

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**“Caracterización microestructural y mecánica de una aleación
INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes
condiciones”**

por:

Pedro Jacinto Páramo Kañetas

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

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**“Caracterización microestructural y mecánica de una aleación
INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes
condiciones”**

por:
Pedro Jacinto Páramo Kañetas

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

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que a la tesis **“Caracterización microestructural y mecánica de una aleación INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes condiciones”** realizada por el alumno **Pedro Jacinto Páramo Kañetas** con número de matrícula **1148918**, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El comité de tesis

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata
Asesor

Dra. Maribel de la Garza Garza
Revisor

Dr. Victor Páramo López
Revisor

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
Subdirector de Estudios de Postgrado

Ciudad Universitaria, San Nicolás De Los Garza, N. L.

DEDICADA A:

**TODOS AQUELLAS PERSONAS QUE ME HAN APOYADO, QUE FUERON,
SON Y SERAN SIEMPRE UNA PARTE DE ESTA LOCA CARRERA DE VIVIR.**

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y al Postgrado en Ingeniería de Materiales agradezco la oportunidad brindada de pertenecer a su programa y a la excelente formación académica recibida.

Al CONACYT por el apoyo económico otorgado para realizar este proyecto.

A la empresa FRISA AEROSPACE por permitirme trabajar en conjunto y por el material donado para esta investigación.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero Mata por brindarme su excelente asesoría y la gran oportunidad de trabajar con ella.

A la Dra. Maribel de la Garza Garza por aconsejarme y apoyarme en todo momento.

Al Dr. Victor Páramo por apoyarme en todo momento y por su valiosa participación en este proyecto.

A todos los doctores y compañeros del postgrado a quienes les he aprendido mucho y he compartido una excelente amistad.

A toda mi familia especialmente por todo el cariño, comprensión y apoyo que me han dado.

A esa persona especial que me demostró paciencia, confianza y apoyo, Angie.

Un especial agradecimiento a mi compañero y amigo M.C. Luis Arturo Reyes Osorio, por todo el apoyo, asesoría y aportación a esta investigación.

“Caracterización microestructural y mecánica de una aleación INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes condiciones”

Índice

1. Resumen	3
2. Introducción	5
3. “Superaleaciones”	7
3.1 Metalurgia básica de las superaleaciones	9
3.2 Superaleación “INCONEL718”	13
3.3 Aplicaciones de la superaleación “INCONEL 718”	16
3.3.1 Proceso de fabricación de la superaleación INCONEL 718	18
3.3.2 Conversión de lingote a barra, proceso, forja de abierta.....	21
3.3.3 Producción de discos y anillos sin costura.....	22
4. Mecanismos de endurecimiento en la superaleación INCONEL 718.....	26
4.1 Tratamientos térmico	26
4.1.1 Tratamiento de solubilizado	28
4.1.2 Tratamiento de envejecido	29
4.2 Matriz gamma γ	31
4.3 Fase gamma prima γ'	32
4.4 Fase gamma doble prima γ''	34
4.5 Fase delta δ	36
5. “Proceso termo-mecánico”	39
5.1 Mecanismos de deformación	40

5.1.1	Sistema de deslizamiento	41
5.1.2	Maclado	42
5.2	Ensayos mecánicos	43
5.2.1	Ensayo de tensión.....	44
5.2.2	Ensayo de compresión.....	46
5.3	Efectos de la temperatura en la deformaci3n	49
5.4	Fen3meno de recristalizaci3n y crecimiento de grano.....	52
5.4.1	Recristalizaci3n din3mica	56
5.4.2	Recristalizaci3n metadin3mica	58
5.4.3	Recristalizaci3n est3tica.....	59
5.4.4	Crecimiento de grano anormal (granos ALA).....	61
6.	Metodolog3a experimental	63
6.1	Material	63
6.2	Dise1no de experimentos	65
6.3	An3lisis metalogr3fico, tama1o de grano, dureza	69
6.4	Tratamiento t3rmico	74
6.5	Pruebas mec3nicas	77
7.	Resultados y discusi3n	81
8.	Conclusiones y recomendaciones	176
9.	Referencias bibliogr3ficas	181
10.	Anexos	186
	Lista de figuras	190
	Lista de tablas	199

1. Resumen

La superaleación INCONEL 718, es una aleación de la familia base níquel, encuentra gran aplicación en la industria aeroespacial gracias a sus excelentes propiedades mecánicas a elevadas temperaturas y a su buena resistencia a la corrosión, por esta razón requiere cumplir con estándares indispensables en el proceso de fabricación y conformado, por lo cual es de suma importancia su entendimiento para la optimización y control de estas propiedades en proceso de fabricación. La INCONEL contiene cantidades importantes de hierro y cromo, es una aleación que endurece por precipitación y sus principales elementos precipitantes son niobio, titanio y aluminio.

El presente trabajo tuvo como objetivo principal el análisis de la evolución microestructural de la INCONEL 718, la cual fue sometida a un proceso termomecánico de forja industrial y posteriormente la determinación de las propiedades mecánicas a través de ensayos de compresión en caliente con diferentes parámetros de procesamiento. La caracterización fue realizada por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y microdureza Vickers.

Cuatro cilindros de 100 mm de diámetro y 150 mm de alto fueron sometidos a un trabajo termomecánico de forja industrial a diferentes condiciones de temperatura y deformación. Los cilindros 1-1 y 1-3 fueron deformados a 1040°C y 1020°C hasta alcanzar 73% de deformación en un paso respectivamente y los cilindros 1-2 y 1-4 fueron deformados a 1040°C y 1020°C hasta alcanzar 50%

de deformación en el primer paso respectivamente y 1020°C y 1000°C hasta alcanzar 23% de deformación en el segundo paso respectivamente.

Los cilindros deformados fueron cortados por la mitad para obtener cuatro lascas y se obtuvieron las digitalizaciones de las imágenes metalográficas de las áreas transversales de cada cilindro, se determinó el tamaño de grano de treinta diferentes zonas del área transversal de las cuatro lascas, por medio de microscopía óptica, con base en la norma estándar ASTM E-112 de mapas comparativos y se obtuvieron imágenes metalográficas por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido y fue medida la microdureza Vickers por medio de un mapeo transversal y longitudinal.

Posteriormente se cortaron las lascas con el fin de obtener probetas de 10 mm de alto y 7 mm de diámetro de cada una de las 30 zonas de las cuatro lascas para someterlas a los ensayos mecánicos. Ocho probetas de la zona central fueron escogidas para los ensayos y cuatro de estas fueron sometidas a un tratamiento térmico.

Los ensayos de compresión en caliente fueron realizados a una velocidad de deformación de 0.1s^{-1} y a dos diferentes temperaturas de 1020°C y 980°C cada una para cuatro probetas de cada laca.

Finalmente cada probeta fue cortada por la mitad obteniendo así sus imágenes metalográficas por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido y fue medida la microdureza Vickers en la zona transversal de las probetas ensayadas.

2. Introducción

Objetivo

Este proyecto tiene como objetivo la caracterización mecánica y el análisis microestructural de la superaleación INCONEL 718 sometido a un trabajo termo-mecánico en un proceso de forjado industrial bajo diferentes condiciones de deformación y altas temperaturas, con énfasis en la formación de precipitados y su efecto en el comportamiento de formado en caliente. Entre las metas científicas para el presente trabajo se encuentran:

- ◇ Identificar las fases y obtención de tamaño de grano de la matriz gama por medio de microscopía óptica.
- ◇ Relacionar la microestructura y porcentajes de fases en *condición de forjado*, con mediciones de microdureza Vickers.
- ◇ Identificar los rangos de temperatura de transformación de fases por medio de análisis térmico diferencial (DTA por sus siglas en inglés).
- ◇ Someter la superaleación a diferentes tratamientos térmicos con el fin de comparar el procedimiento estándar para su reforzamiento por envejecido, con los tratamientos térmicos propuestos.
- ◇ Analizar la evolución de la microestructura y crecimiento de grano, presencia, y porcentaje de las diferentes fases, por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM).
- ◇ Relacionar la microestructura y porcentajes de fases con base en metalografía cuantitativa por medio de un método de intersección.

◇ Determinar las propiedades mecánicas en *condición de reforzamiento por envejecido*, bajo ensayos de compresión a altas temperaturas y microdureza Vickers.

◇ Analizar las curvas de esfuerzo–deformación para obtener las relaciones constitutivas ligarlas con los fenómenos de recristalización que se llegaran a presentar en los ensayos mecánicos.

◇ Relación de la distribución de la “fase delta en límites de grano” y su efecto sobre el crecimiento y tamaño de grano.

Hipotesis

El trabajo termomecánico de forjado industrial y la variación de temperaturas de deformación, pueden controlar la microestructura y la formación de precipitados de fases indeseables como la fase delta δ , así como, la propiedades mecánicas, para la aplicación en la industria aeronáutica y de generación de energía.

3. “Superalcaciones”

Las superalcaciones son de creaci3n relativamente nueva que datan del primer cuarto y mediados del siglo XX, son creadas debido a la necesidad de obtener materiales con propiedades 3ptimas de resistencia a la corrosi3n y buen desempe1o a elevadas temperaturas. El acero inoxidable fue el punto de partida en la segunda y tercera d3cada del siglo XX en el desempe1o a altas temperaturas, pero pronto con las necesidades propias de la 3poca (d3gase la “segunda guerra mundial”), las turbinas de gas y las turbinas en la industria aeron3utica (“jet engines”) se convirtieron en una gui3a para el desarrollo de dichas superalcaciones.

Las superalcaciones se clasifican principalmente en tres diferentes grupos dependiendo sus elementos base, base hierro-n3quel, base cobalto y base n3quel, y generalmente son usadas a temperaturas elevadas al rededor de los 540°C (1000°F aproximadamente) o por arriba de 3sta. Cada uno de los diferentes grupos de las superalcaciones encuentran una aplicaci3n significativa, por ejemplo en la industria aeroespacial, en la industria petrolera y en la industria energ3tica en la generaci3n de energ3a el3ctrica.

Las superalcaciones base hierro-n3quel o n3quel, como el INCONEL 718 (In718), son una extensi3n de la tecnolog3a del acero inoxidable se utilizan mayormente en componentes forjados a alta temperatura como en anillos o rodamientos utilizados com3nmente en la industria aeroespacial, el grupo de superalcaciones base cobalto y base n3quel pueden ser utilizados en componentes forjados o en calidad de vaciado dependiendo su aplicaci3n y su composici3n[1].

Las superalcaciones base n3quel pueden ser utilizadas en rodamientos o cojinetes hasta una temperatura por arriba del 80% de su temperatura incipiente

de fusión ($0.85\% T_m$), lo que nos demuestra que su resistencia a altas temperatura supera el desempeño de cualquier otra aleación utilizada en ingeniería. Las superaleaciones muestran una combinación de resistencia a altas temperaturas, resistencia a los ataques de medio ambiente (tales como oxidación, nitruración y sulfuración), excelente resistencia a la termofluencia, dureza, resistencia a la ruptura por esfuerzo y presentan estabilidad metalúrgica, además de tener características de expansión térmicas útiles para las diferentes aplicaciones y resistencia a la fatiga térmica y a la corrosión [2].

En la mayoría de los metales se han medido propiedades en lapsos cortos tales como el punto de cedencia, esfuerzo de ruptura y esfuerzo máximo (por mencionar solo algunos) con base en ensayos mecánicos a temperaturas ordinarias, sin embargo, cuando las temperaturas de trabajo alcanzan un rango al rededor del 50% de la temperatura de fusión ($0.50 T_m$) se deben medir en función del tiempo, así que si un metal se somete a una carga considerablemente por debajo de su carga de ruptura pero ahora a temperaturas elevadas, el metal empezará a extenderse con la carga y con el tiempo, a esta extensión dependiente del tiempo se le llama termofluencia (creep, en ingles) y si se permite que continúe el tiempo suficiente dará lugar a la fractura (creep-rupture strength en ingles o comúnmente llamada stress-rupture strength). A modo de comparación en la figura 3.1, se muestra el comportamiento de la resistencia de ruptura debido al esfuerzo (stress-rupture strength) de los tres grupos de superaleaciones (base hierro-níquel, cobalto y níquel) [1].

La termofluencia es solo uno de los fenómenos que presentan en general en los metales y se debe tomar en cuenta en las distintas aplicaciones que dependan de la carga y temperatura, así como deben ser obtenidas todas las demás propiedades tales como el punto de cedencia, fatiga cíclica, punto de ruptura, dureza, tensión, modulo de elasticidad, etc. Para un mejor entendimiento es necesario comprender la metalurgia básica de las superaleaciones.

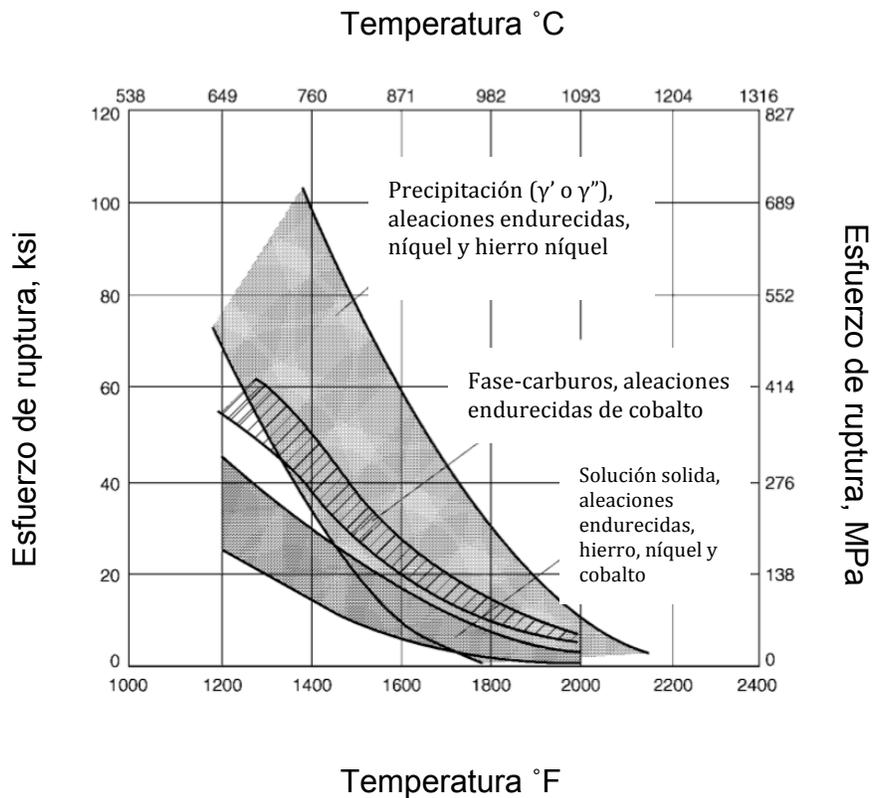


Figura 3.1 esfuerzos de ruptura (stress-rupture strength) de las superaleaciones [1].

3.1 Metalurgia básica de las superaleaciones

Tomando en cuenta los modelos de esferas rígidas que representan las estructuras cristalinas de la mayoría de los metales, se construyen unos modelos básicos dependiendo de la posición de los átomos, la figura geométrica y la organización que estos crean al estar acomodados y agrupados, esta agrupación se le llama celda unitaria o red de Bravais[5]. Las estructuras cúbica centrada en las caras (FCC en inglés), cúbica centrada en el cuerpo (BCC en inglés) y hexagonal compacto (HCP en inglés) son en lo general la gama mas común de las estructuras cristalinas de los metales, dentro

del mundo de las superaleaciones encontramos una estructura también muy común de las fases secundarias y precipitantes llamada tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). La figura 3.2 muestra las estructuras generales básicas de los metales.

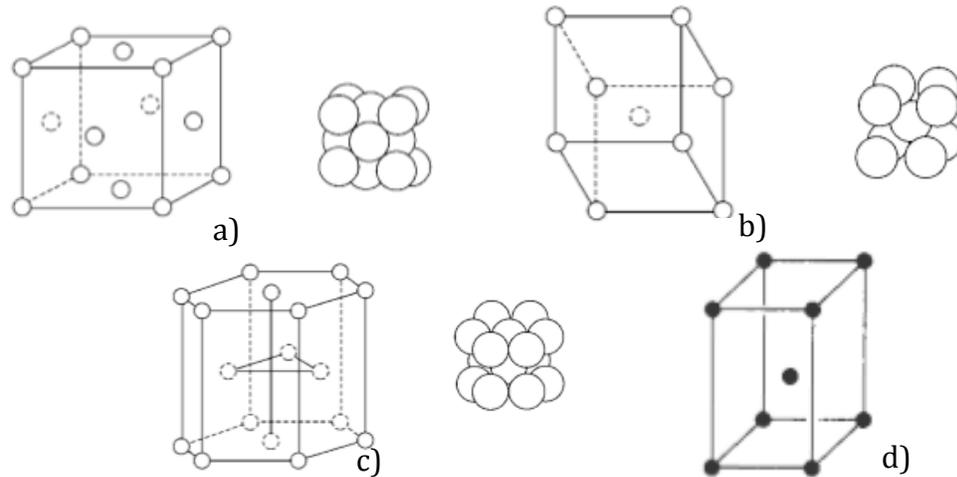


Figura 3.2. Estructuras cristalinas generales básicas de los metales, a) cúbica centrada en las caras (FCC en inglés), b) cúbica centrada en el cuerpo (BCC en inglés), c) hexagonal compacta (HCP en inglés), d) tetragonal centrada en el cuerpo (BCT en inglés)[5].

La resistencia a las temperaturas elevadas de las superaleaciones dependen directamente de su estructura cristalina, el hierro, el níquel y el cobalto, son generalmente de estructura austenítica FCC cuando son base de las superaleaciones, aunque el hierro y el cobalto a temperatura ambiente no son FCC, sufren transformaciones a temperaturas elevadas o en presencia de elementos aleantes como en las superaleaciones. Por otro lado, el níquel no presenta transformaciones alotrópicas, esto quiere decir que mantiene su estructura cristalina FCC a elevadas temperaturas, por lo tanto en las superaleaciones de base hierro y cobalto se adicionan elementos para estabilizarlos y particularmente el níquel para proveerlas de mejores propiedades.

La temperatura límite superior no está restringida por los cambios alotrópicos

de las fases que puedan ocurrir, sino en función de la temperatura incipiente de fusión y de la disolución de las fases presentes en las superaleaciones. La fusión incipiente es aquella que se produce en la aleación en las partes que durante la solidificación no está en la composición de equilibrio y por lo tanto funde a una temperatura menor a la cual debería fundirse toda la aleación. La temperatura de fusión no es una temperatura dada en las superaleaciones, es un rango que caracteriza a cada una de las aleaciones y se deriva de sus elementos base y los elementos aleantes[1].

La resistencia o fuerza de las superaleaciones no solo dependen de su estructura cristalina base FCC de la matriz gamma γ , sino también de las fases endurecedoras presentes, como carburos metálicos (MC , $M_{23}C_6$), o fases precipitantes tales como las fases gamma prima γ' de estructura de orden FCC $[Ni_3(Ti,Al)]$ encontradas en las aleaciones base hierro-níquel y base níquel. En las aleaciones que contienen niobio o niobio y tantalio se encuentra la fase gamma doble prima γ'' (Ni_3Nb) que es la fase endurecedora primaria de superaleaciones como la IN718, de estructura de orden BTC tetragonal centrada en el cuerpo. Las superaleaciones base cobalto pueden desarrollar precipitados de carburos, pero no se han encontrado fases intermetálicas endurecedoras precipitantes como γ' [2].

Existen también otras fases llamadas indeseables que se presentan debido a las variaciones en la composición, al procesamiento de la superaleación y a la exposición de estas a temperaturas elevadas, dentro de este grupo de fases indeseables podemos encontrar las ortorrómbicas como la fase delta δ que ocurre con la presencia de niobio (Ni_3Nb), (aunque se ha descubierto que la fase δ tiene un efecto indeseable en las propiedades mecánicas en una cantidad volumétrica elevada, en cantidades volumétricas pequeñas tiene un efecto controlador del crecimiento de grano llamado efecto de fijación (“pinning” en inglés), la fase σ , laves y las hexagonales compactas HCP como la fase η . Los nitruros son también observados comúnmente y los boruros pueden estar

presentes en algunas superaleaciones [2].

La metalurgia física de las superaleaciones quizá sea la más compleja de las aleaciones en general debido a la cantidad de elementos aleantes presentes en las superaleaciones, cada uno de estos elementos aleantes juega un papel importante y se debe controlar la cantidad a medida de no alterar las propiedades y características necesarias para la aplicación de cada una de las superaleaciones.

La figura 3.3 muestra un ejemplo en la tabla periódica señalando los elementos incluidos en una superaleación base níquel[2]. La tabla 1 muestra el papel de los elementos participantes en las superaleaciones [1,2].

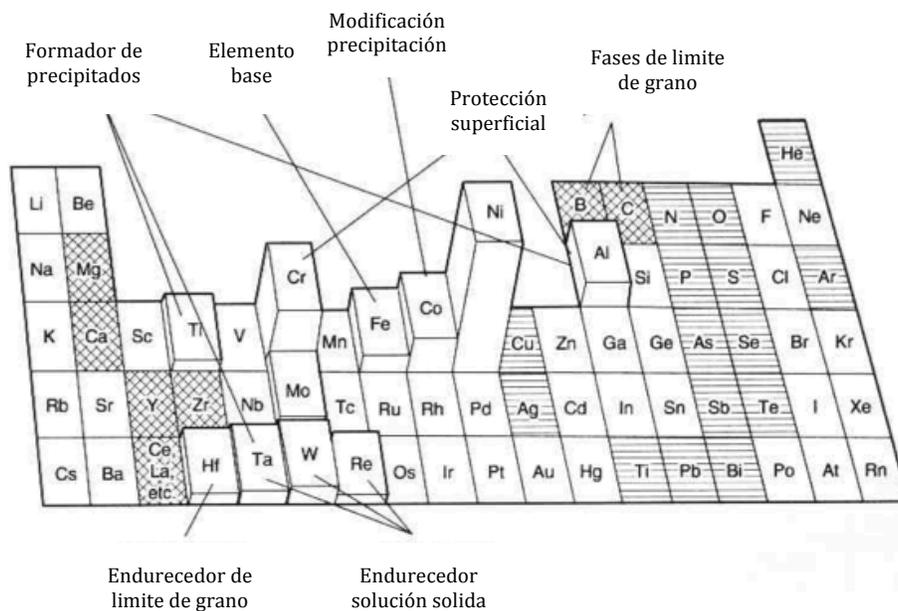


Figura 3.3 Elementos usados en una superaleación base níquel. Los elementos benéficos están marcados con líneas cruzadas y los elementos dañinos están marcados con líneas horizontales [1,2].

Efecto(a)	Base hierro	Base cobalto	Base níquel
Endurecedores solución sólida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Estabilizadores de matriz fcc	C, W, Ni	Ni
Carburos de:			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃	Cr	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr	Cr	Cr, Mo, W
Carbonitruros	C, N	C, N	C, N
Formadores γ'	Al, Ni, Ti	Al, Ti
Retardadores de la formación hexagonal η	Al, Zr
Elevadores de temperatura de solvus de γ'	Co
Endurecimiento de precipitados 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
Mejora resistencia a la corrosión en caliente	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistencia a la sulfuración	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Mejora propiedades de termofluencia	B	B, Ta
Aumenta la resistencia a la ruptura	B	B, Zr	B (c)
Refinadores límites de grano	B, C, Zr, Hf
Facilita el trabajo	Ni, Ti
Retarda coersión de γ'			
(a) No todos los efectos necesariamente ocurren en la aleación mencionada			
(b) El endurecimiento por precipitación de Ni ₃ Ti, también puede ocurrir si el níquel presente es suficiente			
(c) Si está presente en grandes cantidades, pueden formarse Boruros			

Tabla 1. Papel de los elementos aleantes en las superaleaciones. [2].

3.2 Superaleación “INCONEL 718”

La superaleación INCONEL 718 es relativamente reciente ya que su creación data de alrededor de fines de los años 50's y su uso industrial empieza a mediados de los años 60's. Gracias a que combina una excelente resistencia a la corrosión y óptimas propiedades mecánicas como su alta resistencia a la fractura a altas temperaturas (termofluencia) manteniendo también su límite elástico alrededor de hasta 700°C, encuentra aplicaciones críticas donde estas características son esenciales. Se utilizan en motores de cohetes, turbinas de gas, bombas, herramientas, turbinas generadoras de energía y en componentes utilizados en la industria aeroespacial tales como anillos, discos, cojinetes y ejes, también exhibe excelente soldabilidad y buen comportamiento al forjado [3].

La aleación IN 718 es parte de la familia de las superaleaciones base níquel, aunque también esta catalogada como base níquel-hierro ó base níquel-cromo,

porque, tanto como la adición de hierro para bajar el costo de la superaleación, como la adición de cromo que en combinación con el níquel proporciona una resistencia a las sustancias corrosivas y oxidantes, son de suma importancia para la producción y aplicación de esta superaleación.

La IN 718 endurece por precipitación de compuestos intermetálicos y otros cuantos elementos más también están presentes, lo cual indica que la presencia y cantidad de los elementos aleantes esta muy ligada a la formación de la fases que precipitan en esta aleación, dichas fases mejoran las propiedades mecánicas y la resistencia del material, no obstante que los elementos aleantes son un componente sustancial en las características de la aleación, está, también encuentra un gran porcentaje de sus óptimas propiedades mecánicas en el procesamiento de conformado y forjado de los componentes para las diversas aplicaciones. La tabla 2 muestra la composición química de una superaleación Inconel 718 [4].

Elemento	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	C
Masa%	53.4	18.4	4.97	3.05	1.0001	0.54	0.1972	0.053
Elemento	Mn	Si	P	S	B	Cu	Fe	
Masa%	0.2459	0.08	<0.005	<0.002	0.003	0.0173	en balance	

Tabla 2 composición química de una aleación Inconel 718 [4].

Cada uno de los elementos contenidos en la aleación juega un papel particular respecto a las propiedades y características de la aleación. La figura 3.4 muestra en la tabla periódica los principales efectos de los elementos presentes de una aleación base níquel y a continuación describiremos los elementos de mayor importancia en la IN 718.

-El níquel (> 50%) además de ser el elemento base de la IN 718, aporta la buena resistencia de esta aleación al trabajo en caliente debido a su condición de no presentar cambios alotrópicos en la microestructura y buena resistencia a la corrosión a altas temperaturas.

-El cromo ($\approx 18-20\%$) aporta un aumento en el endurecimiento por solución sólida y también aporta resistencia a la corrosión a altas temperaturas.

-El hierro ($\approx 18-20\%$) es coherente con la estructura cristalina austenítica FCC de la matriz γ , se encuentra en solución sólida dentro de la aleación, aumenta levemente el porcentaje de volumen de la fase precipitante γ' y se utiliza principalmente para bajar el alto costo de tener una matriz solo de níquel, aunque esto baje el punto de fusión de la IN 718 los beneficios económicos lo avalan.

-El carbono ($\approx 0.02-0.05\%$) aunque se encuentra en porciones muy limitadas puede dar lugar a la formación de carburos de la forma MC con diferentes elementos como el niobio, titanio, molibdeno y cromo. La precipitación de estas partículas mejoran la resistencia a la termofluencia, debido a que tienen lugar en los límites de grano y dificultan el deslizamiento intergranular.

-El molibdeno ($\approx 3\%$) es un endurecedor por solución sólida, aumenta la resistencia mecánica de la matriz y puede conjuntarse con el carbono para formar carburos.

-El niobio ($\approx 4-6\%$) es un agente precipitante endurecedor que puede combinarse también con el carbono para formar carburos, forma fases llamadas gamma doble prima γ'' (la cual es la fase precipitante endurecedora principal de la IN 718), y también es la causante de la fase subsecuente llamada fase delta δ .

-El titanio ($\approx 1\%$) es un agente aleante de la fase precipitante endurecedora γ' que es la fase más común en las superaleaciones base níquel.

-El aluminio ($\approx 0.5-1\%$) también es un agente aleante involucrado de la fase γ' y al igual que el cromo, aporta resistencia a la oxidación.

-El cobalto ($\approx 0.1-0.2\%$) esta presente como endurecedor en solución sólida y eleva la temperatura de solvus de la fase precipitante γ' .

-El silicio, fósforo y azufre, en menor cantidad, se encuentran como impurezas en el límite de grano.

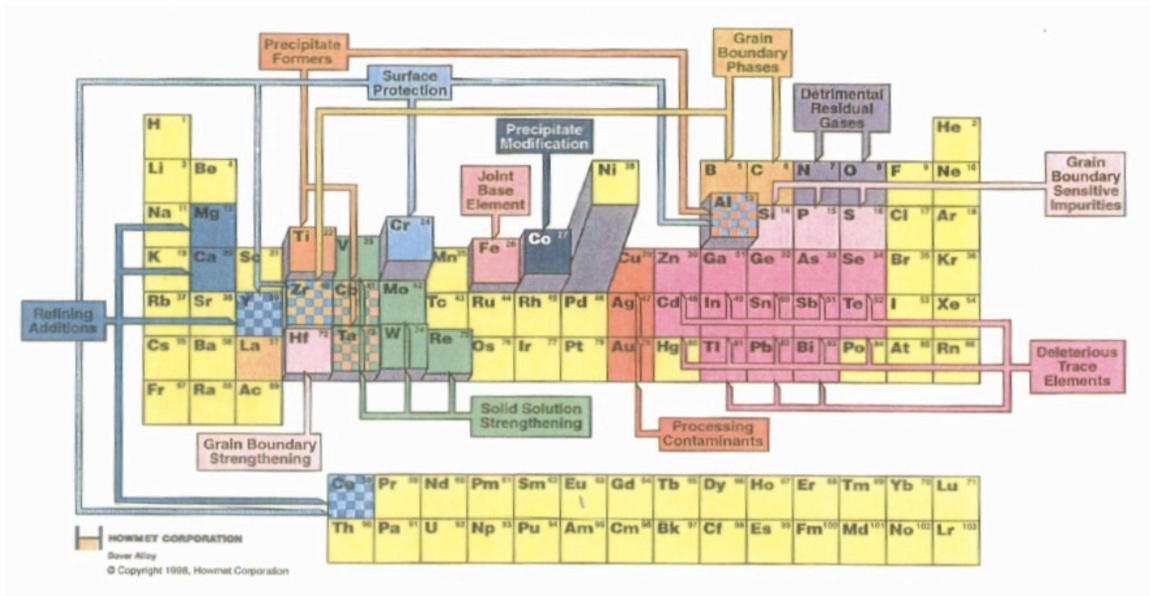


Figura 3.4. Tabla periódica de los elementos que muestra los efectos de los elementos involucrados en una superaleación base níquel [ref. curso materiales avanzados, 2010, UANL].

3.3 Aplicación de la superaleación INCONEL 718

La INCONEL 718 encuentra aplicaciones trascendentales tanto en la industria aeroespacial, petroquímica y en la generación de energía, gracias a sus propiedades mecánicas y térmicas se encuentra en piezas específicas dentro de los motores utilizados en aviación y en los generadores eléctricos. Esta superaleación es empleada principalmente en los discos y anillos de las turbinas dentro de los motores aeroespaciales (“jet engine”), dichos discos y anillos se encuentran entre los componentes más críticos del motor de un avión.

Para poner un poco esto en perspectiva, se puede considerar un modelo moderno típico de turboventilador (turbofan, en ingles) como el Trent 800 de Rolls-Royce utilizados en los Boeing 777, donde los discos de la turbina representan alrededor del 20% de peso total del motor y el costo de estos en alrededor del 10% del costo de motor que entra en servicio. Así también para motores militares como el EJ200 de Eurojet las cifras oscilan entre un 5 y un 25%.

La función primaria de los discos y los anillos es proporcionar soporte a los álabes de la turbina ubicados en la corriente de gas del que se extrae la energía mecánica, el conjunto completo de discos y álabes es entonces capaz de transmitir potencia a las secciones del ventilador y compresor a través de los ejes de transmisión que corren a casi todo lo largo de la longitud del motor [6].

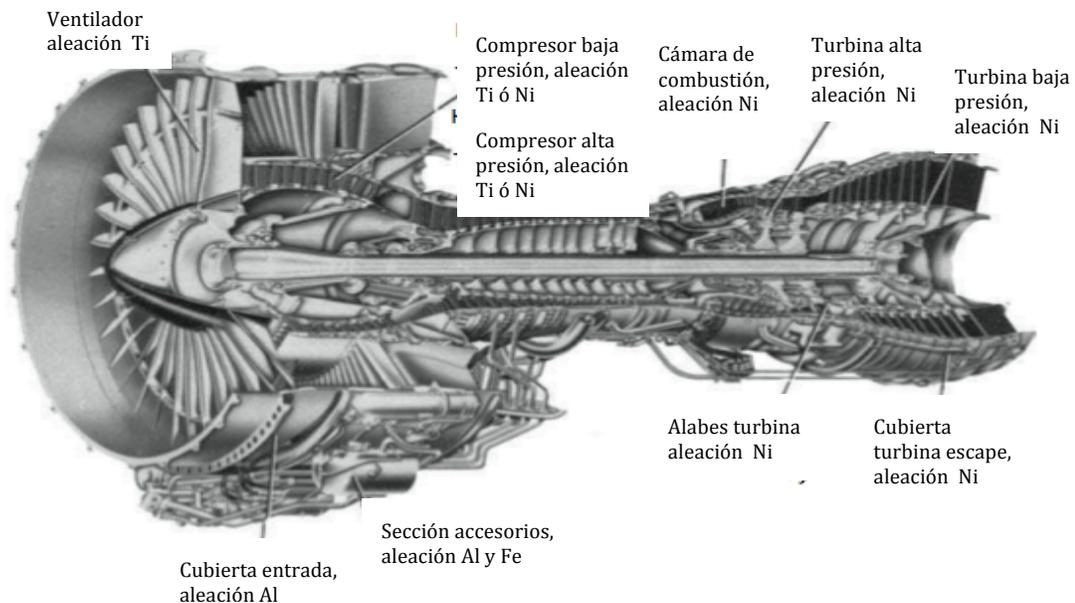


Figura 3.5 Típica distribución de material y sus aleaciones en un “jet engine” [modificado, 7].

3.3.1 Proceso de fabricación de la superaleación INCONEL 718

Las superaleaciones son usadas en formas producidas por vaciado, extrusión, rolado, forjado y metalurgia de polvos como se muestra en el diagrama de flujo del proceso de la figura 3.6.

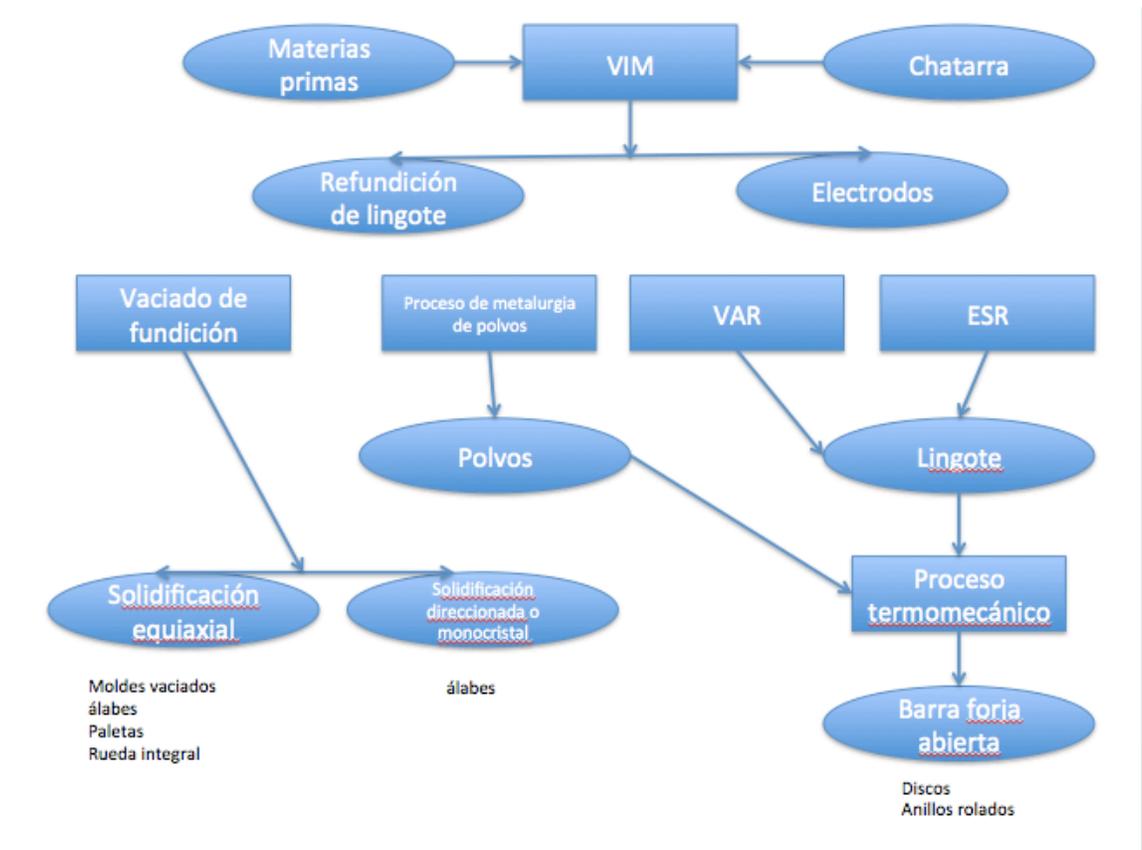


Figura 3.6 Diagrama de flujo para componentes de superaleaciones [6].

Las aleaciones forjadas son en general más uniformes con un tamaño de grano más fino y tienen propiedades de tensión y fatiga superiores, mientras que las aleaciones vaciadas de fundición presenta mayor segregación y tamaño de grano mas grueso pero mejores propiedades como esfuerzo de ruptura y mayor resistencia a la termofluencia. De acuerdo con lo anterior las aleaciones forjadas son empleadas en trabajos en donde la resistencia a la tensión y a la

fatiga son importantes como en los discos y anillos, las aleaciones vaciadas de fundición se emplean donde la resistencia a la termofluencia y al esfuerzo de ruptura son esenciales, como en los alabes de las turbinas.

También hay que señalar que la cantidad de aleación es tan alta en algunas superaleaciones, que no pueden ser producidos como productos forjados (que se producen a partir de lingotes de gran diámetro), sino que debe ser producido por cualquier fundición o por métodos de metalurgia de polvos.

Dos procesos son usados para la producción de superaleaciones de forjado, metalurgia de lingotes y metalurgia de polvos. El primero y convencional metalurgia de lingotes, involucra a menudo una tecnología de serie de tres pasos de fusión seguido de un trabajo termo-mecánico del material de homogenización para lograr el control deseado de composición y tamaño de grano. Los tres pasos de fusión incluyen (1) Fusión por medio de inducción al vacío (Vacuum induction melting, en inglés, VIM) para preparar la composición de la aleación deseada, (2) Electro refinación de la escoria (Electro-slag refining, en inglés, ESR) para eliminar el oxígeno que contiene inclusiones y (3) refundición por arco al vacío (Vacuum arc remelting, en inglés, VAR) para reducir la segregación de composición que se produce durante la solidificación ESR.

El segundo proceso implica la adhesión de polvos de metal que incluyen los elementos aleantes por medio de procesos de fusión, atomización, tamizado y prensado. La elección de la ruta del proceso depende de diferentes factores, pero esta dictada en gran medida por la química involucrada de la superaleación a producir.

Las aleaciones como la IN 718 se fabrican generalmente mediante metalurgia de lingotes, ya que los niveles de los elementos que fortalecen la aleación tales como el aluminio, titanio y niobio son relativamente bajos, por lo

que el costo adicional asociado con la metalurgia de polvos no se puede justificar. La figura 3.7 representa la ruta del proceso de metalurgia de lingotes, el VIM es seguido por el ESR y por el VAR, después del recocido para homogenizar la composición, el lingote es trabajado termo-mecánicamente para producir el “billet” antes de ser sometido a las diferentes series de operaciones de forja.

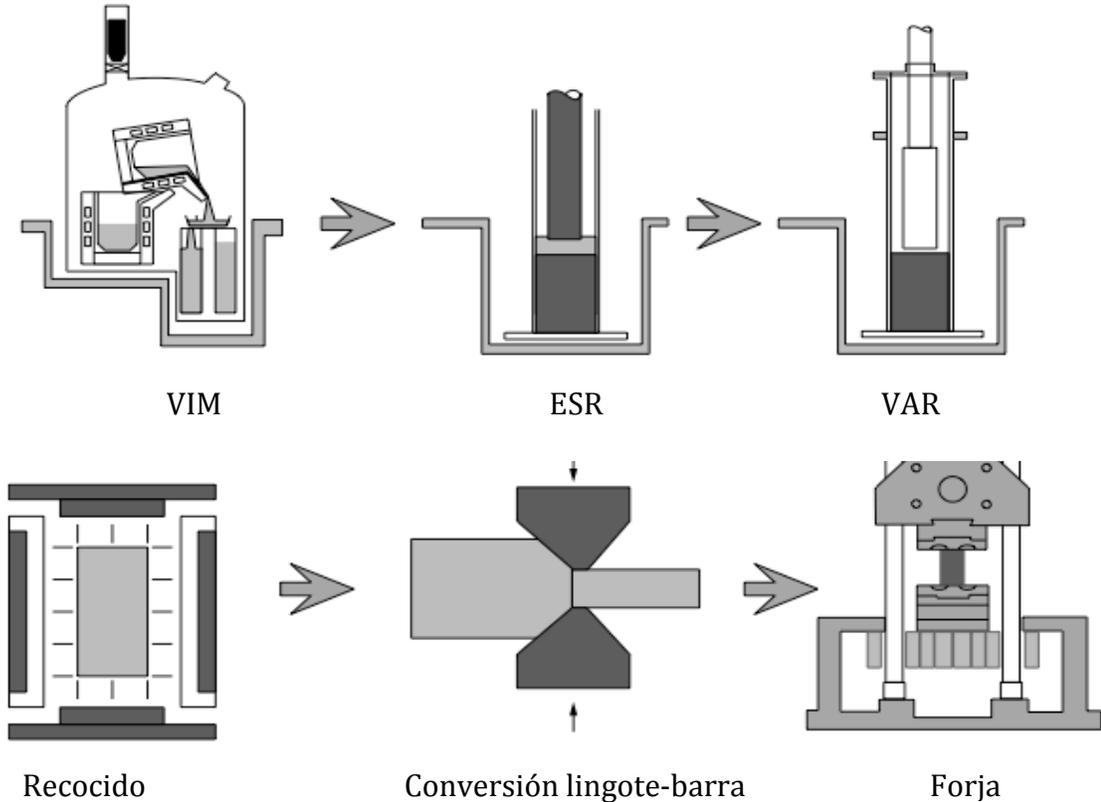


Figura 3.7 Ruta del proceso de la metalurgia de lingotes [7].

3.3.2 Conversión de lingote a barra, proceso forja abierta

Los lingotes producidos por los procesos de fusión de la metalurgia de lingotes no son adecuados para aplicaciones mecánicas: deben someterse a un trabajo termo-mecánico con el fin de romper la estructura en bruto del vaciado y para reducir el tamaño del grano a niveles aceptables, es decir, a partir de unas pocas decenas de milímetros a unas pocas decenas de micras. Esto se conoce como conversión de lingotes y que usualmente se logra mediante un proceso de forja abierta (“cogging”, en inglés), en la que el diámetro del lingote cilíndrico es de tamaño reducido por un factor de aproximadamente 2, de modo que su longitud aumenta cuatro veces .

