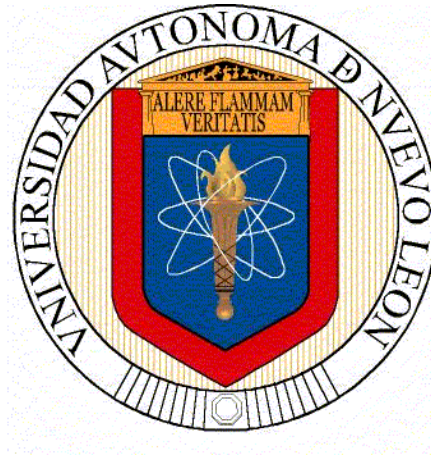


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**“ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL DE UNA SUPERALEACIÓN
HAYNES 242 BAJO DIFERENTES PROCESOS
TERMO-MECÁNICOS”**

POR

CLAUDIA EUGENIA CANALES NÁÑEZ

TESIS

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

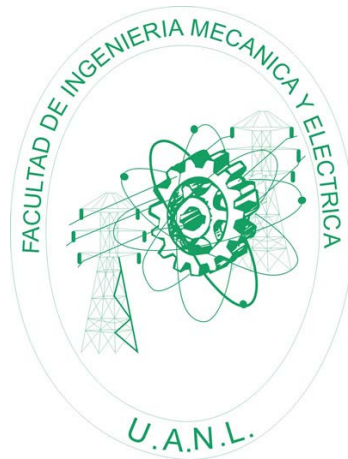
CIUDAD UNIVERSITARIA

MARZO DEL 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**“ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL DE UNA SUPERALEACIÓN
HAYNES 242 BAJO DIFERENTES PROCESOS
TERMO-MECÁNICOS”**

POR

CLAUDIA EUGENIA CANALES NÁÑEZ

TESIS

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

CIUDAD UNIVERSITARIA

MARZO DEL 2013

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Análisis microestructural de una superaleación Haynes 242 bajo diferentes procesos termo-mecánicos” realizada por la alumna Claudia Eugenia Canales Náñez con matrícula 1341452, 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

Asesora
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata.

Revisora
Dra. Maribel de la Garza Garza.

Revisor
Dr. Víctor Páramo López.

Vo.Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera.
Subdirector de estudios de postgrado

DEDICATORIA

A mis padres Mara y Antonio, por todo su amor y comprensión, por aconsejarme y apoyarme siempre para salir adelante, y por todos los esfuerzos que han hecho por mí y por mis hermanos a lo largo de nuestras vidas.

A mí querido hermano Adrián, por ser mi ejemplo a seguir.

A mis hermanas del alma, Marcela y Sofía, por estar siempre que las necesito.

A mi otra hermana, Emma Esquivias, por darme siempre su apoyo, confianza y cariño.

A mi novio Arturo, por demostrarme todos los días su amor y su apoyo incondicional.

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica donde he vivido una gran etapa de mi vida y he hecho grandes amigos.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología, CONACYT, por haberme brindado la oportunidad y el apoyo necesario para la realización de este proyecto.

Al Dr. Florentino Fernández por las facilidades que me proporcionó para realizar mi tesis en la empresa Frisa Forjados S.A. de C.V.

A la Dra. Martha Guerrero por haber sido una excelente asesora, y por haber estado siempre al pendiente de mí durante la realización de esta tesis.

Al Dr. Víctor Páramo por haberme permitido formar parte de su equipo de trabajo y por todo su apoyo brindado a lo largo de mi estancia en Frisa.

Al Dr. Octavio Covarrubias por haber sido un excelente maestro y por su valiosa ayuda brindada durante la realización de esta tesis.

A la Dra. Maribel de la Garza y al Dr. Rafael Colás por todo su apoyo y asesoramiento en el desarrollo de este trabajo.

Al Dr. Nélon Garza, Dr. Rafael Mercado, José Eduardo Solís, Osvaldo González, Gaby González, Esaú Núñez y Ernesto Ornelas, por haberme ayudado con el uso de los equipos de caracterización.

Al Dr. Vladimir Lara por todas sus asesorías y sus conocimientos aportados en este trabajo, pero sobre todo por su valiosa amistad.

A todos mis compañeros de Frisa que pusieron su granito de arena en la realización de esta tesis: Isaac Chávez, Emita, Vlady, René Cerda, Luis Miranda, Emilio, Javo, Checo Gallegos, Raúl Aramburo, Laura, Jorge Castillo, Francisco Franco, Israel Barragán, Felipe, Dago, Rayitas, Rola, Marlon, Omar Benítez, Oscar Carranza, Eliud Vega y Sarahi Villalpando

A mis queridos amigos materialistas: Reneé Guerrero y Carlos Segura, gracias por todos esos momentos que pasamos juntos estudiando y haciendo tareas, primero en la carrera y después en la maestría, sin ustedes hubiera sido muy difícil llegar hasta aquí.

A mis compañeros de maestría: Mauricio Pavía, Hazael Moreno y Jaime Elihezer, con quienes he compartido una gran amistad.

Para finalizar también quiero agradecer a Priscila Contreras, Irene Treviño, Sarahi Gaxiola, Victoria Campos, Javi Garza, Alejandro Morales, Carlos Pereyra, Arturo Haro, Anahi Ávila, Erik Salas, Ricardo Treviño, Hilda Gzz, Mitchell Castillo, Lore Gtz y a José Ángel Ramírez, porque con ellos he compartido muchos de los mejores momentos de mi vida.

A todos ellos, muchas gracias...

ÍNDICE GENERAL

RESUMEN	1
CAPITULO I: INTRODUCCIÓN	Pág.
Objetivo general.....	3
Hipótesis.....	3
Objetivos particulares.....	3
CAPITULO II: ANTECEDENTES	Pág.
2.1 Superaleaciones.....	5
2.1.1 Desarrollo de las superaleaciones.....	6
2.1.2 Clasificación de las superaleaciones.....	12
2.1.3 Fases presentes.....	16
2.1.4 Elementos de aleación y efectos microestructurales en superaleaciones.....	21
2.2 Haynes 242.....	24
2.2.1 Orden de largo alcance (LRO).....	25
2.2.2 Composición química.....	25
2.2.3 Antecedentes de la aleación.....	27
2.2.4 Microestructura.....	30
2.2.5 Aplicaciones.....	32
2.3 Procesamiento termo-mecánico.....	33
2.3.1 Deformación en caliente.....	34
2.3.2 Endurecimiento por deformación.....	37
2.3.3 Recuperación y recristalización dinámica.....	38
2.3.4 Recuperación y recristalización estática.....	41
2.4 Proceso de forja y rolado de anillos.....	43
2.4.1 Ventajas del proceso de forja y rolado.....	45
2.5 Tratamientos térmicos en superaleaciones.....	46

CAPITULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL		Pág.
3.1	Introducción.....	49
3.2	Metodología experimental.....	49
3.2.1	Primera parte (Colada 1).....	50
3.2.2	Segunda parte (Colada 2).....	51
3.2.2.1	Análisis de materia prima.....	52
3.2.2.2	Maquinado de probetas para compresión.....	53
3.2.2.3	Diseño de experimentos.....	54
3.2.2.4	Ensayos de compresión en caliente.....	55
3.2.2.5	Preparación de muestras deformadas.....	56
3.2.2.6	Tratamientos térmicos.....	56
3.3	Técnicas de caracterización.....	59
3.3.1	Macroataque.....	59
3.3.2	Microscopía óptica (MO).....	60
3.3.3	Microdureza vickers.....	61
3.3.4	Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	63

CAPITULO IV: RESULTADOS Y DISCUSIONES		Pág.
4.1	Introducción.....	65
4.2	Primera parte (Colada 1).....	65
4.2.1	Microscopía óptica (MO).....	65
4.2.2	Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	67
4.2.3	Microdureza vickers.....	69
4.3	Segunda parte (Colada 2).....	69
4.3.1	Análisis de materia prima.....	69
4.3.2	Efecto del tratamiento de pre-solubilizado a 1200°C.....	70
4.3.3	Ensayos de compresión en caliente.....	72
4.3.4	Efecto del tratamiento térmico (solubilizado).....	84
4.3.5	Resultados de microscopía electrónica de barrido (MEB)....	95

4.3.6	Análisis de microdureza vickers.....	97
4.3.6.1	Efecto de los tratamientos térmicos sobre la dureza.....	97
4.3.6.2	Efecto final de la dureza obtenido sobre las muestras de las coladas 1 y 2.....	99

CAPITULO V: CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES Pág.

5.1	Conclusiones.....	101
5.2	Recomendaciones.....	102

REFERENCIAS..... 104

APÉNDICE A..... 108

APÉNDICE B..... 146

APÉNDICE C..... 165

APÉNDICE D..... 168

LISTA DE FIGURAS..... 188

LISTA DE TABLAS..... 199

RESUMEN

El objetivo principal de esta investigación fue determinar y caracterizar la microestructura de una superaleación Haynes 242 bajo diferentes procesos termo-mecánicos, con el fin de comprender las condiciones que inducen a la formación de defectos microestructurales, como son las bandas de precipitación en la matriz del material.

Para cumplir con este objetivo, se realizaron ensayos de compresión en caliente bajo 3 temperaturas diferentes (1050°C, 1100°C y 1130°C) sobre muestras previamente solubilizadas a 1200°C durante 4 horas, y sobre muestras en condición de materia prima. Esto con la finalidad de comprobar o descartar que las bandas de precipitación se forman a partir de los precipitados presentes en la materia prima. Posteriormente, se realizaron tratamientos térmicos variando 3 temperaturas de solubilizado 1045°C, 1080°C y 1115°C, en cuanto al tratamiento de envejecido se aplicó el mismo para todas las muestras (650°C durante 48 horas).

Para obtener un análisis detallado de la evolución microestructural, las muestras fueron caracterizadas antes y después de someterlas a cada una de las pruebas realizadas. El tamaño y la morfología de grano se determinaron siguiendo la norma ASTM E 112-96 a partir de microscopía óptica. La composición química de las fases y los precipitados presentes, se analizó mediante microscopía electrónica de barrido utilizando la técnica de espectroscopía por dispersión de energía de rayos X (EDX).

Finalmente, para determinar el efecto que tuvieron los tratamientos térmicos y la presencia de bandas de precipitación sobre la dureza de las muestras se realizaron ensayos de microdureza vickers.

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

En la actualidad, el interés de desarrollar materiales que sean cada vez más resistentes en ambientes de trabajo complejos, ha hecho que las aleaciones metálicas denominadas superaleaciones, sean un tema de gran importancia e impacto tecnológico para la industria aeronáutica y de generación energética.

Las superaleaciones son materiales de alto rendimiento que mantienen una excelente resistencia mecánica a elevadas temperaturas. Estas características son las que hacen factible su uso en aplicaciones que van desde piezas sencillas, hasta anillos forjados que son elaborados para cumplir funciones críticas en turbinas de avión y de generación de energía.

La elaboración de anillos se lleva a cabo mediante procesos de forja y rolado en caliente, en los cuales se requiere de un estricto análisis microestructural y termo-mecánico durante los procesos de fabricación, para poder producir piezas de alta calidad que cumplan con los estándares requeridos.

Haynes 242 es una superaleación basada en el sistema ternario Ni-Mo-Cr desarrollada para aplicaciones que requieren de una buena resistencia a elevadas temperaturas. Esta aleación debe sus propiedades finales a la combinación de un correcto procesamiento termo-mecánico y a un respectivo tratamiento térmico posterior. Al no tener un correcto control en estos

parámetros, se puede inducir la formación de defectos microestructurales, como la presencia de bandas de precipitación en la matriz del material, las cuales disminuyen la ductilidad en la aleación aumentando la probabilidad de defectos futuros que impliquen operaciones alternas e incrementen los costos finales de producción.

El interés de esta investigación se enfocará en determinar y caracterizar la formación de fases y precipitados presentes en la microestructura de esta aleación, variando la temperatura de deformación mecánica y de los tratamientos térmicos aplicados al material.

OBJETIVO GENERAL:

Analizar el comportamiento microestructural de una superaleación Haynes 242 bajo diferentes procesos termo-mecánicos, con el fin de comprender la formación de bandas de precipitación sobre la matriz del material.

HIPÓTESIS:

Un tratamiento de solubilizado antes del procesamiento termo-mecánico ayudará a disolver precipitados presentes en la materia prima, reduciendo futuros defectos como la disminución de la formación de bandas de precipitación en la microestructura de la aleación.

OBJETIVOS PARTICULARES:

- Analizar el comportamiento mecánico y microestructural de la aleación a diferentes temperaturas de deformación.
- Determinar el efecto de un tratamiento térmico de solubilizado antes del procesamiento termo-mecánico sobre la microestructura final de las muestras.

- Estudiar la influencia de la variación de la temperatura en los diferentes tratamientos térmicos realizados después de la deformación en caliente sobre la dureza de las muestras.
- Analizar la formación de precipitados y fases mediante microscopía electrónica de barrido.
- Estudiar el efecto de las bandas de precipitación sobre la dureza de las muestras
- Determinar la temperatura de deformación y el tratamiento térmico óptimo para el desempeño de la aleación.

CAPÍTULO II

ANTECEDENTES

2.1 Superaleaciones

Son aleaciones basadas por lo general en una combinación de hierro, níquel y/o cobalto que mantienen sus propiedades mecánicas a elevadas temperaturas y poseen ciertas características importantes como:

1. La capacidad de mantener una carga a temperaturas de operación cercanas al punto de fusión.
2. Alta resistencia a la degradación mecánica durante tiempos de exposición largos.
3. Son tolerantes a ambientes severos de operación debido a que presentan resistencia a la corrosión y a la oxidación^[1].

Sus principales aplicaciones van desde turbinas de gas para aviones, reactores nucleares, plantas petroquímicas, estructuras de naves espaciales, álabes, equipos de control de contaminación y aplicaciones médicas; sin embargo estos materiales se utilizan principalmente en industrias como la aeronáutica y la de generación energética donde se requiere de una alta resistencia a elevadas temperaturas y/o resistencia a la corrosión. En la Figura 2.1 se muestra la turbomaquinaria de un motor Trent 800 de Rolls-Royce que impulsa a la aeronave “Boeing 777”^[2].

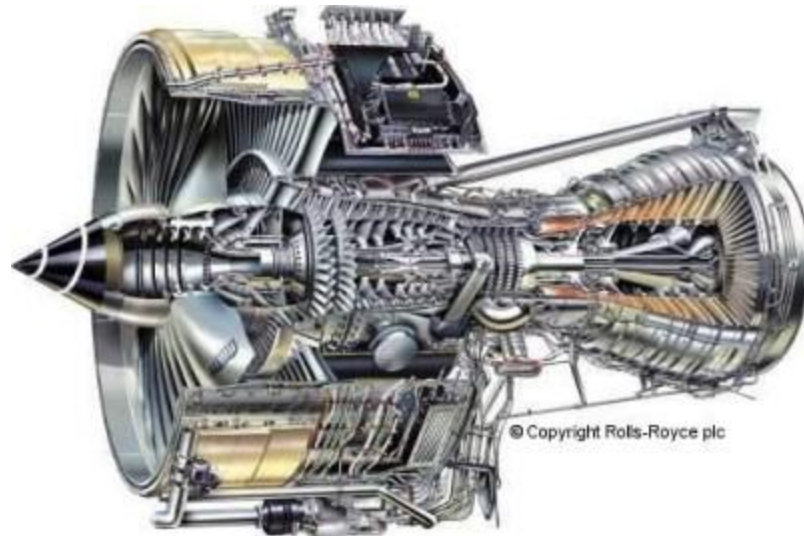


Figura 2.1 Turbomaquinaria de un motor Trent 800 de Rolls-Royce [2].

2.1.1 Desarrollo de las superaleaciones

La evolución de las superaleaciones está fuertemente relacionada con el desarrollo que tuvieron los motores de turbina de gas para aviones antes y después de la segunda guerra mundial, aunque su uso también estaba ligado a la industria de generación energética y a otras aplicaciones que requerían altas temperaturas.

Las primeras turbinas de vapor aparecieron en el siglo XVII; para 1904 en Europa se usaban turbinas de gas para la generación de energía, en 1905 en los Estados Unidos se comenzó a trabajar en turbo-super-cargadores impulsados por gases de combustión. Tres factores decisivos influyeron en el desarrollo de las turbinas de gas para aviones: el primero fue que en esa época los avances en la teoría aerodinámica permitieron a los diseñadores darse cuenta que el arrastre turbulento desaprovechado era de dos tercios de la potencia que se generaba en la flecha de un avión que se impulsaba en forma convencional; el segundo está relacionado con la teoría de alabes de Prandtl que incorporaba el concepto de empuje aplicado a los compresores axiales y

turbinas; y por último, el tercer factor se debió al entendimiento de que una fuerza supersónica no permitiría a un avión impulsado por hélices viajar a 640 kilómetros por hora. Desde ese momento hasta ahora el progreso en la propulsión de aviones y también en turbinas de potencia ha crecido en importancia y con esto también la necesidad de incrementar la resistencia en las aleaciones a temperaturas elevadas.

Con el descubrimiento del acero inoxidable austenítico entre 1910 y 1915, la fase γ (FCC) llegó a ser la base para el desarrollo de las superaleaciones; sin embargo, en ese tiempo las aleaciones para los turbo-super-cargadores se realizaban mediante el endurecimiento de aceros, de manera simultánea en 1929 los estadounidenses Bedford, Pilling y Merica^[3] adicionaron pequeñas cantidades de titanio y aluminio a la aleación 80%Ni - 20%Cr y el resultado fue el incremento en las propiedades de termofluencia en la aleación. A pesar de que no había posibilidad de observar las estructuras en las aleaciones, en 1930 en Inglaterra, Estados Unidos y Alemania se crearon aleaciones base hierro-níquel y aleaciones base cobalto endurecidas por carburos, casualmente el desarrollo de las superaleaciones iba a la par del desarrollo de la turbina a gas. Fue hasta 1940 que Bradley y Taylor se dieron cuenta de la existencia de los precipitados γ' . La segunda guerra mundial provocó grandes cambios en las turbinas de gas, se propiciaron mejoras y desarrollos de nuevas composiciones de superaleaciones, así como de procesos industriales para su producción y su aplicación.

En 1950 se introdujo la nueva tecnología de fundición mediante inducción al vacío, la cual limitó la presencia de oxígeno y nitrógeno y a la vez promovió la adición de elementos como el aluminio y el titanio que tienen un efecto endurecedor, el desarrollo de esta tecnología permitió a la aleación Waspaloy base níquel (ya existente en el mercado) obtener una considerable resistencia mecánica.

A principios de 1960 las piezas fundidas con las aleaciones IN-100 (Ni-10%Cr-15%Co) y MAR-M-200 (Ni-12.3%W-10%Co) ya estaban disponibles, la tendencia de utilizar las superaleaciones base níquel en propelas de alta presión ya tenía algunos años llevándose a cabo en turbinas de gas. Paralelamente a este desarrollo comercial, la tecnología de solidificación direccional empezaba a producir granos columnares *CGDS* (estructura columnar por solidificación asistida) para motores militares. Cientos de aleaciones con diferentes composiciones fueron probadas y traídas al mercado. El desarrollo de aleaciones comerciales fue apoyado por el gobierno de los Estados Unidos a través de la milicia, la agencia espacial y los fabricantes de turbinas. Para finales del periodo comprendido por la década de los sesenta a los ochenta, no solo existía solidificación columnar operando en turbinas si no también se producían superaleaciones monocristalinas con la técnica de solidificación direccional *SCDS* (ver Figura 2.2) ^[3,4].

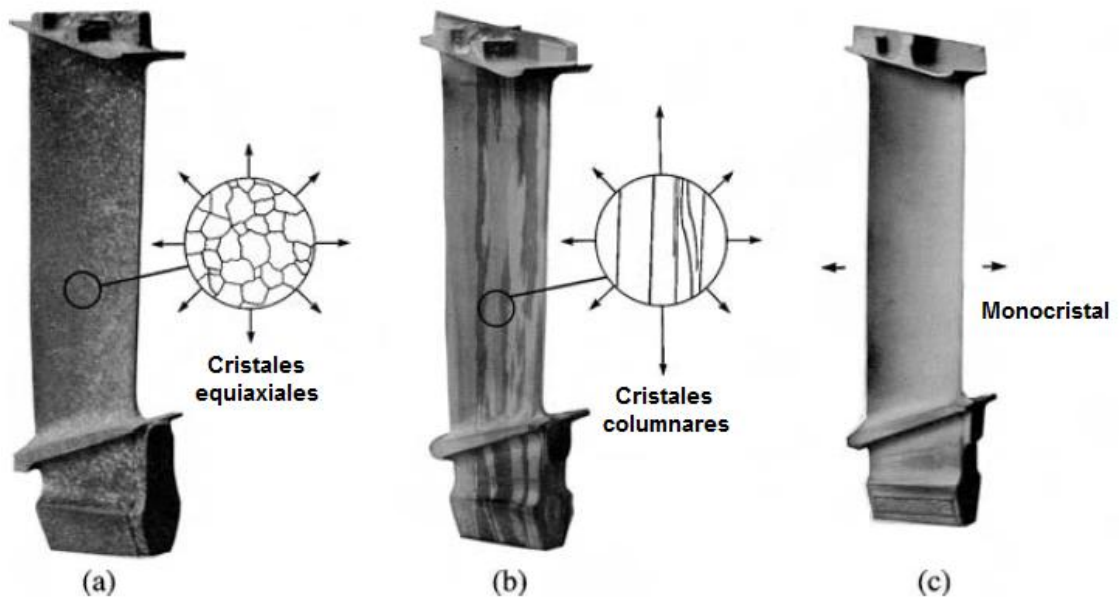


Figura 2.2 Alabe de turbina en (a) cristales equiaxiales, (b) cristales columnares y (c) mono cristal ^[1].

Al inicio de los años 80, la segunda generación de superaleaciones comenzó a estar disponible para producir mono-cristales y competir con las aleaciones de primera generación; para 1990 la segunda generación de SCDS eran comúnmente usadas en turbinas. La descripción de la tercera generación de estas aleaciones SCDS involucra un incremento abrupto de renio cuyo principal efecto era producir mejoras al reducir la tasa de engrosamiento de γ' ; el contenido de renio pasó de 0% en la primera generación a 3% en la segunda y a 6% en la tercera generación de superaleaciones base níquel.

A comienzos de este siglo las técnicas mejoradas de segunda fusión por arco eléctrico al vacío *VAR* y un control estricto en la composición química de las aleaciones han hecho posible producir lingotes de materia prima de un diámetro de hasta 30 pulgadas dando como resultado la capacidad de fabricar los discos a los tamaños requeridos para la industria de generación energética. Aún en nuestros días se buscan superaleaciones avanzadas para turbinas de generación de energía y nuevas aleaciones con mejores propiedades se desarrollan continuamente [3].

En la Figura 2.3 se muestra la relación de diferentes superaleaciones con la resistencia mecánica que tienen para trabajar a elevadas temperaturas; se puede ver que para el año 1960 el proceso de vaciado convencional toma mayor importancia que el proceso de forjado; sin embargo el proceso de mayor relevancia en la actualidad es el de la fabricación de monocristales. En general se nota que para el año 2010 existe un gran incremento en las propiedades de las superaleaciones, lo que indica cómo fueron mejorando los procesos en estos últimos años. Para tener una perspectiva más clara de las personas, compañías y países que iniciaron y tuvieron una participación importante y destacada en el desarrollo y generación de las superaleaciones, en la Figura 2.4 se muestra la descripción cronológica.

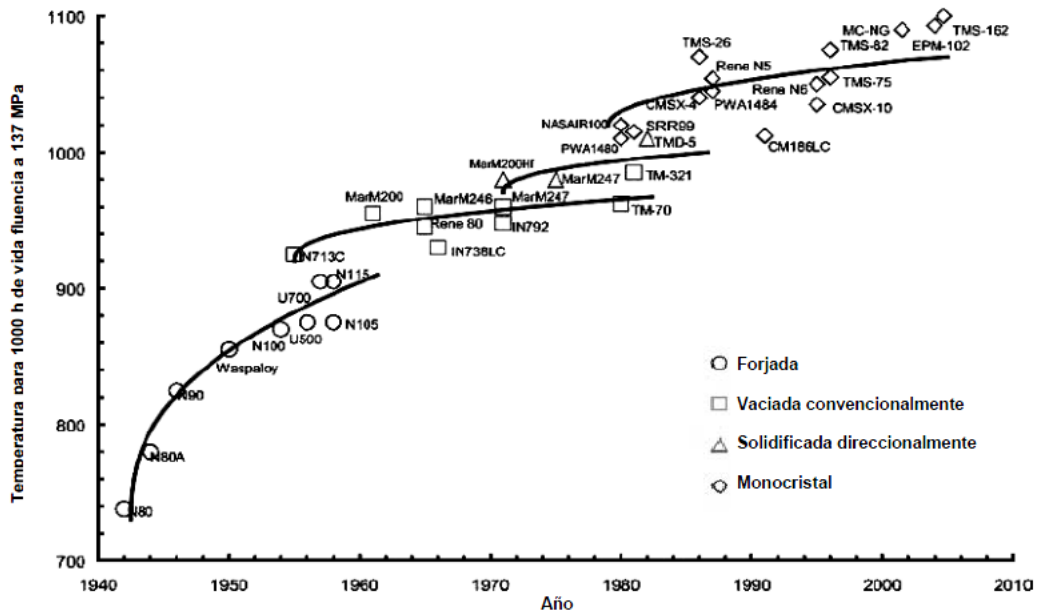


Figura 2.3 Evolución de la resistencia en superaleaciones a elevadas temperaturas a partir del año 1940 [4,5].

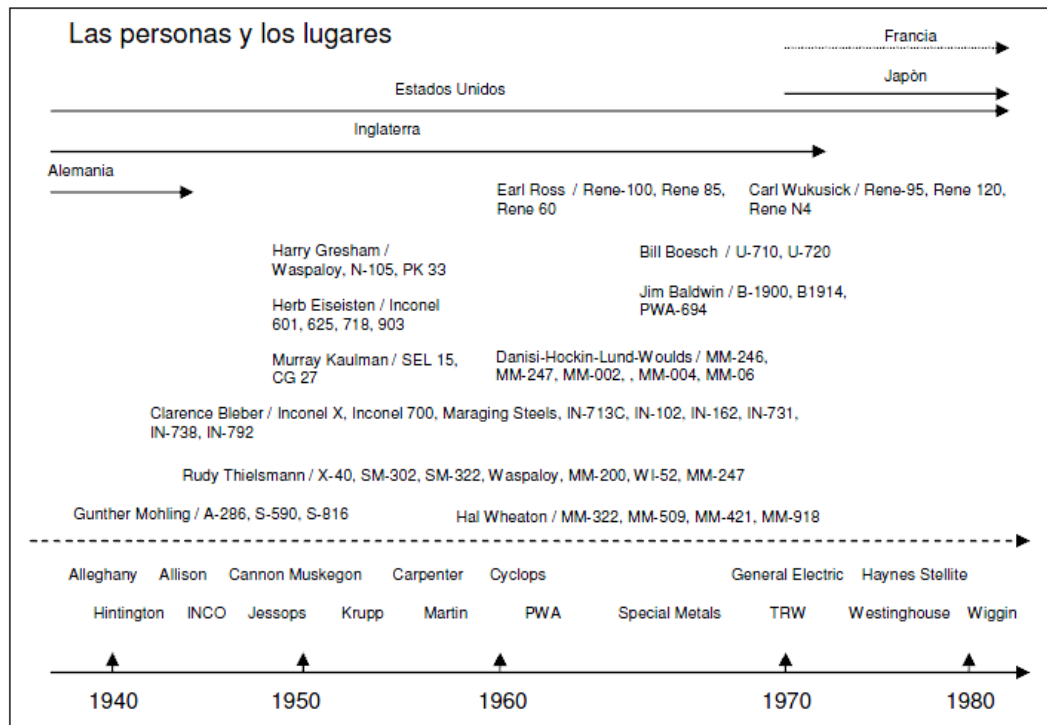


Figura 2.4 Países, compañías y personas en el mundo responsables del desarrollo de las superaleaciones [6].

Las patentes de las superaleaciones están basadas principalmente en su composición química, que es la característica más importante en una especificación de ingeniería, ya que en una gran parte define el comportamiento físico de la aleación en su estado sólido. La Figura 2.5 muestra una perspectiva de cómo han sido las tendencias de los principales elementos químicos en las superaleaciones durante el tiempo, se puede apreciar que antes de 1940 las superaleaciones base hierro-níquel con suficiente cantidad de cromo eran suficientes para conseguir resistencia a la corrosión, entonces, pequeñas adiciones de aluminio, titanio y columbio (o niobio) mejoraron la resistencia a los esfuerzos de ruptura. A partir de 1930 el hierro fue desapareciendo para dar lugar al níquel y cobalto como los elementos principales, y por supuesto aluminio, titanio y columbio (para formar fase γ) en cantidades controladas ya que en exceso pueden traer problemas de fragilidad.

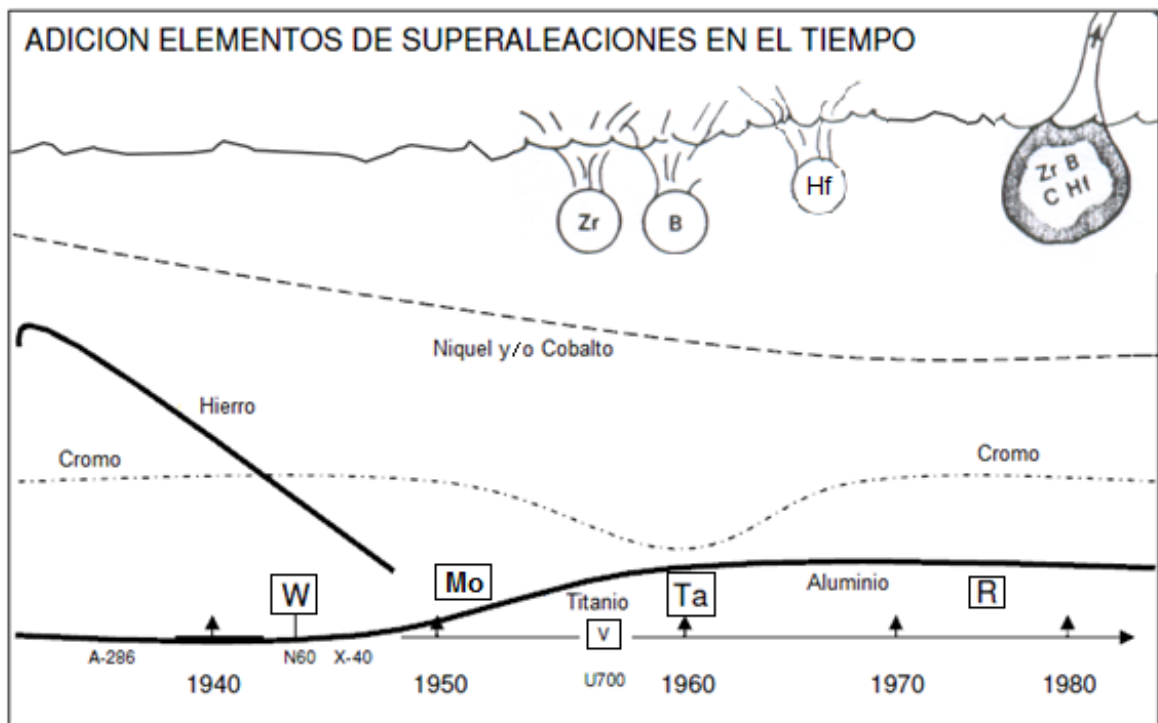


Figura 2.5 Tendencia de la adición de elementos en las superaleaciones en el tiempo [6].

2.1.2 Clasificación de las superaleaciones

Estos materiales se clasifican como superaleaciones base hierro-níquel, base cobalto y base níquel; los 3 tipos tienen características y propiedades diferentes entre sí (ver Tabla 1).

1.- Superaleaciones base hierro-níquel: Estas aleaciones contienen por lo menos 10% de Fe, pero generalmente contienen aproximadamente de 18% a 55% de Fe, se dividen en 4 grupos dependiendo de su composición y de su mecanismo de endurecimiento:

El primer grupo de este tipo de superaleaciones son aquellas que tienen una matriz austenítica y son endurecidas por la fase γ' , éste tipo se divide a su vez en dos subgrupos: El primero que son aleaciones ricas en hierro con bajos contenidos de níquel (de 25 a 30% en masa) y contenidos de titanio necesarios para provocar la precipitación de la fase (menos de 2% en masa) y endurecer a la aleación; y el segundo que son aleaciones ricas en níquel (más de 40% en masa) que se caracterizan por tener grandes cantidades de endurecedores por solución sólida como molibdeno, cromo o tungsteno y altas fracciones volumétricas de endurecedores por precipitación.

En el segundo grupo se encuentran aquellas aleaciones que son ricas en níquel y se endurecen por la precipitación de la fase γ'' , la cual proporciona propiedades favorables de resistencia y trabajo a temperaturas elevadas. Este grupo de aleaciones ofrece buenas propiedades desde temperaturas criogénicas hasta 650°C, la aleación más representativa de este grupo es Inconel 718.

El tercer grupo se conforma por las aleaciones ricas en hierro y níquel, con adiciones de cobalto, son aleaciones que combinan la precipitación de la fase γ' , la cual proporciona alta resistencia y bajos coeficientes de expansión

térmica; éstos bajos coeficientes se deben a que no existe la presencia de endurecedores de solución sólida como cromo o molibdeno. Estas aleaciones ofrecen excelentes características de resistencia alrededor de los 650°C. Sin embargo, la ausencia de cromo reduce significativamente la resistencia a la corrosión durante la operación del material a altas temperaturas.

El cuarto grupo de superaleaciones a base de hierro-níquel tiene un alto contenido de carbono y es endurecido por solución sólida, carburos, nitruros, y/o carbonitruros; estas aleaciones pueden operar en aplicaciones que requieren bajos esfuerzos en temperaturas de aproximadamente hasta 1093°C, donde su mayor requisito es la resistencia a la oxidación [7,8].

2.- Superaleaciones base cobalto: Este tipo de aleaciones son endurecidas por solución sólida y por la precipitación de carburos. A diferencia de los otros tipos de superaleaciones no son endurecidas por una precipitación ordenada y coherente. Los carburos presentes en superaleaciones base Cobalto son los mismos que presentan los otros sistemas y se incluyen Cr_7C_3 y M_{23}C_6 .

3.- Superaleaciones base níquel: De entre todos los otros materiales metálicos, estas aleaciones poseen la microestructura más compleja formada a partir de un método avanzado de fundición y de una avanzada tecnología de refinación. La matriz de alto contenido de níquel, llamada gamma (γ), endurece por solución sólida con una docena de elementos aleantes. Posteriormente mediante endurecimiento por precipitación, la solución sólida saturada empieza a formar fases secundarias, tales como, las fases intermetálicas llamadas gamma prima (γ'), carburos, nitruros, boruros y carbonitruros, además fases fases topológicamente compactas (TCP por sus siglas en inglés topologically close packed), las cuales no son deseables [9].

La matriz de níquel favorece a la precipitación de γ' debido a que el átomo de níquel es muy denso y resulta muy poco compresible. Esto quiere decir que la diferencia en el tamaño atómico será muy pequeña cuando se da la precipitación de esta fase, y debido a esa pequeña diferencia existirá compatibilidad de la estructura cristalina de γ' (FCC) y del parámetro de red con la matriz γ permitiendo la nucleación homogénea de un precipitado con baja energía superficial y estabilidad a tiempos largos. Además, entre la matriz γ y la fase γ' se mantendrá coherencia.

El níquel no presenta transformaciones de fase desde temperatura ambiente hasta su punto de fusión lo cual no produce contracciones ni expansiones de su red cristalina. Las velocidades de difusión para metales con estructura cúbica centrada en las caras son bajas, lo que produce estabilidad microestructural considerable a elevadas temperaturas.

Hay básicamente 3 tipos de superaleaciones base níquel que se dividen de acuerdo al mecanismo de endurecimiento por el cual ganan su resistencia característica; El primer tipo y tal vez el más importante son las aleaciones endurecidas por la precipitación de la fase γ' , éstas contienen aluminio, titanio y pequeñas cantidades de niobio; el volumen, tamaño y dispersión de la fase γ' es la que, principalmente, define las propiedades que se buscan para este tipo de aleaciones, básicamente la resistencia a temperaturas elevadas; de acuerdo a la fórmula de la fase γ' Ni_3Al o $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ los contenidos de titanio y de aluminio y la relación Ti/Al son parámetros de control de dicha fase. La relación Ti/Al influye en la precipitación de diferentes tipos de morfologías para la fase γ' , tales como esferoidales, globulares o cuboidales, con un incremento en el parámetro de desajuste de la red se produce la precipitación de la fase delta δ ; a altas temperaturas se busca una distorsión coherente baja para minimizar la energía superficial de $\gamma - \gamma'$ y así mantener la estabilidad de la fases. El segundo tipo de aleaciones base níquel se refieren a las que son endurecidas por solución sólida, es decir, si contienen o no aluminio, titanio o

niobio, una característica importante de este tipo es su fácil soldabilidad. Y el tercer grupo son las endurecidas por dispersión de óxidos (ODS), estas aleaciones contienen de 0.5 a 1% de finas partículas de itrio (Y_2O_3) y se producen mediante técnicas de metalurgia de polvos. Gracias a la estabilidad superficial lograda por procesos termo-mecánicos y tratamientos térmicos, las piezas fabricadas de superaleaciones base níquel, son resistentes a la termofluencia, fatiga, corrosión, oxidación y su operación a temperaturas elevadas por largos periodos de tiempo [5,8].

Tabla 1. Clasificación y características de las superaleaciones [4,8].

Clasificación de las superaleaciones	Subgrupos	Características
Base hierro-níquel	Grupo 1	Contienen una matriz austenítica y son endurecidas por la fase γ'
	Grupo 2	Son aleaciones ricas en níquel y se endurecen por la fase γ''
	Grupo 3	Son aleaciones ricas en hierro y níquel con adiciones de cobalto y son endurecidas por γ'
	Grupo 4	Tienen un alto contenido de carbono y se endurecen por la precipitación de carburos, nitruros y/o carbonitruros
Base cobalto	-	Son endurecidas por solución sólida y la precipitación de carburos (se caracterizan por no presentar precipitación ordenada y coherente)
Base níquel	Grupo 1	Superaleaciones endurecidas por la precipitación de la fase γ'
	Grupo 2	Superaleaciones endurecidas por solución sólida
	Grupo 3	Superaleaciones endurecidas por dispersión de óxidos

2.1.3 Fases presentes

Las fases y estructuras que se presentan en las superaleaciones son:

Matriz gamma (γ): Es una fase continua base níquel, con estructura austenítica (FCC), que usualmente contiene altos porcentajes en solución sólida de elementos como Co, Fe, Cr, Mo, y W. Todas las superaleaciones base níquel contienen esta fase como matriz.

Gamma prima (γ'): Tiene una estructura cristalina $L1_2$ ordenada derivada de la estructura FCC, su composición nominal es $Ni_3(Al,Ti)$, sin embargo, se describe de una manera más adecuada como A_3B , donde “A” está compuesto por elementos electronegativos, como Ni, Co, y Fe y “B” de elementos electropositivos como Al, Ti o Nb (ver Figura 2.6) Los parámetros de red de la matriz γ y de la fase γ' son muy similares por lo que existe coherencia en la red cristalina. Esta fase se comporta como el principal endurecedor en las superaleaciones base níquel y base hierro-níquel; su forma puede ser esférica o cuboidal y su tamaño varía de acuerdo a la temperatura y el tiempo de exposición; la fracción volumétrica, tamaño y distribución de esta fase son importantes parámetros en el control de las propiedades [9,10].

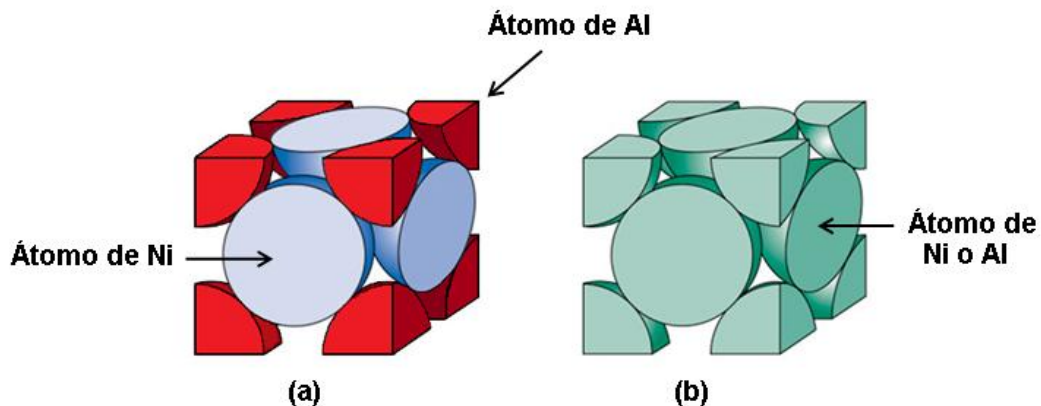


Figura 2.6 (a) Estructura cristalina de la fase γ' (b) estructura cristalina de la fase γ (matriz).

Gamma doble prima (γ''): Predomina en las superaleaciones base hierro-níquel que contienen niobio, son precipitados tipo A_3B que presentan una estructura cristalina ordenada tetragonal centrada en el cuerpo $D0_{22}$, con una composición Ni_3Nb ; esta fase presenta una morfología en forma de disco y también precipita con una relación de coherencia bien definida con la matriz austenítica y el endurecimiento es debido a deformaciones coherentes que hay entre la γ/γ'' . Es una fase muy pequeña (600 Å, aproximadamente) que puede ser observada con técnicas como microscopía electrónica de transmisión. La aleación Inconel 718 es un ejemplo de las aleaciones más comunes en las que sus propiedades mecánicas dependen de la precipitación y la morfología de esta fase [5,7].

Eta (η): Esta fase tiene una estructura HCP del tipo $D0_{24}$ con una composición Ni_3Ti . η se puede formar en los tres tipos de superaleaciones, se caracteriza por no tener solubilidad por otros elementos, precipita lentamente, crece rápidamente y porque forma partículas más grandes que γ' ; se puede encontrar como constituyente intergranular en forma de agujas y en forma celular en los límites de grano. La temperatura de formación de la fase η está en función del contenido de titanio y de los elementos que componen a la aleación [7,8].

Épsilon (ϵ): Esta fase tiene una estructura HP ordenada del tipo $D0_{19}$ y presenta una morfología del tipo Widmanstätten; son precipitados del tipo A_3B , está compuesta por elementos como el Ni, Co o Fe, que componen al elemento "A" y elementos como Al, Ti, Ta o Nb que componen al elemento "B" [7].

Delta (δ): Las aleaciones que son endurecidas por la fase γ'' son susceptibles a formar la fase delta, precipitados tipo Ni_3Nb con estructura ortorrómbica; esta fase es la forma termodinámicamente estable de la fase γ'' , con estructura cristalina ortorrómbica. Esta fase no contribuye a la resistencia del material, al contrario, su presencia se asocia con la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. Fracciones moderadas de esta fase son efectivas en limitar el

crecimiento de grano durante el tratamiento de solubilizado y en fronteras de grano donde se encuentre precipitada esta fase delta, si tiene una morfología adecuada, puede proporcionar resistencia a la fractura por fluencia en fronteras de grano [5].

Carburos: Cuando se agrega carbono en cantidades de 0.02 a 0.2% en peso, este se combina con elementos reactivos y refractarios como el titanio, tántalo, hafnio y niobio para formar carburos MC. Durante el tratamiento térmico o el servicio, estos carburos comienzan a descomponerse y a generar carburos del tipo $M_{23}C_6$ y M_6C los cuales tienden a aglomerarse en las fronteras de grano. Los carburos tienen 3 funciones principales: 1) Cuando están debidamente formados en los límites de grano, lo refuerzan, previniendo o retardando su deslizamiento. 2) Cuando precipitan en partículas finas en la matriz causan endurecimiento. 3) Los carburos pueden bloquear algunos elementos que de otro modo, promoverían la inestabilidad de fase durante su uso. A continuación se describen los carburos principales presentes en las superaleaciones.

A) Los carburos MC, son de estructura cristalina FCC, por lo general se forman durante la solidificación. Generalmente muestran una morfología globular o irregular, se distribuyen a través de la aleación de manera heterogénea, tanto en posiciones intergranulares como transgranulares. Se ha identificado poca o ninguna relación con la orientación de la matriz de la aleación. Los carburos MC son una fuente importante de carbono, los cuales se degradan a temperaturas de tratamiento térmico o en servicio.

Estos carburos, por ejemplo TiC y HfC, se encuentran entre los compuestos más estables entre la naturaleza. En estos carburos los átomos de M pueden ser substituidos por elementos menos reactivos, principalmente molibdeno y tungsteno, lo que provoca un cambio en su estabilidad. Estas sustituciones debilitan la fuerza de enlace de los carburos MC, por lo cual ocurren reacciones de degradación. Por lo general, esto conduce a la formación de compuestos

más estables, como carburos tipo $M_{23}C_6$ y M_6C en el procesamiento de aleaciones durante o después del tratamiento térmico y/o en servicio.

B) Los carburos $M_{23}C_6$ tienen una estructura cristalina FCC, normalmente se presentan como películas ó partículas de forma globular. Se forman fácilmente en aleaciones que contienen de un moderado a un alto contenido de cromo durante tratamientos térmicos a bajas temperaturas y en el servicio, es decir, de 760 a 980°C por la degradación de carburos MC y por el carbono residual soluble en la matriz de la superaleación. Aunque suelen presentarse en los límites de grano, en ocasiones se producen a lo largo de las maclas, en fallas de apilamiento y en límites de maclas.

El cromo es el principal elemento M en estos carburos, pero pueden sustituirlo otros elementos metálicos como el tungsteno o el molibdeno, y cuando están presentes, la composición aproximada de $M_{23}C_6$ es $Cr_{21}(Mo,W)_2C_6$, aunque también se ha demostrado que el níquel puede sustituir al cromo de manera considerable, y en pequeñas cantidades el cobalto y el hierro.

La condición óptima es una cadena de partículas discretas globulares $M_{23}C_6$ en los límites de grano. Esta forma beneficia a la resistencia a la ruptura a través de la inhibición del deslizamiento de límite de grano. Sin embargo, si los carburos precipitan como una película continua en el límite de grano, las propiedades se verán gravemente degradadas. Las estructuras celulares de $M_{23}C_6$ causan fallas prematuras, pero pueden ser evitadas con un procesamiento y/o tratamiento térmico apropiado [8,9].

C) Los carburos M_6C tienen una estructura cúbica compleja FCC, típicamente se forman en el rango de temperaturas de 815 a 980°C cuando tiene altos contenidos de molibdeno y/o tungsteno; pueden precipitar en una morfología globular dispersos en la matriz y con menos frecuencia en una morfología Widmanstätten (acicular) intergranular. Estos últimos son causados por un

procesamiento o temperatura de tratamiento térmico incorrecto y se deben evitar para tener mejor ductilidad y vida a la fractura. Comúnmente se disuelven durante el calentamiento antes de trabajar en caliente.

Las fórmulas típicas de M_6C son $(Ni,Co)_3Mo_3C$ y $(Ni,Co)_2W_4C$, la composición puede variar ampliamente a diferencia de la composición de los carburos $M_{23}C_6$. Los carburos M_6C son mucho más estables que los carburos $M_{23}C_6$, por lo cual, los carburos M_6C son más importantes al precipitar en los límites de grano para controlar el tamaño de grano durante el procesamiento de la aleación [9].

Boruros: Tienen una estructura cristalina tetragonal, el boro se añade en pequeñas cantidades a las superaleaciones para evitar la formación de la fase eta y para mejorar las propiedades de ruptura por termofluencia y la resistencia a la fractura; los boruros son duros, frágiles y precipitan en la frontera de grano con formas que varían desde bloques hasta medias lunas. La fracción volumétrica de los boruros tiende a ser bastante pequeña ya que grandes cantidades de boro son dañinas para este tipo de aleaciones, el boro también reduce la solubilidad del carbono en la matriz austenítica γ y como consecuencia aumenta la precipitación de carburos finos MC y $M_{23}C_6$ [9,11].

Los boruros, por lo general de composición M_3B_2 , pueden observarse en superaleaciones de base hierro-níquel y de base níquel con contenidos de boro mayores a 0.03%; los elementos "M" pueden ser Mo, Ta, Nb, Ni, Fe o V [8].

TCP: conocidas como fases topológicamente compactas, son de tipo A_2B y se forman durante el tratamiento térmico o más comúnmente durante el servicio de las aleaciones. Bajo ciertas condiciones, se forman fases de tipo laminar como σ , μ y Laves; la formación de estas fases da como resultado una degradación en las propiedades mecánicas.

Las aleaciones de níquel son especialmente propensas a la formación de σ y μ . La fórmula para σ es $(\text{Fe,Mo})_x (\text{Ni,Co})_y$, donde x y y puede variar de 1 a 7. Aleaciones que tienen altos niveles de metales de transición (BCC) como el tántalo, niobio, cromo, tungsteno y molibdeno son más susceptibles a la formación de TCP [8].

2.1.4 Elementos de aleación y efectos microestructurales en superaleaciones

La composición química de una aleación define las fases presentes que darán lugar a la microestructura y propiedades mecánicas del material. Las superaleaciones contienen una variedad de elementos en un gran número de combinaciones que producen varios efectos deseables; entonces la composición química, las fases y la microestructura definen el sentido físico de una superaleación. En la Tabla 2 se muestran los rangos de composición de los elementos principales en las superaleaciones, mientras que la Tabla 3 muestra el efecto de algunos elementos de aleación en las superaleaciones.

Tabla 2. Rangos de composición de los elementos principales en superaleaciones [4].

Elemento	Rango (%)	
	base Fe-Ni y Ni	base Co
Cr	5-25	19-30
Mo, W	0-12	0-11
Al	0-6	0-4.5 ;
Ti	0-6	0-4
Co	0-20	...
Ni	...	0-22
Nb	0-5	0-4
Ta	0-12	0-9
Re	0-6	0-2

Tabla 3. Efecto de los elementos de aleación en superaleaciones [4].

Efecto (a)	Base Fe-Ni	Base Co	Base Ni
Endurecedores por solución sólida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Mo, W, Ta, Re
Estabilizadores de la matriz FCC	C, W, Ni	Ni	...
Formadores de carburos:			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
M ₇ C ₃	...	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, M, W
M ₆ C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Carbonitruros: M(CN)	C, N	C, N	C, N
Promueven la generación de carburos	P
Forman γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ni, Ti	...	Al, Ti
Retardan la formación de η	Al, Zr
Aumenta la temperatura solubilización de γ'	Co
Precipitados endurecedores y/o intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Resistencia a la oxidación	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Mejoran en la resistencia a la corrosión	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistencia a la sulfuración	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Mejora la resistencia a la fluencia	B	...	B, Ta
Aumenta la resistencia a la ruptura	B	B, Zr,	B(c)
Refinadores de tamaño de grano	B, C, Zr, Hf
Facilita el trabajo	...	Ni ₃ Ti	...
Retarda el crecimiento de γ'	Re

(a) No todos estos efectos ocurren en una aleación determinada. (b) Endurecimiento por precipitación de Ni₃Ti también ocurre si hay suficiente Ni. (c) Si se presenta en grandes cantidades se forman boruros

Algunos de los elementos entran en solución sólida para proporcionar una o más de las siguientes características: endurecimiento (molibdeno, tántalo, tungsteno y renio); resistencia a la oxidación (cromo y aluminio); resistencia a la corrosión en caliente (titanio); estabilidad de fase (níquel); aumento de las fracciones de volumen (V_f) de precipitados secundarios favorables (cobalto). Otros elementos son añadidos para formar precipitados endurecedores como γ' (aluminio y titanio) y γ'' (niobio).

Los principales elementos de aleación que pueden estar presentes en superaleaciones base níquel son ilustrados en la Figura 2.7, en donde la altura de los bloques indica la cantidad de cada elemento que se puede presentar en este tipo de superaleaciones.

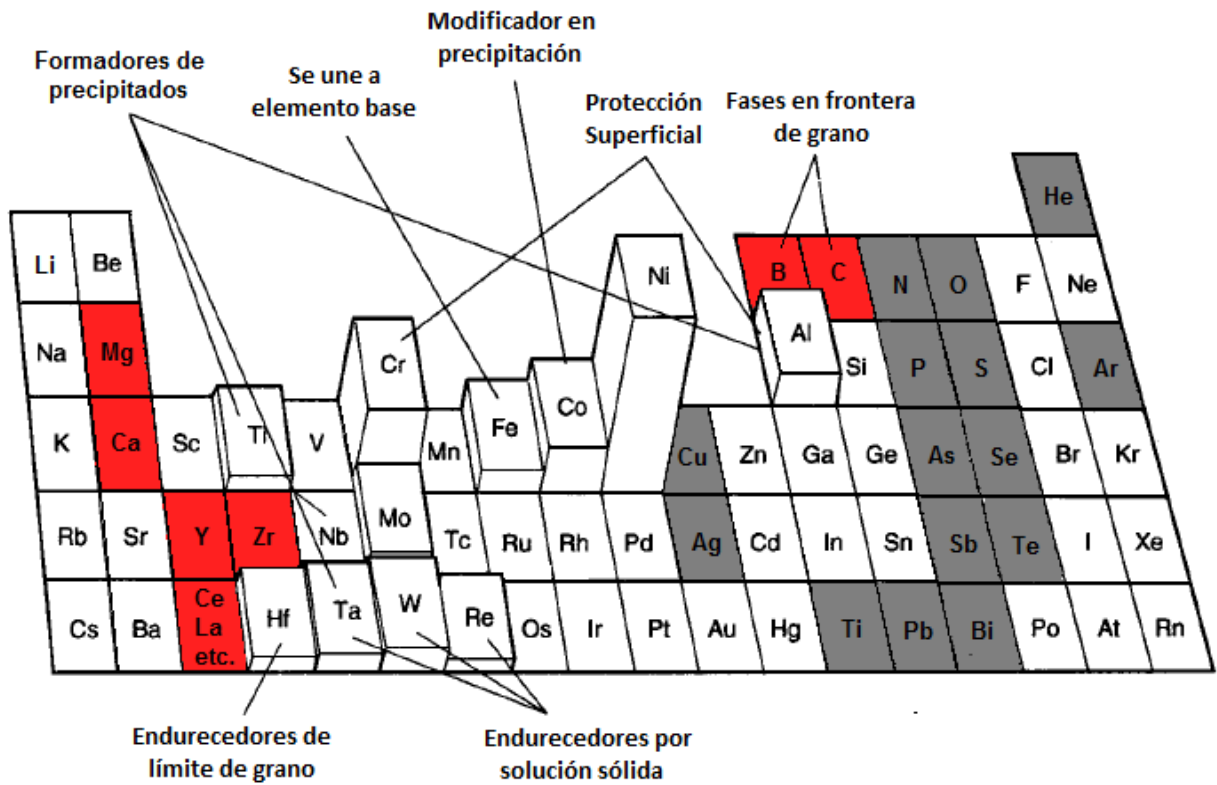


Figura 2.7 Elementos utilizados en superaleaciones base níquel. Los elementos de menor beneficio están marcados con rojo y los perjudiciales con gris ^[4].

2.2 Haynes 242

La superaleación Haynes 242 es el material bajo estudio de este proyecto; corresponde una aleación basada en el sistema ternario níquel-molibdeno-cromo que combina diversas características como una excelente resistencia a elevadas temperaturas, baja expansión térmica y una buena resistencia a la oxidación que permite su uso a temperaturas de operación de hasta 760°C.

Otras características importantes de esta aleación incluyen excelentes propiedades de bajo ciclo de fatiga, buena estabilidad térmica y resistencia a altas temperaturas en ambientes oxidantes que contienen flúor y/o fluoruros; en comparación con muchas aleaciones base níquel utilizadas a altas temperaturas exhibe características significativas de baja expansión térmica desde temperatura ambiente hasta 870°C (ver Figura 2.8) [12,13].

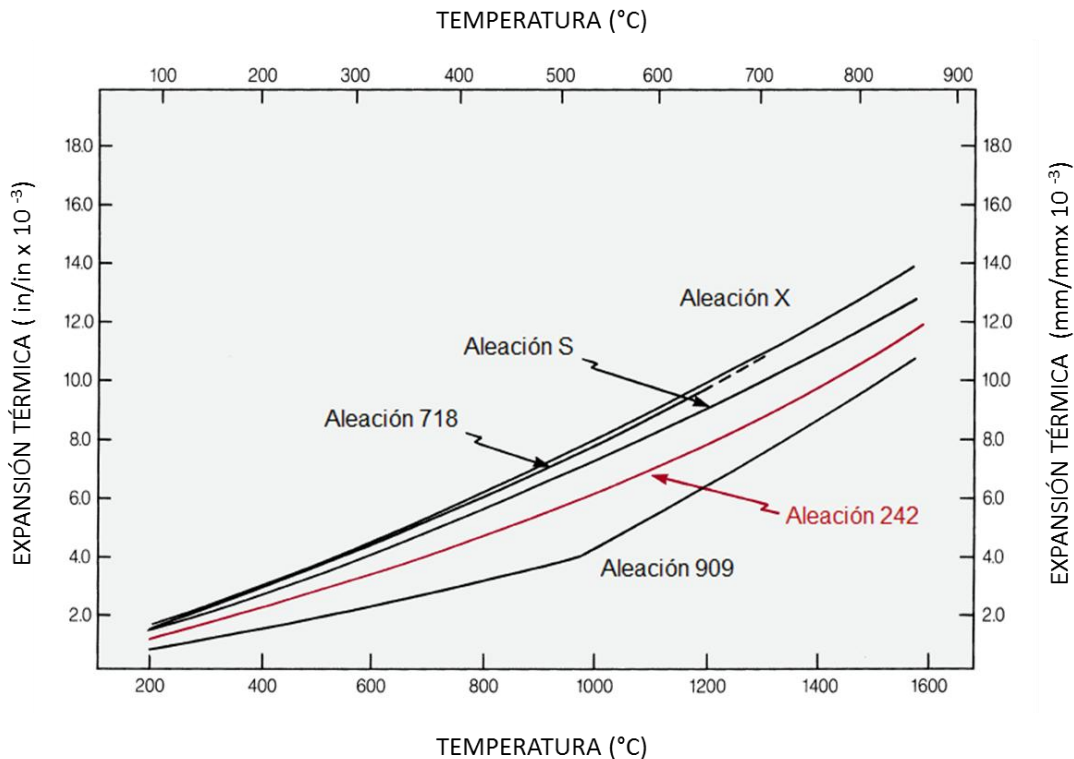


Figura 2.8 Coeficientes de expansión térmica de diferentes aleaciones a temperatura elevada [14].

2.2.1 Orden de largo alcance (LRO)

Las aleaciones basadas en el sistema ternario níquel-molibdeno-cromo constituyen una importante clase de superaleaciones, ya que utilizan un ordenamiento de largo alcance (LRO por sus siglas en inglés long range order) como principal mecanismo para proporcionar resistencia mecánica tanto a temperatura ambiente como a elevadas. Haynes 242 pertenece a esta clase de superaleaciones debido a que obtiene su resistencia mediante la formación de pequeños dominios de precipitados $\text{Ni}_2(\text{Mo,Cr})$, los cuales se producen a partir de una reacción de LRO que ocurre durante el tratamiento de envejecido convencional para esta aleación (650°C durante un tiempo de 24 a 72 horas) [15].

Estos dominios de precipitados coherentes son de un tamaño aproximado de 10 a 25 nanómetros, tienen una estructura cristalina ortorrómbica centrada en el cuerpo del tipo $\text{Pt}_2\text{-Mo}$ y presentan una forma lenticular muy similar al de las partículas de γ'' en la superaleación In 718 [16,17]. En estudios anteriores se ha demostrado que la distribución uniforme de los dominios LRO de $\text{Ni}_2(\text{Mo,Cr})$ tienen como resultado un significativo incremento en la resistencia mecánica, es decir que esta fase precipitada fortalece a la aleación de tal manera que, en la condición de envejecido duplica su esfuerzo de cedencia mientras mantiene su ductilidad [18,19].

2.2.2 Composición química

Haynes 242 tiene un porcentaje aproximado en peso de 65%Ni-25%Mo-8%Cr, con pequeñas cantidades de carbono (0.03%) y hierro (2.0%) presentes como impurezas (ver Tabla 5). El contenido de molibdeno y cromo es de vital importancia para esta superaleación; algunos investigadores han encontrado que coladas con mayores contenidos de molibdeno y cromo han exhibido mayores esfuerzos de cedencia, esto se atribuye a que al incrementar el contenido de estos elementos también se incrementa el tamaño y la fracción

volumétrica de los dominios ordenados Ni₂(Mo,Cr) [18,20]. Es importante mencionar que aunque esta aleación contiene solo 8% de cromo, su resistencia a la oxidación es suficiente para permitir su uso sin revestimientos a temperaturas de servicio de hasta 815°C, esta característica le brinda una gran ventaja sobre otras aleaciones de baja expansión térmica. En la Tabla 4 se muestra la composición química de la aleación, mientras que en la Tabla 5, se muestran algunas de sus propiedades físicas.

Tabla 4. Composición química nominal de la superaleación H-242 [14].

(% en peso)										
Ni	Mo	Cr	Fe	Co	Mn	Si	Al	C	B	Cu
65(a)	24.0- 26.0	7.0- 9.0	2.0*	2.5*	0.80*	0.80*	0.50*	0.03*	0.006*	0.50*

(a) Balance * Máximo

Tabla 5. Propiedades físicas de la superaleación H-242 [13].

Propiedad	Temperatura °C	Unidades métricas
Densidad	Ambiente	9.06 g/cm ³
Rango de punto de fusión	1288 - 1377	
Coeficiente de expansión térmica	Ambiente - 100	10.8 µm/m-°C
	Ambiente - 500	12.2 µm/m-°C
	Ambiente - 1000	15.0 µm/m-°C
Resistividad eléctrica	Ambiente	122.0 microhm-cm
	500	129.5 microhm-cm
	1000	127.6 microhm-cm
Módulo de elasticidad dinámica	Ambiente	229 Gpa
	500	199 Gpa
	1000	152 Gpa
Conductividad térmica	Ambiente	11.3 W/m-K
	500	19.2 W/m-K
	1000	27.5 W/m-K
Calor específico	Ambiente	386 J/kg-K
	500	451 J/kg-K
	1000	627 J/kg-K
Difusividad térmica	Ambiente	30.5x10 ⁻³ cm ² /seg
	500	45.0x10 ⁻³ cm ² /seg
	1000	49.6x10 ⁻³ cm ² /seg

2.2.3 Antecedentes de la aleación

Debido a que, el desarrollo del uso de un LRO como mecanismo principal que proporciona mayor resistencia a elevadas temperaturas en aleaciones de Ni-Mo-Cr es relativamente reciente, se han realizado diversos estudios sobre Haynes 242 que se enfocan en comprender la naturaleza de este LRO, así como la formación de fases secundarias y la influencia que estas ejercen sobre sus propiedades mecánicas.

Se ha reportado que el tratamiento térmico recomendado para obtener óptimas propiedades mecánicas, consiste en un solubilizado a temperaturas entre 1065°C - 1120°C con enfriamiento en agua, seguido de un envejecido a 650°C durante un periodo de tiempo de 24 a 72 horas y enfriamiento al aire. Sin embargo, investigadores se han enfocado en tratar de optimizar las propiedades mecánicas mediante modificaciones en el tratamiento térmico convencional de esta aleación [18, 20, 21].

En el año 2001, S. Dymek y col. estudiaron el comportamiento de la aleación sometida a diferentes tratamientos térmicos intermedios a temperaturas entre 760°C - 980°C; estos TTI (tratamientos térmicos intermedios) se aplicaron después del solubilizado y antes del envejecido de un tratamiento térmico convencional. En este estudio se demostró que al aumentar la temperatura de los TTI el tamaño de los dominios LRO decrecía, además se produjo la precipitación de la fase hexagonal μ en los límites de grano y de carburos secundarios M_6C ; en este estudio también se determinó que la cantidad de partículas en los límites de grano y no tanto el tamaño de los dominios LRO controlaban la ductilidad en la aleación [18].

M.F. Rothman y col. realizaron estudios similares con TTI, evaluando además la influencia de cualquier variación mínima de los elementos principales en la composición química de 4 diferentes coladas de esta superaleación. Los

resultados fueron similares a los obtenidos por S. Dymek, en los cuales se determinó que los TTI tienen efectos importantes sobre la naturaleza de los dominios LRO, así como en la morfología de las fases secundarias y en las propiedades mecánicas. Sin embargo, Rothman y col. encontraron que los dominios LRO crecían conforme se aumentaba la temperatura de los TTI; los resultados también indicaron que las pequeñas variaciones en la composición química ejercen una relevante influencia sobre los dominios LRO y en las propiedades finales de la aleación. Otra observación similar a la de S. Dymek, fue que aplicando TTI en un rango de temperaturas de 760°C - 980°C, se producen partículas continuas o semi-continuas en los límites de grano que consisten principalmente de la fase μ , estas partículas se asociaron al decremento de la ductilidad en pruebas de tensión a 650°C [12, 20].

Por otra parte, la estabilidad térmica de la aleación durante exposiciones prolongadas a temperatura elevada aún no se ha estudiado ampliamente. S. Dymek y col. se han encargado de estudiar los cambios morfológicos y cristalográficos que ocurren durante tiempos de exposición prolongados y como estos cambios influyen directamente sobre las propiedades mecánicas. En el 2006 estudiaron la estabilidad microestructural de Haynes 242 durante un largo periodo de envejecido; En este estudio encontraron que al exponer a 650°C durante 4000 horas una aleación que fue previamente rolada en frío y envejecida convencionalmente, la fase $\text{Ni}_2(\text{Mo},\text{Cr})$ comenzaba a hacerse gruesa hasta convertirse en una fase Ni_3Mo más estable, además encontraron que esta nueva fase incrementaba las propiedades de tensión pero deterioraba marcadamente la ductilidad en la aleación [19]. Otros estudios similares revelaron que al deformar plásticamente (rolado en frío) y exponer durante periodos de tiempo de 1000, 2000 y 4000 horas a 650°C a la aleación, la microestructura que estaba compuesta originalmente de una ordenada dispersión de la fase $\text{Ni}_2(\text{Mo},\text{Cr})$ en una solución sólida base níquel, se descompone en una mezcla de fases Ni_3Mo y Ni_4Mo y en una fase intermetálica compleja P con estequiometría de $\text{Cr}_9\text{Mo}_{21}\text{Ni}_{20}$ [22, 23]. Todos estos estudios se

llevaron a cabo con el objetivo de predecir futuras aplicaciones que impliquen el uso de esta aleación durante largos periodos de servicio a temperatura elevada.

