor de 1040°C), es importante limitar los descensos a temperatura ambiente entre operaciones de forja, ya que se promueve la precipitación de la fase Laves intragranularmente, lo cual mostró un efecto adverso en la prueba de ruptura a temperatura elevada.

Con base en las conclusiones antes mencionadas, se presentan las siguientes recomendaciones para el proceso de forja y tratamiento térmico de la superaleación Incoloy 909:

- Es indispensable efectuar al menos los últimos pasos del proceso de forja a una temperatura inferior a la de disolución de la fase Laves con la finalidad de refinar la estructura del material.
- Se recomienda limitar los descensos a temperatura ambiente durante el proceso de forja para controlar la precipitación de las fases épsilon y Laves.
- Si la especificación lo permite, es recomendable utilizar un doble solubilizado para promover la recristalización y distribuir los precipitados Laves antes del envejecido.

## 5.2 Trabajo a futuro

Para futuras investigaciones se recomienda realizar los siguientes estudios con la finalidad de entender con mayor profundidad el comportamiento mecánico de este material al ser expuesto a ensayos de ruptura a temperatura elevada:

- Evaluar el comportamiento del material al forjar anillos de mayor tamaño, ya que estos requieren mayores temperaturas de forja, lo que pudiera provocar una disolución excesiva de la fase Laves.
- Caracterizar los precipitados que se obtuvieron en este estudio utilizando un microscopio electrónico de transmisión (TEM, transmission electron microscope), para confirmar que sean los reportados en la literatura.
- Estudiar a nivel laboratorio la precipitación obtenida al calentar el material a las temperaturas típicas de forja y utilizando distintos medios de enfriamiento (aire, polímero, agua), con el fin de evaluar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la precipitación en esta aleación.

## REFERENCIAS

- [1] <http://www.cfmaeroengines.com/engines/cfm56-5b>
- [2] Hayes, R.W., Smith, D.F., Wanner E.A., “*Effect of environment on the rupture behavior of alloys 909 and 718*”, Materials Science and Engineering, 1993.
- [3] Seetharaman, S., “*Fundamentals of Metallurgy*”, 2005.
- [4] Campbell, F.C., “*Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*”, Elsevier, 2006.
- [5] Donachie M., Donachie S., “*Superalloys: A technical Guide*”, 2<sup>nd</sup> edition, 2002.
- [6] Bowman, R., “*Superalloys: A Primer and History*”, The Minerals, Metals and Materials Society.
- [7] Reed, R.C., “*The Superalloys Fundamentals and Applications*”, Cambridge, 2006.
- [8] Murry, G., “*Métallurgie. Aide-Mémoire. Métaux-Alliages-Propriétés*”, 2e edition, Dunod, 2010
- [9] Rice, R., Jackson, J., “*Metallic Materials Properties Development and Standardization*”, 2003.
- [10] Davis, J.R., “*Heat-Resistant Materials*”, ASM Specialty Handbook, ASM International, 1997.
- [11] Davis, J.R., “*ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt and Their Alloys*”, ASM International, 2000.
- [12] Levitin, V., “*High Temperature Strain of Metals and Alloys*”, Wiley-VCH, 2006.

- [13] Callister, W., *Materials Science and Engineering. An Introduction*, 2007
- [14] Hummel, R., *Understanding Materials Science*, 2<sup>nd</sup> edition, 2004
- [15] Higgins, R.A., *Engineering Metallurgy, Part 1, Applied Physical Metallurgy*, 6<sup>th</sup> edition, Arnold, 1993.
- [16] INCOLOY 909 Technical Datasheet. Special Metals Corporation, 2004
- [17] Ma, L.Z., Chang, K.M., Mannan, S.K., *Effect of thermomechanical processing on fatigue crack propagation in Inconel Alloy 783*, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2000.
- [18] *The Jet Engine*, 5<sup>th</sup> edition, Rolls Royce plc, 1996.
- [19] Kusabiraki, K., Amada, E., Ooka, T., *Precipitation and growth of  $\gamma'$  phase in an Fe-38Ni-13Co-4.7Nb superalloy*, ISIJ International, Vol. 36, 1997.
- [20] Heck, K.A., Smith D.F., Holderby, M.A., *Three-phase controlled expansion superalloys with oxidation resistance*, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 1992.
- [21] Guo X., Kusabiraki, K., *Intragranular Precipitates in Incoloy Alloy 909*, Scripta Materialia, 2000.
- [22] Mannan, S., Patel, S., deBarbadillo, J., *Long term thermal stability of Inconel alloys 718, 706, 909 and Waspaloy at 593°C and 704°C*, Special Metals Corporation.
- [23] Kusabiraki, K., Amada, E., Ooka, T., *Epsilon and eta phases precipitated in an Fe-38Ni-13Co-4.7Nb-1.5Ti-0.4Si superalloy*, ISIJ International, Vol.37, 1997.
- [24] Sato, K., Ohno, T., *Development of low thermal expansion superalloys*, Journal of Materials Engineering and Performance, 1993.

- [25] Heck, K.A., “*The Effects of Silicon and Processing on the Structure and Properties of Incoloy Alloy 909, Physical Metallurgy of Controlled Expansion Invar-Type Alloys*”, TMS, 1990.
- [26] Heck, K.A., Smith D.F., Smith J.F., Wells, D.A., et al, “*The physical metallurgy of a silicon-containing low expansion superalloy*”, Superalloys, 1988.
- [27] Altan, T., “*Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications*”, ASM, 2005.
- [28] Humphreys, F.J., Hatherly, M., “*Recrystallization and Related Annealing Phenomena*”, 2004.
- [29] Brooks, J.W., “*Forging of Superalloys, Materials & Design*”, Vol. 21, 2000.
- [30] Harris, T., Priebe, E., “*Forging of Heat-Resistant Alloys*”, ASM Handbook Vol 14: Forming and Forging, ASM International, 1988
- [31] Gale, W.F., Totemeier, T.C., “*Smithels Metals Reference Book*”, 8<sup>th</sup> edition, Elsevier, 2004.
- [32] Boyer, H.E., “*Practical Heat Treating*”, 1984.
- [33] Chen, Z., Brooks, J.W., Loretto, M.H., “*Precipitation in INCOLOY alloy 909*”, 1993.