La conversión se realiza en una serie de etapas, o calentones. El lingote se coloca en un horno y se deja que alcance una temperatura adecuada para la forja, ya fuera del horno, es manipulado entre dos dados horizontales que son impulsados hidráulicamente. Estos aprietan (o muerden) el material, provocando su deformación, tanto dentro como fuera del plano de los dados. Normalmente, el lingote se deforma 20 a 30 veces en varios puntos a lo largo de su longitud, con el patrón que se repite con el giro de lingotes de 90°, 45° y una vuelta final de 90°.

Al final de este procedimiento, el lingote se lleva de nuevo al horno ahora con una forma octogonal de la sección transversal. La deformación aplicada al lingote causa una recristalización sustancial para una estructura de grano fino. Después del recalentamiento el proceso se repite hasta obtener la geometría deseada. La figura 3.8 muestra la operación del proceso “cogging” y la sección transversal [6,7].

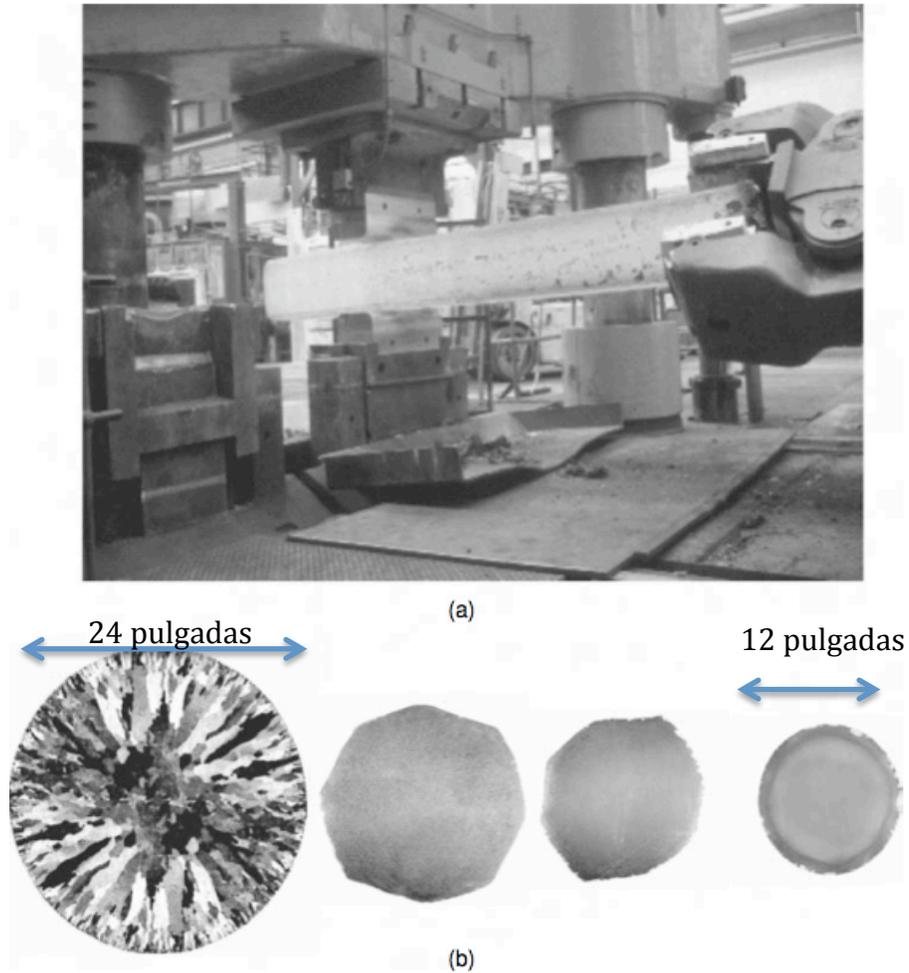


Figura 3.8 (a) Operación “cogging” para un trabajo termo-mecánico de conversión de lingote, (b) Sección transversal del lingote a través del proceso “cogging”[7].

3.3.3 Producción de discos y anillos sin costura

Forjado

Después de haber logrado una estructura uniforme de grano fino a través del proceso de conversión del lingote, el objetivo de la forja es tornar el cilindro de metal en una forma similar a la del disco de la turbina. La principal preocupación en esta etapa es no promover el crecimiento del grano excesivo. Sin importar el

método usado, la forja es parte de un proceso termo-mecánico total, en otras palabras, la forma no es el único factor en el proceso de forjado [6].

La energía de trabajo en un proceso de forja puede ser aplicada y manejada mediante el control de la temperatura y deformación, con el fin de impartir las cualidades deseadas en un componente, se puede asumir que el proceso de forja intenta crear tanto la forma como la microestructura para mejorar sus propiedades. Se puede decir entonces que algunos de los objetivos principales de un ciclo de forjado podrían ser, refinamiento uniforme de grano, control de la morfología de las segundas fases, flujo de grano controlado, componentes en buenas condiciones estructurales por mencionar los mas importantes [1].

Una vez más la producción del disco muy a menudo es un proceso de tres etapas, por lo general comprende: a) prensa por medio forja con dado abierto (upsetting by open-die forging, en inglés), para producir un lingote con simetría axial de espesor reducido y una mayor área de sección transversal, b) bloqueo por medio de forja con dado cerrado, para colocar las secciones gruesas o finas, en el lugar apropiado, y c) acabado, por una vez más por medio de forja con dado cerrado, para producir la forma del disco deseado. En estas tres operaciones la temperatura suele mantenerse muy cerca del límite de solvus para la aleación que se quiere forjar, en el caso de la aleación INCONEL 718 es cerca de delta solvus, lo que garantiza que cualquier recristalización que se produzca de como resultado una estructura de grano más fino que el alcanzado en la etapa de conversión del lingote.

No obstante el proceso de producción de discos o anillos no termina con la prensa, en realidad es solo el principio para darle una preforma al material y poder continuar con la producción de estos, después se requiere de un proceso de punzonado para darle la preforma con aspecto de una rosquilla y poder continuar con el proceso de conformado. La figura 3.9 describe el proceso de la elaboración de la preforma [8].

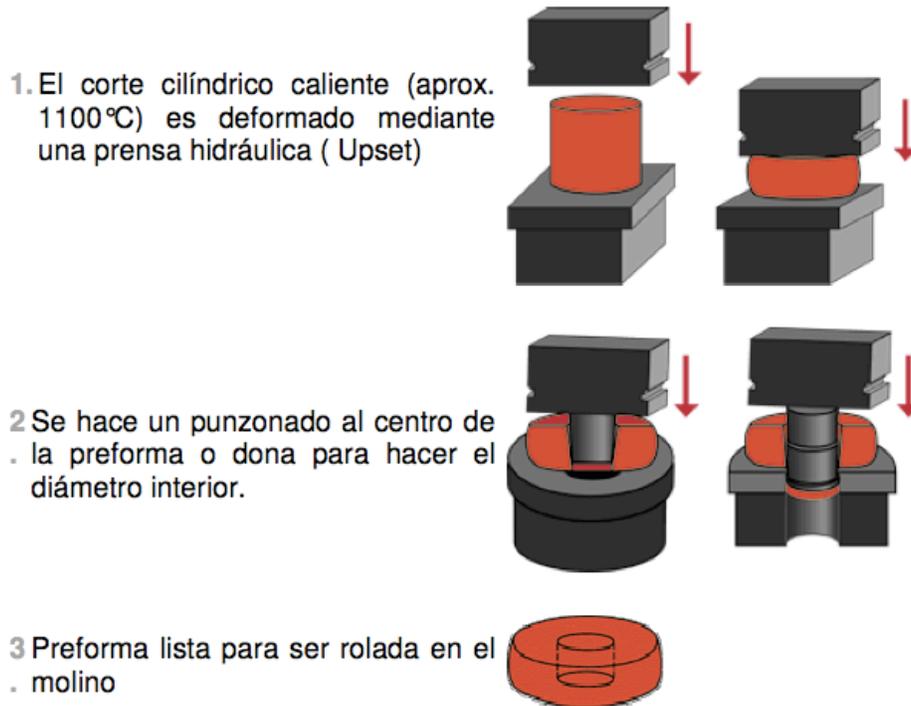


Figura 3.9 Proceso de la elaboración de la preforma con aspecto de dona [9].

Rolado

Es un proceso de conformado para manufacturar forjas anulares tales como los discos o anillos sin costuras con dimensiones precisas y flujo de grano circunferencial. El rolado de anillos usualmente requiere menos material de entrada que otros métodos de forja alternativos y puede producirse en cualquier cantidad.

El rolado de anillos en caliente es un proceso avanzado utilizado típicamente para la fabricación de partes con geometrías complejas, anillos de grandes dimensiones y discos que pasarán por procesos posteriores. Posee características como deformación en tres dimensiones, linealidad baja, los

anillos producidos no tienen costuras y sus aplicaciones incluyen guías de cojinetes antifricción, anillos de rotación, rodamientos de ruedas de ferrocarril, anillos de rotación y sin rotación para máquinas de jet y otras aplicaciones aeroespaciales, componentes de reactores nucleares, etc. [9] La figura 3.10 muestra el proceso de rolado de un anillo o disco sin costura.

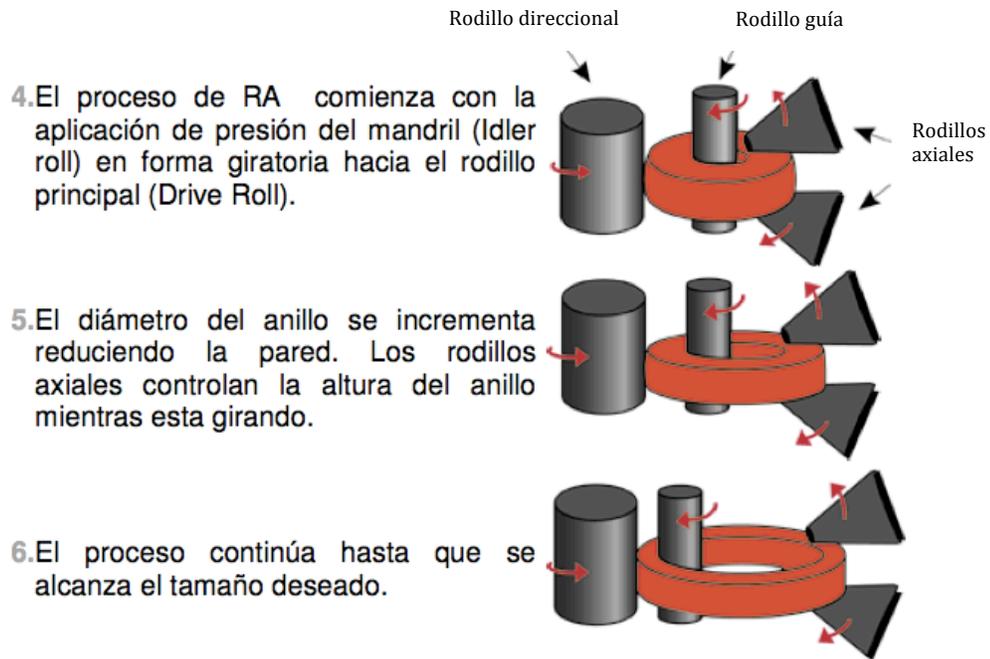


Figura 3.10 Proceso de rolado de anillo (RA) sin costura [9].

4. Mecanismos de endurecimiento de la aleación INCONEL 718

La superaleación INCONEL 718 al ser parte de la familia de las superaleaciones base níquel, encuentra como su principal mecanismo de endurecimiento la precipitación de segundas fases, consecuencia principalmente de diferentes tratamientos térmicos. La solución sólida y maclaje también intervienen en el endurecimiento de esta aleación, pero se pueden considerar como mecanismos secundarios.

4.1 Tratamientos térmicos

Las superaleaciones, dependen, generalmente de la aplicación de calor por un determinado tiempo para prepararlas para un proceso mecánico subsecuente, no obstante, también se requiere aplicar calor para producir cambios químicos y micro estructurales, es por esto último, por lo que el tratamiento térmico es de suma importancia debido a que se debe diseñar con un margen mínimo de error para que los cambios puedan ocurrir y sean los adecuados para la aplicación específica que se desea.

Estrictamente hablando, el tratamiento térmico es la aplicación de calor para elevar la temperatura lo suficientemente alta para llevar a cabo diferentes

objetivos, tales como: reducción de esfuerzos, permitir la redistribución de los átomos de los elementos existentes en la aleación, promover la recristalización y la formación de granos, promover el crecimiento del grano, disolución de fases y promover la formación de nuevas fases debido a la precipitación desde solución sólida. Algunos de los tratamientos térmicos más importantes pueden ser: relevación de esfuerzos, recocido en proceso, recocido completo, recocido de solución, revestimiento y envejecimiento -endurecimiento por precipitación [1]. Los tratamientos más usados en las superaleaciones pueden ser:

Relevación de esfuerzos

La relevación de esfuerzos en las superaleaciones frecuentemente implica un balance entre la liberación de esfuerzos residuales y los efectos nocivos de las propiedades a alta temperatura y/o resistencia a la corrosión. El tiempo y la temperatura varían considerablemente dependiendo de la metalurgia y características de la aleación y también del tipo y magnitud de esfuerzos residuales provocados en el proceso anterior de fabricación. La temperatura usada en la relevación de esfuerzos frecuentemente se encuentra por debajo de la temperatura de recocido o recristalización.

Recocido

El recocido cuando se aplica a las superaleaciones muy a menudo se refiere al recocido completo, esto es, la recristalización completa y el logro del máximo ablandamiento. Esta práctica es frecuentemente empleada en las superaleaciones que serán forjadas, ya que reduce su dureza y aumenta su

ductilidad para procesos mecánicos posteriores, aunque en su mayoría son empleadas en superaleaciones que no son endurecidas por precipitación.

Si se habla de las superaleaciones en las cuales, la precipitación de segundas fases es su mecanismo principal de endurecimiento, se puede nombrar al tratamiento térmico de recocido como tratamiento de solubilizado o recocido de solución, el cual tiene el propósito de disolver segundas fases en solución sólida y preparar la aleación para el proceso de envejecimiento para la precipitación de segundas fases controladas [2].

4.1.1 Tratamiento de solubilizado

El primer paso en los tratamientos térmicos de las superaleaciones usualmente es el tratamiento de solubilizado, en muchas aleaciones que serán forjadas, la temperatura del tratamiento depende directamente de las propiedades deseadas. A una mayor temperatura se especifica para una óptima resistencia a la termofluencia, a una menor temperatura se buscan propiedades óptimas para la resistencia a la tensión a corto plazo a altas temperaturas, mejora las propiedades de resistencia a la fatiga por medio de tamaño de grano más fino y mejora la resistencia a la ruptura sensible de grietas (notch rupture sensitivity, en inglés).

Una temperatura elevada de un tratamiento de solubilizado puede resultar en crecimiento de grano y una más extensiva disolución de carburos. El objetivo principal es poner en solución segundas fases endurecedoras y disolver carburos. Una temperatura baja de un tratamiento de solubilizado resulta en la

disolución de las principales fases envejecidas sin crecimiento de grano y sin una disolución significativa de carburos [2].

Adicionalmente el tratamiento de solubilizado es usado para homogenizar la microestructura antes de cualquier tratamiento de envejecido y/o antes de una total recristalización, para proporcionar la estructura deseada para un forjado o un trabajo mecánico posterior con una ductilidad adecuada. Después del tratamiento de envejecido la microestructura resultante de estas superaleaciones forjadas o trabajadas mecánicamente, consiste en largos granos que contienen las principales fases envejecidas (gama prima γ' y gama doble prima γ'') y una pesada concentración de carburos en los límites de grano.

Se debe tomar en cuenta que el tratamiento de solubilizado real utilizado en la producción de piezas forjadas o trabajadas mecánicamente, puede no disolver completamente las segundas fases principales envejecidas que promueven el endurecimiento y dificultan el trabajo mecánico posterior. Los rangos más frecuentemente usados para los tratamientos de solubilizado se encuentran entre 980°C-1300°C [1].

4.1.2 Tratamiento de envejecido

Los tratamientos de envejecido fortalecen la superaleaciones por la vía de precipitación de una o más fases secundarias (γ' y γ'') a partir de una matriz supersaturada desarrollada debido a un tratamiento de solubilizado, en algunas ocasiones retenida gracias a un enfriamiento rápido o controlado.

La temperatura del tratamiento de envejecido determina no solo el tipo sino la distribución y el tamaño de los diferentes precipitados. Los tratamientos de envejecido se efectúan invariablemente a temperaturas constantes, y se efectúan en un rango muy amplio de temperatura y tiempo. La temperatura puede variar desde 600°C hasta 1100°C, el tiempo en comparación con el tratamiento de solubilizado es mucho mayor. Tanto la temperatura como el tiempo varían dependiendo el tipo de la aleación, del tipo y tamaño del precipitado requerido.

Algunos factores que influyen a la adecuada elección de los diferentes pasos de envejecido, tiempo y temperatura pueden ser: el tipo y el número de fases precipitantes disponibles, temperatura aplicada con anterioridad, tamaño del precipitado deseado y tratamientos térmicos de aleaciones similares.

Cuando más de una fase puede precipitar a partir de la matriz de la aleación, se debe hacer una adecuada elección si se trata de una sola temperatura de envejecido, esto puede tener como consecuencia óptimas cantidades de múltiples fases precipitantes. Alternativamente se puede emplear un doble tratamiento de envejecido, para producir diferentes tamaños y tipos de precipitados por medio de diferentes temperaturas. Se pueden usar doble hasta cuádruple envejecido en un tratamiento.

Los llamados precipitados primarios de endurecimiento como γ' y γ'' , no son las únicas fases precipitadas durante el tratamiento de envejecido. Los carburos y fases llamadas indeseables de orden, tetragonal centrada en el cuerpo (BCT, en inglés), también se pueden formar durante el envejecido, la principal razón de la secuencia de los pasos de envejecido, además del control de γ' y γ'' es precipitar y controlar la morfología de carburos en los límites de grano [1,2].

4.2 Matriz gama γ

La matriz γ principalmente formada en su mayoría de níquel y cromo tienen diferentes atributos que han demostrado ser útiles y duraderas como matriz de las superaleaciones de base níquel. Por ejemplo, la condición libre del níquel de transformaciones alotrópicas le proporciona estabilidad en contraste de las bases de hierro. Además, la estructura electrónica del níquel presenta casi un lleno en su última capa de electrones bastante incompresible, esto permite la precipitación de la fase dúctil γ' y dificulta la de fases frágiles como laves que demandan gran compresibilidad de la matriz. Por lo tanto permite una sustancial adición de elemento aleantes en solución sólida y elementos precipitantes.

Otra condición benéfica de la matriz γ , es que con la fuerte presencia de cromo, desarrolla películas adherentes de óxido que crean una barrera para el ingreso de elementos perjudiciales como el oxígeno y azufre e impide la pérdida de elementos aleantes hacia el exterior. Su estructura cristalina (FCC) permite múltiples sistemas de deslizamiento, lo que favorece una buena ductilidad y conformabilidad con un mínimo de texturas. [10] La matriz γ y su estructura cristalina FCC es una fase no magnética y continua, que usualmente tiene altos porcentajes de cromo y hierro como en la aleación Inconel 718, además de concentraciones más bajas de molibdeno y tungsteno. Todas las superaleaciones base níquel tienen esta fase como su matriz [1]. La figura 4.1 muestra el arreglo microestructural FCC correspondiente a la fase γ [6].

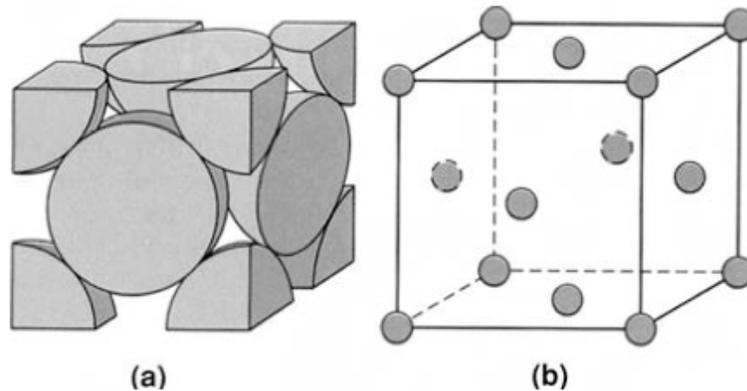


Figura 4.1 Arreglo microestructural FCC de la fase γ [6].

4.3 Fase gama prima γ'

La fase γ' está formada por aluminio y titanio que reaccionan con el níquel para precipitar una fase coherente con la matriz austenítica γ . Los solutos esenciales en superaleaciones de base níquel son de aluminio y/o de titanio, con una concentración total, que es típicamente menos del 10%. Esto genera una microestructura de equilibrio de dos fases, que consta de gama (γ) y gama (γ'). Es γ' gran parte responsable de la resistencia a temperatura elevada del material y su increíble resistencia a la deformación debido termofluencia. La cantidad de γ' depende de la composición química y la temperatura, como se ilustra en la figura 4.2 en los diagramas de fase ternarios a continuación [1,11].

Los diagramas ternarios de fase Ni-Al-Ti muestran los campos de las fases γ y γ' . Para una composición química dada, la fracción de γ' disminuye a medida que se aumenta la temperatura.

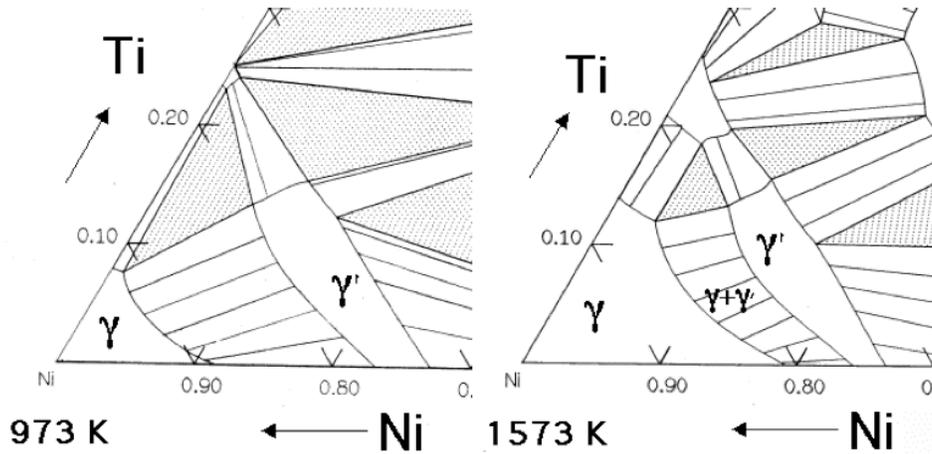


Figura 4.2 Diagrama de fases ternario Ni-Al-Ti [11].

Este fenómeno se utiliza para disolver γ' a una temperatura suficientemente alta (tratamiento de solubilizado), seguido por el envejecimiento a una temperatura inferior a fin de generar una dispersión fina y uniforme de los precipitados endurecedores.

La fase γ es una solución sólida de estructura cristalina FCC con una distribución aleatoria de diferentes especies de átomos. En contraste, γ' tiene una red cristalina cúbica primitiva semejante a la FCC en el cual los átomos de níquel se localizan en el centro de las caras y los átomos de aluminio ó titanio se encuentran en las esquinas del cubo. Este arreglo atómico tiene la fórmula química Ni_3Al , Ni_3Ti ó $Ni_3(Al, Ti)$. Sin embargo, como puede verse en el $(\gamma + \gamma') / \gamma'$ límite de la fase de las secciones del diagrama de fases ternario Ni, Al, Ti, la fase no es estrictamente estequiométrica. Puede existir un exceso de vacantes en una de las subredes que conduce a desviaciones de la estequiometría, como alternativa, algunos de los átomos de níquel podría ocupar los lugares de Al y viceversa. La figura 4.3 muestra una comparación de las redes cristalinas de la matriz γ y la fase γ' .

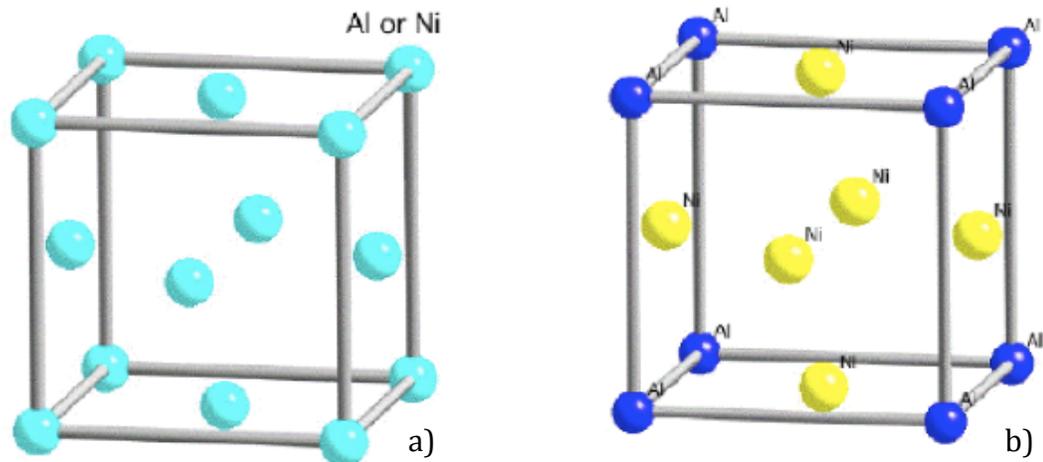


Figura 4.3 a) Arreglo cristalino de la matriz γ b) arreglo cristalino de la fase γ' [11].

La matriz γ es en la cual γ' precipita. Dado que ambas redes son cúbicas con parámetros similares, γ' precipita en una relación de orientación de cubo-cubo con γ . Esto significa que los bordes de las celdas unitarias son exactamente paralelas a los bordes correspondientes de la fase de γ . Además, debido a que sus parámetros de red son similares, γ' es coherente con γ cuando el tamaño del precipitado es pequeño. Sin embargo, las dislocaciones en γ encuentran dificultad para penetrar γ' , en parte porque el γ' es una fase atómica ordenada. El orden interfiere con el movimiento de las dislocaciones y por lo tanto endurece la aleación [11].

4.4 Fase gama doble prima γ''

Cuando se requiere una mayor resistencia a bajas temperaturas (por ejemplo, en los discos de las turbinas) la superaleación puede reforzarse con

una nueva fase conocida como γ'' . Esta fase aparece en las superaleaciones base níquel como la IN 718, con una adición significativa de niobio (5% aproximadamente del peso total), la composición de la γ'' es Ni_3Nb .

La estructura cristalina se basa en una red de orden BCT con un arreglo de átomos de níquel y niobio. El fortalecimiento por lo tanto ocurre, debido al endurecimiento por la coherencia de la fase con la matriz y por el ordenamiento de sus elementos. La figura 4.4 muestra la estructura cristalina de la red de γ'' [11].

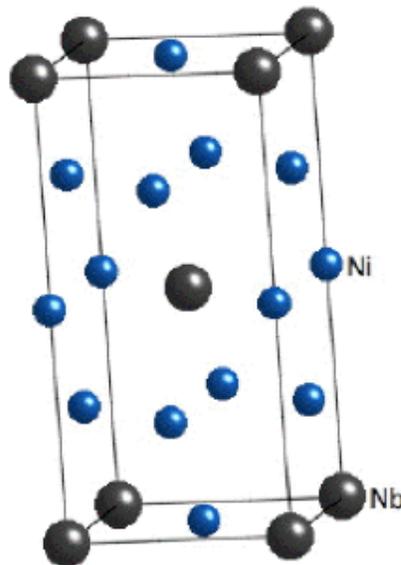


Figura 4.4 Estructura cristalina de la fase γ'' . [11]

La fase γ'' es generada principalmente en la IN 718 gracias al alto contenido de niobio. La fase γ'' presenta diferencias significativas con la fase γ' en diferentes maneras:

- La red cristalina de γ'' es de orden BCT en lugar de cúbica primitiva o FCC de γ'
- Precipita en un ritmo mas lento
- Proporciona una mejor formabilidad y soldabilidad
- Reporta homogeneidad como partículas en forma de disco más pequeñas de 30nm de diámetro y 5nm de espesor aproximadamente, en consecuencia, provee de una mayor resistencia que γ' al mismo porcentaje de volumen.
- La IN 718 contiene alrededor de 15% de γ'' por 4% de γ'
- Parece oponer mas resistencia al corte que γ' con el mismo tamaño de precipitado
- Provee un endurecimiento por coherencia con la matriz mayor que γ'
- Es menos estable que γ'
- La transformación de coerción de Ni_3Nb es alrededor de los 700°C.

4.5 Fase delta δ

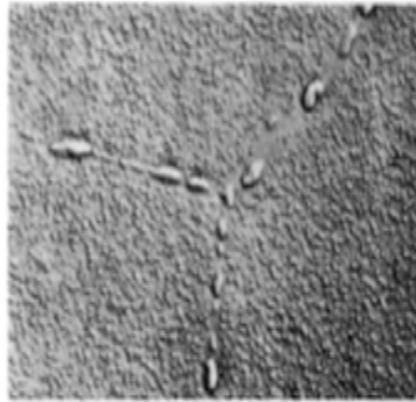
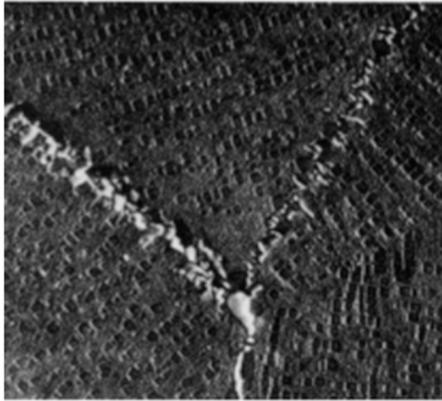
La aleación Inconel 718 en condición de forjado presenta normalmente 3 fases intermetálicas precipitadas, γ' cúbica, γ'' BCT y la fase δ ortorrómbica. La fase γ' y γ'' precipitan entre 600°C y 900°C, como pequeñas partículas distribuidas y conforman la base del endurecimiento por precipitación de la aleación. La fase δ por su parte precipita alrededor de 700°C y su temperatura de solvus es alrededor de 1000°C. El ritmo de precipitación es mayor a los 900°C, normalmente precipita por nucleación en los límites de grano seguido por el crecimiento en forma de delgadas placas extendiéndose en el grano.

La nucleación también puede llevarse a cabo intergranularmente en presencia de γ'' . En procesos termo-mecánicos de material la fase δ puede existir en una

población de partículas equiaxiales o ligeramente elongadas debido a la fragmentación de las placas de δ .

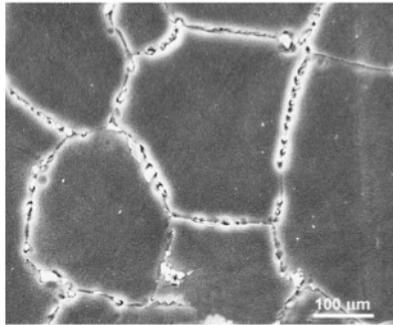
Aunque la fase δ es termodinámicamente más estable que la fase γ'' , la lentitud de precipitación de δ indica que su formación está por encima de los 900°C y es antecedida siempre por la fase γ'' . Ya que ambas necesitan el niobio como agente precipitante, esto, indica que un crecimiento de la fase δ , ocurre con una disminución de la fase γ'' , sin embargo, ocurre por encima de los 900°C temperatura límite de la formación de la fase γ'' .

Debido a su morfología, la fase δ no contribuye al endurecimiento, por el contrario su presencia indica una pérdida de resistencia debido a la eliminación de la fase γ'' , por otra parte, su presencia ha sido asociada con la susceptibilidad con el agrietamiento en caliente. Sin embargo, la fase δ tiene algunos efectos benéficos, como fracciones moderadas limitan el crecimiento de grano durante los tratamientos de solubilizado y la fase δ en los límites de grano con una morfología apropiada proporciona una mayor resistencia a la fractura debido a la termofluencia. La figura 4.5 muestra ejemplos de diferentes metalografías donde se encuentran las tres fases principales precipitadas en la IN 718 [1,12].



a)

b)



c)

Figura 4.5 a) metalografía en microscopio electrónico de barrido (SEM, en inglés) a 3300X, muestra la fase γ' , así como carburos en los límites de grano y fase δ intergranular, b) IN 718 forjada, SEM a 3300X, muestra fase γ'' , c) SEM, muestra la precipitación de la fase delta en el limite de grano con un tratamiento térmico a 1000°C/1hr [12].

5. Proceso termo-mecánico

Cuando se habla de un proceso de forjado, generalmente se involucra la introducción de calor y deformación para darle forma e impartirle propiedades deseables. En el proceso del trabajo de las superaleaciones, diferentes ciclos de procesos termo-mecánicos de calentamiento y deformación ocurren. Debido a que las superaleaciones, son sensibles a la historia del proceso, estos ciclos pueden tener un efecto importante sobre las propiedades finales, de un componente formado de una superaleación [1].

La predicción y el control de la microestructura durante el proceso termo-mecánico de los materiales metálicos, juega un papel importante con respecto a la optimización de las propiedades de los servicios subsecuentes. Ahora está bien establecido que los procesos tales como la recuperación dinámica, la recristalización dinámica continua y discontinua, la recristalización metadinámica, la recuperación y recristalización estática, y el crecimiento del grano puede afectar cada uno, la microestructura final que se produce durante el proceso termo-mecánico.

Por ejemplo, la recuperación dinámica, es difícil para los materiales con baja energía de falla de apilamiento (como el hierro en su fase austenítica, el cobre y níquel, como la IN 718). Por lo tanto, una gran reserva de energía almacenada (por ejemplo, dislocaciones) puede ser acumulada durante el trabajo en caliente y proporcionar la fuerza motriz para recristalización dinámica discontinua y la recristalización metadinámica, así como los clásicos, recuperación y recristalización estática [13].

La aleación IN 718 es la más ampliamente utilizada para la aplicación de partes de turbinas de gas. La IN 718 contiene muchos elementos de aleación, que efectivamente dan lugar a dificultades en la creación de elementos forjados con microestructuras controladas. La introducción de un forjado de precisión con pocos ensayos y el control de las microestructuras y propiedades mecánicas son esenciales para la forja de aleación IN 718. El procesamiento termo-mecánico se ha utilizado para el control de las microestructuras y propiedades mecánicas incluyendo la resistencia, termofluencia y las características de resistencia a la nucleación y de propagación de grietas por fatiga. El post-tratamiento térmico es utilizado normalmente para el metal forjado convencional, no se utiliza para controlar el tamaño de grano de las piezas de superaleación forjadas. La optimización del tamaño de grano y el control a través del procesamiento termo-mecánico es uno de los principales objetivos en la forja de aleación 718 [14].

Los objetivos de los procesos de conformado en caliente como el laminado o forjado son la producción en masa de los bienes finales o productos semi-finales con propiedades mecánicas deseadas y la precisión de la forma. La naturaleza de los procesos de conformado en caliente es termo-mecánico, mientras que muchos factores influyen en las propiedades físicas del producto. Estos factores varían de los parámetros del proceso tales como la temperatura, la velocidad de la herramienta y la fricción, así como de los parámetros de material como la composición química y microestructura [15,16].

5.1 Mecanismos de deformación

La deformación plástica en un material metálico depende del movimiento de las dislocaciones, donde estos últimos son las imperfecciones en la estructura

cristalina. Para la deformación inelástica de un cristal sin defectos, exige esfuerzos muy grandes, pero para mover una dislocación es mucho más fácil.

Los mecanismos de deformación de IN718 son diferentes, para diferentes temperaturas. A baja temperatura, la deformación está dominada por el maclado, mientras que para las altas temperaturas que está dominado por el deslizamiento.

5.1.1 Sistema de deslizamiento

En la mayoría de los materiales, la deformación plástica se produce por el deslizamiento de ciertos planos cristalográficos, los llamados planos de deslizamiento. Estas dislocaciones se mueven con facilidad en estos planos, ya que son compactadas por el arreglo cristalográfico de los átomos de tipo compacto (CP) y estas dislocaciones se encuentran relativamente lejos unas de otras. Figura 5.1 muestra los planos cristalográficos A y B, el deslizamiento es más fácil de lograr a lo largo de los planos A, ya que tienen un arreglo CP y las dislocaciones tienen una separación mayor.

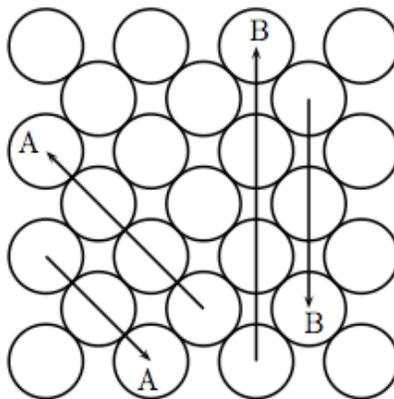


Figura 5.1 Planos de deslizamiento para la IN 718 [17].

Las dislocaciones en los planos de deslizamiento suelen moverse en ciertas direcciones llamadas direcciones de deslizamiento. Estas direcciones de deslizamiento también son de un arreglo CP. La combinación de un plano de deslizamiento y una dirección de deslizamiento se denomina sistema de deslizamiento. En el caso del níquel, con su estructura FCC, el deslizamiento es a lo largo de los planos CP $\{111\}$ y en la dirección CP $\langle 110 \rangle$, ver Figura 5.2 [17].

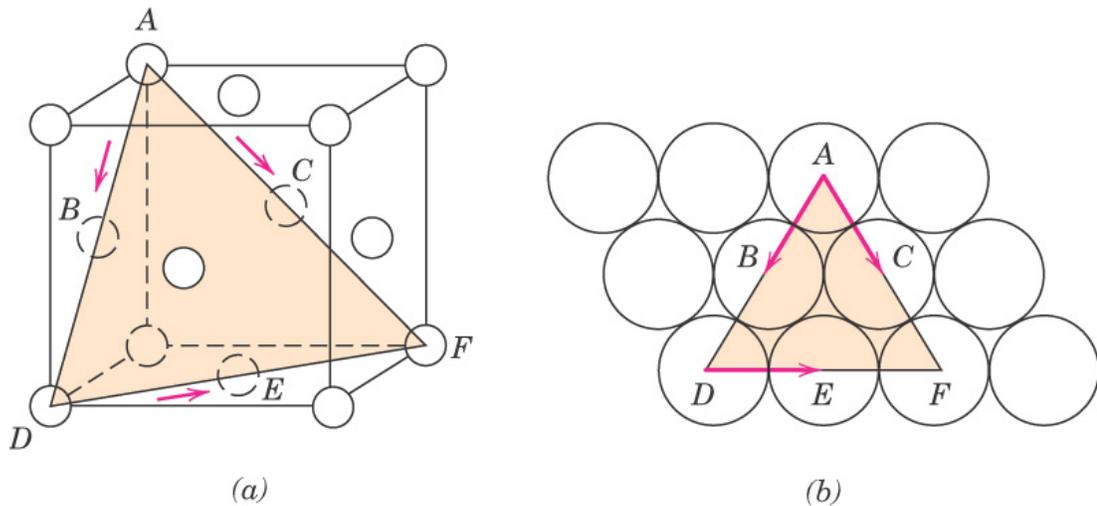


Figura 5.2 a) Planos $\{111\}$ y b) direcciones $\langle 110 \rangle$ de deslizamiento en la celda unitaria[18].

5.1.2 Maclado

Un límite de macla, es un tipo especial de límite de grano a través de la cual hay una específica simetría de espejo en la red cristalográfica, es decir, los átomos de un lado de la frontera se encuentran en posiciones de imagen espejo de los átomos en el otro lado (Figura 5.3 [17,18]) La región de material entre estos límites se denomina macla (twin, en inglés). Las maclas se generan por deslizamientos atómicos producidos al aplicar fuerzas mecánicas cortantes y también durante los tratamientos térmicos de recocido después de la

deformación. El maclado se produce en un plano cristalográfico definido y en una dirección específica, los cuales dependen de la estructura cristalina. Las maclas de recocido se encuentran típicamente en los metales que tienen la estructura cristalina de la FCC, mientras que las maclas mecánicas se observan en los metales BCC y HCP. [18]

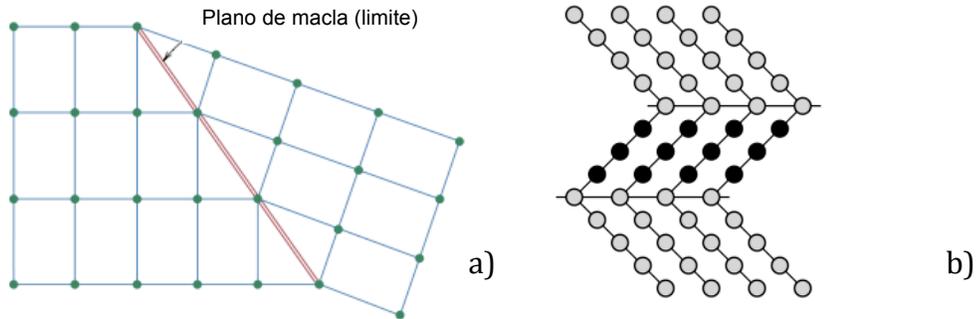


Figura 5.3 a) Imagen espejo y limite de macla, b) ubicación atómica de la macla [17,18].

5.2 Ensayos mecánicos

Una importante actividad en las instalaciones de metalurgia son los ensayos mecánicos de las materias primas y de los materiales procesados para garantizar las características, la integridad y la calidad de los productos finales. Varias pruebas tradicionales, así como especializadas están disponibles para evaluar la calidad de los materiales, ya sea con un cierto volumen ó como una hoja, con el fin de predecir su comportamiento en las operaciones de la metalurgia [19].

Si la carga es estática o cambia de forma relativamente lenta con el tiempo y se aplica de manera uniforme en una sección transversal o a la superficie de un componente, el comportamiento mecánico puede ser determinado por una simple prueba de esfuerzo-deformación, que son más comúnmente realizado para los metales. Dos de los ensayos mecánicos más empleados son el ensayo de tensión y compresión, ya sean en caliente ó a temperatura ambiente.[18]

5.2.1 Ensayo de tensión

Uno de los ensayos mecánicos mas comunes de esfuerzo-deformación se lleva a cabo en las pruebas de tensión. El ensayo de tensión se puede utilizar para determinar varias propiedades mecánicas de los materiales que son importantes en el diseño. Una muestra se deforma, por lo general a la fractura, con una carga de tensión gradualmente creciente que se aplica uniaxial a lo largo del eje longitudinal de una muestra.

La figura 5.4 muestra una probeta que está montada por sus extremos en las mordazas de la máquina llamada máquina universal de ensayos mecánicos. La máquina de tensión está diseñada para alargar la probeta a una velocidad constante, y para medir continua y simultáneamente la carga instantánea aplicada (con una celda de carga) y la elongación resultante (usando un extensómetro). Un ensayo de esfuerzo-deformación típicamente toma varios minutos para llevar a cabo la prueba y es destructiva, es decir, la probeta es permanentemente deformada y por lo general fracturada [18].