En el 2008, M.K. Miller y col. realizaron una comparación del efecto de un tratamiento de envejecido convencional (650°C durante 48 horas) contra un envejecido de dos pasos (16 horas a 704°C + 16 horas a 650°C) sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de esta aleación. Los resultados determinaron que los especímenes sometidos a estos tratamientos térmicos exhibieron tamaños de grano, composiciones de fase y propiedades mecánicas similares entre sí, a pesar de que el tamaño de los precipitados $\text{Ni}_2(\text{Mo,Cr})$ fue mayor en el tratamiento de dos pasos. Además se encontró la presencia de Mo en los precipitados lenticulares $\text{Ni}_2(\text{Mo,Cr})$, mientras que en la matriz observaron la distribución de los elementos Fe, Al, Si, Mn y Ni. También se identificó segregación de B, Mo, Cr, P y C en los límites de grano [15].

Dos clases de nuevas aleaciones basadas en Haynes 242 han sido desarrolladas mediante la adición de renio con el propósito de aumentar aún más la resistencia en la aleación; sin embargo, estas aleaciones han mostrado una gran tendencia a formar fases TCP. Como se mencionó anteriormente, las superaleaciones base níquel pueden crear fases frágiles TCP a elevadas temperaturas como lo son σ , μ , δ , β y P. De acuerdo al diagrama de fases ternario isotérmico de Ni-Mo-Cr publicado por Gozlan revela que σ , P y δ existen como fases en equilibrio a temperaturas de 850, 1000 y 1200°C, pero la fase μ solo se puede encontrar cuando la temperatura es menor a los 1000°C [24]. En el 2009 Pingli Mao y col. estudiaron la influencia que tiene el porcentaje de renio en la formación de fases TCP. Los resultados indicaron que después de un tratamiento térmico a temperaturas entre 1000 y 1200°C, en una aleación con 5% de Re se encontró la presencia de la fase TCP σ , mientras que con 10% se formaron las fases σ y P [25].

2.2.4 Microestructura

En base a la revisión de literatura, a continuación se muestra un resumen de las principales fases reportadas así como su influencia en la aleación.

A temperaturas de solubilizado (1065°C) la aleación presenta una estructura tipo FCC con orden de corto alcance (SRO por sus siglas en inglés short range order). Durante el envejecido a 650°C la estructura SRO se transforma en una estructura LRO con la precipitación de dominios $Ni_2(Mo,Cr)$, a partir de los cuales se deriva la resistencia mecánica en la aleación. Los dominios desaparecen a alrededor de 760°C [26, 27].

Coladas de esta aleación que contienen un mayor porcentaje en peso de Mo y Cr exhiben mayores esfuerzos de cedencia, debido a que la fracción volumétrica de los dominios $Ni_2(Mo,Cr)$ tiende a aumentar con un mayor contenido de estos elementos. Además de los dominios $Ni_2(Mo,Cr)$, las fases que se pueden encontrar en Haynes 242 son: carburos primarios y secundarios del tipo M_6C y la fase secundaria μ [20, 21]. En la Tabla número 6 se resumen los componentes principales encontrados en Haynes 242.

Tabla 6. Componentes encontrados en H-242 [21].

Fase	Fórmula	Estructura cristalina	Rango estable de temperatura	Sensibilidad a las condiciones de procesamiento
Matriz austenítica (γ)	Matriz FCC Ni-25Mo-8Cr	FCC	(1065-1150°C)	Bajo
Dominios LRO	$Ni_2(Mo,Cr)$	Ortorrónica (Pt_2 -Mo ordenada)	(540-760°C)	Moderada
M_6C	$(Mo,Cr)_6C$	FCC	(1065-1150°C)	Moderada
μ	$Ni_6(Mo,Cr)_7$	Hexagonal	(870-1040°C)	Alta

La fase secundaria μ y en menor extensión los carburos M_6C precipitan en gran parte como partículas continuas o semicontinuas en los límites de grano. La precipitación de la fase μ es dependiente del procesamiento termo-mecánico y es uno de los factores clave en el control de las propiedades globales de esta aleación. La precipitación ocurre por procesos de deformación en un rango de temperaturas entre (870°C -1040°C).

Mucha precipitación de la fase μ provocará microestructuras tipo bandeadas con aglomeraciones gruesas de esta fase, lo que traerá como consecuencia un efecto perjudicial fuerte en la ductilidad y en casos extremos podría inhabilitar el efecto del tratamiento térmico de envejecido. La temperatura del material debe ser proporcional a la cantidad de deformación que se está impartiendo, de lo contrario podría resultar en una excesiva precipitación de la fase μ y una microestructura bandeada. Un menor y bien distribuido volumen de la fase μ es benéfico para ayudar a el control del tamaño de grano.

Factores que afectan la resistencia en H-242 ^[31]:

➤ Tamaño de grano

- Los carburos M_6C y la fase μ ayudan a controlar el tamaño de grano si se precipitan correctamente.
- Dependiendo de las condiciones de procesamiento, los tamaños de grano corresponden normalmente a ASTM 4.0 a 5.0 (en un rango significativo de temperaturas de solubilizado).
- Se puede producir la degradación de las propiedades de resistencia si el tamaño de grano es ASTM 3.0 o más grueso; esto puede ocurrir cuando las temperaturas de solubilizado exceden 1110°C o después de exposiciones prolongadas a temperaturas típicas de solubilizado.

- Fracción volumétrica de Ni₂(Mo,Cr)
 - Incrementa con Mo y Cr.
- Tamaño de los dominios Ni₂(Mo,Cr)
 - La resistencia mecánica en la aleación se incrementa con el tamaño de los dominios.
 - La temperatura aumenta la cinética de crecimiento de los dominios.

Factores que afectan la ductilidad en H 242:

- La ductilidad es inversamente proporcional a la resistencia.
- La ductilidad es dependiente de las fases presentes en el límite de grano.
 - Mayor ductilidad con límites de grano limpios.
 - Menor ductilidad con partículas en los límites de grano (fase μ y carburos M₆C).
 - La cantidad de precipitación es dependiente de la velocidad de enfriamiento en el solubilizado.
 - La cantidad de la fase μ incrementa con Mo y Cr.

2.2.5 Aplicaciones

Desde su introducción comercial en la década de los 90's, la aleación Haynes 242 ha sido seleccionada para una amplia variedad de aplicaciones usadas en la industria aeroespacial y de generación energética como componentes para motores de turbina de gas, muchos de los cuales están hechos de anillos forjados. También se puede utilizar para fabricar otro tipo de componentes como conductos, segmentos, tuberías, elementos de fijación, toberas, bombas, etc [20, 29].

Por su alta resistencia a los ambientes donde hay flúor, la aleación también se usa en la industria de procesos químicos en contenedores de vapor

de ácido fluorhídrico, además proporciona un servicio excelente en equipos para procesar fluoroelastómeros, tales como tornillos de extrusión y muestra una excelente resistencia a altas temperaturas con mezclas de fluoruro de sal [14].

2.3 Procesamiento termo-mecánico

El formado o trabajado de metales incluye varios procesos de manufactura, en los cuáles interviene la deformación plástica para cambiar la forma de las piezas metálicas. La deformación resulta del uso de una herramienta, la cual aplica esfuerzos que exceden la resistencia a la fluencia del metal; por lo tanto el metal se deforma y adquiere la geometría que indica la herramienta. En general se aplican esfuerzos de compresión para deformar plásticamente el metal, sin embargo, algunos procesos de formado estiran el metal mientras que otros lo doblan y otros más lo cortan.

Para formar exitosamente un metal, este debe poseer ciertas propiedades como baja resistencia a la fluencia y alta ductilidad, estas propiedades son afectadas por la temperatura, es decir que la ductilidad se incrementa y la resistencia a la fluencia se reduce cuando se aumenta la temperatura de trabajo.

Los procesos de trabajado se pueden clasificar de acuerdo con la temperatura del material durante la deformación, en los cuales se consideran procesos de trabajado en frío a aquellos que se realizan de temperatura ambiente hasta aproximadamente una $T < 0.4 T_f$ de la temperatura de fusión (T_f); los procesos de trabajado en tibio o semi-caliente se efectúan en un rango de $0.4T_f - 0.5T_f$ y se caracterizan por efectuarse en el límite en el que tienen lugar los fenómenos de recristalización; y los procesos de trabajado en caliente se realizan a $T > 0.6T_f$, por encima de la temperatura de recristalización [30]. Sin embargo, la clasificación general de estos procesos son trabajado en frío y trabajado en caliente.

La dependencia entre un trabajado mecánico en caliente y un tratamiento térmico involucra un procesamiento termo-mecánico. En Haynes 242, así como en la mayoría de las superaleaciones, el control de las condiciones en el procesamiento termo-mecánico incluyen tanto los parámetros de deformación en caliente como los de los tratamientos térmicos subsecuentes, ambos son críticos para proveer una óptima combinación de resistencia y ductilidad en la aleación, por lo que es importante tener un buen conocimiento acerca de las temperaturas de fusión y precipitación para determinar los parámetros adecuados que producirán un material con la microestructura y propiedades deseadas para su aplicación específica.

2.3.1 Deformación en caliente

El objetivo de la deformación o conformado en caliente, no solamente es la disminución de la energía requerida para la deformación del material, sino que también permite la modificación de la estructura y el tamaño de grano del metal; además de que la rápida difusión que se presenta a temperaturas de trabajado en caliente ayuda a disminuir las heterogeneidades químicas de la estructura del lingote vaciado.

Durante la deformación en caliente (independientemente del proceso industrial realizado) los procesos que controlan el tamaño de grano resultante son la recristalización dinámica y la recristalización estática, que a su vez dependen de la microestructura de partida del metal, así como de su composición química y de las condiciones bajo las cuales se está deformando (temperatura, velocidad y grado de deformación).

Usualmente los procesos como la forja, el laminado y la extrusión son los procesos usados a nivel industrial para convertir un lingote vaciado en un producto terminado. Para tener un mejor entendimiento de los fenómenos que se ponen en marcha durante estos procesos de deformación en caliente (en

donde la recristalización dinámica tiene lugar), los ensayos mecánicos de laboratorio como los de compresión, tensión y torsión permiten simular procesos industriales complejos y facilitar el entendimiento de dichos fenómenos.

A partir de los ensayos de compresión uniaxial en caliente se obtienen curvas de fluencia que son una representación gráfica del esfuerzo verdadero en función de la deformación verdadera (ver Figura 2.9) y reflejan el comportamiento de un material conformado en caliente.

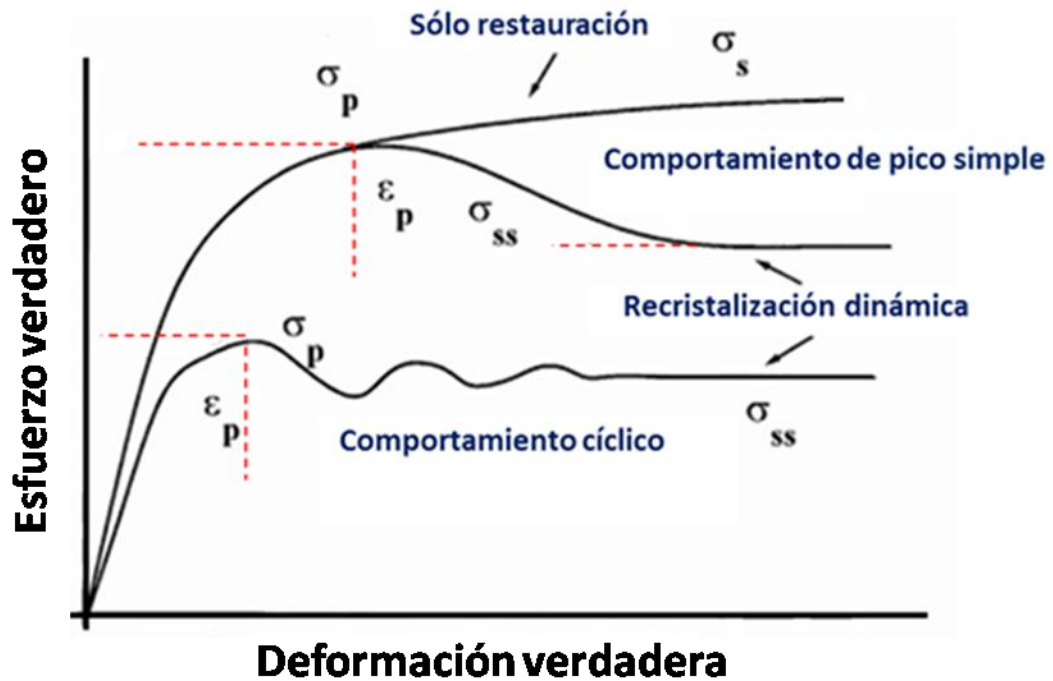


Figura 2.9 Representación esquemática de la recristalización dinámica discontinua en diferentes condiciones de deformación [31].

Estas curvas de fluencia se dividen en tres etapas diferentes:

1. Etapa de endurecimiento por deformación y recuperación dinámica.

2. Etapa de transición, donde se presenta la caída en la tensión de fluencia debido al inicio de la recristalización dinámica y se presenta la nucleación y el crecimiento de grano.
3. Etapa del estado estable o de saturación, en donde la tensión de fluencia del estado estable se relaciona con que la microestructura evoluciona a un nivel local, permanente y constante.

La caída de tensión observada durante la etapa de transición puede ser de forma continua, y en este caso se habla de una recristalización dinámica de pico simple; o puede ser en forma de oscilaciones y es llamada recristalización dinámica de pico múltiple, ambos dependen de las condiciones de deformación y de las propiedades intrínsecas del material. En algunos materiales no se observa la caída de tensión y la curva está compuesta solamente por dos etapas sin presentar transición, entonces se dice que el material solo presenta restauración dinámica; esto se debe entre otras causas, a la energía de falla de apilamiento, que es un parámetro intrínseco del material y que se puede definir como la permeabilidad de un material al movimiento de las dislocaciones en su red cristalina y al mismo tiempo a su capacidad para generarlas. Las aleaciones se clasifican en dos categorías: 1. Aleaciones con alta energía de falla de apilamiento (comúnmente todas FCC) y 2. Aleaciones con baja energía de falla de apilamiento (generalmente todas las BCC). En los materiales con alta energía de falla de apilamiento, la restauración dinámica es muy eficaz porque la movilidad de las dislocaciones es muy alta, mientras que en los de baja energía de falla de apilamiento las dislocaciones están fuertemente disociadas, por lo tanto, el proceso de restauración es poco eficaz.

Es importante distinguir entre aquellos procesos los cuales ocurren durante la deformación (procesos dinámicos) y aquellos que toman lugar entre intervalos de deformación o después de que la deformación es completada (procesos estáticos), además de los procesos metadinámicos ^[5,31].

2.3.2 Endurecimiento por deformación

Esta etapa de endurecimiento por deformación se caracteriza por una multiplicación de dislocaciones (hasta un millón de veces) como consecuencia del acomodo de la red cristalina con la deformación plástica aplicada. Estas mismas dislocaciones se mueven en la red cristalina por deslizamiento o por escalada, dependiendo de la temperatura y los tipos de obstáculos que se encuentren en su recorrido. Cabe señalar que cada estructura cristalográfica tiene planos de deslizamiento privilegiados que son generalmente los planos más densos en su red cristalina. En valores bajos e intermedios de la temperatura el proceso de deformación está controlado por el deslizamiento. Mientras que en el caso contrario (altas temperaturas) lo que domina es la escalada de dislocaciones, y en consecuencia el proceso de deformación está controlado por difusión.

A medida que se deforma el material aumenta la resistencia de éste a la deformación, fenómeno conocido como endurecimiento por deformación. El endurecimiento de un material, se pone de manifiesto tanto mecánica como microestructuralmente. Desde el punto de vista mecánico ocurre un aumento en la resistencia del metal durante la deformación irreversible cuando la tensión aplicada supera su límite elástico y tiene como consecuencia el aumento de la dureza. A nivel microestructural se manifiesta un aumento en la densidad de dislocaciones, activando las fuentes que generan dislocaciones y la formación de celdas de subgranos. Es sencillo verlo en un monocristal (ver la curva de la Figura 2.10), en donde durante el endurecimiento se caracterizan tres etapas diferentes según el valor de la tensión aplicada y se describen a continuación.

Etapas I: Un solo sistema de deslizamiento es activado y pocos obstáculos se oponen al movimiento de las dislocaciones, el endurecimiento es lento.

Etapa II: Dos sistemas de deslizamiento son activados simultáneamente dando lugar a una rápida multiplicación de dislocaciones y por lo tanto, un constante endurecimiento lineal.

Etapa III: En general más de dos sistemas de deslizamiento están activados; se forma celdas seguidas de una restauración dinámica que es un mecanismo de reordenación y eliminación de dislocaciones formando subceldas o aniquilándose entre ellas [31].

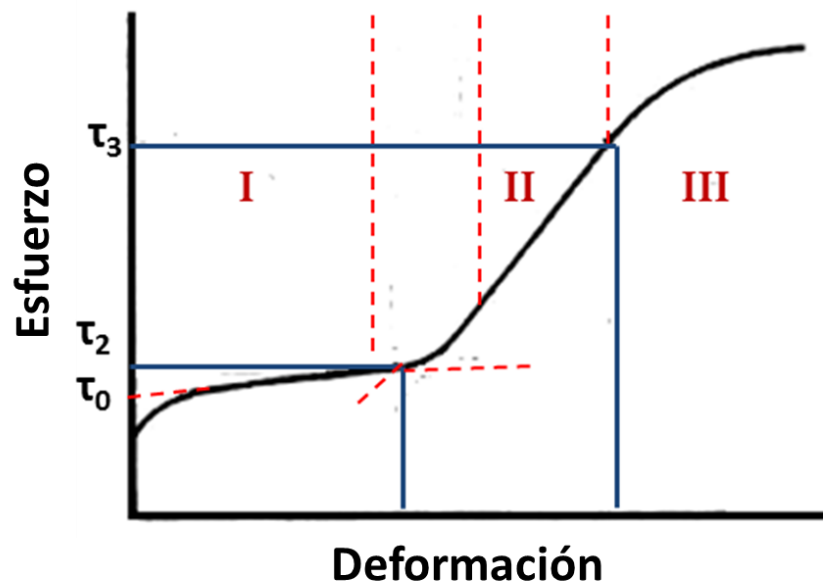


Figura 2.10 Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de un monocristal [31].

2.3.3 Recuperación y recristalización dinámica

La recuperación dinámica implica la aniquilación de dislocaciones y el reacomodo en fronteras de subgranos de baja energía. La recuperación de dislocaciones no es solo un proceso microestructural sino una serie de micromecanismos que son representados en la Figura 2.11.

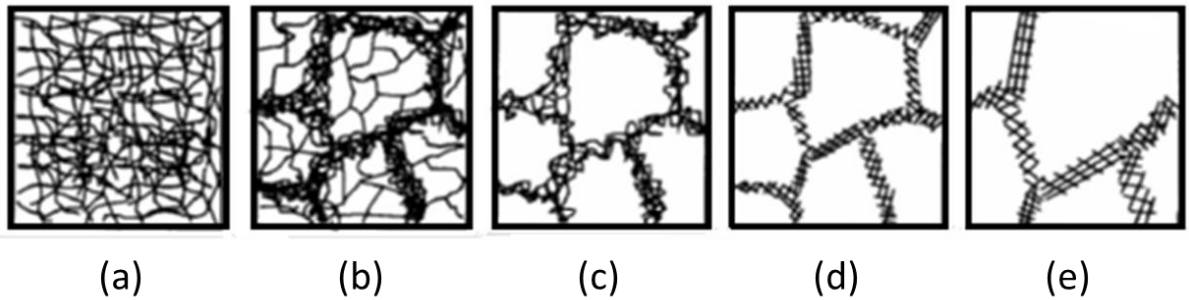


Figura 2.11 Diferentes etapas de la recuperación dinámica para un material deformado. (a) generación de dislocaciones, (b) formación de celdas, (c) aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas, (d) formación de subgranos, (e) crecimiento [31].

La recristalización dinámica también tiene una manifestación tanto mecánica como microestructural; consiste en la nucleación y crecimiento de nuevos granos que permite eliminar una parte de las dislocaciones generadas durante la etapa de endurecimiento y recuperación dinámica. Su inicio necesita un tiempo de incubación antes de que su efecto ablandador marque la caída de tensión observada en las curvas de fluencia.

La etapa de transición es asociada a una caída clara en la tensión de fluencia, donde la recristalización dinámica, que modifica fuertemente la microestructura, es el mecanismo responsable del ablandamiento producido. Esta caída de tensión está acompañada de una disminución de la densidad de dislocaciones.

La formación de nuevos granos esencialmente en los bordes de granos deformados y su crecimiento mediante la migración de sus bordes bajo la fuerza motriz consecuencia de la diferencia en densidad de dislocaciones, es el mecanismo que disminuye la densidad de dislocaciones de una forma más eficaz que la recuperación dinámica. Este fenómeno no se pone de manifiesto

hasta pasar una cierta deformación llamada deformación crítica en la que aparecen nuevos núcleos.

La recristalización dinámica asegura su continuidad hasta el estado de saturación dado que los primeros núcleos formados son susceptibles a endurecer dando lugar a nuevos núcleos, permitiendo el comienzo de otra ola de recristalización. Es claro que la recristalización dinámica como todo proceso de transformación está compuesta de dos procesos fundamentales: nucleación y crecimiento.

El proceso de recristalización dinámica es consecuencia directa de la heterogeneidad de deformación en la microestructura. Las zonas de alto grado de heterogeneidad pueden generarse durante el proceso de deformación como en el caso de presencia de partículas de segunda fase, o bien ser el resultado del propio proceso de deformación como la migración del límite de grano inducido por la deformación. La orientación de los nuevos granos recristalizados está relacionada con los sitios de nucleación donde la recristalización dinámica tiene lugar, lo cual afectará la textura resultante.

Los límites de grano iniciales se consideran un sitio de nucleación preferencial porque separan regiones de clara diferencia de orientación. Otros lugares de nucleación son bandas de deformación, zonas que separan bandas dentro del mismo grano con diferencias de orientaciones de bajo ángulo y las bandas de corte que se forman como consecuencia de la heterogeneidad de deformación debida a la inestabilidad durante el proceso de deformación, también son un sitio de nucleación para muchos materiales (ver Figura 2.12).

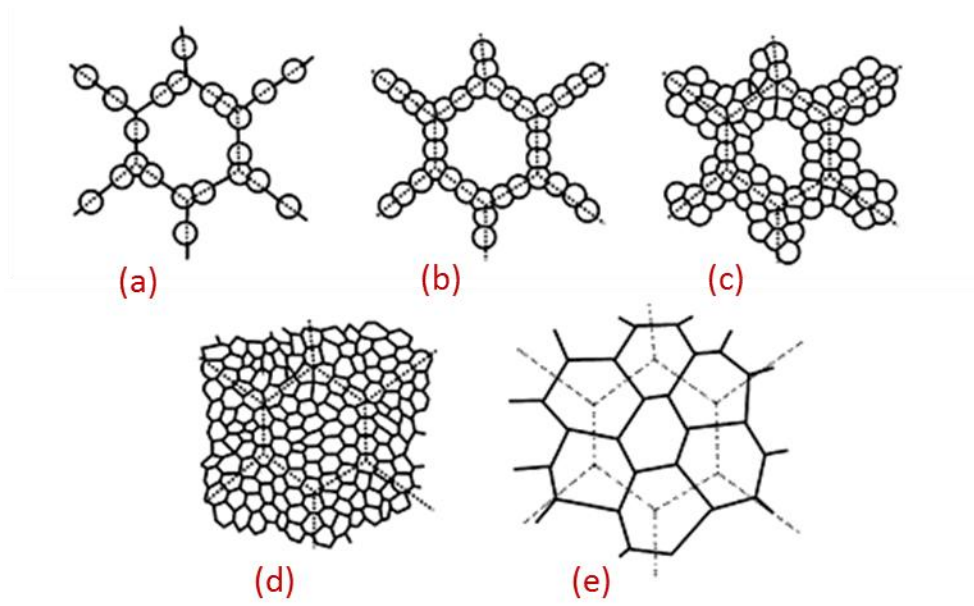


Figura 2.12 Representación esquemática de la nucleación durante el proceso de recristalización dinámica ^[31].

Con independencia del sitio y los mecanismos de nucleación, una vez que el núcleo está formado, sus bordes empiezan a migrar bajo la fuerza motriz como consecuencia de la diferencia de grado de endurecimiento de ambos lados. El límite de grano migra hacia la zona de alta densidad de dislocaciones barriendo a su paso la distorsión producida en la etapa de endurecimiento y recuperación dinámica. Dos mecanismos frenan el crecimiento: 1. Los granos crecidos se encuentran y se bloquean mutuamente y 2. Los nuevos granos se endurecen con la deformación, disminuyendo la fuerza motriz de crecimiento, que por fin le paran ^[31].

2.3.4 Recuperación y recristalización estática

Las dislocaciones residuales de la deformación en caliente juegan un papel importante en la evolución de la microestructura durante el tratamiento térmico posterior.

La recuperación y recristalización estática pueden ocurrir dependiendo de la cantidad de trabajo almacenado, de la velocidad a la cual el material es recalentado y de la temperatura de recocido y movilidad de fronteras. El movimiento de dislocaciones por escalada y la absorción de dislocaciones dentro de subfronteras ocurren en la recuperación estática y en esto se asemeja a la recuperación dinámica; el crecimiento de subgranos también puede ocurrir además de una reducción en la densidad de dislocaciones. Sin embargo, no se obtiene por completo un material libre de deformación aún después de tiempos de recocido largos en ausencia de recristalización estática.

Los procesos de recuperación estática pueden ocurrir dependiendo del nivel de deformación durante el trabajado en caliente. A valores de deformación que son mucho menores a los requeridos para que inicie el proceso de recristalización dinámica, no existe suficiente energía almacenada para que inicie el proceso de recristalización estática, de manera que, sólo el proceso de recuperación estática ocurre. Por lo tanto, sólo una pequeña parte como subestructura de dislocaciones es retenida sin obtener un completo suavizamiento.

El proceso de recuperación estática es seguido por el proceso de recristalización estática, la cual involucra un proceso de nucleación y crecimiento. En este caso se obtiene una microestructura completamente recocida/suavizada, cuando los valores de predeformación son ligeramente menores a los requeridos para que inicie el proceso de recristalización dinámica. En los valores de predeformación que exceden los requeridos a los cuales el proceso de recristalización dinámica inició durante el trabajo en caliente, ciertos núcleos de recristalización dinámica residual experimentan un crecimiento muy rápido sin un periodo de incubación, a este proceso se le conoce también como recristalización post o meta dinámica y es seguido por los procesos de recuperación y recristalización estática. Algunas regiones parcialmente trabajadas pueden experimentar recuperación metadinámica, de

esta manera, se reduce la energía almacenada que se necesita para la nucleación de recristalización estática, y por consiguiente se reduce, la posibilidad de obtener una condición de suavizamiento completo.

Es común que después de la recuperación estática y de la recristalización estática ocurra el crecimiento de grano. Como en los procesos de recuperación y recristalización, la fuerza motriz para el crecimiento de grano es una reducción de energía almacenada, para el proceso de crecimiento de grano esta energía está en forma de energía de frontera de grano; este proceso puede producir tamaños de grano muy grandes y texturas cristalográficas definidas particularmente en metales de una sola fase que son tratados térmicamente a temperaturas altas. En aleaciones que contienen partículas de segundas fases se puede alcanzar un tamaño de grano equilibrado debido a la inmovilización de las fronteras de grano por segunda fase [5].

2.4 Proceso de forja y rolado de anillos

La forja conforma piezas aplicando fuerzas de compresión mediante presión que ejercen las prensas ya sean hidráulicas o mecánicas o por la energía que descargan sobre ella las máquinas de impacto o directamente la fuerza humana. Los objetivos de la forja son refinamiento de grano uniforme, flujo de grano controlado, recristalización en cada etapa del proceso para obtener el tamaño de grano deseado y características de flujo o eliminar tipos de carburos que se ubiquen en las fronteras de grano y maclas.

La forja de las superaleaciones es más difícil que la de muchos otros metales, los factores críticos que se deben considerar para el proceso de forjado son la velocidad de deformación, la temperatura en cualquier etapa de la forja y la cantidad de reducción o de deformación que se está aplicando. Las superaleaciones que se endurecen por precipitación son las más difíciles de forjar; estas pueden tener un efecto negativo en el proceso de forjado si se

produce una precipitación muy rápida de alguna fase a temperaturas propias de forjado, esto provocaría un incremento requerido en las fuerzas de compresión o de forjado.

El proceso comienza con el precalentamiento de una barra de metal que fue previamente cortada para darle una altura requerida. La barra caliente es prensada y punzonada para obtener una preforma comúnmente llamada “dona”. (ver Figura 2.13). Esta preforma se calienta sobre la temperatura de recristalización y se coloca sobre una máquina roladora de anillos. Esta máquina está compuesta por dos juegos de rodillos, los rodillos axiales que están localizados verticalmente y los rodillos radiales que se localizan horizontalmente. Los rodillos radiales reducen la pared de la preforma de forma que el diámetro va creciendo hasta obtener un anillo, mientras que los rodillos axiales se encargan de controlar la altura del anillo. (ver Figura 2.14) [6].



Figura 2.13 Proceso de elaboración de una preforma.

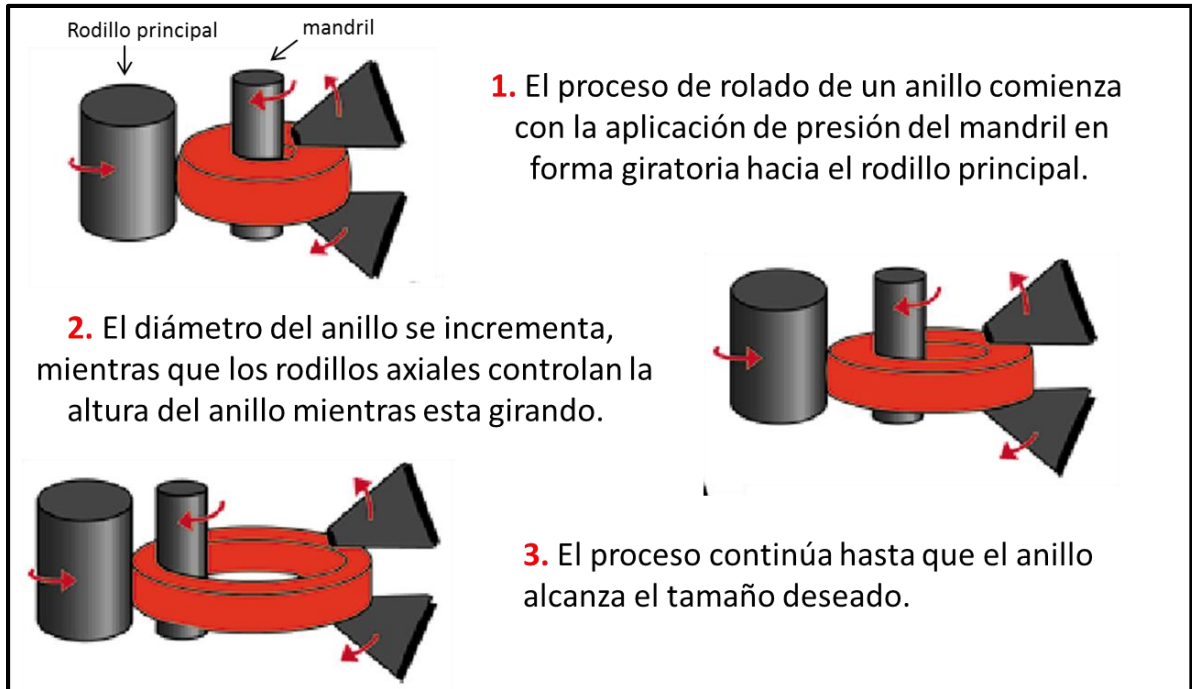


Figura 2.14 Proceso de rolado de un anillo.

2.4.1 Ventajas del proceso de forja y rolado

El forjado provee cierto grado de resistencia estructural: la forja elimina vacíos o porosidades internos que pueden debilitar las piezas, dispersando la segregación de elementos no metálicos, también proporciona una uniformidad química. Esta resistencia estructural reduce requisitos de inspección y simplifica el tratamiento térmico y el maquinado, asegurando una funcionalidad óptima de la pieza.

El proceso de rolado de anillos puede producir uniformidad en el tamaño de grano y características favorables en el flujo de grano. Estas características se traducen en un incremento en las propiedades de resistencia mecánica, de la pieza en cuestión ^[6].

2.5 Tratamientos térmicos en superaleaciones

Durante el procesamiento de los componentes fabricados a partir de superaleaciones, un factor muy importante para alcanzar las propiedades requeridas según la aplicación para la cual se están creando son los tratamientos térmicos. Este tipo de procesos consisten en el calentamiento del metal en estado sólido a temperaturas y tiempos definidos, seguido de un enfriamiento a velocidades adecuadas con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas al obtener una o varias de las siguientes características ^[4]:

- La redistribución de los elementos aleantes existentes mediante el movimiento de los átomos.
- Reducir esfuerzos internos.
- Promover el crecimiento de grano.
- Disolver fases.
- Promover la formación de nuevos granos recristalizados.
- Producir la precipitación de nuevas fases a partir de una solución sólida.

Los tratamientos térmicos comúnmente más utilizados en las superaleaciones son los siguientes:

Solubilizado: Normalmente es el primer tratamiento térmico en las superaleaciones, consiste en calentar el material a una temperatura entre la línea solvus y sólidos (según el diagrama de fases de la aleación). El principal objetivo de este tratamiento es poner en solución las fases encargadas del endurecimiento y la disolución de la mayoría de los elementos y algunos carburos logrando una solución sólida homogénea. Si la temperatura del solubilizado es baja se disolverán solo algunas fases principales, algunos carburos estarán en solución y no se promoverá el crecimiento de grano,

mientras que a una temperatura alta de solubilizado el crecimiento de grano será mayor.

Envejecido: La finalidad del tratamiento de envejecido es endurecer a las superaleaciones mediante la precipitación de cantidades adicionales de una o más fases provenientes de la matriz súper-saturada obtenida durante el solubilizado y de esta manera promover la mejora de las propiedades de la aleación.

Temple: El propósito del templeado o enfriamiento posterior al tratamiento de solubilizado, es el de mantener a temperatura ambiente la solución sólida súper-saturada producida durante el tratamiento de solubilizado. Se pueden utilizar diferentes medios de enfriamiento, comúnmente se usan agua, aceite, aire y polímero. El temple permite que el tamaño de los precipitados sea más fino.

Los factores críticos en este tratamiento son: tipo y número de fases precipitadas disponibles, la temperatura de servicio, tamaño de los precipitados, la combinación de resistencia y ductilidad deseada y el tratamiento térmico de aleaciones similares.

Recocido: Cuando es aplicado a superaleaciones implica un recocido completo, esto quiere decir, recristalización completa para obtener la máxima suavidad. Los ciclos de recocido son similares a los de solubilizado, sin embargo, tienen diferente propósito. El recocido se usa para reducir la dureza e incrementar la ductilidad para facilitar el formado o maquinado, generar una microestructura específica o suavizar estructuras endurecidas por envejecido mediante la resolución de fases secundarias. Por otra parte, el tratamiento de solubilizado se utiliza para disolver segundas fases para producir la máxima resistencia a la corrosión o para preparar a la superaleación para el envejecido.

Relevado de esfuerzos: El relevado de esfuerzos de superaleaciones frecuentemente implica una relación entre la máxima cantidad de esfuerzos relevados y los efectos perjudiciales a las propiedades a alta temperatura y/o la resistencia a la corrosión. Este tratamiento térmico no siempre es utilizado para aleaciones que no son endurecidas por precipitación debido a que un solubilizado es más útil antes del tratamiento de precipitación [4,8].

CAPÍTULO III

DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

En este capítulo se describe detalladamente el proceso experimental que se llevó a cabo para cumplir con el objetivo de este proyecto. El material bajo estudio fueron dos coladas de una superaleación Haynes 242 para las cuales se diseñó un programa de pruebas basado en las condiciones de producción que la industria aeronáutica y de generación energética exigen para este tipo de superaleación.

Cabe mencionar, que tanto el material bajo estudio como algunos de los equipos utilizados durante la parte experimental de esta investigación, fueron facilitados por la empresa Frisa Forjados S.A. de C.V.

3.2 Metodología experimental

El proceso experimental se dividió en dos partes: en la primera parte se llevó a cabo la caracterización de una muestra de anillo terminado de H-242 que fue forjado en caliente a partir de la colada número 1 y presentó fallas en elongación; mientras que en la segunda parte se trabajó con material de la colada número 2, el cual fue caracterizado antes y después de someterlo a diferentes procesos termo-mecánicos que consistieron en pruebas de compresión en caliente y tratamientos térmicos. Finalmente se realizó un análisis de las diferencias microestructurales y de las propiedades mecánicas

de cada colada. En la Figura 3.1 se muestra el diagrama general de la experimentación seguida durante este trabajo de investigación y más adelante se describirá con detalle cada una de las pruebas realizadas.

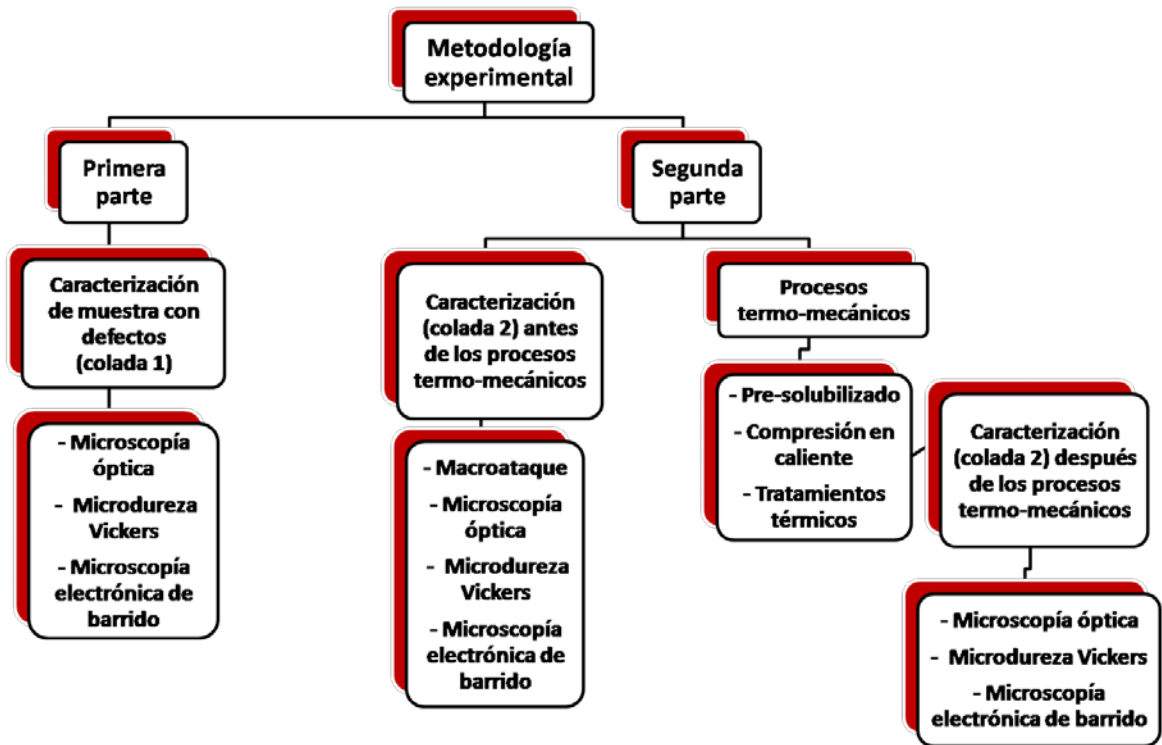


Figura 3.1 Esquema general de la metodología experimental.

3.2.1 Primera parte (Colada 1)

La finalidad de esta primera parte fue determinar las causas por las que el material de la colada número 1 presentó falla en elongación, para esto se hizo un análisis microestructural mediante las técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, y en cuanto a la medición de propiedades mecánicas, a la muestra se le realizaron ensayos de microdureza vickers.

El anillo de donde se obtuvo la muestra fue forjado a una temperatura de 1040°C y tratado térmicamente mediante un solubilizado a una temperatura de

1080°C durante una hora y enfriado en agua; posteriormente recibió un envejecido a una temperatura de 650°C por un tiempo de 48 horas. En la Tabla 6 se muestra la composición química de las coladas 1 y 2.

Tabla 7. Composición química de las coladas 1 y 2 de H-242

Elemento	Colada 1	Colada 2
	% en peso	% en peso
Al	0.2	0.14
B	<0.002	<0.002
C	0.009	0.005
Co	<0.05	<0.05
Cr	8.23	8.15
Cu	0.05	0.06
Fe	1.1	1.09
Mn	0.3	0.14
Mo	24.89	24.85
Ni	BALANCE	BALANCE
P	<0.005	<0.005
S	0.001	0.001
Si	0.11	0.07
Bi	<0.0001	<0.0001
Pb	<0.0005	<0.0005
Ag	<0.0002	<0.0002

3.2.2 Segunda parte (Colada 2)

Los resultados obtenidos durante la primera parte revelaron que la presencia de unas bandas de precipitación tenían un efecto marcado en las propiedades de dureza del material; en base a esto, se definió la segunda parte experimental, cuyo objetivo principal era obtener información que permitiera tener una mejor comprensión a cerca de la formación de estos precipitados, su efecto sobre las propiedades mecánicas y cómo se comportan bajo diferentes temperaturas de solubilizado. En esta parte de la experimentación se trabajó

con una barra de la colada número 2 con dimensiones de 210 mm de diámetro por 120 mm de largo.

3.2.2.1 Análisis de materia prima

Antes de seccionar la barra para el maquinado de las probetas de compresión, se cortó una laja de 25.4 mm de alto para determinar las condiciones en las que llegó el material desde su proveedor. Para esto, primeramente se realizó un macroataque de la superficie de la laja y posteriormente se determinó la variación del tamaño de grano que tenía la barra; la laja se dividió en 3 zonas para su análisis (ver Figura 3.2). El tamaño de grano de cada una de las zonas se tomó mediante una réplica, primero se pulieron las 3 zonas a analizar y posteriormente se vertió una resina polimérica y por último la microestructura grabada en la resina se llevó al microscopio óptico para su análisis.

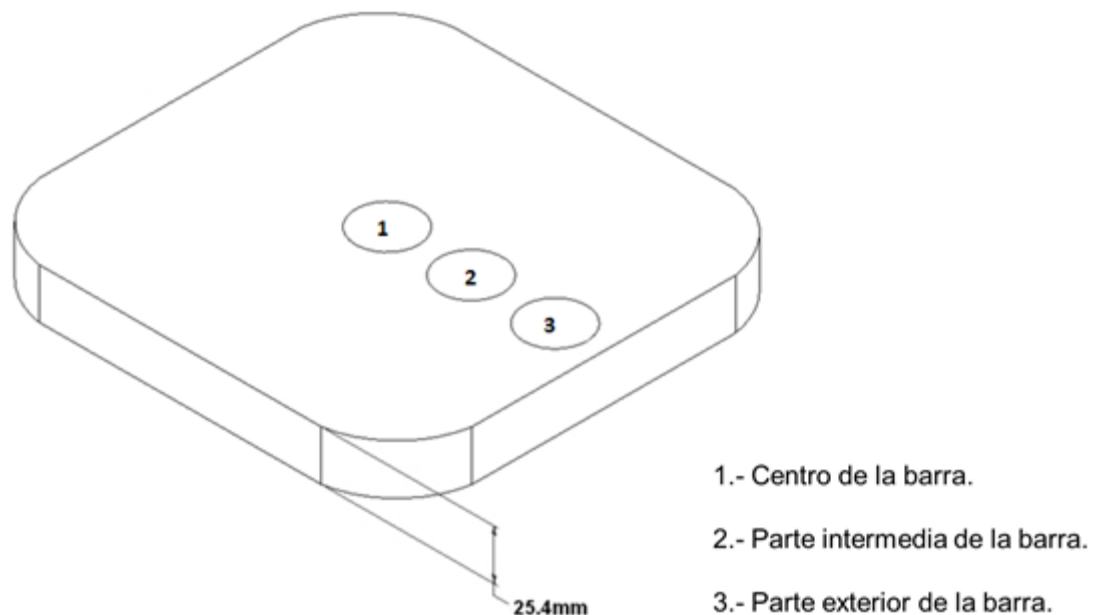


Figura 3.2 Laja cortada para análisis macro y microestructural.

3.2.2.2 Maquinado de probetas para compresión

Debido a la similitud en el tamaño de grano de las 3 zonas analizadas, las probetas utilizadas en este estudio se escogieron de manera aleatoria. Se maquinaron 19 probetas cilíndricas con dimensiones de 76.2 mm de altura por 25.4 mm de diámetro. En la Figura 3.3 se muestran las dimensiones de las probetas maquinadas, así como la manera en que fue seccionada la barra para extraerlas.

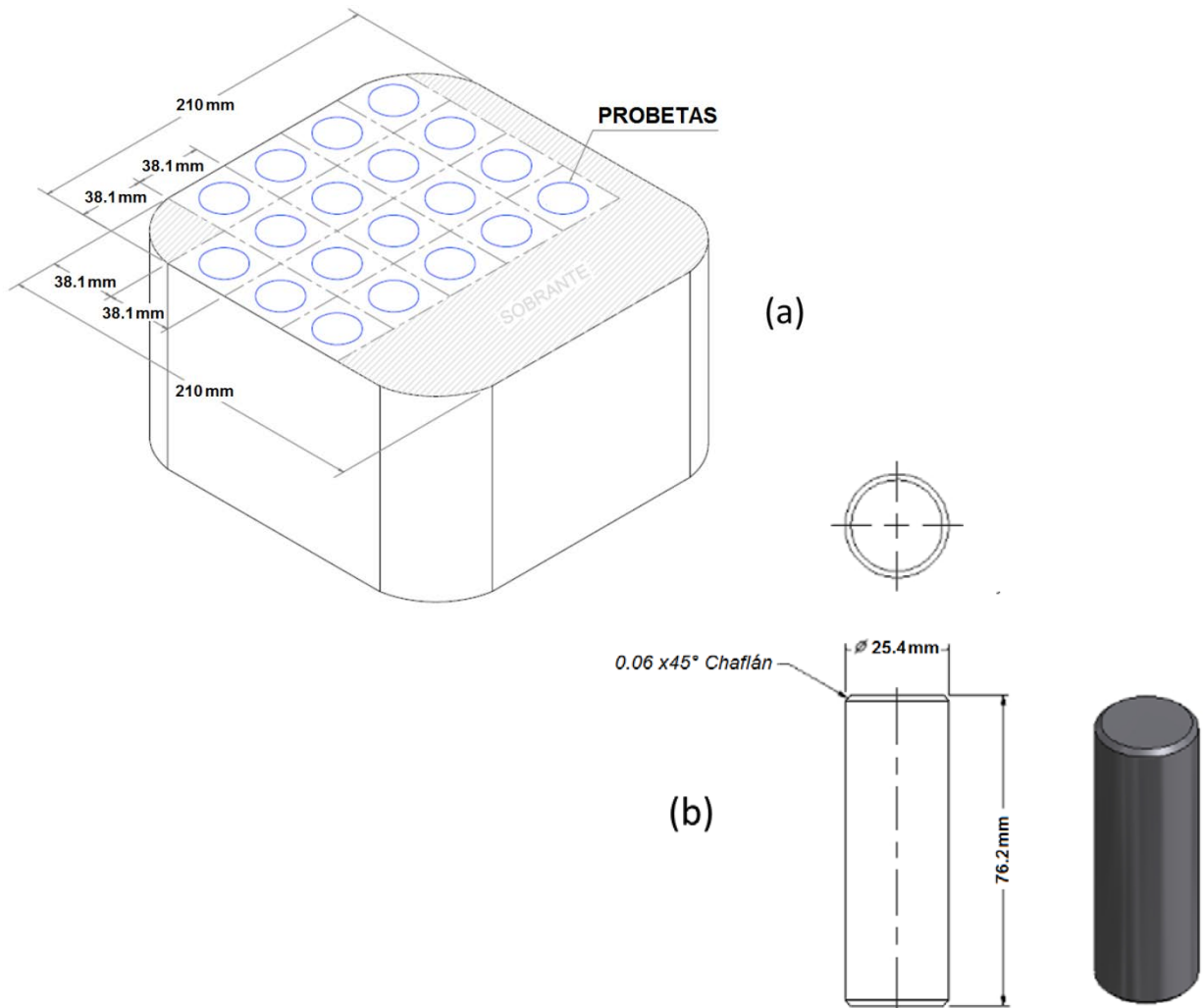


Figura 3.3 (a) Medidas y zonas de la barra donde se extrajeron las probetas
(b) Dimensiones de probetas maquinadas.

3.2.2.3 Diseño de experimentos

En la Tabla 7 se muestra el diseño de experimentos seguido durante esta etapa para la colada número 2, así como los parámetros utilizados en cada una de las pruebas realizadas para cada una de las probetas.

Para descartar o comprobar que las bandas de precipitación se forman a partir de los precipitados presentes en la materia prima (precipitados primarios), las probetas fueron divididas en dos grupos antes de la deformación en caliente. El primero (Grupo A) constó de 9 probetas que fueron solubilizadas antes de la deformación (pre-solubilizadas) a 1200°C durante 4 horas con el fin de disolver los precipitados primarios. El segundo (Grupo B) constó de 9 probetas que se deformaron en condición de materia prima. Para medir la dureza de cada condición, la probeta 19 fue cortada por la mitad, de la cual, una mitad fue solubilizada con el primer grupo de probetas y la otra mitad permaneció como materia prima.

Tabla 8. Diseño de experimentos.

	Pre-Solubilizado	Compresión en caliente	Tratamientos térmicos		
	Condiciones	Temperatura (°C)	T1	T2	T3
			No. de probeta	No. de probeta	No. de probeta
Grupo A	1200°C/4h	1130°C	1 A	2 A	3 A
		1100°C	4 A	5 A	6 A
		1050°C	7 A	8 A	9 A
Grupo B	NO	1130°C	10 B	11 B	12 B
		1100°C	13 B	14 B	15 B
		1050°C	16 B	17 B	18 B

3.2.2.4 Ensayos de compresión en caliente

Los ensayos de compresión en caliente se llevaron a cabo en una prensa industrial. Las probetas fueron deformadas un 66% con una velocidad promedio de 16.66 mm/seg a 3 temperaturas diferentes (ver tabla 7). Para poder alcanzar las temperaturas de deformación se instaló un horno tipo mufla a lado de la prensa y se colocó un termopar tipo K que hiciera contacto con las probetas para medir la temperatura real a la que se encontraban dentro del horno. Cuando el termopar marcaba la temperatura deseada, se mantenía por un tiempo de 15 minutos y posteriormente se llevaban a la prensa para realizar la deformación. Finalmente las probetas se dejaron enfriar al aire (ver Figura 3.4).

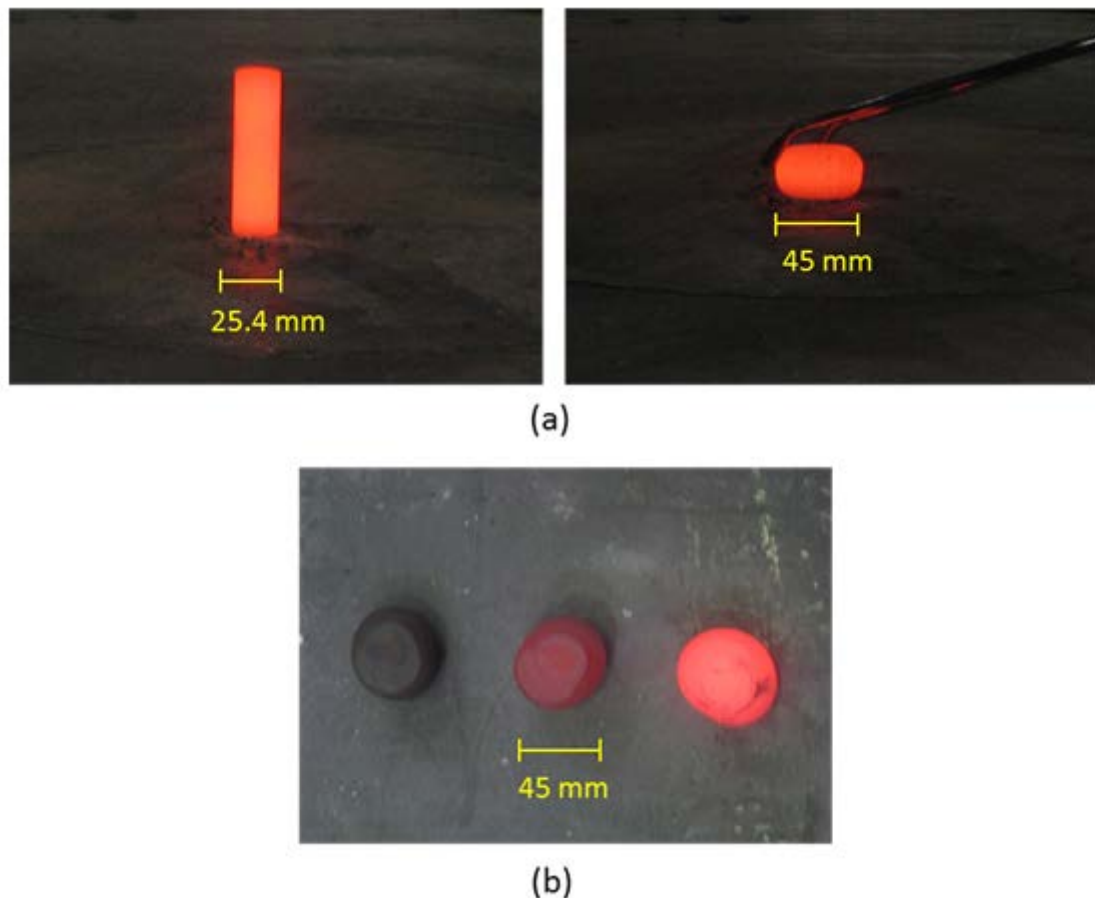


Figura 3.4 (a) Probeta antes y después de la deformación (b) Probetas enfriadas al aire.

3.2.2.5 Preparación de muestras deformadas

Con el fin de obtener la cantidad de muestras necesarias para la experimentación propuesta en este estudio, las probetas deformadas fueron cortadas por la mitad de manera transversal como se muestra en la Figura 3.5. Se obtuvieron un total de 36 muestras, de las cuales 18 fueron analizadas en condiciones de deformación y las otras 18 se dejaron para los tratamientos térmicos posteriores.

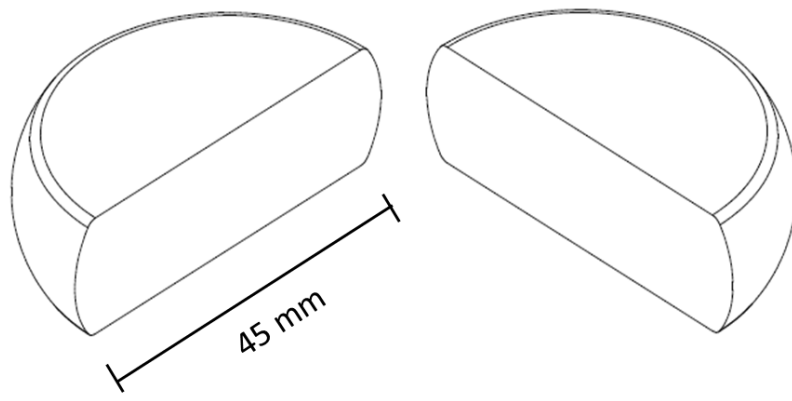


Figura 3.5 Corte transversal de probetas deformadas para su análisis.

3.2.2.6 Tratamientos térmicos

Generalmente los tratamientos térmicos que se aplican a las superaleaciones son un solubilizado y un envejecido posterior. Para un solubilizado la temperatura debe ser por encima de la temperatura de disolución de partículas y para un envejecido debe ser por debajo de la misma. La finalidad del tratamiento de solubilizado es poner en solución fases endurecedoras presentes en las muestras, y la finalidad del envejecido es causar la precipitación de fases deseadas partiendo de una matriz supersaturada que se desarrolló durante el solubilizado [5,7].

Durante esta parte de la investigación se aplicaron tratamientos térmicos para inducir la recristalización y la formación de nuevas fases precipitadas, por lo que se propusieron 3 temperaturas diferentes para el tratamiento de solubilizado y en cuanto al envejecido se aplicó el mismo tratamiento para todas las muestras. El objetivo de usar 3 temperaturas diferentes durante el solubilizado, era analizar la variación de la microestructura resultante y determinar el comportamiento de las bandas de precipitación para cada temperatura de solución. En la Tabla 7 se muestra la identificación del tratamiento térmico aplicado sobre cada una de las probetas deformadas y en la Tabla 8 se puede observar los parámetros usados para cada uno de los tratamientos térmicos.

Tabla 9. Tratamientos térmicos aplicados.

Identificación del tratamiento térmico	Parámetros
T1	Solubilizado a 1045°C/1 h/WQ* + Envejecido a 650°C/48 h/AC ^{2*}
T2	Solubilizado a 1080°C/1 h/WQ* + Envejecido a 650°C/48 h/AC ^{2*}
T3	Solubilizado a 1115°C/1 h/WQ* + Envejecido a 650°C/48 h/AC ^{2*}

* WQ - Enfriamiento en agua ^{2*} AC - Enfriamiento al aire

Para la realización de los tratamientos, primeramente se llevaron a cabo los de solubilizado a 1045°C, después a 1080°C y por último los de 1115°C, y posteriormente todas las probetas se colocaron juntas en el horno para realizar el tratamiento de envejecido. Las muestras fueron identificadas adecuadamente para llevar un control preciso de los parámetros y condiciones de cada una de ellas.

Los tratamientos térmicos se llevaron a cabo en el mismo horno tipo mufla utilizada anteriormente en los ensayos de compresión. Una vez estabilizada la temperatura del horno con las probetas adentro, se comenzó a tomar el tiempo hasta completar el ciclo correspondiente para cada tratamiento térmico. Para

medir la temperatura real de las probetas dentro de la mufla, se colocó un termopar tipo K de manera que hiciera contacto con las probetas. Al sacar las muestras de la mufla inmediatamente fueron enfriadas en agua durante el solubilizado y en cuanto al tratamiento de envejecido, el enfriamiento fue al aire (ver Figura 3.6).



(a)



(b)

Figura 3.6 (a) Muestra recién salida de tratamiento (b) Enfriamiento de probetas en agua y al aire.

3.3 Técnicas de caracterización

A continuación se describen cada una de las técnicas de caracterización utilizadas para el análisis de las coladas 1 y 2 durante esta investigación. Para comprender los efectos microestructurales de la deformación en caliente y de los tratamientos térmicos, así como los cambios en las propiedades mecánicas de la colada número 2, fue necesario analizar las muestras antes y después de someterlas a cada una de las pruebas realizadas.

3.3.1 Macroataque

El macroataque se basa en los métodos convencionales de ataque químico en los cuáles intervienen procesos de corrosión controlada que hacen más sencilla la observación macro y microestructural. La finalidad de esta técnica es observar en qué condiciones se encuentra la superficie de una pieza o un material a magnificaciones muy bajas (25X). Estas magnificaciones permiten determinar si la superficie presenta grietas, rechupes, variaciones en el tamaño de grano, inclusiones, segregación y líneas de flujo. La observación puede realizarse utilizando equipos como estereoscopios, lentes de mano o en algunos casos puede ser solo con la vista ^[11].

Se realizó un macroataque a la laja de la colada número 2 (mencionada anteriormente). El reactivo que se utilizó para el ataque químico fue una solución de ácido clorhídrico (HCL) con agua destilada en proporciones de 50-50% de cada sustancia y el tiempo de ataque fue de 2 a 3 horas aproximadamente (ver Figura 3.7).



Figura 3.7 Ataque químico a una laja de H-242

3.3.2 Microscopía óptica (MO)

Para determinar el tamaño y la forma de grano, así como la presencia de precipitados y otras fases presentes, fue necesario utilizar un microscopio óptico que se sirve de la luz visible para crear una imagen con mayores aumentos. En esta técnica también se utilizan los métodos químicos descritos anteriormente (sección de macroataque) para develar características microestructurales con magnificaciones que van desde los 50X hasta los 1 500X en el microscopio óptico [5].

Para analizar las muestras por microscopía óptica fue necesario prepararlas mediante desbaste, pulido y posteriormente atacarlas químicamente con una solución llamada Kalling's compuesta de 5 g de CuCl_2 , 100 ml de HCl y 50 ml de etanol durante un tiempo de entre 1 a 3 minutos (dependiendo de la muestra), finalmente para retirar los restos del ácido sobre el material se limpió la muestra con acetona y se secó con aire a presión (ver Figura 3.8).



Figura 3.8 Ataque químico de una probeta pre-solubilizada antes de la deformación en caliente.

Para el análisis microestructural se tomaron imágenes a 50X, 100X y en algunas muestras a 500X. Para determinar el tamaño de grano se utilizó el método de comparación especificado en la norma E 112-96 ^[32].

3.3.3 Microdureza vickers

Para la determinación de las propiedades mecánicas se realizaron ensayos de microdureza vickers para la muestra de la colada número 1 y para cada condición de la colada número 2 (ver Figura 3.9).

En este ensayo un penetrador de diamante muy pequeño y de geometría piramidal es forzado en la superficie de la muestra. Las cargas aplicadas están comprendidas entre 1 y 1000 gramos. La marca resultante se observa en el microscopio y se mide; esta medida es entonces convertida en un número de dureza. Es necesario que la superficie de la muestra haya sido preparada cuidadosamente mediante desbaste y pulido para poder asegurar una huella que pueda ser medida con exactitud ^[33].

La dureza vickers se designa HV y se considera como microdureza debido a la magnitud de la carga y el tamaño del indentador. Además es muy conveniente para la medida de la dureza de pequeñas regiones seleccionadas sobre la microestructura de la muestra. Para los ensayos de microdureza correspondientes a este estudio se aplicó una carga de 200 gramos por un tiempo de 15 segundos. Los valores y los promedios de microdureza, así como la manera en que se realizaron las indentaciones para cada una de las muestras se reportan en las tablas del apéndice D.

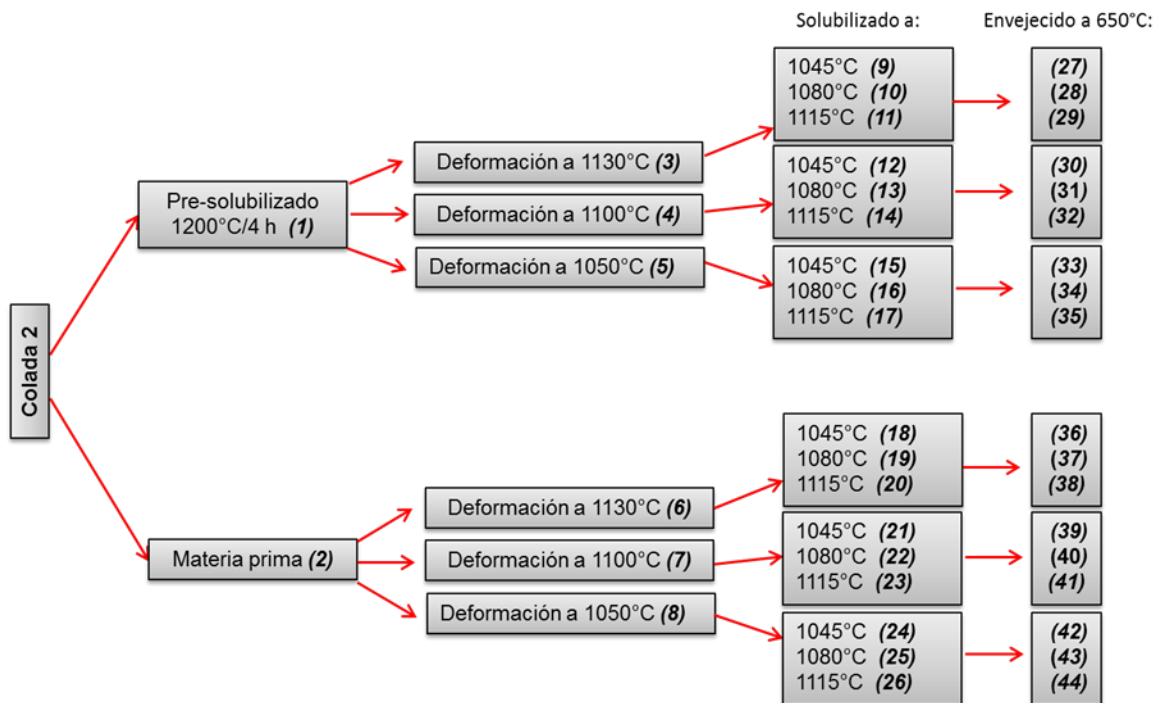


Figura 3.9 Esquema de durezas para las 44 condiciones de la colada número 2.

3.3.4 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

Para un análisis microestructural a mayores magnificaciones se utilizó microscopía electrónica de barrido. Mediante esta técnica se pudo estudiar la matriz del material, la presencia de precipitados y fases, así como su tipo de morfología.

Este tipo de microscopía consiste en barrer con un haz de electrones a la superficie de la muestra y mediante un detector apropiado registrar el resultado de esta interacción. Cuando el haz interacciona con los electrones de la superficie de la muestra se producen varios tipos de señales como: electrones secundarios, retrodispersados, transmitidos, absorbidos o rayos x. Para este estudio se utilizaron las técnicas de electrones retrodispersados (ER), electrones secundarios (ES) y espectroscopía por dispersión de energía de rayos X (EDX).

Electrones secundarios (ES): son electrones de baja energía (decenas de eV) que resultan de la emisión por parte de los átomos constituyentes de la muestra (los más cercanos a la superficie) debido a la colisión del haz incidente. Con esta técnica se obtiene una imagen de la muestra con apariencia tridimensional [7].

Electrones retrodispersados (ER): se producen cuando los electrones incidentes que chocan con los núcleos o con los electrones de los átomos de la muestra rebotan y escapan de ella (se reflejan). La producción de electrones retrodispersados esta en íntima relación con el número atómico de los átomos que componen la muestra; de tal manera que cuanto más alto es este número atómico mayor número de electrones retrodispersados se producen [5].