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1. Turbina CFM56 [1]. .....	3
Figura 1.2. Distribución típica de materiales en un motor de turbo propulsión [2]. .....	7
Figura 2.1. Movimiento de una dislocación al encontrarse con una frontera de grano, la cual actúa como barrera. Los planos de deslizamiento son discontinuos y cambian de dirección al pasar por la frontera [9]....	13
Figura 2.2. Representación esquemática de (a) un precipitado coherente, y (b), un precipitado incoherente en una matriz cristalina [10]. .....	14
Figura 2.3. Representación esquemática de la obstrucción de una dislocación causada por precipitados (mecanismo de Orowan) [10]. .....	16
Figura 2.4. Representación de esfuerzos de tensión impuestos sobre átomos de la matriz por una impureza sustitucional de menor tamaño [9]. .....	17
Figura 2.5. Coeficientes de expansión térmica (CET) de la aleación Inco 909 y otras aleaciones de alta resistencia mecánica [11]. .....	20
Figura 2.6. Precipitados presentes en la superaleación Inco 909. A = $\gamma + \gamma'$ ; B = $\epsilon''$ ; C = $\epsilon$ ; D = Laves [12]. .....	21
Figura 2.7. Diagrama esquemático de los diferentes procesos que ocurren al llevar el material a temperaturas elevadas; (a) Estado deformado, (b) Recuperación, (c) Recristalización parcial, (d) Recristalización completa, (e) Crecimiento de grano y (f) Crecimiento de grano anormal [14]. .....	25
Figura 2.8. La prensa efectúa la primera operación al deformar axialmente el billet precalentado. ....	28
Figura 2.9. Obtención de la preforma por medio del punzón. ....	29
Figura 2.10. Esquema general de la roladora. ....	29
Figura 3.1. Esquema de corte de la barra en 3 múltiplos. ....	33
Figura 3.2. Procesos planteados en el diseño de experimentos. ....	34

Figura 3.3. Preforma obtenida después de reducir la altura del billet y de punzonarlo. ....	35
Figura 3.4. Preforma obtenida después de reducir la altura del billet y de punzonarlo. ....	35
Figura 3.5. Geometría final obtenida después del proceso de rolado. ....	36
Figura 3.6. Corte de secciones para la realización de tratamientos térmicos. .	36
Figura 3.7. Esquema de extracción de probetas para ensayos mecánicos de la sección correspondiente al Tratamiento Térmico 1.....	38
Figura 3.8. Representación esquemática de una probeta de ruptura después del ensayo. ....	39
Figura 3.9. Microscopio electrónico de barrido utilizado para caracterizar las muestras. ....	39
Figura 4.1. Esfuerzo de cedencia obtenido a partir del ensayo de tensión a temperatura ambiente (RTT).....	41
Figura 4.2. Esfuerzo último del ensayo de tensión a temperatura ambiente (RTT).....	43
Figura 4.3. Porcentaje de elongación de las probetas ensayadas a tensión a temperatura ambiente (RTT).....	43
Figura 4.4. Esfuerzos de cedencia obtenidos a partir del ensayo de tensión a temperatura elevada (ETT). ....	45
Figura 4.5. Esfuerzo último a la tensión obtenido del ensayo de tensión a temperatura elevada (ETT). ....	45
Figura 4.6. Porcentaje de elongación de las probetas ensayadas a tensión y temperatura elevada (ETT). ....	46
Figura 4.7. Comparación de durezas en las distintas condiciones de procesamiento.....	49
Figura 4.8. Tamaño de grano promedio obtenido en las distintas combinaciones de procesos de forja y tratamientos térmicos.....	51
Figura 4.10. Imagen de SEM en la cual es posible observar precipitados con tres distintas morfologías, posiblemente Laves (A), Gama Prima (B) y Épsilon (C). ....	54

Figura 4.11. Composición química del precipitado tipo A, similar al de la Figura 4.10, el cual exhibe un contenido de silicio muy cercano al del precipitado Laves. ....55

Figura 4.12. Composición química del precipitado tipo C similar al de la Figura 4.10, cuya morfología es muy similar a la del precipitado Épsilon. 56

## ÍNDICE DE TABLAS

TABLA 1.	Composición química de la aleación Inco 909 [11]. .....	19
TABLA 2.	Composición química de la barra seleccionada. ....	33
TABLA 3.	Tratamientos térmicos utilizados .....	37
TABLA 4.	Propiedades mecánicas obtenidas a partir de ensayos de tensión a temperatura ambiente en las distintas localizaciones de los anillos forjados. ....	41
TABLA 5.	Propiedades mecánicas obtenidas a partir de ensayos de tensión a temperatura elevada en las distintas localizaciones de los anillos forjados. ....	44
TABLA 6.	Propiedades mecánicas obtenidas a partir de ensayos de tensión a temperatura elevada en las distintas localizaciones de los anillos forjados. ....	47
TABLA 7.	Dureza obtenida a partir de ensayos efectuados a temperatura ambiente en la sección transversal de cada segmento de anillo en la condición de forja y después de cada tratamiento térmico. ....	49
TABLA 8.	Tamaño de grano promedio de las secciones obtenidas de los anillos rolados en la condición de forja y después de cada tratamiento térmico. ....	50