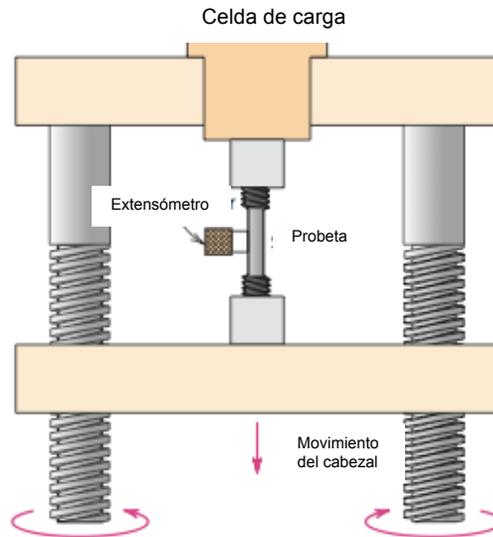


Figura 5.4 Esquema del aparato utilizado para el ensayo de tensión, la probeta es alargada por el cabezal móvil, mientras la celda de carga y el extensómetro miden simultáneamente [18].

Los ensayos mecánicos utilizados en las superaleaciones muy a menudo se efectúan a temperaturas elevadas, ya que se necesita conocer sus propiedades a la temperatura de forjado y de servicio. Las máquinas estándar de ensayo de tensión y compresión por lo general puede ser equipada con un horno de alta temperatura (resistencia, inducción o radiación). La utilidad de este conjunto para pruebas de deformación en caliente, sin embargo, es bastante limitada debido a que la tensión que se puede obtener es demasiado bajo, por lo general limitada por la restricción a los valores máximos en el rango de $\epsilon \sim 0.2-0.4$.

Además, en las máquinas de tensión estándar de tipo tornillo, la velocidad de deformación máxima son demasiado bajos (alrededor de $0,1 / s$) y ensayos de velocidad de deformación constantes son muy difícil, si no imposible, una vez

que se inicia el encuellamiento. Sin embargo, para aleaciones metálicas que necesitan una velocidad de deformación mas rápida y controlada, algunas máquinas especiales de ensayos mecánicos se han construido usando columnas servo hidráulicas controlados por computadoras.

La prueba de tensión en caliente, sin embargo, no sufre de problemas de fricción y distribuciones de tensión no homogéneas (antes de iniciar del encuellamiento), entonces a menudo es usado para calibrar otros resultados de ensayos tensión de velocidades de baja a moderada [20].

5.2.2 Ensayo de compresión

Los ensayos de compresión de esfuerzo-deformación se realizan por lo general, cuando las fuerzas en servicio son de este tipo. La prueba de compresión se lleva a cabo de una manera similar a la prueba de tensión, con la excepción de que la fuerza es de compresión y la probeta se contrae a lo largo de la dirección de la fuerza como se muestra en la figura 5.5. Las ecuaciones 1 y 2 son utilizadas para calcular el esfuerzo (σ) y la deformación (ϵ) respectivamente, estas ecuaciones son utilizadas tanto en el ensayo de tensión como en el de compresión, sin embargo, por convención, una fuerza de compresión se considera negativa. Además, puesto que l_0 es mayor que l_i , las deformaciones de compresión calculadas por la ecuación 2, son también necesariamente negativas.[18]

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \text{ Ecuación 1}$$

$$\epsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \text{ Ecuación 2}$$

Algunas máquinas universales computan este cálculo al instante de la prueba con solo introducir los parámetros de inicio, pero en general, todas acumulan solo los datos de carga y desplazamiento por lo cual se deben efectuar los cálculos apropiados posterior a la prueba para obtener una gráfica adecuada de esfuerzo-deformación.

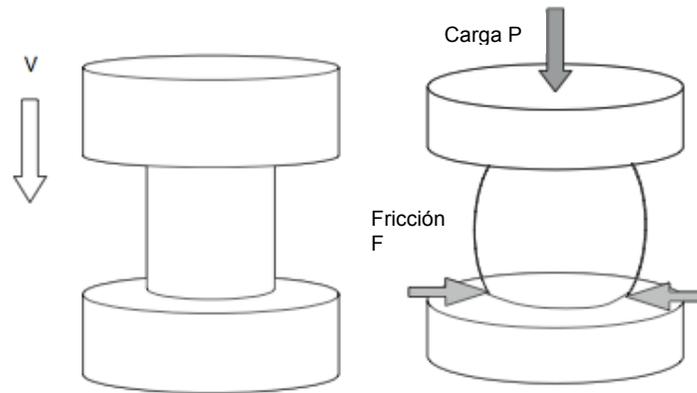


Figura 5.5 Esquema de una probeta cilíndrica sometida a compresión entre dos dados planos [20].

Una vez más en el caso de las superaleaciones, los ensayos de compresión con frecuencia se llevan a cabo a temperaturas elevadas. En ambos casos, el uso de modernos controladores computarizados y máquinas servo hidráulicas permiten velocidades de deformación altas y constantes que deben alcanzarse para diferentes tamaños de probetas que van desde las mas pequeñas hasta probetas relativamente grandes. Para ambos tipos de pruebas, se debe prestar atención al control de la fricción, entre los dados y la superficie de la muestra, y en el mantenimiento de la homogeneidad de temperatura durante las pruebas, salvo que, por supuesto, la influencia de los gradientes de temperatura sea de particular interés.[20]

Por medio de los ensayos mecánicos se puede obtener la curva de esfuerzo deformación graficando los datos obtenidos y aplicando las ecuaciones correspondientes, la figura 5.6 muestra un ejemplo de la curva esfuerzo-

deformación, la cual es muy empleada en ingeniería para obtener gráficamente diferentes valores y rangos útiles del material para la aplicación correspondiente de algún componente en particular.

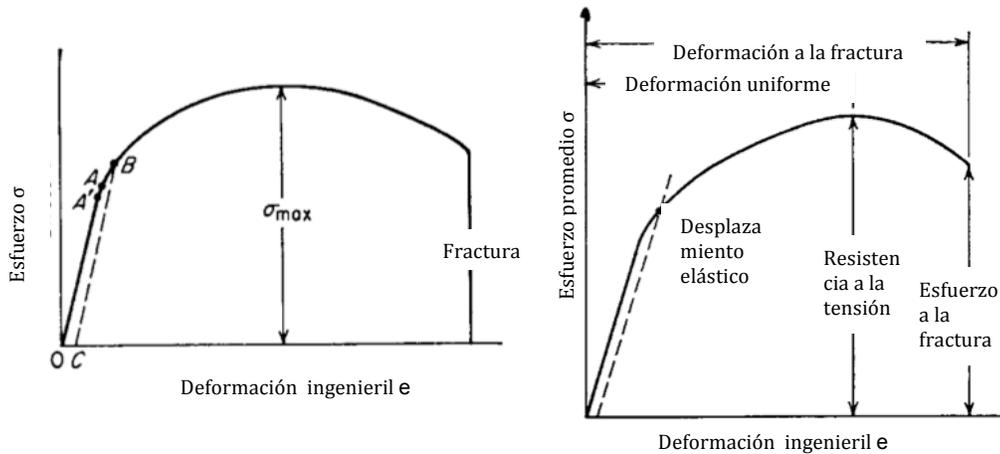


Figura 5.6 curvas esfuerzo-deformación, muestra los valores y rangos mas utilizados en ingeniería [21].

La porción lineal inicial de la curva OA es la región elástica que obedece a la ley de Hooke, el punto A es el límite elástico, definido como el mas grande valor de esfuerzo que el material puede soportar sin deformarse permanentemente una vez retirada la carga. La determinación del límite elástico puede ser bastante tedioso y dependen directamente de la sensibilidad de los instrumentos de medición de la deformación. Por esta razón es frecuentemente remplazado por el punto A' definido como el *límite proporcional*, este límite corresponde al esfuerzo en el cual la curva esfuerzo-deformación se desvía de ser lineal. La pendiente en esta región es el *modulo de elasticidad*.

Para fines prácticos en ingeniería, el límite de comportamiento elástico utilizable es descrita por el punto de resistencia a la fluencia ó *punto de cedencia*, punto B. Debido a la dificultad para localizarlo exactamente y con

total fidelidad, ya que en los gráficos experimentales la recta es difícil de determinar y existe una banda donde podría situarse el punto de cedencia, en ingeniería se adopta un criterio convencional y se considera como punto de cedencia el esfuerzo al cual el material tiene una deformación plástica del 0.2% (o también $\epsilon = 0.002$), en la figura 5.6 esta señalado como la deformación permanente OC.

La deformación plástica comienza donde el límite elástico es excedido, conforme la deformación plástica del material continua, este se hace mas fuerte debido al endurecimiento por deformación, por lo tanto la carga necesaria para la deformación incrementa. Eventualmente la carga alcanza su máximo valor, la carga máxima dividida por el área original de la muestra es el *esfuerzo máximo*.

En los ensayos de tensión después de su carga máxima, para algunas aleaciones dúctiles el área transversal empieza a reducirse y la curva empieza a caer hasta que la muestra se fractura. En los ensayos de compresión no ocurre fractura y la probeta solo se deforma.

5.3 Efectos de la temperatura en la deformación

Deformación a bajas temperaturas

El flujo plástico de los materiales cristalinos se lleva a cabo por el movimiento de dislocaciones en planos cristalográficos bajo la influencia de un fuerza aplicada. A bajas temperaturas el endurecimiento debido al trabajo es una consecuencia del hecho de que el fuerza requerida para el movimiento de las

dislocaciones, por lo general, aumenta durante el flujo plástico, así, el movimiento de las dislocaciones es dificultado cada vez por mas obstáculos microestructurales. Estos obstáculos son átomos de soluto, precipitados y los límites de grano. La variación más importante en la densidad de obstáculos por lo general, es debido a las mismas dislocaciones.

El endurecimiento por trabajo a temperaturas bajas se puede separar en 4 etapas:

Etapa 1. Esta etapa, que se ve más fácilmente en los monocristales de una sola orientación de deslizamiento único, las dislocaciones suelen limitarse a sus planos de deslizamiento y no interactúan entre sí, de modo que la tasa de endurecimiento de trabajo es muy baja. Sin embargo, como el cristal gira por deformación plástica, tiende a reubicarse hacia orientaciones de deslizamiento doble, que a su vez favorecen la interacción fuerte de las dislocaciones en la Etapa 2.

Etapa 2.- La interacción de las dislocaciones en diferentes sistemas de deslizamiento, dan lugar a una rápida multiplicación de las dislocaciones y por lo tanto una rápida y mas o menos constante tasa de endurecimiento por trabajo.

Etapa 3.- En esta etapa, los procesos de multiplicación de la dislocación se ven contrarrestados por las aniquilaciones locales de las dislocaciones (recuperación dinámica localizada, debido al cruce de planos de deslizamiento, al escalamiento y/o la aniquilación de las dislocaciones o segmentos de signo contrario). Estos mecanismos de recuperación y por lo tanto, las tasas de endurecimiento por trabajo, son fuertemente dependientes de la temperatura.

Etapa 4.- Para deformaciones altas ≥ 1 , típicas del rolado o extrusión, muchos granos se rompen y dividen en bandas con diferentes orientaciones, separadas por zonas de transición y límites de grano.

Deformación en caliente

A temperaturas homologas por encima de $0.4T_m$, la deformación plástica es fuertemente influenciado por los procesos activados térmicamente, donde el flujo de esfuerzos se vuelve dependiente de la temperatura y de la velocidad de deformación (viscoplástico). Los procesos involucrados son en su mayoría controlados por la difusión atómica local, dando lugar a una fuerte recuperación dinámica de la subestructura de dislocaciones, así como, las dislocaciones que son continuamente aniquiladas durante la deformación por los mecanismos de escalonamiento y de planos de deslizamiento transversales.

Para muchos metales austeníticos o que presentan un arreglo cristalográfico FCC de bajo o medio nivel de energía de falla de apilamiento (SFE, en inglés) como la IN 718, la tasa de recuperación dinámica es limitada, incluso a temperaturas elevadas (el mecanismo estándar de la aniquilación por los planos de deslizamiento transversales, se ve obstaculizada por la incapacidad de las dislocaciones disociadas de evitar los obstáculos locales al cruzar escapando de su plano de deslizamiento). El flujo de esfuerzos aumenta de manera significativa y la densidad de dislocaciones logran valores donde la recristalización puede ocurrir durante la deformación plástica en caliente.

Durante el flujo plástico los límites de los subgranos (a diferencia de los límites de grano) son continuamente aniquilados por los procesos de

crecimiento y reemplazadas por otras nuevas a través de la poligonización dinámica de las dislocaciones libres, por lo que su tamaño medio y su forma equiaxial se mantienen constantes durante deformaciones muy grandes. La capacidad de los subgranos debido a dislocaciones de reorganizarse bajo esfuerzos para mantener una estructura de deformación constante, es una característica fundamental del comportamiento dinámico de la recuperación de metales de alto SFE durante la deformación en caliente, en contraste con las de bajo SFE como la IN 718 [20].

5.4 Fenómeno de recristalización y crecimiento de grano

La recuperación en los metales y la aleaciones, por lo general, antecede al fenómeno de recristalización, durante la recuperación, una parte de la energía interna almacenada como energía de deformación es liberada debido al movimiento de dislocaciones, esto ocurre como resultado del aumento de la difusión atómica a temperaturas elevadas. También se produce alguna reducción en el número de dislocaciones, y las configuraciones de dislocaciones tienden a adoptar bajas energías de deformación de la red [18].

La recuperación puede ser estática o dinámica y su diferencia radica principalmente, si al momento en que ocurre la recuperación existe una fuerza externa aplicada o no, sin embargo, el aumento de la temperatura es necesaria en ambos casos. La figura 5.7 muestra las diferentes etapas del endurecimiento y de la recuperación dinámica [3].

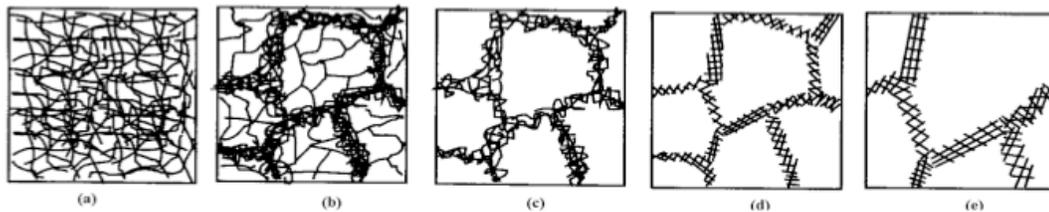


Figura 5.7 diferentes etapas del endurecimiento y de la recuperación dinámica: a) generación de dislocaciones, b) formación de celdas, c) aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas, d) formación de subgranos, e) y su crecimiento [3].

Aún después de la recuperación, los granos están todavía en un estado de alta energía de deformación. La *recristalización* ocurre debido a la nucleación y crecimiento de nuevos granos equiaxiales libres de deformación que contienen baja densidad de dislocaciones, lo cual es una característica de la condición del material antes de ser deformado.

La fuerza motriz para producir esta nueva estructura de granos es la diferencia de energía interna entre el material deformado y el no deformado, cuando se calienta el material por encima de la temperatura de recristalización, una rápida recuperación elimina los esfuerzos residuales, produciendo una estructura de dislocación poligonizada. En este momento ocurre la nucleación de nuevos granos pequeños en los bordes de la celda de la estructura poligonizada, eliminando la mayoría de las dislocaciones. Dado que se ha reducido de manera significativa el número de dislocaciones, el material baja su resistencia y aumenta su ductilidad.

La recristalización es un proceso cuya extensión depende tanto del tiempo como de la temperatura. El grado (o fracción) de recristalización aumenta con el tiempo, la influencia de la temperatura se muestra en la figura 5.8 la cual

representa gráficamente la resistencia a la tensión y la ductilidad de un latón en función de la temperatura y para un tratamiento fijo de una hora. La estructura de los granos que se encuentra en las diferentes etapas del proceso también se representa en forma esquemática.

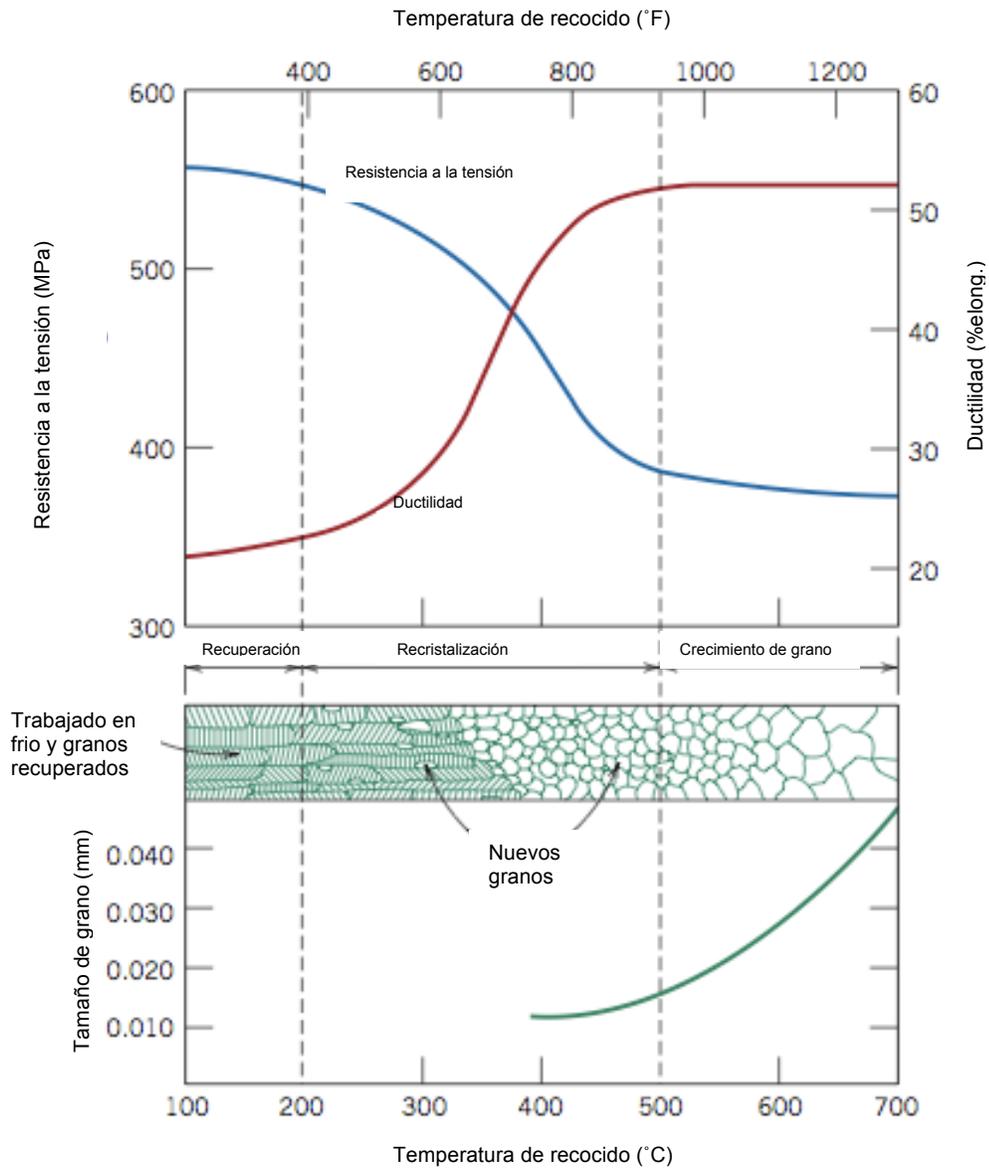


Figura 5.8 Influencia de la temperatura de recocido sobre la resistencia a la tensión y sobre la ductilidad de un latón. Se representa el tamaño de grano en función de la temperatura. Estructura del grano durante la recuperación, recristalización y crecimiento del grano [18].

El comportamiento de recristalización para una determinada aleación se suele especificar mediante la *temperatura de recristalización*, temperatura a la cual la recristalización ocurre en exactamente 1 hora. Generalmente esta temperatura, se sitúa entre un tercio y la mitad de la temperatura absoluta de fusión del metal o aleación y depende tanto del trabajo previo de deformación y la pureza de la aleación.

La recristalización ocurre de forma más rápida en metales que en aleaciones. El hecho de alear aumenta la temperatura de recristalización algunas veces de forma sustancial. Para metales puros la temperatura de recristalización normalmente es $0.3 T_m$ y en algunas aleaciones puede llegar hasta $0.7 T_m$ o más. Las operaciones de trabajo en caliente de las aleaciones a menudo se realizan a temperaturas superiores a la temperatura de recristalización, donde el material permanece relativamente blando y dúctil durante la deformación debido a que no endurece por deformación de manera que suele alcanzar grandes deformaciones.

Después que ha terminado la recristalización, los granos libres de deformación continúan creciendo si el material es dejado a la temperatura elevada, este fenómeno se denomina *crecimiento de grano*. El crecimiento de grano, no está necesariamente precedido por la restauración y recristalización, y puede ocurrir en todo los materiales cristalinos. A medida que el grano crece en tamaño, el área total del límite de grano disminuye, produciendo una reducción en la energía total; esta es la fuerza motriz para el crecimiento de grano, así, el crecimiento de los granos implica el desplazamiento de los límites de grano, permitiendo que algunos granos crezcan a costa de otros.

En este caso los átomos se difunden a través de los límites de grano como se muestra en la figura 5.9 y, en consecuencia, el crecimiento de los granos esta relacionado con la energía de activación necesaria para que un átomo salte a través del límite de grano. Altas temperaturas o bajas energías de activación incrementan el tamaño de los granos.

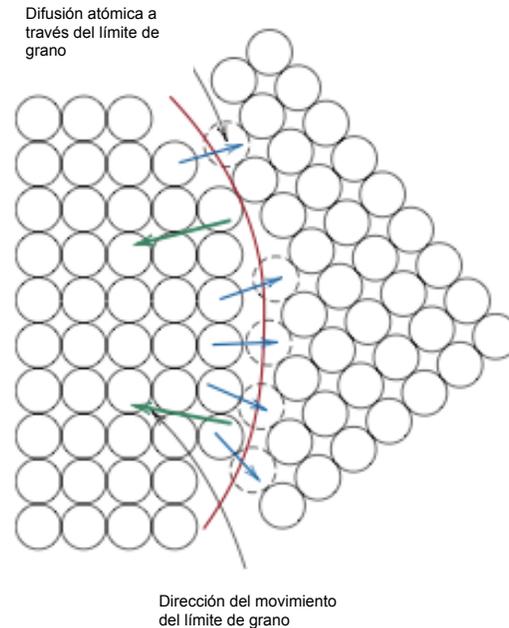


Figura 5.9 representación esquemática del crecimiento de granos por medio de difusión atómica [18].

5.4.1 Recristalización dinámica

La recristalización dinámica consiste en la nucleación de nuevos granos que permite eliminar una parte de las dislocaciones generadas en la etapa de deformación y recuperación en caliente. Para que la nucleación durante recristalización dinámica tenga un lugar durante la deformación, es necesario una diferencia de densidad crítica de dislocaciones a través de la interfaz entre el núcleo y el material que lo rodea [22].

El comportamiento en caliente se puede reflejar en las curvas de esfuerzo-deformación por medio de un ensayo de compresión a altas temperaturas, como muestra la figura 5.10, donde se pueden observar tres zonas,

- Zona de endurecimiento y recuperación (restauración)
- Etapa de transición donde se observa una caída debido a la recristalización dinámica
- Zona de tensión constante o etapa de saturación

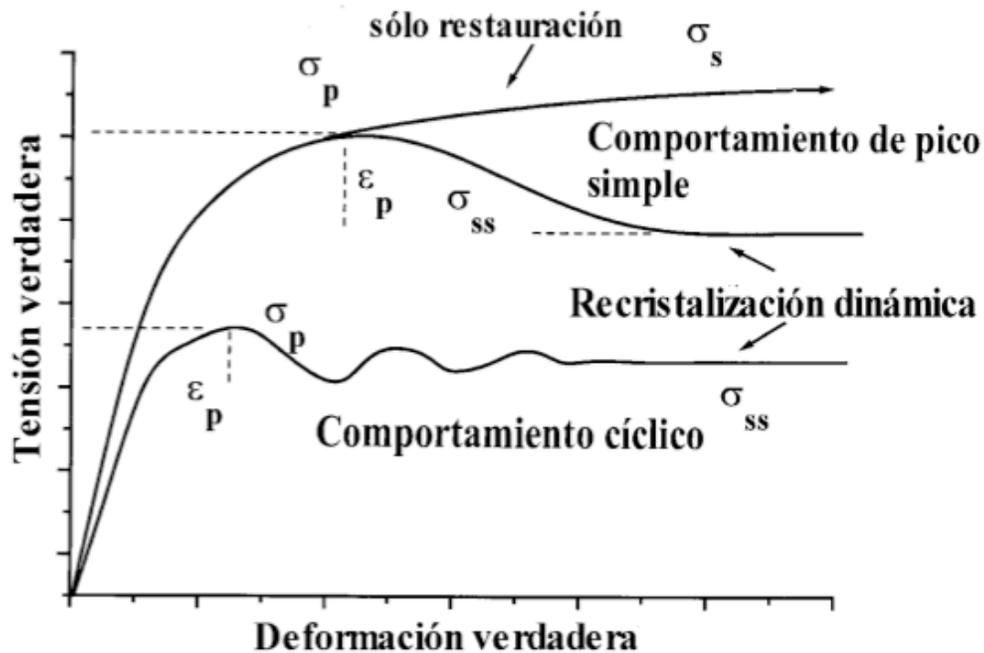


Figura 5.10 Representación esquemática de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación [3].

El inicio de la recristalización dinámica necesita un tiempo de incubación antes de que su efecto ablandador marque la caída de tensión observada en la figura 5.10, la etapa de transición esta acompañada de una disminución de la densidad de dislocaciones. El tipo de recristalización pico único o pico múltiple

depende de las condiciones de trabajo, al aumentar la temperatura, la curva de pico simple se transforma en una de pico múltiple y el mismo cambio se observa al disminuir la velocidad de deformación.

5.4.2 Recristalización metadinámica

La *recristalización metadinámica (MDRX)* se define como un proceso de recristalización estática (SRX) sin un tiempo de incubación, y los núcleos se forman en el proceso de recristalización dinámica (DRX) anterior, porque no hay restricción en el crecimiento de grano debido a una deformación concurrente en el proceso de recristalización metadinámica.

Los granos recristalizados producido por este proceso son más grandes que las que se encuentran después de DRX. Además, las características de las microestructuras metadinámicamente recristalizadas son similares a las que se encuentran después de la recristalización estática (SRX). Los cambios microestructurales en MDRX se pueden describir con tres etapas:

- La recristalización metadinámica se lleva a cabo a partir de los núcleos dinámicamente recristalizados formados durante DRX anteriormente. Los núcleos crecen rápidamente porque no hay deformación concurrente.
- Al mismo tiempo, el crecimiento de granos recristalizados dinámicamente (con un gradiente de densidad de dislocaciones) son sometidos a recuperación metadinámica o crecimiento del grano, de acuerdo con el gradiente de densidad de dislocaciones local. En el caso de crecimiento de grano, rodeado por los núcleos, la recuperación metadinámica se lleva

a cabo, este mecanismo no da lugar a la nucleación y crecimiento y por lo tanto no contribuyen a los cambios en la microestructura. Sin embargo, en los casos en que los granos están creciendo junto a una completa región endurecida por trabajo, que tiene una mayor densidad de dislocaciones, los granos en crecimiento, continuarán creciendo durante el período de reposo sin deformación. En este caso, porque no hay deformación simultánea, la tasa de crecimiento es mayor y por lo tanto, da como resultado unos granos más grandes.

- Los granos totalmente endurecidos por trabajo son consumidos por el crecimiento de los granos adyacentes, y la recuperación metadinámica o estática se lleva a cabo en estos granos. Con un período de tiempo prolongado, la SRX puede ocurrir en los granos totalmente endurecidos por trabajo [22].

5.4.3 Recristalización estática

La *recristalización estática (SRX)* comúnmente se debe a un tratamiento térmico de recocido efectuado habitualmente después de un trabajo de deformación plástica en frío. El proceso de la recristalización estática sigue los pasos de: deformación en frío, recuperación, nucleación, recristalización y crecimiento de grano mencionados con anterioridad, la figura 5.11 muestra esquemáticamente estos pasos para SRX con un tratamiento térmico de recocido.

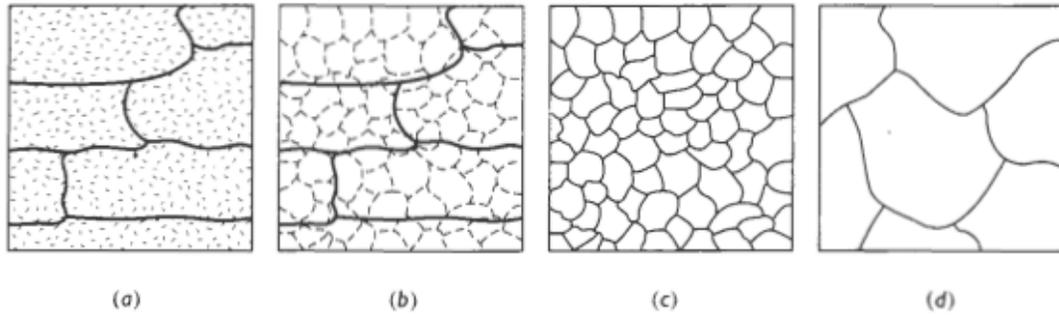


Figura 5.11 Efecto de la temperatura de recocido sobre la microestructura de metales trabajados en frío: a) trabajado en frío, b) después de la recuperación, c) después de la recristalización y d) después del crecimiento de grano [5].

La nucleación y el crecimiento de grano son dos pasos principales para la variación de la microestructura en la SRX resultante de un tratamiento de recocido después de una deformación en frío. Por otra parte, durante un proceso de deformación en caliente, la DRX aparece a través de la nucleación y crecimiento de los granos, que también da lugar al refinamiento de granos. Sin embargo, en el período de reposo después de la deformación en caliente, dos tipos de procesos de variación de la microestructura se puede encontrar.

Uno de ellos es un proceso similar a la SRX clásica que se produce en una aleación con deformación en frío. Algunos nuevos núcleos de grano se forman y crecen en la aleación deformada, esto también se llama la recristalización estática. De otra manera, el otro proceso es el proceso de crecimiento continuo de los granos dinámicamente recristalizados, que se llama recristalización metadinámica.

En general, tanto la MDRX como la SRX ocurren a temperaturas elevadas en aleaciones deformadas en caliente, durante el periodo de reposo, que da como

resultado el refinamiento o engrosamiento de grano, dependiendo el número de nuevos núcleos y del tiempo de reposo a la misma temperatura.

Si el número de núcleos es limitado y el tiempo de reposo es lo suficientemente basto, la MDRX será el principal proceso y se obtendrán granos gruesos. A la inversa, si hay formación de varios nuevos núcleos de grano y el tiempo de reposo es corto, la SRX será el principal proceso y se obtendrá un refinamiento en el grano.

La recristalización en la IN 718 después de la deformación en caliente y del periodo de reposo, no resulta en un refinamiento de grano, sino en granos gruesos. El tamaño final de grano incrementa durante el periodo de reposo después de la deformación en caliente, por lo tanto, MDRX es el proceso principal de las variaciones microestructurales de la IN 718.[23]

5.4.4 Crecimiento de grano anormal (granos ALA)

El crecimiento anormal de grano (también llamado como el crecimiento exagerado de grano) es un tipo de engrosamiento de microestructura que algunos (o pocos) granos grandes crecen inusualmente rápido en una matriz de grano fino con una velocidad de crecimiento muy lenta. También ha sido denominado crecimiento exagerado de grano o engrosamiento de grano.

Durante el crecimiento anormal de grano, que es un proceso discontinuo, unos pocos granos en la microestructura crecen y consumen la matriz de pequeños granos. El crecimiento anormal de grano es el resultado de la migración de interfaces a velocidades locales muy altas.

Se reconocen tres factores principales que pueden resultar en crecimiento anormal de grano:

- La presencia de distribuciones especiales de partículas de fases secundarias que actúan como inhibidores del crecimiento normal en la mayoría de los granos del material, excepto en algunos granos especiales.

- La existencia de granos con orientaciones de crecimiento preferenciales.

- La anisotropía de la energía de límites de grano en materiales con espesores particularmente delgados.[9]

6. Método experimental

El presente estudio se realizó bajo diferentes condiciones termomecánicas de forjado empleados en el sector aeronáutico de la empresa FRISA, la cual aportó el material en cuestión, la superaleación INCONEL 718 para su investigación, la aleación fue caracterizada, por medio de ensayos de microdureza Vickers, tratamientos térmicos, metalografías vía microscopía óptica y electrónica de barrido, detección de fases por medio de Análisis Térmico Diferencial y posteriormente con ensayos mecánicos de compresión en caliente a dos diferentes temperaturas.

El trabajo termomecánico se realizó para ocho diferentes cilindros a diferentes temperaturas y pasos de deformación, sin embargo, este trabajo se enfoca a los primero cuatro cilindros, cabe mencionar que los cilindros restantes podrían ser utilizados en futuras investigaciones ajenas a esta.

6.1 Material

El material estudiado en este trabajo es la superaleación INCONEL 718, el cual lleva un proceso de fundición para su producción de VIM/VAR (mencionados en el capítulo 2), la tabla 3 muestra la composición química del material analizado INCONEL 718, obtenido del certificado de materia prima de la empresa proveedora de la aleación [30].

Elemento	Porcentaje	Método de prueba	Elemento	Porcentaje	Método de prueba
C	0.026	CS	Ti	1.01	XRF
Mn	0.08	XRF	Cb	5.41	XRF
Si	0.09	XRF	Ta	0.01	XRF
P	0.009	XRF	Se	0.0013	WET
S	0.0004	CS	Mg	0.0004	OES
Cr	17.96	XRF	O	0.0005	GAS
Ni	53.79	XRF	B	0.0004	OES
Mo	2.88	XRF	Cb + Ta	5.42	
Cu	0.05	XRF	Ag	0.0001	OES
Co	0.34	XRF	Bi	0.00003	WET
Sn	0.0005	OES	Ca	0.0002	OES
Al	0.51	XRF	Fe	18.72	XRF
N	0.0007	GAS	Pb	0.0003	WET

Tabla 3 Composición química en porcentaje de peso y método de prueba empleado en el análisis de cada elemento, fluorescencia de rayos X (XRF, en inglés), emisión óptica de chispa (OES), fusión de gas inerte (GAS), combustión (CS), a) absorción atómica en horno de grafito-Se, b) emisión de plasma acoplado inductivamente-Mg, c) espectroscopia de masa-Pb,Bi,Ag (a,b,c = WET) [30].

El material recibido en la industria en forma de lingote, fue cortado en dos secciones, los cuales a su vez fueron cortados en 4 cilindros por cada sección como se aprecia en la figura 6.1, 1-1 hace referencia a la sección 1 y cilindro 1, así, de la misma manera para los cilindros 2, 3 y 4. 2-1 hace referencia a la sección 2 y cilindro 1, lo mismo para 2, 3 y 4. La caracterización de los cilindros 2-1, 2-2, 2-3, 2-4, podrían servir para un trabajo a futuro de otra investigación.

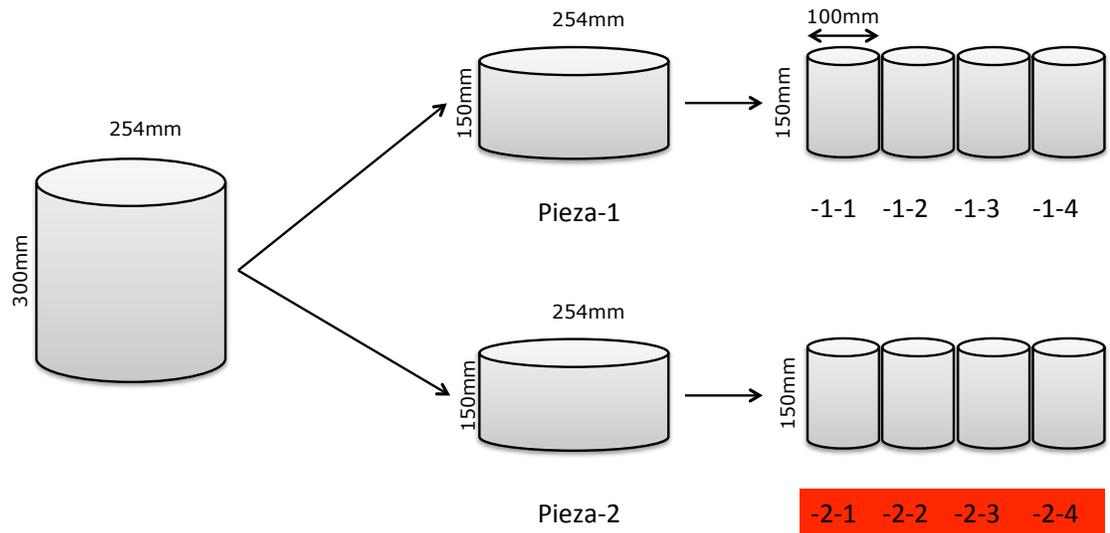


Figura 6.1 Representación esquemática de las secciones cortadas del lingote de IN 718.

Cada cilindro es sometido a un trabajo termomecánico a diferente temperatura y pasos de deformación como veremos mas adelante en el diseño de experimentos.

6.2 Diseño de experimentos

La figura 6.2 muestra un esquema del diseño experimental de este trabajo, la metodología y desarrollo de los experimentos siguen la ruta indicada en el esquema. Los recuadros en color verde indican los pasos completados en el presente estudio y los recuadros en rojo representan un trabajo propuesto a futuro como complemento de este trabajo.

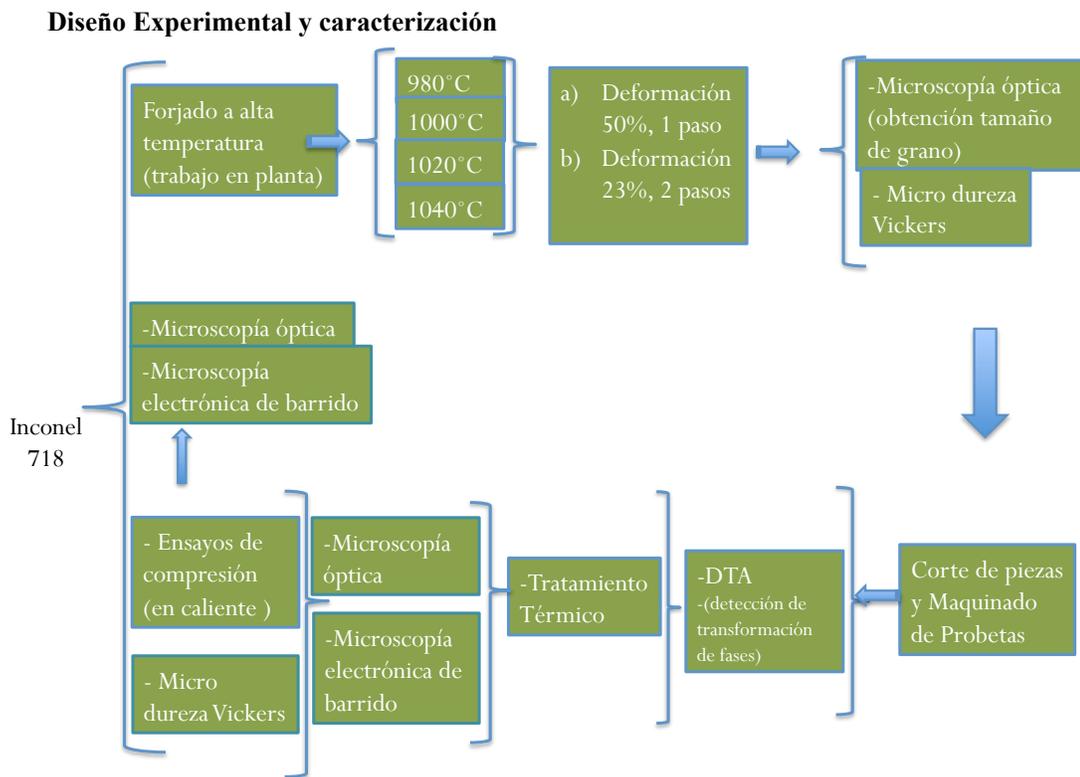


Figura 6.2 Esquema del diseño experimental y de caracterización.

La primera parte de este cuadro indica el trabajo en planta, el cual consiste en proporcionar un trabajo termomecánico por medio de una prensa industrial a diferentes temperaturas y pasos de deformación, como lo muestra la tabla 4, a partir de aquí, solo se hará referencia a los primeros cuatro cilindros sometidos a los experimentos y caracterización los cuales son el objetivo de este trabajo.

De acuerdo con la tabla 4 se puede observar los pasos seguidos en el proceso de forja de los cilindros 1, 2, 3 y 4 de la sección 1, los cilindros 1 y 3 se deformaron en un solo paso hasta alcanzar la altura final propuesta de 41mm, en tanto que, los cilindros 2 y 4 se deformaron en dos pasos hasta alcanzar la misma altura final, se puede señalar también, las temperaturas de deformación

propuestas. En la tabla 5 se observa los parámetros reales del proceso de forja, las temperaturas fueron medidas con termopares tipo k, se puede apreciar que las temperaturas reales varían un poco de las temperaturas propuestas. La figura 6.3 muestra de forma esquemática la posición de los termopares en el cilindro.

Condiciones de Forja	1-1	1-2	1-3	1-4
Temperatura Inicial (°C)	1040	1040	1020	1020
Diámetro Inicial (mm)	100	100	100	100
Altura Inicial (mm)	150	150	150	150
Primer Paso de Forjado (mm)	41	75	41	75
Vel. De Deformación (1/s)	0.13	0.13	0.13	0.13
Reducción en Primer Paso(%)	73.0	50.0	73.3	50.0
Recalentamiento (°C)	NA	1020	NA	1000
Segundo Paso de Forjado (mm)	NA	41	NA	41
Velocidad de Deformación (1/s)	NA	0.26	NA	0.26
Reducción en Segundo Paso (%)	NA	23.0	NA	23.0

Tabla 4 Lista de condiciones de forjado del trabajo efectuado en planta.

Condición	Calentamiento	Enfriamiento	Temperatura	Vel. Cabezal	Fuerza	Altura Inicial	Altura Final
		(min)	°C	(mm/s)	Ton	(mm)	(mm)
1-1	1	103	1055	20	1144	150	40
1-2	1	107	1053	20	432	150	75
	2	8	1020	20	1449	75	40
1-3	1	110	1020	20	1063	150	40
1-4	1	113	1021	20	453	150	75
	2	12	1000	20	1527	75	40

Tabla 5 Parámetros reales del proceso de forja.

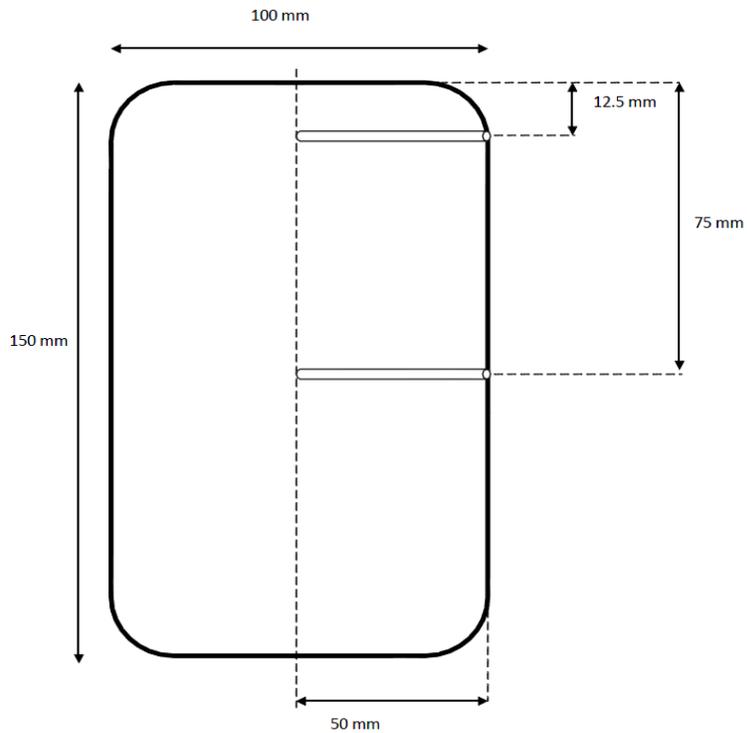


Figura 6.3 Ubicación de los termopares en el cilindro.