Espectroscopía por dispersión de energía de rayos X (EDX): Permite realizar un análisis químico cualitativo de la muestra. Los electrones provenientes del haz emitido excitan a los átomos de la muestra y provocan la emisión de rayos X cuya longitud de onda es característica de cada elemento que está presente en la muestra y cuya intensidad, para una determinada longitud de onda, es proporcional a la concentración relativa del elemento a esa longitud de onda ^[5].

Las muestras analizadas fueron pulidas hasta obtener un acabado tipo espejo y atacadas con el reactivo mencionado anteriormente “Kalling’s”. Se tomaron imágenes a diferentes aumentos y se realizaron análisis químicos de la matriz y los precipitados presentes por medio de EDX. Es importante mencionar que para fines de este proyecto, solo algunas muestras fueron seleccionadas para su análisis por MEB.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIONES

4.1 Introducción

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos de la experimentación descrita anteriormente. Se analizará detalladamente la evolución microestructural de la colada número 2, sometida bajo los diferentes ensayos y tratamientos térmicos propuestos durante este estudio. También se discutirán los resultados que se obtuvieron mediante cada una de las técnicas de caracterización, y por último se llevará a cabo un análisis de los resultados de dureza obtenidos en ambas coladas (1 y 2).

4.2 Primera parte (Colada 1)

4.2.1 Microscopía óptica (MO)

El análisis microestructural de la muestra de anillo reveló una estructura del tipo dúplex bimodal. En la Figura 4.1 se muestra una imagen obtenida por MO donde se observa claramente la presencia de unas bandas de precipitación formadas en la matriz del material. En la Figura 4.2 se puede observar con detalle una banda de precipitación tomada a mayores magnificaciones, en donde se alcanza a distinguir que la presencia de aglomeraciones de precipitados (la mayoría fijados en los límites de grano) bloquean el crecimiento de los mismos, ocasionando un tamaño de grano muy fino en estas zonas. La muestra presentó una distribución de tamaño de grano de 50% ASTM # 9.0

(15.9 μm) en las bandas de precipitación y de 50% ASTM # 4.5 ALA # 2.5 (50% 75.5 μm ALA 151.0 μm) en la matriz, el ALA (por sus siglas en inglés as large as) hace referencia a los granos de mayor tamaño.

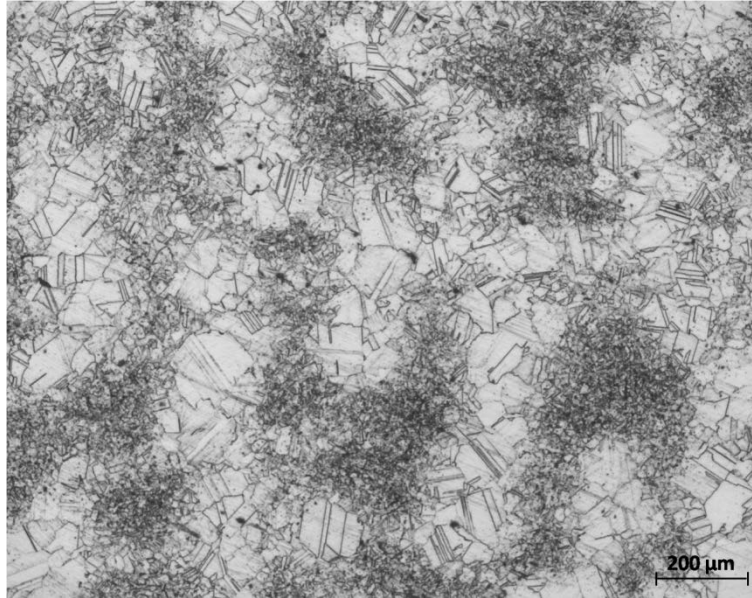


Figura 4.1 Microestructura del tipo dúplex bimodal presente en la muestra de anillo a 50X.

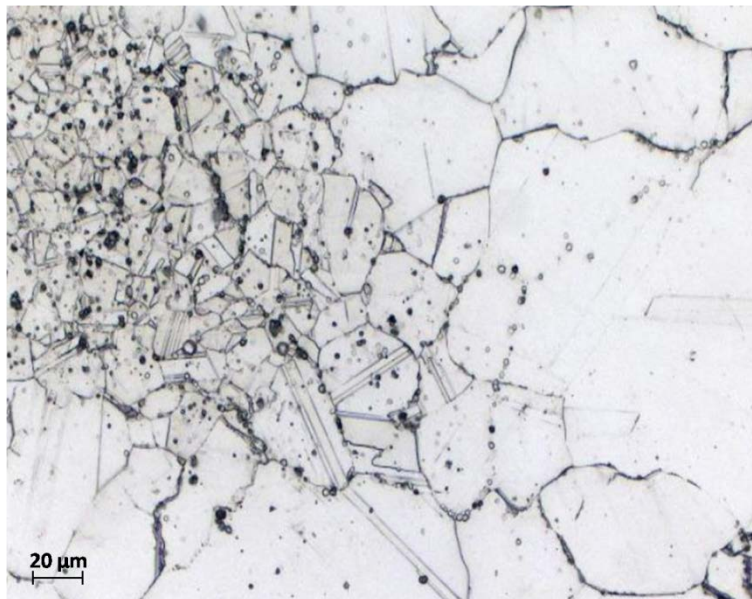


Figura 4.2 Detalle de microestructura en una banda de precipitación a 500X.

4.2.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

En la Figura 4.3 se muestra una zona de precipitación tomada mediante la técnica de electrones retrodispersados, en donde se puede observar la presencia de dos tipos de precipitados:

- Precipitados del tipo 1: los cuales presentan una morfología alargada y se ubican tanto en los límites de grano como dentro de los mismos.
- Precipitados del tipo 2: los cuales presentan un mayor tamaño, una morfología redonda y se encuentran localizados de manera intergranular.

Los resultados del análisis químico cualitativo (EDX) indicaron que el contenido de molibdeno en ambos tipos de precipitados aumenta considerablemente en comparación con la matriz (ver Tabla 9). En ninguno de los dos tipos de precipitados se encontró la presencia de carbono, en base a esto y a que solo precipitaron en ciertas zonas de la matriz (bloqueando el crecimiento de grano) se cree que estos precipitados podrían corresponder a la fase μ [21].

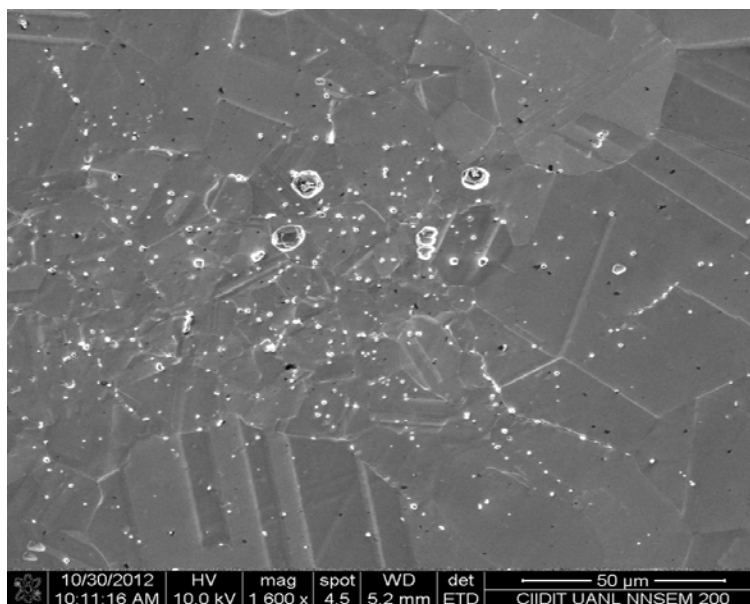


Figura 4.3 Microestructura de una zona de precipitación a 1 600X.

La muestra provenía de un anillo tratado térmicamente por lo que también se logró identificar la presencia de unas partículas lenticulares del orden de nanómetros (ver Figura B8 y B9 del apéndice B) que corresponden a la fase $Ni_2(Mo,Cr)$ formada durante el envejecido. En la Figura 4.4 se muestra el análisis puntual realizado sobre una de las bandas de precipitación, mientras que en la Tabla 10 se muestra el porcentaje en peso aproximado de los elementos contenidos en cada punto analizado.

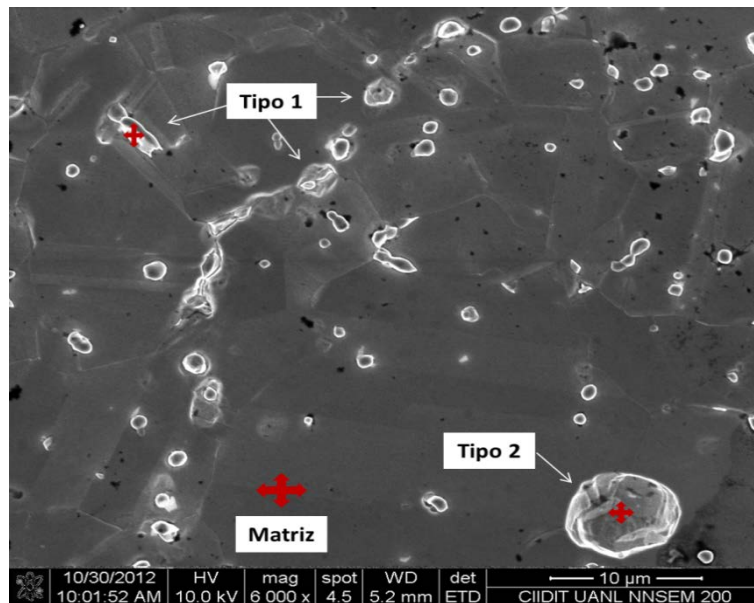


Figura 4.4 Análisis puntual de la matriz y los precipitados presentes en una banda de precipitación a 6 000X.

Tabla 10. Porcentaje en peso aproximado de las zonas analizadas.

Matriz		Precipitado tipo 1		Precipitado tipo 2	
Elemento	% Peso	Elemento	% Peso	Elemento	% Peso
NiL	72.08	NiL	43.76	NiL	22.47
MoL	22.75	MoL	54.32	MoL	77.53
CrK	5.17	CrK	1.92	Total	100
Total	100	Total	100		
Ni > Mo > Cr		Mo > Ni > Cr		Mo > Ni	

4.2.3 Microdureza vickers

Para poder observar el efecto de las bandas de precipitación sobre la dureza del material, se realizaron mediciones tanto en zonas de precipitación como en la matriz de la muestra (ver Tabla 1D del apéndice D). El valor de dureza promedio obtenido en la matriz fue de 377 HV, mientras que en las zonas de precipitación se obtuvo un promedio de 450 HV. En general, la muestra obtuvo una microdureza promedio de 410 HV (42 HRC).

4.3 Segunda parte (Colada 2)

4.3.1 Análisis de materia prima

Como se muestra en la Figura 3.2 se obtuvo el tamaño de grano en 3 zonas de una laja de materia prima. En la Figura 4.5 se observa que la barra presentó una microestructura muy similar con pequeñas cantidades de precipitados. El tamaño de grano en el centro de la barra (Zona 1) fue de ASTM # 4.0 ALA # 1.5 (89.8 μm ALA 213.6 μm), para la parte intermedia (Zona 2) fue de ASTM # 4.0 ALA # 1.0 (89.8 μm ALA 254.0 μm) y para el exterior de la barra (Zona 3) fue de ASTM # 3.5 ALA # 1.0 (106.8 μm ALA 254.0 μm). Las zonas también se analizaron con un microscopio portátil y las imágenes se encuentran en el apéndice C (al igual que las obtenidas del macroataque realizado).

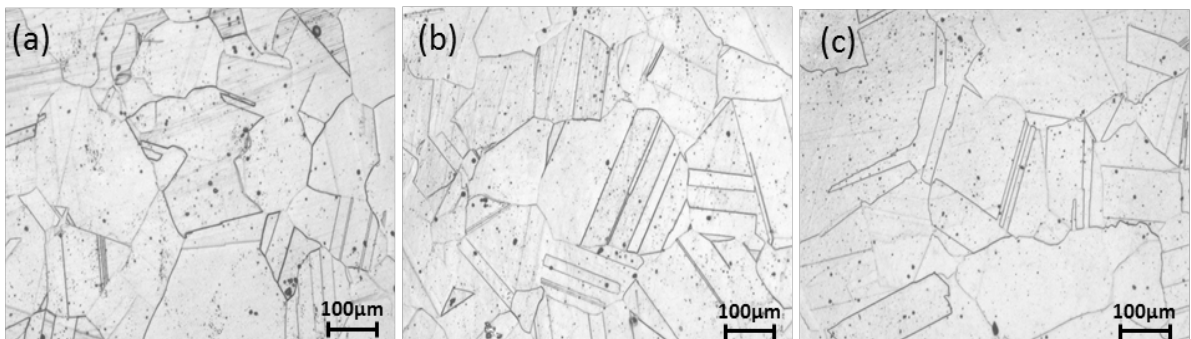


Figura 4.5 Microestructura de (a) Zona 1 (b) Zona 2 y (c) Zona 3 a 50X

4.3.2 Efecto del tratamiento de pre-solubilizado a 1200°C

Como se mencionó en el punto 3.2.2.3 la mitad de las probetas fueron solubilizadas a 1200°C durante 4 horas antes de la deformación en caliente. Esto con el fin de comprobar o descartar que las zonas de precipitación se forman a partir de los precipitados presentes en la materia prima. En la Figura 4.6 se muestra el efecto del pre-solubilizado (en este caso obtenido sobre la probeta 3A), en donde se observa claramente que después del tratamiento térmico la microestructura de la probeta presenta menos precipitados y es más homogénea, también se observa un tamaño de grano ligeramente mayor al de la materia prima. Este mismo efecto se obtuvo en el resto de las probetas pre-solubilizadas (ver Figuras de la A2 a la A9 en el apéndice A).

El tamaño de grano promedio de las probetas en condición de materia prima fue de ASTM # 4.0 ALA # 1.0 (89.8 μm ALA 254.0 μm) y a la muestra testigo que se le midió dureza en esta condición presentó 311 HV (31 HRC). En cuanto a las probetas pre-solubilizadas, presentaron un tamaño de grano promedio de ASTM # 3.0 ALA # 0.5 (127.0 μm ALA 302.1 μm) y la dureza en condición de pre-solubilizado fue de 201 HV (11 HRC). Los valores de dureza obtenidos en las muestras testigo se encuentran en la Tabla 2D del apéndice D.

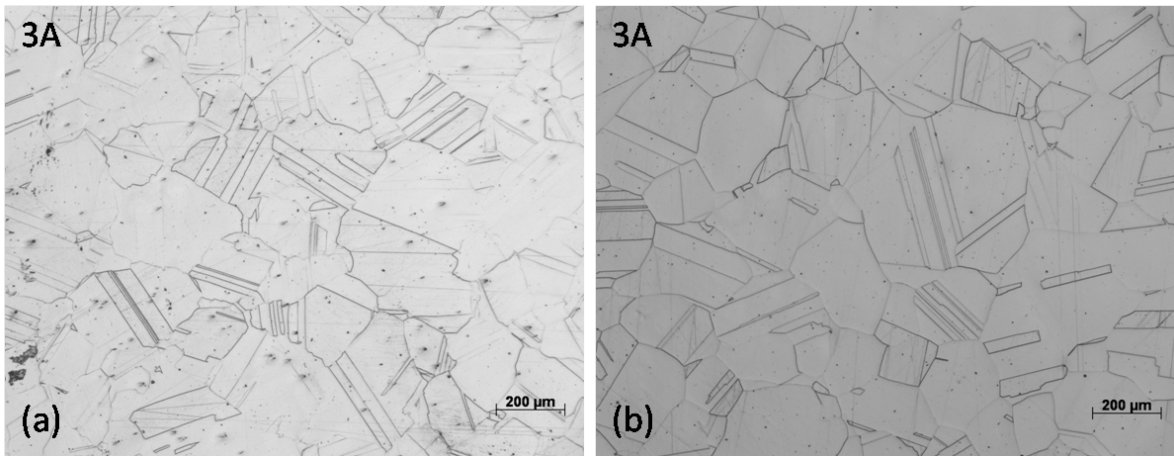


Figura 4.6 Microestructura de la probeta 3A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

En la Figura 4.7 se presentan unas imágenes tomadas en el MEB mediante la técnica de electrones secundarios, donde se muestra una comparación de la microestructura en condición de materia prima contra la microestructura pre-solubilizada. Se puede observar (además del efecto de pre-solubilizado descrito anteriormente) que a simple vista, ambas muestras presentan precipitados del mismo tipo distribuidos sobre la matriz.

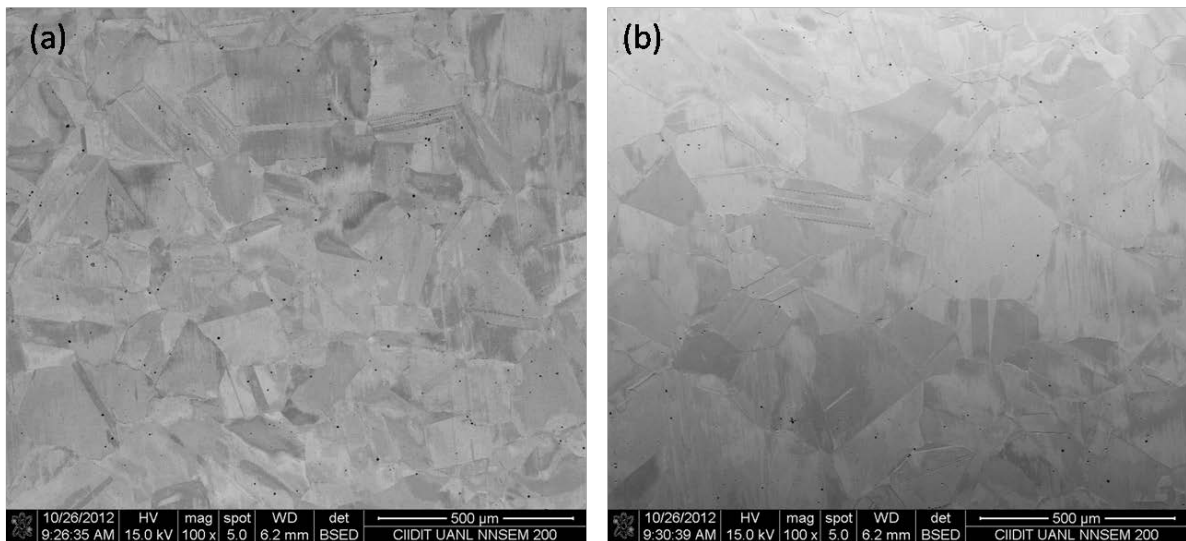


Figura 4.7 (a) Muestra en condición de materia prima (b) muestra en condición de pre-solubilizado a 100X.

En la Figura 4.8 se muestra una imagen obtenida a 15 000X de uno de los precipitados encontrados (en este caso en la matriz de la muestra en condición de materia prima). Para identificarlos se realizaron mapas de análisis químico sobre los precipitados presentes en cada condición (ver Figuras B15 y B16 del apéndice B), los resultados indicaron que están compuestos principalmente de molibdeno, cromo y carbono por lo que se deduce que corresponden a carburos primarios del tipo M_6C .

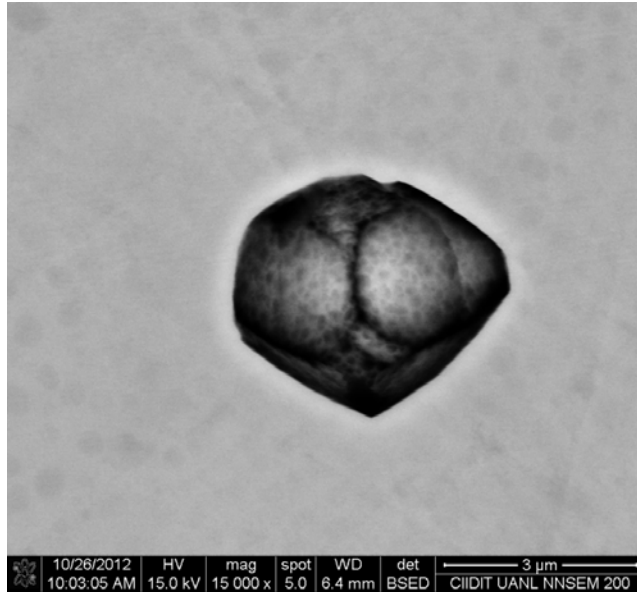


Figura 4.8 Precipitado presente en la microestructura de la muestra en condición de materia prima a 15 000X.

4.3.3 Ensayos de compresión en caliente

En la Figura 4.9 se presenta la sección transversal de las probetas 8A y 17B en donde se puede ver claramente el flujo de deformación interna que sufrieron estas probetas debido al esfuerzo aplicado durante los ensayos de compresión en caliente. Este efecto se describe mediante 3 regiones:

- Región 1 (R-1): conocida como “región muerta” porque no existe tanta deformación debido a que estuvo en contacto directo con la superficie de las planchas a la hora de la compresión.
- Región 2 (R-2): es la región que sufre la deformación más intensa y normalmente se presenta en forma de cruz.
- Región 3 (R-3): en la cual solo hay deformación moderada y se ubica en donde se presenta el abarrilamiento (a los costados de la probeta).

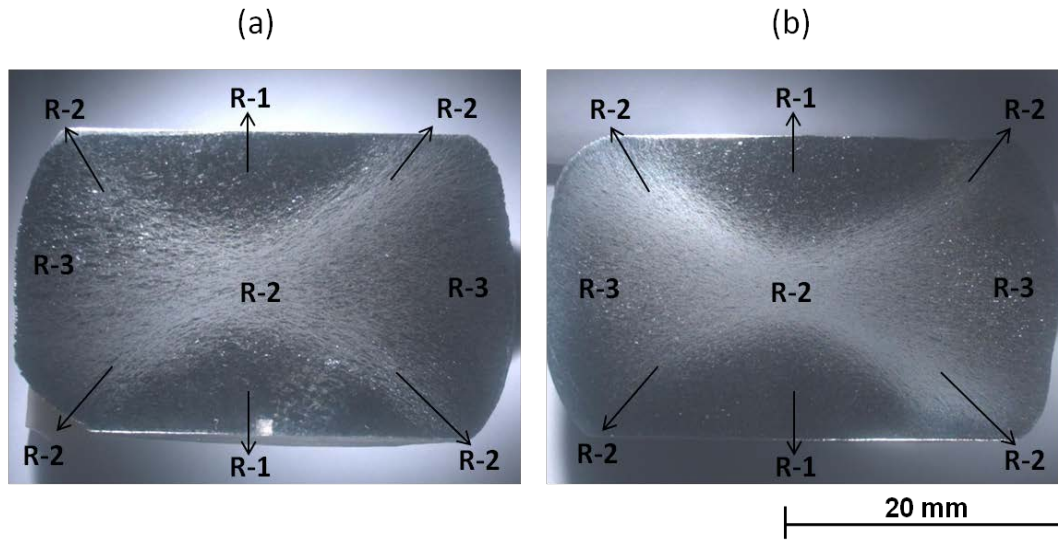


Figura 4.9 (a) Regiones de deformación de la probeta pre-solubilizada 8A y (b) regiones de deformación de la probeta 17B en condición de materia prima.

Aunque todos los ensayos se realizaron bajo los mismos parámetros de deformación, los análisis de las probetas indicaron diferentes flujos de deformación. Esto se debió principalmente a una posible desalineación en las planchas de compresión o a que la probeta se movió a la hora de deformarla. La forma y el tamaño de los granos que presentó cada una de las diferentes regiones analizadas, fue muy similar para todas las probetas entre sí. Por lo que se resume que, el grado de abarrilamiento y el flujo de deformación que presentó cada una de las probetas varió según la manera en que se aplicó el esfuerzo para cada una de ellas.

De la Figura 4.10 a la 4.15 se presenta el análisis microestructural realizado a 6 de las probetas deformadas (cada una representa una de las 6 condiciones ensayadas durante la compresión en caliente). El número en las imágenes indica las diferentes zonas de deformación analizadas en las muestras, el número 1 corresponde a la zona que presentó mayor tamaño de grano y así hasta llegar al número 5 que indica la zona que presentó un tamaño de grano más fino. En el apéndice A se presentan las imágenes tomadas del resto de las probetas deformadas.

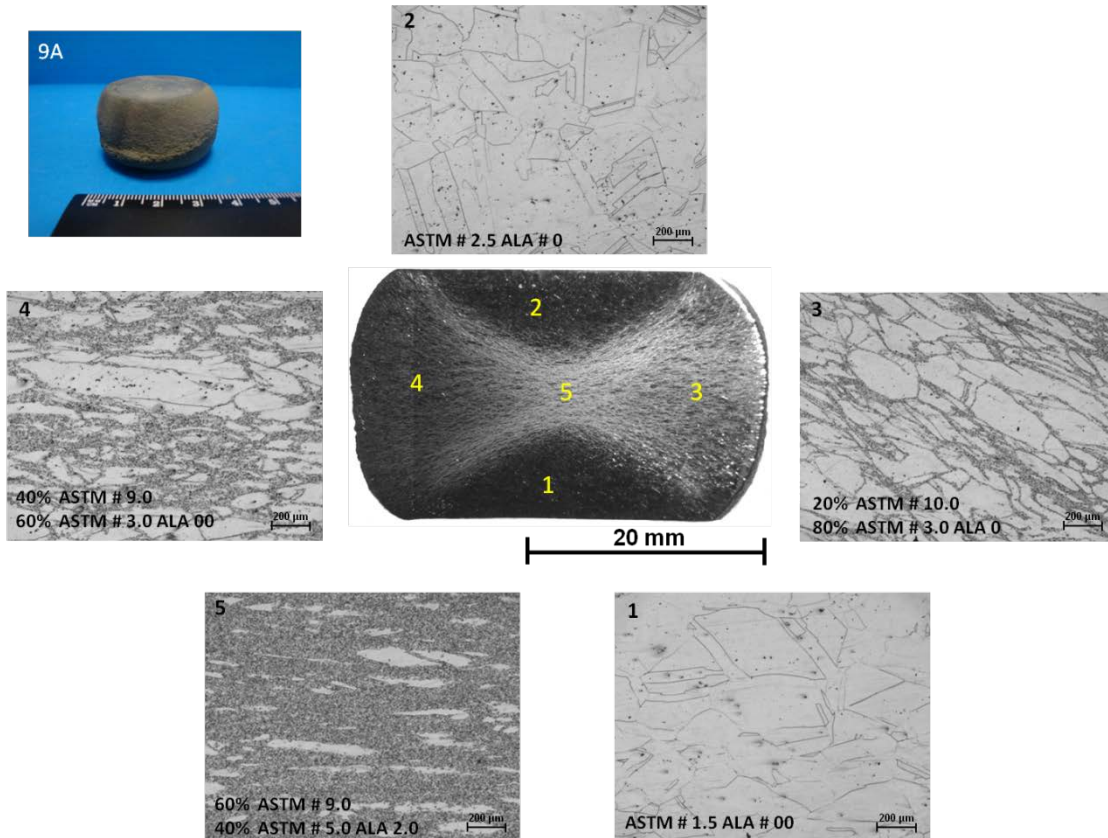


Figura 4.10 Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 9A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C.

La microestructura analizada en la probeta 9A (ver Figura 4.10) indica que las zonas 1 y 2 presentaron una estructura tipo equiaxial con un tamaño de grano muy similar entre sí, casi no sufrieron deformación lo que indica que estas zonas pertenecen a una región muerta. La zona 3 presentó una estructura tipo collar y la zona 4 presentó una estructura del tipo dúplex bimodal y ambas corresponden a regiones con deformación moderada. La zona 5 fue la zona que presentó mayor porcentaje de granos finos (60%), esto quiere decir que corresponde a la región donde hubo mayor deformación y por lo tanto donde existió una mayor recristalización dinámica.

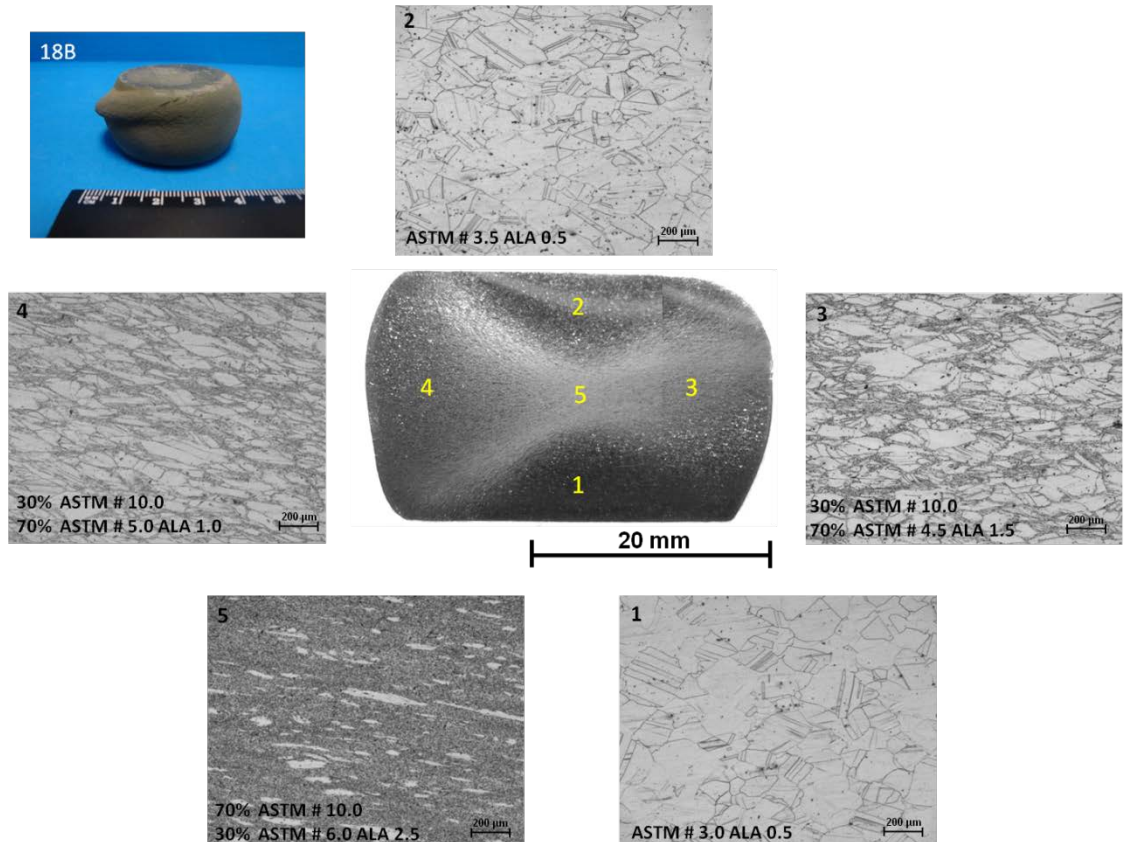


Figura 4.11 Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 18B deformada en condición de materia prima a 1050°C.

La microestructura analizada en la probeta 18B (ver Figura 4.11) muestra un comportamiento similar al de la probeta 9A, en donde las zonas 1 y 2 corresponden a regiones muertas, por lo que casi no sufrieron deformación y presentaron una estructura tipo equiaxial. Las zonas 3 y 4 corresponden a regiones con deformación moderada y presentaron una estructura del tipo dúplex bimodal. La zona 5 también presentó una estructura tipo dúplex bimodal con un 70% de granos finos recrystalizados. En la región de mayor deformación (zona 5) se distingue más fácilmente que la probeta 9A presentó un tamaño de grano ligeramente mayor al observado en la probeta 18B, esto debido al tratamiento térmico de solubilizado que se aplicó en la probeta 9A antes de la deformación en caliente.

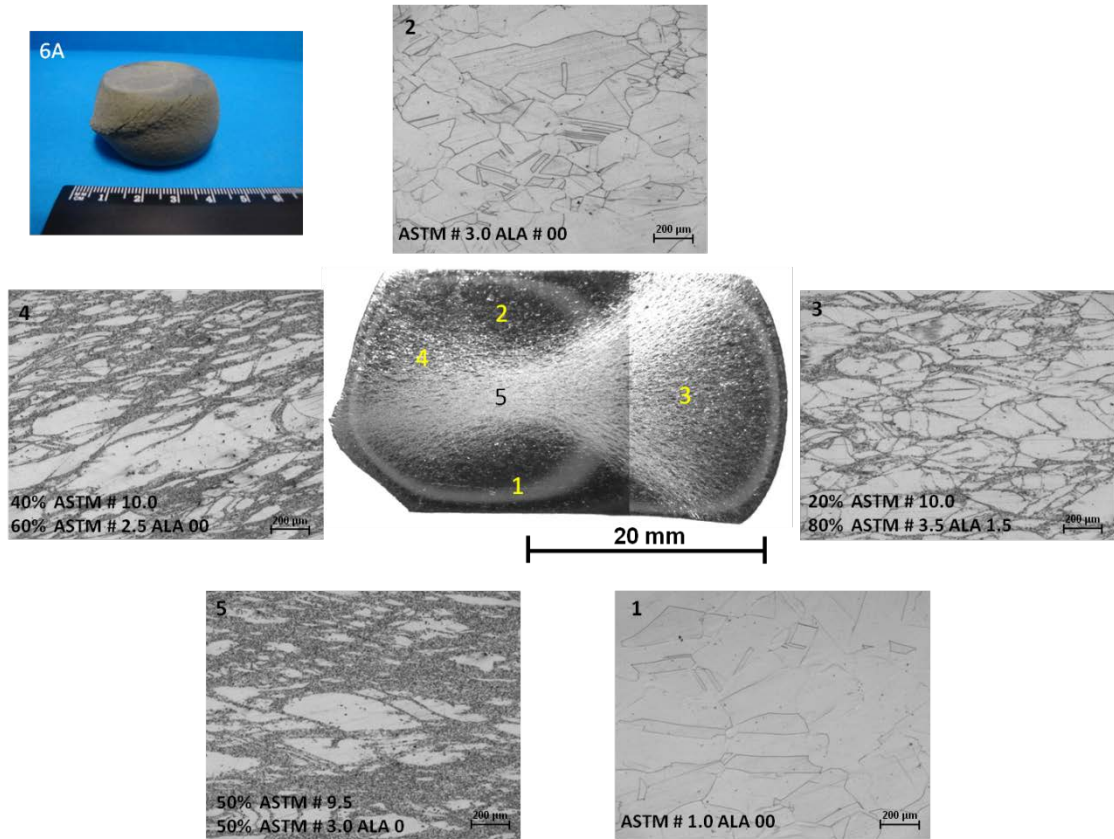


Figura 4.12 Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 6A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C.

En la Figura 4.12 se puede observar que las grietas presentes en la probeta 6A se formaron en dirección al flujo con mayor deformación. La probeta presentó en las zonas 1 y 2 una estructura tipo equiaxial con un tamaño de grano similar. Las zonas 3 y 4 presentaron deformación moderada y una estructura tipo dúplex bimodal. Y la zona 5 también obtuvo una estructura tipo dúplex bimodal con 50% de granos finos recristalizados. El flujo de deformación que presentó la muestra 6A varió un poco a los flujos analizados anteriormente, es probable que la probeta se haya movido un poco a la hora de hacer la compresión.

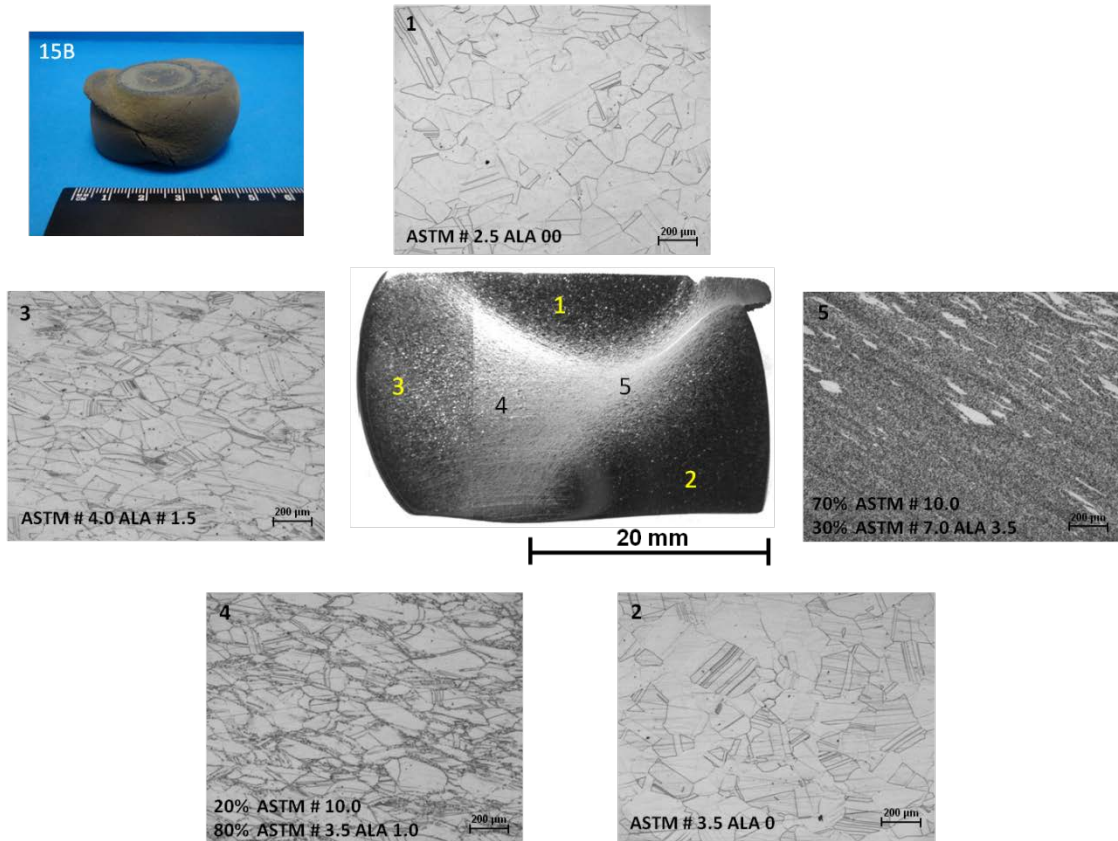


Figura 4.13 Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 15B deformada en condición de materia prima a 1100°C.

La probeta 15B (ver Figura 4.13) también presentó grietas que coincidieron con la dirección de flujo con mayor deformación. El flujo en esta probeta varió aun más que en las anteriores, sin embargo se observaron las mismas zonas de deformación que presentaron las otras probetas. La “región muerta” corresponde a las zonas 1 y 2 donde se observa un tipo de grano equiaxial sin deformación. En la zona 3 el grano es uniforme y elongado, mientras que la zona 4 presenta una estructura tipo collar (ambas zonas presentaron deformación moderada). Finalmente la zona 5 (región de mayor deformación) obtuvo una estructura tipo dúplex bimodal con un 70% de granos finos recristalizados.

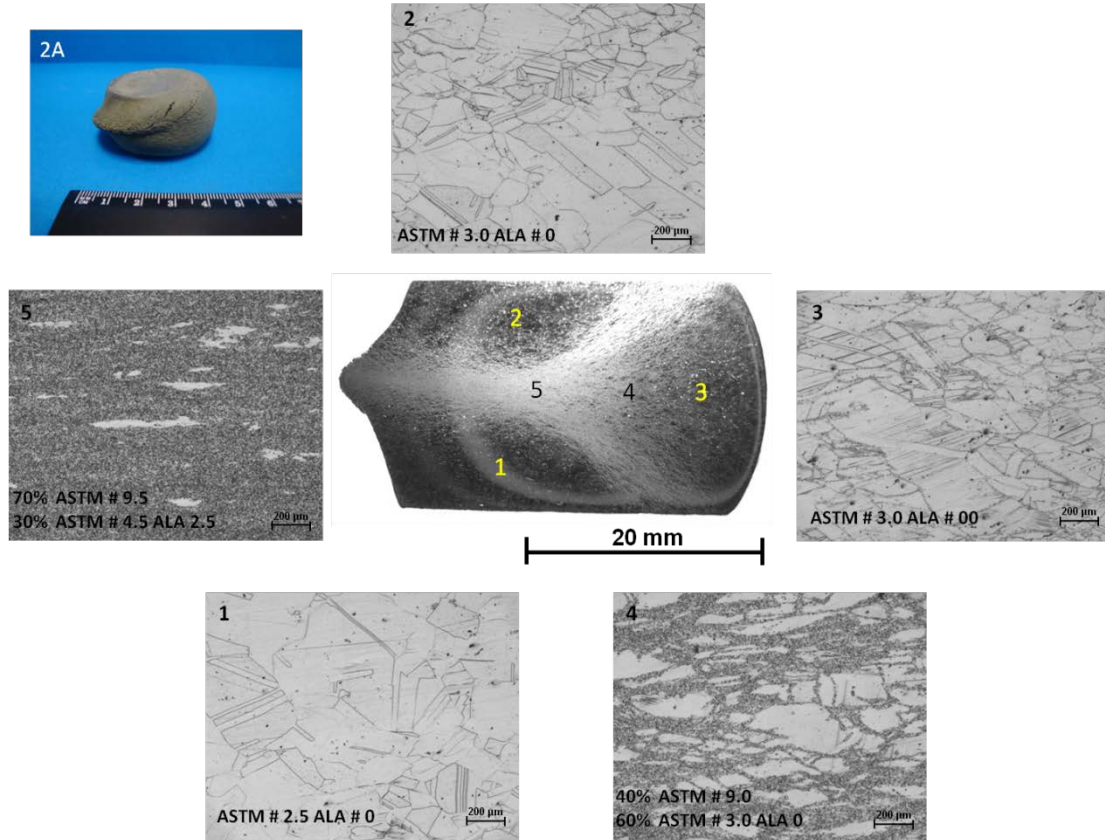


Figura 4.14 Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 2A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C.

El análisis microestructural de la probeta 2A (ver Figura 4.14) indica que en las zonas 1 y 2 se muestra un tipo de grano equiaxial. La zona 3 presentó deformación moderada y en consecuencia obtuvo un tipo de grano elongado y uniforme. La zona 4 presentó una estructura tipo dúplex bimodal con un 40% de granos finos recristalizados y en la región con mayor deformación (zona 5) también se obtuvo una microestructura tipo dúplex bimodal pero con 70% de granos finos recristalizados. En esta probeta (2A) también se muestra el efecto observado en las probetas 6A y 15B, donde las grietas coinciden con el flujo de mayor deformación.

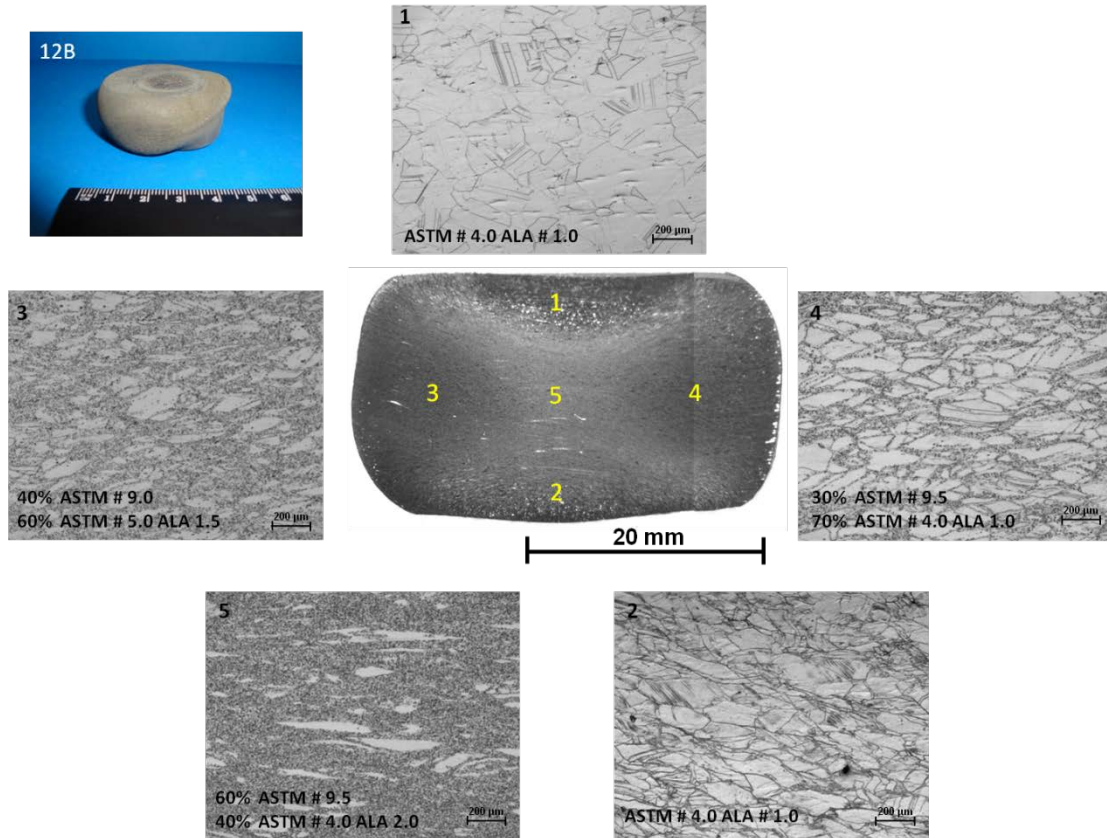


Figura 4.15 Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 12B deformada en condición de materia prima a 1130°C.

La probeta 12B (Figura 4.15) en la zona 1 muestra una estructura uniforme con un tipo de grano equiaxial, mientras que en la zona 2 se observó una estructura de tipo collar con granos elongados. En las zonas 3 y 4 se presenta una estructura tipo dúplex bimodal (ambas con deformación moderada) y finalmente, en la región con mayor deformación (zona 5) se obtuvo una estructura tipo dúplex bimodal con un 60% de granos finos recristalizados.

De la Figura 4.16 a la 4.21 se presentan graficados los resultados del tamaño de grano obtenido en las probetas mostradas anteriormente en las Figuras de la 4.10 a la 4.15.

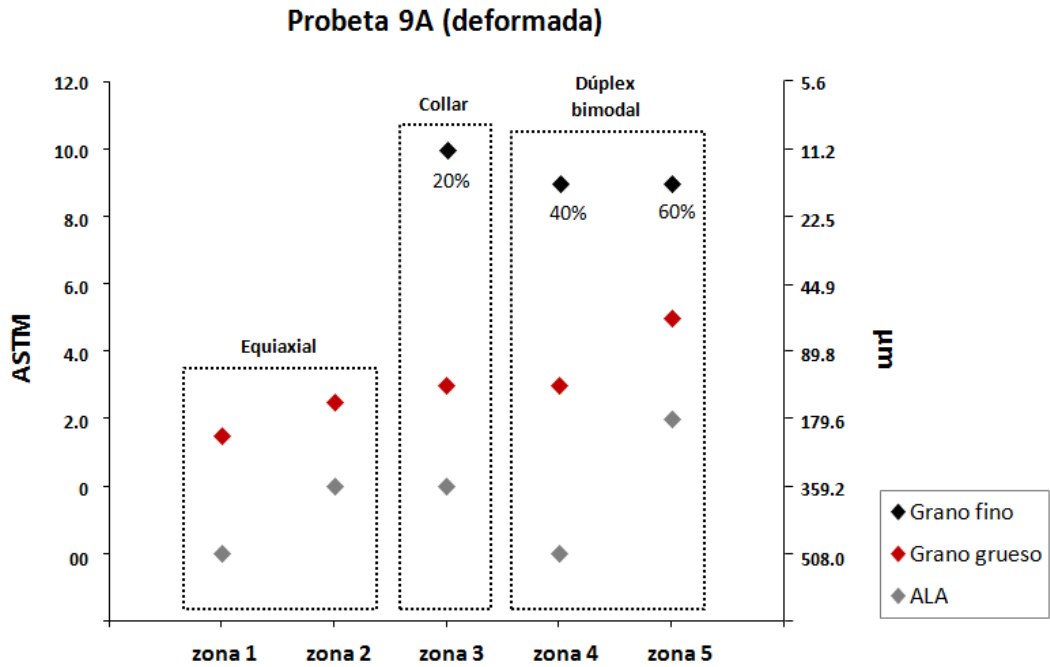


Figura 4.16 Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 9A (pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C).

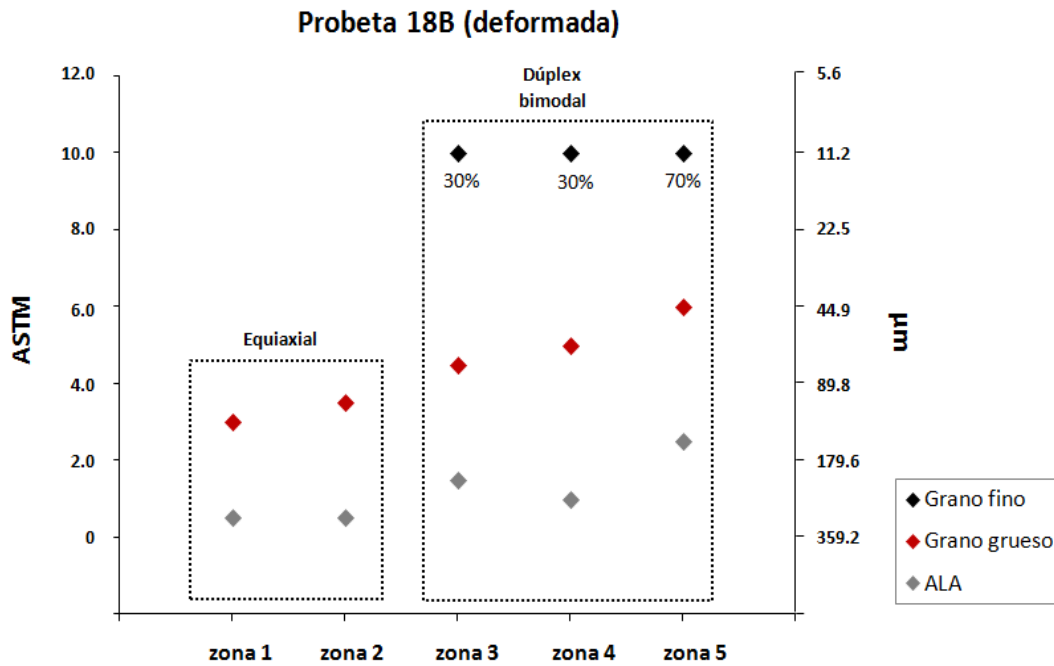


Figura 4.17 Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 18B (deformada en condición de materia prima a 1050°C).

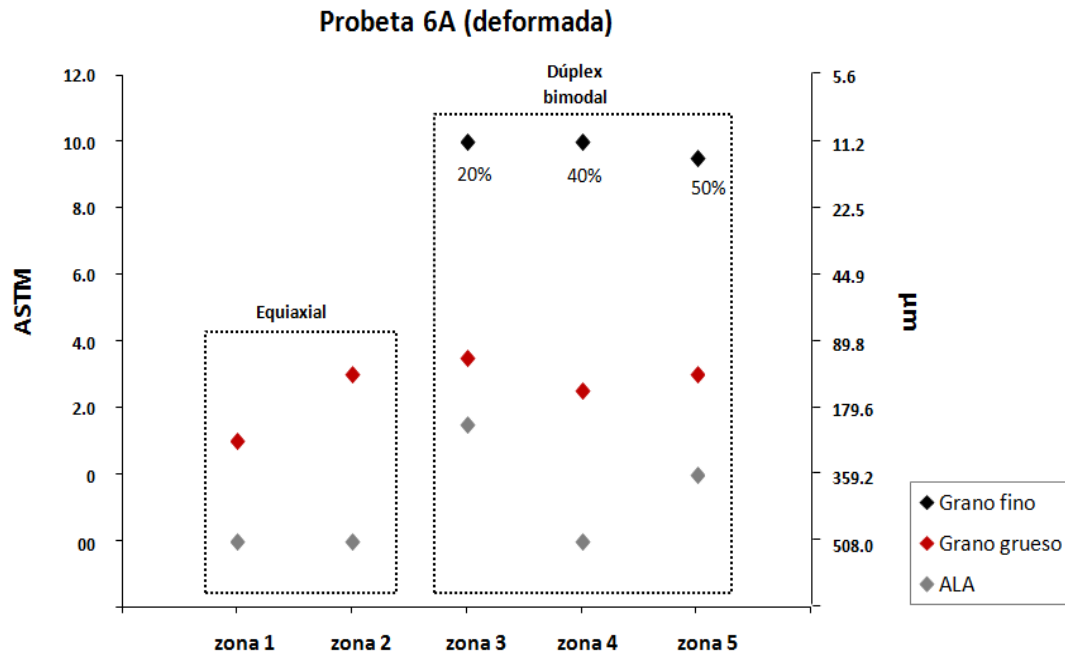


Figura 4.18 Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó de la probeta 6A (pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C).

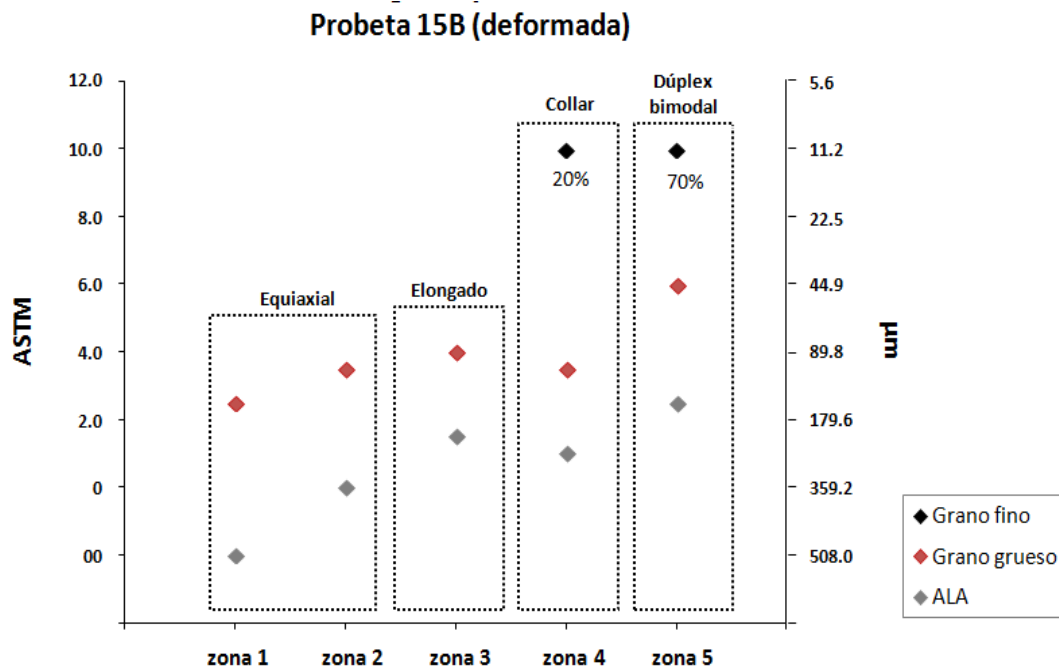


Figura 4.19 Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó de la probeta 15B (deformada en condición de materia prima a 1100°C).

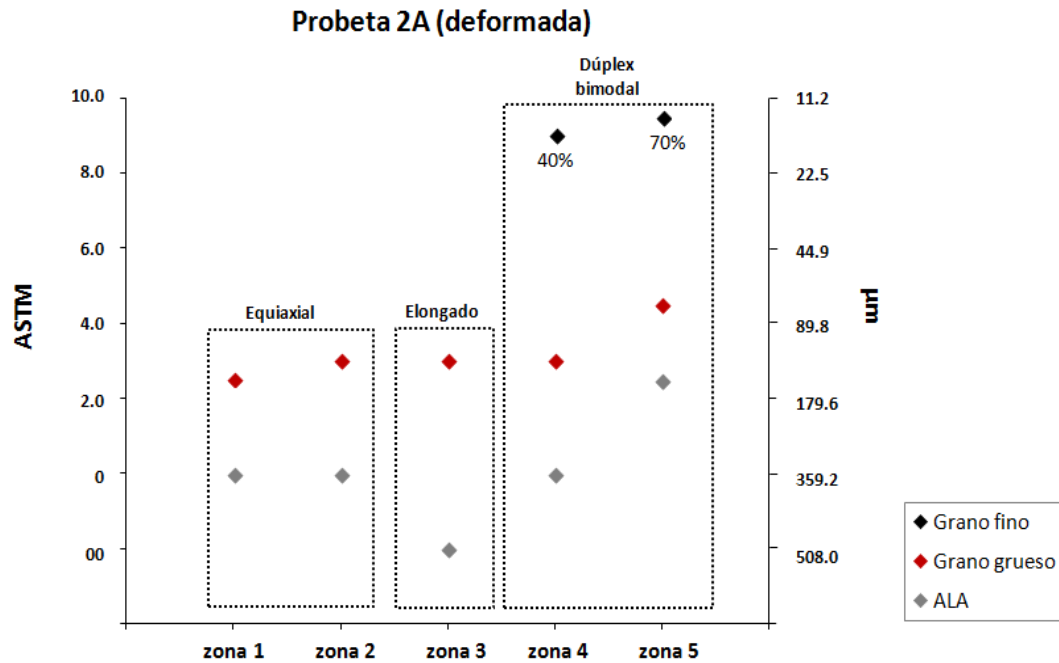


Figura 4.20 Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 2A (pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C).

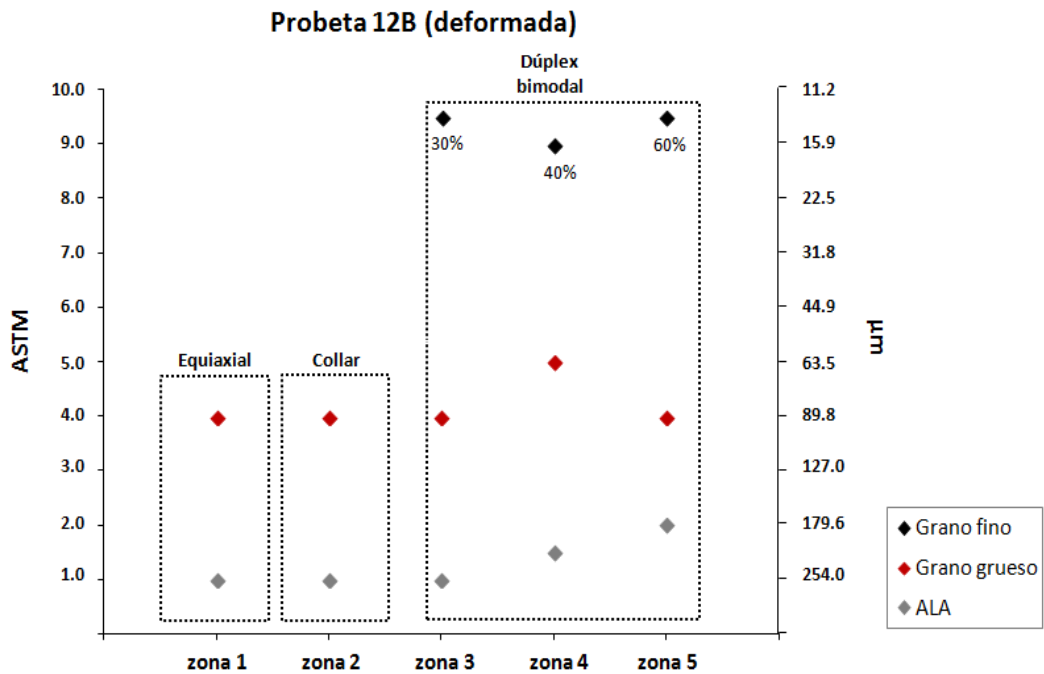


Figura 4.21 Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 12B (deformada en condición de materia prima a 1130°C).

Según lo observado en la Figura de la 4.10 a la Figura 4.21 y en las tablas 1A, 2A y 3A del apéndice A, todas las probetas sometidas a compresión en caliente mostraron un flujo de deformación representado por 5 zonas diferentes. Cada zona muestra el efecto obtenido debido a la influencia del esfuerzo aplicado mediante 3 regiones de deformación, como se detalla a continuación.

En la mayoría de las probetas, las zonas 1 y 2 correspondieron a regiones muertas presentando una microestructura sin deformación y un tipo de grano equiaxial. Al no existir deformación no se presentaron fenómenos de recristalización dinámica, por lo que solo se observó un crecimiento de grano en la microestructura de esas zonas.

Las zonas 3 y 4 se caracterizaron por ser regiones con deformación moderada, esto se vió reflejado en el tipo de microestructura obtenida. Para la mayoría de las probetas se observó en esas zonas una estructura tipo dúplex bimodal y en algunos casos de tipo collar, esto debido a que durante el proceso de recristalización dinámica, los límites de grano actúan como sitios preferenciales de nucleación formando nuevos granos y resultando en una estructura más fina. La temperatura es un factor que favorece a la velocidad de recristalización, en las Tablas 1A, 2A y 3A del apéndice A, se puede observar que para las zonas 3 y 4 el mayor porcentaje de granos finos recristalizados se obtuvo a 1130°C.

La zona 5 (para todas las probetas), fue la región con mayor deformación presentando en todos los casos una estructura tipo dúplex bimodal con un mayor porcentaje de granos finos recristalizados. Esto debido a que con una mayor deformación, mayor es la cantidad de núcleos que son activados y por lo tanto mayor la cantidad de nuevos granos recristalizados que aparecen produciendo una estructura de granos finos mayormente recristalizada.

Los granos elongados de mayor tamaño que se presentaron en las zonas deformadas 3, 4 y 5 son granos que no pudieron ser recristalizados durante los ensayos de compresión en caliente y su morfología elongada indica que tienen energía suficiente para recristalizar en el proceso de tratamiento térmico posterior (solubilizado). Para las 3 temperaturas de deformación, las microestructuras obtenidas en todas las probetas ensayadas fueron muy similares entre sí; en base a esto, se descarta que el rango de temperaturas de estudiado, o el tratamiento térmico de pre-solubilizado hayan tenido alguna influencia sobre las microestructuras resultantes de las muestras deformadas.

4.3.4 Efecto del tratamiento térmico (solubilizado)

Como se mencionó en la Tabla 8 se realizaron tratamientos de solubilizado a 3 temperaturas diferentes (1045°C, 1080°C y 1115°C). En la Figura 4.22 se puede observar que en la microestructura de la probeta 10B (solubilizada a 1045°C) se formaron bandas de precipitación en dirección al flujo que presentó mayor deformación. En cuanto a las probetas 5A y 15B solubilizadas a 1080°C y a 1115°C (mostradas en las Figuras 4.23 y 4.24) presentaron una microestructura completamente recristalizada.

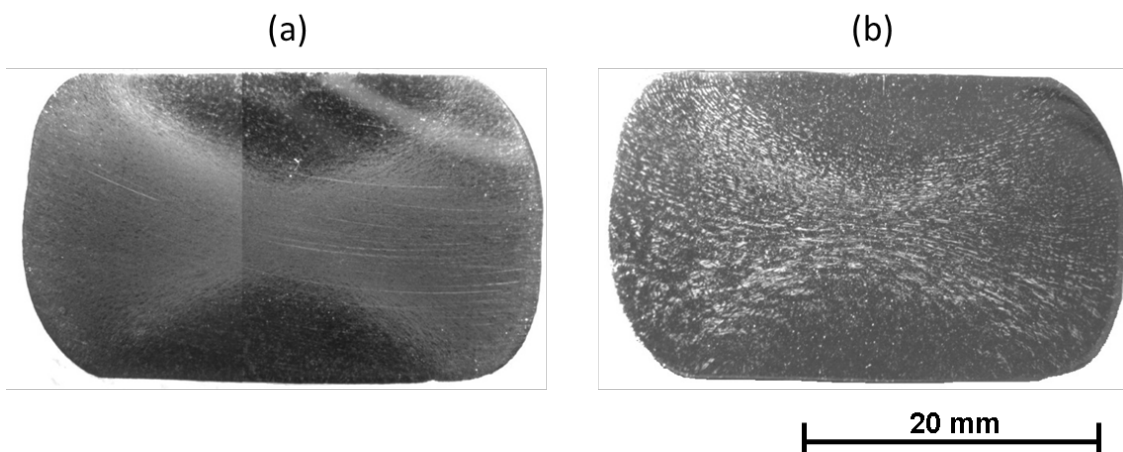


Figura 4.22 Microestructura de la probeta 10B: (a) antes y (b) después del tratamiento de solubilizado a 1045°C.

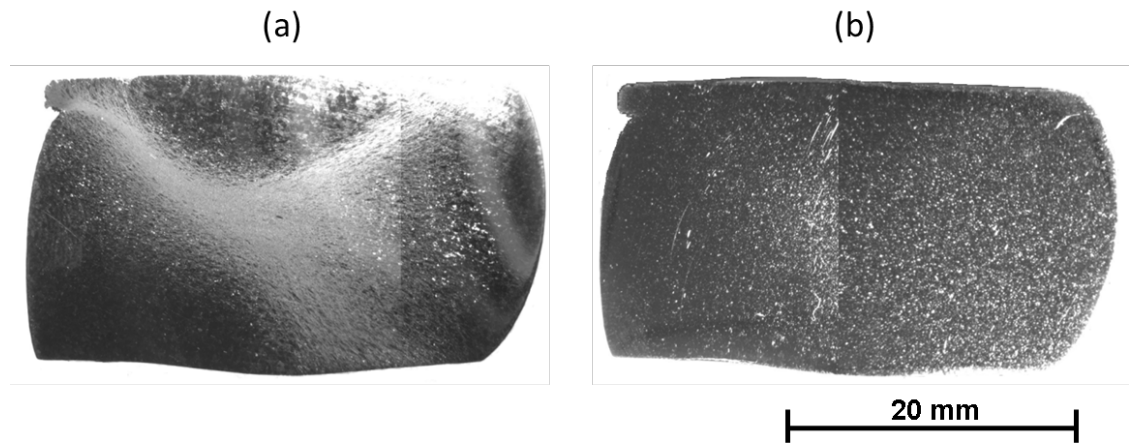


Figura 4.23 Microestructura de la probeta 5A: (a) antes y (b) después del tratamiento de solubilizado a 1080°C.