La figura 6.4 muestra una foto de del ajuste sobre el dado inferior de la forja industrial en planta y el aislamiento utilizado de colcha cerámica.



Figura 6.4 Ajuste y aislamiento de los cilindros en las prensas en planta.

6.3 Análisis metalográfico, tamaño de grano y dureza

El análisis metalográfico se llevo a cabo vía microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM). El microscopio óptico empleado para el análisis metalográfico es de la marca NIKON de un máximo de 400X mostrado en la figura 6.5, por medio de un software analizador de imágenes CLEMEX, la figura 6.6 muestra el microscopio electrónico de barrido marca JEOL modelo JSM-6510LV.

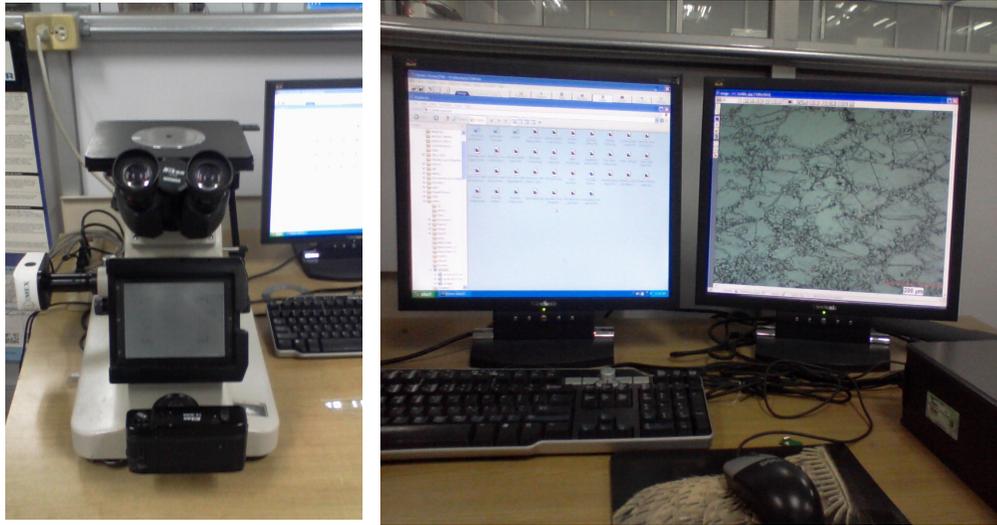


Figura 6.5 Microscopio óptico NIKON, software analizador clemex.



Figura 6.6 Microscopio electrónico de barrido (SEM).

El material fue cortado en lajas tomadas del centro del cilindro ya deformado, fue sometido a un proceso de macro y micro ataque químico para develar las zonas de flujo de deformación y la microestructura, dichos ataques químicos fueron efectuados por un laboratorio externo [31]. Las lajas fueron analizadas de acuerdo a un mapeo de la zona transversal como lo muestra la figura 6.7.

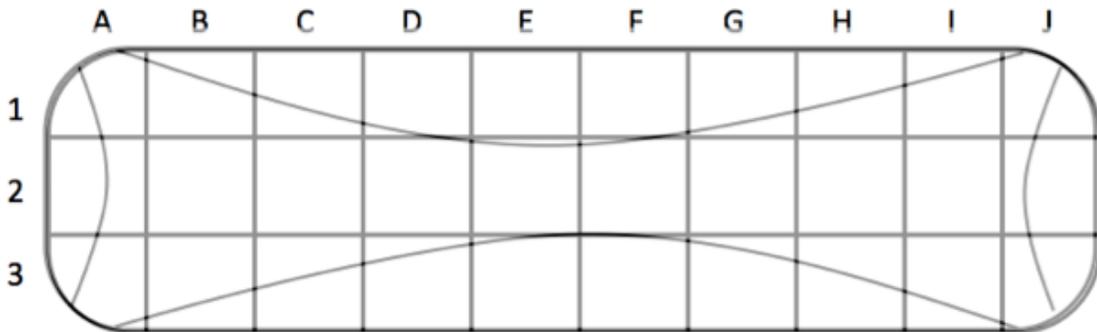


Figura 6.7 Mapeo de la zona transversal de las lajas.

El recuadro de cada zona esta identificado por un número correspondiente a la fila y una letra correspondiente a la columna, se analizó cada una de las una metalografías correspondientes a cada recuadro y se obtuvo el tamaño de grano, de acuerdo a la norma estándar ASTM E-112, por medio del método estándar de comparación de imágenes de mapas graduados. La figura 6.8 muestra las imágenes de los mapas graduados empleados en la obtención del tamaño de grano. La tabla 6 muestra los valores de conversión para los promedios de tamaño de grano ASTM a milímetros y micrómetros.

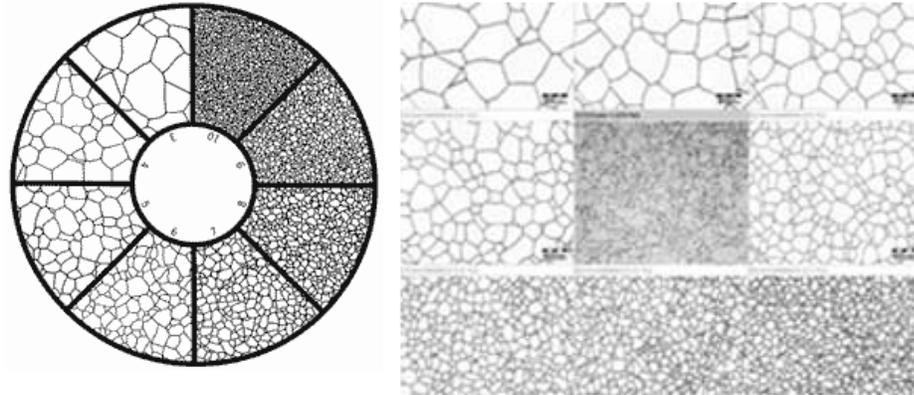


Figura 6.8 Mapas graduados para la obtención del tamaño de grano [imagen obtenida de medios electronicos 40,41].

Relación de tamaños de grano ASTM E-112		
Promedio diámetro D		
Tamaño de grano g	mm	μm
00	0.508	508
0	0.3592	359.2
0.5	0.3021	302.1
1	0.254	254
1.5	0.2136	213.6
2	0.1796	179.6
2.5	0.151	151
3	0.127	127
3.5	0.1068	106.8
4	0.0898	89.8
4.5	0.0755	75.5
5	0.0635	63.5
5.5	0.0534	53.4
6	0.0449	44.9
6.5	0.0378	37.8
7	0.0318	31.8
7.5	0.0267	26.7
8	0.0225	22.5
8.5	0.0198	19.8
9	0.0159	15.9
9.5	0.0133	13.3
10	0.0112	11.2
10.5	0.0094	9.4
11	0.0079	7.9
11.5	0.0067	6.7
12	0.0056	5.6
12.5	0.0047	4.7
13	0.004	4
13.5	0.0033	3.3
14	0.0028	2.8

Tabla 6 Relación de promedios de tamaño de grano ASTM en diámetros.

El análisis de las microdurezas Vickers fue realizado por medio de un microdurómetro de la marca SHIMADZU, mostrado en la figura 6.9. El mapeo y la distribución de las micro-durezas, fue a lo largo y ancho de las zonas centrales de la cara transversal de cada una de las lajas de los cuatro cilindros, como lo muestra la figura 6.10.



Figura 6.9 Micro-durómetro SHIMADZU.

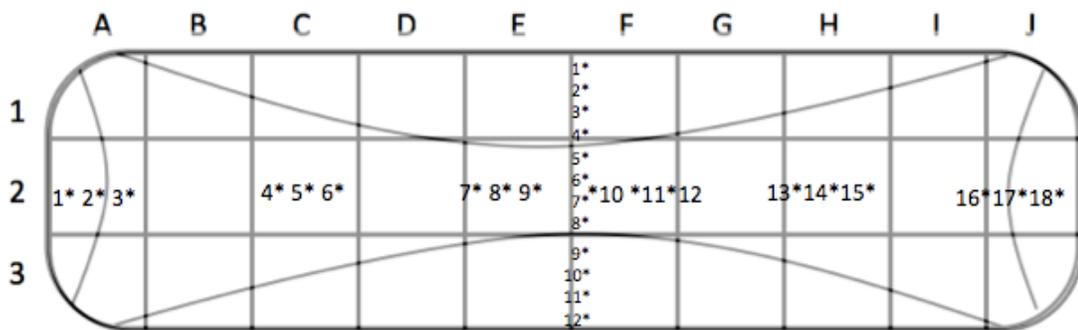


Figura 6.10 Mapeo de micro-durezas Vickers a lo largo y ancho.

6.4 Tratamiento térmico

Cuatro probetas maquinadas y sus machotes sobrantes del proceso de maquinado, se sometieron a un tratamiento térmico de solubilizado y envejecido, siguiendo la nomenclatura, como lo muestra la figura 6.11, la figura 6.12 muestra la foto de las piezas en la mufla después del tratamiento térmico.

Tratamientos térmicos	
Tratamiento de solubilizado	Tratamiento de envejecimiento
1- 955°C 1h/ AC	a- 750°C, 8h 50°C/30min 650°C, 8h /AC
2- 996°C 1h/AC	b- 720°C, 8h 50°C/30min 620°C, 8h/ AC

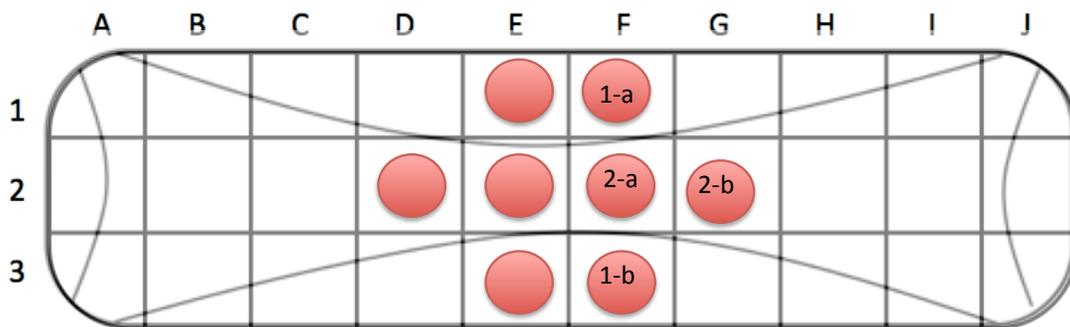


Figura 6.11 Matriz de tratamientos térmicos.



Figura 6.12 Piezas sometidas a tratamiento térmico.

Los tratamientos térmicos se realizaron junto con probetas testigo utilizando los machotes, a manera de poder tener una comparación de los testigos, las probetas tratadas y no tratadas térmicamente en los ensayos mecánicos subsecuentes y fueron realizados en una mufla de la marca Barnstead Thermolyne -1400 Furnace como se aprecia en la figura 6.13.



Figura 6.13 Mufla Barnstead Thermolyne 1400.

Para preparar las muestras que fueron tratadas térmicamente, las lajas fueron cortadas siguiendo las líneas mapeadas mencionadas anteriormente, empleando una cortadora de discos de carburo de tungsteno de la marca STRUERS modelo DISCOTOM-2, como se muestra en la figura 6.14, y maquinadas para obtener una probeta correspondiente a cada zona como se muestra en la figura 6.15, cada probeta tiene un radio de $7 \pm 0.25\text{mm}$ y una altura de $10 \pm 0.13\text{mm}$ conforme al estándar ASTM E-209.



Figura 6.14 cortadora de discos de carburo de Tungsteno.

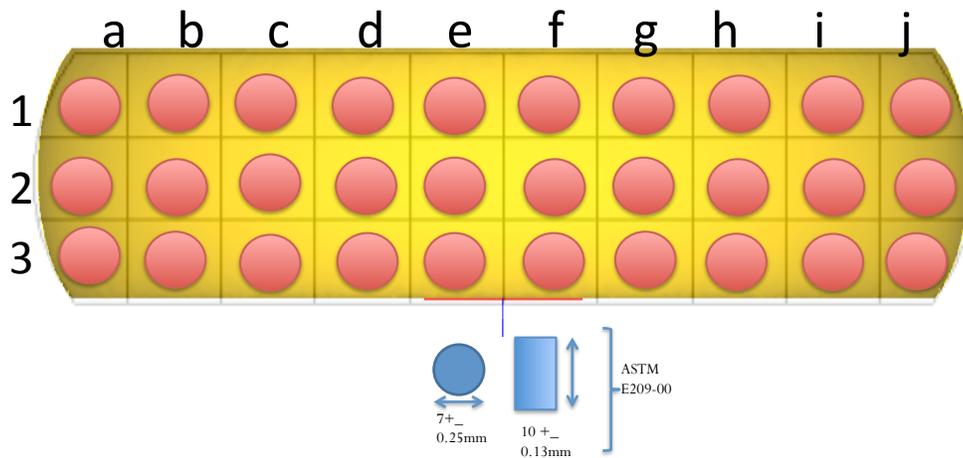


Figura 6.15 muestra el esquema del maquinado de las probetas y sus dimensiones.

El material fue analizado por medio de análisis térmico diferencial DTA, por medio de un equipo, STA PT 1600 de la marca LINSEIS, como lo muestra la figura 6.16 y la condición de corrida de la prueba fue desde temperatura ambiente hasta 1000°C, a una velocidad de 5K/min.



Figura 6.16 Equipo STA PT 1600, LINSEIS.

6.5 Ensayos mecánicos

Los ensayos mecánicos fueron efectuados en una máquina universal mecánica de tornillo marca SHIMADZU AG-X con capacidad de 30 toneladas, equipada con un horno de resistencia y un software analizador de datos TRAPEZIUM, como lo muestra la figura 6.17 y 6.18.



Figura 6.17 Máquina universal Shimadzu AG-X.

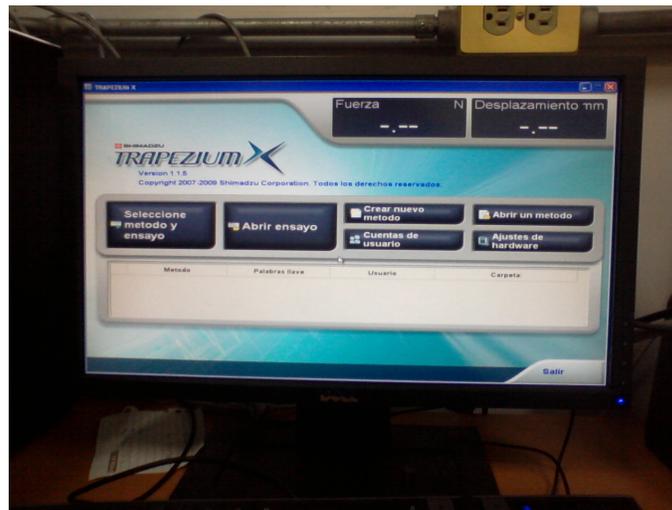


Figura 6.18 Software analizador de datos Trapezium.

Los ensayos mecánicos fueron seleccionados de la zona central, donde la microestructura en estas zonas es muy similar y las comparaciones respecto a aquellas probetas que fueron tratadas térmicamente se puede dar con veracidad, la figura 6.19 muestra el maquinado de todas las probetas a lo largo y ancho de las lajas, las ocho probetas seleccionadas para los ensayos en este trabajo que están identificadas con la nomenclatura en color blanco y los parámetros de temperatura y velocidades de deformación utilizados. Todas las probetas ensayadas fueron enfriadas en agua, con el fin de mantener lo mas posible la microestructura alcanzada durante la deformación en caliente.

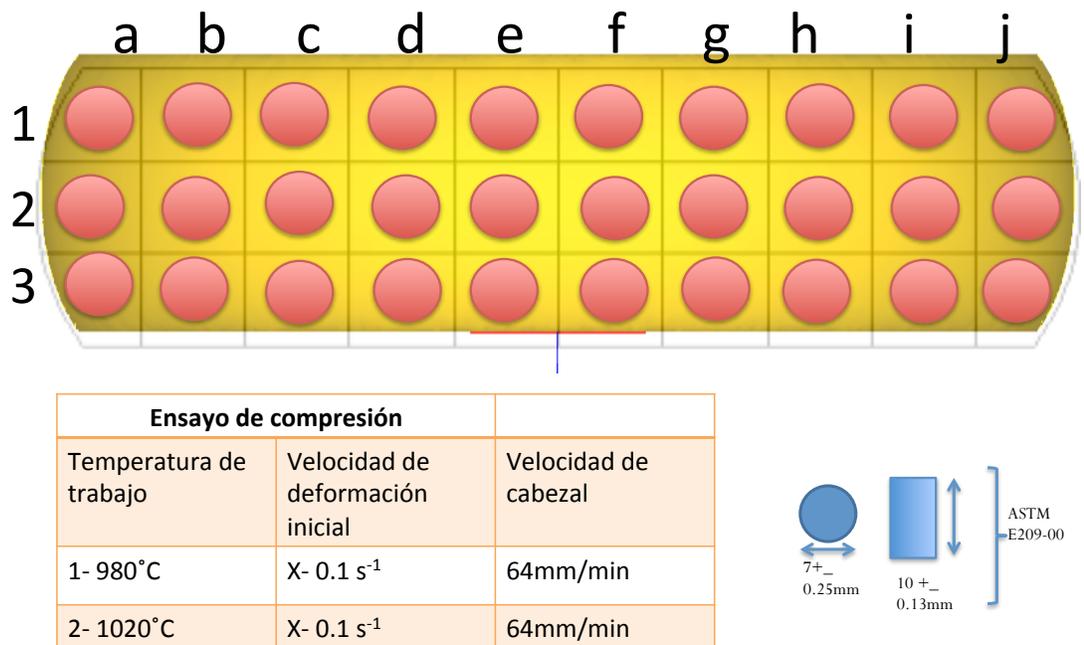


Figura 6.19 Maquinado de piezas y matriz de ensayos de compresión a altas temperaturas.

Las tablas 7 a 10 muestran los parámetros a los cuales se llevaron a cabo las deformaciones en los ensayos de compresión en caliente para cada una de las probetas de cada laja.

Laja 1-1	Temperatura de trabajo	Velocidad de deformación inicial	Velocidad del cabezal
1e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3e sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2d sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
1f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3f con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2g con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min

Tabla 7 condiciones para la laja 1-1.

Laja 1-2	Temperatura de trabajo	Velocidad de deformación inicial	Velocidad del cabezal
1e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3e sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2d sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
1f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3f con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2g con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min

Tabla 8 condiciones para la laja 1-2.

Laja 1-3	Temperatura de trabajo	Velocidad de deformación inicial	Velocidad del cabezal
1e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3e sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2d sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
1f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3f con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2g con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min

Tabla 9 condiciones para la laja 1-3.

Laja 1-3	Temperatura de trabajo	Velocidad de deformación inicial	Velocidad del cabezal
1e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2e sin TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3e sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2d sin TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
1f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2f con TT	980°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
3f con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min
2g con TT	1020°C	0.1 S ⁻¹	64 mm/min

Tabla 10 condiciones para la laja 1-4.

7. Resultados y discusión

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos, siguiendo la metodología presentada, además se discuten dichos resultados como preámbulo de las conclusiones que se muestran en el próximo capítulo.

Trabajo en planta

Los resultados obtenidos del macro ataque a la zona transversal de cada laja, muestran el flujo de deformación y se revelan las áreas muertas cercanas al dado industrial, también se muestra una distribución general de tamaño de grano en las figuras 7.1 a 7.4 La distribución del tamaño de grano por zonas se muestran en la sección de microscopía óptica.

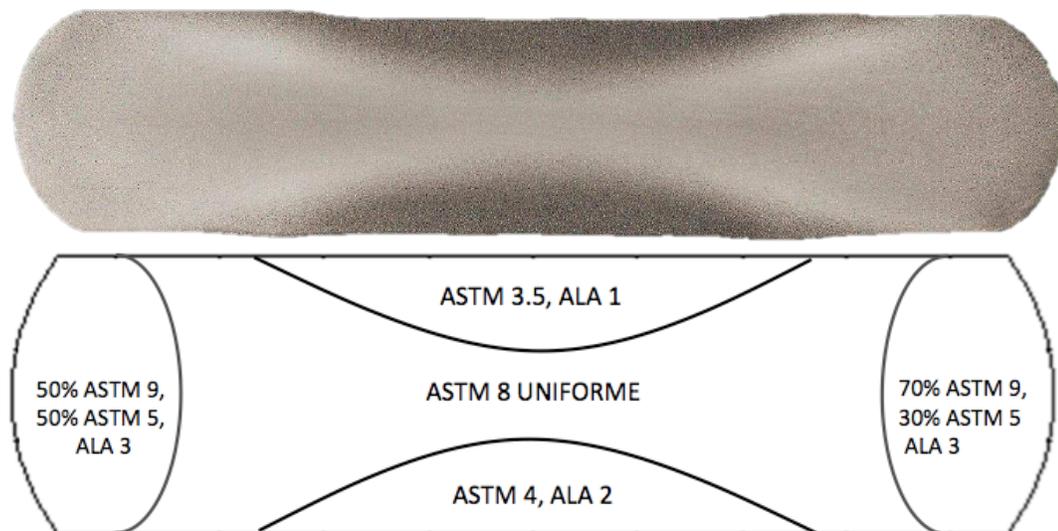


Figura 7.1 Laja 1-1, 1 paso, 73% de deformación a 1055°C.

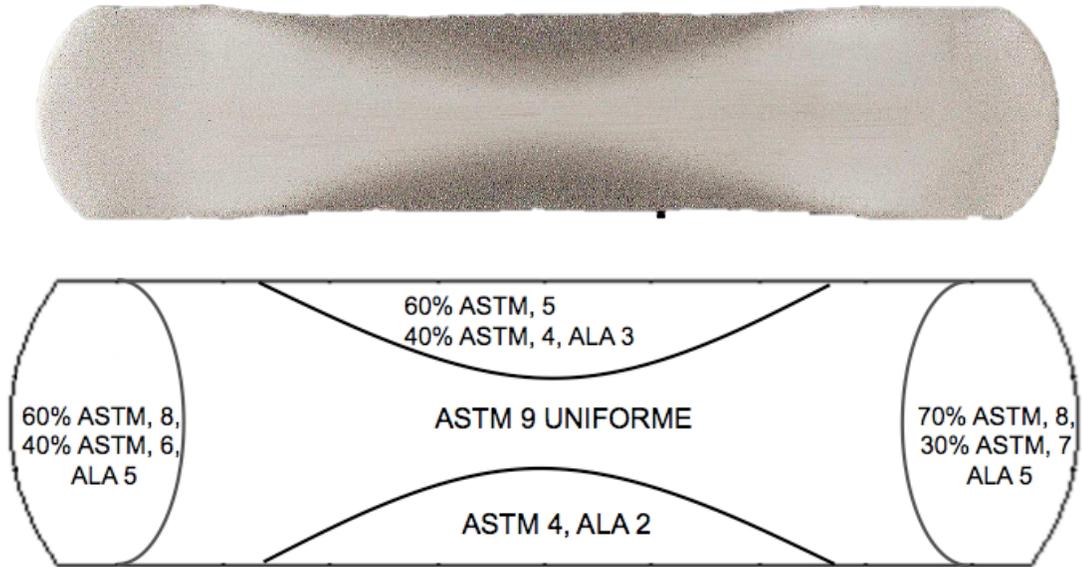


Figura 7.2 Laja 1-2, 1 paso, 50% de deformación a 1053°C, 2 paso, 23% de deformación a 1020°C.

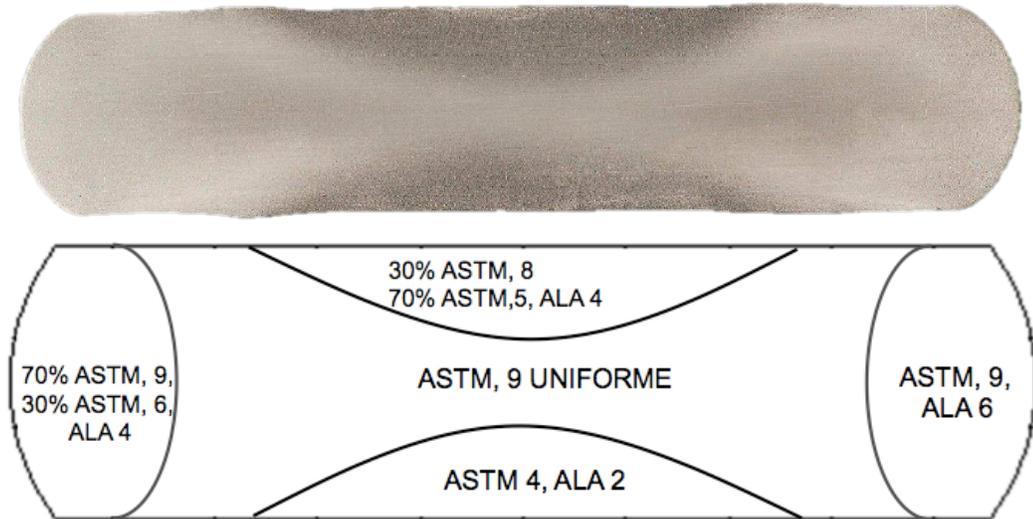


Figura 7.3 Laja 1-3, 1 paso, 73% de deformación a 1020°C.

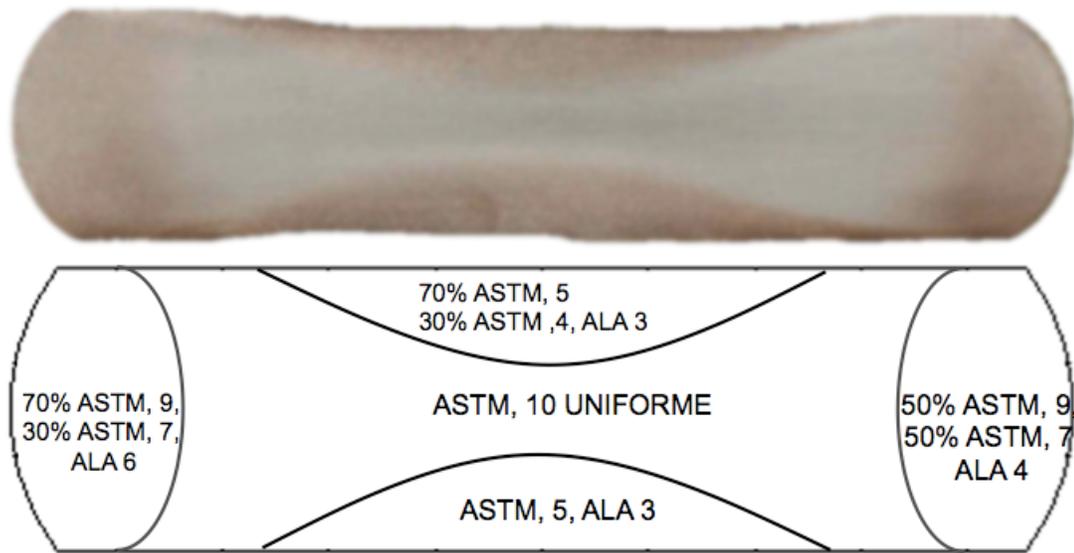


Figura 7.4 Laja 1-4, 1 paso, 50% de deformación a 1021°C, 2 paso 23% de deformación a 1000°C.

A partir de las figuras 7.1 a 7.4 se puede observar el flujo de la deformación y la zonas muertas cercanas al limite superior e inferior, dichas zonas presentan un tamaño de grano mayor y no uniforme, debido al enfriamiento por el contacto con el dado (Die chilling), que tiene presente el intercambio de calor de los dados con la pieza y a la fricción que se presenta con el contacto de los dados y la pieza que impide que en esa zona se tenga un flujo constante de deformación y afectan al refinamiento de grano, en comparación de la zona central donde se concentra el mayor flujo de deformación y el grano presenta una mayor uniformidad y refinamiento.

Análisis metalográfico (obtención del tamaño de grano y durezas)

Las figuras 7.5 a 7.8 muestran la distribución del tamaño de grano por zonas que coincide con el mapa de filas y renglones expuesto con anterioridad, de acuerdo al estándar ASTM E-112, por medio del método estándar de comparación de imágenes de mapas graduados mencionados anteriormente.

	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j
1	50% ASTM 4.5, ALA 2.5	ASTM 80%8.5, 20%5.5, ALA 4	ASTM 10%10, 90% 4.5 ALA 2 ASTM 8 UNIFORME	50% ASTM 4, 30% ASTM 2.5, 10% ALA 0.5, 90% ASTM 8.5, ALA 4.5	ASTM 3.5, ALA 1.5	ASTM 3, ALA 1	30% ASTM 5.5, 70% ASTM 4, ALA 2 90% ASTM 9, 10% ALA 4	ASTM 20%10.5, 80% 3.5, ALA 2.5	ASTM 80% 9, 20%6.5, ALA 5	ASTM 70%9, 30%5, ALA 3
2	50% ASTM 5, ALA 3.5	90% ASTM 8, ALA 5	ASTM 8 UNIFORME	ASTM 8 UNIFORME	ASTM 8.5 UNIFORME	ASTM 8.5 UNIFORME	ASTM 8 UNIFORME	ASTM 8 UNIFORME	80% ASTM 8, 20% ASTM 6 ALA 4	60% ASTM 9, 30% 6, ALA 3.5
3	50% ASTM 4.5, ALA 2	70% ASTM 9, 20% ASTM 6, ALA 3.5	70% ASTM 7, 30% ASTM 5 ALA 2.5	70% ASTM 9.5, 20% ASTM 5, 10% ALA 3	30% ASTM 5, 70% ASTM 4, ALA 1.5	ASTM 4, ALA 2	ASTM 4.5, ALA 2	10% ASTM 10.5, 90% 4, ALA 2.5	70% ASTM 10.5, 20%5.5, ALA 2	10% ASTM10, 80%5.5, ALA 2

Figura 7.5 Laja 1-1, 1 paso, 73% de deformación a 1055°C.

	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j
1	60%8, 40 6.5 ALA 5.	uniforme ASTM8	60%8, 40%6.5 ALA 5	30%4, 70% 3 ALA 10% 2	40%4, 60% 3 ALA 10% 2	40%5, 60%4 ALA 3 40% 8, 60%6 ALA 10% 4	40%5, 60%4 ALA 3 70% 8 ALA 30% 6	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 8	80%9, 20%7 ALA 10%6
2	90%9, 10% 7 ALA 10%6	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 8	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 8	Uniforme ASTM 8	90%9 ALA 10%6
3	40%10, 60% 7 ALA 10%4	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 10 30%9, 70%5 ALA 4	80%8,20% 6 ALA 5 30%5, 70% 4 ALA 2	60%4 ALA 40% 2	70%4 ALA 30%2	90%9 ALA 10% 7 40%5, 60%4 ALA 10%3	Uniforme ASTM10	Uniforme ASTM9.5	80%9 ALA 20% 7

Figura 7.6 Laja 1-3, 1 paso, 73% de deformación a 1020°C.

	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j
1	40%8, 60%6 ALA 5	30%11, 70%5 ALA 3	10%10, 90%4 ALA 3	30%5, 70%4 ALA 3	20%4, 80%3 ALA 2	30%8, 70%5 ALA 4	40%4, 60%3 ALA 10%2	40%11, 60%6 ALA 5	90%11 ALA 10%6	70%8, 30%6 ALA 10%5
2	70%8, 30%6 ALA 5	90%9 ALA 10%7	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	40%8, 60%5 ALA 4
3	60%8, 40%5 ALA 3	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	Uniforme ASTM 9	20%8, 80%4 ALA 3	20%8, 80%3 ALA 1	90%7 ALA 10%5	Uniforme ASTM 8	Uniforme ASTM 8	40%8, 60%7 ALA 5

Figura 7.7 Laja 1-2, 1er paso, 50% de deformación a 1053°C, 2do paso, 23% de deformación a 1020°C.

	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j
1	70%9 ALA 30%7	70%10 ALA 30%6	30%9, 70%5 ALA 4	70%5 ALA 30%4	70%5 ALA 30%4	70%5, 30%4 ALA 3	30%5, 70%4 ALA 10%3	30%5, 70%4 ALA 3	40%11, 60%5 ALA 10%4	70%5 ALA 30%4
2	80%9, 20%3 ALA 10%7	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10	ALA 5 40%9, 60%7 ALA 5
3	60%10, 40%6 ALA 10%5	80%11, 20%7 ALA 10%6	Uniforme ASTM 10	Uniforme ASTM 10 60%5, 40%4 ALA 10%3	60%5, 40%4 ALA 10%3	40%10, 60%5 ALA 10%4	90%9 ALA 10%7	Uniforme ASTM 10 60%4, 60%3 ALA 10%2	Uniforme ASTM 10 70%11, 30%9 ALA 7	20%9, 80%5 ALA 10%3

Figura 7.8 Laja 1-4, 1er paso, 50% de deformación a 1021°C, 2do paso 23% de deformación a 1000°C.

En las figuras 7.5 a 7.8 se aprecia una distribución uniforme y de refinamiento del tamaño de grano en la zona central que corresponde al flujo de deformación observadas en el macro ataque, una distribución no uniforme, con tamaño de grano más grande en comparación con la zona central y con granos en proporción mas grandes llamados ALA (as large as, en inglés), en las zonas superior e inferior cercanas a los dados industriales y una distribución también no uniforme y con un cierto porcentaje de refinamiento de grano, aunque con granos ALA (en algunas zonas no tan desproporcionadas) en los limites laterales de las lajas que son coherentes con el flujo de la deformación.

En la figura 7.5 se observa que la zona central de la laja 1-1, donde se concentra el flujo de la deformación, tiene un tamaño de grano ASTM 8 uniforme y en la figura 7.6 correspondiente a la laja 1-3 muestra una “X” marcada y formada, y una zona central muy estrecha debido a la concentración del flujo de la deformación, donde se encuentra un tamaño de grano ASTM 10 uniforme, en el centro de la laja correspondientes a la zona 2d y 2e, sin embargo, a lo largo de la zona central el tamaño de grano varía entre ASTM 8 y 10 y coincide con el flujo de la deformación develado por el macro ataque, si observamos con atención en las zonas donde tenemos el tamaño de grano ASTM 8 en la zona central corresponde a las zonas con coordenadas 2c, 2h y 2i donde el color develado se oscurece, esto quiere decir que la concentración del flujo de deformación sigue el patrón “X” y dichas zonas se encuentran a un costado de esta de la como veremos en las imágenes metalográficas mas adelante.

En la figura 7.7 que representa la laja 1-2 en la misma zona, muestra un tamaño de grano ASTM 9 uniforme un poco más refinado, se puede atribuir este refinamiento a que la laja 1-2 fue sometido a un segundo paso de deformación hasta alcanzar el 73% de deformación a una menor temperatura, rompiendo un poco más los granos de tamaño mayor y refinando los granos con ayuda los fenómenos de recristalización activados por la deformación y la temperatura (mencionados en el capítulo 5, y discutidos mas adelante).

En comparación, la figura 7.8 correspondiente a la laja 1-4, a dos pasos de deformación, se observa una distribución de tamaño de grano ASTM 10 a lo largo de toda la zona central y una zona “X” mucho más desvanecida y un flujo de deformación menos concentrado, lo que proporciona más uniformidad en el refinamiento del grano a lo largo de la zona central.

Por otra parte, se distingue que el tamaño de grano de las zonas llamadas “muertas” cercanas a los límites inferior y superior de color más oscuro, no presentan uniformidad ni refinación de grano tan marcado comparados con la zona central, al contrario, mantienen un grano más grande con ALA aún más grandes debido al flujo de deformación que afecta principalmente a las zonas centrales y al efecto de enfriamiento por contacto (die chilling), que por estar en contacto directo con los dados industriales, existe un intercambio de calor por la diferencia de temperaturas aunque estos se encuentran previamente calentados.

Sin embargo, se observa que el tamaño de grano en las zonas muertas no es el mismo para las cuatro lajas, estas dependen directamente de la temperatura y los pasos de deformación empleados. Si se compara detenidamente, se puede corroborar que efectivamente se tiene un refinamiento de grano comparando únicamente las zonas muertas de las cuatro lajas.

Por ejemplo, la laja 1-1 presenta un tamaño de grano ASTM en las zonas con coordenadas 1e y 1f de 3.5 ALA 1.5 y 3 ALA 1 respectivamente, y la laja 1-2 en las mismas zonas presenta 20%4, 80%3 ALA 2 y 30%8, 70%5 ALA 4, respectivamente, si se comparan estas dos zonas muertas de dos lajas diferentes, existe una diferencia en el tamaño de grano, que se relaciona con el flujo de la deformación provocado directamente al variar la temperatura y los pasos de deformación.

De forma similar comparando las laja 1-3 y 1-4, en las mismas zonas muertas se observa un pequeño refinamiento, para 1-3 en las zonas con coordenadas 1e y 1f el tamaño de grano es 40%4, 60%3 ALA 2 y 40%5, 60%4 ALA 3 respectivamente y para 1-4, 70%5 ALA 30%4 y 70%5, 30%4 ALA 3

respectivamente. Las zonas de los extremos presentan un refinamiento de grano no uniforme con granos ALA, debido a la distribución del flujo de deformación que se crece y se expande en los extremos y no se concentra como en la zona central.

Las figuras 7.9 a 7.12 muestran las imágenes metalográficas por medio de microscopía óptica a 100X de las zonas 1f, 2f y 3j de cada una de las lajas.

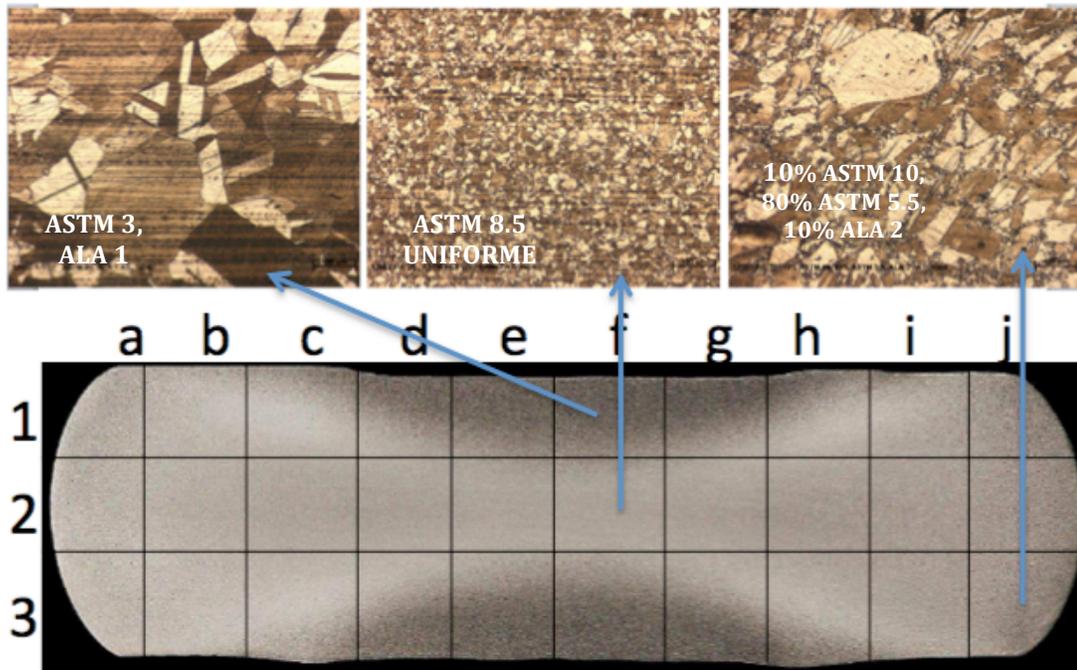


Figura 7.9 Laja 1-1, 1 paso de deformación, imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.

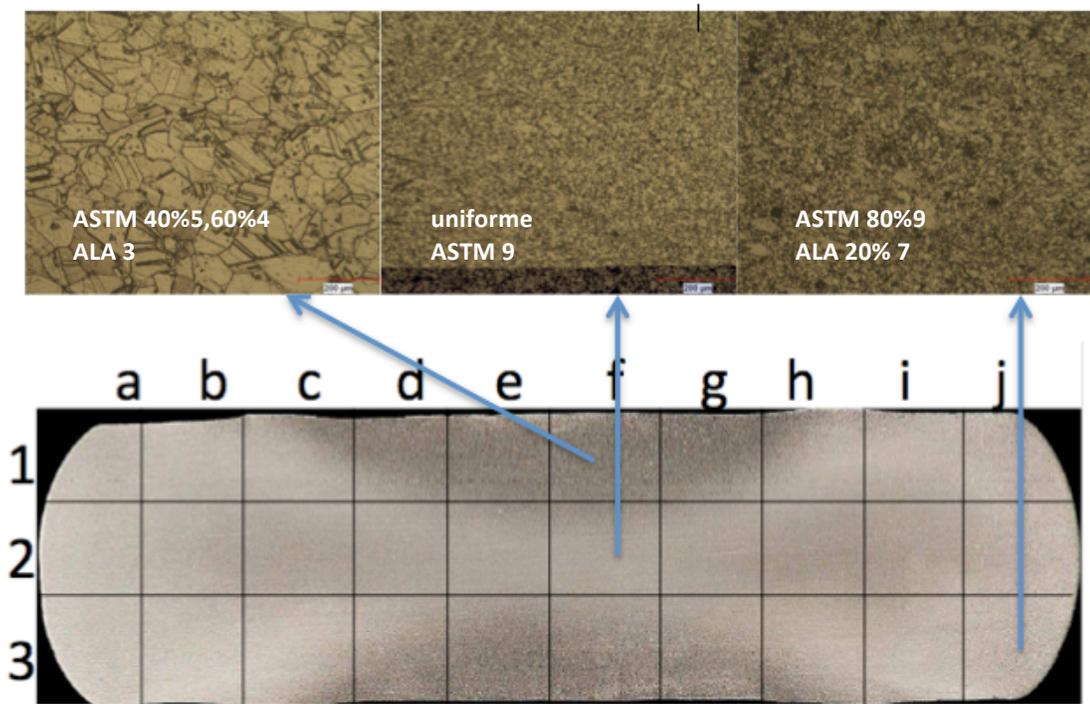


Figura 7.10, Laja 1-3, 2 pasos de deformación imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.

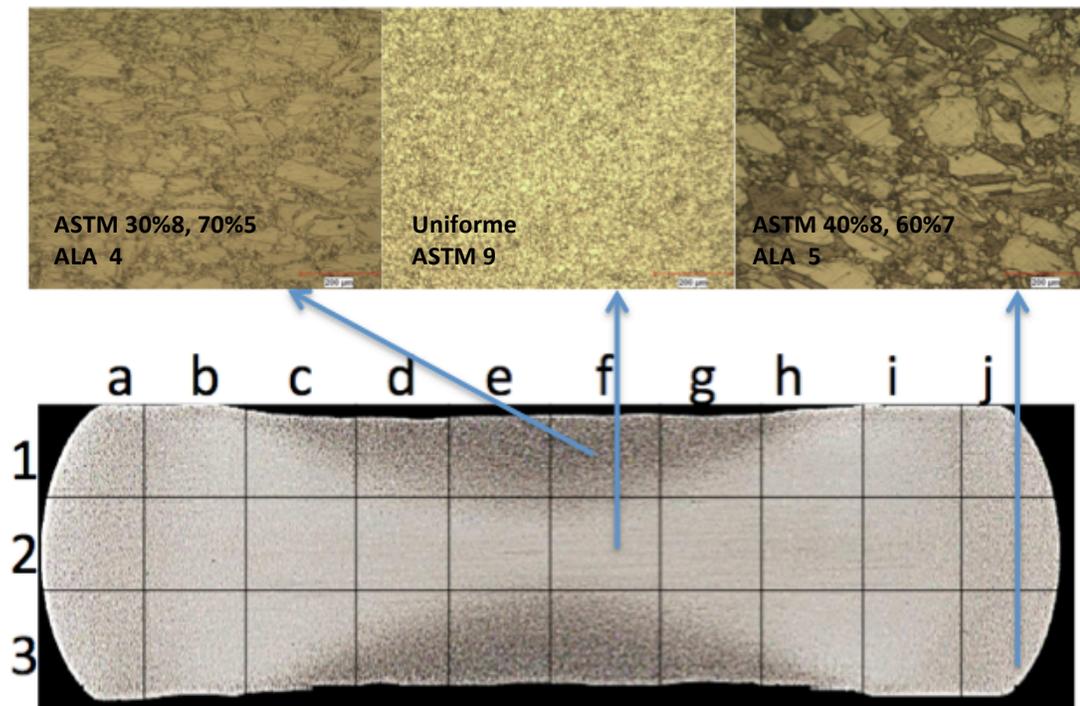


Figura 7.11 Laja 1-2, imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.

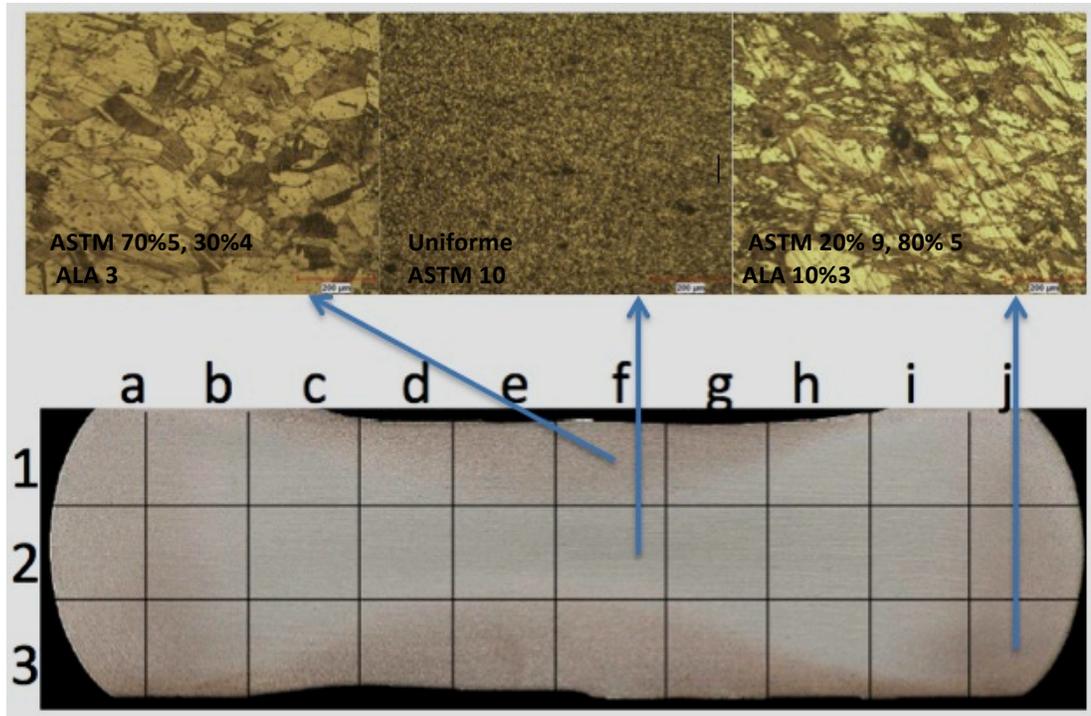


Figura 7.12 Laja 1-4, imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.

De las figuras 7.9 a 7.12, se observan en las metalografías, la gran diferencia que existe en las zonas muertas y la zona central donde se concentra el flujo de deformación, sin embargo, al comparar las zonas con coordenadas 3j se encuentra refinamiento de grano, así como, granos ALA fuera de proporción, sin embargo y de acuerdo con las imágenes, se puede apreciar en la figura 7.10, que la zona 3j de la laja 1-3, es en extremo diferente a las zonas 3j de las otras tres lajas.

Analizando con detenimiento las figuras “X” formadas por el flujo de deformación en cada laja, se aprecia que las “X” que más se distinguen son las de las lajas 1-1 y 1-3, a un paso de deformación, aún así, el tamaño de grano en las zonas 3j de la laja 1-3 parece ser significativamente diferente, esto podría tratarse del alcance que tiene la concentración del flujo de la deformación de la

laja 1-3 que llega hasta el extremo de la laja, en otras palabras la “X” formada en la laja 1-3 es mas alargada que la de la laja 1-1.

Por otra parte, la zona 3j de la laja 1-1, 1-2 y 1-4 también presentan un porcentaje de refinamiento de grano llamado grano de collar (necklace, en inglés), que se encuentra alrededor de los granos de mayor tamaño, este tipo de grano se aprecia mejor en la zona 3j de la laja 1-2, y esta ligado al fenómeno de recristalización (como se vió en el capítulo 5) que depende directamente del tiempo de calentamiento y deformación, en este caso con doble calentamiento y dos pasos de deformación.

Durezas

Las tablas 11 a 14, muestran las mediciones de las micro-durezas a lo largo de la sección de la columna F y a lo ancho de la sección de la fila 2 (como se mostró en la figura 4.11). L1 y L2, son las mediciones de las diagonales necesarias para obtener la micro-dureza Vickers por medio de la ecuación 3 [19] y los parámetros empleados de acuerdo con la norma ASTM E-384 son: 1.961N de fuerza equivalentes a 200 gf y 15 segundos de tiempo de penetración. Las conversiones a dureza Rockwell y Brinell son de acuerdo a la norma ASTM E-140.

$$HV = \frac{2000P \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = \frac{1852.4P}{d^2} \quad \text{Ecuación 3}$$

Donde d es la diagonal media de la huella en μm , P es la fuerza aplicada en gramos fuerza y α es el ángulo de la cara 136° .

Columna F	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv. Brinell
1	32.73	33.09	342	34.6	324
2	31.98	32.81	353	35.8	334
3	32.3	31.33	366	37.3	347
4	32.61	32.33	352	35.7	334
5	30.35	32.71	373	38.1	353
6	31.86	32.62	357	36.3	338
7	31.29	33.56	353	35.8	334
8	32.21	32.81	351	35.6	333
9	32.32	31.26	367	37.4	348
10	31.41	32.75	360	36.6	341
11	32.77	33.78	335	33.8	318
12	34.29	33.7	321	32.3	305
Promedio	32.18	32.73	353	35.8	334.1

sección 2	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv. Brinell
1	30.08	28.3	453	44	428
2	28.77	30.22	426	43.2	402
3	30.72	32.1	376	38.4	356
4	33.4	32.83	338	34.2	320
5	31.28	32.42	365	37.2	346
6	30.23	31.47	390	39.8	369
7	28.24	29.22	449	45.2	424
8	31.5	31.91	369	37.6	349
9	31.06	32.32	369	37.6	349
10	28.84	28.29	454	45.6	428
11	30.18	30.94	397	40.5	375
12	31.89	32.19	361	36.7	342
13	31.33	27.45	429	43.5	405
14	27.07	31.23	436	44.1	412
15	30.95	31.61	379	38.7	359
16	32.55	32.81	347	35.2	329
17	30.45	30.37	415	42.2	392
18	32.74	32.97	344	34.8	326
Promedio	30.63	31.04	394	39.9	372.8

Tabla 11 Durezas laja 1-1.

Columna F	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv.Brinell
1	33.23	33.96	329	33.2	312
2	33.36	33.12	333	33.6	316
3	33.48	34.26	323	32.5	306
4	32.79	31.19	362	36.8	343
5	30.62	31.97	379	38.7	359
6	29.71	31.09	401	40.9	479
7	30.73	31.26	386	39.4	365
8	30.74	29.96	403	41.1	381
9	29.8	31.64	393	40.1	372
10	32.88	33.26	339	34.3	321
11	32.28	32.55	353	35.8	334
12	32.53	33.03	345	35	327
Promedio	31.85	32.27	362	36.8	351.25

sección 2	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv.Brinell
1	34.84	36.05	295	29.1	280
2	30.09	31.92	386	39.4	365
3	29.28	32.77	385	39.3	364
4	30.71	32	377	38.5	357
5	32.01	33.11	350	35.5	332
6	30.14	30.26	407	41.5	385
7	31.12	31.55	378	38.6	358
8	28.97	30.84	415	42.2	392
9	31.36	32.05	369	37.6	349
10	30.48	30.29	402	41	380
11	31.98	32.5	357	36.3	338
12	29.03	30.42	420	42.7	397
13	30.32	32.21	379	38.7	359
14	30.22	31.76	386	39.4	365
15	29.19	30.4	418	42.5	395
16	30.85	28.8	417	42.4	394
17	30.63	32.13	377	38.5	357
18	31.36	29.46	401	40.9	379
Promedio	30.70	31.58	384	39.1	363.7

Tabla 12 Durezas laja 1-2.

Columna F	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv.Brinell
1	32.69	31	366	37.3	347
2	31.67	32.19	364	37.1	345
3	32.67	32.08	354	36	335
4	32.32	30.03	381	38.9	361
5	30.46	30.8	395	40.3	374
6	29.45	30.49	413	42.6	390
7	31.45	31.5	374	38.2	354
8	30.43	29.54	412	42	389
9	30.78	30.88	390	39.8	369
10	29.08	31.27	407	41.5	385
11	33.71	33.64	327	33.6	310
12					
Promedio	31.34	31.22	380	38.8	359.9

sección 2	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv.Brinell
1	32.21	33.4	345	35	327
2	32.39	31.1	368	37.5	348
3	32.01	28.29	409	41.7	387
4	32.24	34.86	329	33.2	312
5	30.91	32.35	371	37.8	351
6	30.98	31.56	379	38.7	359
7	30.76	29.55	408	41.6	386
8	32.05	32.67	354	36	335
9	29.84	27.54	451	45.4	333
10	32.51	32.86	347	35.2	329
11	32.64	31.12	365	37.2	346
12	32.32	32.97	348	35.3	330
13	32.66	32.47	350	35.5	332
14	31.16	32.17	370	37.7	350
15	33.87	32.69	335	33.8	318
16	30	31.5	392	40	371
17	32.7	31.02	365	37.2	346
18	31.01	31.68	377	38.5	357
Promedio	31.79	31.66	370	37.6	345.4

Tabla 13 Durezas laja 1-3.

Columna F	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv.Brinell
1	32.2	33.93	339	34.3	321
2	31.01	33.19	360	36.6	341
3	29.38	31.38	399	40.7	377
4	30.77	29.67	306	41.4	290
5	32.69	32.5	349	35.4	331
6	29.96	30.56	405	41.3	383
7	30.46	29.53	412	42	389
8	30.31	30.12	406	41.4	384
9	31.26	31.01	370	37.7	350
10	30.01	30.34	399	40.7	377
11	30.49	30.63	497	40.5	375
12	31.09	29.82	400	40.8	378
Promedio	30.80	31.06	387	39.4	358.0

sección 2	L1	L2	HV	Conv.HRC	Conv.Brinell
1	30.65	29.18	414	42.1	391
2	30.01	29.22	423	43	400
3	29.05	29.56	432	43.8	408
4	32.79	31.85	355	36.1	336
5	29.65	30.57	409	41.7	387
6	30.72	30.82	392	40	371
7	29.68	30.99	403	41.1	381
8	31.61	30.46	385	39.3	364
9	30.56	30.85	393	40.1	372
10	31.4	30.75	384	39.2	363
11	29.65	32.66	282	39	268
12	30.23	30.45	403	41.1	381
13	31.18	29.76	399	40.7	377
14	30.12	31.1	396	40.4	375
15	30.6	30.97	391	39.9	370
16	29.27	28.24	449	45.2	424
17	30.88	29.26	410	41.8	388
18	31.26	30.9	384	39.2	363
Promedio	30.52	30.42	395	40.8	373.3

Tabla 14 Durezas laja 1-4.

De acuerdo con las tablas de durezas, se puede observar, que en las zonas centrales de las lajas de las secciones de la columna F marcadas de color rojo,

la dureza incrementa, esto se puede atribuir a la concentración del flujo de la deformación en la zona central y a la uniformidad del refinamiento de grano en esta zona, se puede apreciar claramente un aumento de dureza en casi todas las lajas con excepción de la laja 1-1 donde prácticamente la dureza se mantiene, o si bien, incrementa un poco, no aumenta de forma significativa, esto podría ser debido a que la el tamaño del grano refinado a comparación de las otras tres lajas es el mas grande.

En contraste con lo anterior, se puede identificar en las zonas 2c y 2h correspondientes a las sección de la fila 2 de cada laja, que la dureza medida en esas zonas marcadas en color verde, corresponden a las de menor magnitud, esto podría ser debido a que las zonas 2c y 2h se encuentran a un costado de la “X” de la concentración del flujo de la deformación. La figura 7.13 muestra una gráfica donde se aprecia el aumento de la dureza en las zonas centrales identificada en color rojo en las tablas anteriormente presentadas.

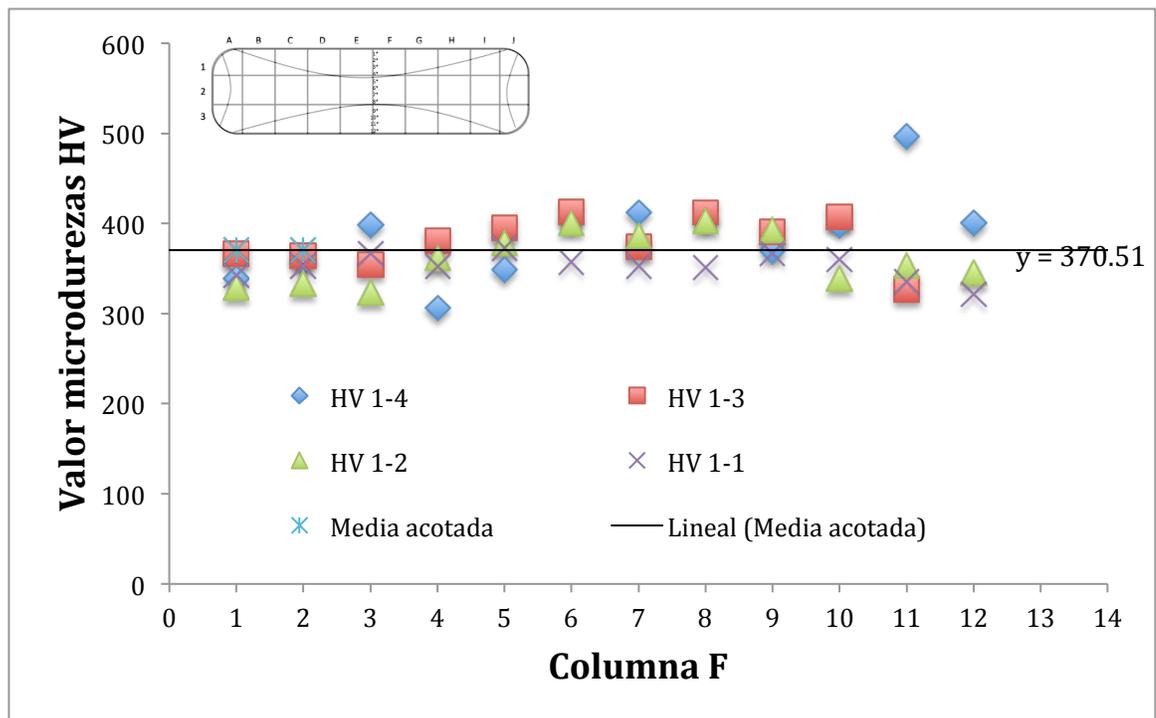


Figura 7.13 Comparativa de microdurezas Vickers de la columna F.

La figura 7.14 muestra una gráfica donde se aprecia las zonas de menor magnitud de dureza en las zonas centrales de la sección correspondiente a la fila 2, identificada en color verde en las tablas anteriormente presentadas.

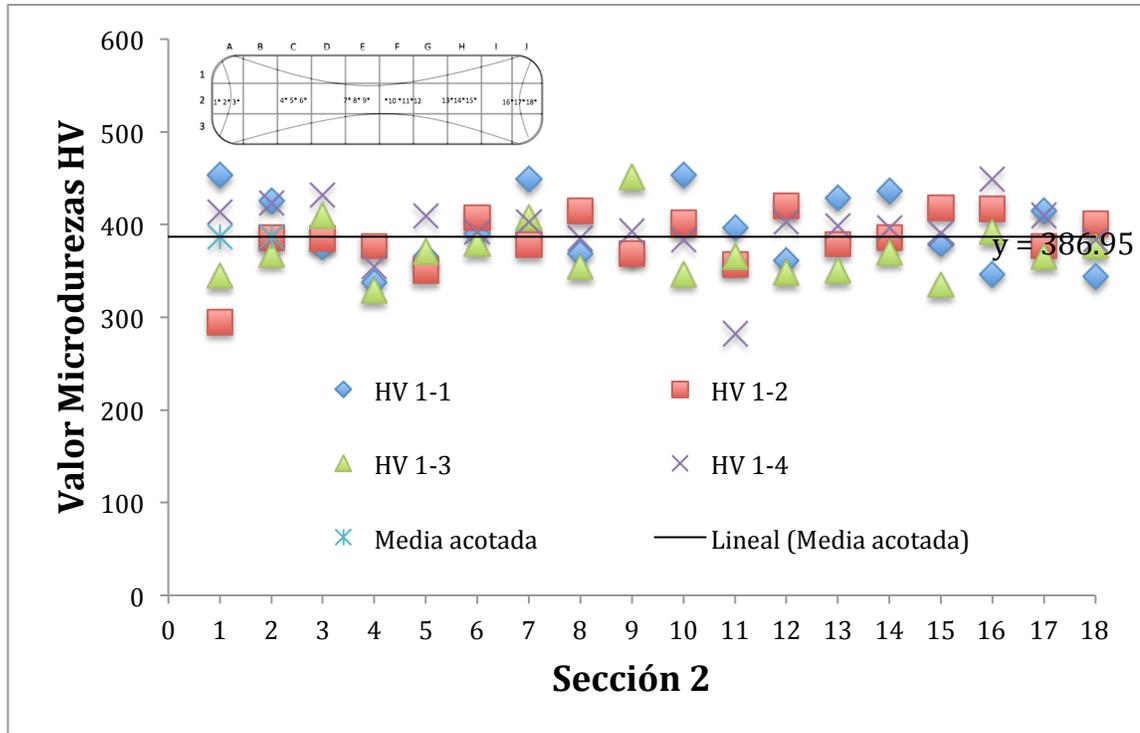


Figura 7.14 Comparativa de las microdurezas Vickers sección 2.

Corte de piezas y maquinado de probetas

Siguiendo con la ruta experimental, el corte de las láminas y el maquinado de las probetas se llevó a cabo conforme a lo mencionado en el capítulo 6. La figura 7.15 muestra varias probetas maquinadas y sus machotes.

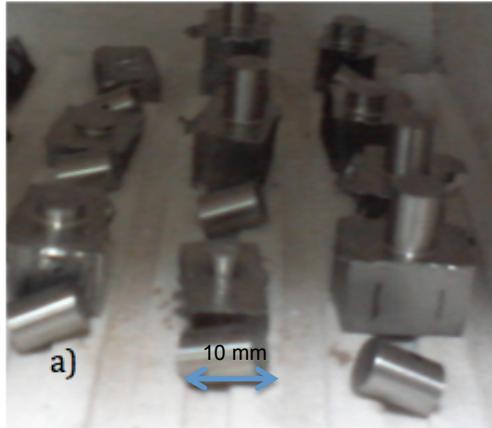


Figura 7.15 Probetas y sus machotes.

Detección de transformación de fases

La detección de los rangos de temperatura de la IN 718 por medio de la técnica de Análisis Térmico Diferencial (DTA, en inglés), técnica en la que la diferencia de temperatura entre la muestra y una muestra de referencia (ΔT_{SR}) se controla en función del tiempo, mientras que las muestras están expuestas a un programa de temperatura. En esta técnica la magnitud constante no es la temperatura sino el flujo calorífico que se comunica a muestra y referencia, este flujo calorífico puede cambiar en función del tiempo por una tasa previamente programada. Cuando muestra y referencia son calentadas de modo idéntico, los cambios de fase y otros procesos térmicos producen una diferencia de temperatura entre muestra y referencia. La figura 7.16 muestra las curvas del análisis de fases de la IN 718 vía DTA [25].

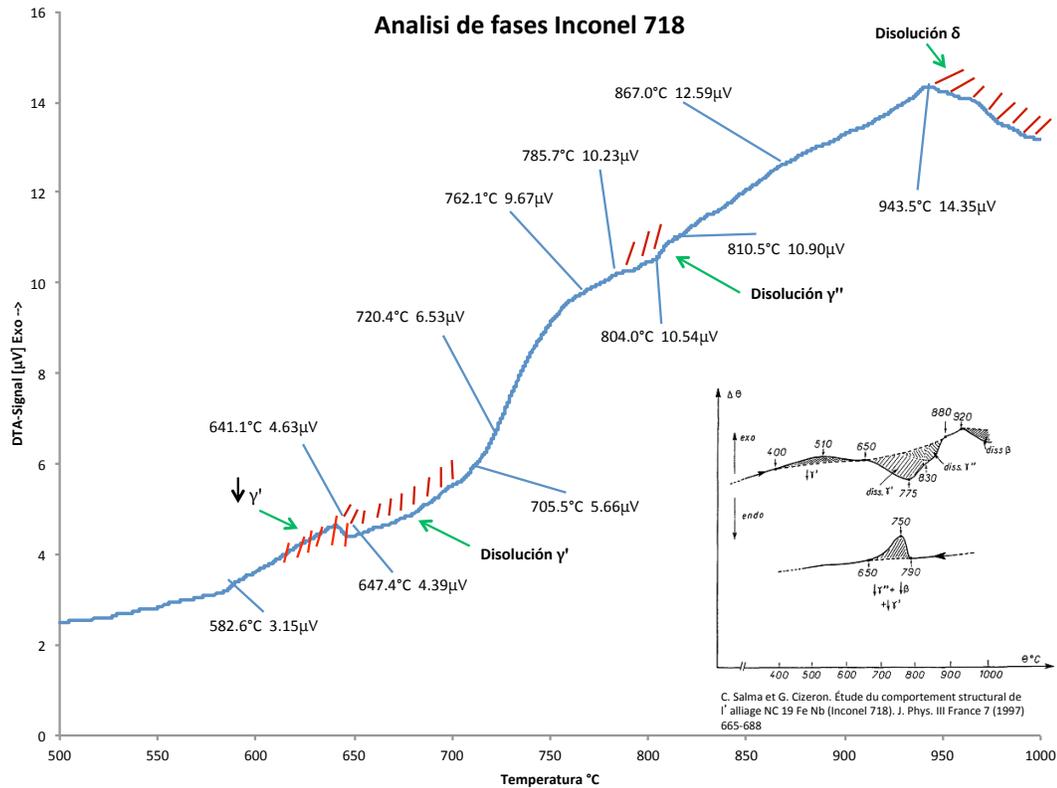


Figura 7.16 curvas de análisis de transformaciones de fases de la IN 718.

Se puede apreciar en las curvas los rangos de temperaturas de transformación y disolución de las fases secundarias como γ' , γ'' y la fase δ que se semejan con los rangos presentados por Slama et G. Cizeron [24], en donde la el rango de disolución de γ' presentado por Slama es de 650-775°C y en este trabajo se encontró a 647-705°C, el rango de disolución de γ'' Slama presentó 775-880°C y en este trabajo 785-810°C y el principio de la disolución de la fase δ Slama lo encontró a 920°C y aquí fue encontrado a 943°C, estos rangos son similares sobre todo en el inicio de las disoluciones, las condiciones de la prueba fueron desde temperatura ambiente, hasta 1000°C, a 5k/min.

Estos rangos encontrados son de utilidad práctica para diferentes fines y en este trabajo, se tomaron como referencia para proponer los tratamientos térmicos a los cuales se sometieron las probetas, junto con otros rangos hallados en la literatura, por ejemplo, T. Rezende y S. Paciornik [26] proponen

una curva de disolución de γ' que da inicio a partir de los 800°C y también los diagramas temperatura-tiempo-transformación TTT de la IN 718 presentados por Xishan Xie y Cia.[27] y A. Thomas y Cia. [28] que se representan en las figuras 7.17 y 7.18 respectivamente.

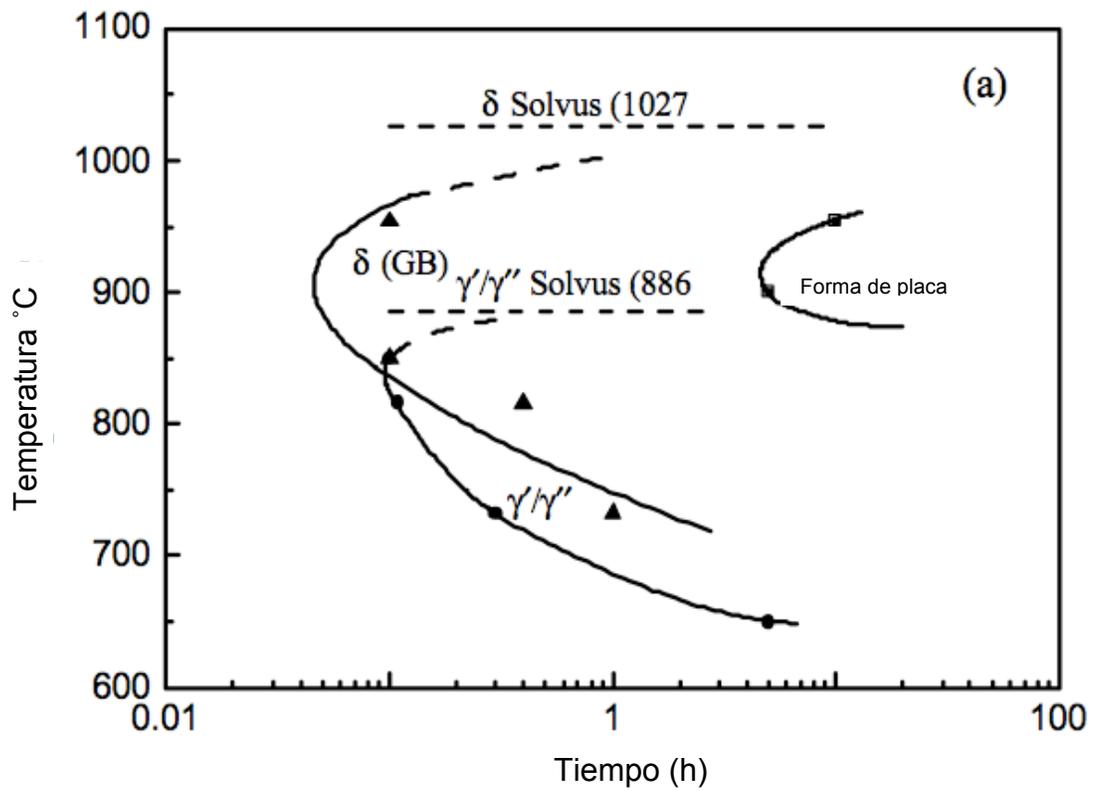


Figura 7.17 Diagrama TTT de la Inconel 718 [27].

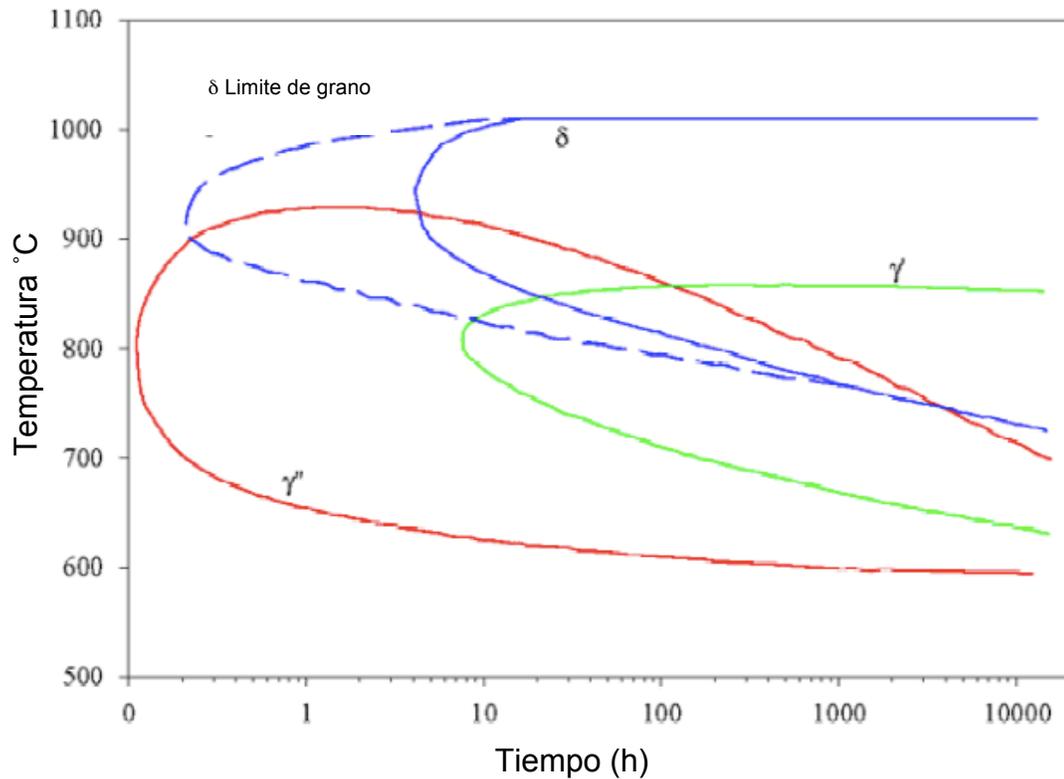


Figura 7.18 Diagrama TTT [28] de la Inconel 718.

Tratamientos térmicos

Cuatro probetas de cada laja fueron sometidas a un tratamiento térmico de solubilizado y posteriormente a un tratamiento de envejecido como se mostró en el capítulo 6, las temperaturas y los tiempos utilizados son una combinación directa entre los rangos de las disolución de fases nombrados anteriormente y los tratamientos presentados por C. Wang y R. Li [29] de envejecimiento, D. Česnik y Cia. [4] de solubilizado y los tratamientos utilizados comúnmente en la industria estandarizados en las normas y manuales [3].

La figura 7.19 muestra en partes las curvas de envejecimiento obtenidas de la tarjeta de adquisición de datos de la marca National Instruments vía termopares tipo K. La curva de color azul indica las temperaturas registradas por el termopar libre que registra la temperatura dentro de la mufla, la de color verde indica las del termopar que esta en contacto con la probeta e indica la temperatura real a la cual esta el material. Esta comparación de las curvas sirvió para registrar la variación dentro de la mufla y a la temperatura real a la que se encuentra el material y poder efectuar los tratamientos térmicos de envejecimiento con la certeza que las probetas se encuentran a la temperatura deseada.

Curva de envejecido

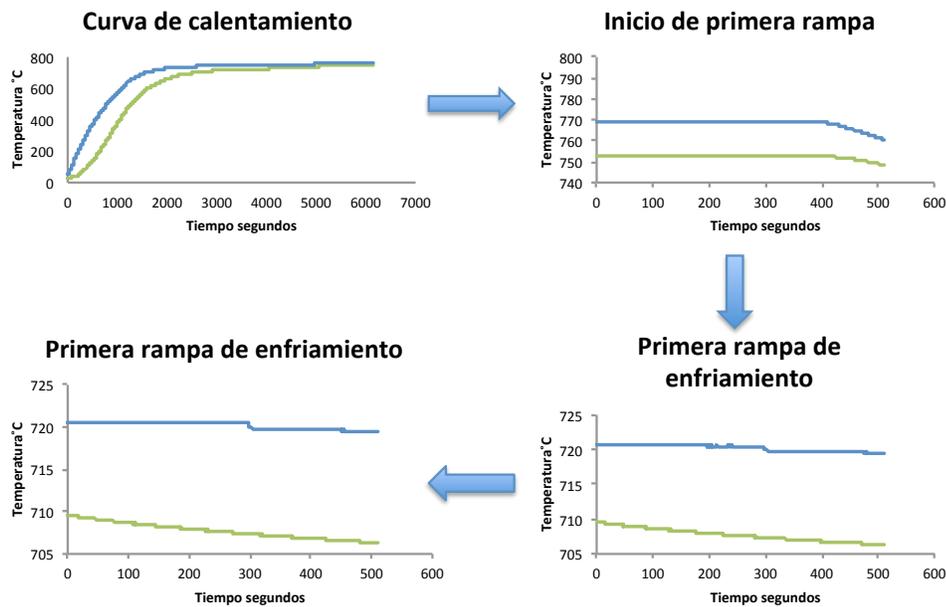


Figura 7.19 Curva de tratamiento de envejecido.

La finalidad de los tratamientos radica en la comparación del tratamiento estándar utilizado a nivel industrial de envejecimiento a 720°C 8h con una rampa de enfriamiento en horno de 50°C/30min y 620°C 8h con enfriamiento al aire, con una óptima distribución de γ'' y poco crecimiento de la fase delta y un tratamiento de envejecimiento a 750°C 8h con una rampa de enfriamiento en horno de 50°C/30min y 650°C 8h para promover un crecimiento mayor de la fase delta δ . También en la comparación del comportamiento microestructural de las probetas con y sin tratamiento térmico, después de ser ensayadas en compresión en caliente.

Microscopia óptica

Las figuras 7.20 a 7.27 muestran las comparaciones de las imágenes metalográficas obtenidas vía microscopia óptica, antes y después de los tratamientos térmicos de las zonas 1f, 2f, 3f y 2g, todas a un aumento de 100X.

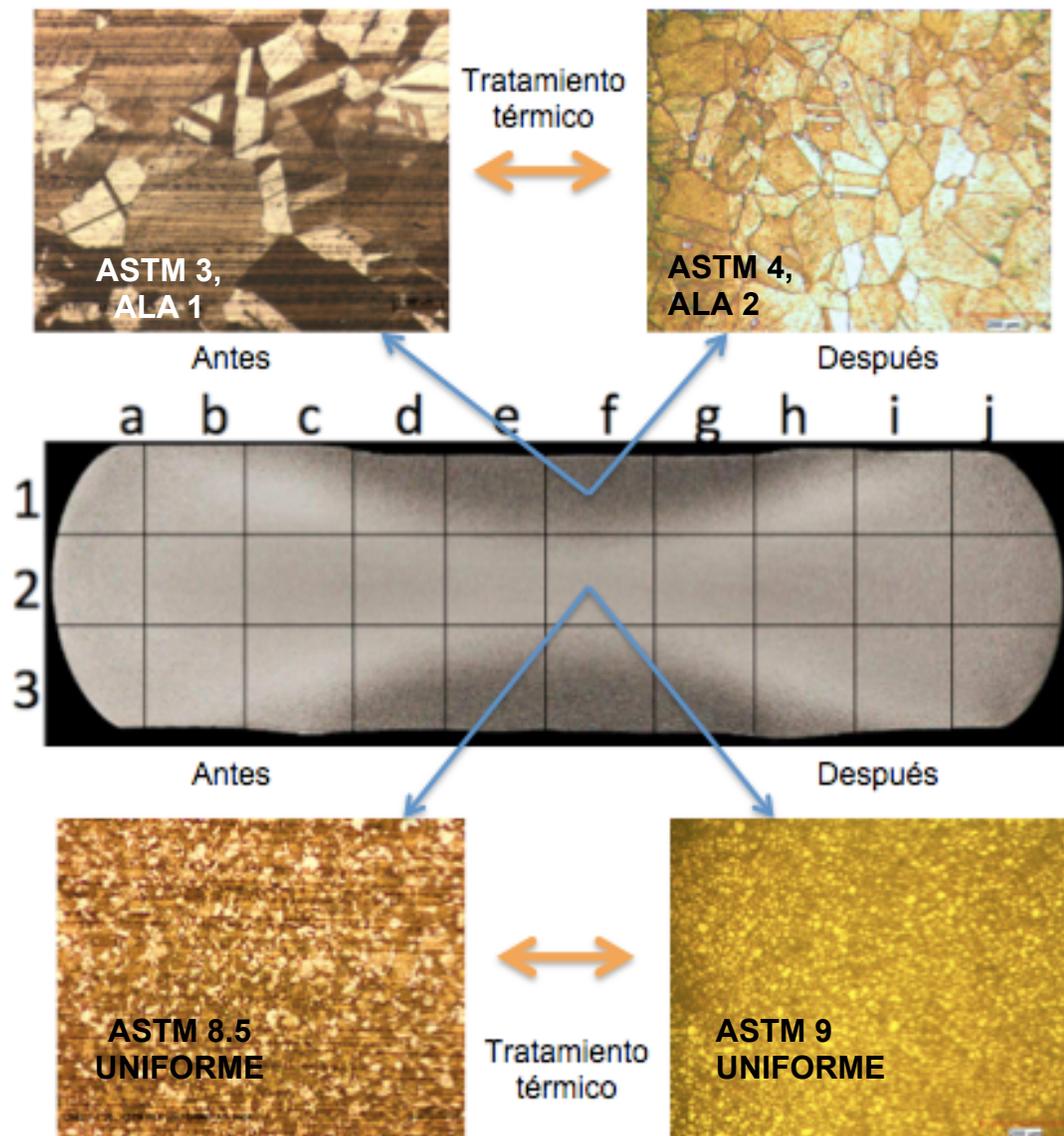


Figura 7.20 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-1, zonas 1f y 2f.

Se puede observar de la figura 7.20 en la imagen metalográfica de la sección 1f de la laja 1-1, un leve refinamiento de grano después de un tratamiento térmico a 955°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min, 650°C 8h/AC de envejecido, pasando de un tamaño de grano ASTM 3 ALA 1 a un tamaño 4 ALA 2 y en la sección 2f un refinamiento aún mas sutil pasando de un tamaño de 8.5 a 9 después de un tratamiento de 996°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min, 650°C 8h/AC de envejecido.

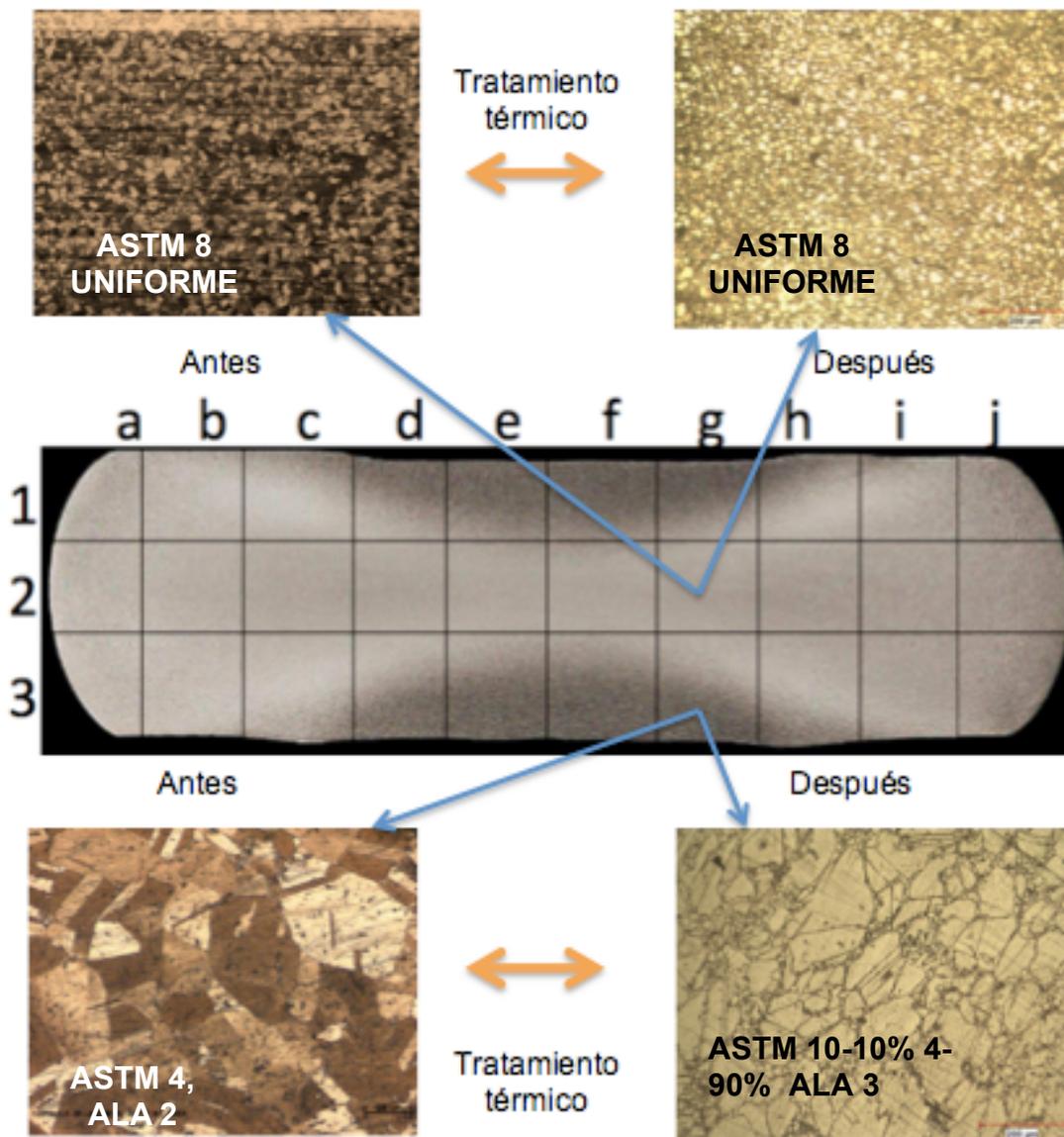


Figura 7.21 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-1, zonas 3f y 2g.

De la figura 7.21 en la zona 2g de la laja 1-1, no se aprecia un cambio en el tamaño de grano, ambas imágenes muestran un tamaño de grano ASTM 8 uniforme antes y después de un tratamiento de 996°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, sin embargo en la zona 3f, se pueden observar después de un tratamiento de 955°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, granos de tamaño muy fino ASTM 10, en los límites de grano llamados “granos de collar”, estos granos están relacionados directamente con el fenómeno de recristalización mencionados en el capítulo 3, la nucleación de los nuevos granos tiene lugar en los límites de grano por ser una zona con energía almacenada, se puede asumir que estos granos tienden a crecer si se mantienen por más tiempo sometidos a un tratamiento térmico. No obstante, el 90% aproximadamente mantiene el tamaño ASTM 4 que tenía antes del tratamiento térmico.