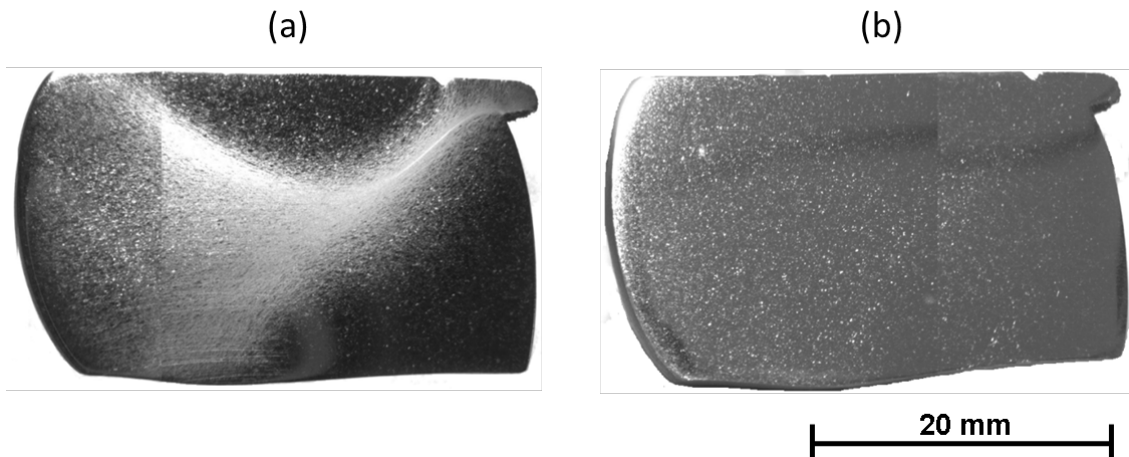


Figura 4.24 Microestructura de la probeta 15B: (a) antes y (b) después del tratamiento de solubilizado a 1115°C.

De la Figura 4.25 a la 4.40 se muestra el análisis microestructural realizado sobre algunas de las probetas solubilizadas. El número en las imágenes (al igual que en el caso de las probetas deformadas) indica de menor a mayor el tamaño de grano que presentó cada una de las zonas analizadas. Para el análisis de las probetas solubilizadas a 1080°C y 1115°C solo se tomaron 2 imágenes, esto debido a que presentaron una microestructura completamente recristalizada y uniforme. En el apéndice A se presentan las imágenes tomadas del resto de las probetas solubilizadas.

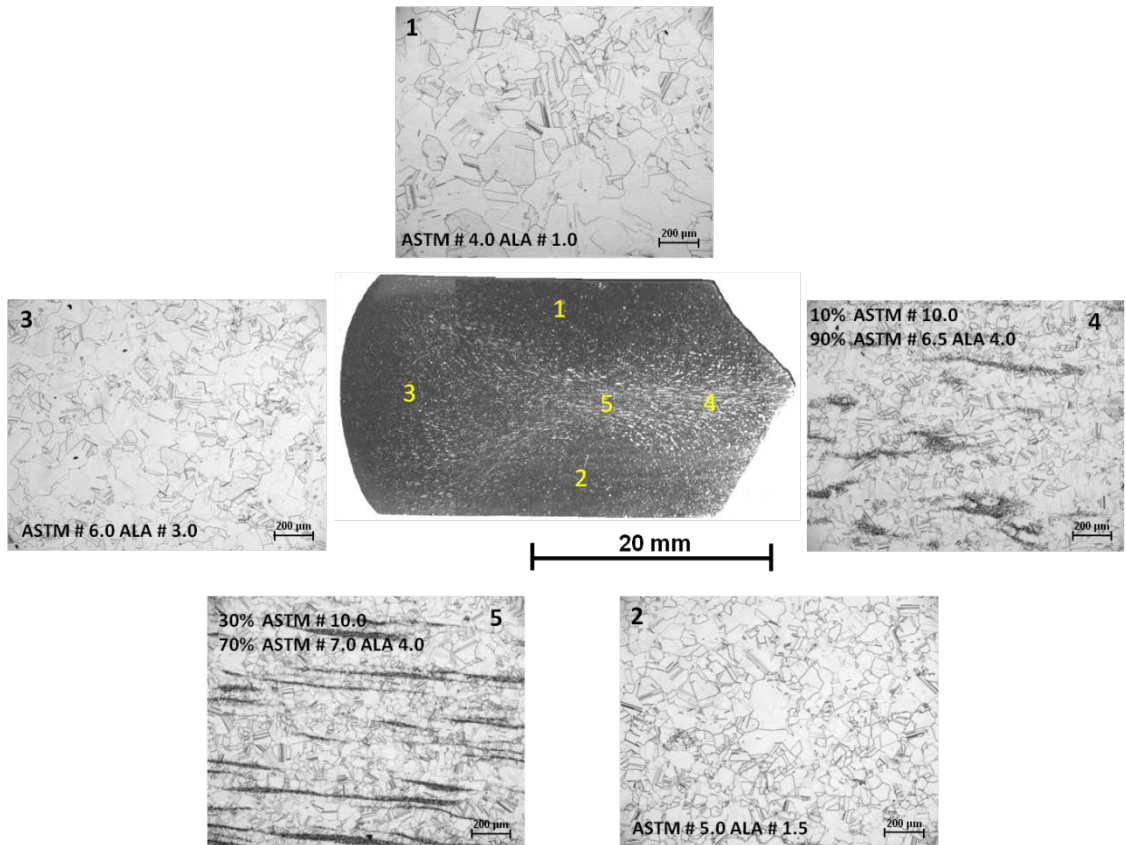


Figura 4.25 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recrystalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 1A después de un solubilizado a 1045°C

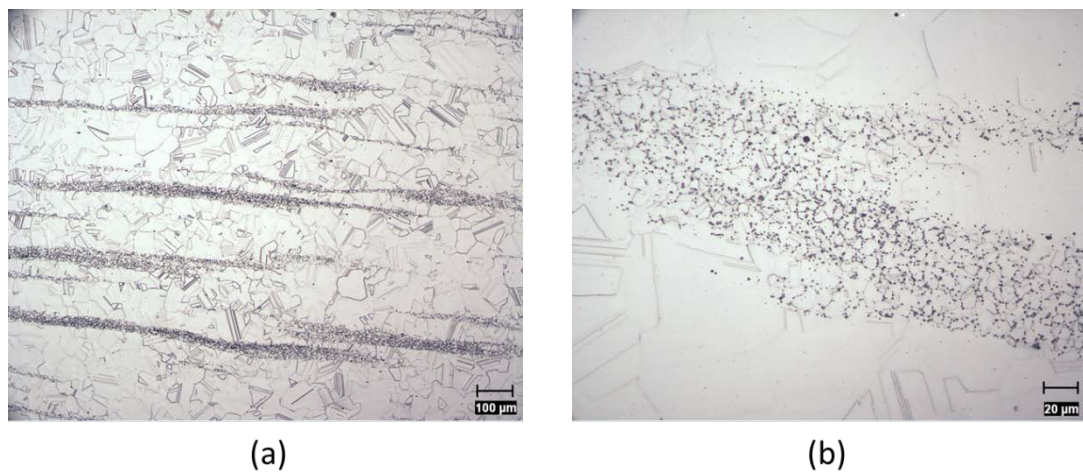


Figura 4.26 Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 1A: (a) a 100X y (b) a 500X.

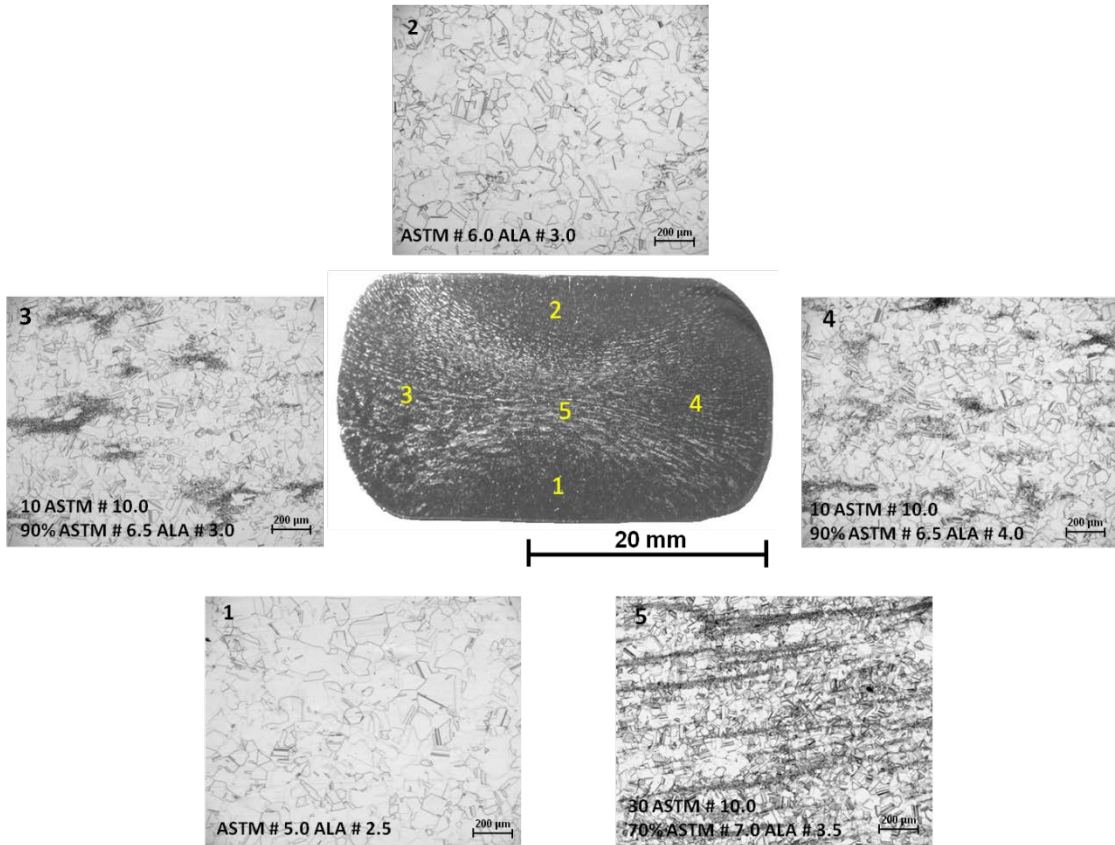


Figura 4.27 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recrystalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 10B después de un solubilizado a 1045°C.

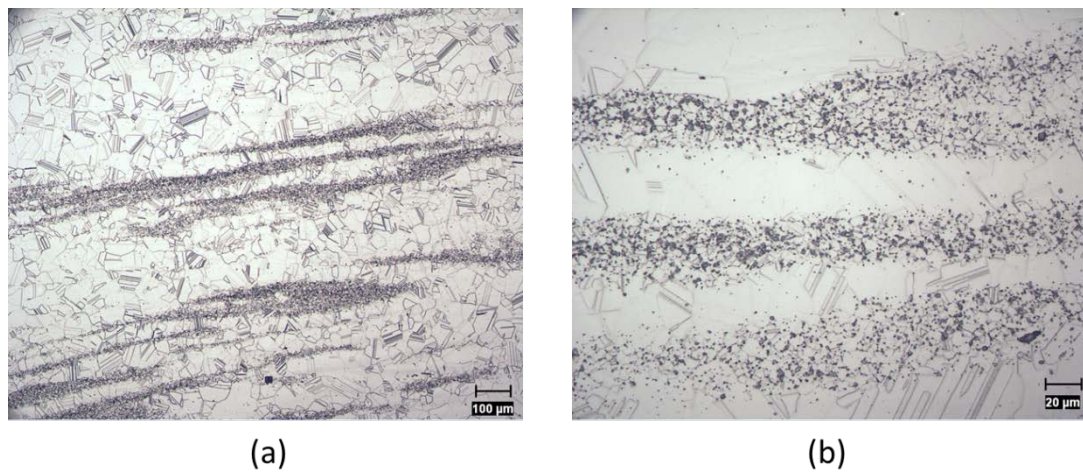


Figura 4.28 Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 10B: (a) a 100X y (b) a 500X.

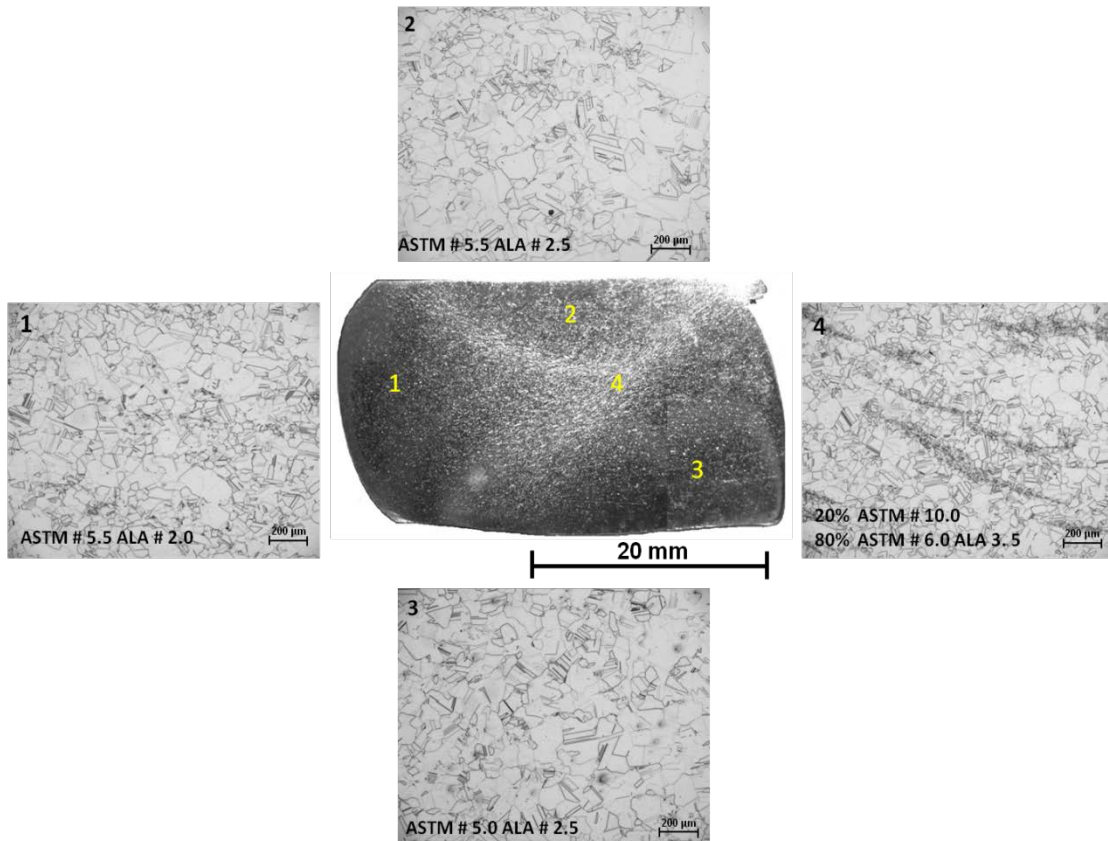


Figura 4.29 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recristalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 7A después de un solubilizado a 1045°C.

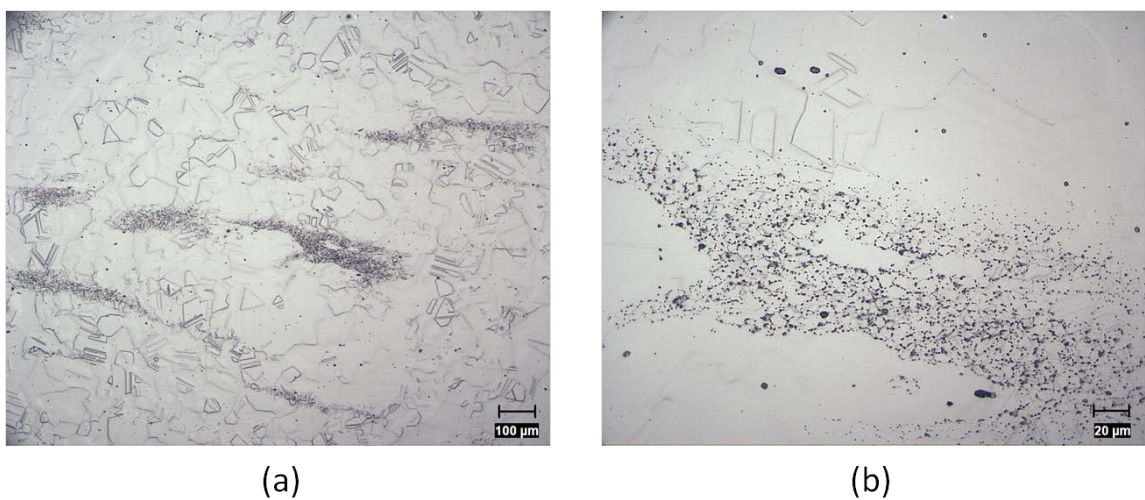


Figura 4.30 Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 7A: (a) a 100X y (b) a 500X.

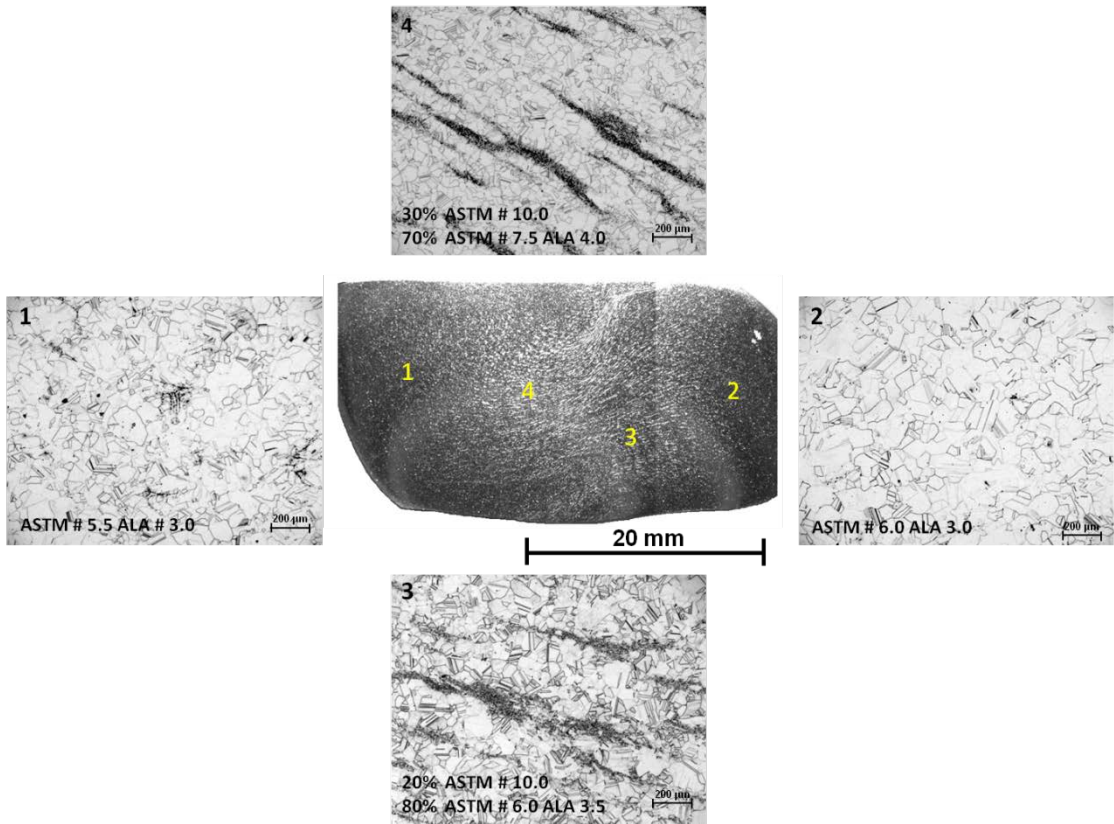


Figura 4.31 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recrystalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 13B después de un solubilizado a 1045°C.

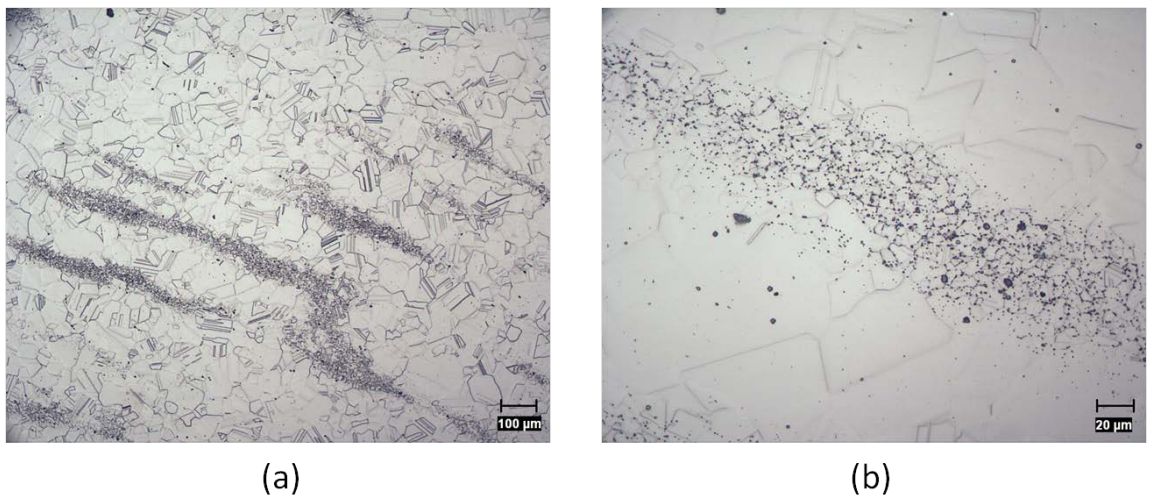


Figura 4.32 Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 13B: (a) a 100X y (b) a 500X.

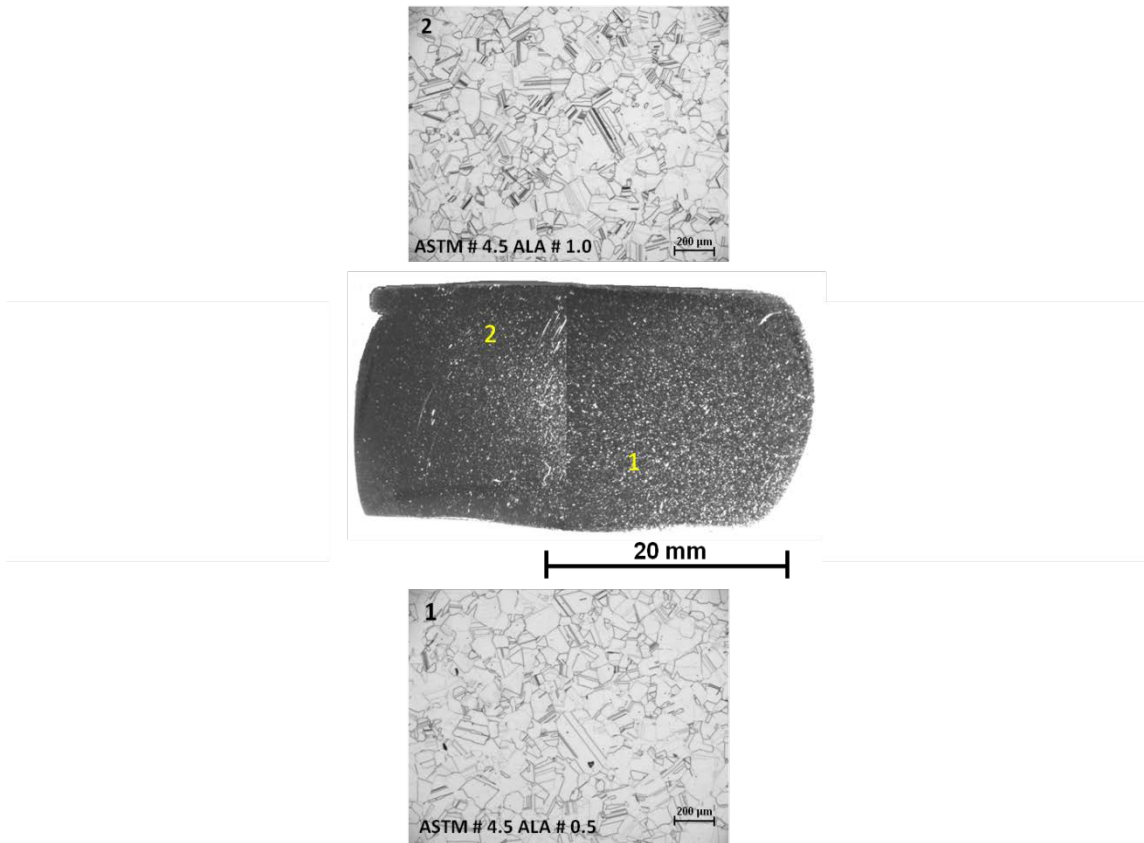


Figura 4.33 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recrystalizada en la probeta 5A después de un solubilizado a 1080°C.

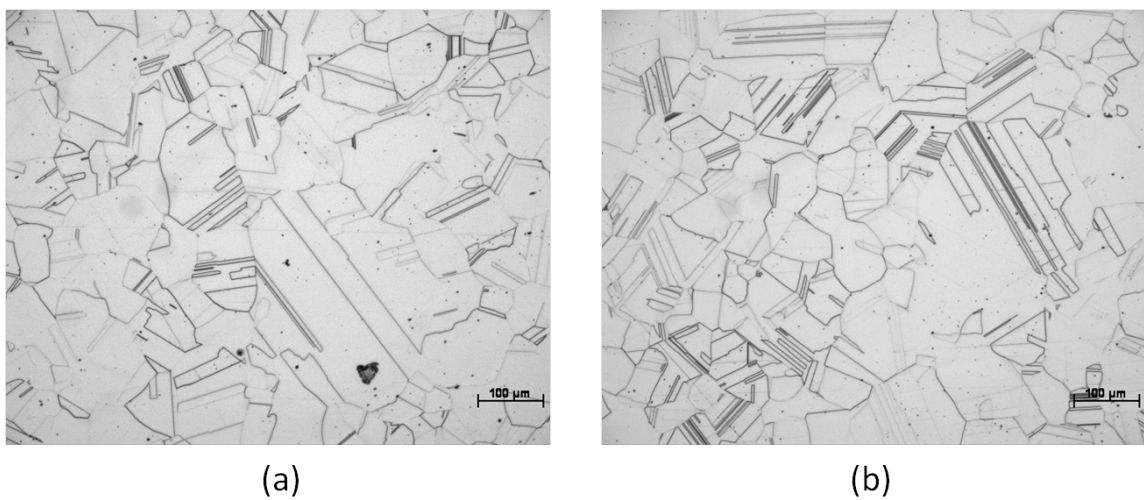


Figura 4.34 Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 5A a 100X.

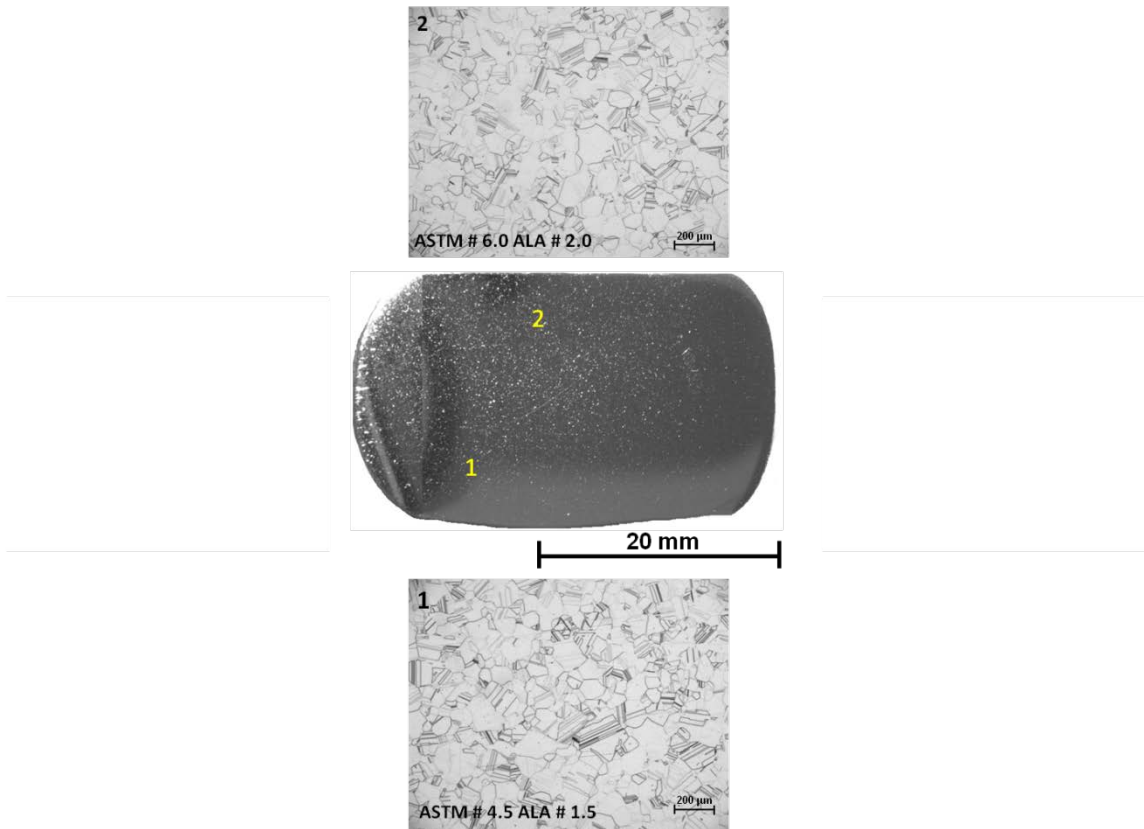


Figura 4.35 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recristalizada en la probeta 14B después de un solubilizado a 1080°C.

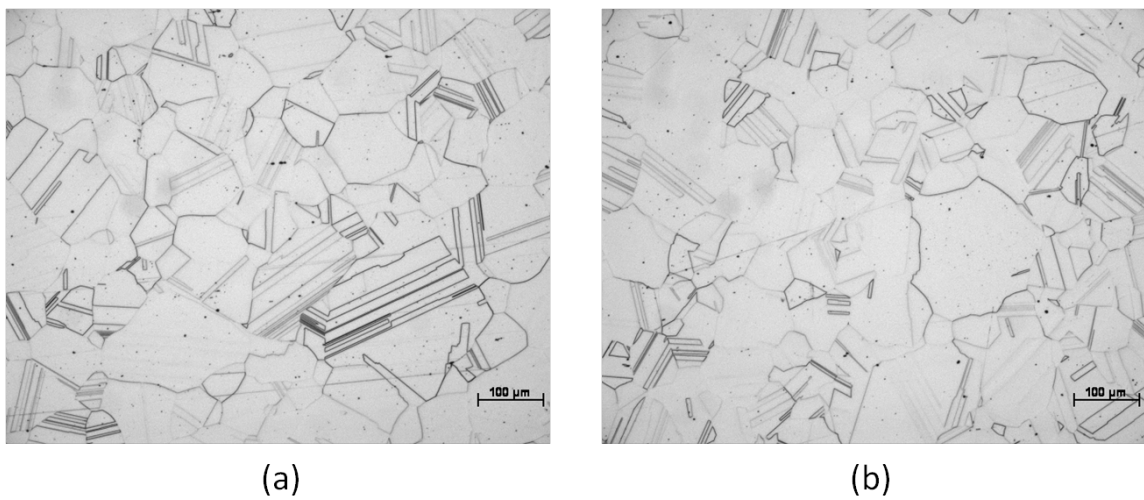


Figura 4.36 Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 14B a 100X.

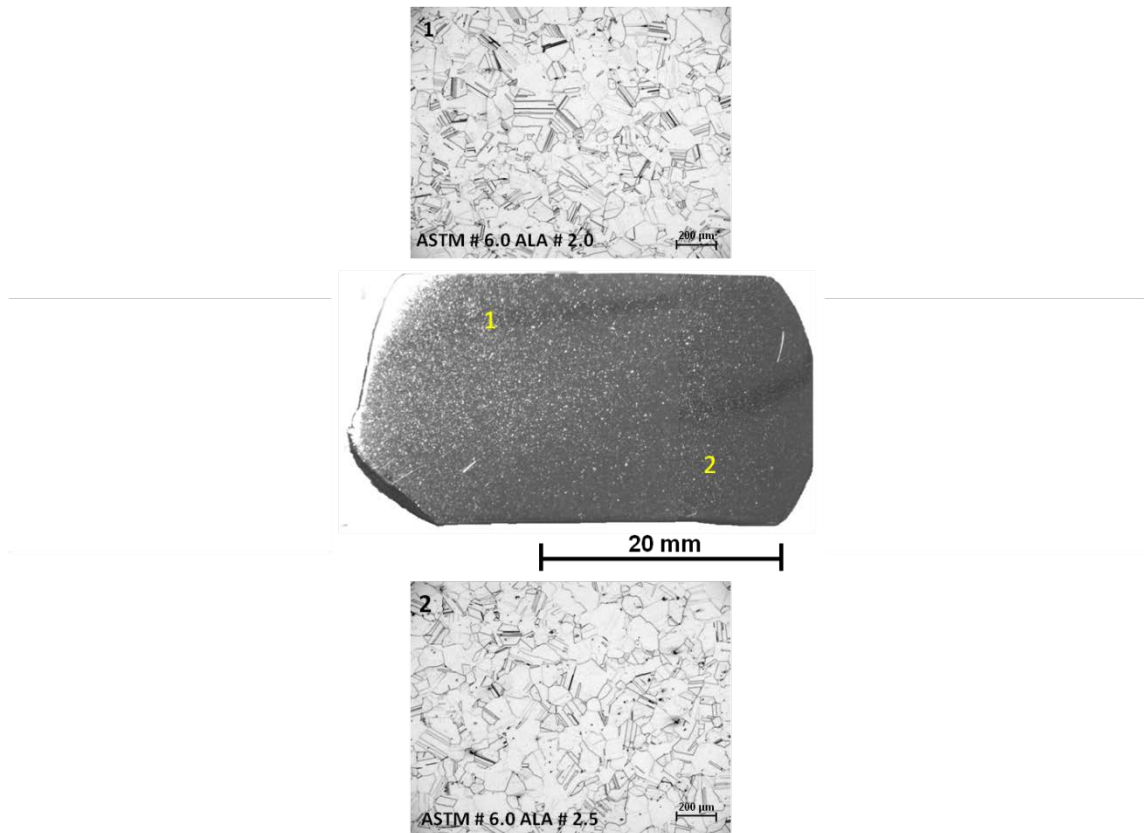


Figura 4.37 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recrystalizada en la probeta 6A después de un solubilizado a 1115°C.

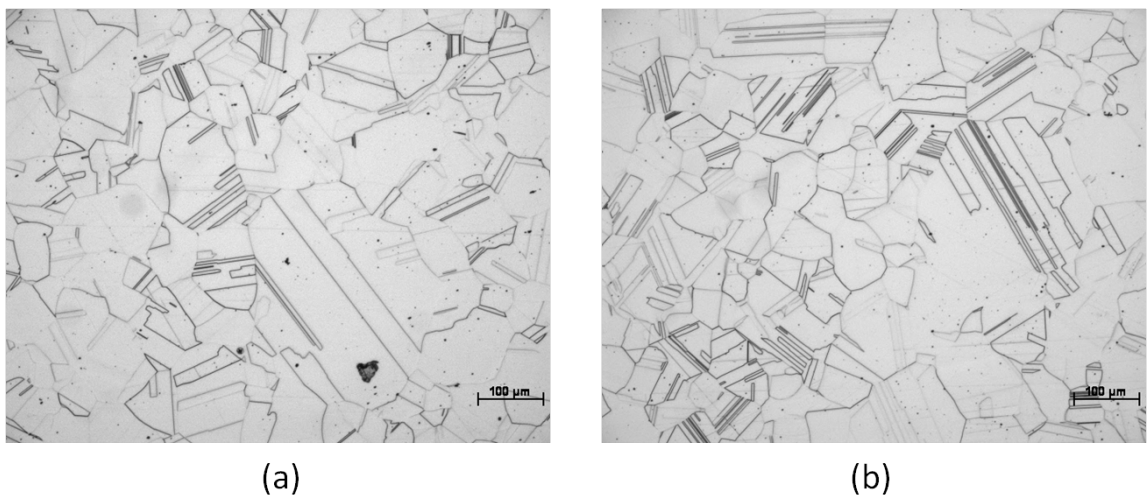


Figura 4.38 Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 6A a 100X.

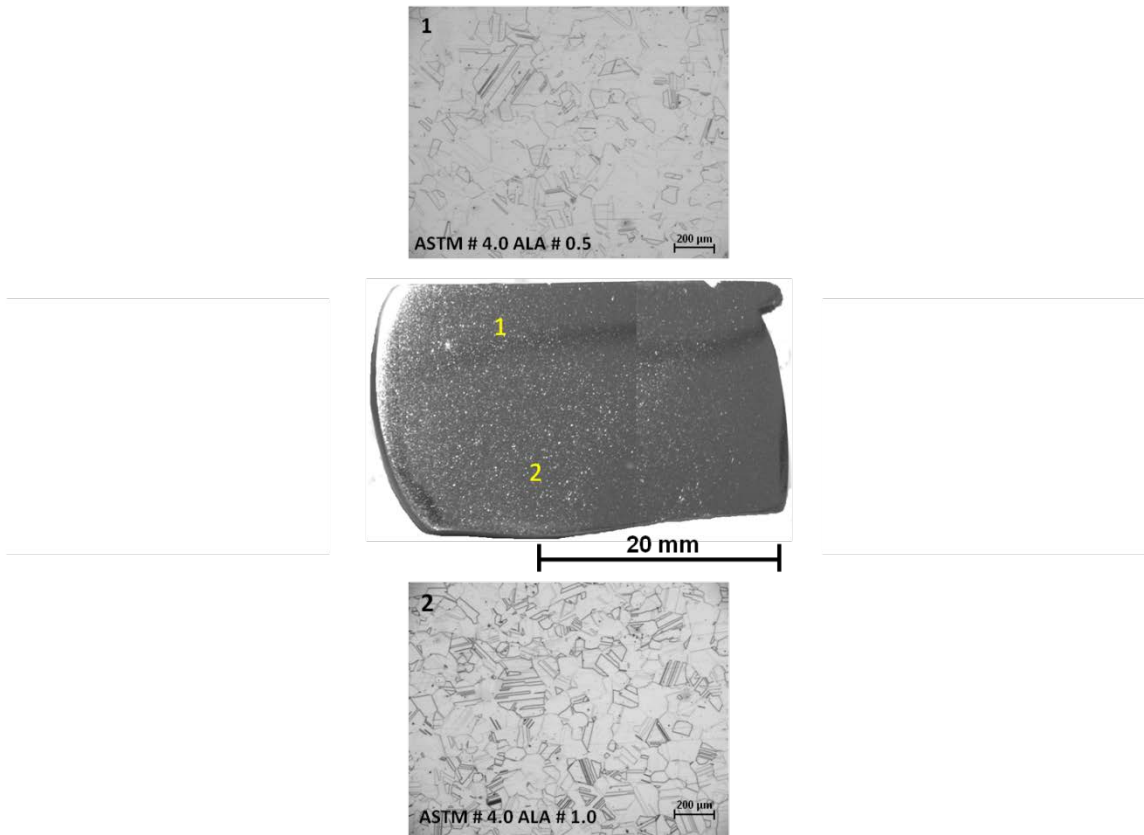


Figura 4.39 Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recristalizada en la probeta 15B después de un solubilizado a 1115°C.

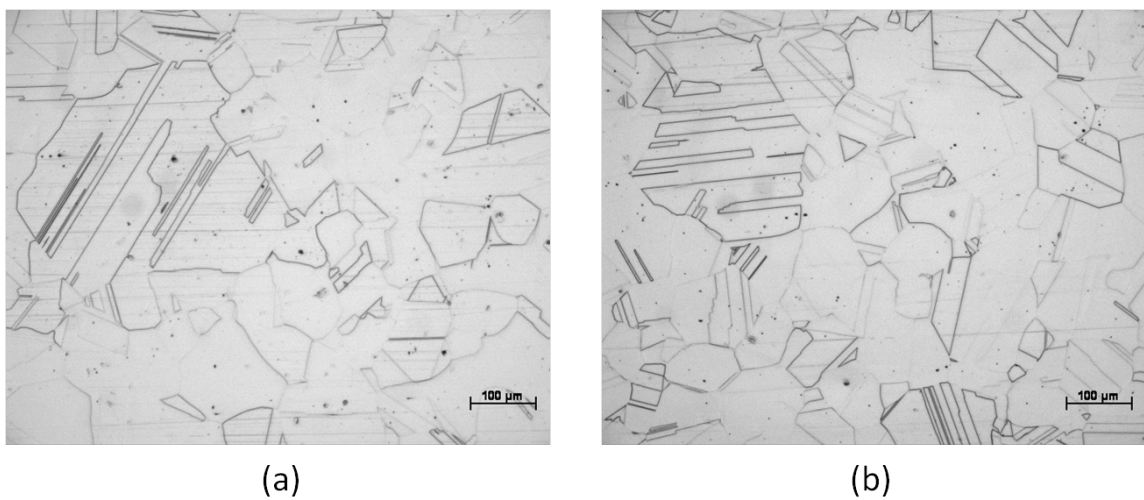


Figura 4.40 Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 15B a 100X.

El efecto obtenido en los diferentes tratamientos de solubilizado se resume de la siguiente manera: En todas las probetas tratadas a 1045°C (T1) se observaron bandas o zonas de precipitación muy similares a las que presentó la muestra de la colada número 1, en donde la presencia de precipitados fijados en los límites de grano bloquearon el crecimiento de los mismos ocasionando un tamaño de grano de ASTM # 10.0 (11.2 μm) en esas zonas.

Las bandas de precipitación (tanto para las probetas ensayadas en condición de materia prima, como para las que fueron pre-solubilizadas), se formaron durante los ensayos de compresión en caliente sobre las regiones con mayor deformación. Sin embargo, según lo observado de la Figura 4.25 a la Figura 4.32, las probetas ensayadas en condición de materia prima fueron las que presentaron una mayor cantidad de aglomeramiento en las bandas de precipitación, por lo que se deduce que el tratamiento térmico de pre-solubilizado tiene influencia sobre las bandas de precipitación.

En base a las características de formación que presentaron los precipitados, y de acuerdo a los estudios realizados por Kruger ^[21] sobre esta aleación; se cree que los precipitados en las bandas corresponden a la fase μ . Esta fase se puede presentar en un rango de temperatura de aproximadamente 870°C a 1040°C, lo cual explica porque la presencia de estas bandas solo se observó en las probetas solubilizadas a 1045°C (T1).

Durante los 3 tratamientos de solubilizado se promovieron fenómenos de recristalización y crecimiento de grano. Pero solo los tratamientos efectuados a 1080°C (T2) y 1115°C (T3) proporcionaron la energía suficiente para disolver la fase μ . Según lo observado de la Figura 4.25 a la 4.40 y en las tablas 4A, 5A y 6A del apéndice A; todas las muestras (independientemente de la temperatura a la que fueron solubilizadas), presentaron una variación en el tamaño de grano de entre ASTM # 4.0 y # 6.0 (89.8 μm y 44.9 μm) con un ALA de entre ASTM # 1 y 3 (254 μm y 127 μm), por lo que no se encontró ninguna relación con el

tamaño de grano y el incremento en la temperatura de solubilizado. Esto puede ser resultado de la heterogeneidad presentada en la prensa industrial a la hora de los ensayos de compresión en caliente.

En el caso de la colada número 1 el tratamiento de solubilizado a 1080°C no fue efectivo para disolver la fase μ , esto posiblemente se deba a que esta colada (en condición de materia prima) contenía una mayor proporción de aglomeraciones de precipitados primarios y/o carburos en su microestructura; esto como consecuencia de una probable conversión no efectiva de lingote a barra durante la fabricación de esta colada. Es posible que la presencia de esas aglomeraciones, pudiera haber favorecido a la formación de la fase μ durante la deformación en caliente.

4.3.5 Resultados de microscopía electrónica de barrido (MEB)

Mediante la técnica de electrones retrodispersados, se observó la presencia de bandas de precipitación en la probeta 10B. En la Figura 4.41 y 4.42 se muestra el análisis puntual realizado sobre una de las bandas de precipitación y sobre la matriz del material. La probeta 10B al igual que la muestra de la colada número 1 presentó dos tipos de precipitados:

- Precipitados del tipo 1 (con morfología alargada).
- Precipitados del tipo 2 (con morfología redonda).

Los resultados del análisis químico cualitativo (EDX) también indicaron que el contenido de molibdeno en ambos tipos de precipitados aumenta considerablemente en comparación con la matriz. En la Tabla 11 se muestra el porcentaje en peso aproximado de los elementos contenidos en cada punto analizado. De la Figura B17 a la B24 en el apéndice B se presentan el resto de las imágenes obtenidas por MEB de la probeta 10B.

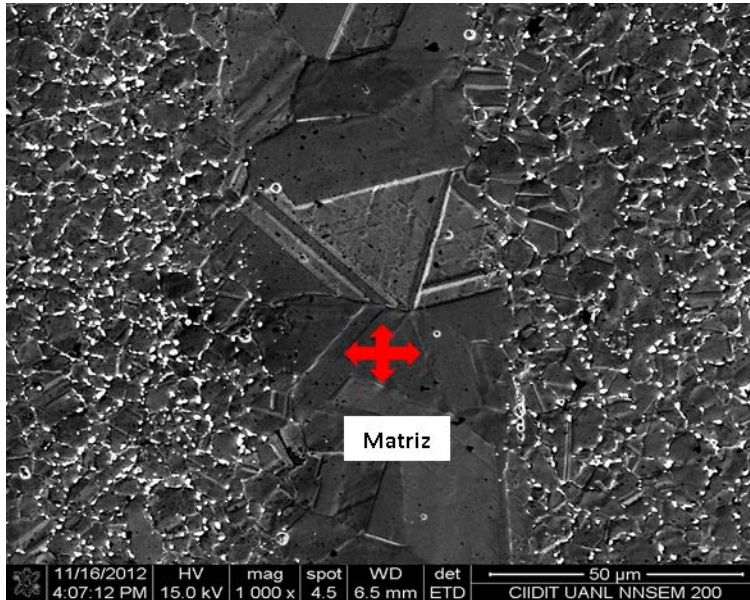


Figura 4.41 Análisis puntual realizado en la matriz de la probeta 10B a 1 000X.

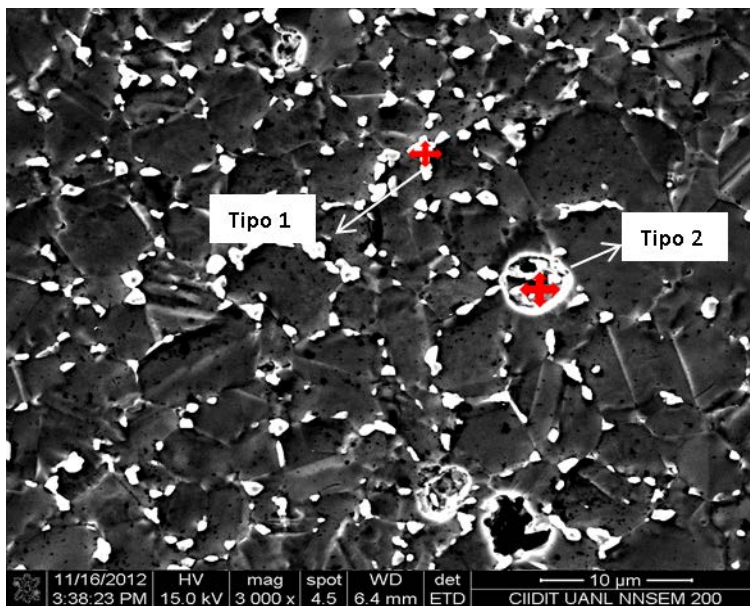


Figura 4.42 Análisis puntual de los precipitados presentes en una banda de precipitación a 3 000X.

Tabla 11. Porcentaje en peso aproximado de las zonas analizadas en la colada 2.

Matriz		Precipitado tipo 1		Precipitado tipo 2	
Elemento	% Peso	Elemento	% Peso	Elemento	% Peso
NiL	64.83	NiL	37.62	NiL	54.83
MoL	26.38	MoL	55.65	MoL	37.06
CrK	8.79	CrK	6.73	CrK	8.11
Total	100	Total	100	Total	100
Ni > Mo > Cr		Mo > Ni > Cr		Ni > Mo > Cr	

4.3.6 Análisis de microdureza vickers

4.3.6.1 Efecto de los tratamientos térmicos sobre la dureza

A continuación se explica el efecto obtenido de los diferentes tratamientos térmicos sobre la dureza de distintas muestras ensayadas provenientes de la colada número 2. En la Figura 4.43 y 4.44 se puede observar que las probetas en condición de deformadas obtuvieron valores de dureza comprendidos en un rango de entre 291 HV (29 HRC) y 312 HV (31 HRC). En condición de solubilizado, se observó una disminución en la dureza de aproximadamente un 15% para las muestras tratadas a 1045°C, mientras que a temperaturas de 1080°C y 1115°C, las muestras presentaron una disminución de alrededor del 23%; esta diferencia en la disminución de dureza se debe al efecto de las bandas de precipitación presentes en la microestructura de las muestras solubilizadas a 1045°C.

Después del tratamiento de envejecido realizado a 650°C se presentó un incremento muy marcado en la dureza de las muestras; el cuál fue de aproximadamente un 56% para las muestras solubilizadas a 1045°C y de un

67% para las que fueron solubilizadas a 1080°C y 1115°C. Este incremento observado en la dureza es asociado directamente a la formación de la fase que endurece la aleación; por lo que se puede concluir que en las muestras ensayadas se llevó a cabo una correcta precipitación de los dominios Ni₂(Mo,Cr) durante el envejecido a 650°C.

Para el envejecido, los valores de dureza más altos se obtuvieron en las muestras que fueron solubilizadas a 1045°C. Con los resultados obtenidos se pudo ver claramente el efecto que tuvieron las bandas de precipitación sobre la dureza de las muestras 1A y 10B. La dureza final que presentó la probeta 1A (pre-solubilizada) fue de 410 HV (41 HRC), mientras que en la probeta 10B (no pre-solubilizada) fue de 439 HV (44 HRC). Se cree que esta diferencia pudo haber sido efecto del tratamiento de pre-solubilizado que recibió la probeta 1A antes de los ensayos de compresión en caliente.

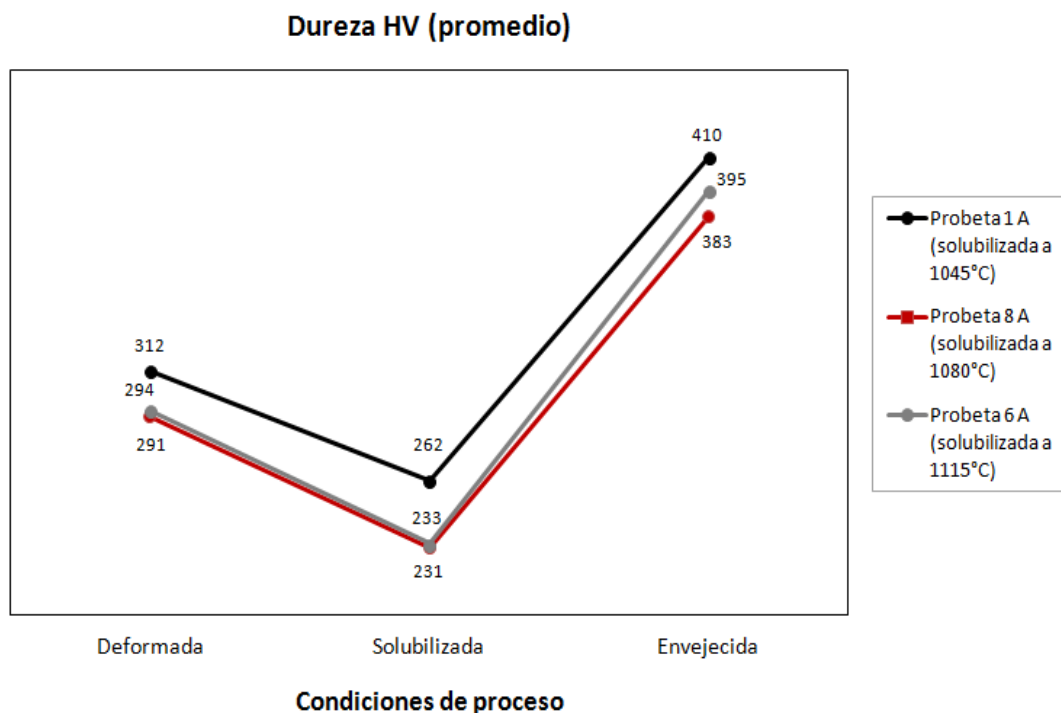


Figura 4.43 Efecto del tratamiento térmico sobre probetas pre-solubilizadas

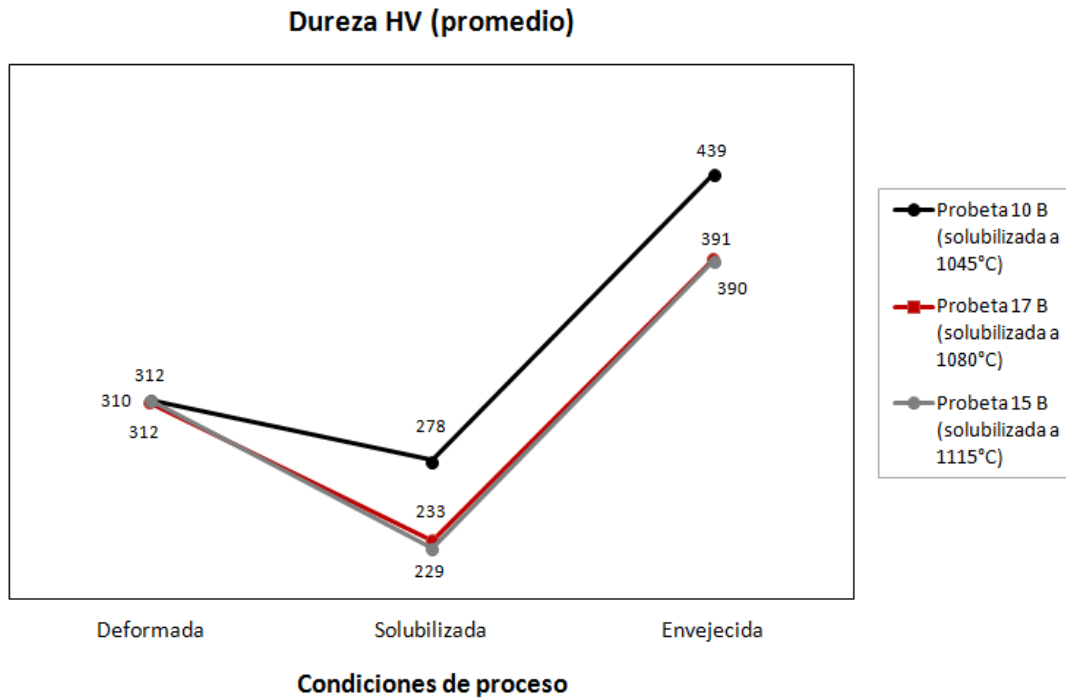


Figura 4.44 Efecto del tratamiento térmico sobre probetas no pre-solubilizadas.

4.3.6.2 Efecto final de la dureza obtenido sobre las muestras de las coladas 1 y 2

A continuación se encuentran graficados los valores de dureza obtenidos en todas las muestras provenientes de la colada número 2 (después de haber sido tratadas térmicamente). En la Figura 4.45 se observa fácilmente el efecto que tienen las bandas de precipitación sobre la dureza de las muestras.

Los resultados indicaron que existe una gran diferencia entre la dureza de las probetas que presentaron bandas de precipitación (tratadas a 1045°C) y las probetas que fueron tratadas a 1080°C y 1115°C. La mayoría de los valores de dureza obtenidos en las probetas solubilizadas a 1045°C superaron el valor de 410 HV obtenido anteriormente en la muestra de la colada número 1, (la cual presentó el mismo defecto de bandas de precipitación en su microestructura).

También se pudo observar que la probeta 10B, fue la muestra que obtuvo el valor de dureza más alto, esto debido a que presentó una mayor cantidad de bandas de precipitación y de aglomeraciones de precipitados μ en su microestructura.

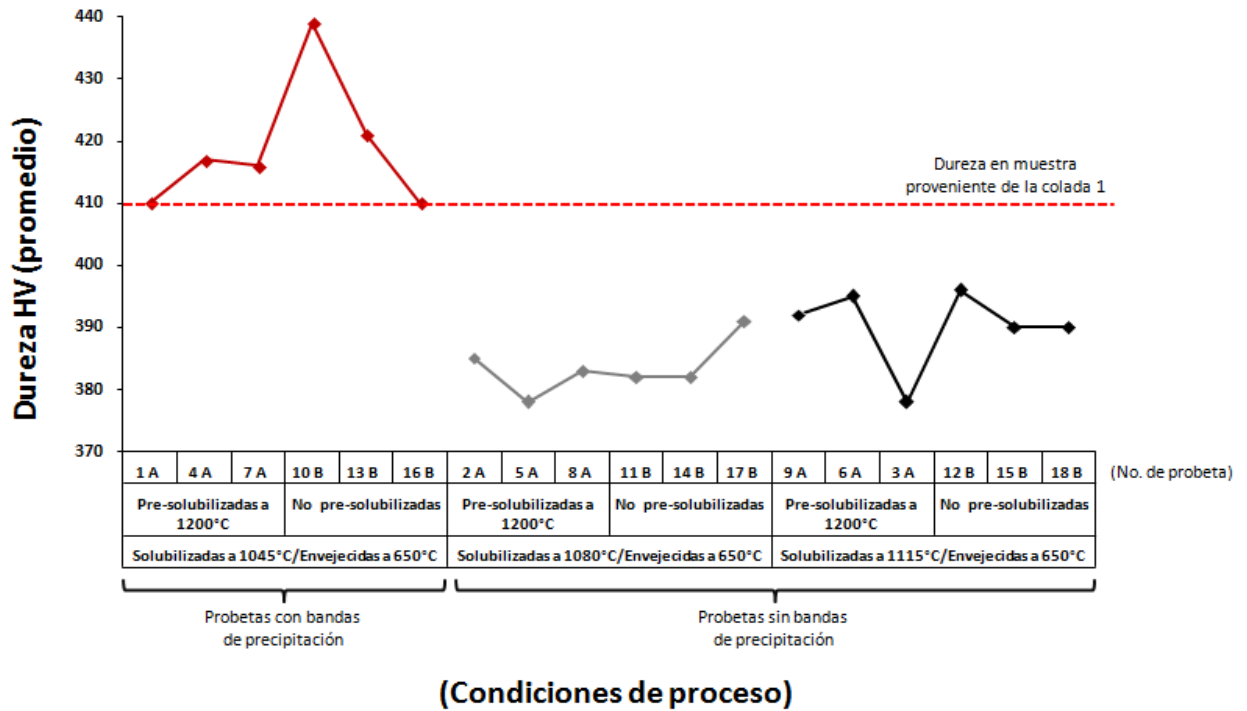


Figura 4.45 Valores de dureza obtenidos de las muestras provenientes de las coladas 1 y 2.

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

- Todas las muestras de la colada número 2, solubilizadas a 1045°C presentaron en su microestructura, bandas de precipitación muy similares a las observadas en la muestra de la colada número 1.
- Las muestras de la colada número 2 sometidas a compresión en caliente bajo las 3 temperaturas propuestas (1050°C, 1100°C y 1130°C), presentaron un flujo de deformación clasificado en 5 zonas diferentes, cada zona mostró el efecto obtenido debido a la influencia del esfuerzo aplicado mediante 3 regiones de deformación.
- En todas las muestras de la colada número 2, la zona 5 fue la región que presentó mayor deformación y por lo tanto donde se observó el mayor porcentaje de granos finos recristalizados.
- Las bandas de precipitación se formaron durante los ensayos de compresión en caliente sobre las regiones de mayor deformación.
- Las muestras deformadas en condición de materia prima, presentaron una mayor cantidad de aglomeramiento en las bandas de precipitación, por lo que se puede concluir que el tratamiento de pre-solubilizado tuvo influencia sobre las bandas de precipitación.
- En base a las características de formación que presentaron los precipitados encontrados en las muestras de la colada número 2, se puede deducir que corresponden a la fase μ .

- Las muestras de la colada número 2 solubilizadas a 1080°C y a 1115°C, presentaron una microestructura completamente recristalizada y libre de bandas de precipitación, por lo que este rango de temperaturas es recomendado durante el procesamiento de la aleación.
- La dureza en las muestras de la colada número 2 incrementó notablemente después de un tratamiento de envejecido a 650°C; este incremento es asociado a la formación de la fase $Ni_2(Mo,Cr)$ que endurece a la aleación.
- La dureza final de las muestras solubilizadas a 1045°C obtuvieron valores comprendidos en un rango de entre 410 y 440 HV, mientras que las muestras solubilizadas a 1080°C y a 1115°C presentaron valores por debajo de 396 HV, ambos casos cumplen con las especificaciones de dureza requeridas para este tipo de superaleación. Sin embargo, con los resultados obtenidos se puede relacionar el efecto que tienen las bandas de precipitación sobre las propiedades de dureza en la aleación.
- Debido a la heterogeneidad presentada durante los ensayos de compresión en caliente, no se pudo determinar ninguna relación entre el tamaño de grano obtenido en las muestras de la colada número 2, la temperatura a la que fueron deformadas y los tratamientos de solubilizado a los que fueron sometidas.

5.2 Recomendaciones

- Se recomienda realizar un análisis de TEM sobre las muestras solubilizadas a 1045°C, para obtener información cristalográfica de las fases y los precipitados presentes en la microestructura y en las bandas.
- Realizar ensayos de compresión en caliente variando el porcentaje y la temperatura de deformación, para poder tener una mejor comprensión del efecto que tienen estos parámetros sobre la formación de bandas de precipitación.

- Realizar ensayos de tensión tanto a temperatura ambiente como a elevada sobre muestras que presenten bandas de precipitación, para poder determinar cómo afectan a las propiedades mecánicas de la aleación.
- Para determinar el efecto de pre-solubilizado sobre las bandas de precipitación, se recomienda realizar una medición del tamaño y el porcentaje de los precipitados presentes en las muestras solubilizadas a 1045°C.

REFERENCIAS

- [1].- Reed. Roger C., "The Superalloys Fundamentals and Applications", Cambridge University Press, (2006).
- [2].- F.C. Campbell., "Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials", Elsevier Ltd, (2006).
- [3].- Rangel Mejía J.G., "Influencia del procesamiento termomecánico en el crecimiento de grano de la superaleación Haynes 230", FIME-UANL, (2007).
- [4].- Donachie Matthew J; Donachie Stephen J., "Superalloys A Technical Guide", Second Edition, ASM international, (2002).
- [5].- González Juárez G., "Análisis microestructural de una superaleación Fe-Ni-Co bajo diferentes condiciones térmicas y mecánicas", FIME-UANL, (2010).
- [6].- Martínez Soto C.A., "Efectos microestructurales en los procesos de deformado en caliente y tratamiento térmico en la aleación de Inconel 909", FIME-UANL, (2008).
- [7].- Lara Mendoza A.V., "Determinación de las propiedades de una aleación Incoloy 909 para aplicación aeroespacial a diferentes condiciones de deformación en caliente", FIME-UANL, (2009).
- [8].- ASM Speciality Handbook Heat-Resistant Materials, ASM International, (1997).
- [9].- González Morón D., "Estudio del crecimiento de grano en la superaleación Haynes 230", FIME-UANL, (2010).
- [10].- Rangel Zamora L., "Relación tratamiento térmico-propiedades de una superaleación base níquel", Instituto tecnológico de Morelia, (1997).

- [11].- ASM Metals Handbook Volume 9, "Metallography and Microstructures", ASM International, (2004).
- [12].- L.M.Pike, D.L. Klarstrom, I.J. Storey, and M.F. Rothman. "The development of a two-step ageing treatment for Haynes® 242™ Alloy", Haynes International, Inc.
- [13].- Haynes International, Inc., "H-3079E Haynes® 242® alloy brochure", www.haynesintl.com
- [14].- Haynes International, Inc., "H-3104D High-Temperature Tech Brief Haynes® 242®", (2009), www.haynesintl.com
- [15].- M.K. Miller, I.M. Anderson, L.M. Pike, D.L. Klarstrom., "Microstructural characterization Haynes® 242™ alloy", Materials Science and Engineering A327, pp. 89-93 (2002).
- [16].- M. Wróbel, S. Dymek, M.Dollar, M Blicharski., "Deformation mechanisms in an age-hardenable Ni-Mo-Cr alloy subjected to cold rolling", (2003).
- [17].- S. Dymek, M. Wróbel and M.Dollar., "Environmentally assisted dynamic embrittlement in a long range ordered Ni-Mo-Cr alloy", Scripta mater. Vol.43, pp. 343-348 (2000).
- [18].- Stanislaw Dymek, Marek Dollar, Moen Farooqi., "Optimization of mechanical properties of a Ni-Mo-Cr alloy by structural modifications induced by changes in heat treatment", Materials Science and Engineering A319-321, pp. 284-289 (2001).
- [17].- S. Dymek, M. Wróbel, M.Dollar, M. Blicharski., "Influence of plastic deformation and prolonged ageing time on microstructure of a Haynes 242 alloy", Journal of Microscopy, Vol.224, pp. 24-26 (2006).

- [20].- M.F. Rothman, D.L. Klarstrom, M. Dollar and J.F. Radavich. "Structure/Property interactions in a long range order strengthened superalloy", Haynes International, Inc.
- [21].- K.L. Kruger., "A review of Processing for HAYNES® 242™ Alloy Billet Capability Tests", Haynes International, Inc. (1998).
- [22].- M. Wróbel, S. Dymek, M. Blicharski., "Microstructure stability of the deformed age/hardenable Ni-Mo-Cr alloy during long-term ageing at elevated temperature", Archives of metallurgy and materials, Vol.54, (2009).
- [23].- S. Dymek, M. Wróbel, E. Stepniowska, M.Dollar., "Microstructure stability and mechanical properties of an age/hardenable Ni-Mo-Cr alloy subjected to long-term exposure to elevated temperature", Materials Characterization, Vol.61, pp. 769-777 (2010).
- [24].- E. Gozlan, M. Bamberger and S.F. Drinfeld, Mater Sci Eng A141, Vol.85, (1991).
- [25].- Pingli MAO, Yan XIN, Ke HAN and Weiguo JIANG., "Effects of heat treatment and Re-content on the TCP-phase in two Ni-Mo-Cr-Re superalloys", Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), Vol.22, No.5, pp. 365-372 (2009).
- [26].- M. Kumar and V.K. Vasudevan., "Ordering reactions in an Ni-25Mo-8Cr alloy", Acta mater, Vol.44, No.4, pp. 1591-1600 (1996).
- [27].- Mukul Kumar and Vijay K. Vasudevan., "Mechanical properties and strengthening of a Ni-25Mo-8Cr alloy containing Ni₂(Mo,Cr) precipitates", Acta mater, Vol.44, No.12, pp. 4865-4880 (1996).
- [28].- Stephen D. Antolovich, Dwaine L. Klarstrom John F. Radavich., "The Ductility of HAYNES® 242™ alloy as a Function of Temperature, Strain Rate and Environment", Superalloys (2000).