Se puede apreciar en la figura 7.22 en la zona 1f de la laja 1-2, un cambio en el tamaño de grano, el porcentaje de grano fino de tamaño ASTM 8 se encuentra en un 30% aproximadamente, obtenido con el trabajo termomecánico antes del tratamiento térmico, donde se puede asumir que los granos finos que se encuentran alrededor de los granos más grandes de tamaño ASTM 5, corresponden al fenómeno de recristalización y refinamiento por deformación durante este proceso.

Después del tratamiento térmico de 955°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min, 650°C 8h/AC de envejecido, se pueden observar granos más finos en los límites de grano de tamaño ASTM 10 en un 5% aproximadamente, y granos más grandes de tamaño ASTM 4, esto podría deberse a que en estas zonas, el refinamiento y recristalización debido al trabajo termomecánico de los granos no es uniforme como en las zonas centrales de la laja, por lo tanto, al someter la aleación al tratamiento térmico, algunos granos con tamaño de grano ASTM 5

continuaron creciendo absorbiendo algunos granos mas finos a sus alrededores hasta llegar a un tamaño ASTM 4 y en los limites de se comenzaron a nuclear nuevos granos de tamaño mas finos sin el suficiente tiempo para seguir creciendo. Sin embargo en la zona 2f, el tamaño de grano parece mantenerse.

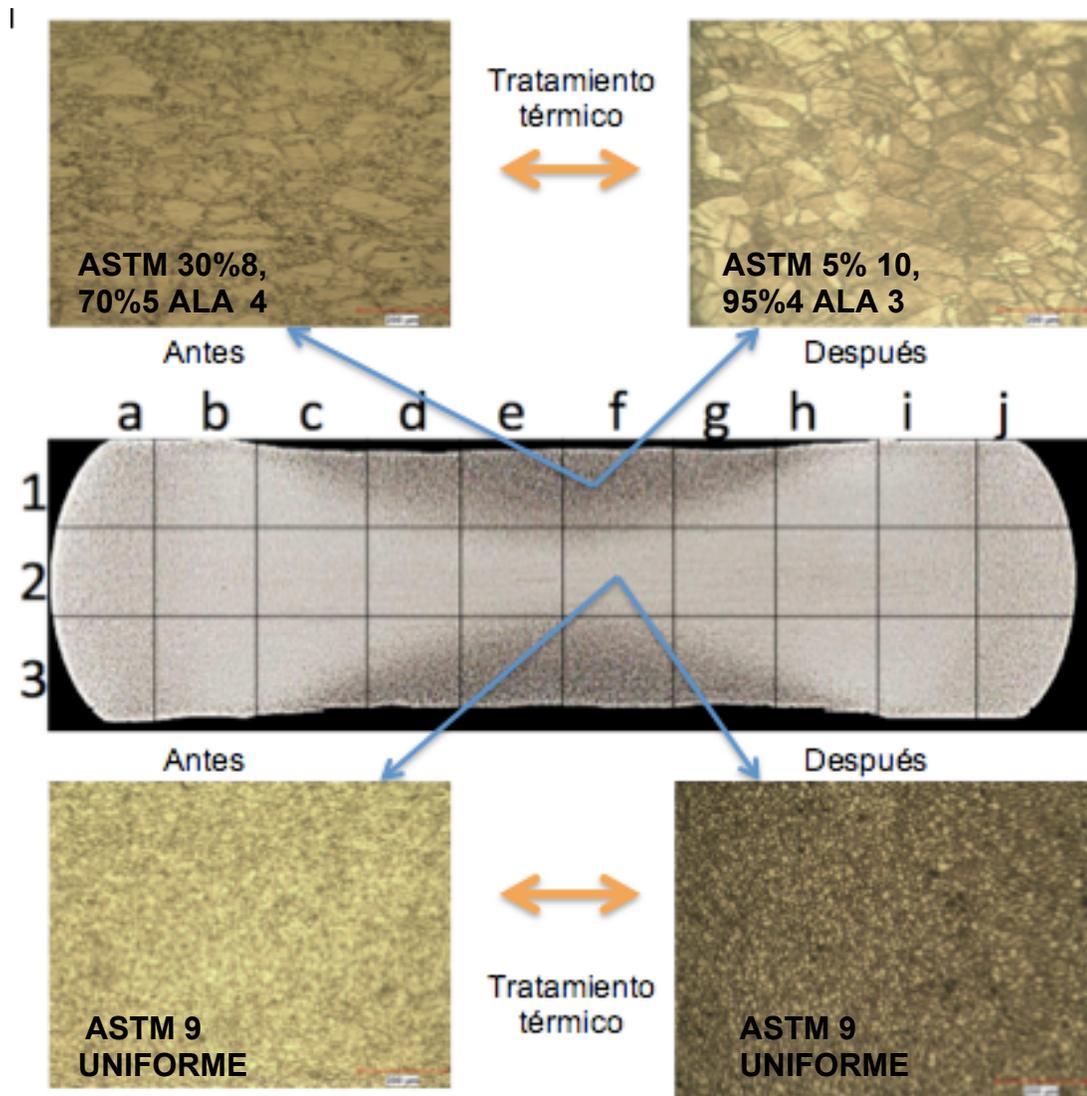


Figura 7.22 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-2, zonas 1f y 2f.

La figura 7.23 muestra las imágenes de la zona 2g, se puede observar un refinamiento de grano después de un tratamiento de 996°C 1h/AC de

solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, que va de un tamaño de grano ASTM 9 uniforme a un tamaño ASTM 10 ALA 9.

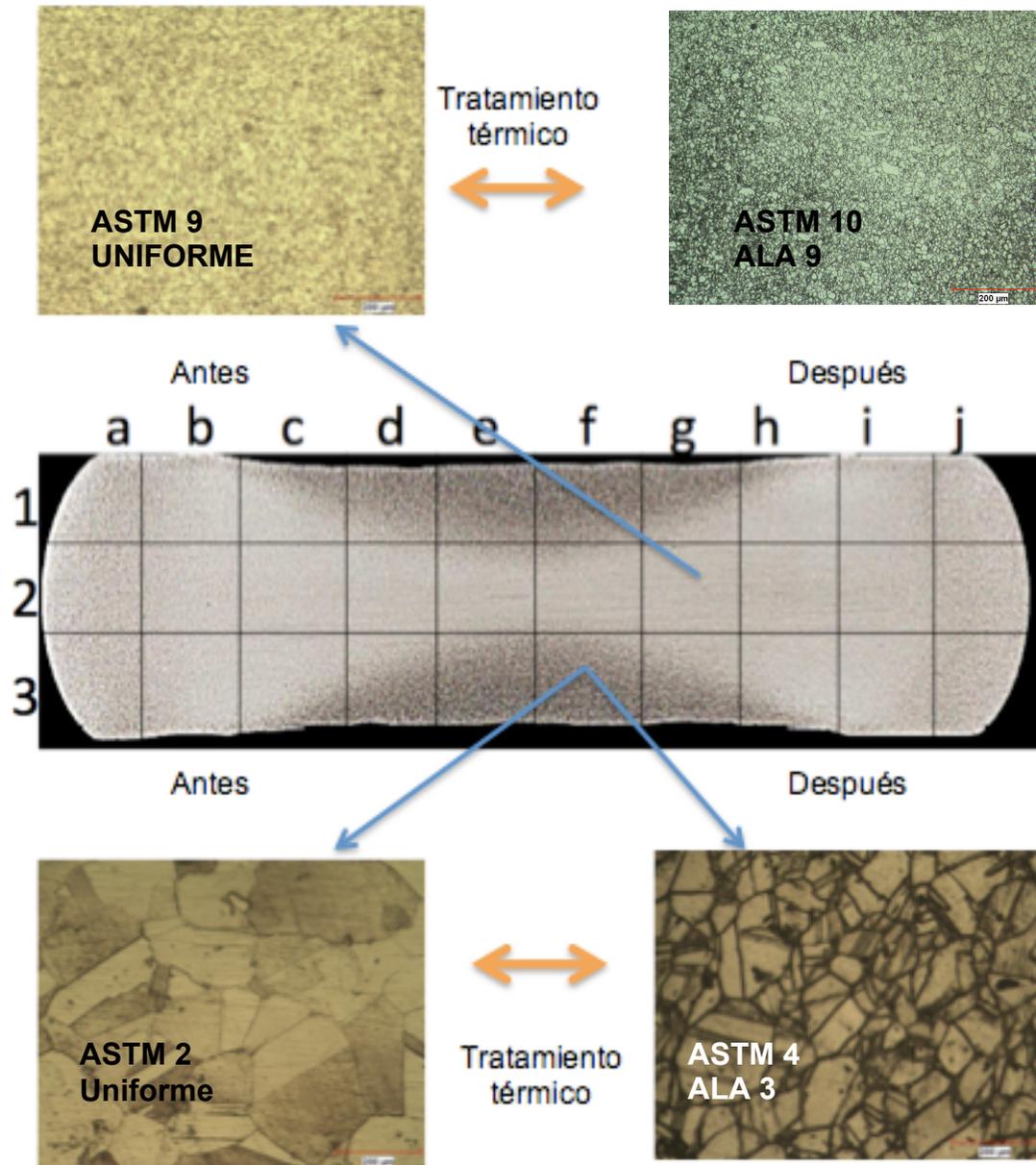


Figura 7.23 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-2, zonas 3f y 2g.

La zona 3f, antes del tratamiento, presenta un tamaño de grano ASTM 2 uniforme y se puede apreciar cierta presencia de maclas, en comparación,

después del tratamiento térmico de 955°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, la imagen metalográfica muestra un tamaño de grano ASTM 4 ALA 3 y una concentración mayor de maclas, se puede suponer entonces, que esta concentración mayor de maclas es causado al reacomodo atómico y de dislocaciones, al momento de liberar esfuerzos almacenados debido al trabajo termomecánico previo.

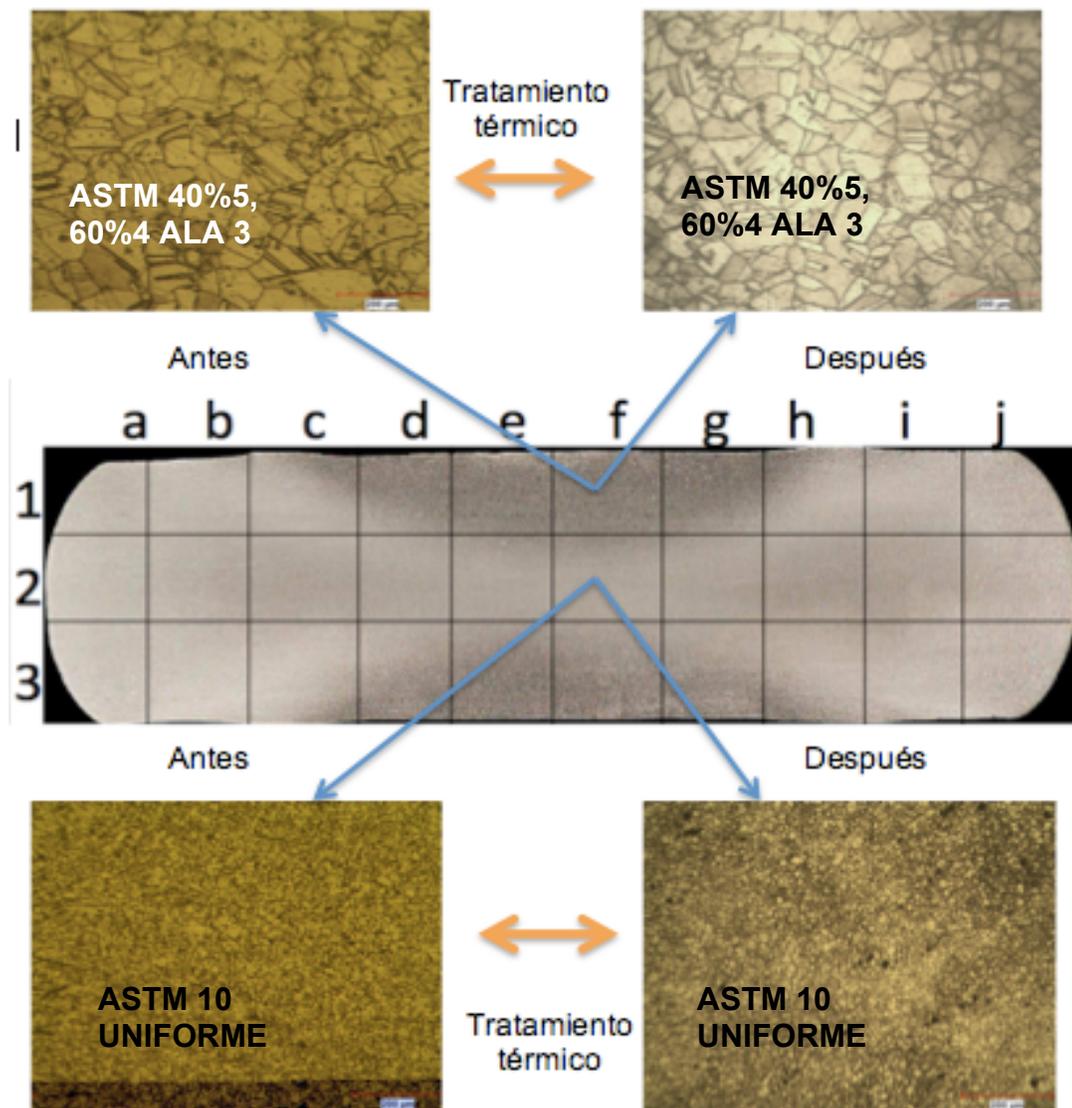


Figura 7.24 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-3, zonas 1f y 2f.

De la figura 7.24, de la laja 1-3, de la zona 1f, antes del tratamiento, muestra un tamaño de grano ASTM 40%5, 60%4 ALA 3 y presencia de maclas, después del tratamiento térmico de 955°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min,

650°C 8h/AC de envejecido, presenta un tamaño de grano ASTM 40%5, 60%4 ALA 3 aproximadamente, similar al tamaño de grano antes del tratamiento, y no indica ningún refinamiento en esta zona, sin embargo, la presencia de maclas aumenta, aunque no de una manera abrumadora.

La zona 2f antes y después del tratamiento de 996°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min, 650°C 8h/AC de envejecido, presenta un tamaño de grano ASTM 10 uniforme, en ambos casos y las imágenes metalográficas no presentan un cambio significativo.

La figura 7.25, de la laja 1-3, la zona 2g, antes y después del tratamiento térmico de 996°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, exhibe un tamaño de grano ASTM 9 uniforme, sin cambios significativos en tamaño y forma.

La zona 3f, antes del tratamiento muestra un tamaño de grano ASTM 70%4 ALA 30%2 y se observan formaciones de maclas, sin embargo, después del tratamiento térmico de 955°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, presenta un tamaño de grano ASTM 60%4, 40%3 ALA 2, lo cual indica un leve refinamiento en la disminución del porcentaje de granos ALA 2 y la presencia de granos ASTM 3 en un mayor porcentaje, las imágenes metalográficas no demuestran un cambio revelador en tamaño, forma y presencia de maclas.

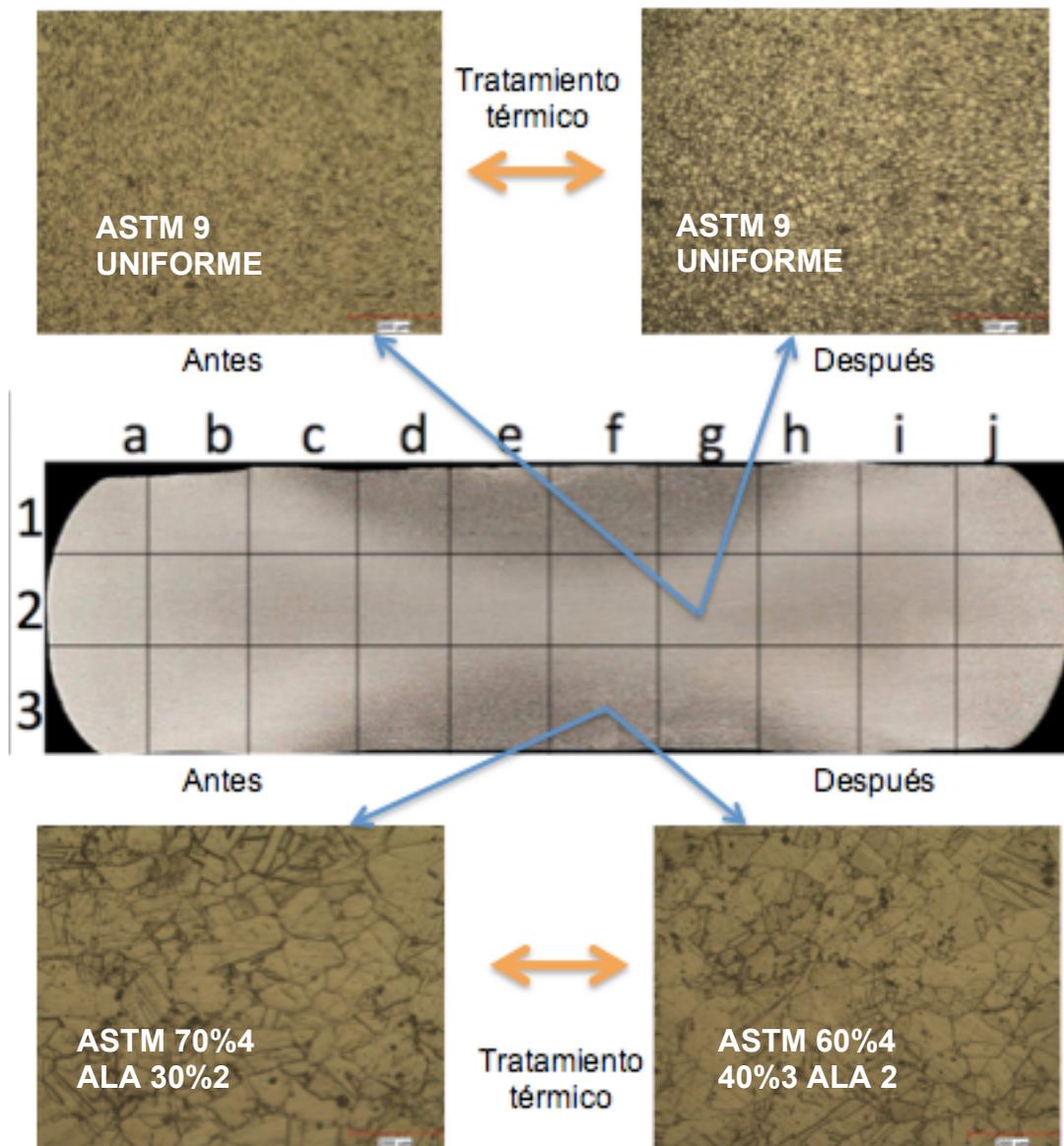


Figura 7.25 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-3, zonas 3f y 2g.

La figura 7.26, de laja 1-4, en la zona 1f, muestra antes del tratamiento un tamaño de grano ASTM 30%5, 70%4 ALA 3, y una ligera concentración de maclas, no obstante, después del tratamiento térmico de 955°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min, 650°C 8h/AC de envejecido, presenta un tamaño de grano ASTM 70%5, 30%4, ALA 3, se puede apreciar un leve refinamiento de grano con la disminución del porcentaje de grano de tamaño ASTM 4 y el aumento del porcentaje de tamaño ASTM 5, sin embargo, se puede observar un aumento significativo en la formación de maclas, que parece seguir un patrón que toma la figura del grano, esta intensa formación de

maclado dentro de los granos, ayuda visualmente por medio de la imagen metalográfica a percatarnos de la orientación de los granos, y parece revelar también la orientación de los esfuerzos almacenados en cada grano debido al trabajo termomecánico de forja previo y liberados con el tratamiento térmico.

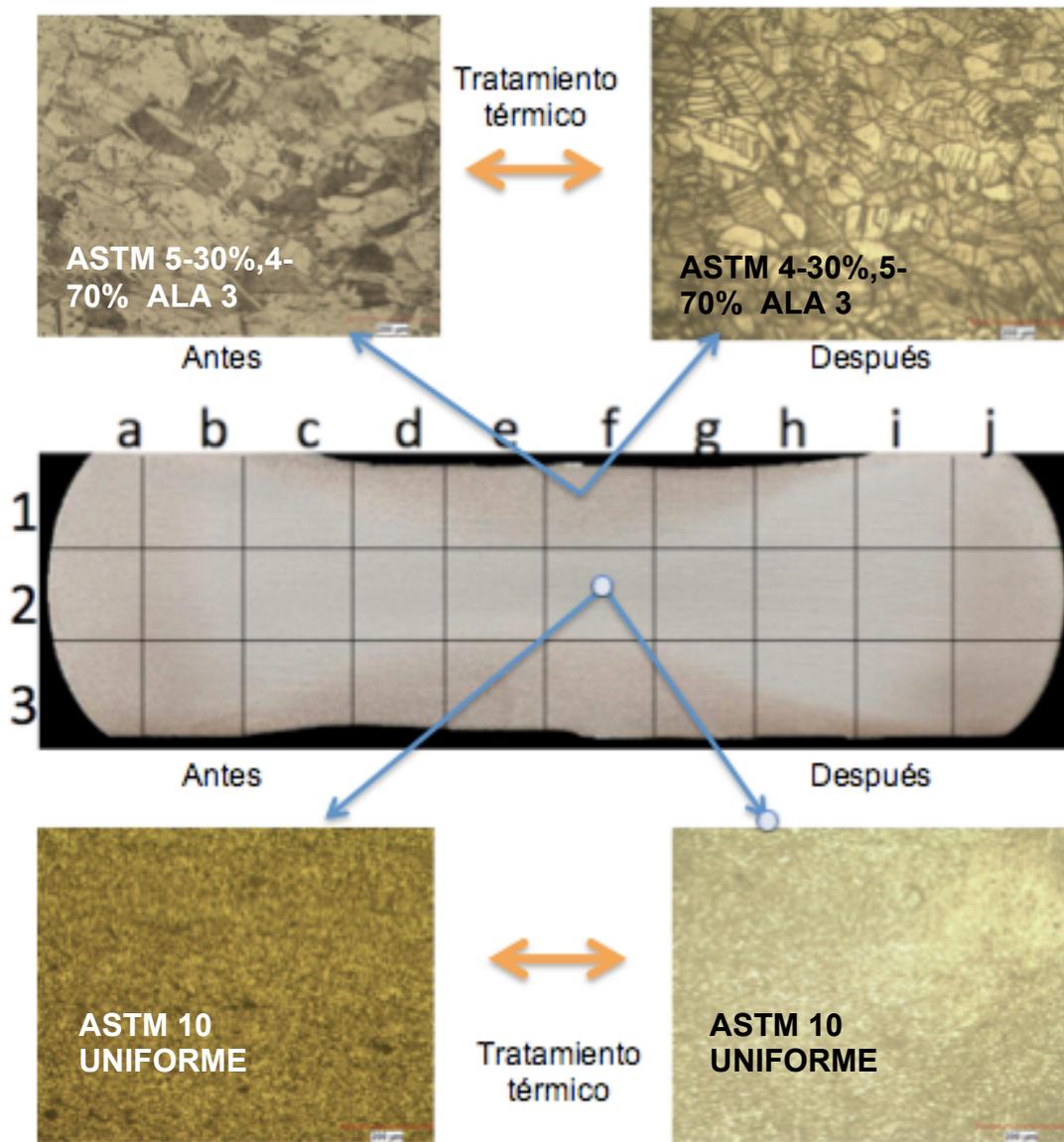


Figura 7.26 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-4, zonas 1f y 2f.

La zona 2f, antes y después del tratamiento térmico de 996°C 1h/AC de solubilizado y 750°C 8h, 50/30min, 650°C 8h/AC de envejecido, indica un tamaño de grano ASTM 10 uniforme y muestra cambios en tamaño y forma.

La figura 7.27 de la laja 1-4, en la zona 2g, presenta un tamaño de grano ASTM 10 uniforme antes y después del tratamiento térmico de 996°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido y no presenta un cambio considerable en tamaño y forma.

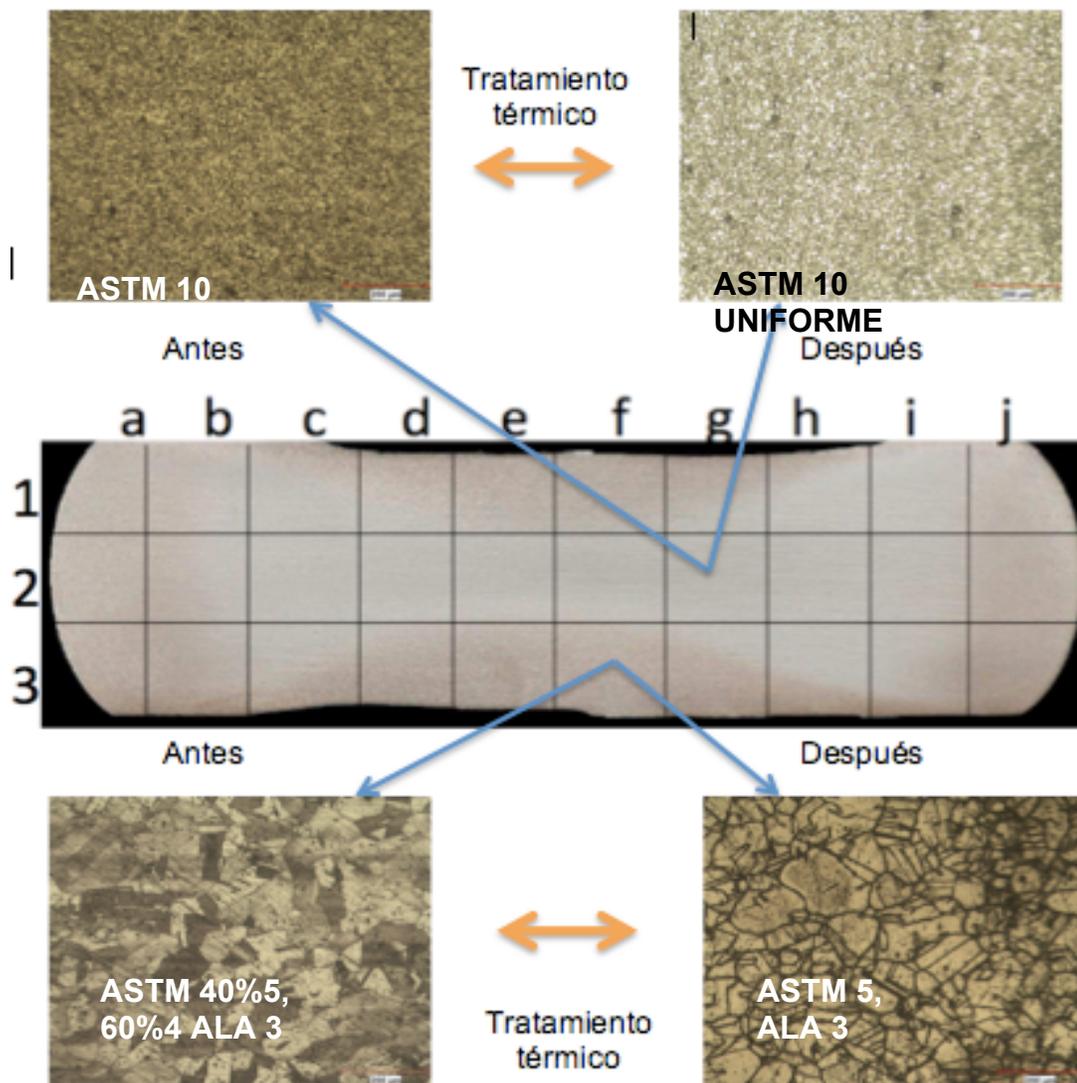


Figura 7.27 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-4, zonas 3f y 2g.

La zona 3f, antes del tratamiento, indica un tamaño de grano ASTM 40%5, 60%4 ALA 3, y presencia de maclas, en comparación, después del tratamiento térmico de 955°C 1h/AC de solubilizado y 720°C 8h, 50°C/30min, 620°C 8h/AC de envejecido, presenta un tamaño de grano ASTM 5 ALA 3, lo que indica una ligera refinación de grano, en la casi total disminución de grano ASTM 4 y la casi uniformidad de grano ASTM 5, una vez mas, se aprecia el aumento de formación de maclas después del tratamiento. Se puede observar que prácticamente las zonas centrales 2f y 2g, permanecen constantes en tamaño y forma, antes y después de los tratamientos térmicos y muestran una distribución uniforme que oscila entre un tamaño ASTM 9 Y 10.

A pesar de esto, las zonas superior 1f e inferior 3f, las cuales se encuentran en la zonas muertas del flujo de deformación y cerca de los dados industriales, muestran una no uniformidad y tamaños de granos considerablemente mayores a las zonas centrales, y parecen presentar un constante de aumento de formación de maclas después del tratamiento térmico, con excepción de la zona 3f de la laja 1-1, que muestra un peculiar grano de collar.

Microscopia electrónica de barrido

Las figuras 7.28 a 7.35 muestran las imágenes metalográficas obtenidas vía microscopía electrónica de barrido (SEM), antes y después de los tratamientos térmicos, de las zonas 1f y 2f de las cuatro lajas, todas a un aumento de 300 y 1500X.

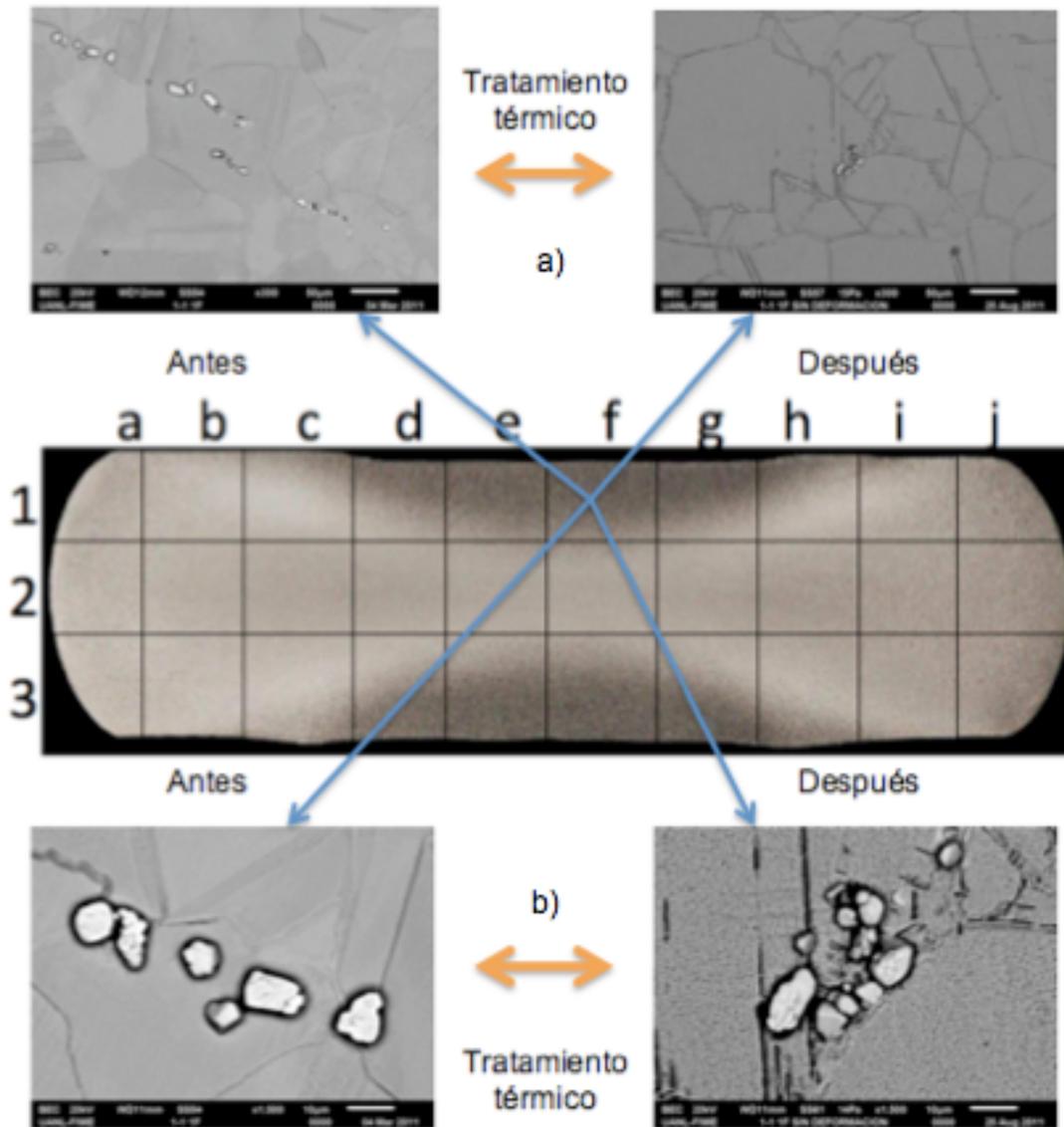


Figura 7.28 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-1, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.

La figura 7.28, de la laja 1-1, en la zona 1f, muestra las imágenes metalográficas de SEM antes y después del tratamiento térmico, en a) se puede observar a 300x, la formación de maclas, anteriormente vistas en las imágenes obtenidas por microscopía óptica, y se puede apreciar, la presencia de lo que se presume, pueden ser carburos de niobio, por su alto contenido de niobio (que oscila entre 60% y 80%) [32], y la comparación con imágenes encontradas en la literatura [33].

En b) se observan estos carburos a una magnificación de 1500X, estos carburos se encuentran en aglomeraciones en todas las laminas, y se puede suponer, con antecedentes previos que se formaron desde el proceso de vaciado, en la fabricación de la aleación Inconel 718 [33].

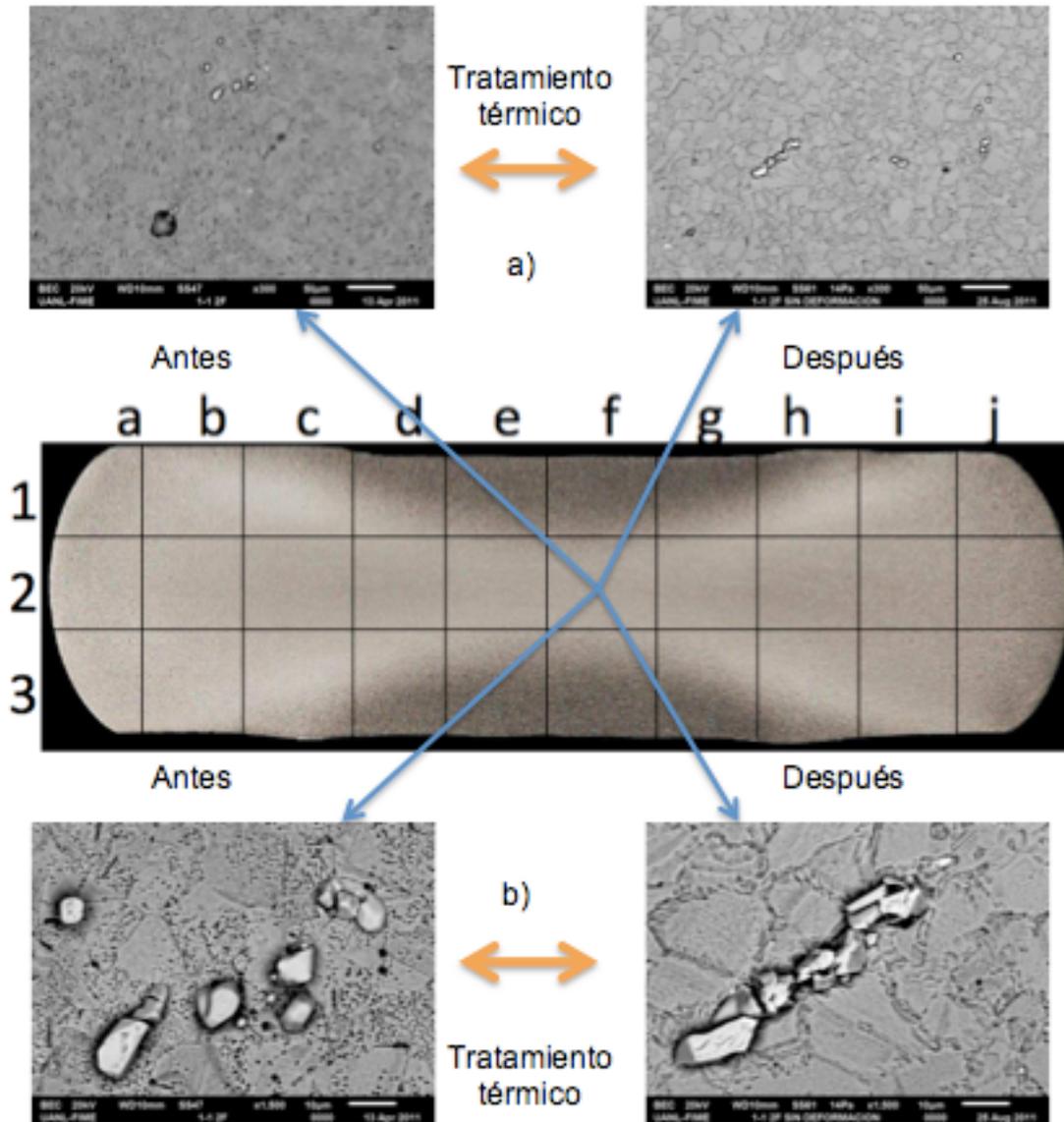


Figura 7.29 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-1, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.

La figura 7.29, la laja 1-1, en la zona 2f, se aprecian en a) la aglomeración de carburos, sin embargo, en b) se aprecian en los límites de grano, la formación de precipitados que poseen un porcentaje de niobio que oscila entre 15% y 25% [32], que hacen referencia a la formación de la fase delta δ , aunque no todos los precipitados se encuentran en la imagen, se sospecha, que los huecos son de dichos precipitados y fueron arrancados por el proceso de preparación para el análisis metalográfico.

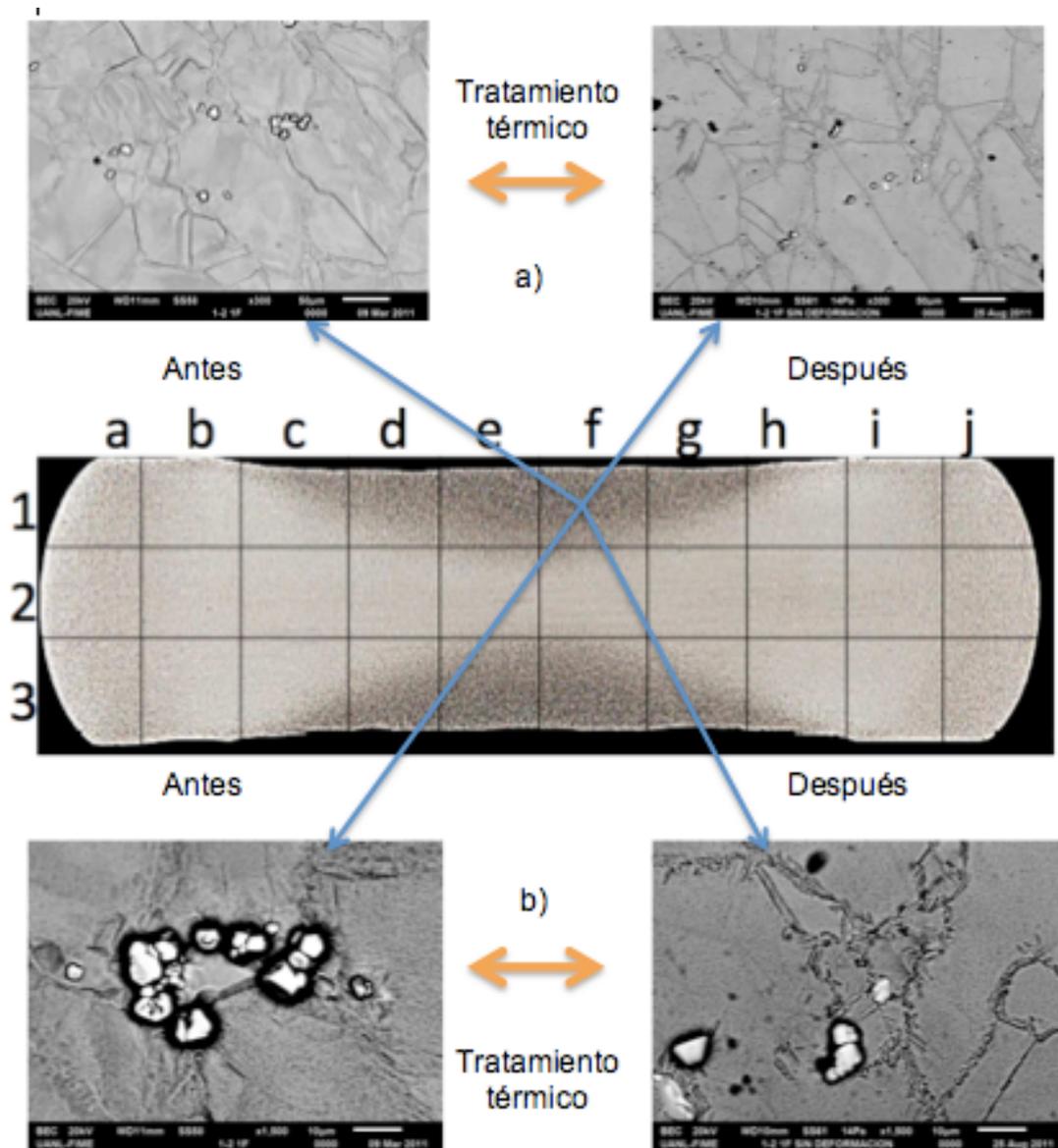


Figura 7.30 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-2, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.

La figura 7.30, de la laja 1-2, en la zona 1f, presenta en a) presencia de carburos antes y después del tratamiento, y la formación de maclas, y en b) la formación de la fase delta en los límites de grano, la formación de esta fase tiene efectos en el trabajo termomecánico y se discutirá en la sección de ensayos de compresión en caliente.