[29].- S. Dymek, M.Dollar, D.L. Klarstrom., "Strain hardening mechanisms in a Ni-Mo-Cr alloy", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.25, pp. 865-869 (1991).

[30].- ASM Metals Handbook Volume 8, "Mechanical Testing and Evaluation", ASM International, (2004).

[31].- El Wahabi M., "Caracterización termomecánica de aceros inoxidables austeníticos AISI - 304", Universidad Politécnica de Cataluña (UPC), (2002).

[32].- E 112-96, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, (1996).

[33].- ASM Metals Handbook Volume 10, "Mechanical Characterization", ASM International, (2004).

APÉNDICE A

En esta sección se presentan las imágenes obtenidas mediante microscopía óptica que no fueron presentadas en el capítulo IV.

A.1 Colada 1:

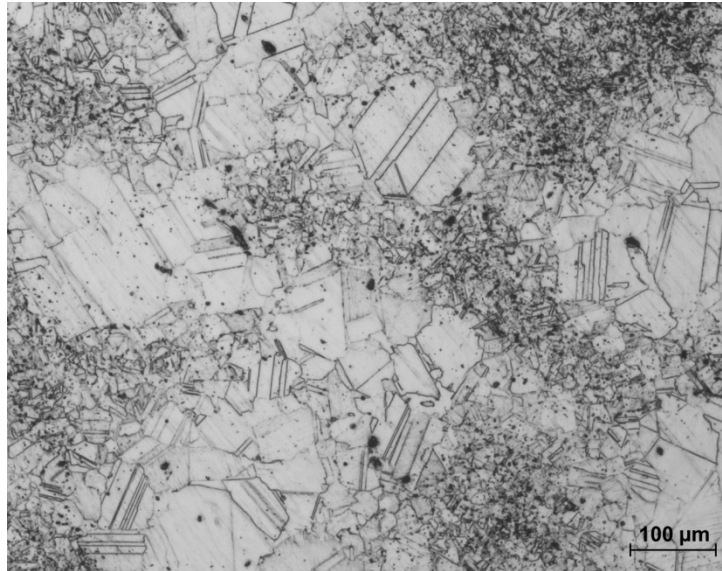


Figura A1. Microestructura del tipo dúplex bimodal presente en la muestra de anillo a 100X.

A.2 Colada 2:

A.2.1 Efecto del tratamiento de pre-solubilizado a 1200°C

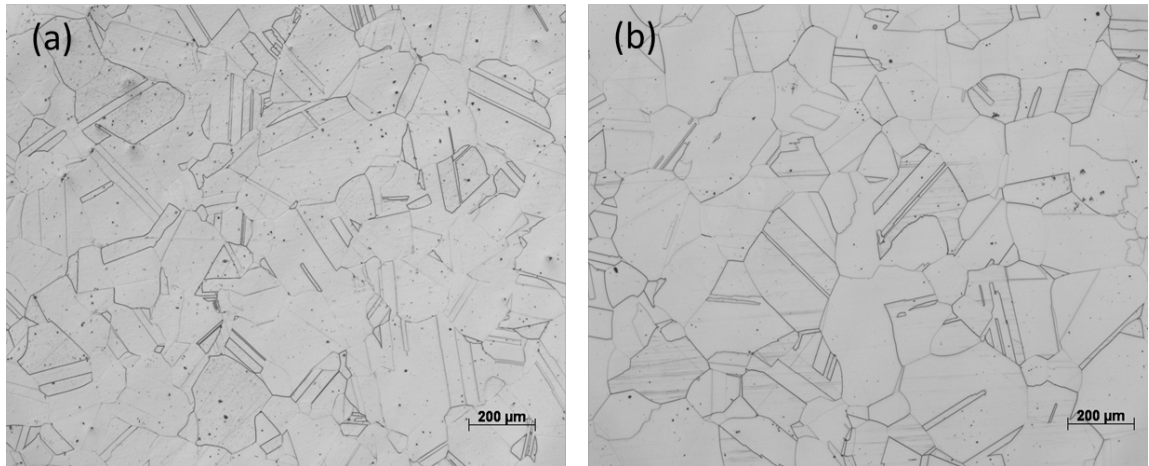


Figura A2. Microestructura de la probeta 1A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

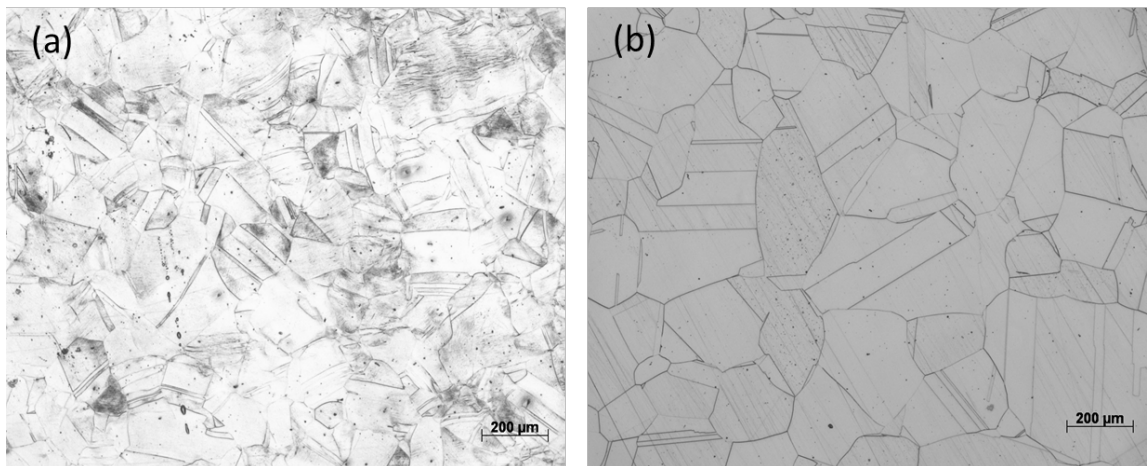


Figura A3. Microestructura de la probeta 2A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

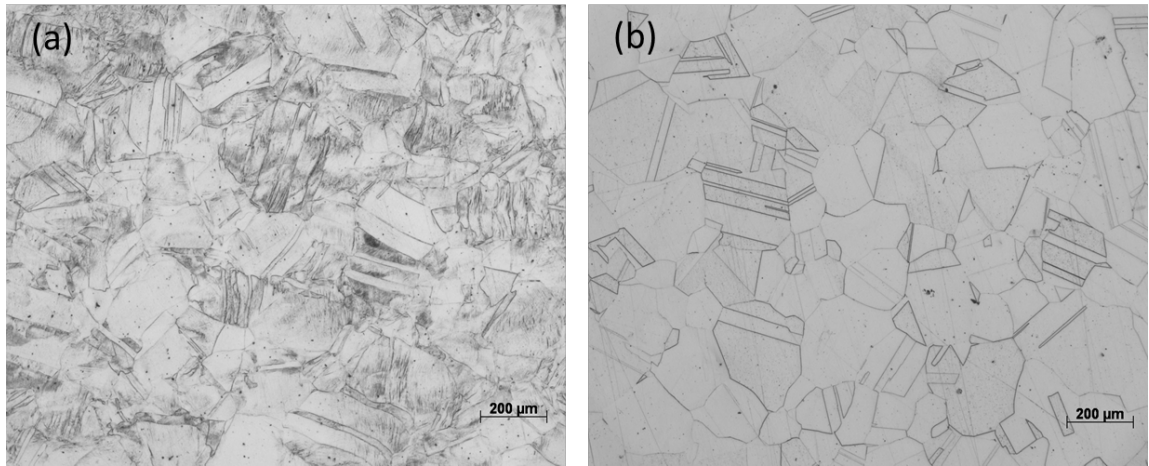


Figura A4. Microestructura de la probeta 4A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

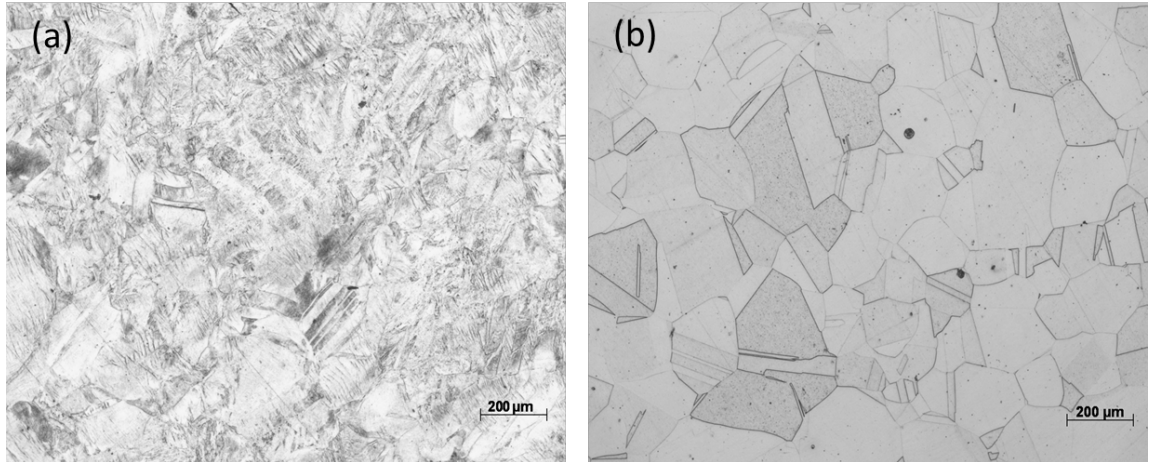


Figura A5. Microestructura de la probeta 5A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

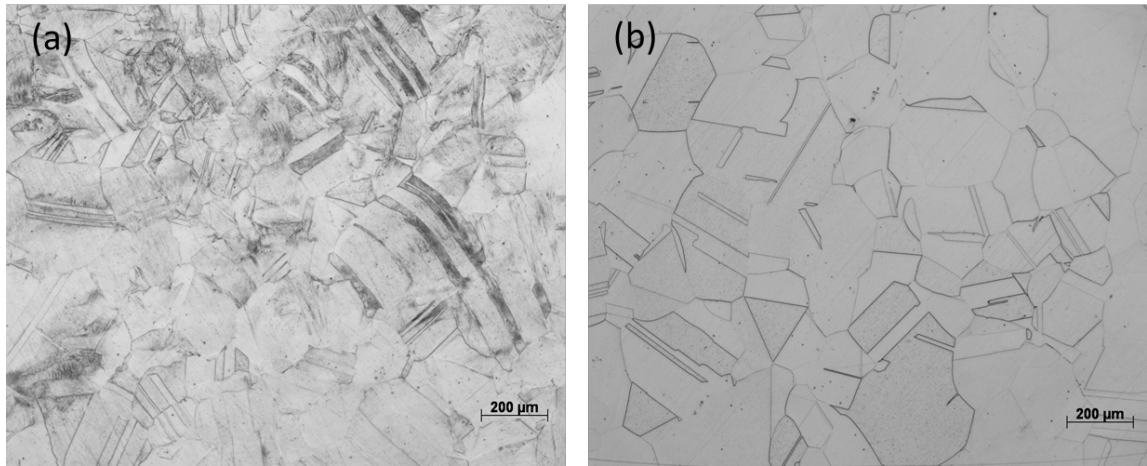


Figura A6. Microestructura de la probeta 6A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

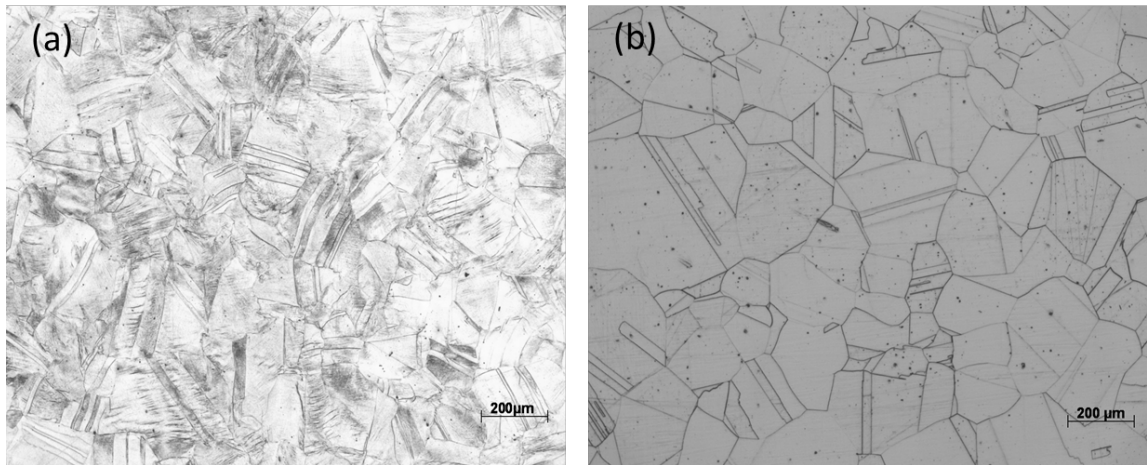


Figura A7. Microestructura de la probeta 7A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

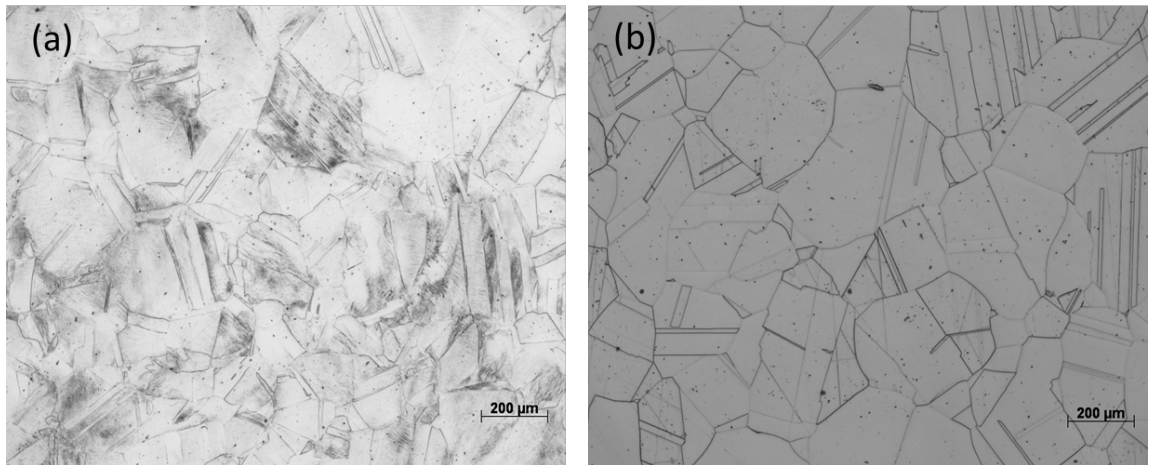


Figura A8. Microestructura de la probeta 8A: (a) en condición de materia prima
(b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

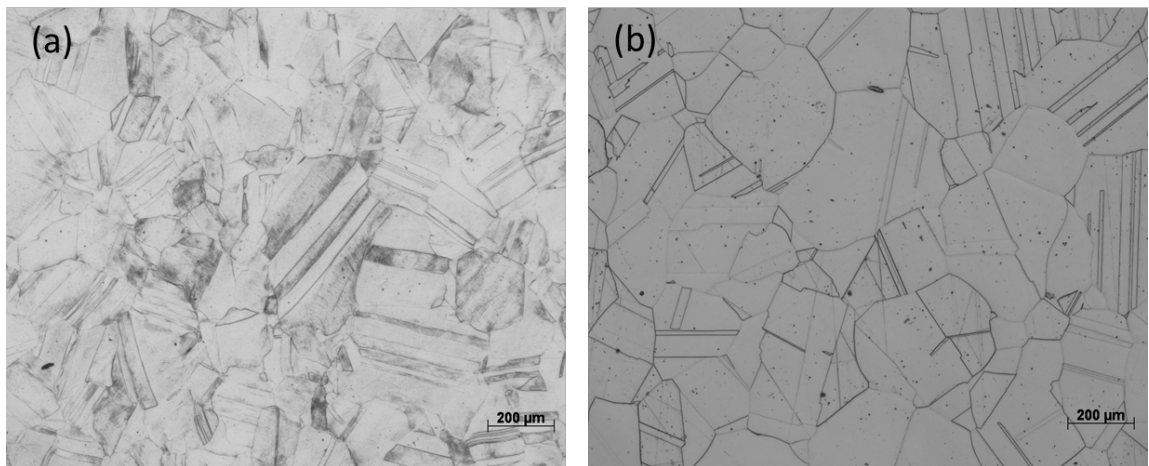


Figura A9. Microestructura de la probeta 9A: (a) en condición de materia prima
(b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.

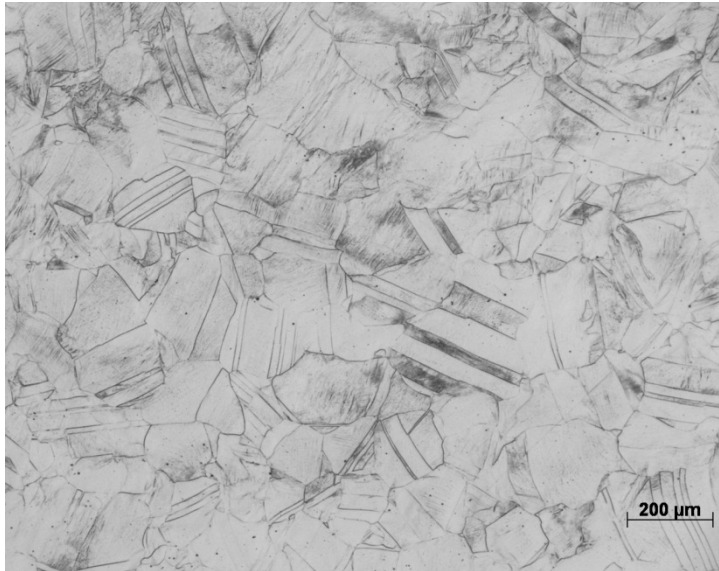


Figura A10. Microestructura de la probeta 10B en condición de materia prima a 50X.

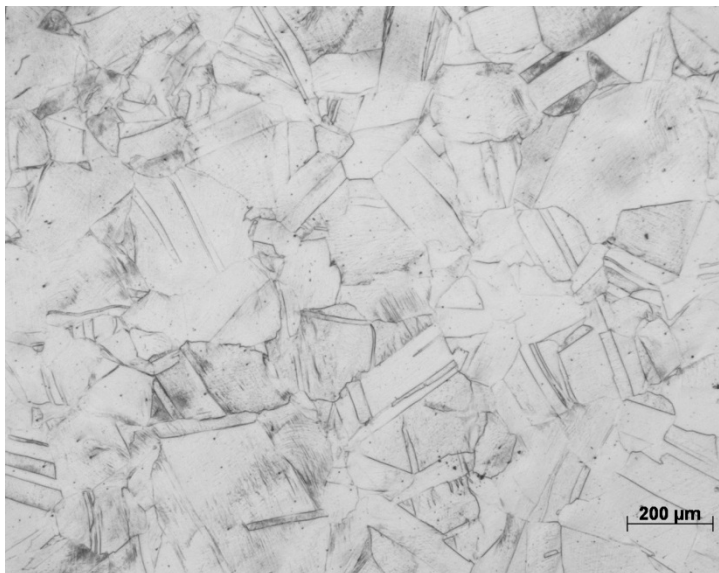


Figura A11. Microestructura de la probeta 11B en condición de materia prima a 50X.



Figura A12. Microestructura de la probeta 12B en condición de materia prima a 50X.

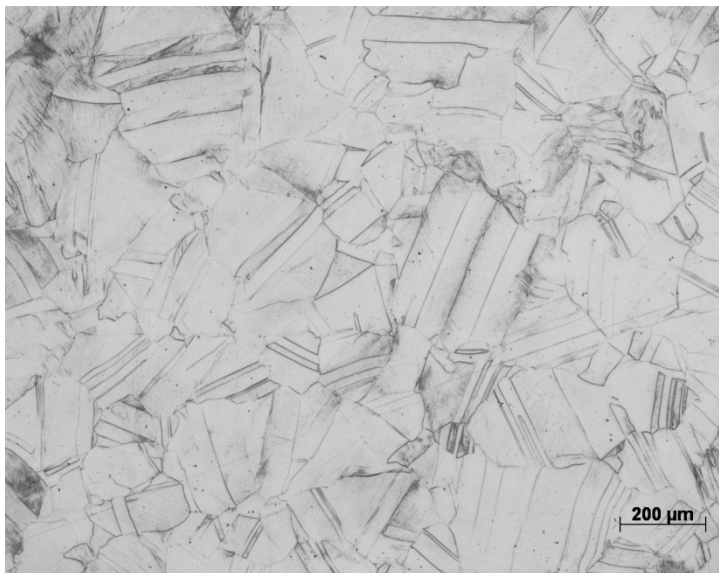


Figura A13. Microestructura de la probeta 13B en condición de materia prima a 50X.

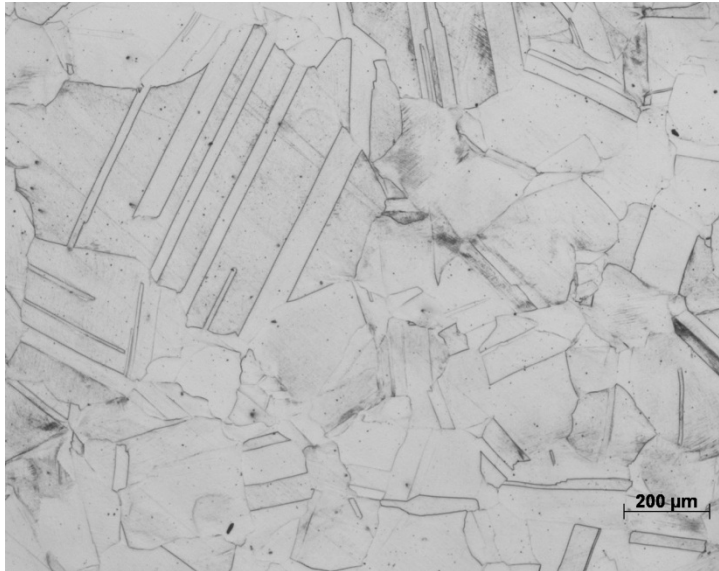


Figura A14. Microestructura de la probeta 14B en condición de materia prima a 50X.

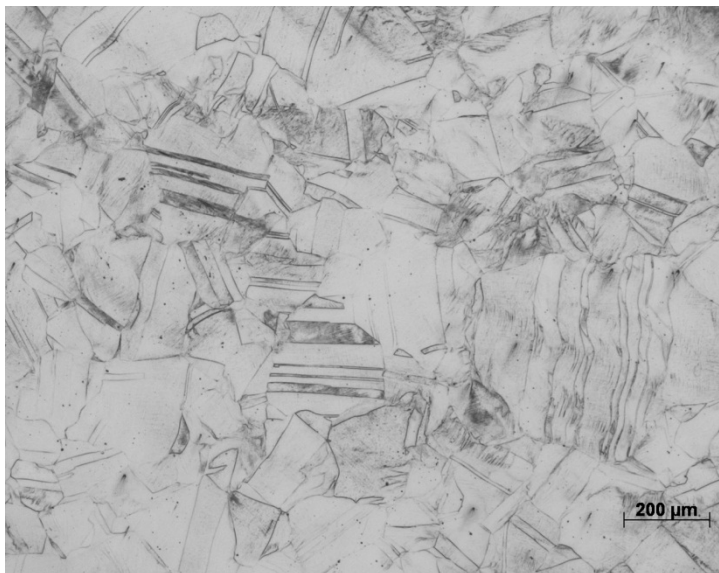


Figura A15. Microestructura de la probeta 15B en condición de materia prima a 50X.

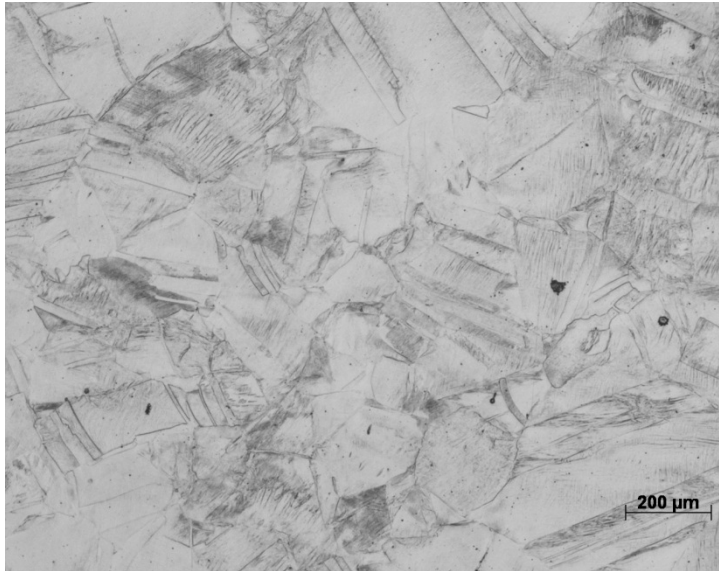


Figura A16. Microestructura de la probeta 16B en condición de materia prima a 50X.

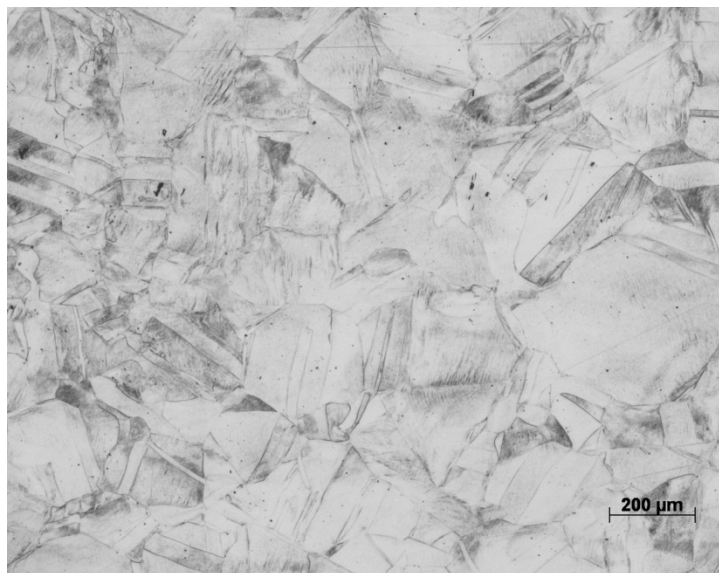


Figura A17. Microestructura de la probeta 17B en condición de materia prima a 50X.

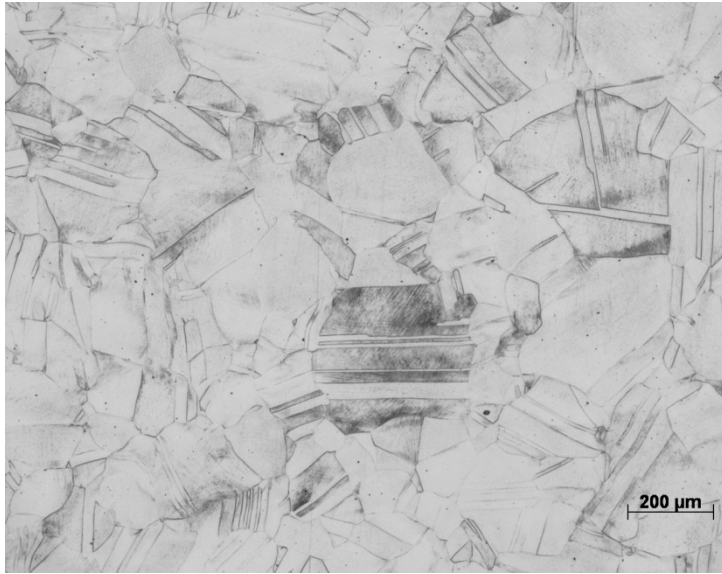


Figura A18. Microestructura de la probeta 18B en condición de materia prima a 50X.

A.2.2 Ensayos de compresión en caliente

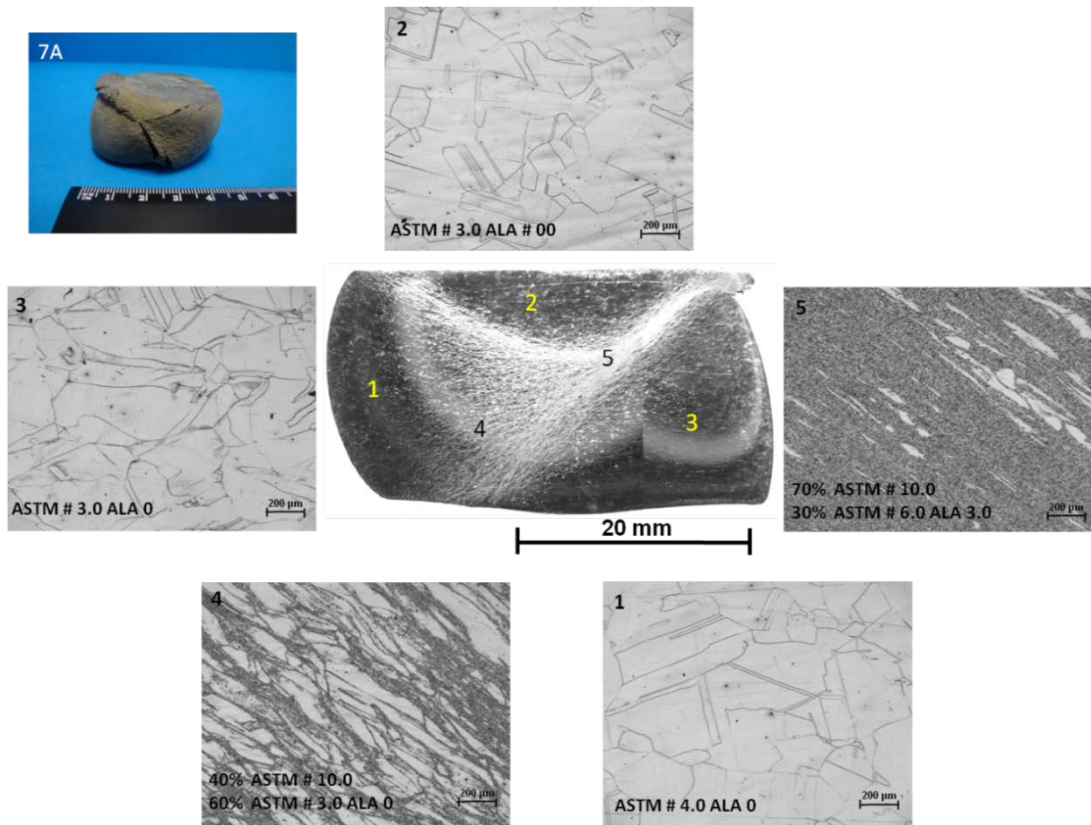


Figura A19. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 7A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C.

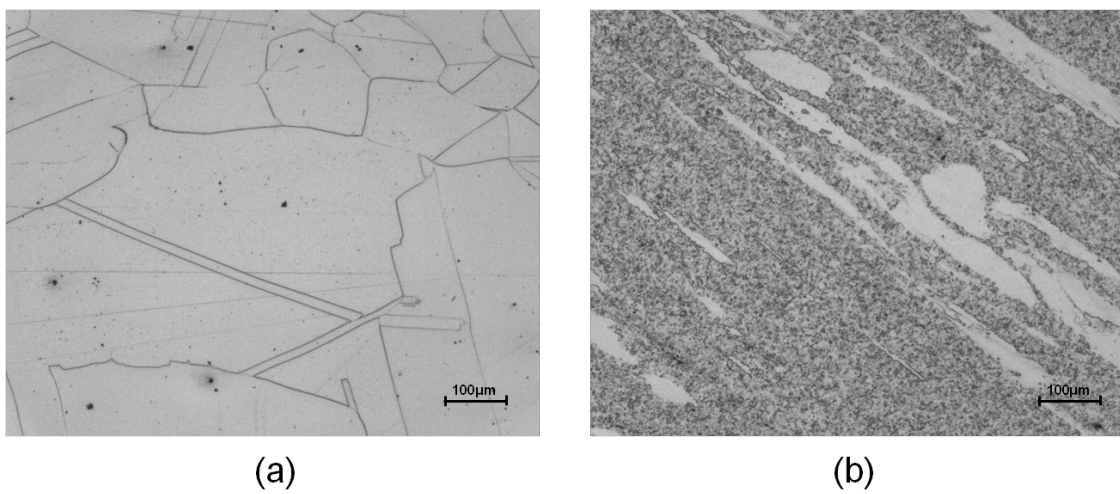


Figura A20. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 7A a 100X.

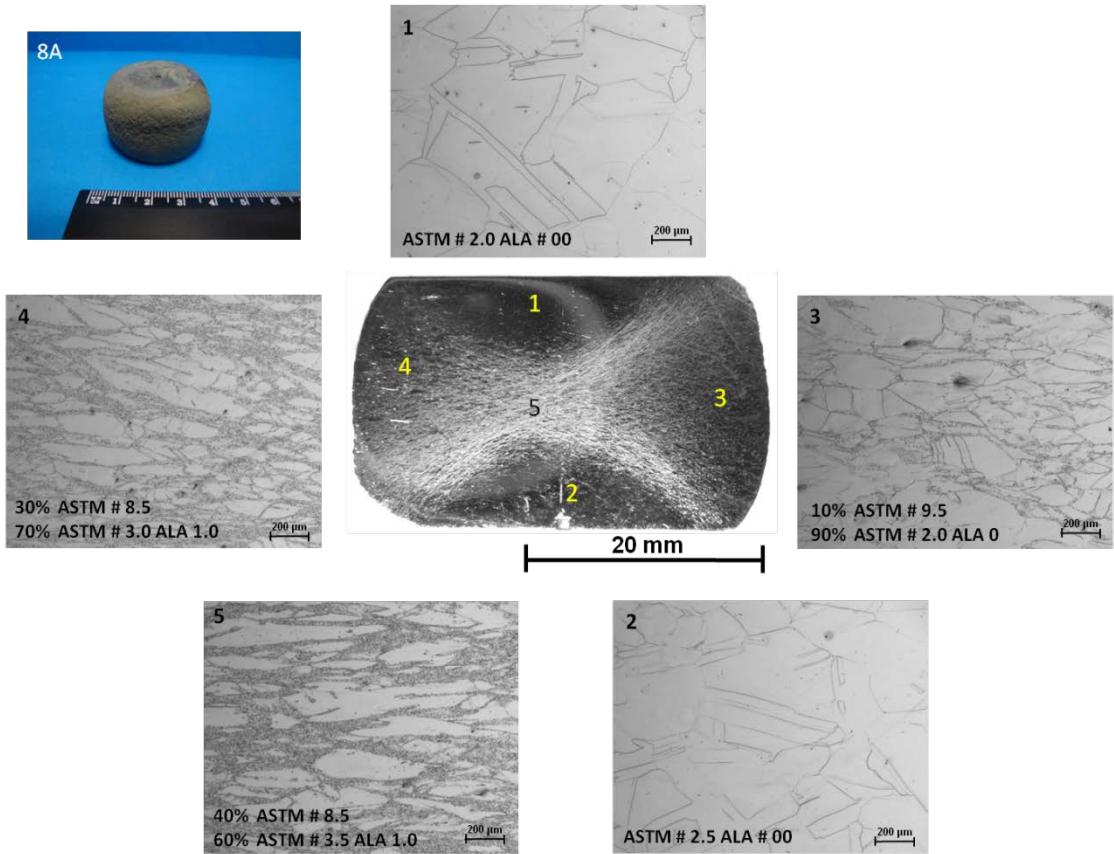


Figura A21. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 8A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C.

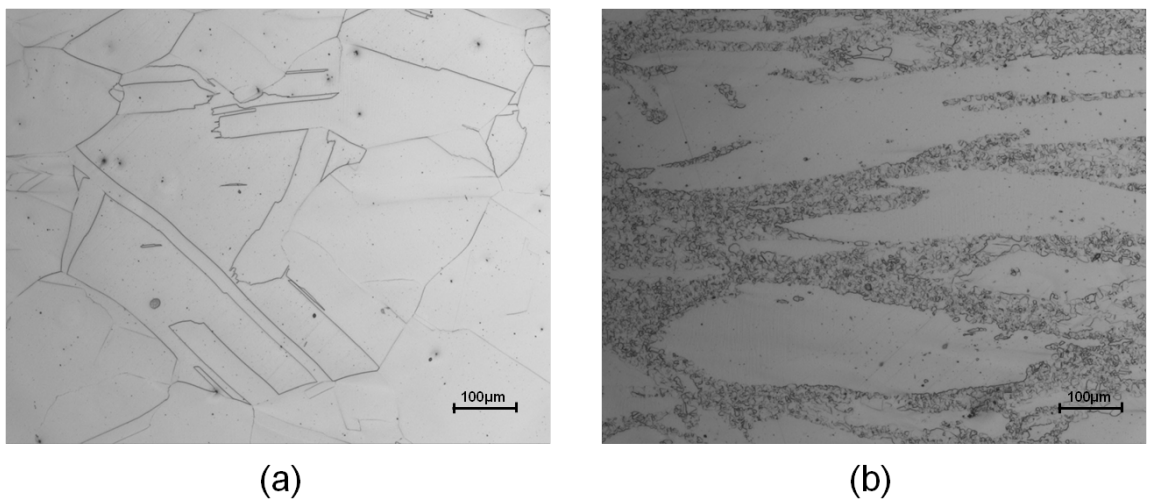


Figura A22. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 8A a 100X.

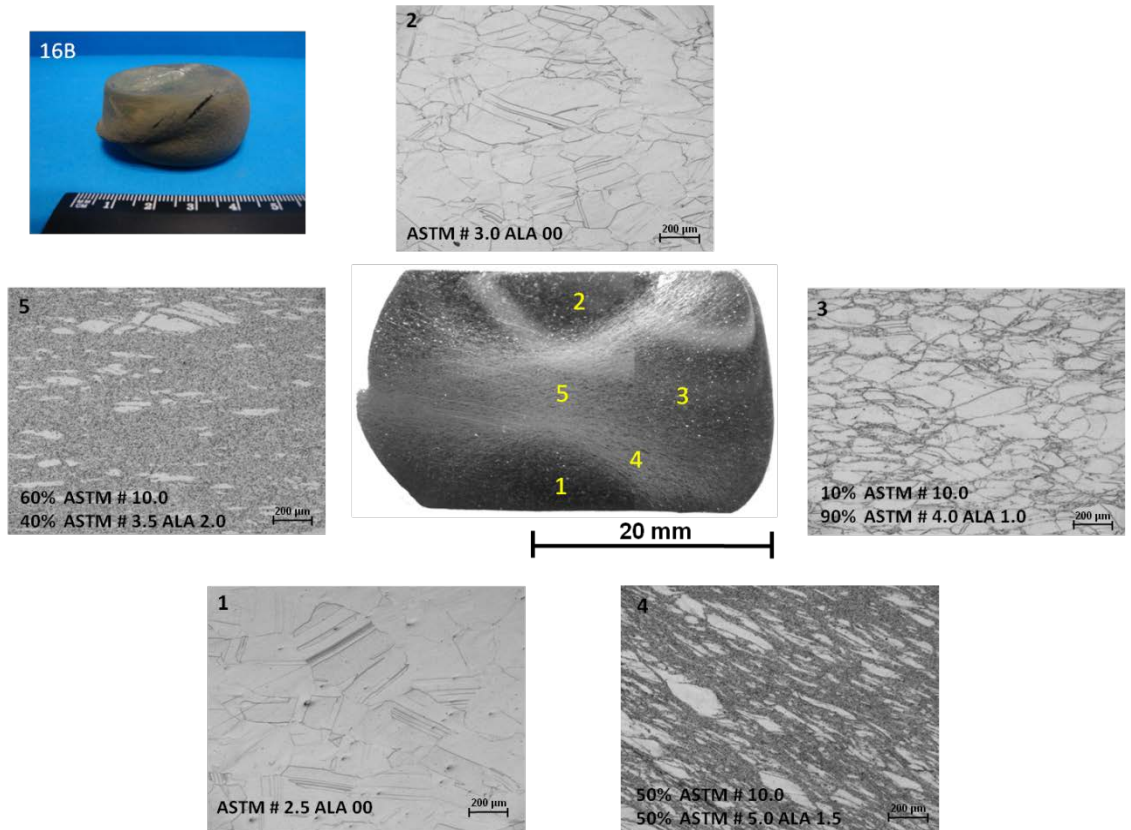


Figura A23. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 16B deformada en condición de materia prima a 1050°C.

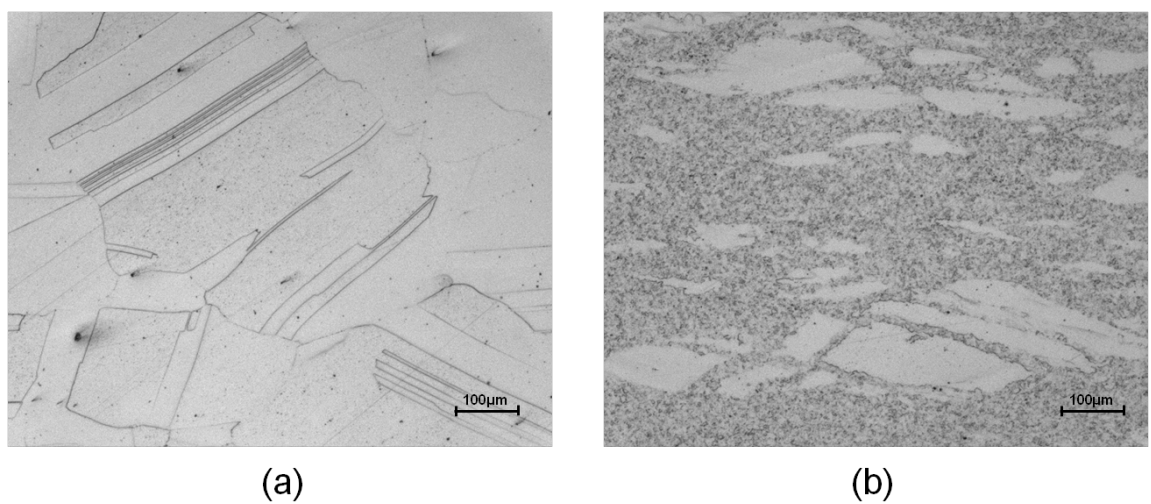


Figura A24. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 16B a 100X.

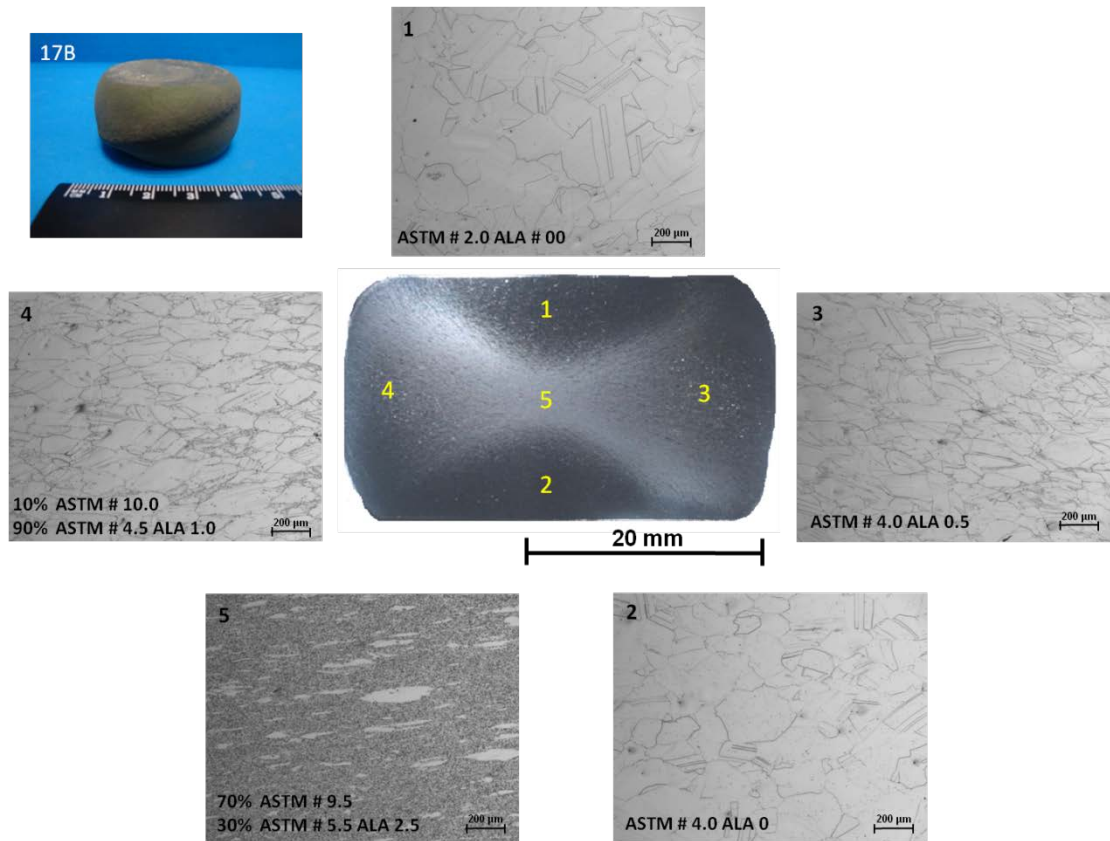


Figura A25. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 17B deformada en condición de materia prima a 1050°C.

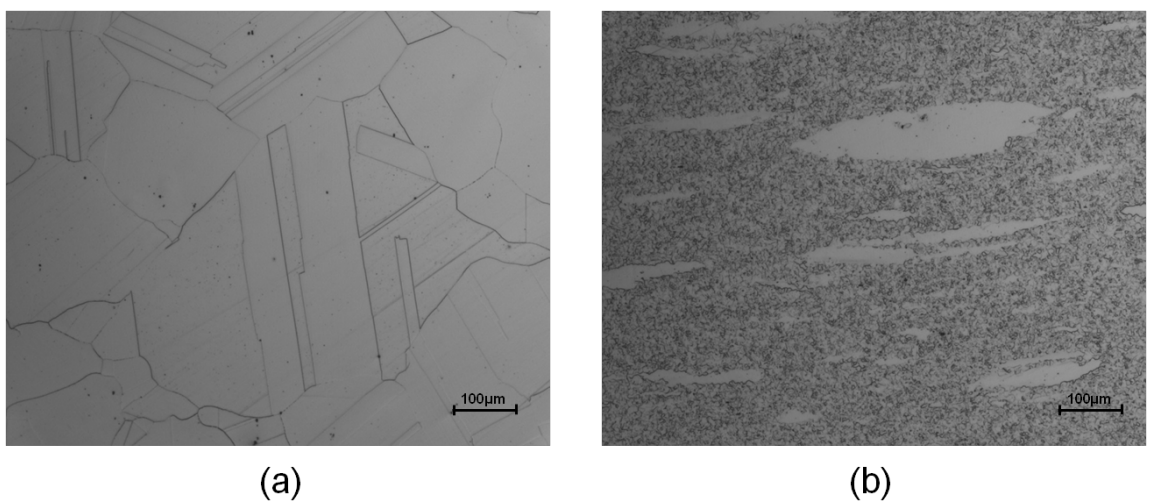


Figura A26. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 17B a 100X.

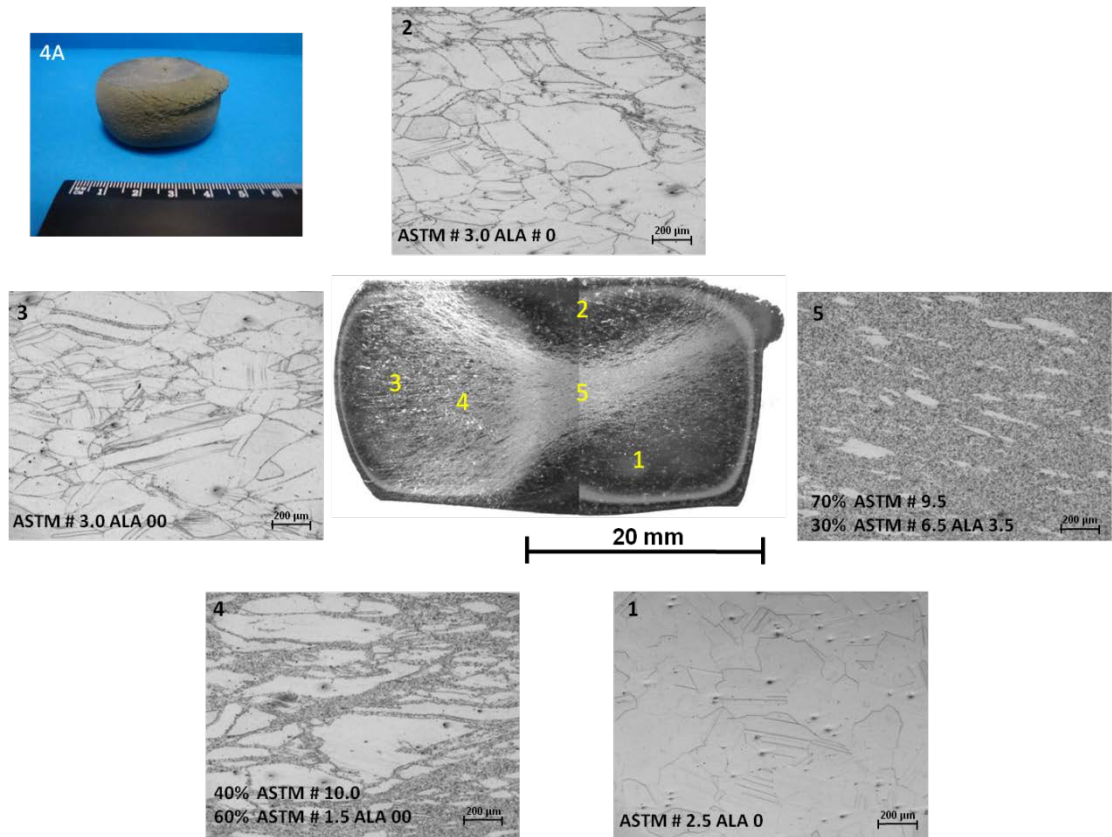


Figura A27. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 4A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C.

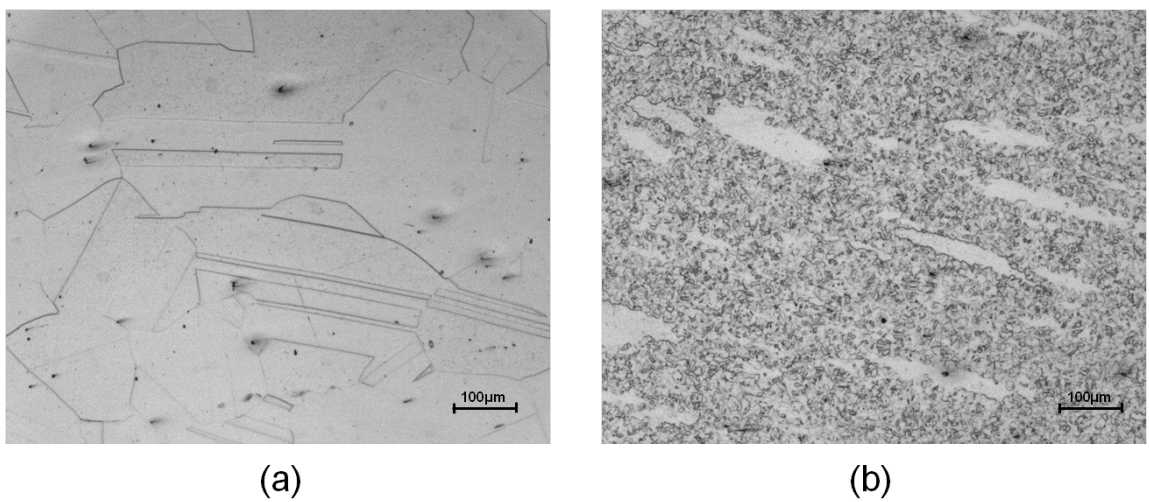


Figura A28. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 4A a 100X.

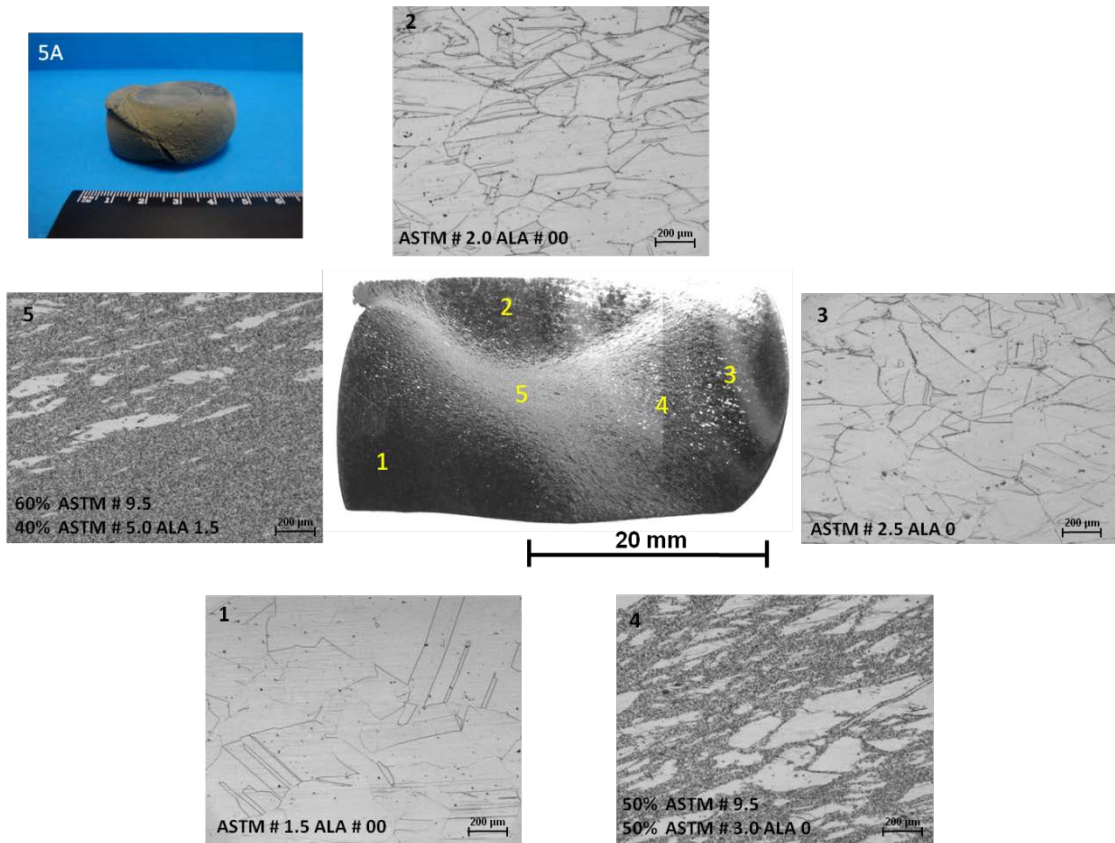


Figura A29. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 5A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C.

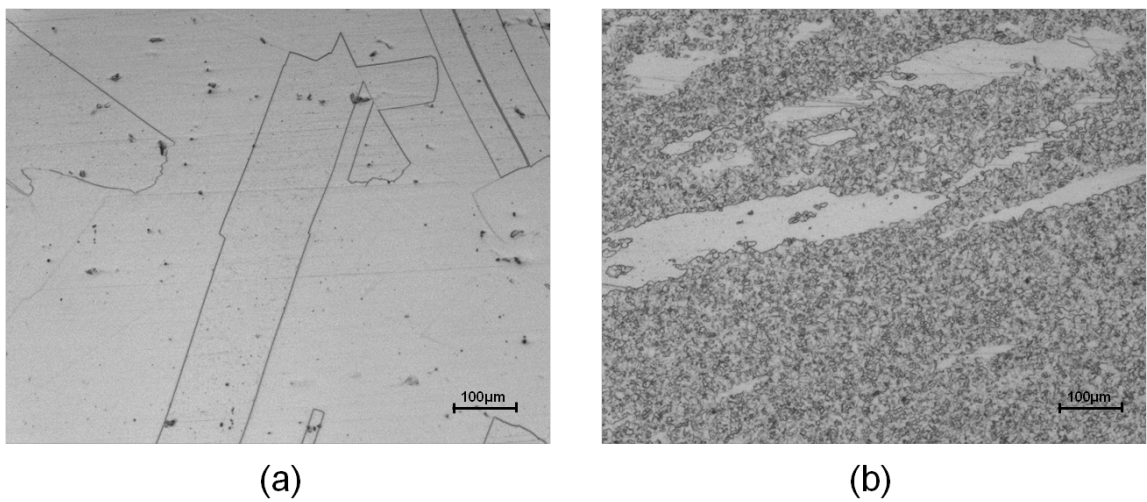


Figura A30. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 5A a 100X.

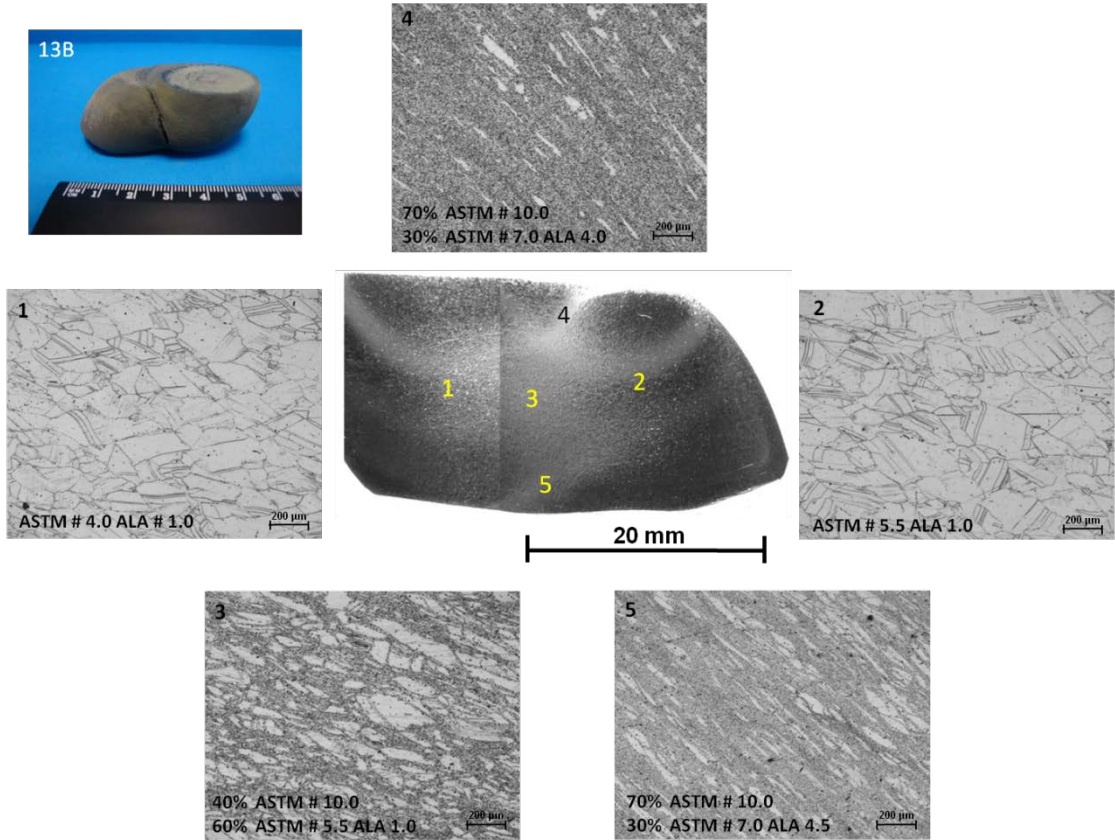


Figura A31. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 13B deformada en condición de materia prima a 1100°C.

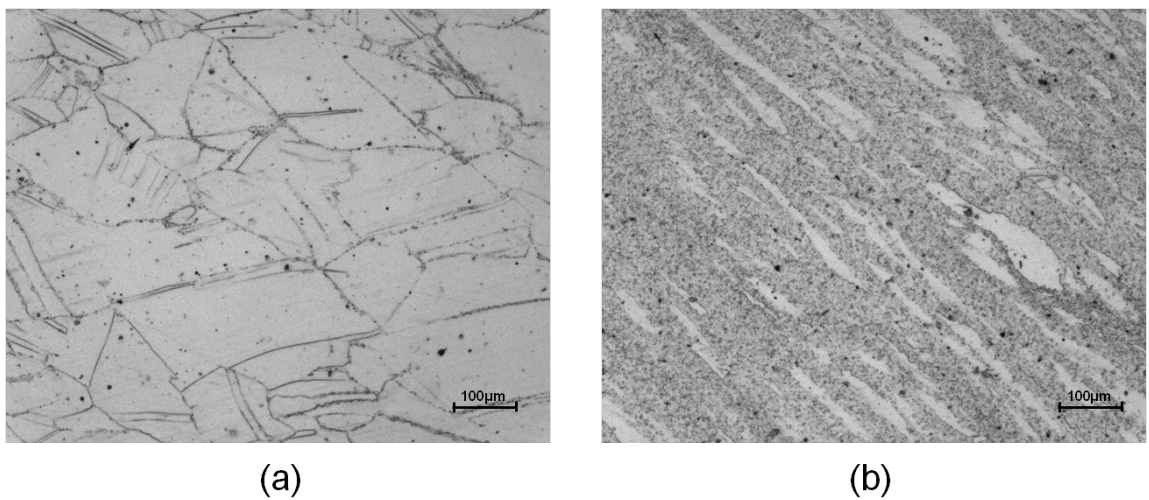


Figura A32. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 13B a 100X.

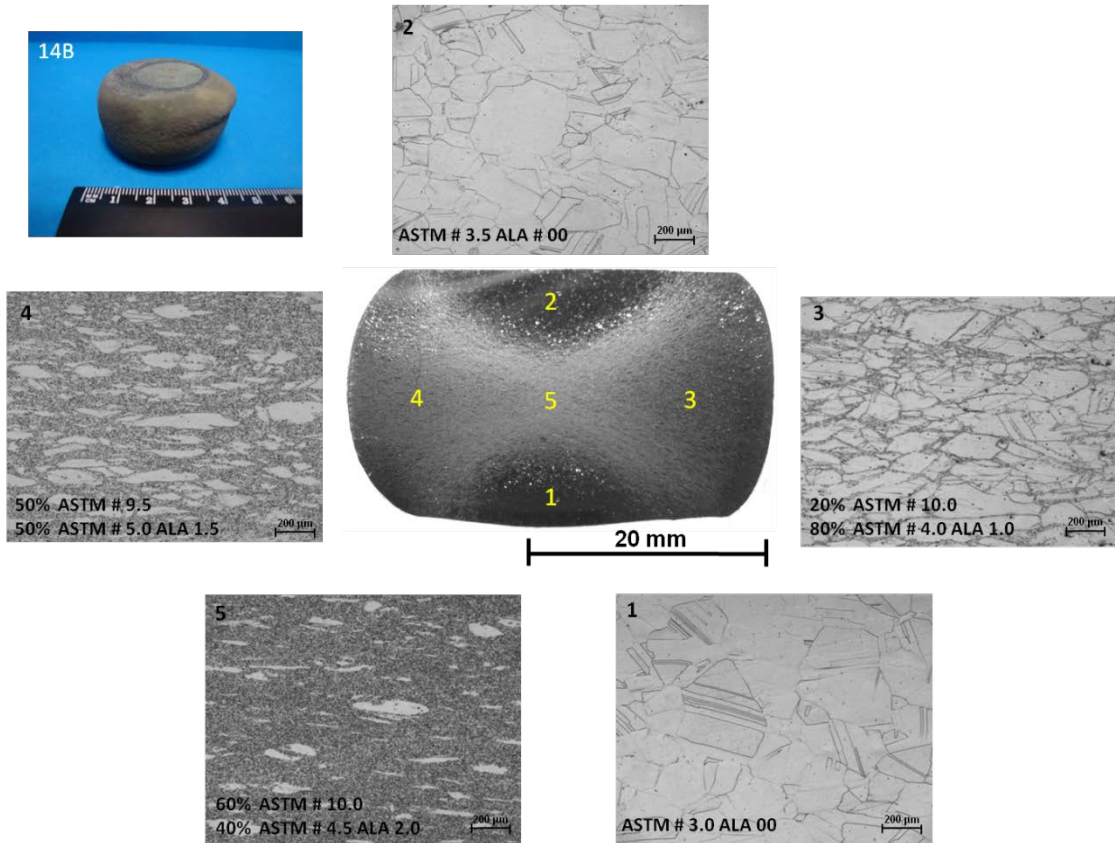


Figura A33. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 14B deformada en condición de materia prima a 1100°C.

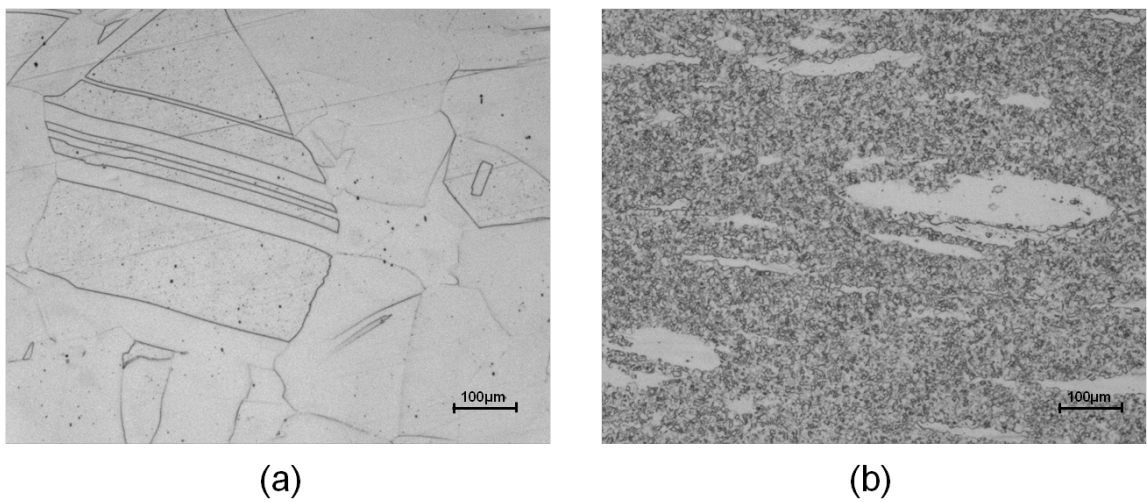


Figura A34. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 14B a 100X.