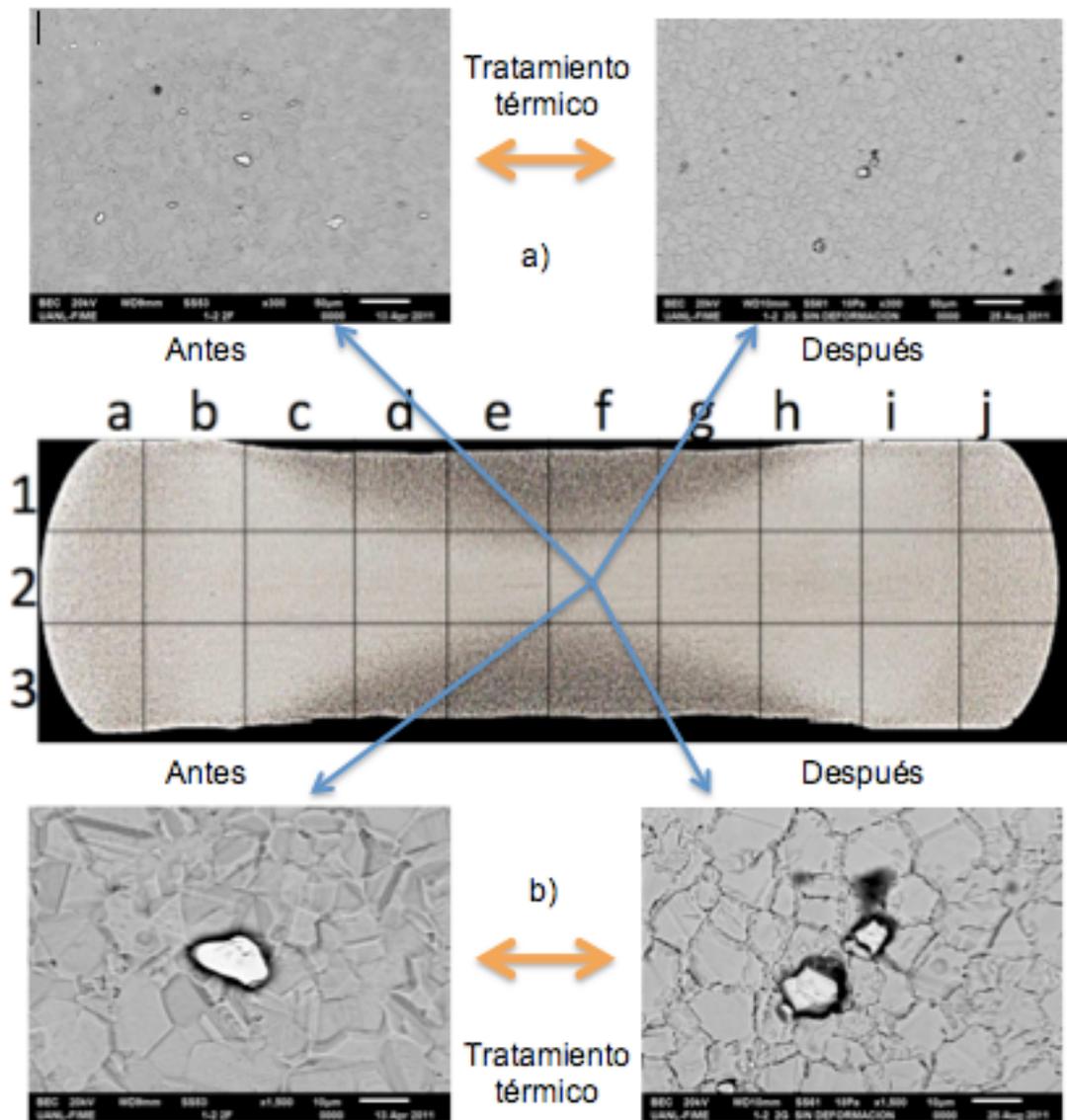


Figura 7.31 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-2, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.

La figura 7.31, de la laja 1-2, en la zona 2f, muestra de forma similar la presencia de carburos, sin embargo, en b) no se observan con certeza la formación de la fase delta δ , aunque se puede sospechar que los huecos en los límites de grano se deben a la ausencia de esta fase y fueron retirados en la preparación metalográfica.

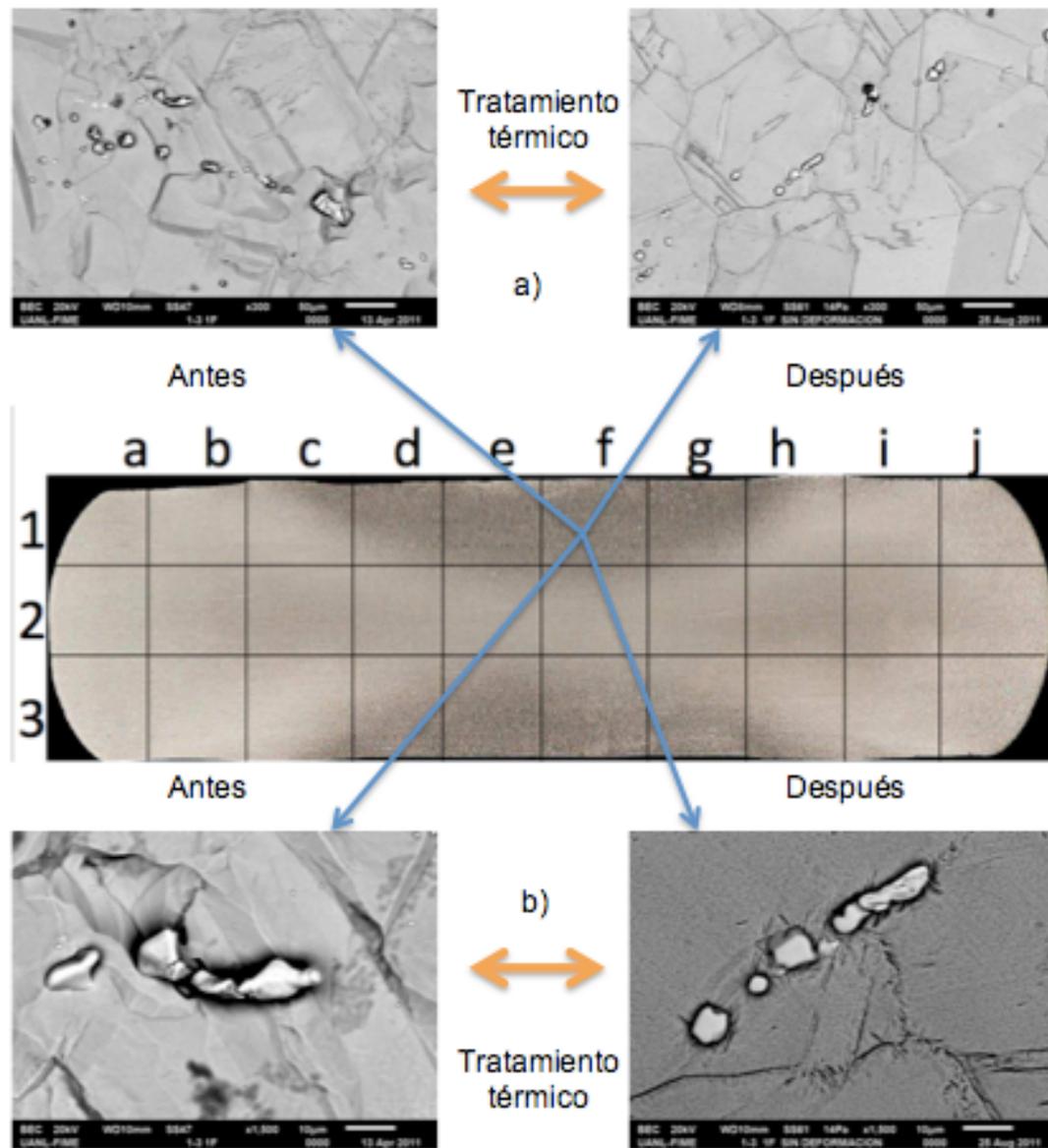


Figura 7.32 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-3, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.

En las figuras 7.32 y 7.33 correspondientes a la laja 1-3, en las zonas 1f y 2f respectivamente, encontramos en b) la presencia aun mas notable de los huecos en los limites de grano, no obstante, la forma de dichos huecos, no son similares, esto se asume, porque los tamaños de granos son apreciablemente diferentes en la zona 1f y 2f, y se asume también, que los huecos corresponden a la fase delta, sin llegar a afirmarlo, por la falta de contundencia en las imágenes y al análisis elemental.

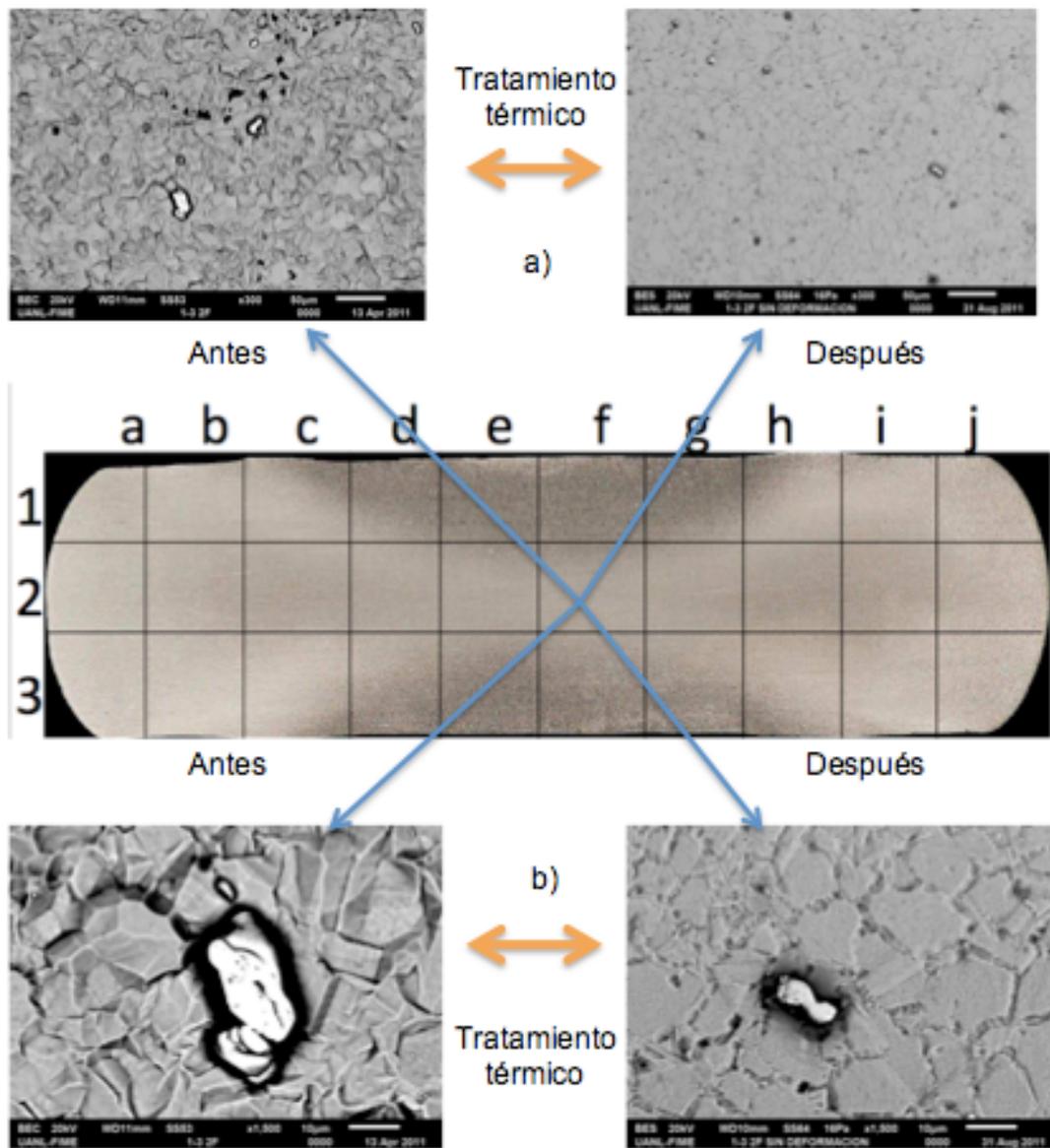


Figura 7.33 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-3, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.

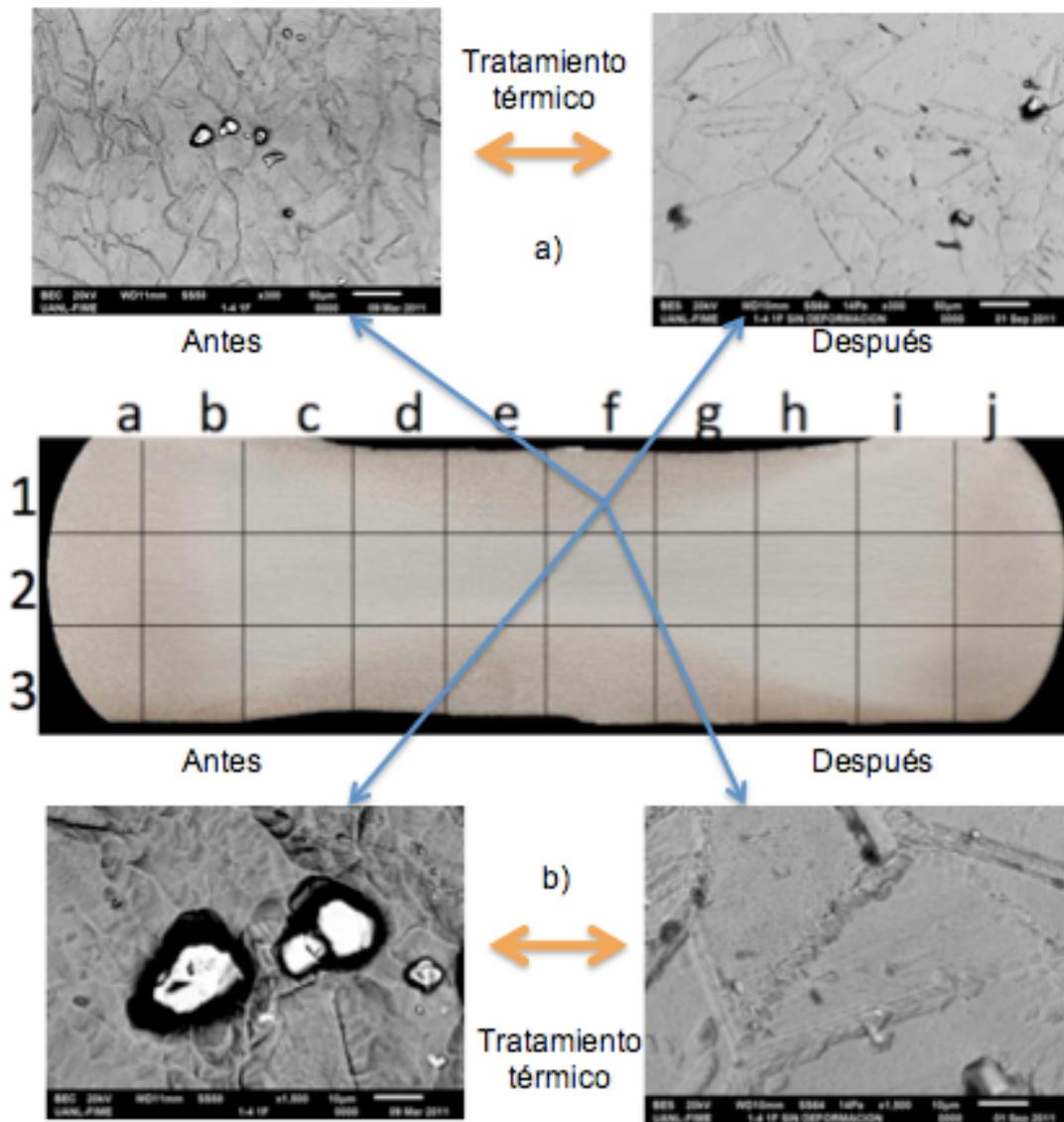


Figura 7.34 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-4, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.

Las figuras 7.34 y 7.35, correspondientes a la laja 1-4, en las zonas 1f y 2f respectivamente, las imágenes metalográficas, muestran únicamente la presencia de los carburos, sin embargo, no presentan alguna evidencia de la formación de precipitados de la fase delta δ , así tampoco, las presenta el análisis elemental que coincide solamente con la matriz gama γ .

Se puede observar en este análisis de SEM, que la presencia de carburos se encuentra en todas las laminas, sin importar, el tratamiento y el trabajo termomecánico de forja previos, y la sospecha de la formación de precipitados de la fase delta δ , con excepción de la lamina 1-4, después de los tratamientos térmicos, a los cuales fueron sometidas las piezas.

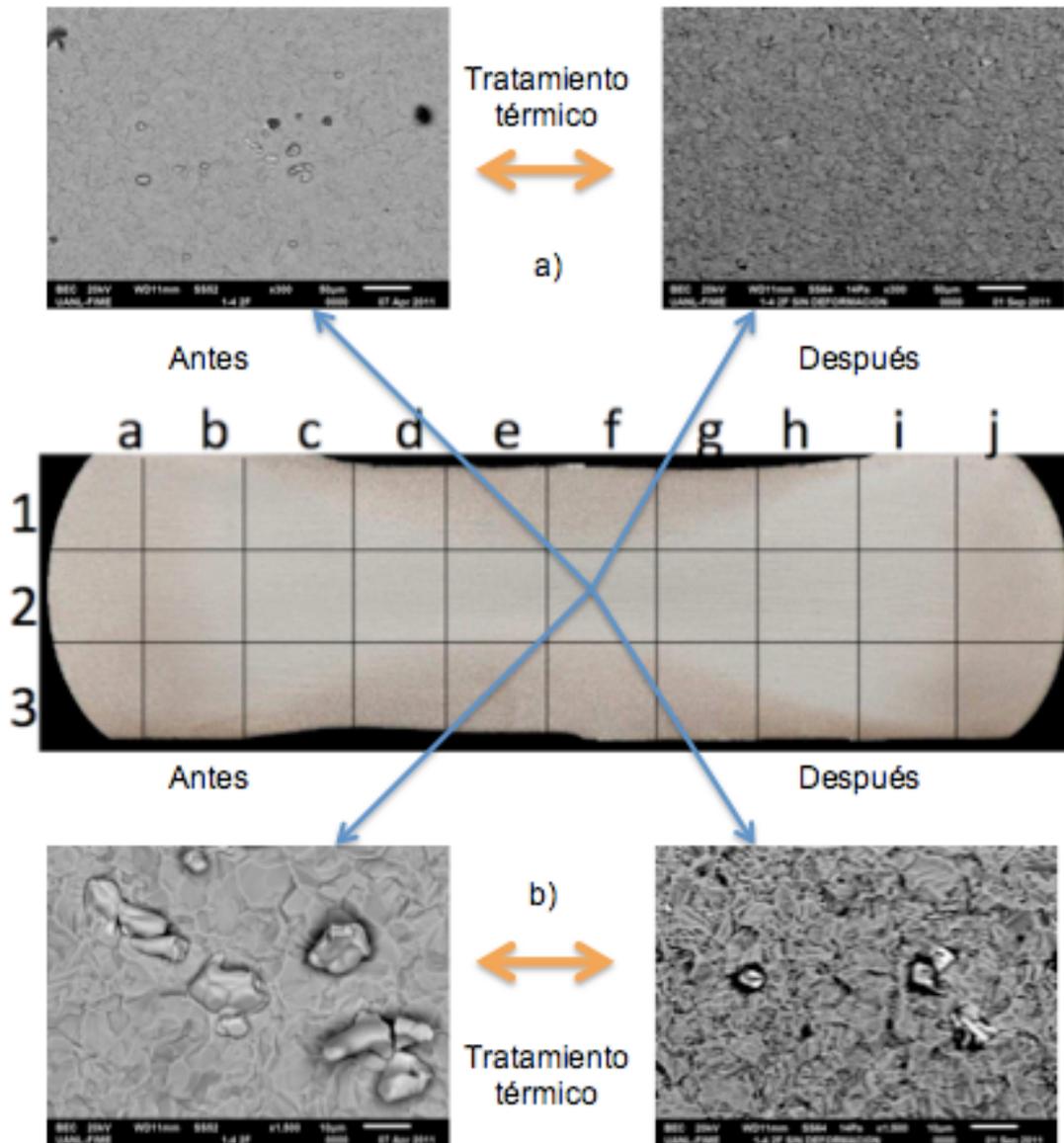


Figura 7.35 Imágenes metalográficas comparativas SEM, lamina 1-4, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.

Ensayos de compresión de caliente

Los ensayos de compresión en caliente, fueron realizados siguiendo la matriz experimental mencionada en el capítulo 6, todas a una velocidad de deformación de $0.1s^{-1}$. Las figuras 7.36 a 7.39 muestran las gráficas comparativas resultantes de los ensayos de compresión en caliente.

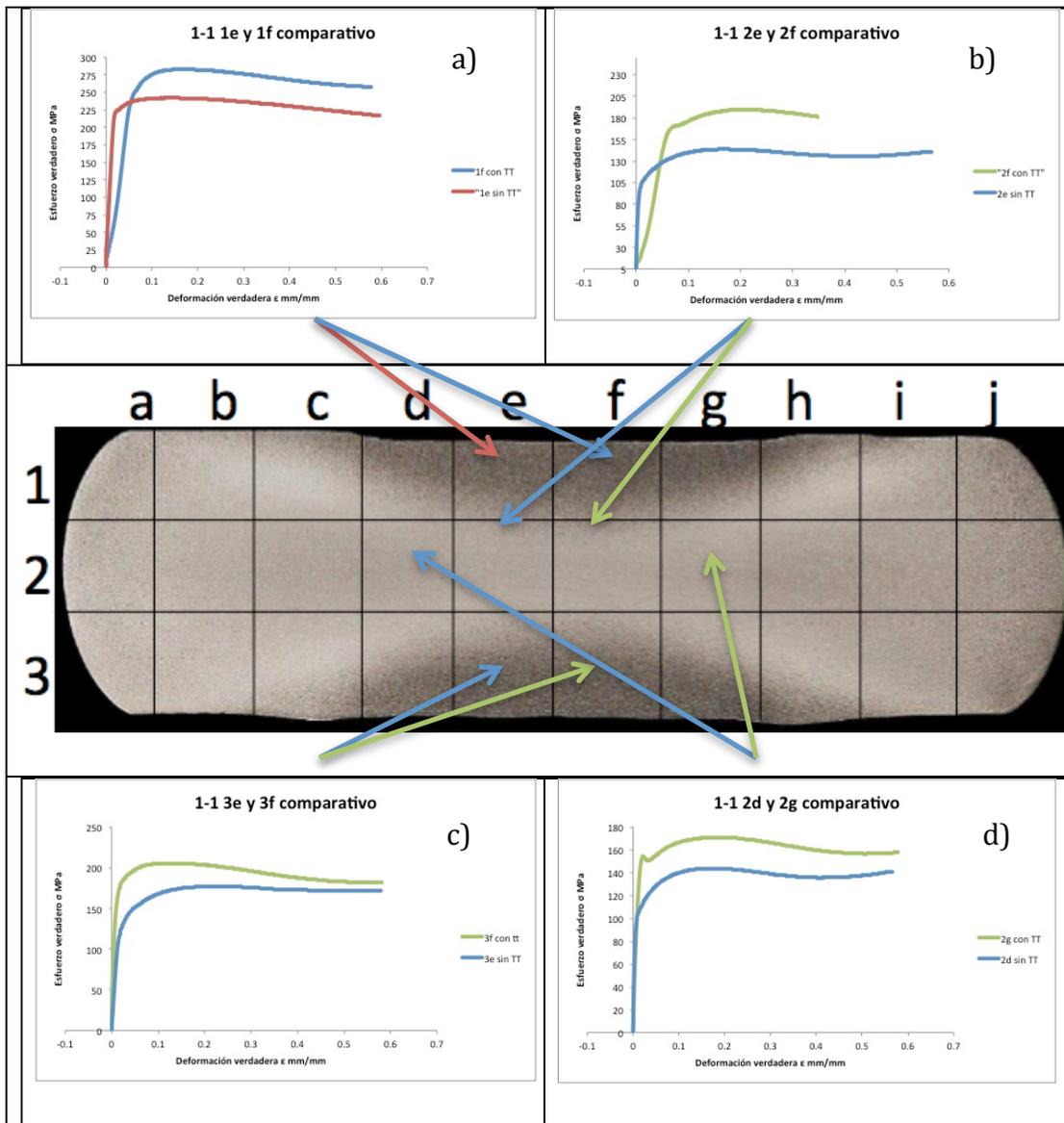


Figura 7.36 Curvas comparativas laja 1-1.

La figura 7.36 muestra las curvas esfuerzo deformación comparativas, de las zonas 1e, 2e, 3e y 2d sin tratamiento térmico previo y las zonas 1f, 2f, 3f 2g con tratamiento térmico previo, en a) se muestra las curvas de 1e y 1f, con una temperatura de deformación de 980°C, donde ambas curvas presentan un comportamiento de pico simple, las cuales, de acuerdo con Frank Montheillet and Jean-Philippe Thomas [34], exponen que, la aleación Inconel 718, al ser una aleación base níquel con baja energía de falla de apilamiento, la recuperación de la aleación es, en intensidad, poco probable, debido, al gran almacenaje de dislocaciones y sugiere que la energía presente da pie al fenómeno de recristalización dinámica, sin dar tiempo a una recuperación como se observa generalmente en los aceros inoxidable.

El valor alcanzado de esfuerzo verdadero en la zona 1f, que se encuentra alrededor de 300 MPa, coincide con los presentados por H. Yuan, W.C. Liu [35], con las mismas condiciones, no así, el valor de la zona 2e, que se encuentra cerca de 50 MPa por debajo, esto podría deberse a que la zona 1e, que no fue sometida a tratamiento térmico previo, contenía una mayor energía acumulada debido a una densidad mayor de dislocaciones, lo que promovió alcanzar el valor máximo de esfuerzo verdadero y el fenómeno de recristalización dinámica, antes que en la zona 1f, la cual, fue sometido al tratamiento térmico previo.

En b) la zona 2f con una temperatura de deformación de 980°C, muestra un comportamiento afín al de pico simple, aunque presenta una ligera caída en los valores de esfuerzo verdadero, justo después del límite elástico, que alude a una recuperación o reajuste de las dislocaciones y presenta un valor de esfuerzo máximo alrededor de 200 MPa. La zona 2e sin tratamiento exhibe un comportamiento de pico simple, sin embargo, la tendencia de la curva de incremento en el esfuerzo verdadero, sugiere también un comportamiento

cíclico sin llegar a afirmarlo del todo, presenta un valor de esfuerzo verdadero máximo alrededor de 140 MPa.

En c) se muestran las curvas de 3e y 3f, con una temperatura de deformación de 1020°C, donde se puede apreciar el comportamiento de pico simple, que sugiere, que está presente el fenómeno de recristalización dinámica, también se puede observar, que los valores alcanzados de esfuerzo verdadero alrededor de 200MPa en la zona 3f, y alrededor de 175MPa en la zona 3e, son menores en comparación con los alcanzados en las zonas 1e y 1f, respectivamente.

Se puede suponer con estos resultados y de acuerdo con Y.Wang y Cía. [36], que el valor de esfuerzo verdadero, pertenece a las aleaciones de bajo error de apilamiento e indica que esta presente el fenómeno de recristalización dinámica durante la deformación en caliente, exhibe también, que el incremento inicial en el esfuerzo verdadero, es debido, al incremento en la densidad de dislocaciones y a la formación y desarrollo de subgranos en los límites de grano existentes, que resultan de un trabajo de endurecimiento y a una recuperación dinámica, y que el esfuerzo incrementa con el aumento de la velocidad de deformación y disminuye con el aumento de la temperatura de deformación.

En d) la zona 2g con una temperatura de deformación de 1020°C, muestra un comportamiento muy similar al de la zona 2f, con una disminución del esfuerzo verdadero justo después del límite elástico, pero esta vez mas marcado, lo que pudiera indicar un mayor reacomodo atómico y de dislocaciones, para después continuar con un comportamiento típico de pico simple, lo que hace alusión a que se encuentra presente el fenómeno de recristalización y presenta un valor de esfuerzo verdadero máximo alrededor de 180 MPa. La zona 2d sin tratamiento exhibe, un comportamiento típico de pico simple y un valor de esfuerzo verdadero máximo alrededor de 140 MPa.

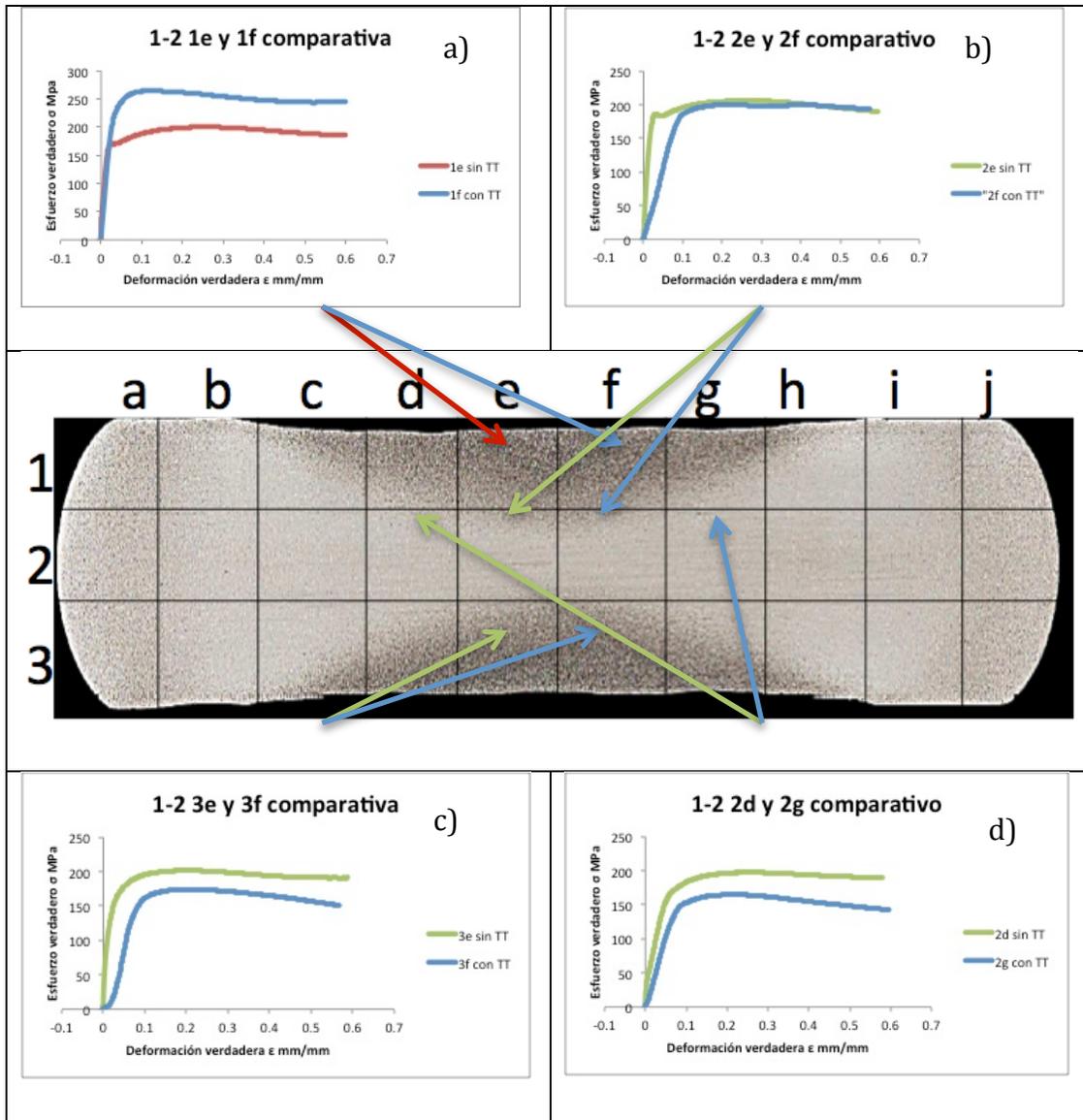


Figura 7.37 Curvas comparativas laja 1-2.

La figura 7.37 muestra las curvas comparativas de la laja 1-2, en a) se aprecian las curvas de las zonas 1e y 1f, a una temperatura de deformación de 980°C, un comportamiento de pico simple de la curva de la zona 1f, que sugiere, que está presente el fenómeno de recristalización dinámica, el cual de acuerdo con P. Poelt y Cía. [37], es necesario una densidad de dislocaciones crítica para iniciar la recristalización dinámica, que depende de la velocidad de deformación y donde los núcleos se forman en los límites de grano pre

existentes, al menos a velocidades de deformación elevadas. Para un área que ha sido recristalizada, se supone, que la densidad de dislocaciones generada por una deformación anterior, se reduce a un valor muy bajo.[38]

Para la zona 2f, se aprecia una ligera disminución en la curva, se puede suponer, que se refiere a una intensidad pequeña de recuperación, después el esfuerzo vuelve a incrementarse en el comportamiento anteriormente observado. Los valores máximos obtenidos de esfuerzo verdadero, se asemejan, a los obtenidos en la laja 1-1 en las mismas zonas, alrededor de 280MPa en 1f y un valor mas bajo de 200MPa en 1e.

En b) se muestran las curvas de las zonas 2e y 2f a una temperatura de deformación de 980°C, donde se aprecia que el valor máximo de esfuerzo verdadero es muy similar en ambas zonas, alrededor de 200 MPa, la curva de la zona 2e, presenta una disminución en el valor de esfuerzo verdadero, justo después de la zona elástica, donde se puede suponer, que se debe a una recuperación y disminución de la densidad de dislocaciones, para después continuar con el comportamiento que de pico simple que hace referencia a la recristalización dinámica.

Por otra parte la curva de la zona 2f, muestra una disminución del esfuerzo verdadero muy sutil, diferente al de la zona 2e, que sugiere, un comportamiento cíclico y después un comportamiento donde, se puede asumir, que está presente la recristalización dinámica.

En c) y d) se muestran las curvas de 3e y 3f, 2d y 2g, respectivamente, a una temperatura de deformación de 1020°C, exhiben un comportamiento similar

al de pico simple, que si bien, la curva presenta una disminución en el esfuerzo verdadero, que se refleja en la caída de la curva, con los datos obtenidos por la duración y la velocidad del ensayo, no es posible determinar si es de pico simple, y a su vez suponer, que esta presente el fenómeno de recristalización dinámica o que solo se encuentra presente una recuperación del material, esto sucede en tres curvas, con excepción de la curva de la zona 3e que si muestra un comportamiento definido de pico simple. En las zonas 3e y 2d, se observa, un valor de máximo esfuerzo verdadero alrededor de 200 MPa y en las zonas 3f y 2g, un valor de máximo esfuerzo verdadero alrededor de 150 Mpa.

La figura 7.38 muestra las curvas de esfuerzo-deformación de la laja 1-3, en a) se aprecian las curvas de la zonas 1e y 1f, a una temperatura de deformación de 980°C, se puede observar, que el valor máximo de esfuerzo verdadero de la zona 1f, alrededor de 250 MPa, se encuentra en el rango de los valores máximos obtenidos en todas las zonas 1f de todas las lajas, a excepción de la laja 1-1, con un comportamiento de pico simple. La curva de la zona 1e con un valor máximo de esfuerzo verdadero alrededor de 175 MPa, sigue la constante de presentar un valor máximo, por debajo del alcanzado por la curva de la zona 1f y muestra una tenue caída del valor máximo, presentando una forma que sugiere un comportamiento cíclico y recristalización dinámica.

En b) la zona 2f, con una temperatura de deformación de 980°C, presenta un valor máximo de esfuerzo verdadero alrededor de 225 MPa, y un comportamiento de pico simple, en la zona 2e, se aprecia un valor máximo de esfuerzo verdadero de cerca de 175 MPa y un comportamiento que se asemeja al de pico simple, por la tendencia de la curva a bajar, mas no se puede descartar por completo, que se trate de un comportamiento solo de recuperación.

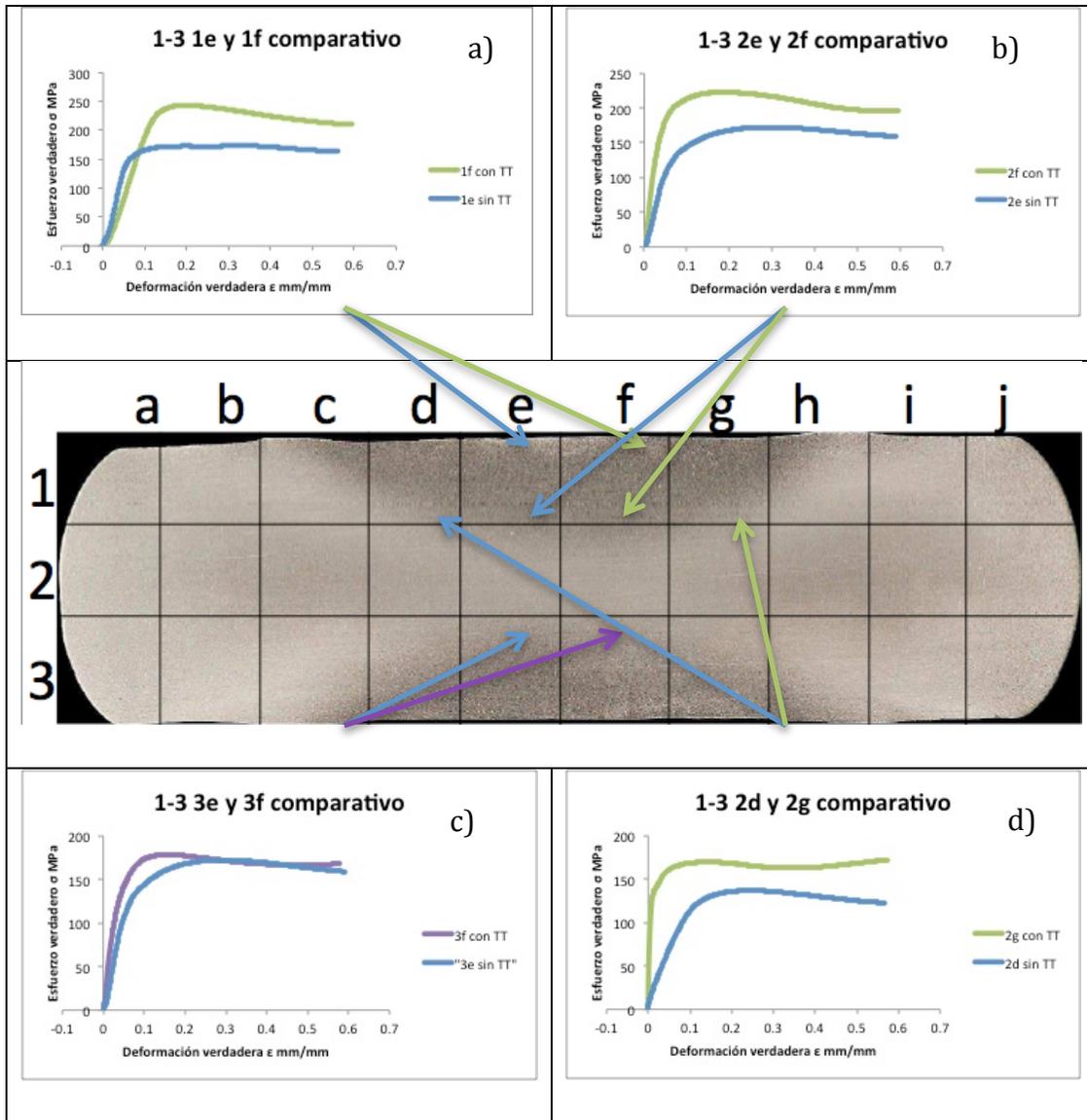


Figura 7.38 curvas comparativas laja 1-3.

En c) la zona 3f, con una temperatura de deformación de 1020°C , muestra un comportamiento muy claro de pico simple, insinúa, que está presente la recristalización dinámica y un esfuerzo verdadero alrededor de 180 MPa, la zona 3e presenta, un comportamiento muy similar al de la zona 2e, que asemeja al comportamiento de pico simple, sin descartar que se relacione solo con la recuperación y un valor máximo de esfuerzo verdadero alrededor de 170 MPa muy cercano a la zona 2f.

En d) en la zona 2g, con una temperatura de deformación de 1020°C, se distingue, un comportamiento peculiar, similar al de pico simple, sin embargo, los valores de esfuerzo verdadero, presentan una tendencia de incremento, que sugiere un comportamiento cíclico y de recristalización dinámica, mientras tanto, la zona 2e, muestra un comportamiento semejante a la zona 2g de la laja 1-2, similar al de pico simple, con una tendencia decreciente en los valores de esfuerzo verdadero, sin asumir que no se trata de un comportamiento solo recuperación.

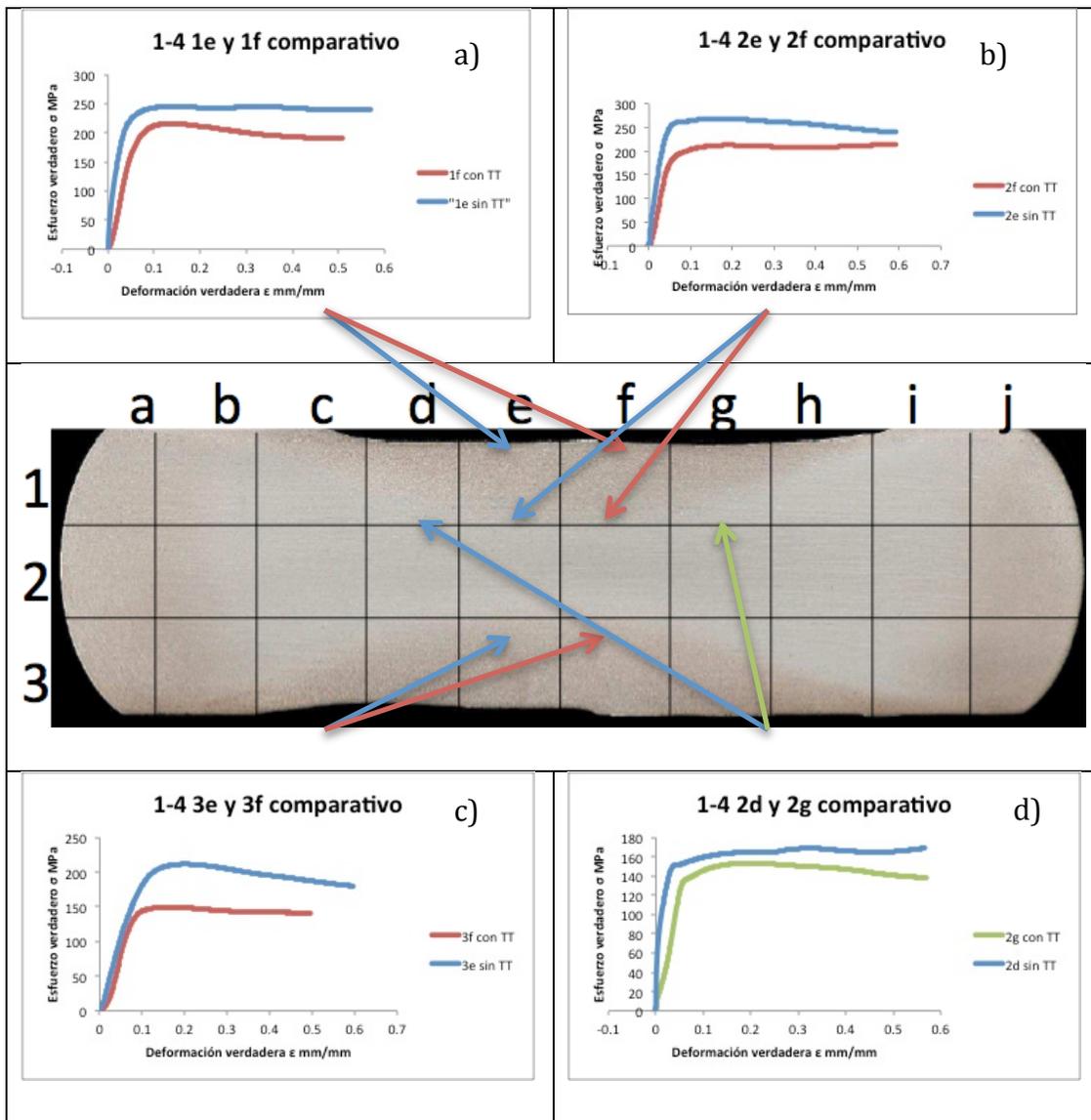


Figura 7.39 Curvas comparativas laja 1-4.