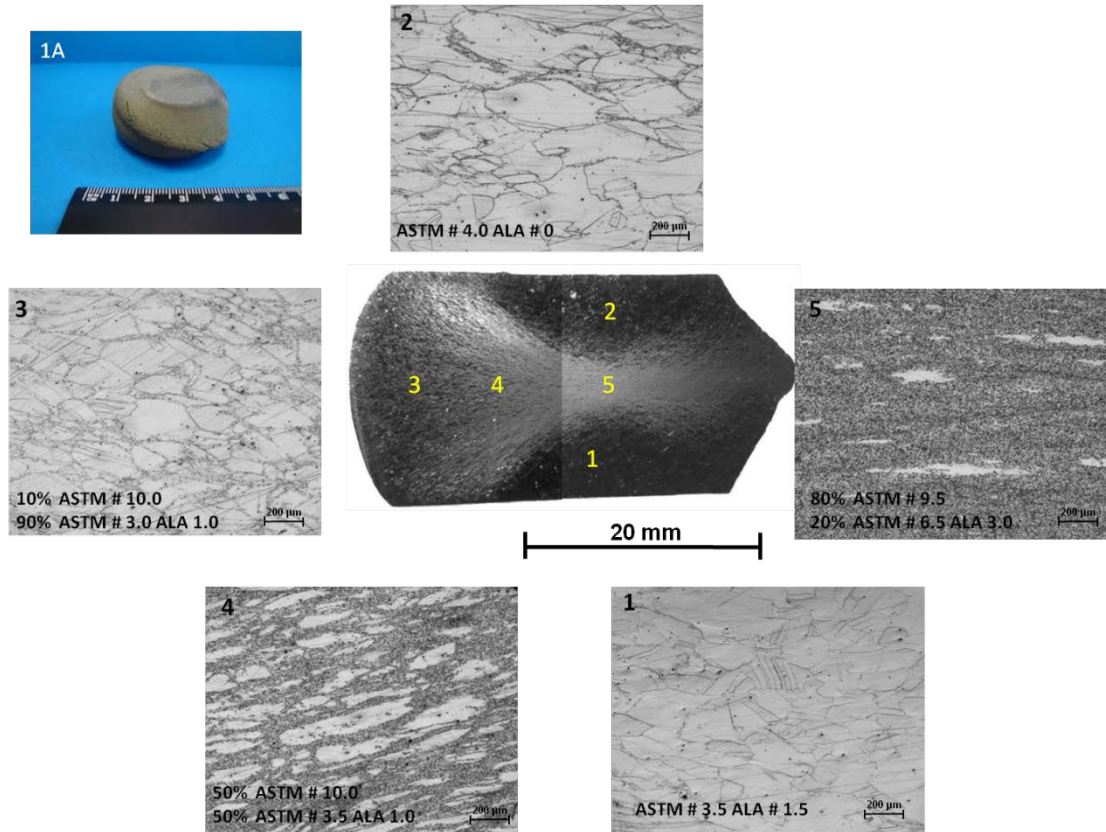


Figura A35. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 1A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C.

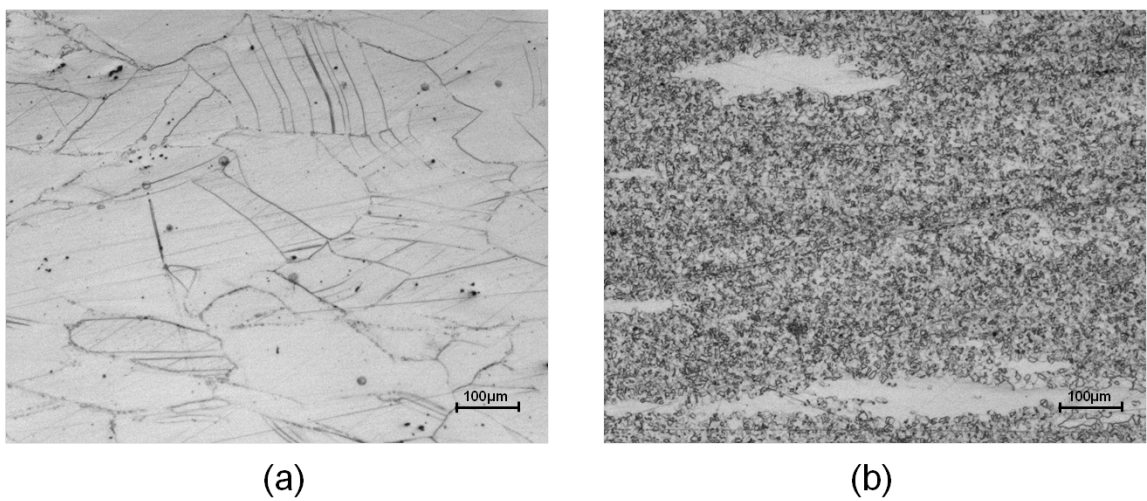


Figura A36. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 1A a 100X.

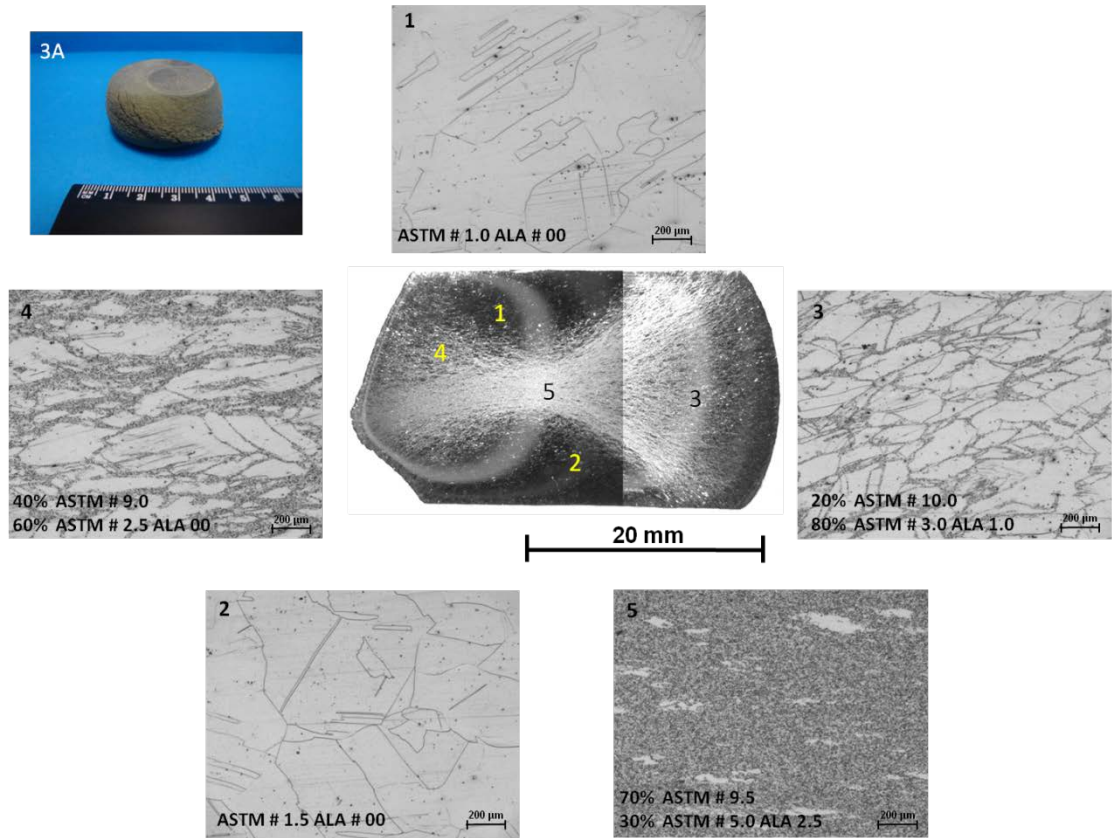


Figura A37. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 3A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C.

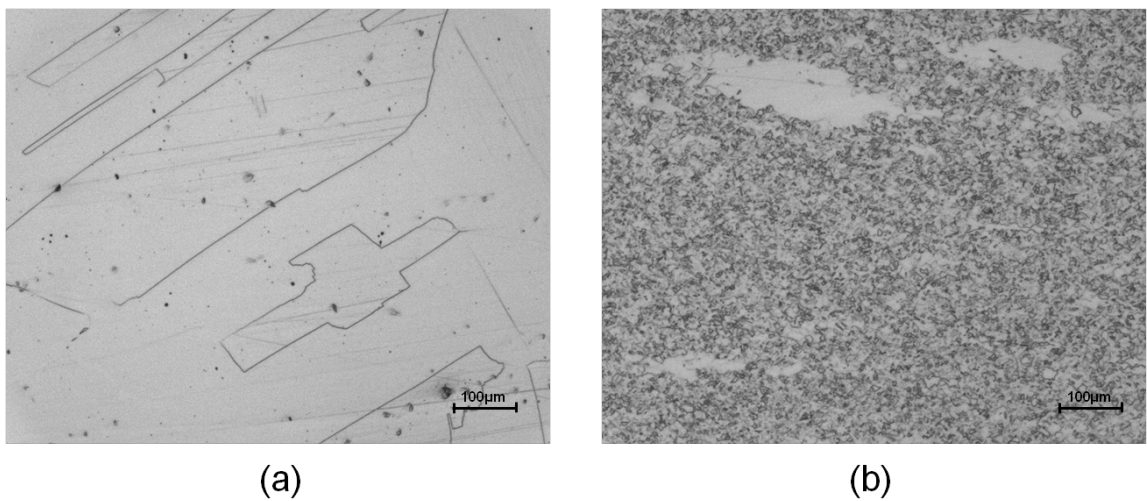


Figura A38. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 3A a 100X.

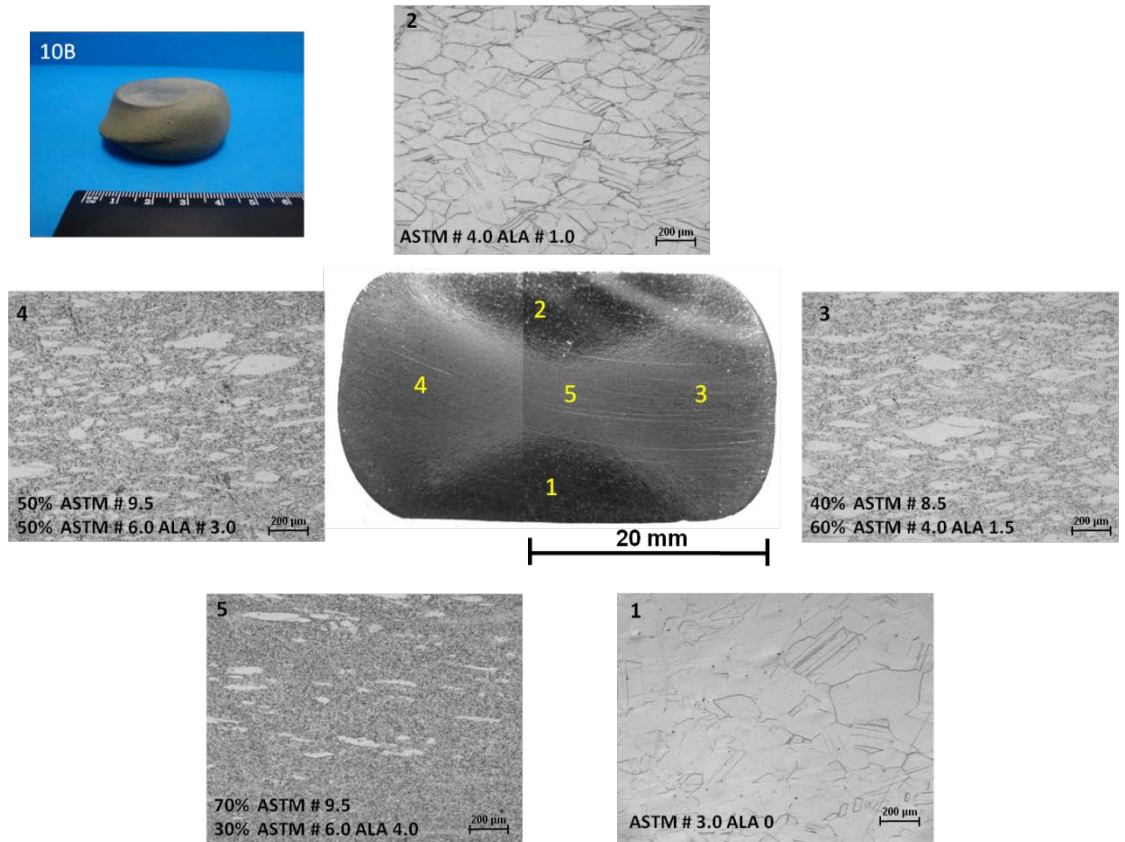


Figura A39. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 10B deformada en condición de materia prima a 1130°C

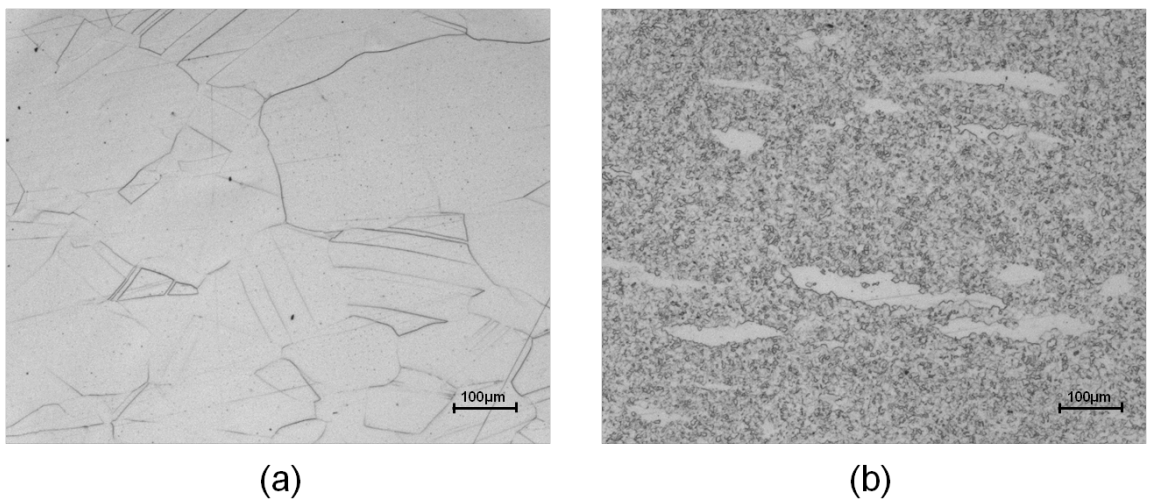


Figura A40. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 10B a 100X.

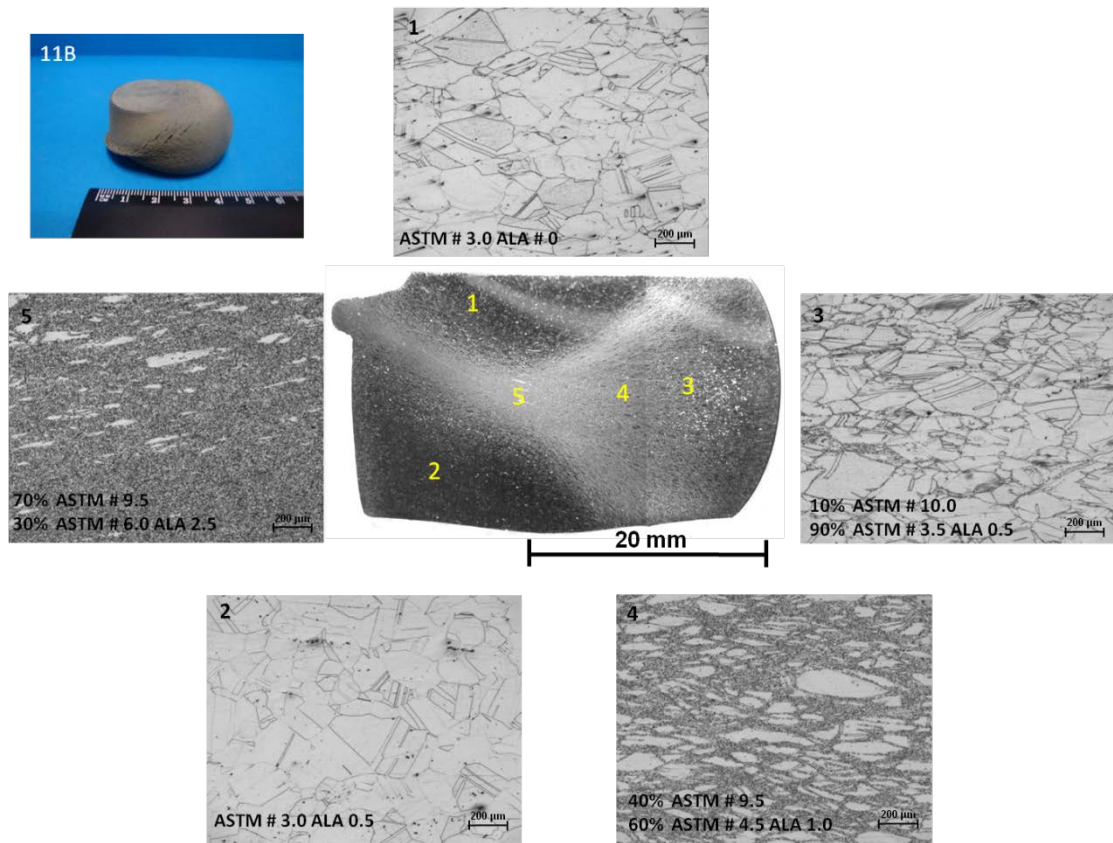


Figura A41. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 11B deformada en condición de materia prima a 1130°C

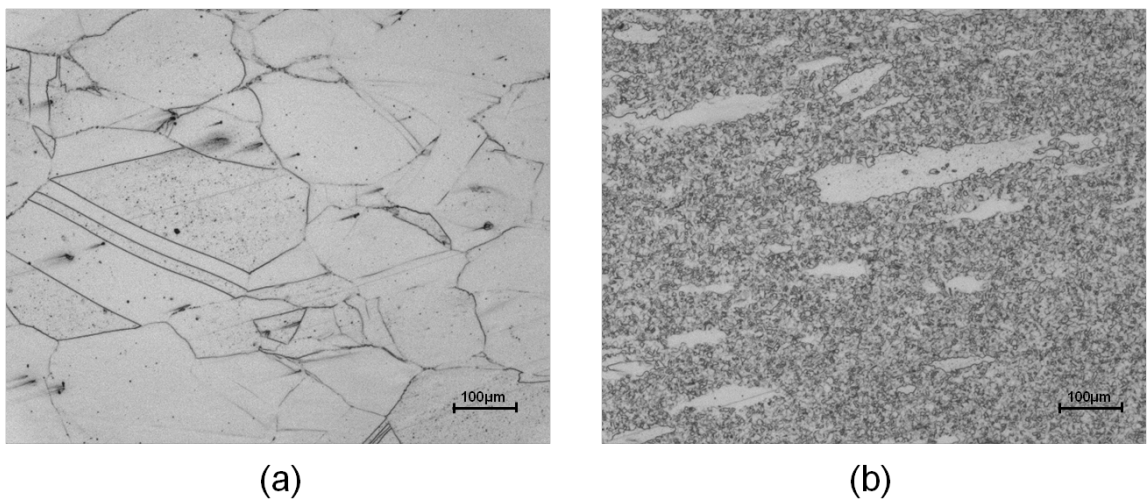


Figura A42. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 11B a 100X.

Tabla 1A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas deformadas a 1050°C.

		No. Probeta	Zona 1 (Tamaño de grano mayor)	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5 (Tamaño de grano menor)
Compresión a 1050°C	Pre-solubilizado a 1200°C	7A	Equiaxial	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 4.0 ALA 0	ASTM 3.0 ALA 00	ASTM 3.0 ALA 0	40% ASTM 10.0 60% ASTM 3.0 ALA 0	70% ASTM 10.0 30% ASTM 6.0 ALA 3.0
			89.8 μm ALA 359.2 μm	127.0 μm ALA 508.0 μm	127.0 μm ALA 359.2 μm	40% 11.2 μm 60% 127.0 μm ALA 359.2 μm	70% 11.2 μm 30% 44.9 μm ALA 127.0 μm
		8A	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 2.0 ALA 00	ASTM 2.5 ALA 00	10% ASTM 9.5 90% ASTM 2.0 ALA 0	30% ASTM 8.5 70% ASTM 3.0 ALA 1.0	40% ASTM 8.5 60% ASTM 3.5 ALA 1.0
			179.6 μm ALA 508.0 μm	151.0 μm ALA 508.0 μm	10% 13.3 μm 90% 179.6 μm ALA 359.2 μm	30% 89.9 μm 70% 127.0 μm ALA 254.0 μm	40% 18.9 μm 60% 106.8 μm ALA 254.0 μm
	9A	Equiaxial	Equiaxial	Collar	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	
		ASTM 1.5 ALA 00	ASTM 2.5 ALA 0	20% ASTM 10.0 80% ASTM 3.0 ALA 0	40% ASTM 9.0 60% ASTM 3.0 ALA 00	60% ASTM 9.0 40% ASTM 5.0 ALA 2.0	
		213 μm ALA 508.0 μm	151.0 μm ALA 359.2 μm	20% 11.2 μm 80% 127.0 μm ALA 359.2 μm	40% 15.9 μm 60% 127.0 μm ALA 508.0 μm	60% 15.9 μm 40% 63.5 μm ALA 179.6 μm	
	Sin pre-solubilizado a 1200°C	16B	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 2.5 ALA 00	ASTM 3.0 ALA 00	10% ASTM 10.0 90% ASTM 4.0 ALA 1.0	50% ASTM 10.0 50% ASTM 5.0 ALA 1.5	60% ASTM 10.0 40% ASTM 3.5 ALA 2.0
			151.0 μm ALA 508.0 μm	127.0 μm ALA 508.0 μm	10% 11.2 μm 90% 89.8 μm ALA 254.0 μm	50% 11.2 μm 50% 63.5 μm ALA 213.6 μm	60% 11.2 μm 40% 106.8 μm ALA 179.6 μm
17B		Equiaxial	Equiaxial	Elongado uniforme	Collar	Dúplex bimodal	
		ASTM 2.0 ALA 00	ASTM 4.0 ALA 0	ASTM 4.0 ALA 0.5	10% ASTM 10.0 90% ASTM 4.5 ALA 1.0	70% ASTM 9.5 30% ASTM 5.5 ALA 2.5	
		179.6 μm ALA 508.0 μm	89.8 μm ALA 359.2 μm	89.8 μm ALA 302.1 μm	10% 11.2 μm 90% 75.5 μm ALA 254.0 μm	70% 13.3 μm 30% 53.4 μm ALA 151.0 μm	
18B	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal		
	ASTM 3.0 ALA 0.5	ASTM 3.5 ALA 0.5	30% ASTM 10.0 70% ASTM 4.5 ALA 1.5	30% ASTM 10.0 70% ASTM 5.0 ALA 1.0	70% ASTM 10.0 30% ASTM 6.0 ALA 2.5		
	127.0 μm ALA 302.1 μm	106.8 μm ALA 302.1 μm	30% 11.2 μm 70% 75.5 μm ALA 213.6 μm	30% 11.2 μm 70% 63.5 μm ALA 254.0 μm	70% 11.2 μm 30% 44.9 μm ALA 151.0 μm		

Tabla 2A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas deformadas a 1100°C.

		No. Probeta	Zona 1 (Tamaño de grano mayor)	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5 (Tamaño de grano menor)
Compresión a 1100°C	Pre-solubilizado a 1200°C	4A	Equiaxial	Equiaxial	Collar	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 2.5 ALA 0	ASTM 3.0 ALA 0	ASTM 3.0 ALA 00	40% ASTM 10.0 60% ASTM 1.5 ALA 00	70% ASTM 9.5 30% ASTM 6.5 ALA 3.5
			151.0 µm ALA 359.2 µm	127.0 µm ALA 359.2 µm	127.0 µm ALA 508.0 µm	40% 11.2 µm 60% 213.6 µm ALA 508.0 µm	70% 13.3 µm 30% 37.8 µm ALA 106.8 µm
		5A	Equiaxial	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 1.5 ALA 00	ASTM 2.0 ALA 00	ASTM 2.5 ALA 0	50% ASTM 9.5 50% ASTM 3.0 ALA 0	60% ASTM 9.5 40% ASTM 5.0 ALA 1.5
			213.6 µm ALA 508.0 µm	179.6 µm ALA 508.0 µm	151.0 µm ALA 359.2 µm	50% 13.3 µm 50% 127.0 µm ALA 359.2 µm	60% 13.3 µm 40% 63.5 µm ALA 213.6 µm
	6A	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	
		ASTM 1.0 ALA 00	ASTM 3.0 ALA 00	20% ASTM 10.0 80% ASTM 3.5 ALA 1.5	40% ASTM 10.0 60% ASTM 2.5 ALA 00	50% ASTM 9.5 50% ASTM 3.0 ALA 0	
		254 µm ALA 508.0 µm	127.0 µm ALA 508.0 µm	20% 11.2 µm 80% 106.8 µm ALA 213.6 µm	40% 11.2 µm 60% 151.0 µm ALA 508.0 µm	50% 13.3 µm 50% 127.0 µm ALA 359.2 µm	
	Sin pre-solubilizado a 1200°C	13B	Elongado uniforme	Elongado uniforme	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 4.0 ALA 1.0	ASTM 5.5 ALA 1.0	40% ASTM 10.0 60% ASTM 5.5 ALA 1.0	70% ASTM 10.0 30% ASTM 7.0 ALA 4.0	70% ASTM 10.0 30% ASTM 7.0 ALA 4.5
			89.8 µm ALA 254.0 µm	53.4 µm ALA 254.0 µm	40% 11.2 µm 60% 53.4 µm ALA 254.0 µm	70% 11.2 µm 30% 31.8 µm ALA 89.8 µm	70% 11.2 µm 30% 31.8 µm ALA 75.5 µm
14B		Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	
		ASTM 3.0 ALA 00	ASTM 3.5 ALA 00	20% ASTM 10.0 80% ASTM 4.0 ALA 1.0	50% ASTM 9.5 50% ASTM 5.0 ALA 1.5	60% ASTM 10.0 40% ASTM 4.5 ALA 2.0	
		127.0 µm ALA 508.0 µm	106.8 µm ALA 508.0 µm	20% 11.2 µm 80% 89.8 µm ALA 254.0 µm	50% 13.3 µm 50% 63.5 µm ALA 213.6 µm	60% 11.2 µm 40% 75.5 µm ALA 179.6 µm	
15B	Equiaxial	Equiaxial	Elongado uniforme	Collar	Dúplex bimodal		
	ASTM 2.5 ALA 00	ASTM 3.5 ALA 0	ASTM 4.0 ALA 1.5	20% ASTM 10.0 80% ASTM 3.5 ALA 1.0	70% ASTM 11.2 30% ASTM 6.0 ALA 2.5		
	151.0 µm ALA 508.0 µm	106.8 µm ALA 359.2 µm	89.8 µm ALA 213.6 µm	20% 11.2 µm 80% 106.8 µm ALA 254.0 µm	70% 11.2 µm 30% 31.8 µm ALA 106.8 µm		

Tabla 3A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas deformadas a 1130°C

		No. Probeta	Zona 1 (Tamaño de grano mayor)	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5 (Tamaño de grano menor)
Compresión a 1130°C	Pre-solubilizado a 1200°C	1A	Elongado uniforme	Collar	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 3.5 ALA 1.5	ASTM 4.0 ALA 0	10% ASTM 10.0 90% ASTM 3.0 ALA 1.0	50% ASTM 10.0 50% ASTM 3.5 ALA 1.0	80% ASTM 9.5 20% ASTM 6.5 ALA 3.0
			106.8 µm ALA 213.6 µm	89.8 µm ALA 359.2 µm	10% 11.2 µm 90% 127.0 µm ALA 254.0 µm	50% 11.2 µm 50% 106.8 µm ALA 254.0 µm	80% 13.3 µm 20% 37.8 µm ALA 127.0 µm
		2A	Equiaxial	Equiaxial	Elongado uniforme	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 2.5 ALA 0	ASTM 3.0 ALA 0	ASTM 3.0 ALA 00	40% ASTM 9.0 60% ASTM 3.0 ALA 0	70% ASTM 9.5 30% ASTM 4.5 ALA 2.5
			151.0 µm ALA 359.2 µm	127.0 µm ALA 359.2 µm	127.0 µm ALA 508.0 µm	40% 15.9 µm 60% 127.0 µm ALA 359.2 µm	70% 13.3 µm 30% 75.5 µm ALA 151.0 µm
	3A	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	
		ASTM 1.0 ALA 00	ASTM 1.5 ALA 00	20% ASTM 10.0 80% ASTM 3.0 ALA 1.0	40% ASTM 9.0 60% ASTM 2.5 ALA 00	70% ASTM 9.5 30% ASTM 5.0 ALA 2.5	
		254.0 µm ALA 508.0 µm	213.6 µm ALA 508.0 µm	20% 11.2 µm 80% 127.0 µm ALA 254.0 µm	40% 15.9 µm 60% 151.0 µm ALA 508.0 µm	70% 13.3 µm 30% 63.5 µm ALA 151.0 µm	
	Sin pre-solubilizado a 1200°C	10B	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
			ASTM 3.0 ALA 0	ASTM 4.0 ALA 1.0	40% ASTM 8.5 60% ASTM 4.0 ALA 1.5	50% ASTM 9.5 50% ASTM 6.0 ALA 3.0	70% ASTM 9.5 30% ASTM 6.0 ALA 4.0
			127.0 µm ALA 359.2 µm	89.8 µm ALA 254.0 µm	40% 18.9 µm 60% 89.8 µm ALA 213.6 µm	50% 13.3 µm 50% 44.9 µm ALA 127.0 µm	70% 13.3 µm 30% 44.9 µm ALA 89.8 µm
11B		Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	
		ASTM 3.0 ALA 0	ASTM 3.0 ALA 0.5	10% ASTM 10.0 90% ASTM 3.5 ALA 0.5	40% ASTM 9.5 60% ASTM 4.5 ALA 1.0	70% ASTM 9.5 30% ASTM 6.0 ALA 2.5	
		127.0 µm ALA 359.2 µm	127.0 µm ALA 302.1 µm	10% 11.2 µm 90% 106.8 µm ALA 302.1 µm	40% 13.3 µm 60% 75.5 µm ALA 254.0 µm	70% 13.3 µm 30% 44.9 µm ALA 151.0 µm	
12B	Equiaxial	Collar	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal		
	ASTM 4.0 ALA 1.0	ASTM 4.0 ALA 1.0	30% ASTM 9.5 70% ASTM 4.0 ALA 1.0	40% ASTM 9.0 60% ASTM 5.0 ALA 1.5	60% ASTM 9.5 40% ASTM 4.0 ALA 2.0		
	89.8 µm ALA 254.0 µm	89.8 µm ALA 254.0 µm	30% 13.3 µm 70% 89.8 µm ALA 254.0 µm	40% 15.9 µm 60% 63.5 µm ALA 213.6 µm	60% 13.3 µm 40% 89.8 µm ALA 179.6 µm		

A.2.3 Efecto del tratamiento térmico (solubilizado)

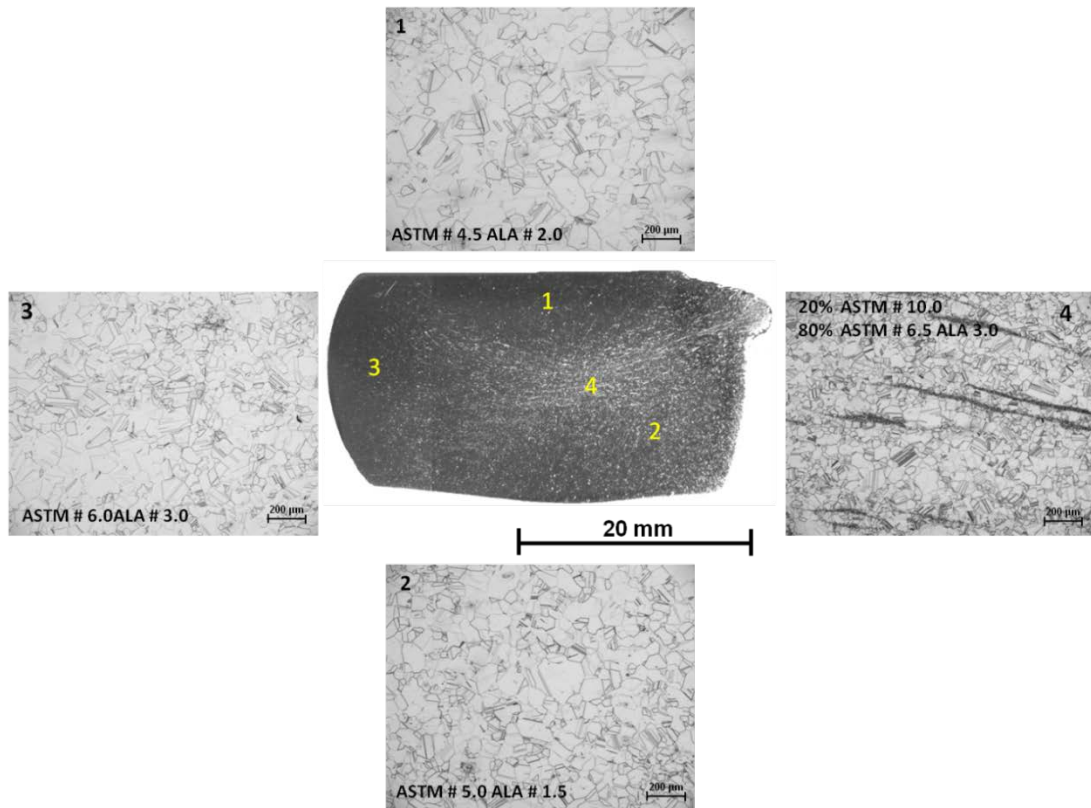


Figura A43. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 4A después de un solubilizado a 1045°C.

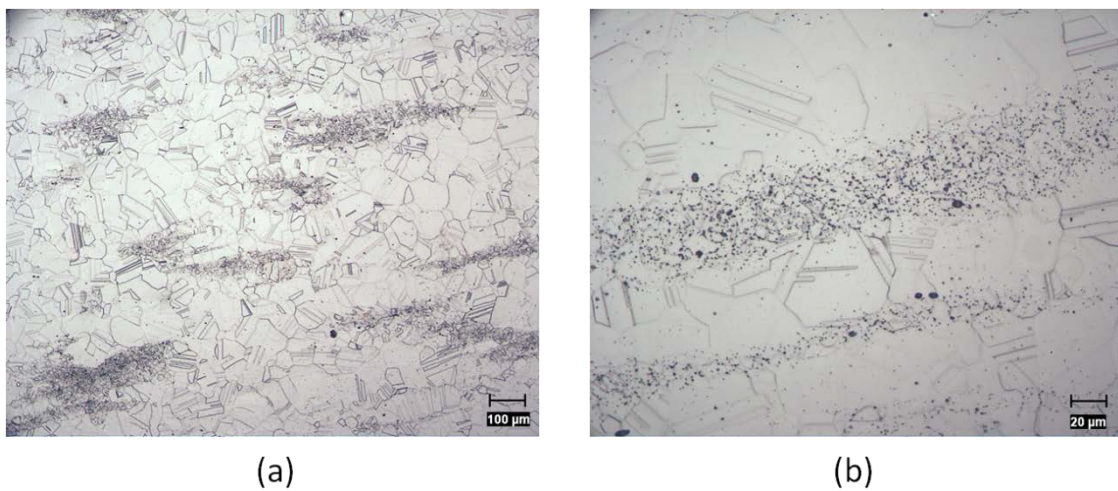


Figura A44. Detalle de microestructura de bandas de precipitación de la probeta 4A: (a) a 100X y (b) a 500X.

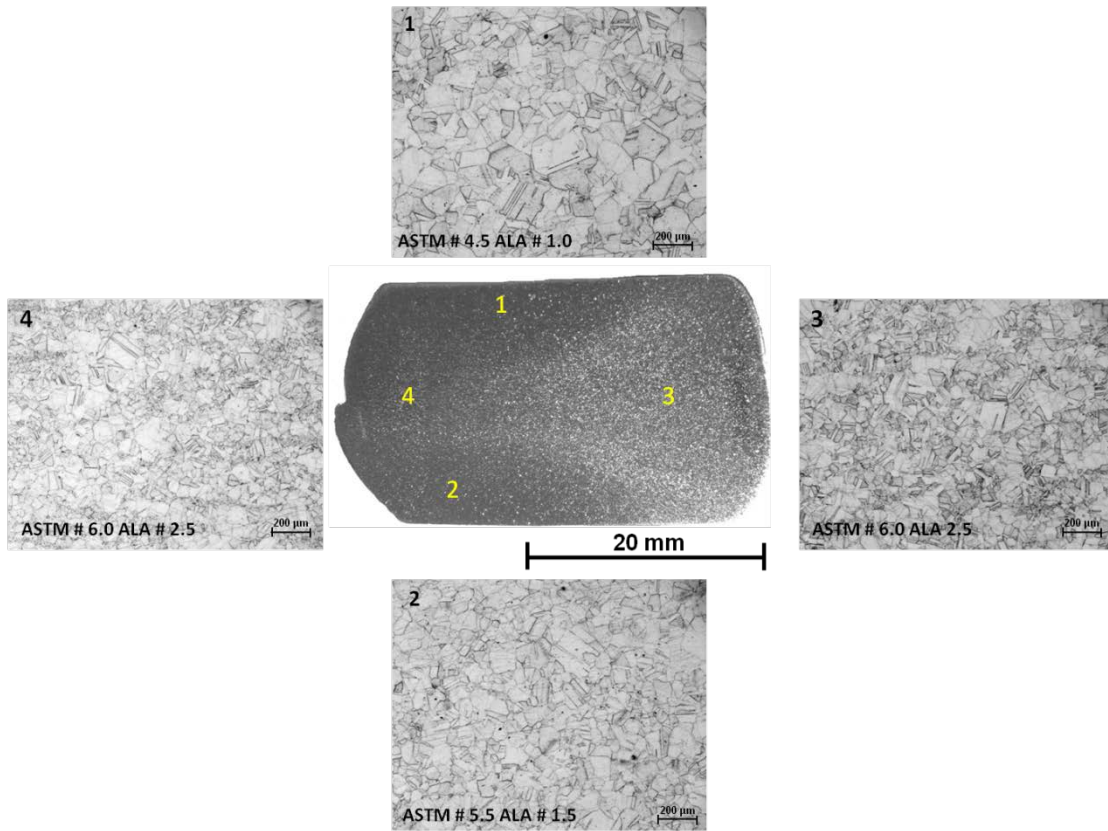


Figura A45. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 16B después de un solubilizado a 1045°C.

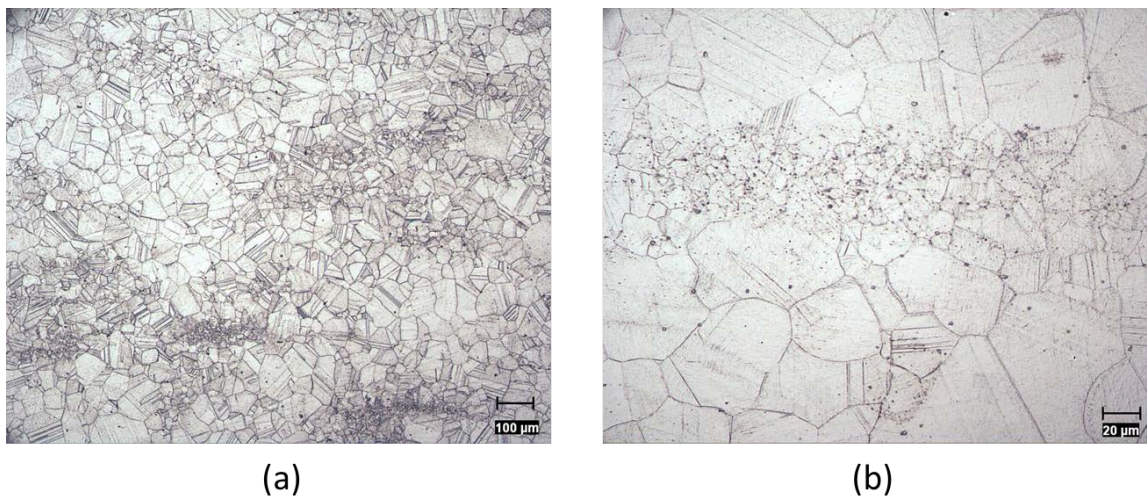


Figura A46. Detalle de microestructura de bandas de precipitación de la probeta 16B: (a) a 100X y (b) a 500X.

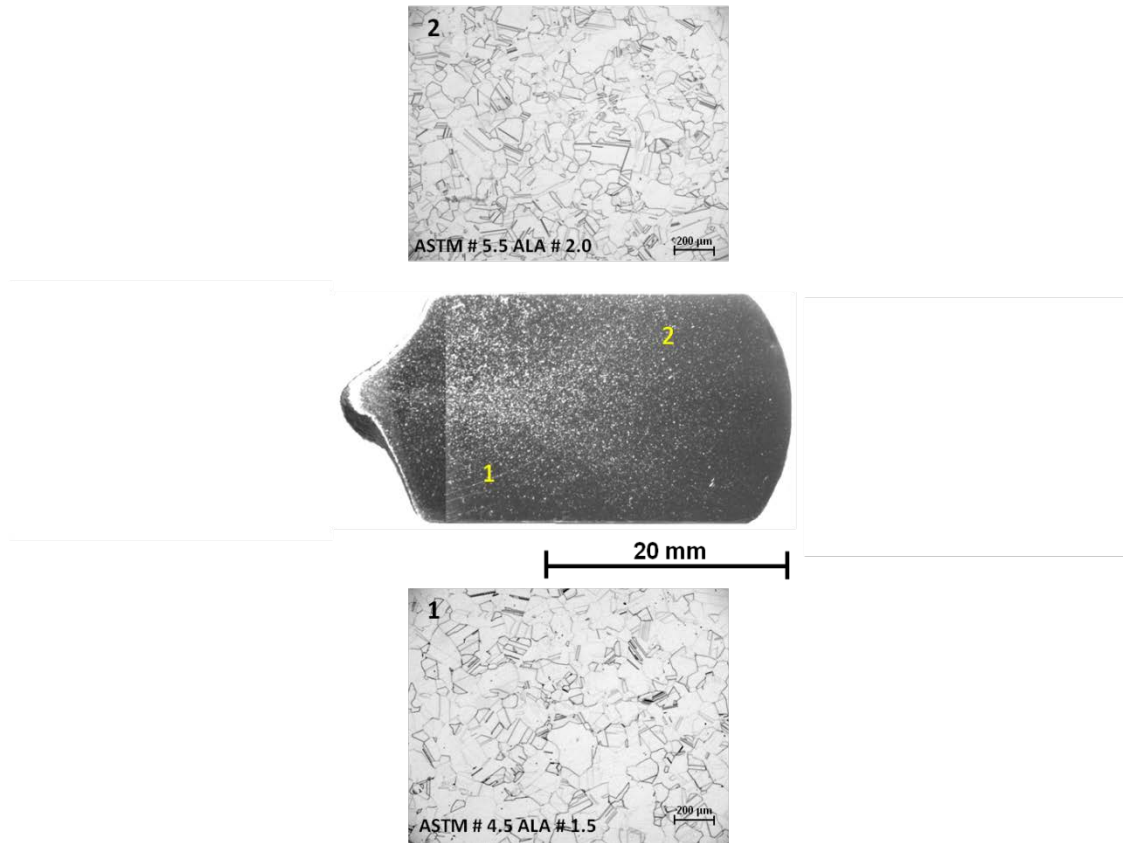


Figura A47. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 2A después de un solubilizado a 1080°C.

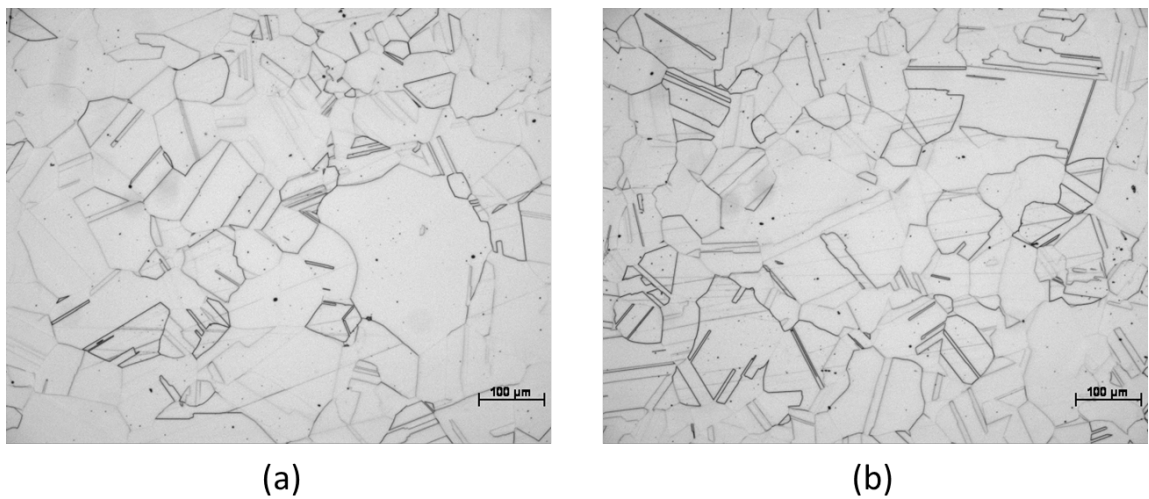


Figura A48. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 2A solubilizada a 1080°C a 100X.

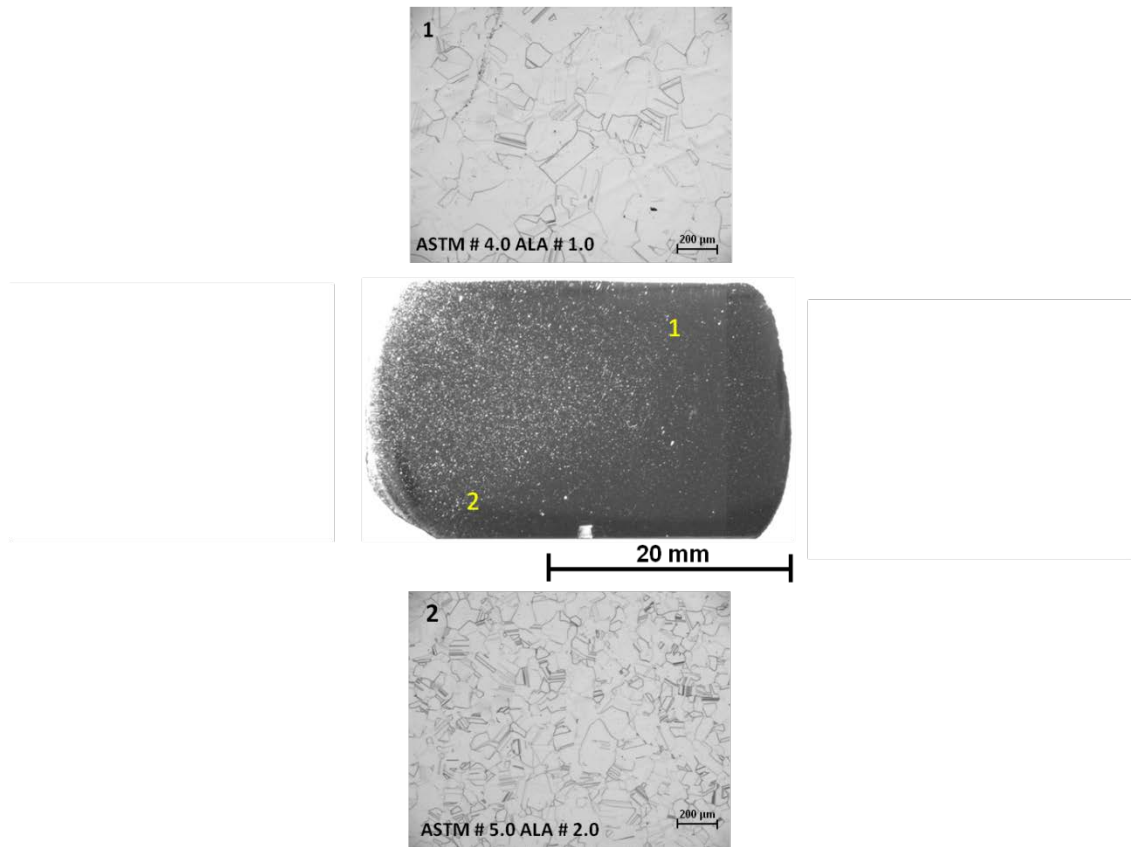


Figura A49. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 8A después de un solubilizado a 1080°C.

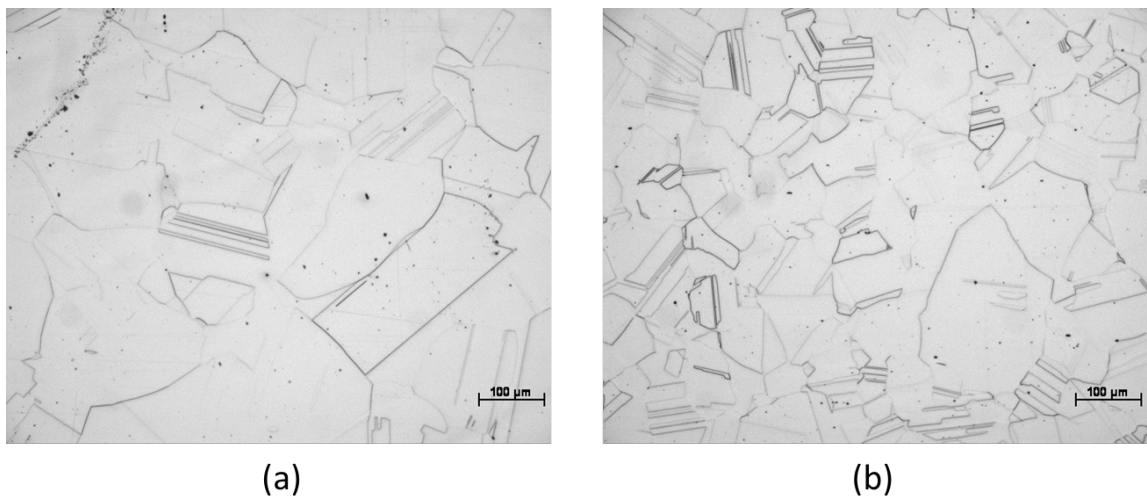


Figura A50. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 8A solubilizada a 1080°C a 100X.

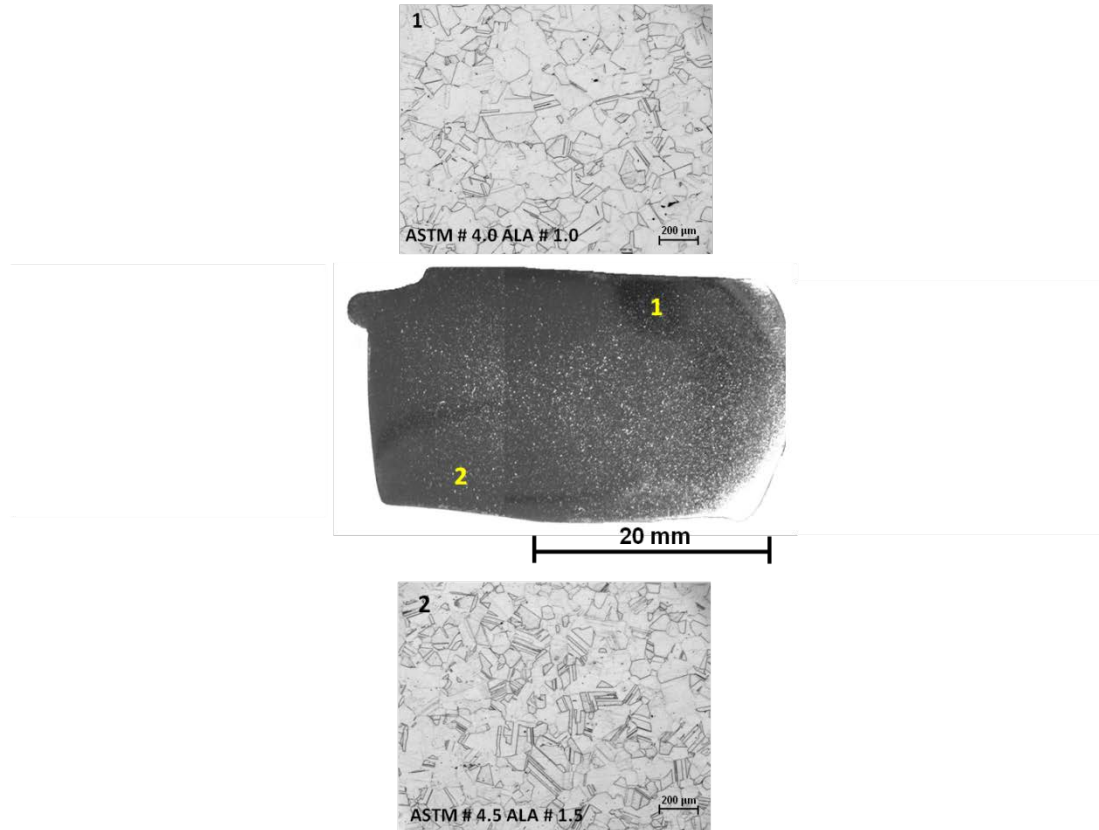


Figura A51. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 11B después de un solubilizado a 1080°C.

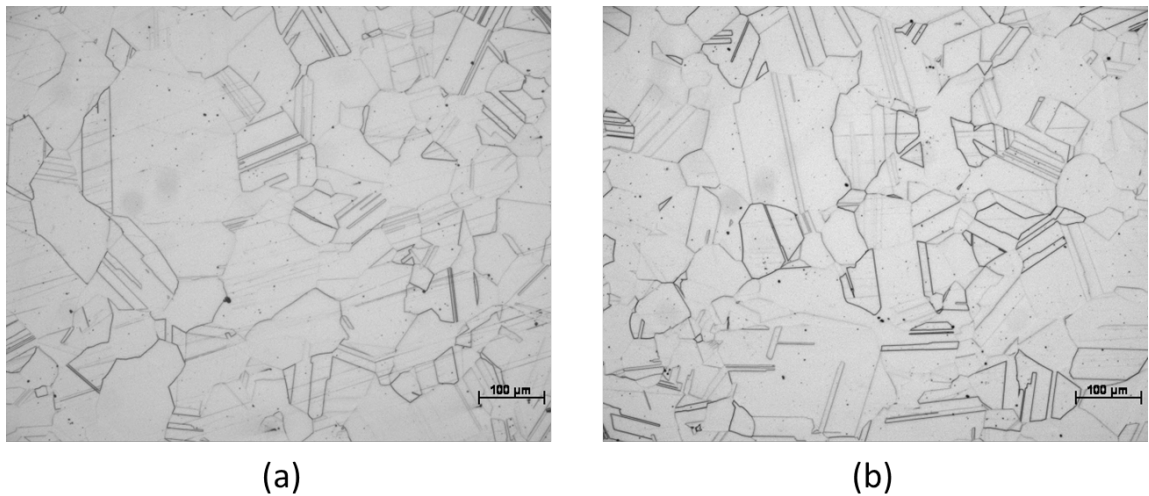


Figura A52. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 11B solubilizada a 1080°C a 100X.

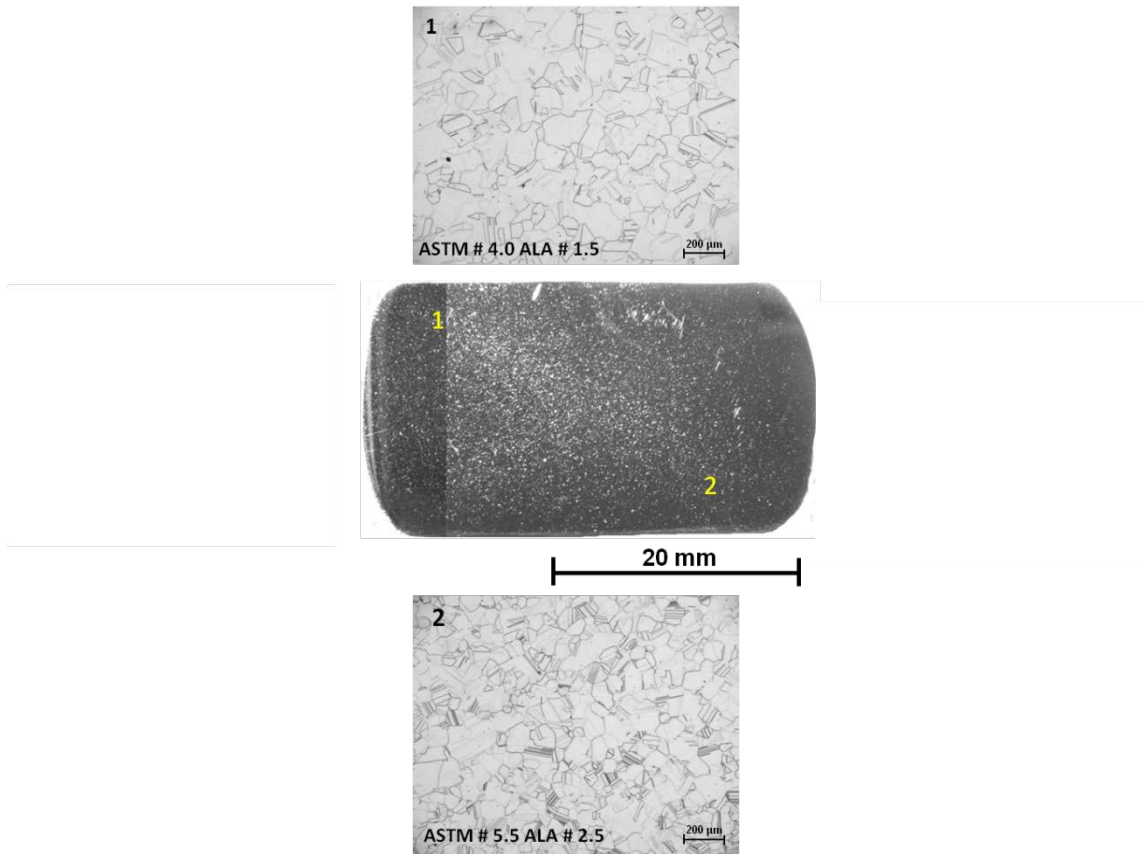


Figura A53. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 17B después de un solubilizado a 1080°C.

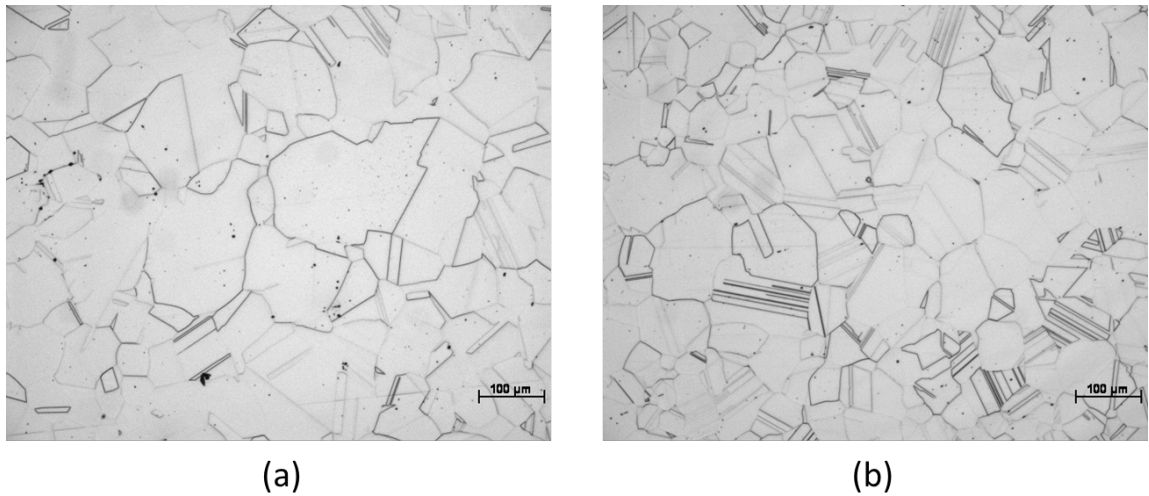


Figura A54. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 17B solubilizada a 1080°C a 100X.

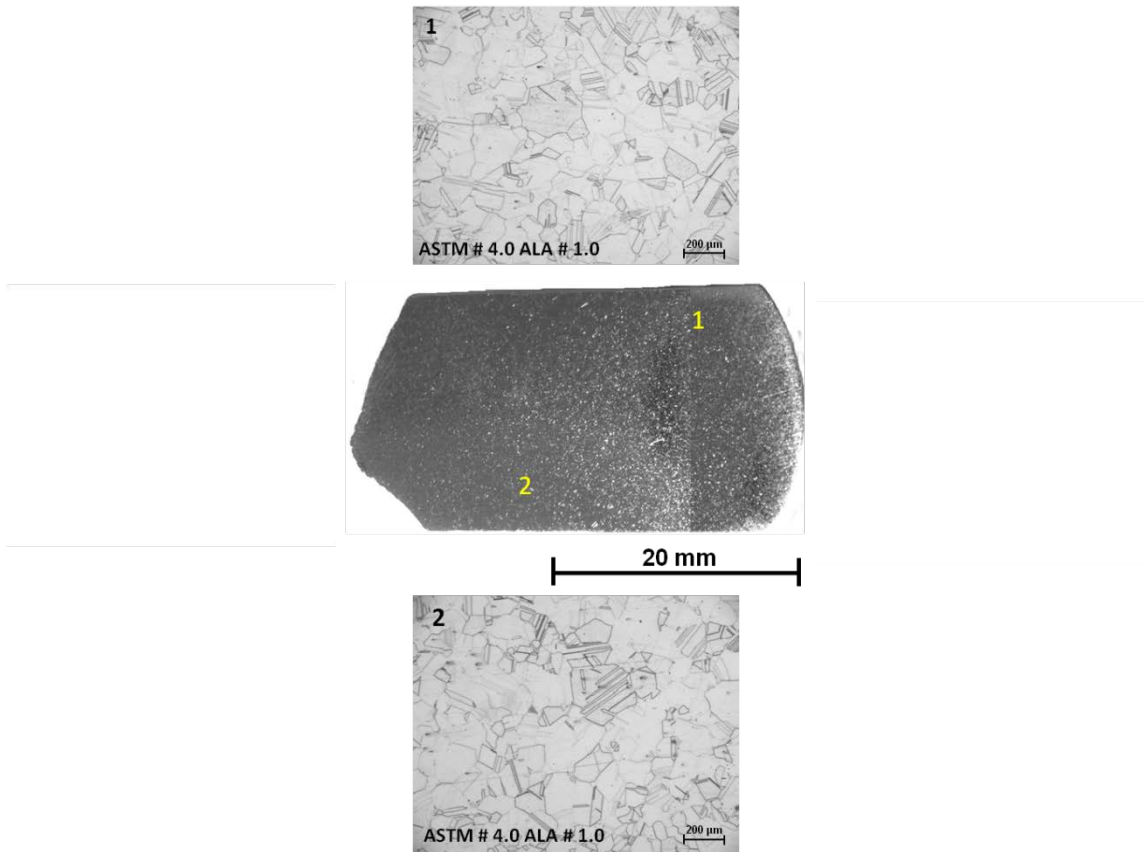


Figura A55. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 3A después de un solubilizado a 1115°C.

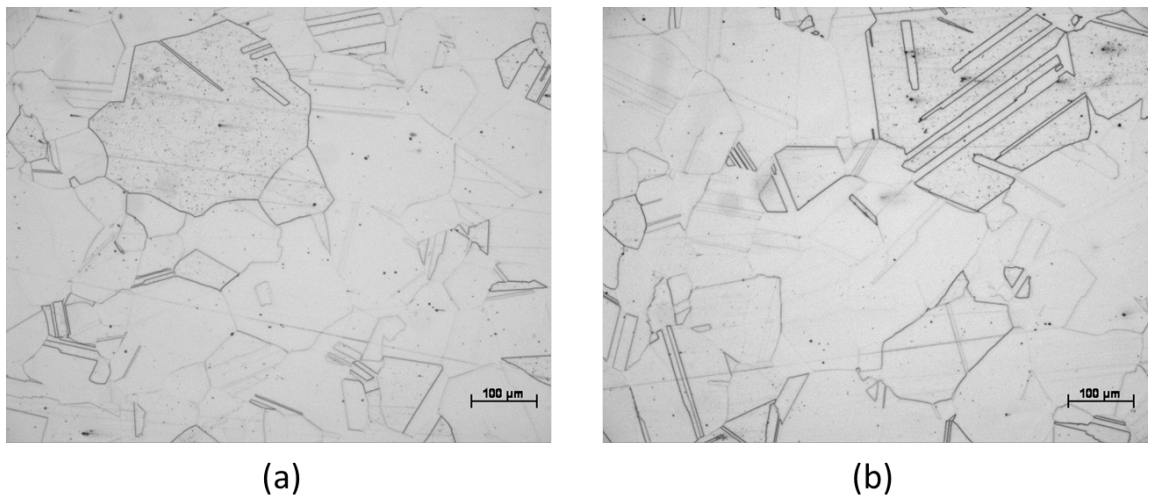


Figura A56. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 3A solubilizada a 1115°C a 100X.

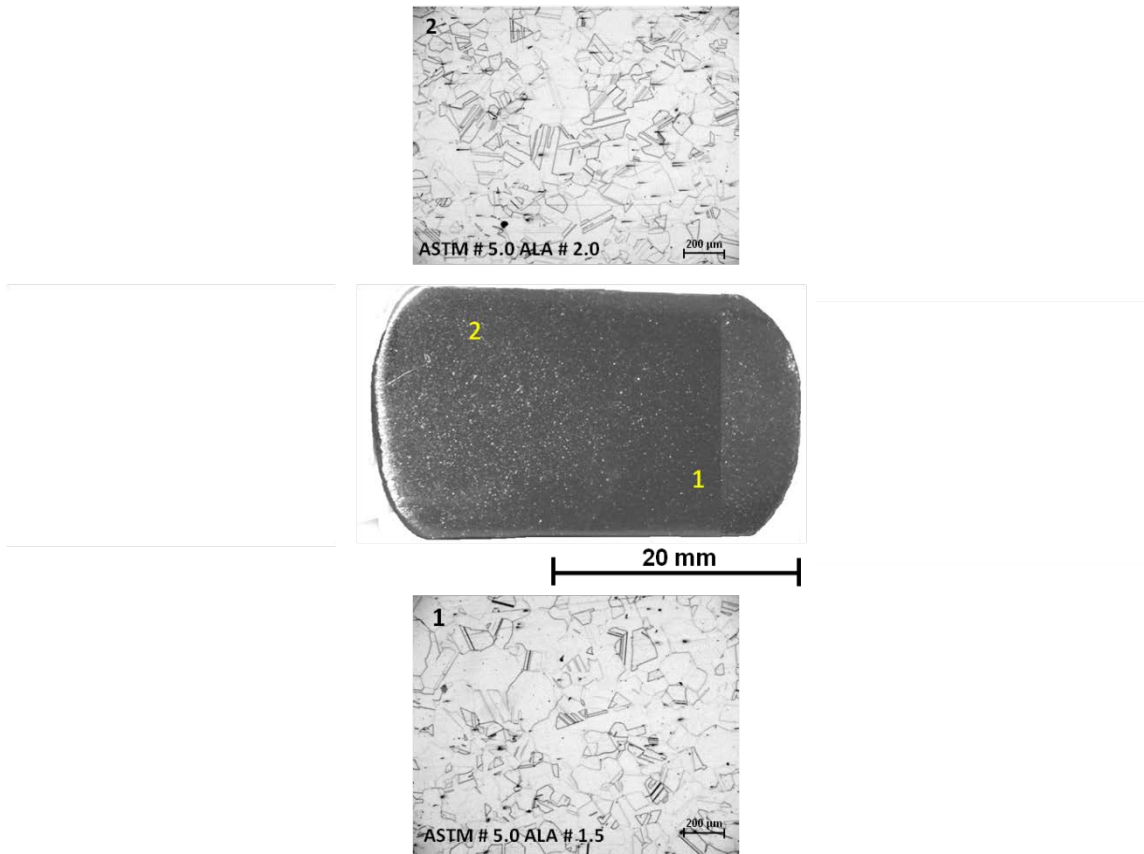


Figura A57. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 9A después de un solubilizado a 1115°C.

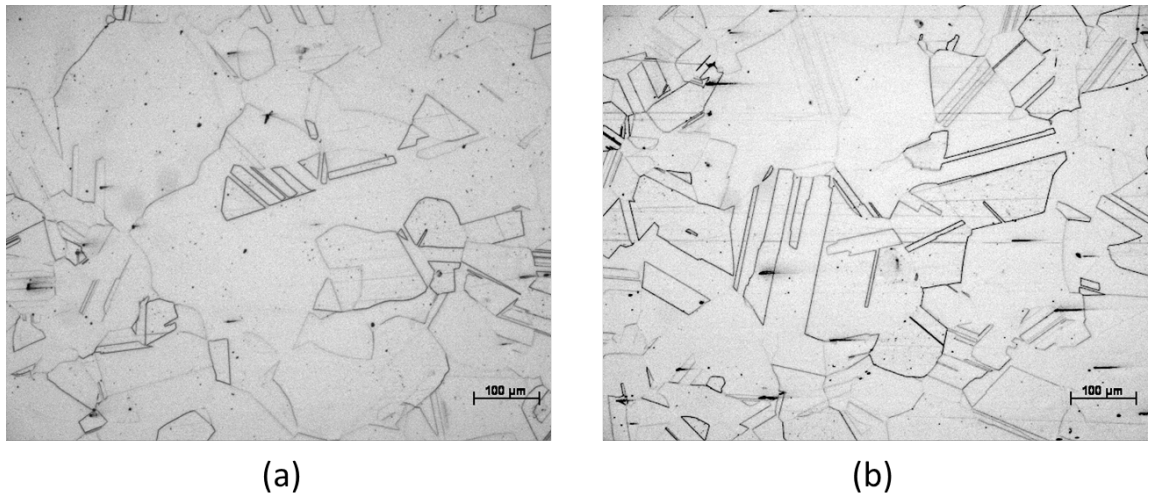


Figura A58. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 9A solubilizada a 1115°C a 100X.

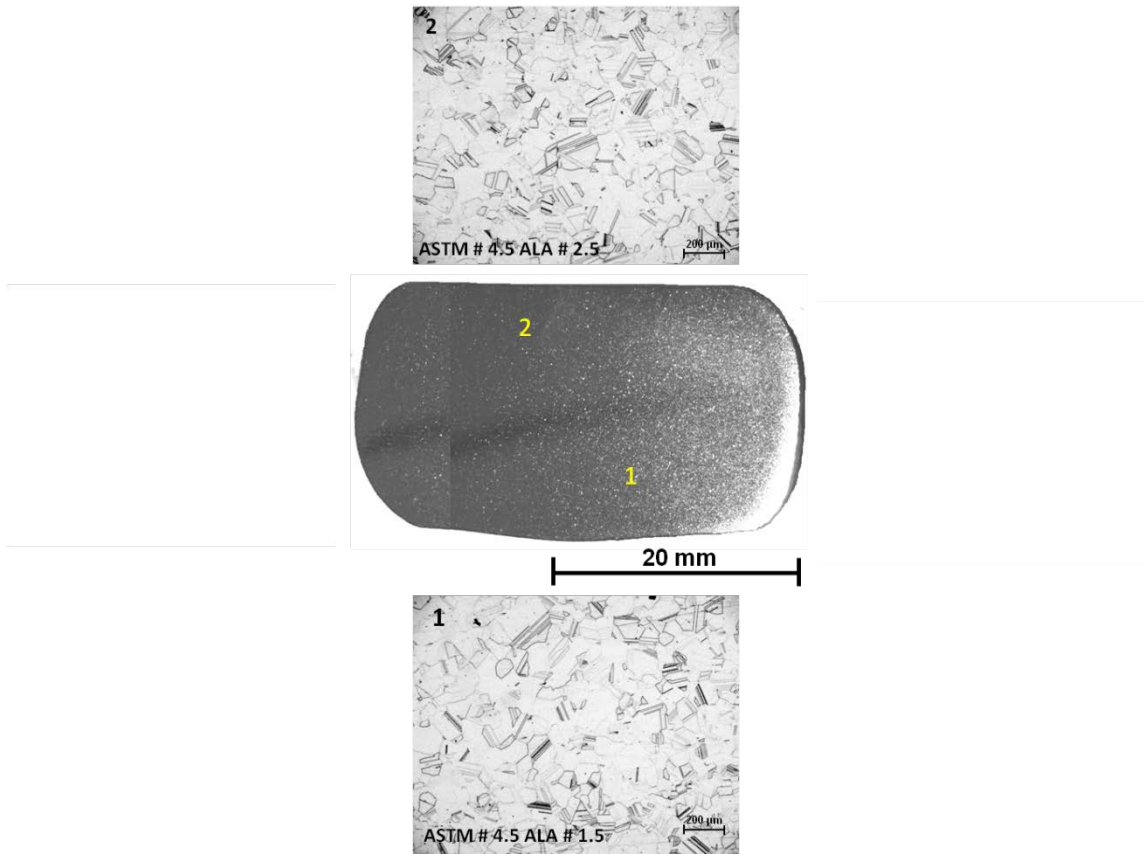


Figura A59. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 12B después de un solubilizado a 1115°C.

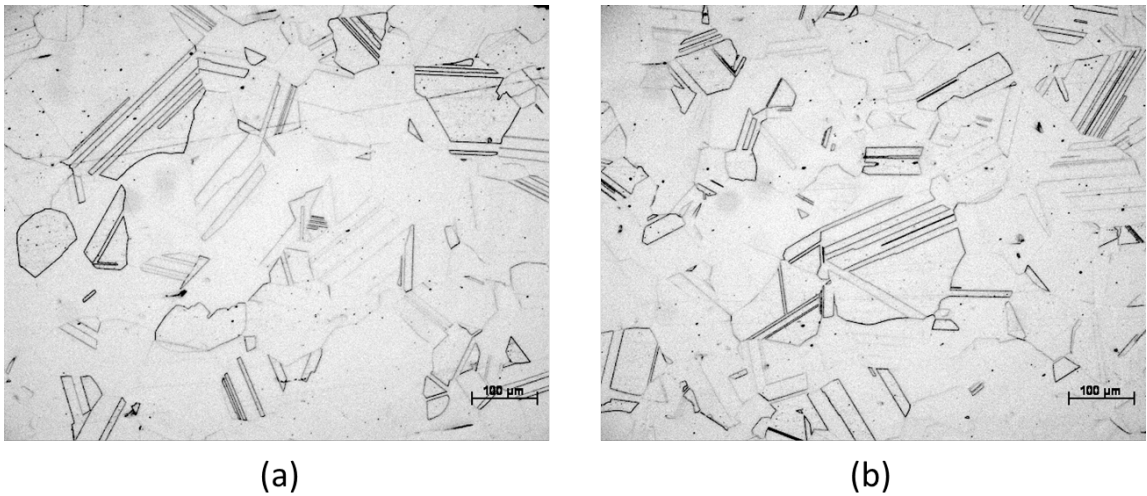


Figura A60. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 12B solubilizada a 1115°C a 100X.

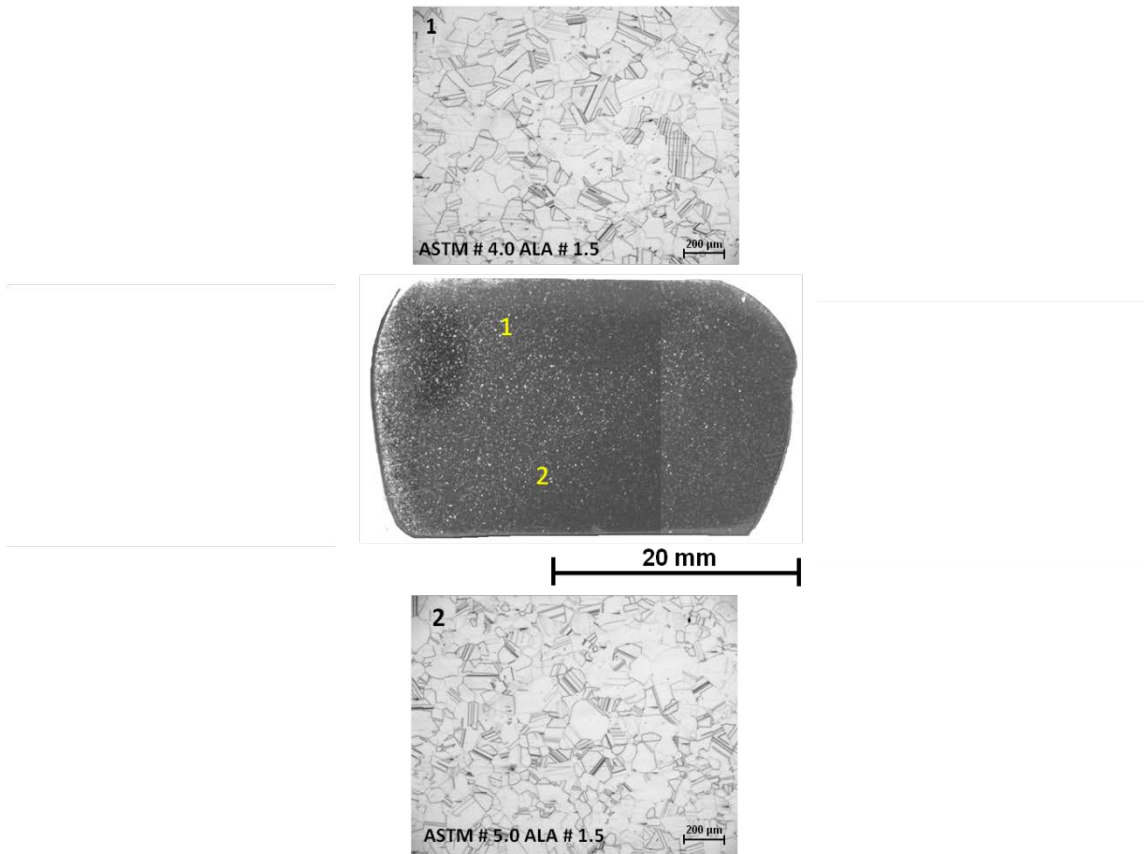


Figura A61. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 18B después de un solubilizado a 1115°C.

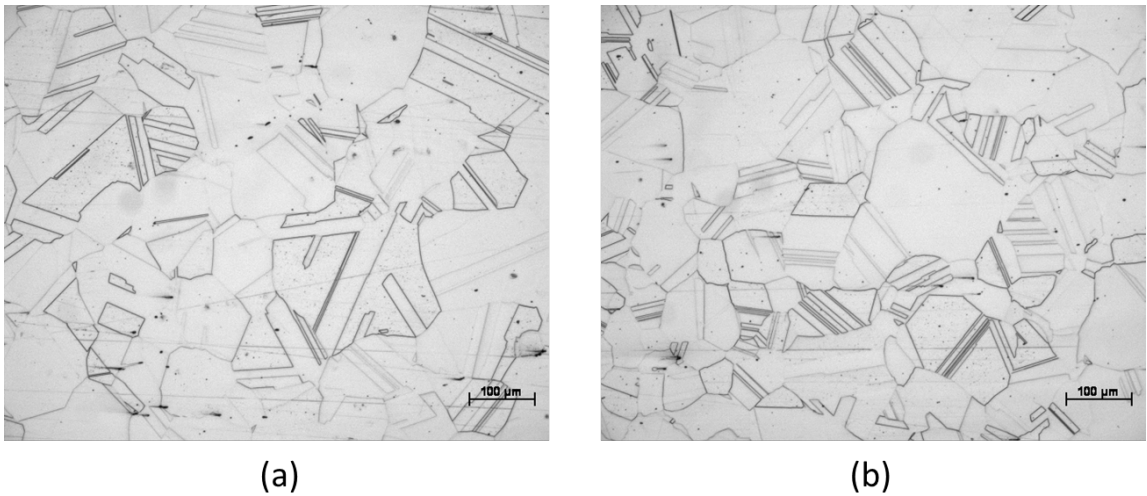


Figura A62. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 18B solubilizada a 1115°C a 100X.

Tabla 4A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas solubilizadas a 1045°C.

		No. Probeta	Zona 1 (Tamaño de grano mayor)	Zona 2	Zona 3	Zona 4	Zona 5 (Tamaño de grano menor)						
		Solubilizado a 1045°C (T1)		Probetas pre-solubilizadas									
1A	Equiaxial									Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal
	ASTM 4.0 ALA 1.0									ASTM 5.0 ALA 1.5	ASTM 6.0 ALA 3.0	10% ASTM 10.0 90% ASTM 6.5 ALA 4.0	30% ASTM 10.0 70% ASTM 7.0 ALA 4.0
	89.8 µm ALA 254.0 µm									63.5 µm ALA 213.6 µm	44.9 µm ALA 127.0 µm	10% 11.2 µm 90% 37.8 µm ALA 359.2 µm	30% 11.2 µm 70% 31.8 µm ALA 89.8 µm
4A	Equiaxial									Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	
	ASTM 4.5 ALA 2.0									ASTM 5.0 ALA 1.5	ASTM 6.0 ALA 3.0	20% ASTM 10.0 80% ASTM 6.5 ALA 3.0	-
	75.5 µm ALA 179.6 µm			63.5 µm ALA 213.6 µm	44.9 µm ALA 127.0 µm	20% 11.2 µm 80% 37.8 µm ALA 127.0 µm	-						
7A	Equiaxial			Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal							
	ASTM 5.5 ALA 2.0			ASTM 5.5 ALA 2.5	ASTM 5.5 ALA 2.5	20% ASTM 10.0 80% ASTM 6.0 ALA 3.5	-						
	53.4 µm ALA 179.6 µm			53.4 µm ALA 151.0 µm	53.4 µm ALA 151.0 µm	20% 11.2 µm 80% 44.9 µm ALA 106.8 µm	-						
Probetas no pre-solubilizadas				10B	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal				
					ASTM 5.0 ALA 2.5	ASTM 6.0 ALA 3.0	10% ASTM 10.0 90% ASTM 6.5 ALA 3.0	10% ASTM 10.0 90% ASTM 6.5 ALA 4.0	30% ASTM 10.0 70% ASTM 7.0 ALA 3.5				
		63.5 µm ALA 151.0 µm	44.9 µm ALA 127.0 µm		10% 11.2 µm 90% 37.8 µm ALA 127.0 µm	10% 11.2 µm 90% 37.8 µm ALA 89.8 µm	30% 11.2 µm 70% 31.8 µm ALA 106.8 µm						
		13B	Equiaxial	Equiaxial	Dúplex bimodal	Dúplex bimodal							
			ASTM 5.5 ALA 3.0	ASTM 6.0 ALA 3.0	30% ASTM 10.0 70% ASTM 7.5 ALA 4.0	20% ASTM 10.0 80% ASTM 6.0 ALA 3.5	-						
			53.4 µm ALA 127.0 µm	44.9 µm ALA 127.0 µm	30% 11.2 µm 70% 26.7 µm ALA 75.5 µm	20% 11.2 µm 80% 44.9 µm ALA 106.8 µm	-						
		16B	Equiaxial	Equiaxial	Equiaxial	Equiaxial							
			ASTM 4.5 ALA 1.0	ASTM 5.5 ALA 1.5	ASTM 6.0 ALA 2.5	ASTM 6.0 ALA 2.5	-						
			75.5 µm ALA 254.0 µm	53.4 µm ALA 213.6 µm	44.9 µm ALA 151.0 µm	44.9 µm ALA 151.0 µm	-						

Tabla 5A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas solubilizadas a 1080°C.

		No. Probeta	Zona 1	Zona 2
		Solubilizado a 1080°C (T2)	Probetas pre-solubilizadas	2A
ASTM 4.5 ALA 1.5	ASTM 5.5 ALA 2.0			
75.5 μm ALA 213.6 μm	53.4 μm ALA 179.6 μm			
5A	Equiaxial			Equiaxial
	ASTM 4.5 ALA 0.5			ASTM 4.0 ALA 1.0
	75.5 μm ALA 302.1 μm			89.8 μm ALA 254.0 μm
8A	Equiaxial		Equiaxial	
	ASTM 4.0 ALA 1.0		ASTM 5.0 ALA 2.0	
	89.8 μm ALA 254.0 μm		63.5 μm ALA 179.6 μm	
Probetas no pre-solubilizadas	11B		Equiaxial	Equiaxial
			ASTM 4.0 ALA 1.0	ASTM 4.5 ALA 1.5
			89.8 μm ALA 254.0 μm	75.5 μm ALA 213.6 μm
	14B	Equiaxial	Equiaxial	
		ASTM 4.5 ALA 1.5	ASTM 6.0 ALA 2.0	
		75.5 μm ALA 213.6 μm	44.9 μm ALA 179.6 μm	
17B	Equiaxial	Equiaxial		
	ASTM 4.0 ALA 1.5	ASTM 5.5 ALA 2.5		
	89.8 μm ALA 213.6 μm	53.4 μm ALA 151.0 μm		

Tabla 6A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas solubilizadas a 1115°C.

		No. Probeta	Zona 1	Zona 2
		Solubilizado a 1115°C (T3)	Probetas pre-solubilizadas	3A
ASTM 4.0 ALA 1.0	ASTM 4.0 ALA 1.0			
89.8 μm ALA 254.0 μm	89.8 μm ALA 254.0 μm			
6A	Equiaxial			Equiaxial
	ASTM 6.0 ALA 2.0			ASTM 6.0 ALA 2.5
	44.9 μm ALA 179.6 μm			44.9 μm ALA 151.0 μm
9A	Equiaxial		Equiaxial	
	ASTM 5.0 ALA 1.5		ASTM 5.0 ALA 2.0	
	63.5 μm ALA 213.6 μm		63.5 μm ALA 179.6 μm	
Probetas no pre-solubilizadas	12B		Equiaxial	Equiaxial
			ASTM 4.5 ALA 1.5	ASTM 4.5 ALA 2.5
			75.5 μm ALA 213.6 μm	75.5 μm ALA 151.0 μm
	15B	Equiaxial	Equiaxial	
		ASTM 4.0 ALA 0.5	ASTM 4.0 ALA 1.0	
		89.8 μm ALA 302.1 μm	89.8 μm ALA 254.0 μm	
18B	Equiaxial	Equiaxial		
	ASTM 4.0 ALA 1.5	ASTM 5.0 ALA 1.5		
	89.8 μm ALA 213.6 μm	63.5 μm ALA 213.6 μm		

APÉNDICE B

En esta sección se presentan las imágenes y los análisis obtenidos mediante MEB que no fueron presentados en el capítulo IV.

B.1 Colada 1:

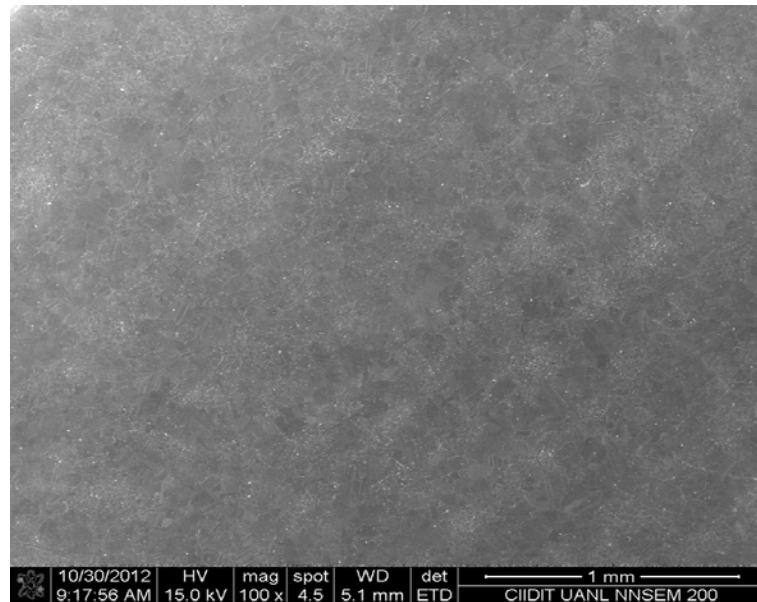


Figura B1. Microestructura del tipo dúplex bimodal presente en la muestra de anillo a 100X.

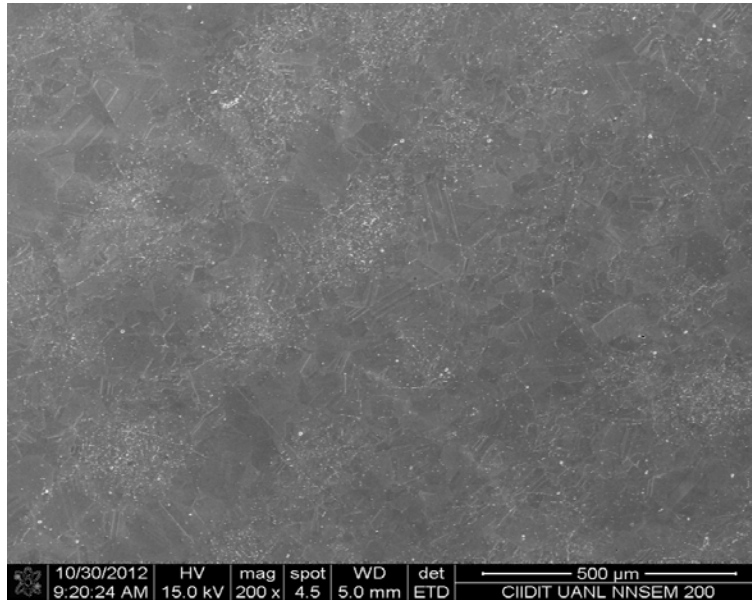


Figura B2. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 200X.

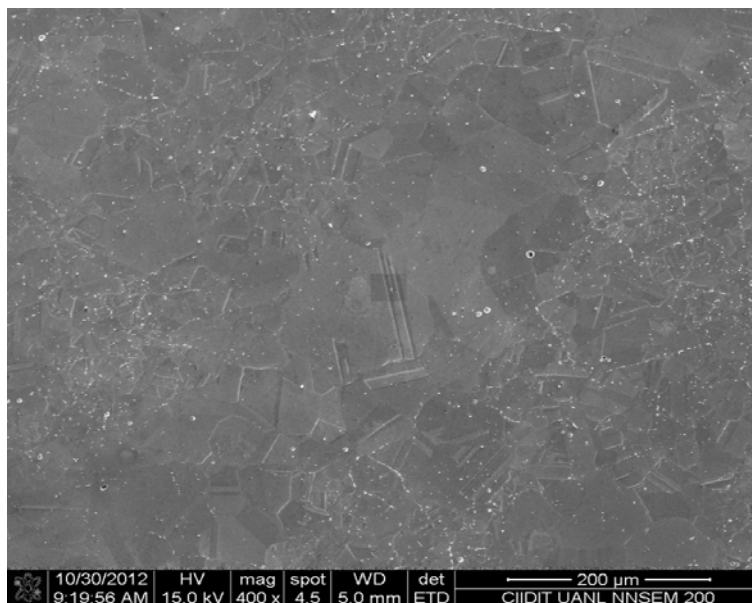


Figura B3. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 400X.

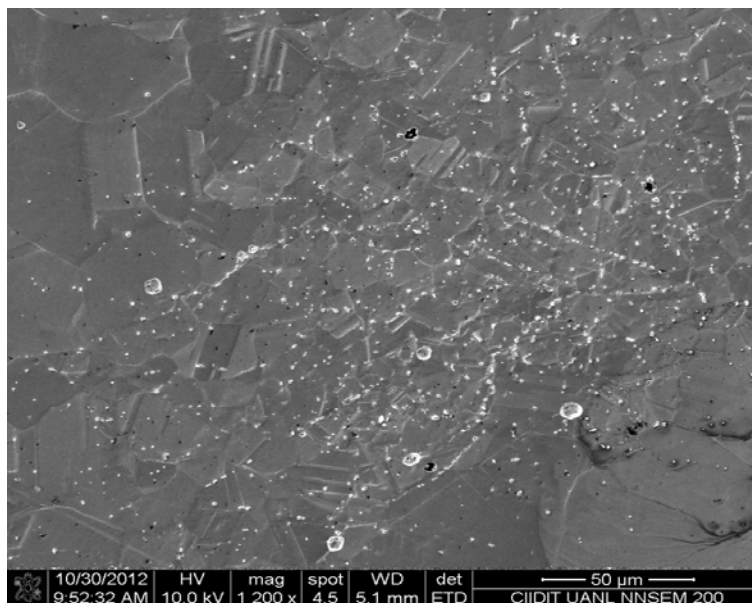


Figura B4. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 1 200X.

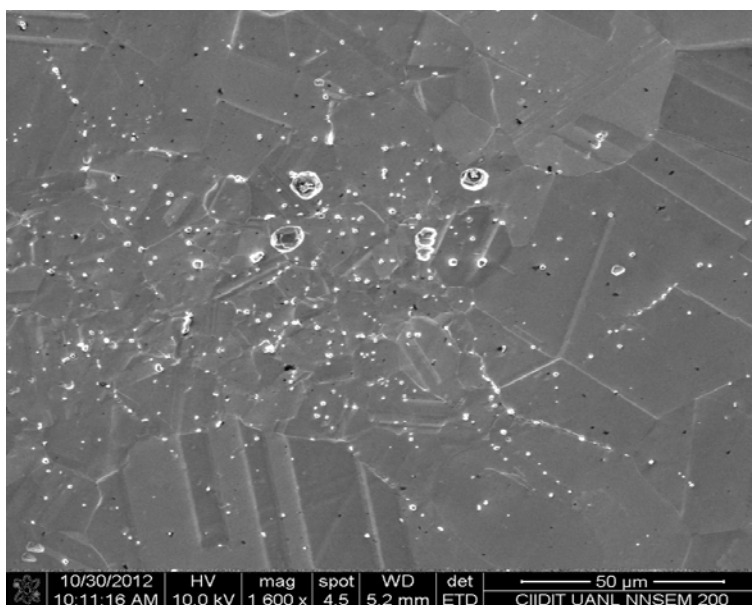


Figura B5. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 1 600X.

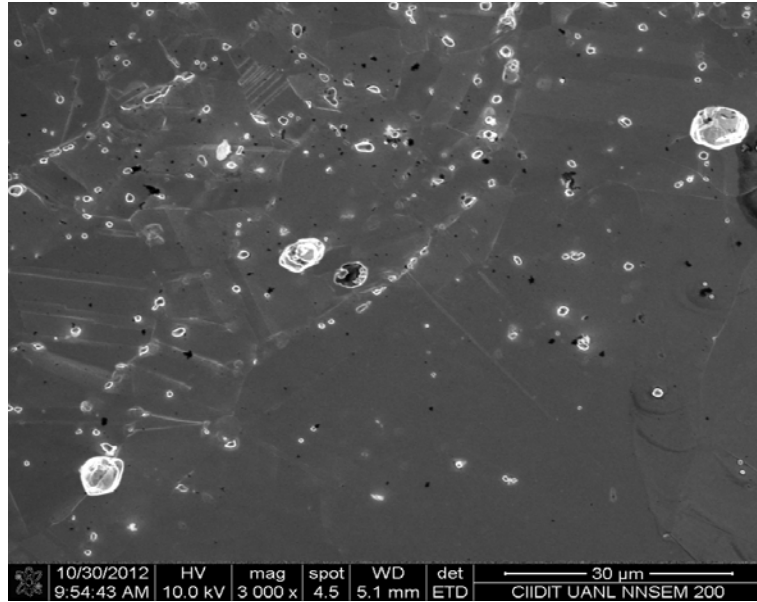


Figura B6. Precipitados tipo 1 (morfología alargada) y tipo 2 (morfología redonda) presentes en la muestra de anillo a 3 000X.

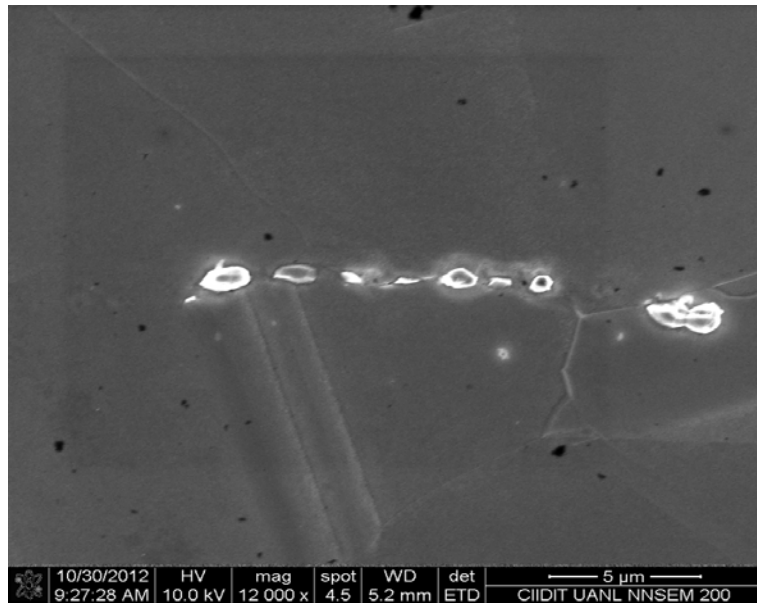


Figura B7. Precipitados tipo 1 presentes en la muestra de anillo a 12 000X.

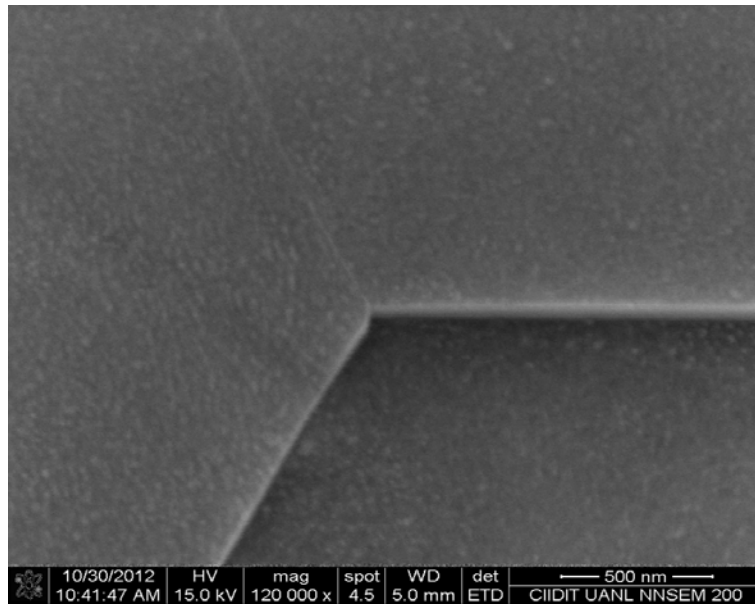


Figura B8. Precipitados $\text{Ni}_2(\text{Mo,Cr})$ presentes en la muestra de anillo a 120 000X.

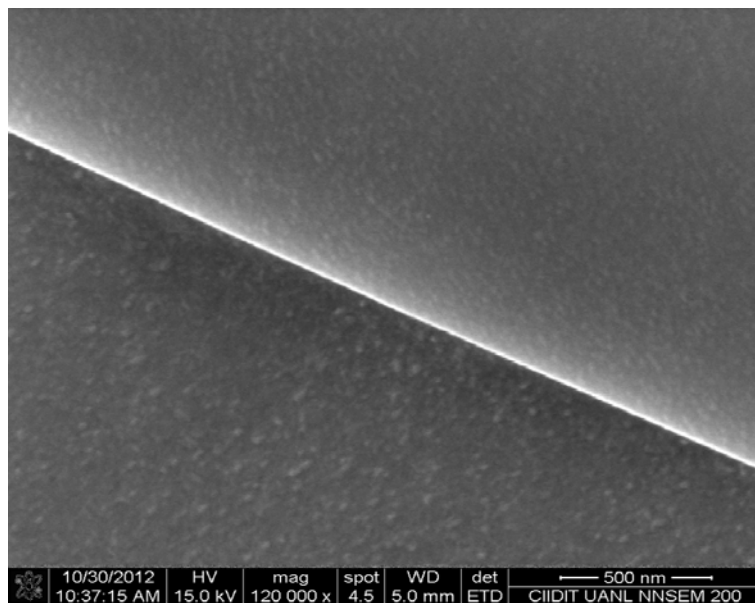
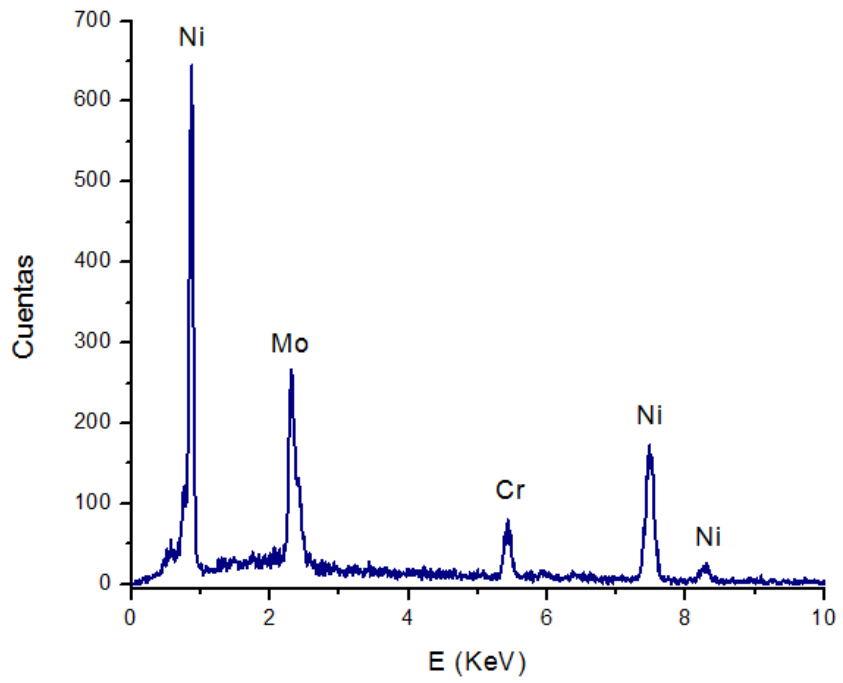
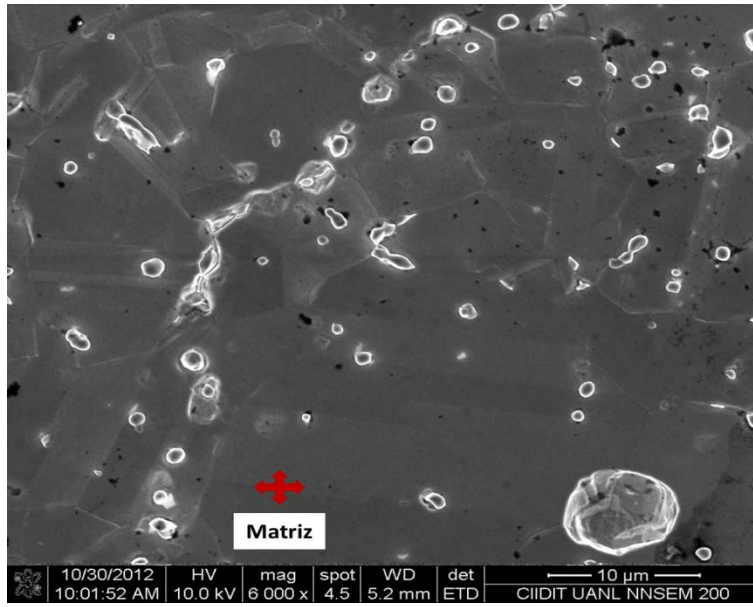
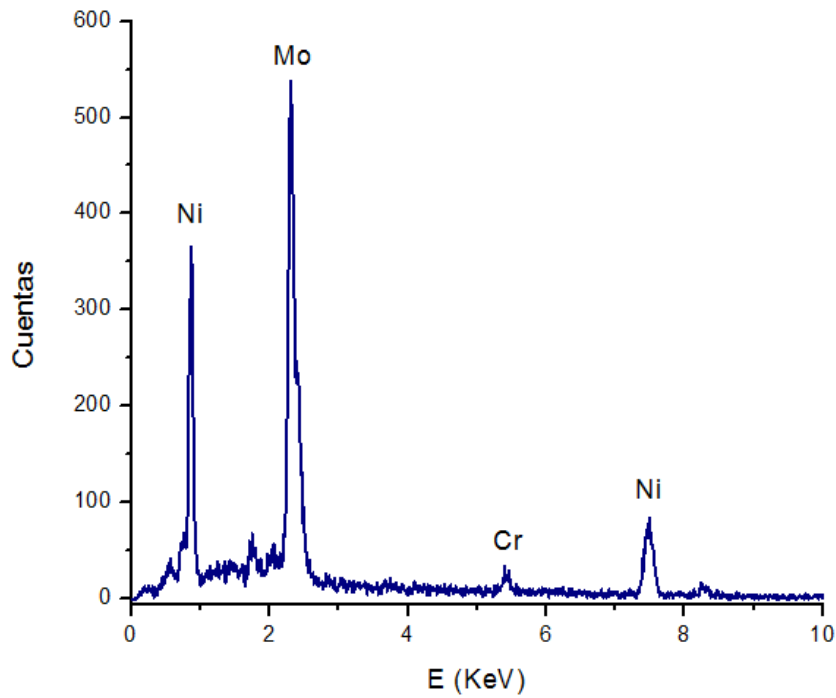
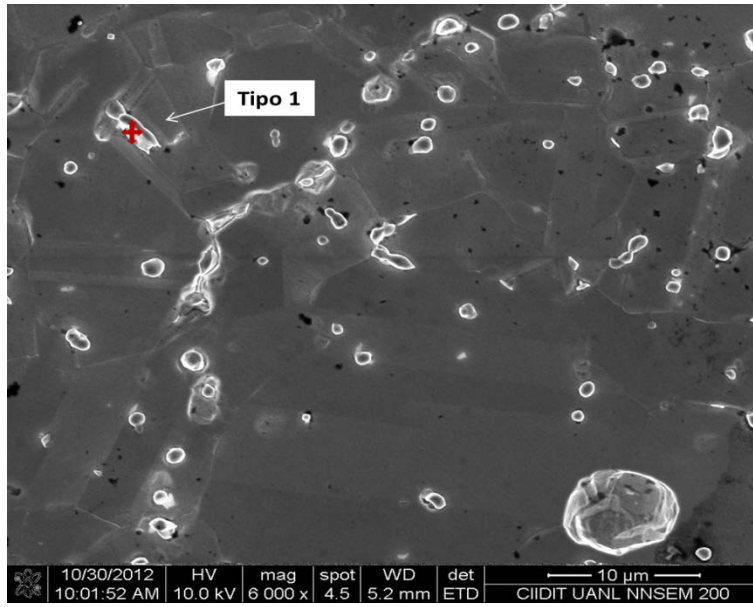


Figura B9. Precipitados $\text{Ni}_2(\text{Mo,Cr})$ presentes en la muestra de anillo a 120 000X.



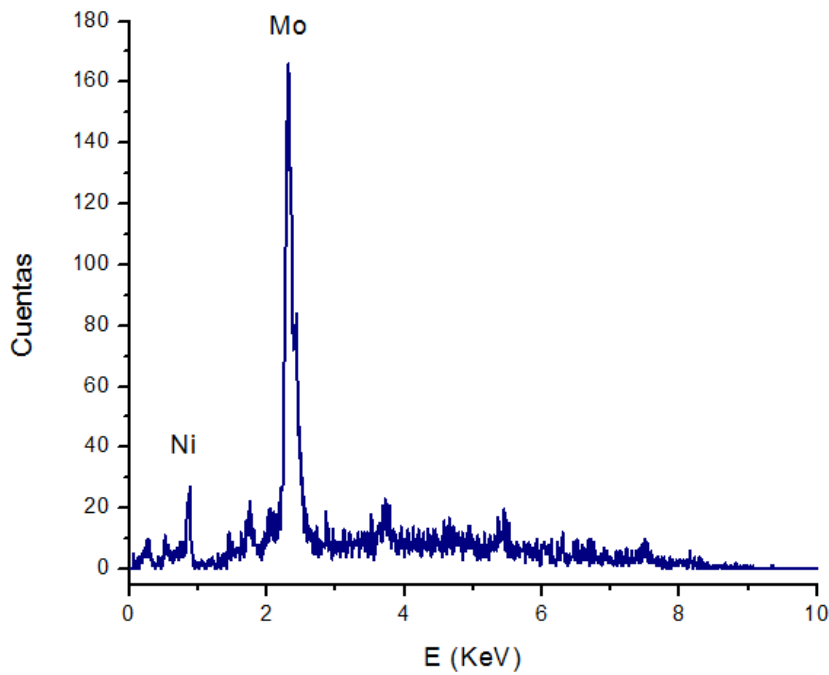
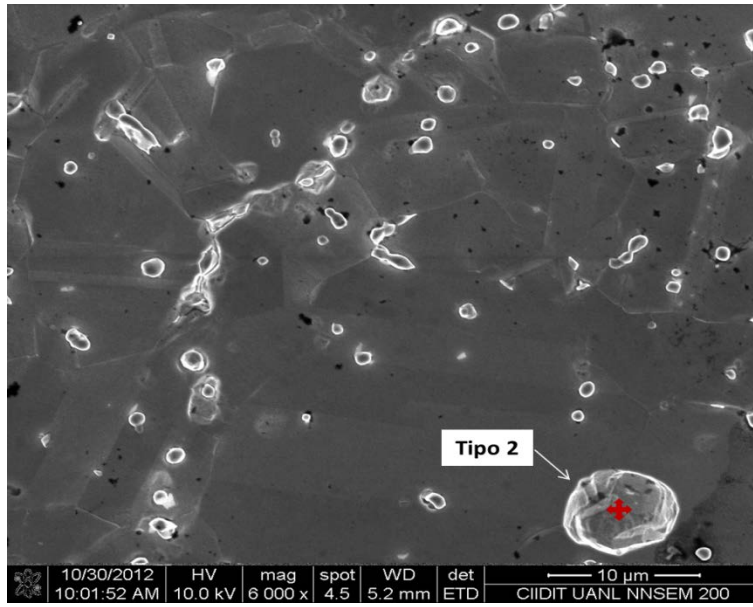
Matriz	
Elemento	% Peso
NiL	72.08
MoL	22.75
CrK	5.17
Total	100
Ni > Mo > Cr	

Figura B10. Análisis químico cualitativo de la matriz de la muestra de anillo.



Precipitado tipo 1	
Elemento	% Peso
NiL	43.76
MoL	54.32
CrK	1.92
Total	100
Mo > Ni > Cr	

Figura B11. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 1 presente en la microestructura de la muestra de anillo.



Precipitado tipo 2	
Elemento	% Peso
NiL	22.47
MoL	77.53
Total	100
Mo > Ni	

Figura B12. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 2 presente en la microestructura de la muestra de anillo.

B.2 Colada 2:

B.2.1 Análisis realizados antes de la deformación en caliente

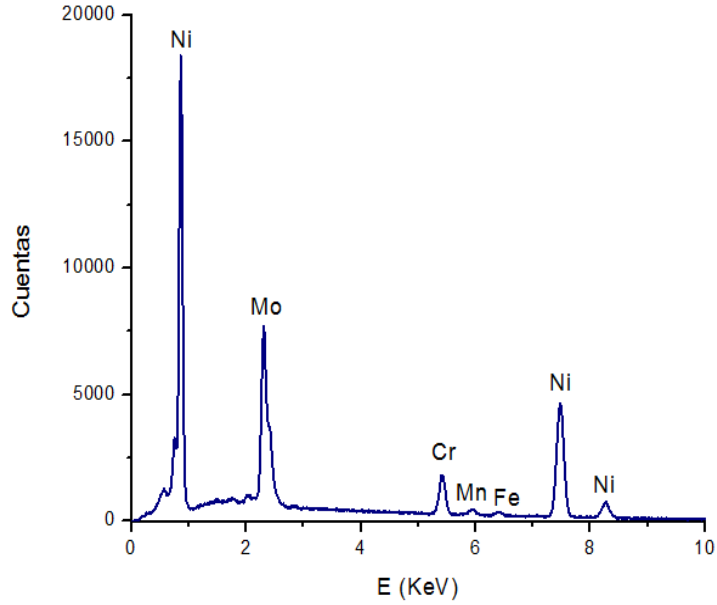


Figura B13. Difractograma del análisis químico cualitativo de la matriz en condición de materia prima.

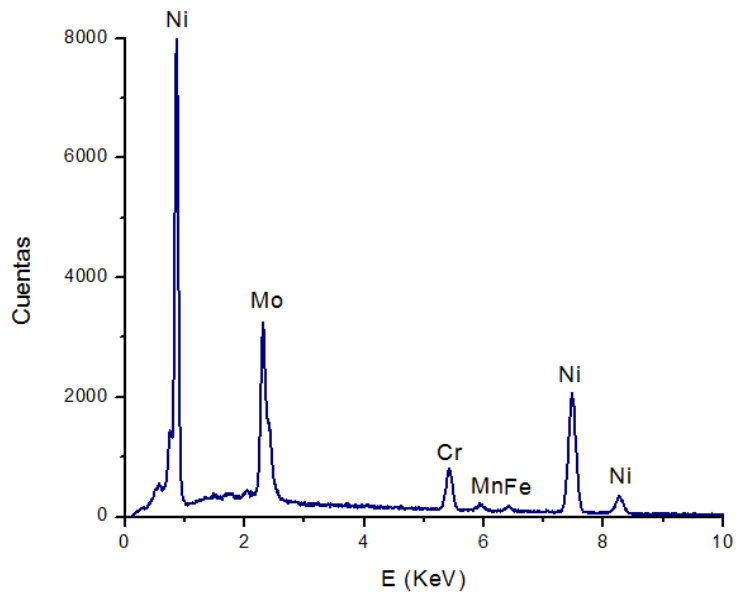
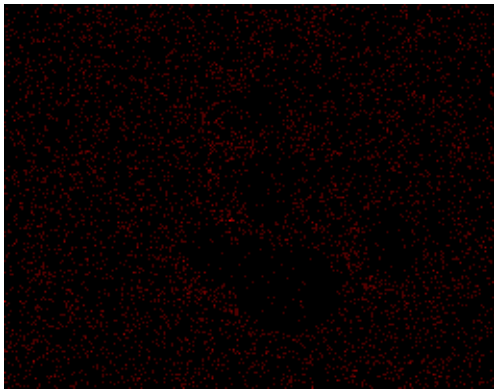
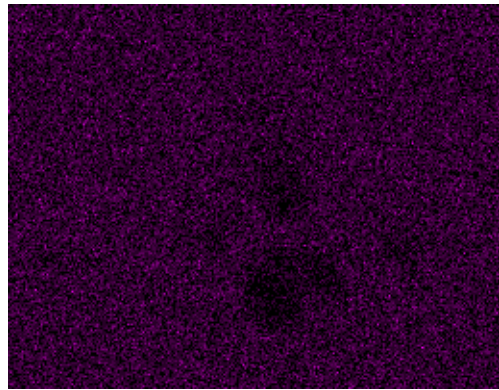


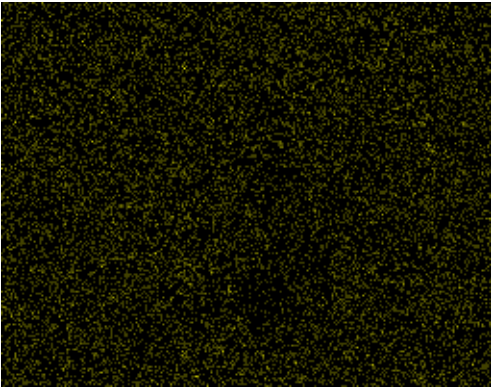
Figura B14. Difractograma del análisis químico cualitativo de la matriz en condición de materia prima pre-solubilizada.



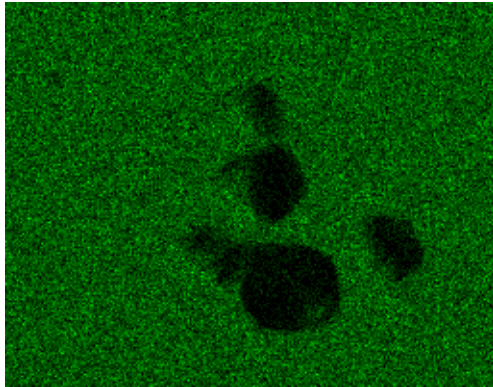
mp CK



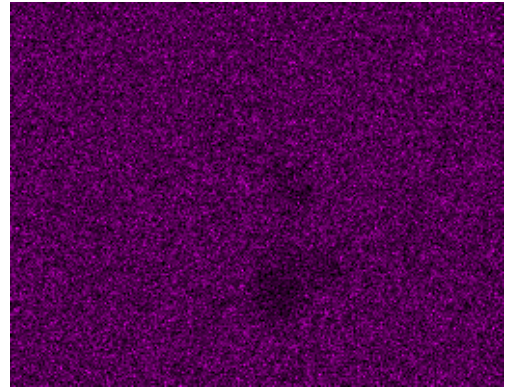
mp CrK



mp FeK

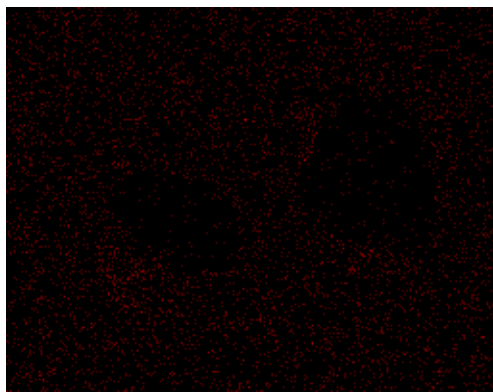


mp MoK

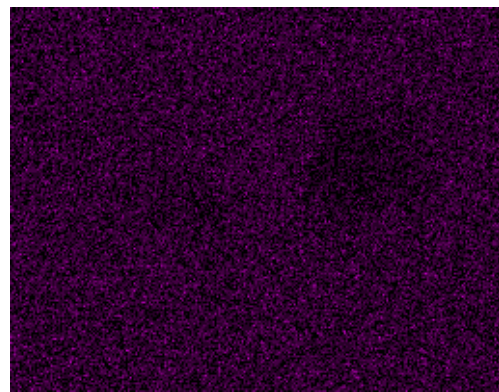


mpNiK

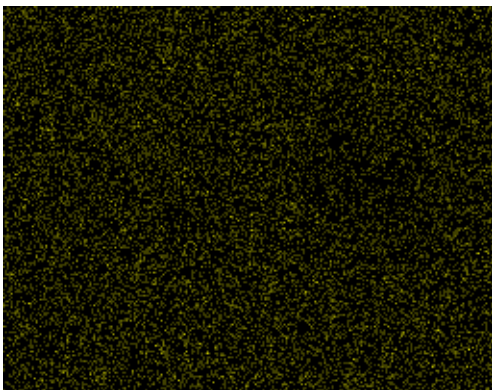
Figura B15. Análisis de mapeo en precipitados presentes en la materia prima.



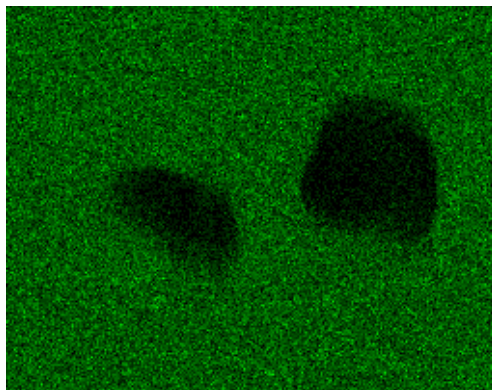
mp CK



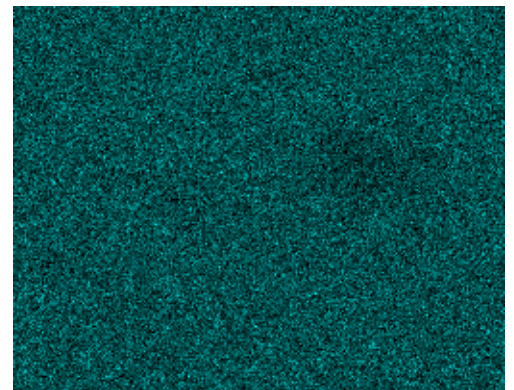
mp CrK



mp FeK



mp MoK



mpNiK

Figura B16. Análisis de mapeo en precipitados presentes en la materia prima pre-solubilizada.

B.2.2 Análisis realizados después de la deformación en caliente

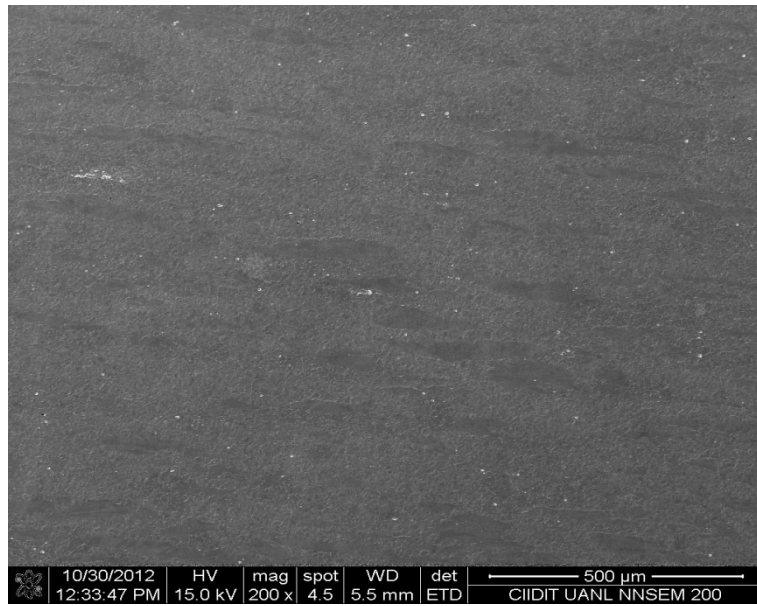


Figura B17. Microestructura a 200X de la probeta 10B deformada a 1130°C.

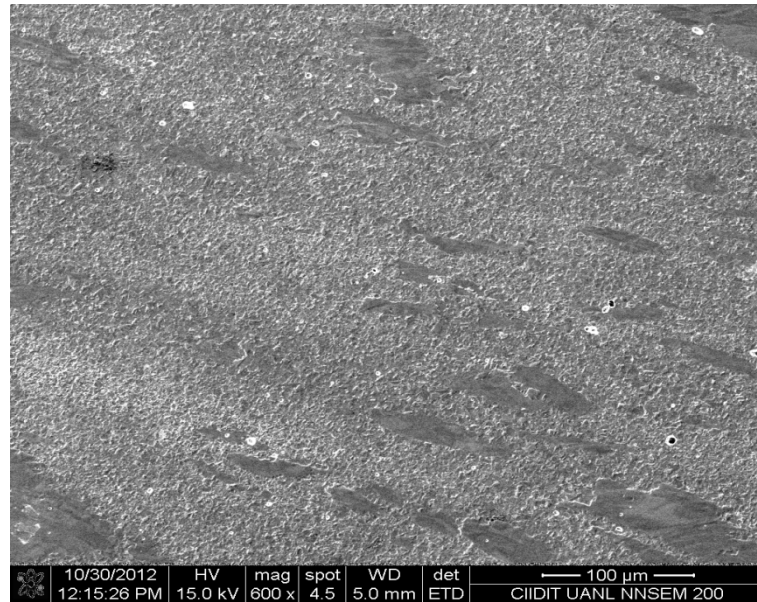


Figura B18. Microestructura a 600X de la probeta 10B deformada a 1130°C.

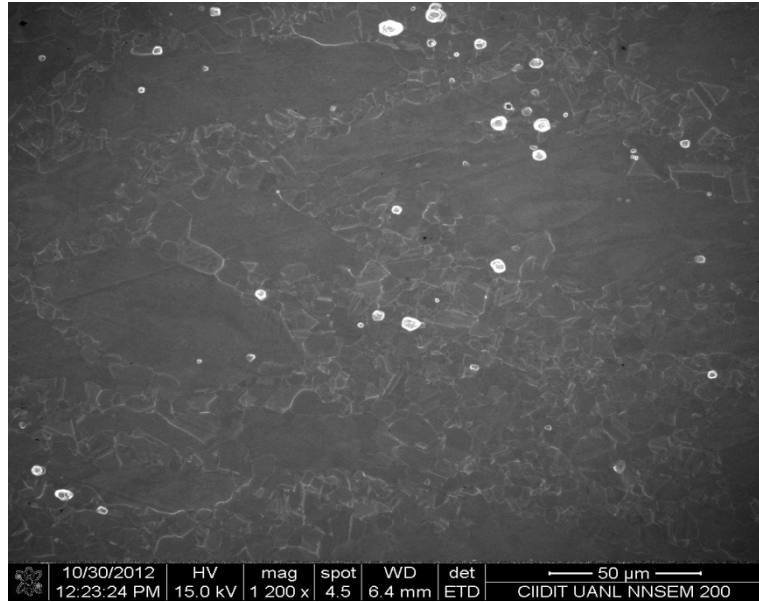


Figura B19. Microestructura a 1 200X de la probeta 10B deformada a 1130°C.

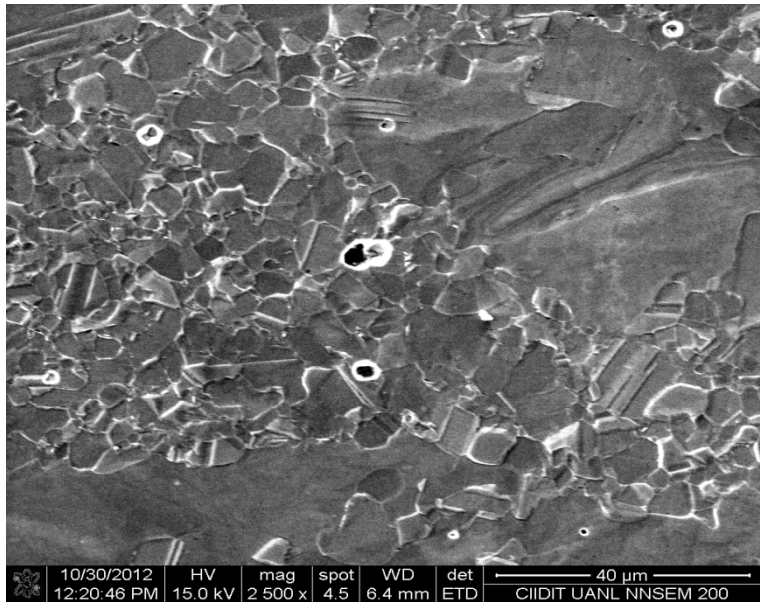


Figura B20. Microestructura a 2 500X de la probeta 10B deformada a 1130°C.

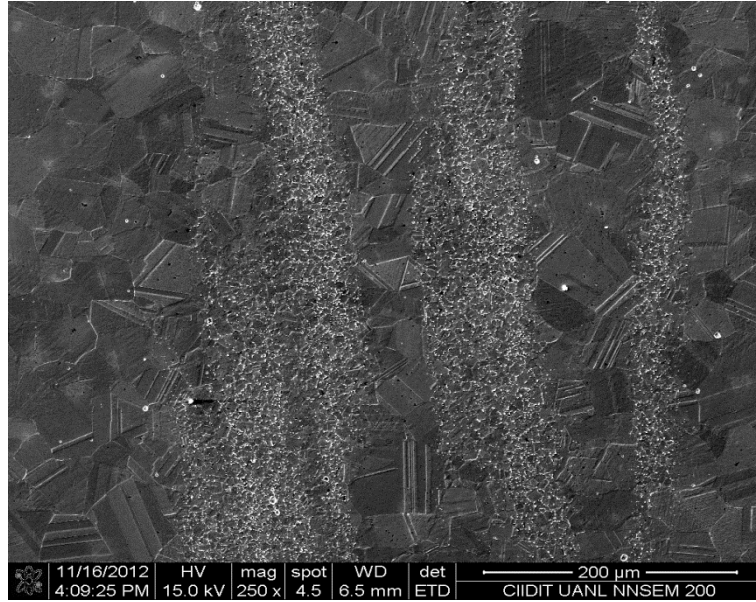


Figura B21. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada a 1045°C a 250X.

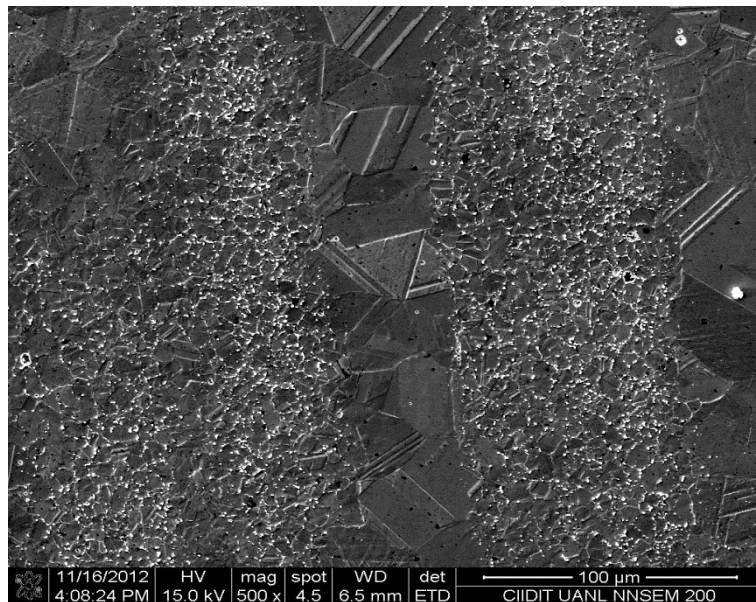


Figura B22. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada a 1045°C a 500X.

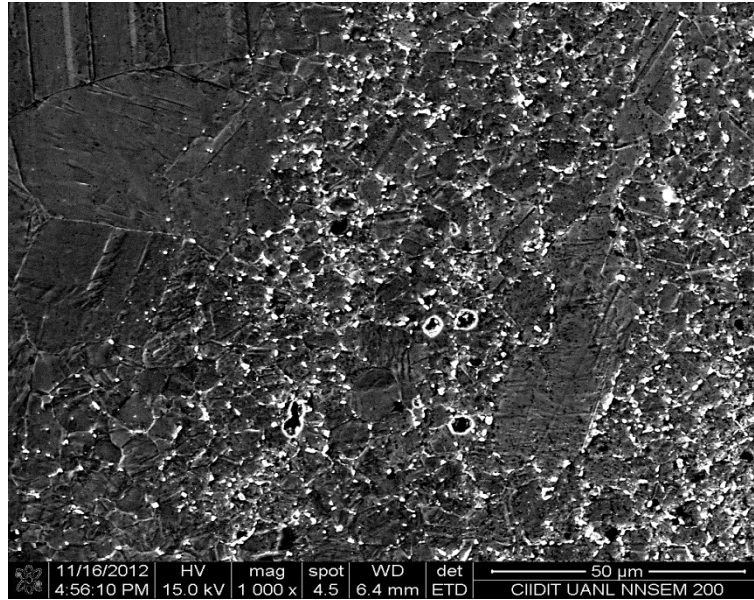


Figura B23. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada a 1045°C a 1 000X.

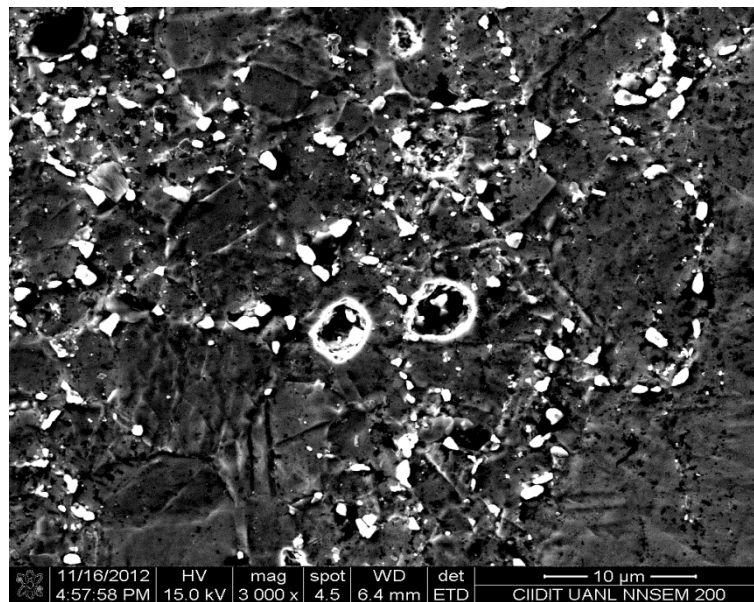
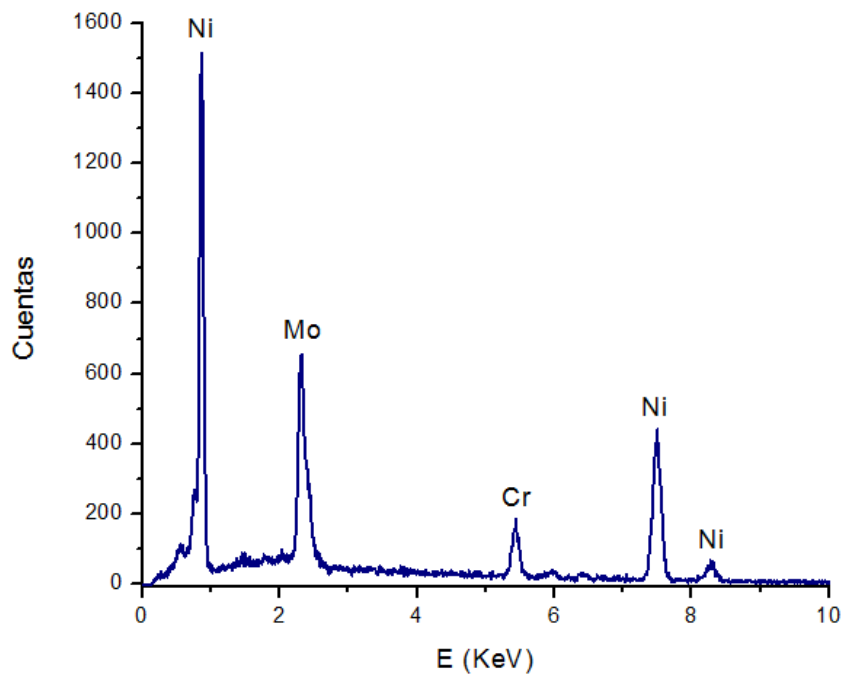
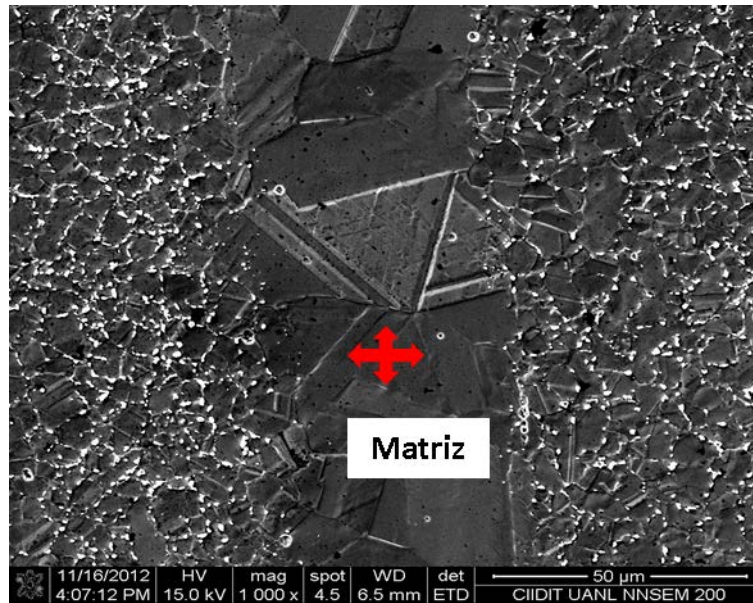
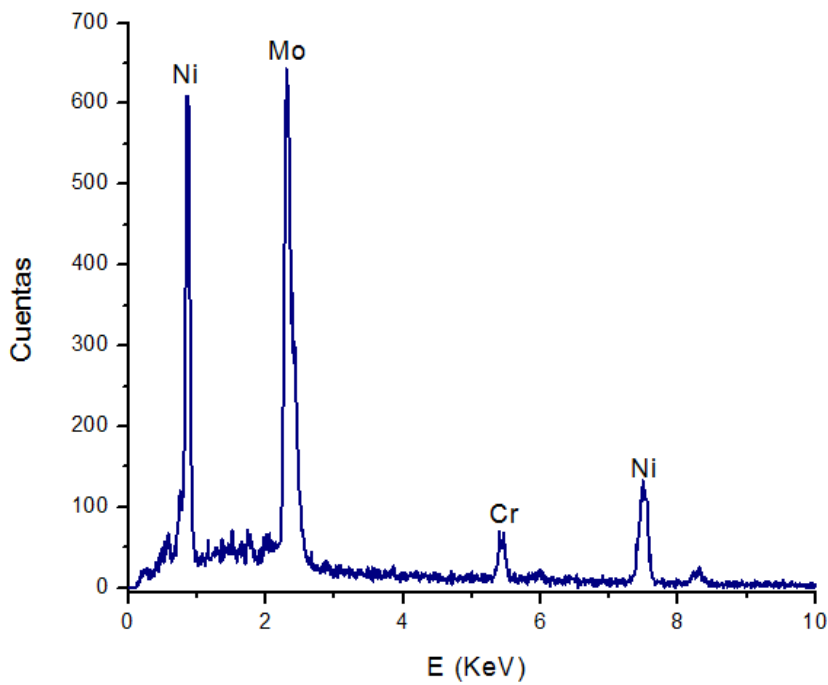
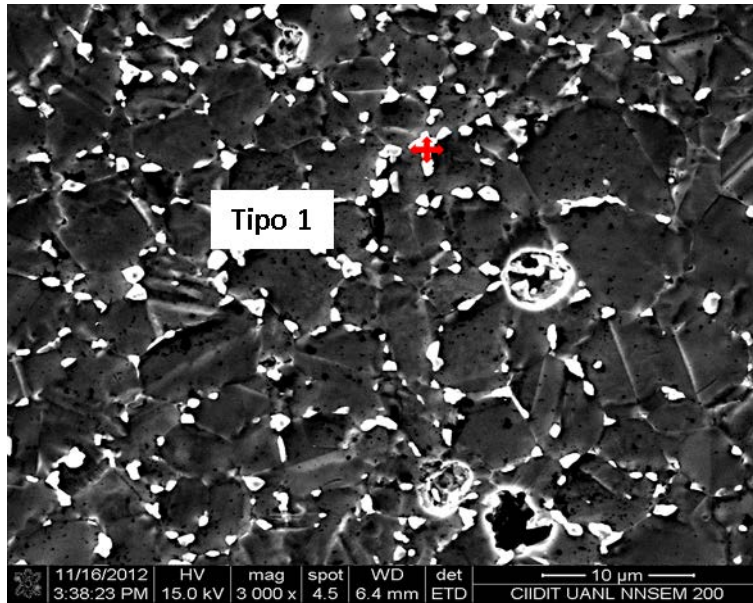


Figura B24. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada a 1045°C a 3 000X.



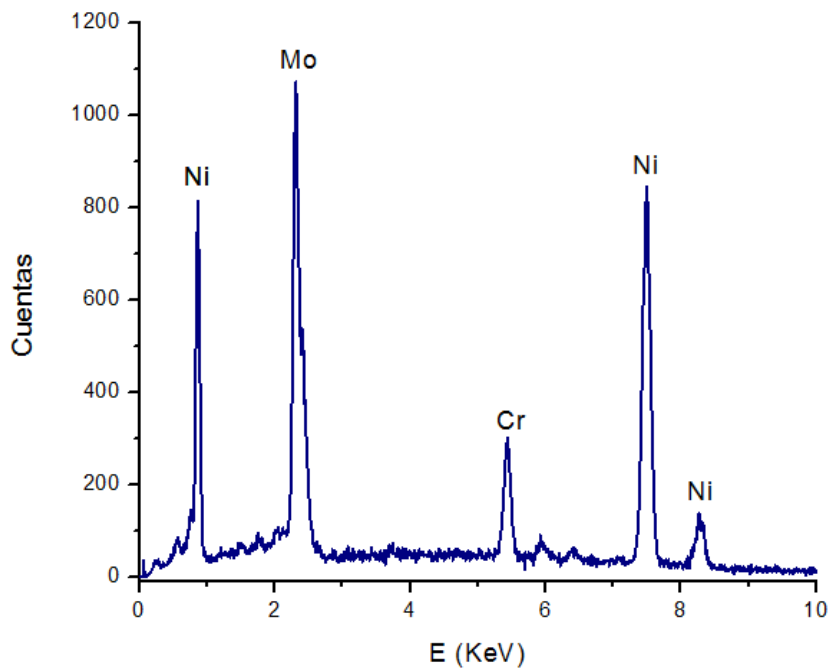
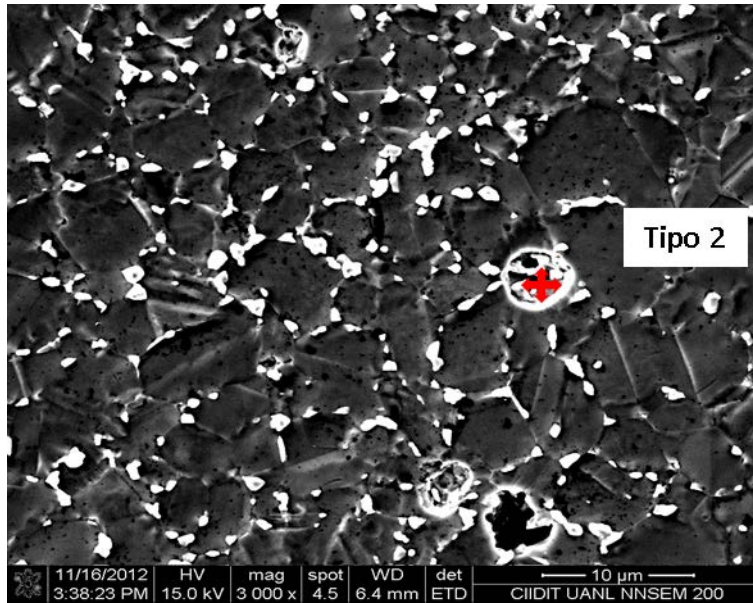
Matriz	
Elemento	% Peso
NiL	64.83
MoL	26.38
CrK	8.79
Total	100
Ni > Mo > Cr	

Figura B25. Análisis químico cualitativo de la matriz de la probeta 10B.



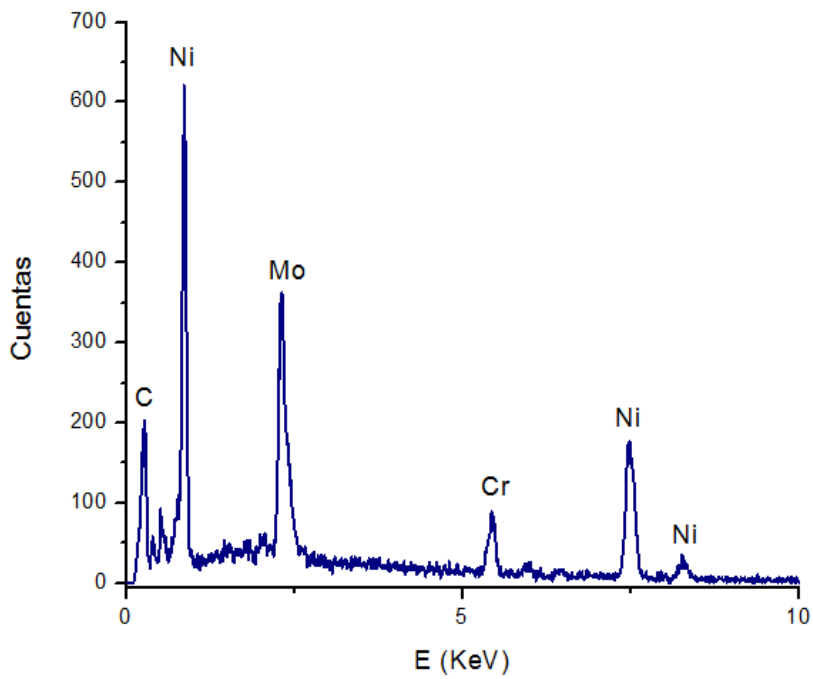
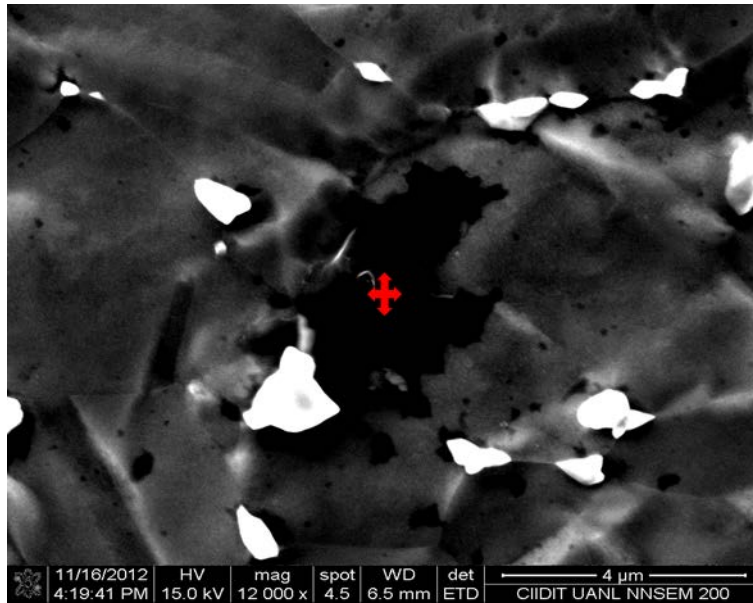
Precipitado tipo 1	
Elemento	% Peso
NiL	37.62
MoL	55.65
CrK	6.73
Total	100
Mo > Ni > Cr	

Figura B26. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 1 presente en la microestructura de la probeta 10B.



Precipitado tipo 2	
Elemento	% Peso
NiL	54.83
MoL	37.06
CrK	8.11
Total	100
Ni > Mo > Cr	

Figura B27. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 2 presente en la microestructura de la probeta 10B.



Carburo	
Elemento	% Peso
NiK	48.48
MoL	22.54
CK	22.42
CrK	6.56
Total	100
Mo > C	

Figura B28. Análisis químico cualitativo de un carburo tipo M_6C presente en la microestructura de la probeta 10B.

APÉNDICE C

En esta sección se muestran las imágenes tomadas para el análisis de la laja de materia prima (proveniente de la colada número 2), que no fueron presentadas en el capítulo IV.

C.1 Macroataque y microestructura

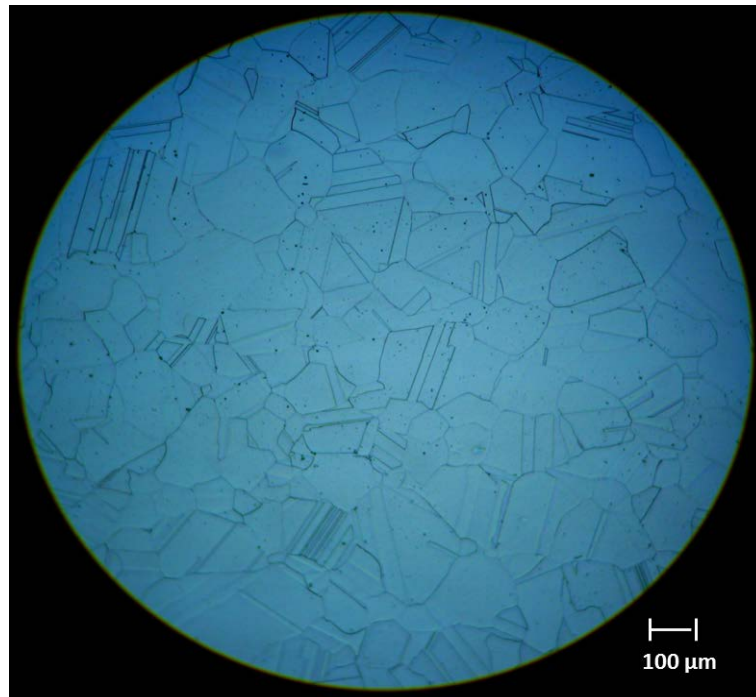


Figura C1. Microestructura del centro de la barra (Zona 1).

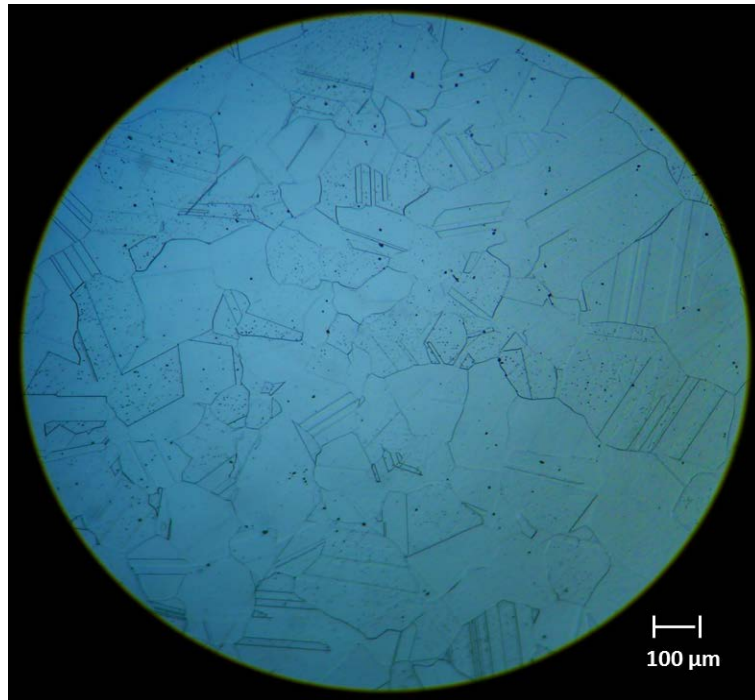


Figura C2. Microestructura de la parte intermedia de la barra (Zona 2).

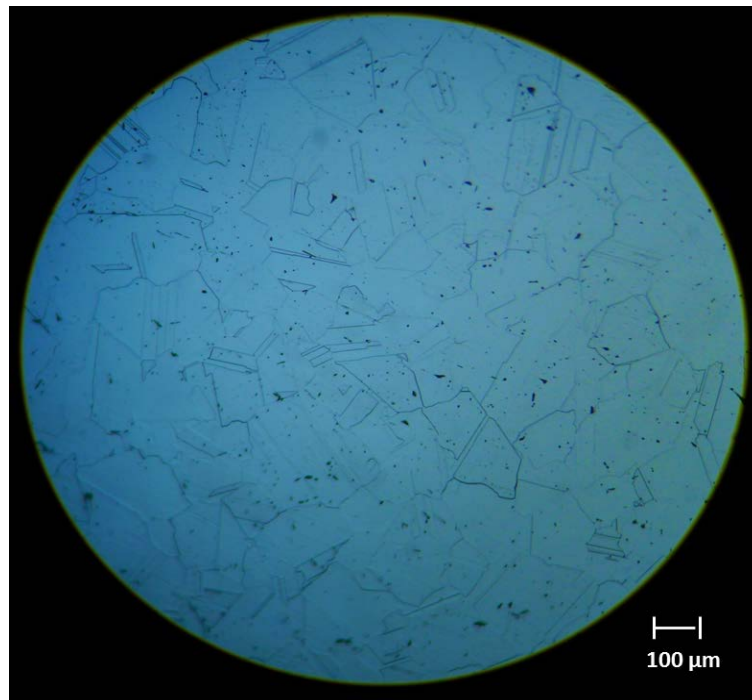
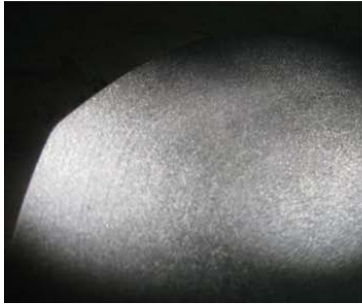


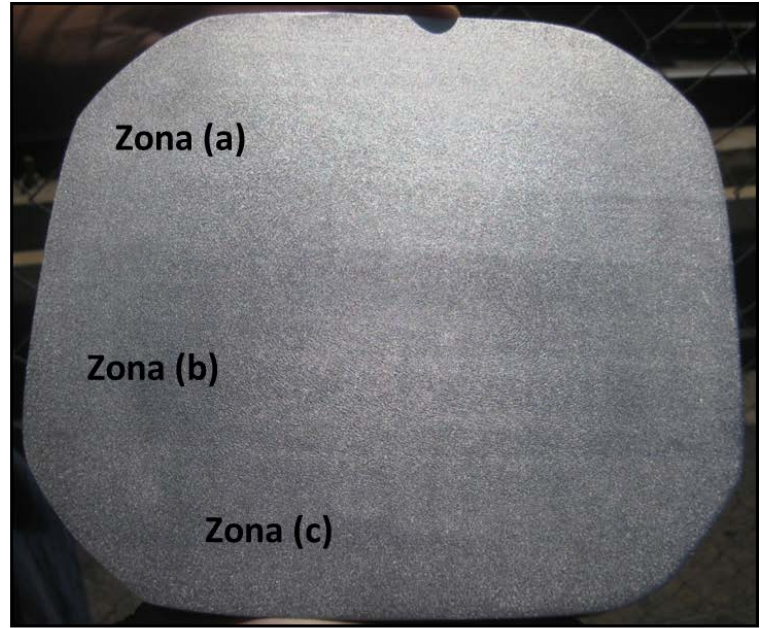
Figura C3. Microestructura de la parte exterior de la barra (Zona 3).



(a)



(b)



Zona (a)

Zona (b)

Zona (c)



(c)

Figura C4. Macroataque realizado sobre la laja de materia prima: Zona (a).- Se puede observar unas líneas de flujo formadas debido al procesamiento mecánico que recibió la barra, Zonas (b) y (c).- Muestran una macroestructura homogénea, sin evidencia de segregación, grietas o porosidad.

APÉNDICE D

En esta sección se presentan los valores de microdureza vickers obtenidos en las muestras de la colada 1 y 2, así como la manera en que fueron realizadas las indentaciones.

D.1 Colada 1:

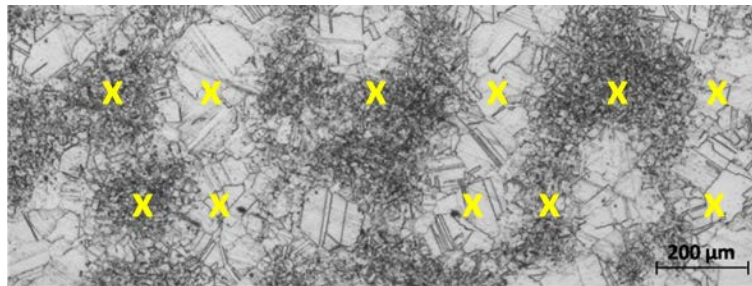


Tabla 1D. Valores de dureza obtenidos en la muestra de anillo.

Muestra de anillo con defectos			
Número de indentación	HV	HRC	Zona analizada
1	385	39.3	Matriz
2	447	45	Zona de precipitación
3	357	36	Matriz
4	442	44.6	Zona de precipitación
5	398	40.6	Matriz
6	444	44.8	Zona de precipitación
7	367	37.4	Matriz
8	454	45.6	Zona de precipitación
9	382	39	Matriz
10	460	46.1	Zona de precipitación
11	373	38.1	Matriz
Promedio	410	42	

D.2 Colada 2:

D.2.1 Efecto del tratamiento de pre-solubilizado a 1200°C

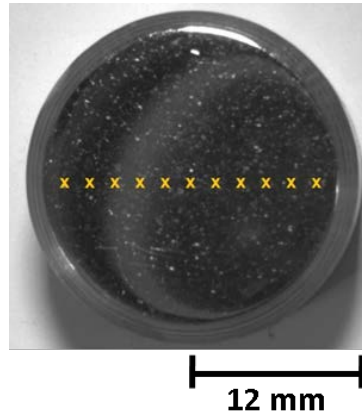


Tabla 2D. Valores de dureza obtenidos de la materia prima antes y después del pre-solubilizado a 1200°C/4 hrs.

Materia prima			Materia prima pre-solubilizada a 1200°C		
Número de indentación	HV	HRC	Número de indentación	HV	HRC
1	296	29.2	1	194	9.5
2	299	29.6	2	213	14
3	295	29.1	3	202	11.5
4	280	27.1	4	205	12.2
5	296	29.2	5	202	11.5
6	290	28.5	6	199	10.7
7	352	35.7	7	200	11
8	378	38.6	8	206	12.4
9	318	32	9	206	12.4
10	292	28.7	10	202	11.5
11	330	33.3	11	186	7.5
Promedio	311	31	Promedio	201	11

D.2.2 Efecto del tratamiento térmico (solubilizado y envejecido)

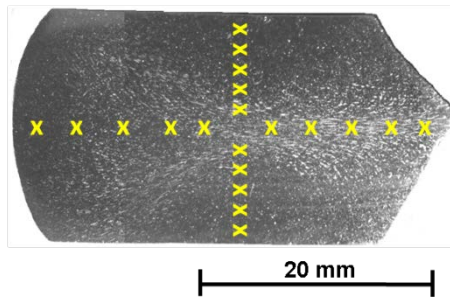


Tabla 3D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 1A (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).

Probeta 1A						
	Número de indentación	Solubilizada a 1045°C		Envejecida a 650°C		Zona analizada
		HV	HRC	HV	HRC	
Horizontal	1	321	32.3	416	42.3	Matriz
	2	247	21.8	358	36.4	Zona de precipitación
	3	293	28.8	422	42.9	Matriz
	4	245	21.4	378	38.6	Zona de precipitación
	5	305	30.3	446	45	Matriz
	6	242	20.8	388	39.6	Zona de precipitación
	7	298	29.5	442	44.6	Matriz
	8	216	14.6	346	35.1	Zona de precipitación
	9	307	30.6	420	42.7	Matriz
	10	239	20.2	391	39.9	Zona de precipitación
vertical	1	280	27.1	418	42.5	Matriz
	2	224	16.5	398	40.6	Zona de precipitación
	3	249	22.1	466	46.6	Matriz
	4	223	16.2	394	40.2	Zona de precipitación
	5	276	26.5	429	43.5	Matriz
	6	220	15.5	351	35.6	Zona de precipitación
	7	302	30	499	49	Matriz
	8	227	17.2	364	37.1	Zona de precipitación
	9	292	28.7	486	48.1	Matriz
	10	228	17.5	391	39.9	Zona de precipitación
Promedio		262	23	410	42	

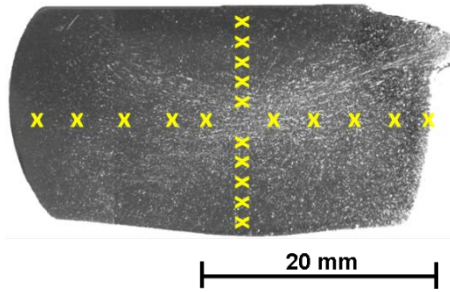


Tabla 4D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 4A (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).

Probeta 4A						
	Número de indentación	Solubilizada a 1045°C		Envejecida a 650°C		Zona analizada
		HV	HRC	HV	HRC	
Horizontal	1	321	32.3	445	44.9	Matriz
	2	238	20	358	36.4	Zona de precipitación
	3	295	29.1	469	46.8	Matriz
	4	237	19.7	400	40.8	Zona de precipitación
	5	309	30.8	478	47.5	Matriz
	6	216	14.6	406	41.4	Zona de precipitación
	7	282	27.4	496	48.8	Matriz
	8	242	20.8	409	41.7	Zona de precipitación
	9	275	26.4	467	46.6	Matriz
	10	230	18	356	36.2	Zona de precipitación
vertical	1	283	27.5	434	44	Matriz
	2	223	16.2	366	37.6	Zona de precipitación
	3	248	22	415	42.2	Matriz
	4	238	20	393	40.1	Zona de precipitación
	5	287	28.1	439	44.4	Matriz
	6	231	18.2	358	36.4	Zona de precipitación
	7	295	29.1	445	44.9	Matriz
	8	232	18.5	379	38.7	Zona de precipitación
	9	306	30.5	441	44.5	Matriz
	10	214	14.2	376	38.4	Zona de precipitación
Promedio		260	23	417	42	

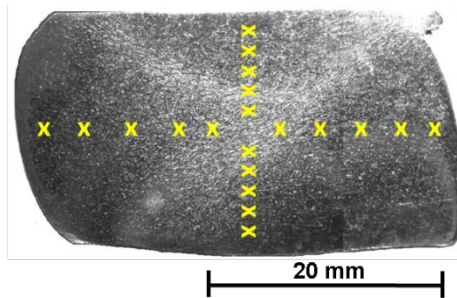


Tabla 5D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 7A (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).

Probeta 7A						
	Número de indentación	Solubilizada a 1045°C		Envejecida a 650°C		Zona analizada
		HV	HRC	HV	HRC	
Horizontal	1	309	30.8	426	43.2	Matriz
	2	216	14.6	374	38.2	Zona de precipitación
	3	259	23.8	412	42	Matriz
	4	236	19.5	390	39.8	Zona de precipitación
	5	260	24	451	45.4	Matriz
	6	238	20	383	39.1	Zona de precipitación
	7	245	21.4	469	46.8	Matriz
	8	225	16.7	383	39.1	Zona de precipitación
	9	260	24	471	47	Matriz
	10	225	16.7	376	38.4	Zona de precipitación
vertical	1	288	28.2	449	45.2	Matriz
	2	237	19.7	366	37.3	Zona de precipitación
	3	252	22.6	425	43.1	Matriz
	4	235	19.2	367	37.4	Zona de precipitación
	5	258	23.6	521	50.5	Matriz
	6	216	14.6	399	40.7	Zona de precipitación
	7	279	27	474	47.2	Matriz
	8	220	15.5	381	38.9	Zona de precipitación
	9	254	23	430	43.6	Matriz
	10	225	16.7	375	38.3	Zona de precipitación
Promedio		247	21	416	42	

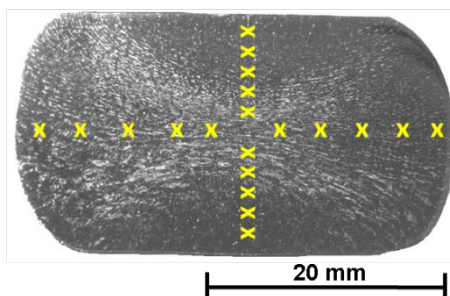


Tabla 6D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 10B (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).

Probeta 10B						
	Número de indentación	Solubilizada a 1045°C		Envejecida a 650°C		Zona analizada
		HV	HRC	HV	HRC	
Horizontal	1	329	33.2	495	48.7	Matriz
	2	243	21	369	37.6	Zona de precipitación
	3	304	30.2	459	46	Matriz
	4	237	19.7	366	37.3	Zona de precipitación
	5	295	29.1	513	50	Matriz
	6	236	19.5	409	41.7	Zona de precipitación
	7	291	28.6	458	46	Matriz
	8	246	21.6	358	36.4	Zona de precipitación
	9	284	27.7	554	52.6	Matriz
	10	233	18.7	365	37.2	Zona de precipitación
vertical	1	357	36.3	488	48.2	Matriz
	2	252	22.6	368	37.5	Zona de precipitación
	3	307	30.6	550	52.3	Matriz
	4	269	25.5	337	34.1	Zona de precipitación
	5	280	27.1	481	47.7	Matriz
	6	275	26.4	413	43.8	Zona de precipitación
	7	282	27.4	530	51.1	Matriz
	8	243	21	355	36.1	Zona de precipitación
	9	358	36.4	513	50	Matriz
	10	245	21.4	397	40.5	Zona de precipitación
Promedio		278	26	439	44	

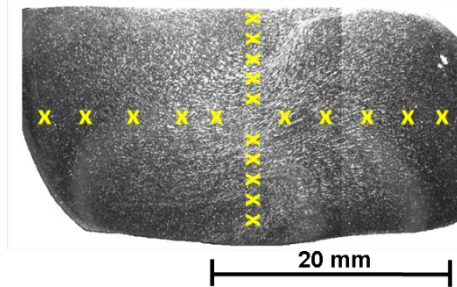


Tabla 7D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 13B (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).

Probeta 13B						
	Número de indentación	Solubilizada a 1045°C		Envejecida a 650°C		Zona analizada
		HV	HRC	HV	HRC	
Horizontal	1	345	35	436	44.1	Matriz
	2	223	16.2	381	38.9	Zona de precipitación
	3	309	30.8	450	45.3	Matriz
	4	231	18.2	355	36.1	Zona de precipitación
	5	321	32.3	483	47.9	Matriz
	6	217	14.8	373	38.1	Zona de precipitación
	7	295	29.1	421	42.8	Matriz
	8	232	18.5	378	38.6	Zona de precipitación
	9	263	24.5	465	46.5	Matriz
	10	237	19.9	408	41.6	Zona de precipitación
vertical	1	264	24.6	523	50.6	Matriz
	2	231	18.2	391	39.9	Zona de precipitación
	3	256	23.3	456	45.8	Matriz
	4	213	14	373	38.1	Zona de precipitación
	5	314	31.5	437	44.2	Matriz
	6	240	20.4	409	41.7	Zona de precipitación
	7	314	31.5	458	46	Matriz
	8	226	17	343	34.7	Zona de precipitación
	9	261	24.1	481	47.7	Matriz
	10	226	17	408	41.6	Zona de precipitación
	Promedio	261	23	421	43	

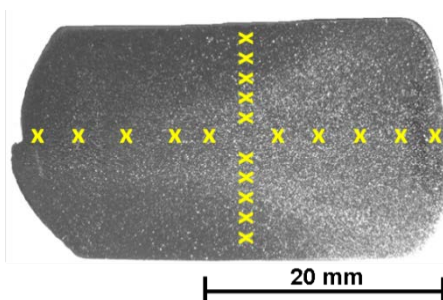


Tabla 8D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 16B (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).

Probeta 16B						
	Número de indentación	Solubilizada a 1045°C		Envejecida a 650°C		Zona analizada
		HV	HRC	HV	HRC	
Horizontal	1	265	24.8	423	43	Matriz
	2	230	18	384	39.2	Zona de precipitación
	3	263	24.5	428	43.4	Matriz
	4	238	20	388	39.6	Zona de precipitación
	5	264	24.6	465	46.5	Matriz
	6	235	19.2	392	40	Zona de precipitación
	7	252	22.6	429	43.5	Matriz
	8	239	20.2	378	38.6	Zona de precipitación
	9	257	23.5	422	42.9	Matriz
	10	236	19.5	395	40.3	Zona de precipitación
vertical	1	247	21.8	458	46	Matriz
	2	234	19	380	38.8	Zona de precipitación
	3	245	21.4	421	42.8	Matriz
	4	233	18.7	378	38.6	Zona de precipitación
	5	249	22.1	408	41.6	Matriz
	6	223	16.2	381	38.9	Zona de precipitación
	7	255	23.1	456	45.8	Matriz
	8	234	19	390	39.8	Zona de precipitación
	9	251	22.5	437	44.2	Matriz
	10	220	15.5	391	39.9	Zona de precipitación
	Promedio	244	21	410	42	

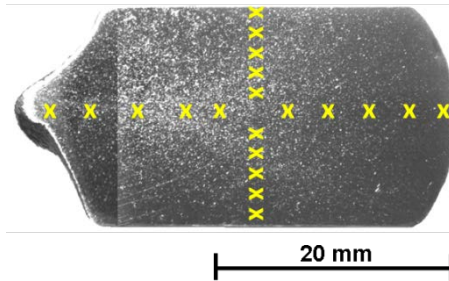


Tabla 9D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 2A (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).

Probeta 2A					
	Número de indentación	Solubilizada a 1080°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	223	16.2	370	37.7
	2	247	21.8	405	41.3
	3	226	17	387	39.5
	4	237	19.7	385	39.3
	5	224	16.5	386	39.4
	6	232	18.5	381	38.9
	7	233	18.07	399	40.7
	8	221	15.7	399	40.7
	9	240	20.4	396	40.4
	10	232	18.5	393	40.1
vertical	1	234	19	353	35.8
	2	244	21.2	383	39.1
	3	237	19.7	391	39.9
	4	239	20.4	369	37.6
	5	218	20.2	360	36.6
	6	238	15.1	378	38.6
	7	247	20	406	41.4
	8	258	23.6	379	38.7
	9	230	20	381	38.9
	10	240	18	397	40.5
Promedio		235	19	385	39

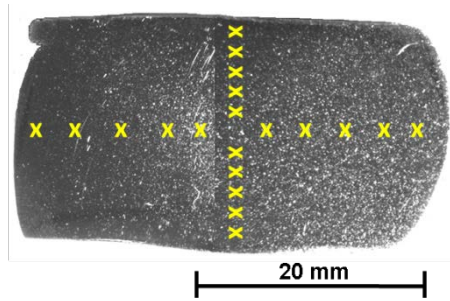


Tabla 10D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 5A (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).

Probeta 5A					
	Número de indentación	Solubilizada a 1080°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	216	14.6	406	41.4
	2	231	18.2	395	40.3
	3	227	17.2	375	38.3
	4	231	18.2	388	39.6
	5	211	13.5	408	41.6
	6	260	24	371	37.8
	7	242	20.8	367	37.4
	8	251	22.5	391	39.9
	9	241	20.6	381	39.1
	10	231	18.2	372	38
vertical	1	219	15.3	397	40.5
	2	234	19	383	39.1
	3	236	19.5	354	36
	4	215	14.4	333	33.6
	5	216	14.6	355	36.1
	6	227	17.2	370	37.7
	7	226	17	374	38.2
	8	233	18.7	377	38.5
	9	223	16.2	375	38.3
	10	209	13.1	394	40.2
Promedio		229	18	378	39

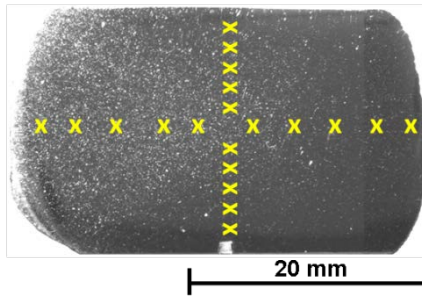


Tabla 11D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 8A (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).

		Probeta 8A				
		Número de indentación	Solubilizada a 1080°C		Envejecida a 650°C	
			HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	240	20.4	368	37.5	
	2	231	18.2	408	41.6	
	3	238	20	356	36.2	
	4	232	18.5	420	42.7	
	5	247	21.8	357	36.3	
	6	243	21	397	40.5	
	7	230	18	390	39.8	
	8	250	22.3	397	40.5	
	9	232	18.5	363	37	
	10	232	18.5	382	39	
vertical	1	223	16.2	400	40.8	
	2	220	15.5	407	41.5	
	3	228	17.5	406	41.4	
	4	229	17.7	371	37.8	
	5	237	19.7	356	36.2	
	6	224	16.5	352	35.7	
	7	223	16.2	393	40.1	
	8	226	17	390	39.8	
	9	231	18.2	386	39.4	
	10	206	12.4	351	35.6	
Promedio		231	18	383	39	

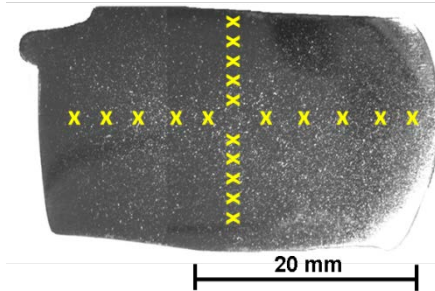


Tabla 12D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 11B (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).

Probeta 11B					
	Número de indentación	Solubilizada a 1080°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	234	19	396	40.4
	2	227	17.2	385	39.3
	3	246	21.6	372	30.8
	4	242	20.8	369	37.6
	5	221	15.7	379	38.7
	6	228	17.5	383	39.1
	7	231	18.2	389	39.7
	8	245	21.4	391	39.9
	9	225	16.7	387	39.5
	10	240	20.4	390	39.8
vertical	1	214	14.2	397	40.5
	2	228	17.5	396	40.4
	3	233	18.7	399	40.7
	4	233	18.7	391	39.9
	5	226	17	413	42
	6	246	21.6	370	37.7
	7	233	18.7	352	35.7
	8	229	17.7	358	36.4
	9	227	17.2	347	35.2
	10	237	19.7	377	38.5
	Promedio	232	18	382	39

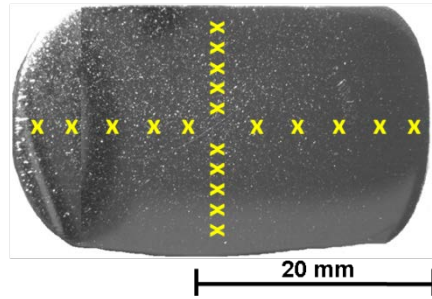


Tabla 13D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 14B (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).

Probeta 14B					
	Número de indentación	Solubilizada a 1080°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	232	18.5	384	39.2
	2	228	17.5	413	42
	3	232	18.5	409	41.7
	4	237	19.7	402	41
	5	228	17.5	402	41
	6	233	18.7	369	37.6
	7	232	18.5	377	38.5
	8	246	21.6	384	39.2
	9	232	18.5	371	37.8
	10	237	19.7	377	38.5
vertical	1	209	13.1	392	40
	2	226	17	388	39.6
	3	232	18.5	375	38.3
	4	235	19.2	343	34.7
	5	228	17.5	385	39.3
	6	234	19	380	38.8
	7	242	20.8	392	40
	8	233	18.7	370	37.7
	9	229	17.7	361	36.7
	10	215	14.4	372	38
Promedio		231	18	382	39

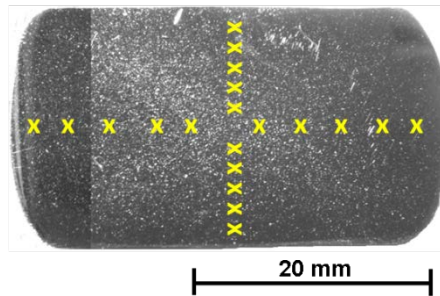


Tabla 14D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 17B (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).

Probeta 17B					
	Número de indentación	Solubilizada a 1080°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	232	18.5	387	39.5
	2	238	20	397	40.5
	3	252	22.6	412	42
	4	215	14.4	380	38.8
	5	238	20	387	39.5
	6	237	19.7	382	39
	7	244	21.2	360	36.6
	8	230	18	385	39.3
	9	226	17	399	40.7
	10	252	22.6	437	44.2
vertical	1	217	14.08	411	41.9
	2	219	15.3	396	40.4
	3	231	18.2	376	38.2
	4	220	15.5	386	39.4
	5	243	21	384	39.2
	6	232	18.5	387	39.5
	7	248	22	395	40.3
	8	227	17.2	428	43.4
	9	227	17.2	376	38.4
	10	230	18	363	37
Promedio		233	19	391	40

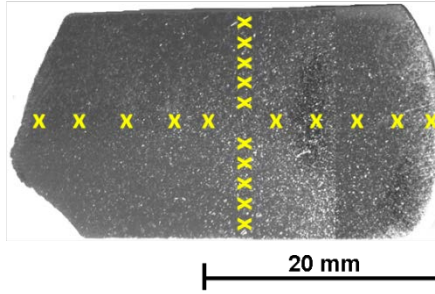


Tabla 15D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 3A (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).

Probeta 3A					
	Número de indentación	Solubilizada a 1115°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	215	14.4	403	41.1
	2	233	18.7	388	39.6
	3	229	17.7	367	37.4
	4	226	17	389	39.7
	5	241	20.6	370	37.7
	6	218	15.1	367	37.4
	7	237	19.7	366	37.6
	8	208	12.8	361	36.7
	9	210	13.3	376	38.4
	10	232	18.5	367	37.4
vertical	1	234	19	393	40.1
	2	223	16.2	396	40.4
	3	213	14	370	37.7
	4	223	16.2	413	42
	5	226	17	383	39.1
	6	227	17.2	352	35.7
	7	221	15.7	345	35
	8	231	18.2	389	39.7
	9	237	19.7	378	38.6
	10	217	14.8	382	39
Promedio		225	17	378	39

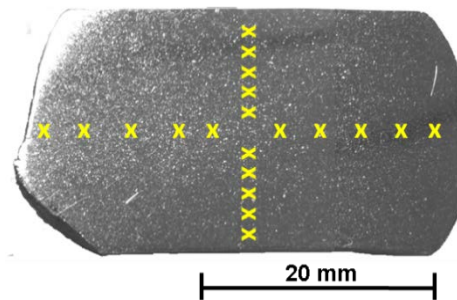


Tabla 16D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 6A (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).

Probeta 6A					
	Número de indentación	Solubilizada a 1115°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	242	20.8	419	42.6
	2	232	18.5	417	42.4
	3	231	18.2	379	38.7
	4	233	18.7	363	37
	5	240	20.4	400	40.8
	6	234	19	402	41
	7	226	17	402	41
	8	232	18.5	390	39.8
	9	241	20.6	420	42.7
	10	233	18.7	369	37.6
vertical	1	227	17.2	377	38.5
	2	231	18.2	401	40.9
	3	227	17.2	393	40.1
	4	265	24.8	404	41.2
	5	226	17	372	38
	6	214	14.2	418	42.5
	7	237	19.7	375	38.3
	8	229	17.7	398	40.6
	9	231	18.2	388	39.6
	10	227	17.2	407	41.5
	Promedio	233	19	395	40

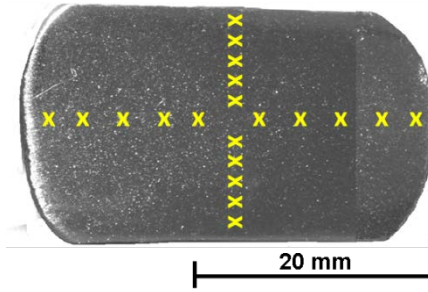


Tabla 17D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 9A (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).

Probeta 9A					
	Número de indentación	Solubilizada a 1115°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	226	17	394	40.2
	2	227	17.2	407	41.5
	3	220	15.5	421	42.8
	4	224	16.5	389	39.7
	5	243	21	399	40.7
	6	236	19.5	402	41
	7	234	19	384	39.2
	8	239	20.2	377	38.5
	9	225	16.7	390	39.8
	10	258	23.6	383	39.1
vertical	1	243	21	412	42
	2	234	19	414	42.1
	3	236	19.5	384	39.2
	4	245	21.4	402	41
	5	243	21	410	41.8
	6	238	20	365	37.2
	7	234	19	366	37.3
	8	234	19	396	40.4
	9	233	18.7	366	37.3
	10	242	20.8	379	38.7
Promedio		236	19	392	40

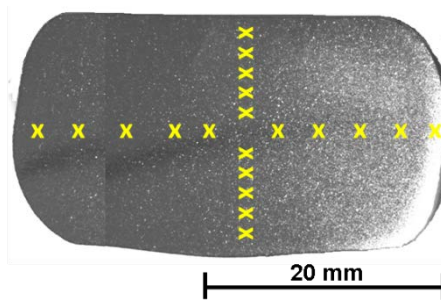


Tabla 18D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 12B (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).

		Probeta 12B				
		Solubilizada a 1115°C		Envejecida a 650°C		
		Número de indentación	HV	HRC	HV	HRC
Horizontal		1	238	20	414	42.1
		2	233	18.7	388	39.6
		3	221	15.7	404	41.2
		4	214	14.2	408	41.6
		5	236	19.5	414	42.1
		6	225	16.7	400	40.8
		7	223	16.2	396	40.4
		8	237	19.7	375	38.3
		9	240	20.4	379	38.7
		10	227	17.2	410	41.8
vertical		1	241	20.6	426	43.2
		2	249	22.1	412	42
		3	256	23.3	389	39.7
		4	236	19.5	376	38.4
		5	233	18.7	390	39.8
		6	243	21	406	41.4
		7	234	19	395	40.3
		8	245	21.4	398	40.6
		9	245	21.4	384	39.2
		10	242	20.8	359	36.5
		Promedio	236	19	396	40

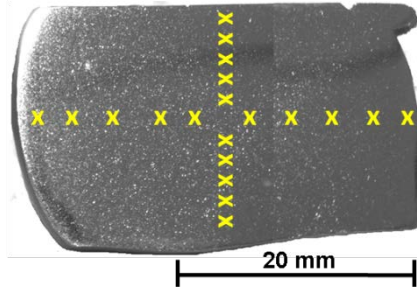


Tabla 19D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 15B (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).

Probeta 15B					
	Número de indentación	Solubilizada a 1115°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	238	20	415	42.5
	2	222	16	373	38.1
	3	229	17.7	381	38.9
	4	229	17.7	412	42
	5	234	19	381	38.9
	6	249	22.1	388	39.6
	7	232	18.5	398	40.6
	8	233	18.7	412	42
	9	239	20.2	404	41.2
	10	230	18	384	39.2
vertical	1	219	15.3	370	37.7
	2	212	13.7	380	38.8
	3	225	16.7	405	41.3
	4	215	14.4	363	37
	5	229	17.7	404	41.2
	6	245	21.4	409	41.7
	7	218	15.1	362	36.8
	8	216	14.6	411	41.9
	9	225	16.7	363	37
	10	243	21	385	39.3
Promedio		229	18	390	40

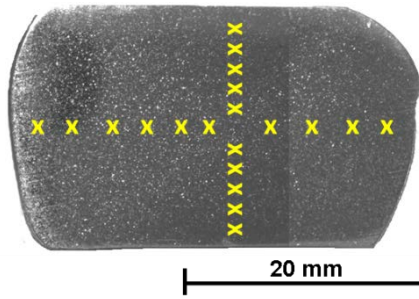


Tabla 20D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 18B (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).

Probeta 18B					
	Número de indentación	Solubilizada a 1115°C		Envejecida a 650°C	
		HV	HRC	HV	HRC
Horizontal	1	221	15.7	408	41.6
	2	220	15.5	431	43.7
	3	226	17	399	40.7
	4	230	18	400	40.8
	5	237	19.7	389	39.7
	6	236	19.5	393	40.1
	7	239	20.2	383	39.1
	8	254	23	380	38.8
	9	233	18.7	413	42
	10	244	21.2	369	37.6
vertical	1	243	21	370	37.7
	2	246	21.6	390	39.8
	3	245	21.4	388	39.6
	4	231	18.2	405	41.3
	5	232	18.5	393	40.1
	6	221	15.7	392	40
	7	236	19.5	369	37.6
	8	232	18.5	349	35.4
	9	243	21	394	40.2
	10	236	19.5	388	39.6
	Promedio	235	19	390	40

LISTA DE FIGURAS

CAPÍTULO II

Figura 2.1	Turbomaquinaria de un motor Trent 800 de Rolls-Royce ^[2]	6
Figura 2.2	Alabe de turbina en (a) cristales equiaxiales, (b) cristales columnares y (c) monocristal ^[1]	8
Figura 2.3	Evolución de la resistencia en superaleaciones a elevadas temperaturas a partir del año 1940 ^[4,5]	10
Figura 2.4	Países, compañías y personas en el mundo responsables del desarrollo de las superaleaciones ^[6]	10
Figura 2.5	Tendencia de la adición de elementos en las superaleaciones en el tiempo ^[6]	11
Figura 2.6	(a) Estructura cristalina de la fase γ' (b) estructura cristalina de la fase γ (matriz).....	16
Figura 2.7	Elementos utilizados en superaleaciones base níquel. Los elementos de menor beneficio están marcados con rojo y los perjudiciales con gris ^[4]	23
Figura 2.8	Coeficientes de expansión térmica de diferentes aleaciones a temperatura elevada ^[14]	24
Figura 2.9	Representación esquemática de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación ^[31]	35
Figura 2.10	Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de un monocristal ^[31]	38
Figura 2.11	Diferentes etapas de la recuperación dinámica para un material deformado. (a) generación de dislocaciones, (b) formación de celdas, (c) aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas, (d) formación de subgranos, (e) crecimiento ^[31]	39
Figura 2.12	Representación esquemática de la nucleación durante el proceso de recristalización dinámica ^[31]	41
Figura 2.13	Proceso de elaboración de una preforma.....	44
Figura 2.14	Proceso de rolado de un anillo.....	45

CAPÍTULO III

Figura 3.1	Esquema general de la metodología experimental.....	50
Figura 3.2	Laja cortada para análisis macro y microestructural.....	52
Figura 3.3	(a) Medidas y zonas de la barra donde se extrajeron las probetas (b) Dimensiones de probetas maquinadas.....	53
Figura 3.4	(a) Probeta antes y después de la deformación (b) Probetas enfriadas al aire.....	55
Figura 3.5	Corte transversal de probetas deformadas para su análisis.....	56
Figura 3.6	(a) Muestra recién salida de tratamiento (b) Enfriamiento de probetas en agua y al aire.....	58
Figura 3.7	Ataque químico a una laja de H-242.....	60
Figura 3.8	Ataque químico de una probeta pre-solubilizada antes de la deformación en caliente.....	61
Figura 3.9	Esquema de durezas para las 44 condiciones de la colada número 2.....	62

CAPÍTULO IV

Figura 4.1	Microestructura del tipo dúplex bimodal presente en la muestra de anillo a 50X.....	66
Figura 4.2	Detalle de microestructura en una banda de precipitación a 500X.....	66
Figura 4.3	Microestructura de una zona de precipitación a 1 600X.....	67
Figura 4.4	Análisis puntual de la matriz y los precipitados presentes en una banda de precipitación a 6 000X.....	68
Figura 4.5	Microestructura de (a) Zona 1 (b) Zona 2 y (c) Zona 3 a 50X.....	69
Figura 4.6	Microestructura de la probeta 3A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	70
Figura 4.7	(a) Muestra en condición de materia prima (b) muestra en condición de pre-solubilizado a 100X.....	71
Figura 4.8	Precipitado presente en la microestructura de la muestra en condición de materia prima a 15 000X.....	72

Figura 4.9	(a) Regiones de deformación de la probeta pre-solubilizada 8A y (b) regiones de deformación de la probeta 17B en condición de materia prima.....	73
Figura 4.10	Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 9A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C...	74
Figura 4.11	Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 18B deformada en condición de materia prima a 1050°C.....	75
Figura 4.12	Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 6A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C...	76
Figura 4.13	Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 15B deformada en condición de materia prima a 1100°C.....	77
Figura 4.14	Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 2A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C...	78
Figura 4.15	Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 12B deformada en condición de materia prima a 1130°C.....	79
Figura 4.16	Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 9A (pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C)	80
Figura 4.17	Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 18B (deformada en condición de materia prima a 1050°C).....	80
Figura 4.18	Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 6A (pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C)	81
Figura 4.19	Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 15B (deformada en condición de materia prima a 1100°C).....	81
Figura 4.20	Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 2A (pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C)	82
Figura 4.21	Tamaño de grano de las zonas de deformación que presentó la probeta 12B (deformada en condición de materia prima a 1130°C).....	82

Figura 4.22	Microestructura de la probeta 10B: (a) antes y (b) después del tratamiento de solubilizado a 1045°C.....	84
Figura 4.23	Microestructura de la probeta 5A: (a) antes y (b) después del tratamiento de solubilizado a 1080°C.....	85
Figura 4.24	Microestructura de la probeta 15B: (a) antes y (b) después del tratamiento de solubilizado a 1115°C.....	85
Figura 4.25	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recristalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 1A después de un solubilizado a 1045°C.	86
Figura 4.26	Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 1A: (a) a 100X y (b) a 500X.....	86
Figura 4.27	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recristalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 10B después de un solubilizado a 1045°C.....	87
Figura 4.28	Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 10B: (a) a 100X y (b) a 500X.....	87
Figura 4.29	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recristalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 7A después de un solubilizado a 1045°C.	88
Figura 4.30	Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 7A: (a) a 100X y (b) a 500X.....	88
Figura 4.31	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra la microestructura recristalizada y las bandas de precipitación formadas en la probeta 13B después de un solubilizado a 1045°C.....	89
Figura 4.32	Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 13B: (a) a 100X y (b) a 500X.....	89
Figura 4.33	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recristalizada en la probeta 5A después de un solubilizado a 1080°C.....	90
Figura 4.34	Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 5A a 100X.....	90

Figura 4.35	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recristalizada en la probeta 14B después de un solubilizado a 1080°C.....	91
Figura 4.36	Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 14B a 100X.....	91
Figura 4.37	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recristalizada en la probeta 6A después de un solubilizado a 1115°C.....	92
Figura 4.38	Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 6A a 100X.....	92
Figura 4.39	Imágenes tomadas a 50X por MO donde se muestra una microestructura totalmente recristalizada en la probeta 15B después de un solubilizado a 1115°C.....	93
Figura 4.40	Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 2 en la probeta 15B a 100X.....	93
Figura 4.41	Análisis puntual realizado en la matriz de la probeta 10B a 1 000 X.....	96
Figura 4.42	Análisis puntual de los precipitados presentes en una banda de precipitación a 3 000X.....	96
Figura 4.43	Efecto del tratamiento térmico sobre probetas pre-solubilizadas.....	98
Figura 4.44	Efecto del tratamiento térmico sobre probetas no pre-solubilizadas.....	99
Figura 4.45	Valores de dureza obtenidos de las muestras provenientes de las coladas 1 y 2.....	100

APÉNDICE A

Figura A1.	Microestructura del tipo dúplex bimodal presente en la muestra de anillo a 100X.....	108
Figura A2.	Microestructura de la probeta 1A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	109

Figura A3. Microestructura de la probeta 2A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	109
Figura A4. Microestructura de la probeta 4A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	110
Figura A5. Microestructura de la probeta 5A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	110
Figura A6. Microestructura de la probeta 6A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	111
Figura A7. Microestructura de la probeta 7A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	111
Figura A8. Microestructura de la probeta 8A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	112
Figura A9. Microestructura de la probeta 9A: (a) en condición de materia prima (b) después del tratamiento de pre-solubilizado a 50X.....	112
Figura A10. Microestructura de la probeta 10B en condición de materia prima a 50X.....	113
Figura A11. Microestructura de la probeta 11B en condición de materia prima a 50X.....	113
Figura A12. Microestructura de la probeta 12B en condición de materia prima a 50X.....	114
Figura A13. Microestructura de la probeta 13B en condición de materia prima a 50X.....	114
Figura A14. Microestructura de la probeta 14B en condición de materia prima a 50X.....	115
Figura A15. Microestructura de la probeta 15B en condición de materia prima a 50X.....	115
Figura A16. Microestructura de la probeta 16B en condición de materia prima a 50X.....	116
Figura A17. Microestructura de la probeta 17B en condición de materia prima a 50X.....	116
Figura A18. Microestructura de la probeta 18B en condición de materia prima a 50X.....	117
Figura A19. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 7A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C...	118

Figura A20. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 7A a 100X.....	118
Figura A21. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 8A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1050°C...	119
Figura A22. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 8A a 100X.....	119
Figura A23. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 16B deformada en condición de materia prima a 1050°C.....	120
Figura A24. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 16B a 100X.....	120
Figura A25. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 17B deformada en condición de materia prima a 1050°C.....	121
Figura A26. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 17B a 100X.....	121
Figura A27. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 4A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C...	122
Figura A28. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 4A a 100X.....	122
Figura A29. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 5A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1100°C...	123
Figura A30. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 5A a 100X.....	123
Figura A31. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 13B deformada en condición de materia prima a 1100°C.....	124
Figura A32. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 13B a 100X.....	124
Figura A33. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 14B deformada en condición de materia prima a 1100°C.....	125
Figura A34. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 14B a 100X.....	125

Figura A35. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 1A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C...	126
Figura A36. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 1A a 100X.....	126
Figura A37. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 3A pre-solubilizada a 1200°C y deformada a 1130°C...	127
Figura A38. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 3A a 100X.....	127
Figura A39. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 10B deformada en condición de materia prima a 1130°C.....	128
Figura A40. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 10B a 100X.....	128
Figura A41. Microestructura a 50X de las zonas de deformación que presentó la probeta 11B deformada en condición de materia prima a 1130°C.....	129
Figura A42. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 11B a 100X.....	129
Figura A43. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 4A después de un solubilizado a 1045°C.....	133
Figura A44. Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 4A: (a) a 100X y (b) a 500X.....	133
Figura A45. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 16B después de un solubilizado a 1045°C.....	134
Figura A46. Detalle de microestructura de bandas de precipitación en la probeta 16B: (a) a 100X y (b) a 500X.....	134
Figura A47. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 2A después de un solubilizado a 1080°C.....	135
Figura A48. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 2A solubilizada a 1080°C a 100X.....	135
Figura A49. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 8A después de un solubilizado a 1080°C.....	136
Figura A50. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 8A solubilizada a 1080°C a 100X.....	136

Figura A51. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 11B después de un solubilizado a 1080°C.....	137
Figura A52. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 11B solubilizada a 1080°C a 100X.....	137
Figura A53. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 17B después de un solubilizado a 1080°C.....	138
Figura A54. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 17B solubilizada a 1080°C a 100X.....	138
Figura A55. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 3A después de un solubilizado a 1115°C.....	139
Figura A56. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 3A solubilizada a 1115°C a 100X.....	139
Figura A57. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 9A después de un solubilizado a 1115°C.....	140
Figura A58. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 9A solubilizada a 1115°C a 100X.....	140
Figura A59. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 12B después de un solubilizado a 1115°C.....	141
Figura A60. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 12B solubilizada a 1115°C a 100X.....	141
Figura A61. Imágenes tomadas a 50X donde se muestra la microestructura de la probeta 18B después de un solubilizado a 1115°C.....	142
Figura A62. Detalle de microestructura de: (a) zona 1 y (b) zona 5 de la probeta 18B solubilizada a 1115°C a 100X.....	142

APÉNDICE B

Figura B1. Microestructura del tipo dúplex bimodal presente en la muestra de anillo a 100X.....	146
Figura B2. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 200X.....	147
Figura B3. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 400X.....	147

Figura B4. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 1 200X.....	148
Figura B5. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la muestra de anillo a 1 600X.....	148
Figura B6. Precipitados tipo 1 (morfología alargada) y tipo 2 (morfología redonda) presentes en la muestra de anillo a 3 000X.....	149
Figura B7. Precipitados tipo 1 presentes en la muestra de anillo a 12 000X...	149
Figura B8. Precipitados Ni ₂ (Mo,Cr) presentes en la muestra de anillo a 120 000X.....	150
Figura B9. Precipitados Ni ₂ (Mo,Cr) presentes en la muestra de anillo a 120 000X.....	150
Figura B10. Análisis químico cualitativo de la matriz de la muestra de anillo....	151
Figura B11. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 1 presente en la microestructura de la muestra de anillo.....	152
Figura B12. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 2 presente en la microestructura de la muestra de anillo.....	153
Figura B13. Difractograma del análisis químico cualitativo de la matriz en condición de materia prima.....	154
Figura B14. Difractograma del análisis químico cualitativo de la matriz en condición de materia prima pre-solubilizada.....	154
Figura B15. Análisis de mapeo en precipitados presentes en la materia prima.	155
Figura B16. Análisis de mapeo en precipitados presentes en la materia prima pre-solubilizada.....	156
Figura B17. Microestructura a 200X de la probeta 10B deformada a 1130°C....	157
Figura B18. Microestructura a 600X de la probeta 10B deformada a 1130°C....	157
Figura B19. Microestructura a 1 200X de la probeta 10B deformada a 1130°C..	158
Figura B20. Microestructura a 2 500X de la probeta 10B deformada a 1130°C..	158
Figura B21. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada 1045°C a 250X.....	159
Figura B22. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada 1045°C a 500X.....	159
Figura B23. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada 1045°C a 1 000X.....	160

Figura B24. Bandas de precipitación presentes en la microestructura de la probeta 10B solubilizada 1045°C a 3 000X.....	160
Figura B25. Análisis químico cualitativo de la matriz de la probeta 10B.....	161
Figura B26. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 1 presente en la microestructura de la probeta 10B.....	162
Figura B27. Análisis químico cualitativo del precipitado tipo 2 presente en la microestructura de la probeta 10B.....	163
Figura B28. Análisis químico cualitativo un carburo tipo M_6C presente en la microestructura de la probeta 10B.....	164

APÉNDICE C

Figura C1. Microestructura del centro de la barra (Zona 1).....	165
Figura C2. Microestructura de la parte intermedia de la barra (Zona 2).....	166
Figura C3. Microestructura de la parte exterior de la barra (Zona 3).....	166
Figura C4. Macroataque realizado sobre la laja de materia prima: Zona (a).- se puede observar unas líneas de flujo formadas debido al procesamiento mecánico que recibió la barra, Zonas (b) y (c).- muestran una macroestructura homogénea, sin evidencia de segregación, grietas o porosidad.....	167

LISTA DE TABLAS

CAPÍTULO II

Tabla 1.	Clasificación y características de las superaleaciones ^[4,5]	15
Tabla 2.	Rangos de composición de los elementos principales en superaleaciones ^[4]	21
Tabla 3.	Efecto de los elementos de aleación en superaleaciones ^[4]	22
Tabla 4.	Composición química nominal de la superaleación H-242 ^[14]	26
Tabla 5.	Propiedades físicas de la superaleación H-242 ^[13]	26
Tabla 6.	Componentes encontrados en H-242 ^[21]	30

CAPÍTULO III

Tabla 7.	Composición química de las coladas 1 y 2 de H-242.....	51
Tabla 8.	Diseño de experimentos.....	54
Tabla 9.	Tratamientos térmicos aplicados.....	57

CAPÍTULO IV

Tabla 10.	Porcentaje en peso aproximado de las zonas analizadas.....	68
Tabla 11.	Porcentaje en peso aproximado de las zonas analizadas en la colada 2.....	97

APÉNDICE A

Tabla 1A.	Tamaño de grano y microestructuras de las probetas deformadas a 1050°C.....	130
Tabla 2A.	Tamaño de grano y microestructuras de las probetas deformadas a 1100°C.....	131
Tabla 3A.	Tamaño de grano y microestructuras de las probetas deformadas a 1130°C.....	132

Tabla 4A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas solubilizadas a 1045°C.....	143
Tabla 5A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas solubilizadas a 1080°C.....	144
Tabla 6A. Tamaño de grano y microestructuras de las probetas solubilizadas a 1115°C.....	145

APÉNDICE D

Tabla 1D. Valores de dureza obtenidos en la muestra de anillo.....	168
Tabla 2D. Valores de dureza obtenidos de la materia prima antes y después Del pre-solubilizado a 1200°C/4 hrs.....	169
Tabla 3D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 1A (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).....	170
Tabla 4D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 4A (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).....	171
Tabla 5D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 7A (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).....	172
Tabla 6D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 10B (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).....	173
Tabla 7D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 13B (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).....	174
Tabla 8D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 16B (solubilizada a 1045°C y envejecida a 650°C).....	175
Tabla 9D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 2A (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).....	176
Tabla 10D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 5A (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).....	177
Tabla 11D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 8A (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).....	178
Tabla 12D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 11B (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).....	179
Tabla 13D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 14B (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).....	180

Tabla 14D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 17B (solubilizada a 1080°C y envejecida a 650°C).....	181
Tabla 15D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 3A (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).....	182
Tabla 16D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 6A (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).....	183
Tabla 17D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 9A (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).....	184
Tabla 18D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 12B (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).....	185
Tabla 19D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 15B (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).....	186
Tabla 20D. Valores de dureza obtenidos en la probeta 18B (solubilizada a 1115°C y envejecida a 650°C).....	187