La figura 7.39 exhibe las curvas de esfuerzo-deformación de la laja 1-4, en a) se observa en la zona 1e, con una temperatura de deformación de 980°C, el esfuerzo verdadero máximo alrededor de 200 MPa y un comportamiento cíclico muy tenue, que hace referencia a la presencia del fenómeno de recristalización dinámica, y en la zona 1f, se aprecia, un comportamiento de pico simple y un valor de esfuerzo verdadero máximo de alrededor de 225 MPa.

En b) se aprecia la zona 2e, a una temperatura de deformación de 980°C, un valor máximo de esfuerzo verdadero alrededor de 275 MPa y un comportamiento de pico simple, que si bien no se distingue del todo, se puede asumir que no se trata de un comportamiento de solo recuperación, que esta presente la recristalización, sin embargo, la zona 1f, presenta un comportamiento cíclico muy sutil y referencia la presencia de recristalización, con un valor máximo de esfuerzo verdadero alrededor de 200 MPa.

En c) se muestra la zona 3e, a una temperatura de deformación de 1020°C, un comportamiento de pico simple, y un valor máximo de esfuerzo verdadero cercano a 220 MPa, en la zona 3f se observa, un comportamiento no muy definido, que aparenta ser cíclico, sin poder asumirlo del todo, descartando un comportamiento solo de recuperación y un valor de esfuerzo verdadero máximo alrededor de 150 MPa.

En d) la zona 2d, a una temperatura de deformación de 1020°C, presenta un comportamiento particular, con un decremento muy tenue en esfuerzo verdadero al final de la zona plástica, para después solo incrementar este esfuerzo verdadero con un comportamiento que, aparenta, ser cíclico y presume la presencia de recristalización, con un esfuerzo verdadero próximo a 180 MPa, no obstante, la zona 2g, con un valor de esfuerzo verdadero máximo

cercano a 150 MPa, presenta una conducta afín a la de pico simple, descartando el comportamiento de solo recuperación.

Se puede apreciar claramente, la influencia de la temperatura empleada, es decir, las probetas ensayadas a una temperatura de 980°C, exhiben, un valor de esfuerzo máximo superior a las ensayadas a una temperatura de 1020°C, lo que concuerda con lo antes mencionado, la relación directa que posee el incremento en esfuerzo, con el decremento de la temperatura de deformación y el incremento en la velocidad de deformación.

Se observa también, una relación, que compromete el historial del trabajo termomecánico de forja industrial previo a los ensayos y el tratamiento térmico al cual fueron sometidas la mitad de las probetas, es decir, las probetas ensayadas que provienen de las lajas deformadas en un solo paso, a una sola temperatura de deformación, en mayoría, presentan un valor de esfuerzo verdadero máximo superior después de ser sometidas a un tratamiento térmico previo al ensayo, en comparación, con las probetas ensayadas sin tratamiento térmico previo.

Sin embargo, las probetas ensayadas que provienen de las lajas deformadas en dos pasos, a dos temperaturas de deformación diferentes en grado descendiente, es decir, con una segunda temperatura menor que la primera, en mayoría, exhiben un valor de esfuerzo verdadero máximo inferior después de someterlas a un tratamiento térmico antes del ensayo, en comparación, con las probetas ensayadas sin tratamiento térmico. Esto parece manifestar, que el efecto de endurecimiento provocado por la precipitación de segundas fases debido al tratamiento térmico previo al ensayo, es mayor en las probetas de las lajas que fueron deformadas en un solo paso, en comparación a las probetas ensayadas de las lajas deformadas a dos pasos, esto pudiera atribuirse, a que el endurecimiento y resistencia alcanzados por las lajas deformadas a dos

pasos, debido a una cierta densidad de dislocaciones y endurecimiento por deformación, es mayor al alcanzado por el efecto de precipitación debido al tratamiento térmico al cual fueron sometidos.

En contraste, las lajas deformadas a un paso, aparentan tener una mayor influencia a la relevación de esfuerzos debido al tratamiento de solubilizado y al endurecimiento por precipitación provocado por el tratamiento de envejecimiento posterior, en comparación, al endurecimiento y resistencia alcanzados en el trabajo termomecánico de forja industrial.

Las figuras 7.40 a 7.47, se encuentran en el anexo y muestran las curvas del calentamiento de los ensayos de compresión en caliente de cada una de las lajas. Las temperaturas fueron capturadas por medio de termopares tipo K y recopiladas por una tarjeta de adquisición de datos.

Durezas

Las tablas 10 a 13 muestran las durezas obtenidas de las probetas ensayadas a compresión en caliente con previo tratamiento térmico 1f, 2f, 3f y 2g de cada laja.

Zona 1f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	38.26	38.09	254		242
2	35.07	33.34	317	998	301
3	34.99	35.82	296	935	281
Promedio	36.10	35.75	289	966.5	275

Zona 2f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	35.8	33.88	306	965	290
2	33.28	34.1	326	1022	309
3	32.88	33.12	340	1066	322
Promedio	33.98	33.7	324	1017	307

Zona 3f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	35.83	35.78	289	918	275
2	34.46	36.86	292	925	277
3	35.8	36.06	287	913	273
Promedio	35.36	36.23	289	918	275

Zona 2g	L1	L2	HV	MPa	Conv.Brinell
1	38.52	37.79	255	808	243
2	32.6	33.42	340	1066	322
3	42.21	42.47	207	658	207
Promedio	35.85	34.93	296	935	281

Tabla 15 laja 1-1 zonas 1f, 2f, 3f y 2g, zonas con tratamiento térmico.

Zona 1f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	34.29	33	328	1028	311
2	32.81	34.15	331	1038	314
3	34.39	31.5	342	1072	324
Promedio	33.83	32.88	333	1046	316

Zona 2h	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	32.13	32.66	353	1111	334
2	29.08	30.4	419	1369	396
3	32.03	31.74	365	1164	346
Promedio	31.08	31.6	379	1214	359

Zona 3f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	34.35	34.6	312	985	296
2	34.07	33.33	326	1022	309
3	35.29	35.18	299	943	284
Promedio	34.57	34.37	312	983	296

Zona 2g	L1	L2	HV	MPa	Conv.Brinell
1	35.12	35.16	300	945	285
2	34.78	35.55	300	945	285
3	34.83	34.99	304	958	289
Promedio	34.91	35.23	301	949	286

Tabla 16 laja 1-2 zonas 1f, 2f, 3f y 2g, zonas con tratamiento térmico.

Zona 1f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	37.29	38.37	259	822	246
2	34.86	34.76	306	965	290
3	38.12	33.37	290	920	275
Promedio	36.76	35.5	285	902	271

Zona 2f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	32.28	31.37	366	1167	347
2	31.98	30.84	376	1194	356
3	33.62	34.82	317	998	301
Promedio	32.63	32.34	353	1119	334

Zona 2g	L1	L2	HV	MPa	Conv.Brinell
1	36.27	37.49	273	863	260
2	36.47	34.07	298	940	283
3	33.74	36.29	302	950	287
Promedio	35.49	35.95	291	917	276

Tabla 17 laja 1-3 zonas 1f, 2f y 2g, zonas con tratamiento térmico.

Zona 1f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	35.04	33.49	316	995	300
2	33.84	34.03	322	1011	305
3	31.28	31.72	374	1187	354
Promedio	33.39	33.08	337	1064	319

Zona 2h	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	33.48	33.92	326	1022	309
2	31.96	33.45	347	1088	329
3	31.99	31.8	364	1162	345
Promedio	32.48	33.06	345	1090	327

Zona 3f	L1	L2	HV	Mpa	Conv.Brinell
1	35.56	37.82	275	869	261
2	35.07	35.47	298	940	283
3	34.24	34.8	311	983	295
Promedio	34.96	36.03	294	930	279

Zona 2g	L1	L2	HV	MPa	Conv.Brinell
1	33.27	33.27	335	1052	318
2	34.87	34.66	307		291
3	33.11	32.94	340	1066	322
Promedio	33.75	33.62	327	1059	310

Tabla 18 laja 1-4 zonas 1f, 2f, 3f y 2g, zonas con tratamiento térmico.

Las figuras 7.48 y 7.51, muestran la gráficas comparativas de las microdurezas obtenidas antes y después de los ensayos y tratamientos térmicos.

Se puede distinguir en los valores de la tabla 15 que corresponde a la laja 1-1, una disminución en el promedio de las microdurezas Vickers en las zonas 1f, 2f y 3f, en comparación con las zonas f sin tratamiento térmico previo y antes del ensayo, se observa también, en la tabla 17 correspondiente a la laja 1-3, valores inferiores a los medidos sin ensayo y tratamientos térmicos. Ambas lajas, presentan comportamientos y valores de microdureza muy similares, como se puede observar gráficamente en la figura 7.48 y 7.50 esto se puede relacionar con el historial termomecánico de forja industrial a un solo paso de deformación.

En contraste, en la tabla 16, el promedio de la laja 1-2, parece no alterarse del todo, y muestra valores cercanos, aunque un poco diferentes a los obtenidos previamente, por otra parte, la tabla 18, muestra los valores medidos de microdurezas, que en apariencia, son muy similares a los valores antes del tratamiento y los ensayos, y exhiben una tendencia similar, como se puede apreciar en la figura 7.49 y 7.51.

De acuerdo con estos valores, se puede destacar una tendencia que implica el historial termomecánico y que influye directamente con los valores de microdurezas obtenidos, esto es, las lajas que se deformaron a un paso, muestran una disminución en lo valores de dureza, si bien, no muy drásticos, se pueden observar fácilmente en los gráficas presentadas, sin embargo, las lajas sometidas a dos pasos de deformación, exhiben un comportamiento y valores muy similares a los obtenidos anteriormente, con excepción, de la zona 2g de la

laja 1-2, que pertenece a la zona central de la laja y la zona 3f de la laja 1-4, que muestra valores de dureza considerablemente inferiores.

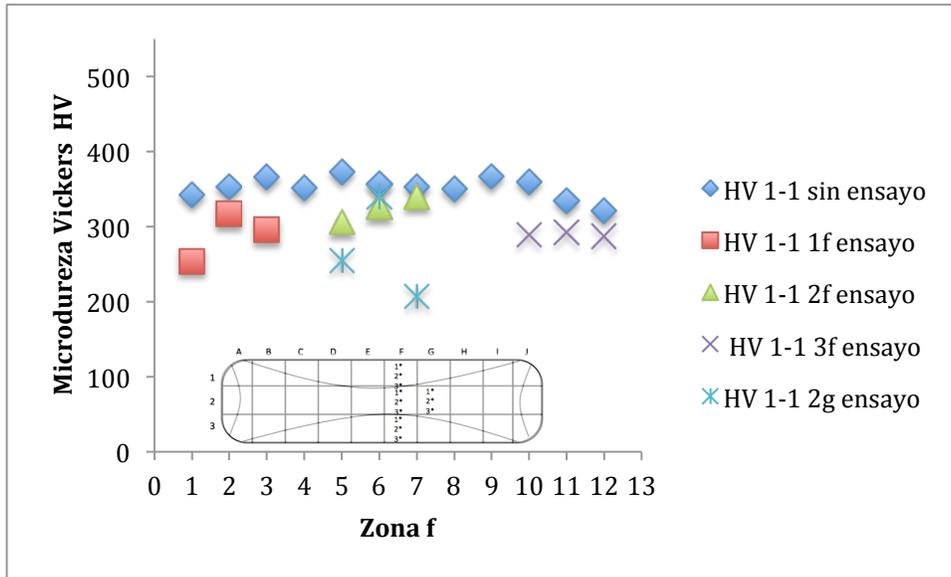


Figura 7.48, comparativa de las microdurezas laja 1-1.

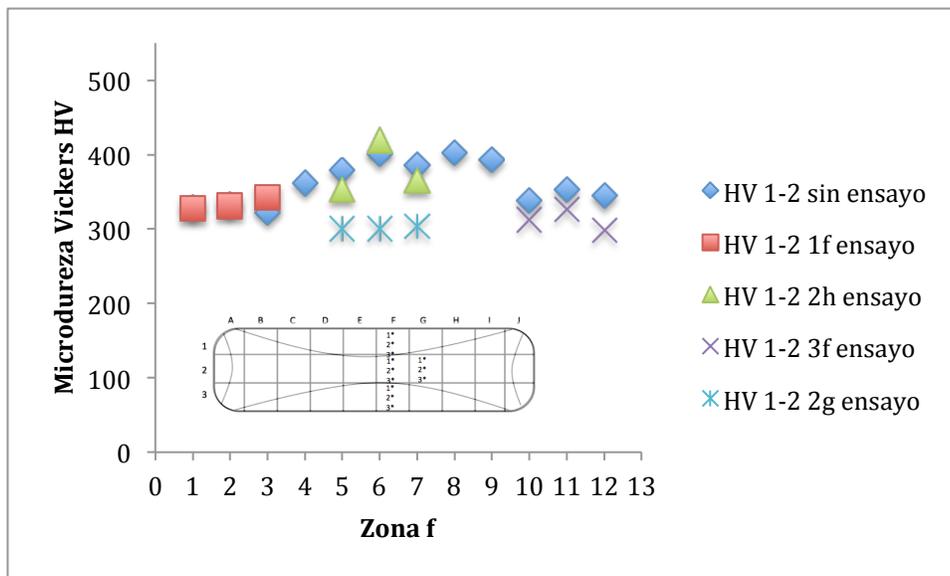


Figura 7.49, comparativa de las microdurezas laja 1-2.

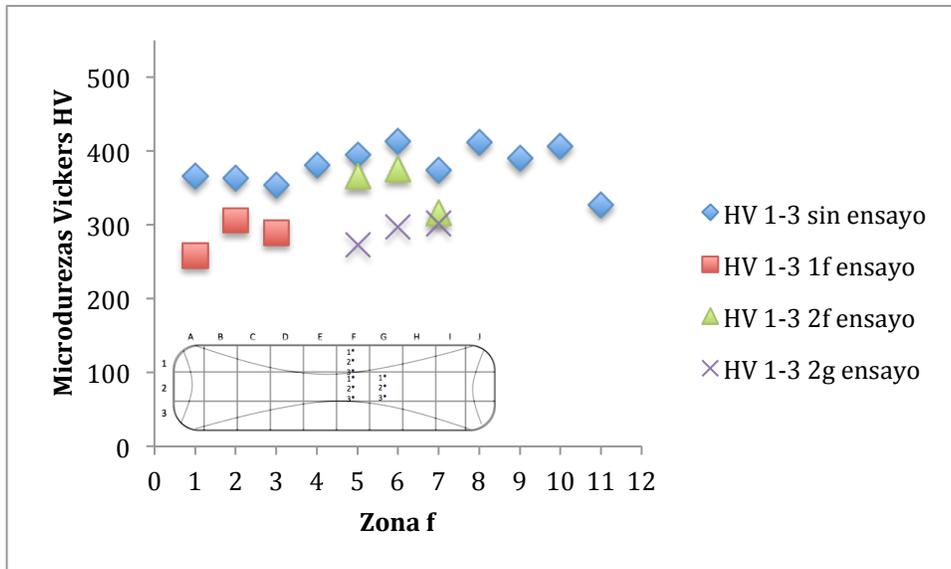


Figura 7.50, comparativa de las microdurezas laja 1-3.

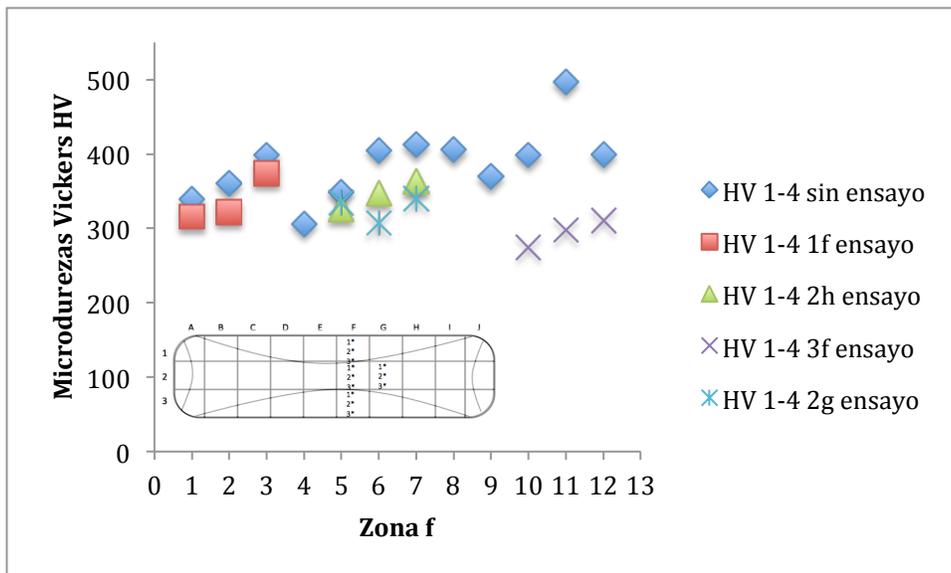


Figura 7.51, comparativa de las microdurezas laja 1-4.

Microscopia óptica

Las figuras 7.52 a 7.60 muestran las imágenes metalográficas de las probetas ensayadas a compresión en caliente de las zonas 1e, 2e, 3e y 2d sin tratamiento térmico previo y de las zonas 1f, 2f, 3f y 2g con tratamiento térmico previo obtenidas por medio del microscopio óptico.

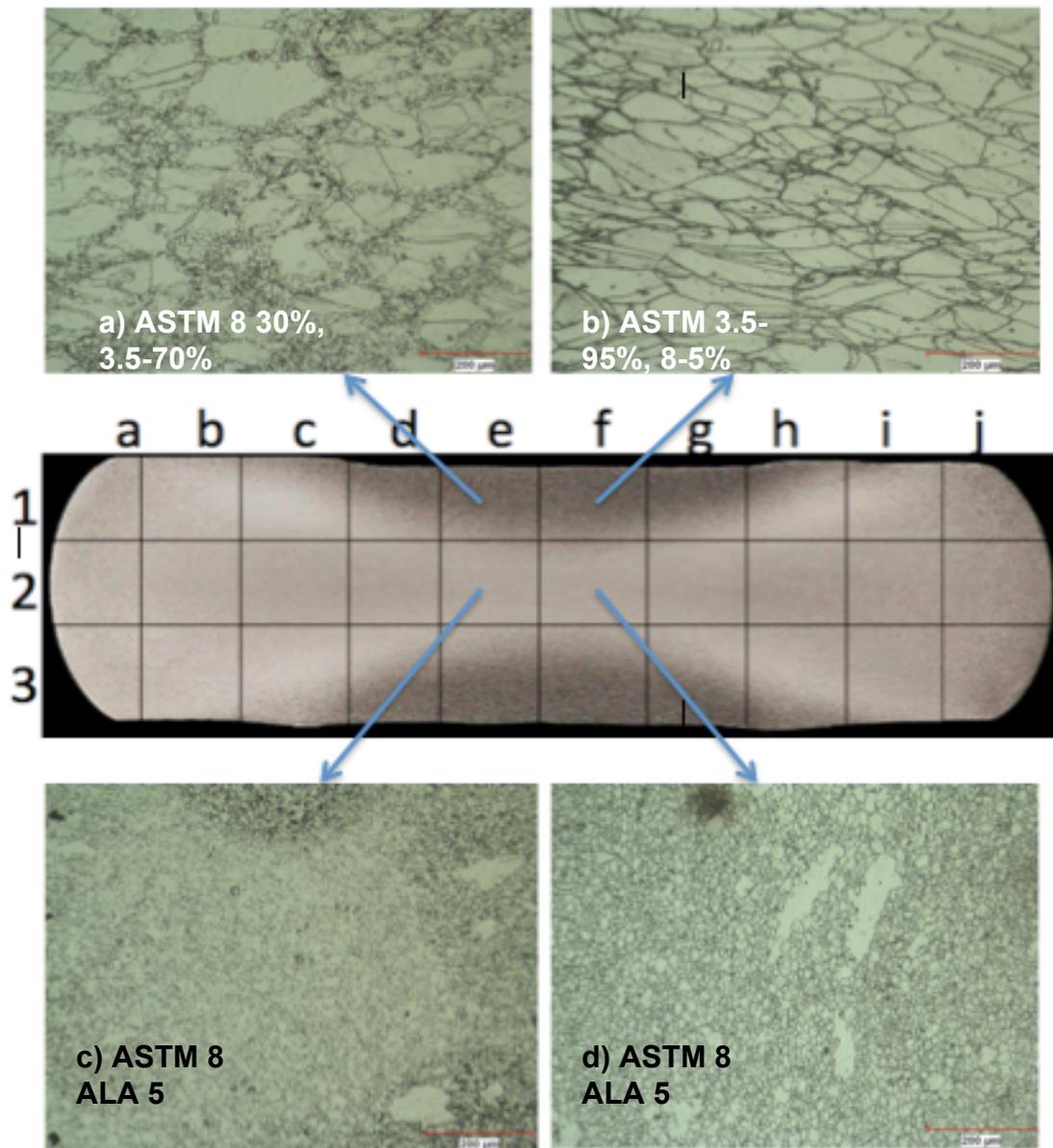


Figura 7.52 Laja 1-1 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.

Se puede observar en la figura 7.52, en a) que corresponde a la imagen de zona 1e, sin tratamiento previo y a una temperatura de deformación de 980°C, que existe recristalización dinámica de acuerdo con las curvas anteriormente analizadas, y exhibe una formación de granos finos recristalizados en los límites de grano llamados granos de collar, en b) correspondiente a la zona 1f con tratamiento previo a una temperatura de deformación de 980°C, se aprecia una ligera formación de granos finos en los límites de grano y granos de tamaño en promedio ASTM 3.5 deformados, se puede asumir que la recristalización dinámica se encontraba en la primer etapa de nucleación y esta directamente relacionada con la temperatura de deformación y la velocidad de deformación.

En c) y d) se pueden apreciar, granos finos totalmente recristalizados de tamaño ASTM 8 y la presencia de granos ASTM ALA 5, se puede adjudicar esta diferencia de tamaños de grano entre a), b) y c), d), a la zona en la cual se encuentran, es decir, las zonas que se encuentran mas cerca de los dados industriales, no están en el flujo de la deformación y son sometidas a fricción que impide su libre deformación, como se mencionó anteriormente.

De acuerdo con Y. Wang y Cía. [39], donde presenta imágenes que concuerdan con las obtenidas en este trabajo y expone que, el tamaño de grano recristalizado, así como la fracción de los nuevos granos recristalizados, decrece con la disminución de la temperatura de deformación y la microestructura se compone de granos deformados por el trabajo termomecánico y de granos recristalizados dinámicamente, que aparecen como estructuras de collar. También exhibe que, a mayor deformación, la estructura previa desaparece casi por completo y se forma una estructura nueva de granos equiaxiales recristalizados.

Esto es consistente con la diferencia de tamaños de grano encontrado, es decir, la estructura de granos equiaxiales recrystalizados, fueron encontrados en las zonas con mas concentración de flujo y los granos deformados y de collar fueron hallados en las zonas de menos flujo de deformación.

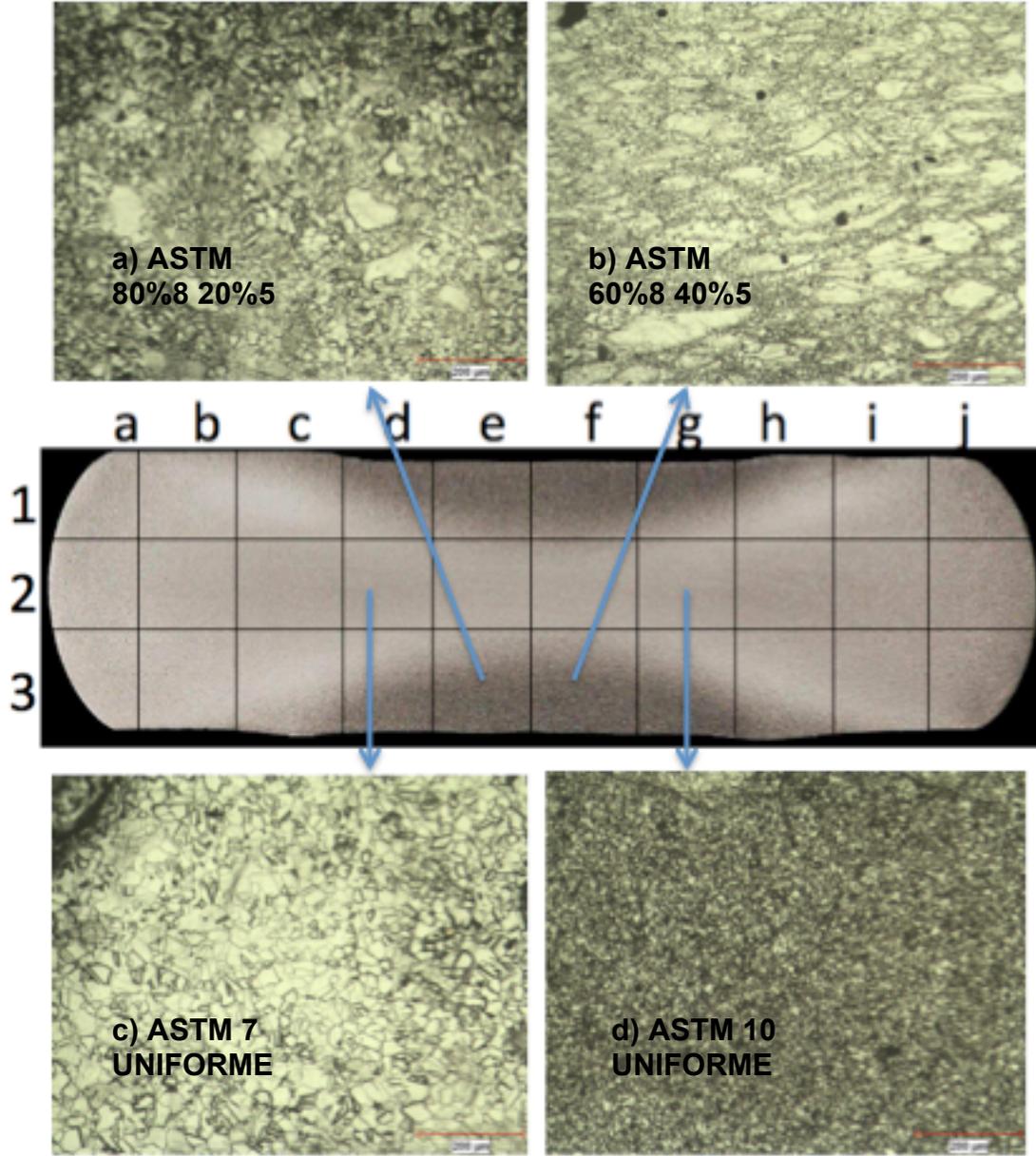


Figura 7.53 Laja 1-1 zonas 3e y 2d sin TT y 3f y 2g con TT.

La figura 7.53 muestra las zonas 3e, 3f, 2d y 2h, con una temperatura de deformación de 1020°C, en a) se observa la zona 3e sin tratamiento previo, con un tamaño de grano ASTM 8-80%, 5-20% y una concentración significativa de granos recristalizados que rodean a los granos más grandes, por otro lado, en b) la zona 3f con tratamiento previo, se aprecian, granos recristalizados en los límites de grano, semejantes a los granos de collar, pero, en una mayor concentración.

Se puede observar en c) la zona 2d sin tratamiento previo y en d) la zona 2g con tratamiento previo, las imágenes de grano uniforme equiaxiales y recristalizados con tamaño ASTM 7 y 10 respectivamente, correspondiente a la zona central donde se concentra el flujo de deformación.

La figura 7.54 muestra las zonas 1e, 1f, 2e y 2f todas a una temperatura de deformación de 980°C de la laja 1-2, en a) indica la zona 1e sin tratamiento previo y presenta un tamaño de grano ASTM 9 uniforme, que es inconsistente con los tamaños de grano medidos en esta zona en todas las lajas, esto se podría deber, a que la probeta con la cual se hicieron los ensayos, se tomo de una zona muy cercana a la zona central, donde se tiene un flujo mayor de deformación, y la microestructura es más fina, por otra parte, en b) en la zona 1f con tratamiento previo, se pueden observar granos de tamaño promedio ASTM 3.5-90% deformados y una concentración significativa de maclas, debido al trabajo termomecánico y granos de tamaño ASTM 9 recristalizados en los límites de grano de tipo collar.

En c) en la zona 2e sin tratamiento previo, se aprecia una microestructura uniforme de tamaño ASTM 9, con granos equiaxiales y recristalizados, muy similar a la correspondiente a la zona 1e, lo cual, afirma el juicio previamente

mencionado, en d) correspondiente a la zona 2f con tratamiento térmico previo, se distingue un tamaño de grano ASTM 10 que presenta, una microestructura de granos equiaxiales recrystalizados, pero con presencia de granos ALA 8 deformados, que no recrystalizaron por completo, que rompen con la uniformidad de la microestructura.

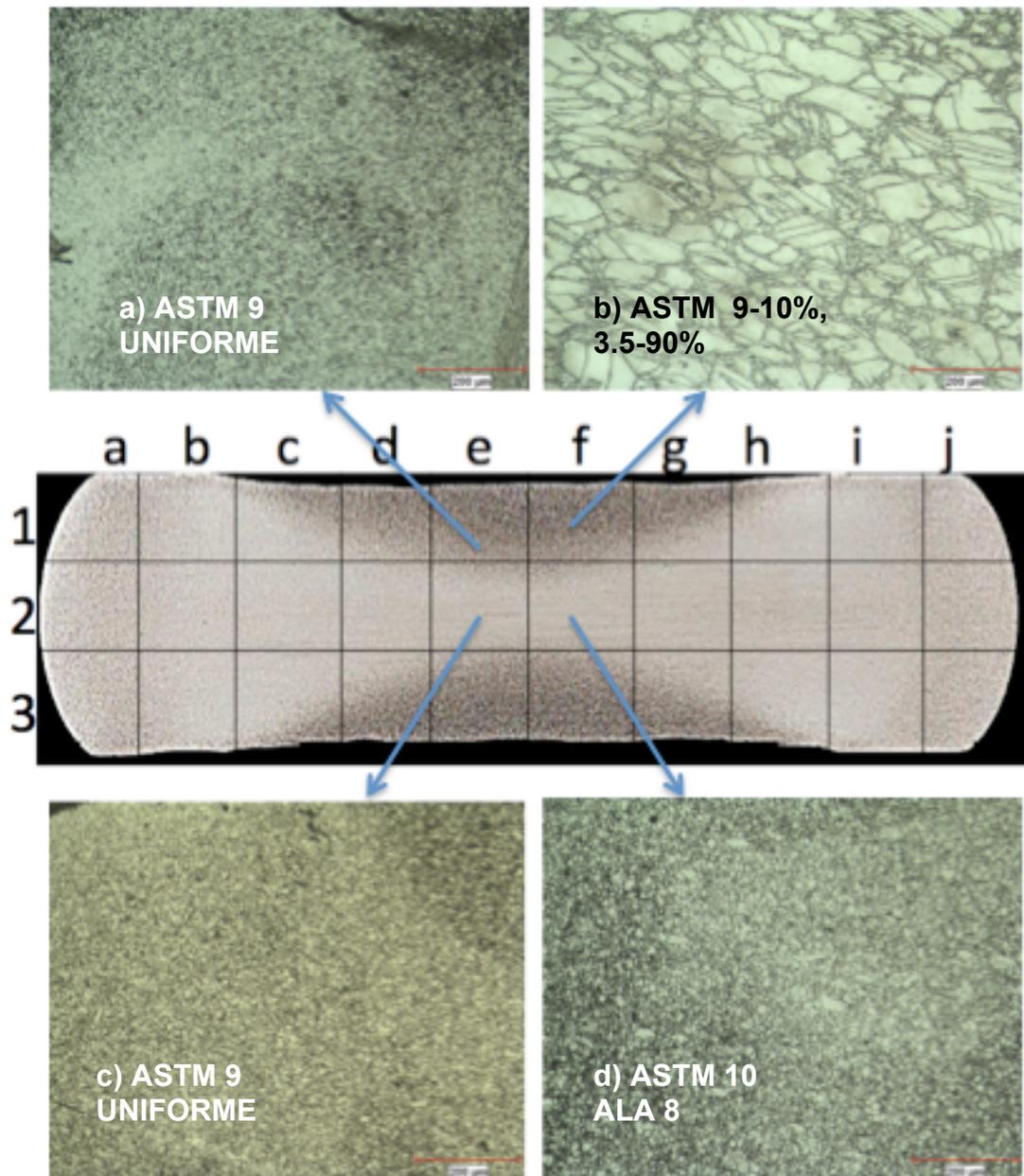


Figura 7.54 Laja 1-2 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.

La figura 7.55 presenta las imágenes de las zonas 2d, 2g, 3e y 3f, todas a una temperatura de deformación de 1020°C, en a) la zona 3e sin tratamiento previo, exhibe una microestructura no uniforme de tamaños de grano ASTM 9-70%, 6-30% ALA 3, se aprecian granos finos, alrededor de los granos más gruesos, donde, se puede suponer, que los granos más gruesos fueron deformados y fracturados por el trabajo termomecánico y los granos más finos recrystalizados dinámicamente, empezaron a nuclearse en los límites y en las fracturas internas de los granos, formando una estructura de collar que se multiplicaron y crecieron de forma equiaxial.

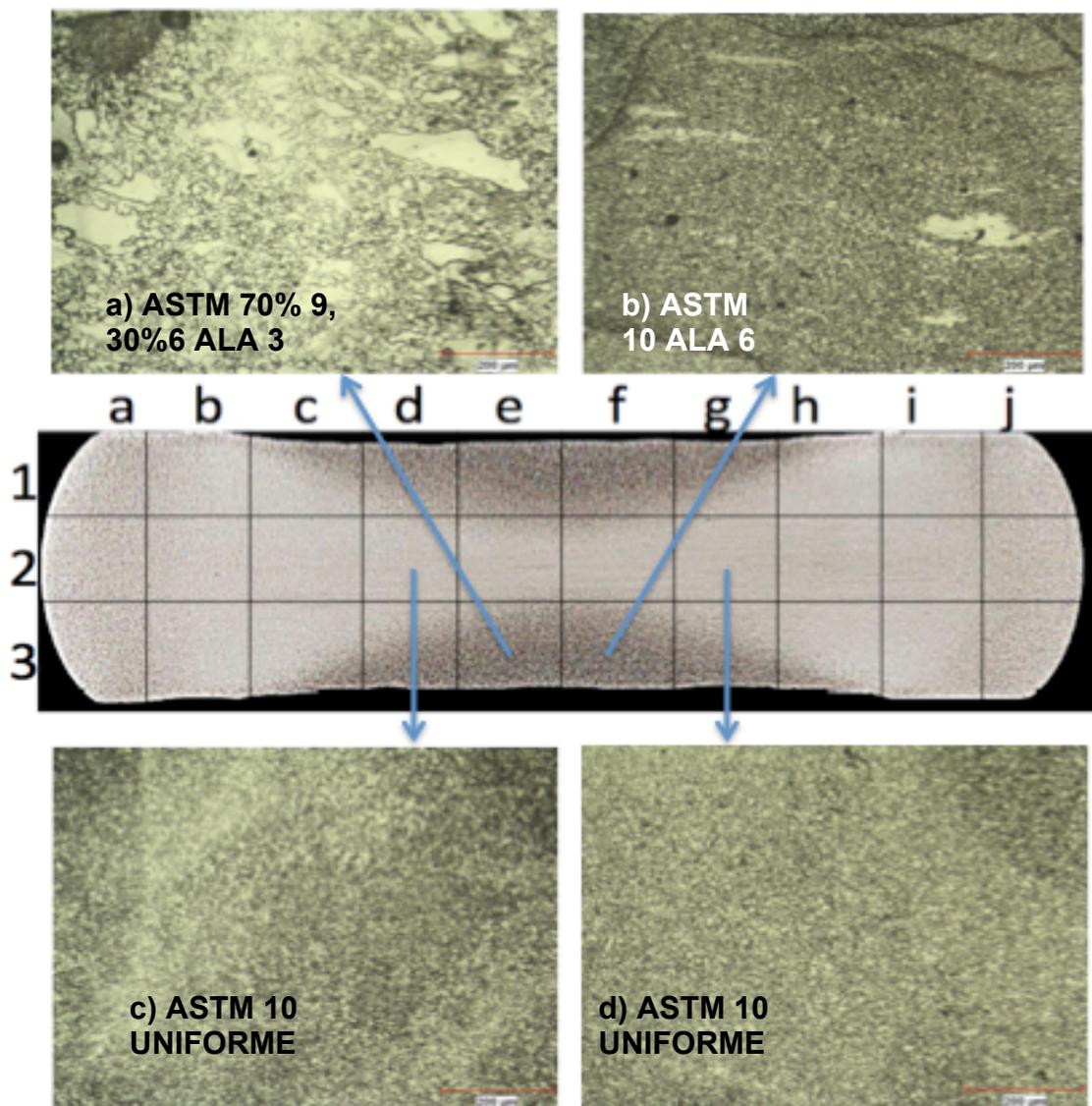


Figura 7.55 Laja 1-2 zonas 3e y 2d sin TT y 3f y 2g con TT.

En b) correspondiente a la zona 3f con tratamiento previo, se aprecia una microestructura de granos equiaxiales recrystalizados de tamaño ASTM 10 y la presencia de granos más gruesos deformados ALA 6, que sugiere una recrystalización dinámica casi por completo. En c) y d) correspondientes a las zonas 2d sin tratamiento previo y 2g con tratamiento térmico previo, respectivamente, se aprecian, microestructuras muy similares, de granos equiaxiales recrystalizados de tamaño ASTM 10 uniforme.

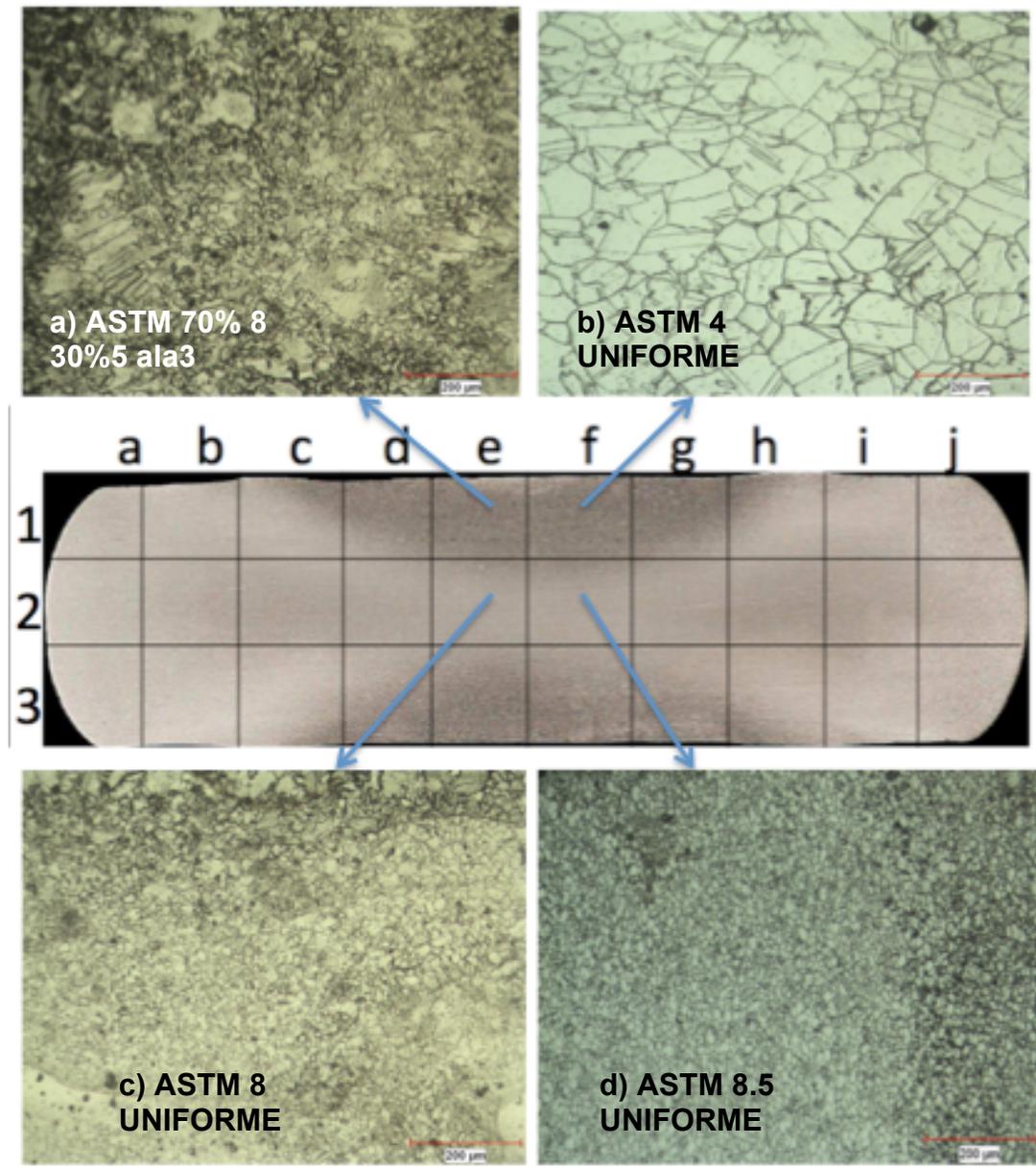


Figura 7.56 Laja 1-3 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.

La figura 7.56 muestra las imágenes de las zonas 1e, 1f, 2e y 2f, de la laja 1-3, todas a una temperatura de deformación de 980°C, en a) la zona 1e sin tratamiento previo, exhibe una microestructura no uniforme con granos de tamaño ASTM 8-70%, 5-30% ALA 3 y una concentración significativa de maclas en los granos mas gruesos ALA 3, granos más finos equiaxiales recristalizados que rodean a los granos más gruesos deformados por el trabajo termomecánico.

En b) correspondiente a la zona 1f con tratamiento térmico previo, se aprecia una microestructura uniforme de granos deformados y fracturados, con una concentración significativa de maclas, que indican el trabajo termomecánico aplicado, de un tamaño ASTM 4 uniforme, sin presencia de granos recristalizados, en contraste con la curva de esfuerzo-deformación, que presenta un comportamiento de pico simple, que sugiere que está presente la recristalización dinámica, se podría argumentar que, el tamaño de los granos previo al ensayo eran de gran tamaño, por lo cual, el número de límites de grano es muy bajo y la nucleación de nuevos granos recristalizados en los límites fue retrasada, podría pensarse que, sí, se continuara con el trabajo termomecánico y con la fractura de los granos y la presencia de maclas, la nucleación de granos recristalizados podría presentarse.

En c) y d) que corresponden a las zonas 2e sin tratamiento y 2f con tratamiento térmico previo, se aprecian microestructuras uniformes de granos equiaxiales recristalizados de tamaño ASTM 8 y 8.5 respectivamente.

La figura 7.57 presenta las imágenes de las zonas 3e, 2d y 2g de la laja 1-3, todas a una temperatura de deformación de 1020°C, en a) se muestra la zona 3e sin tratamiento previo, y exhibe una microestructura no uniforme con

presencia de granos equiaxiales recrystalizados de tamaño ASTM 8-80% y granos mas gruesos deformados de tamaño ASTM ALA 5-20%. En b) correspondiente a la zona 2d sin tratamiento previo, y c) que indica la zona 2g con tratamiento previo, se observan, microestructuras uniformes de granos equiaxiales recrystalizados dinamicamente, de tamaño ASTM 9 y 8 respectivamente.

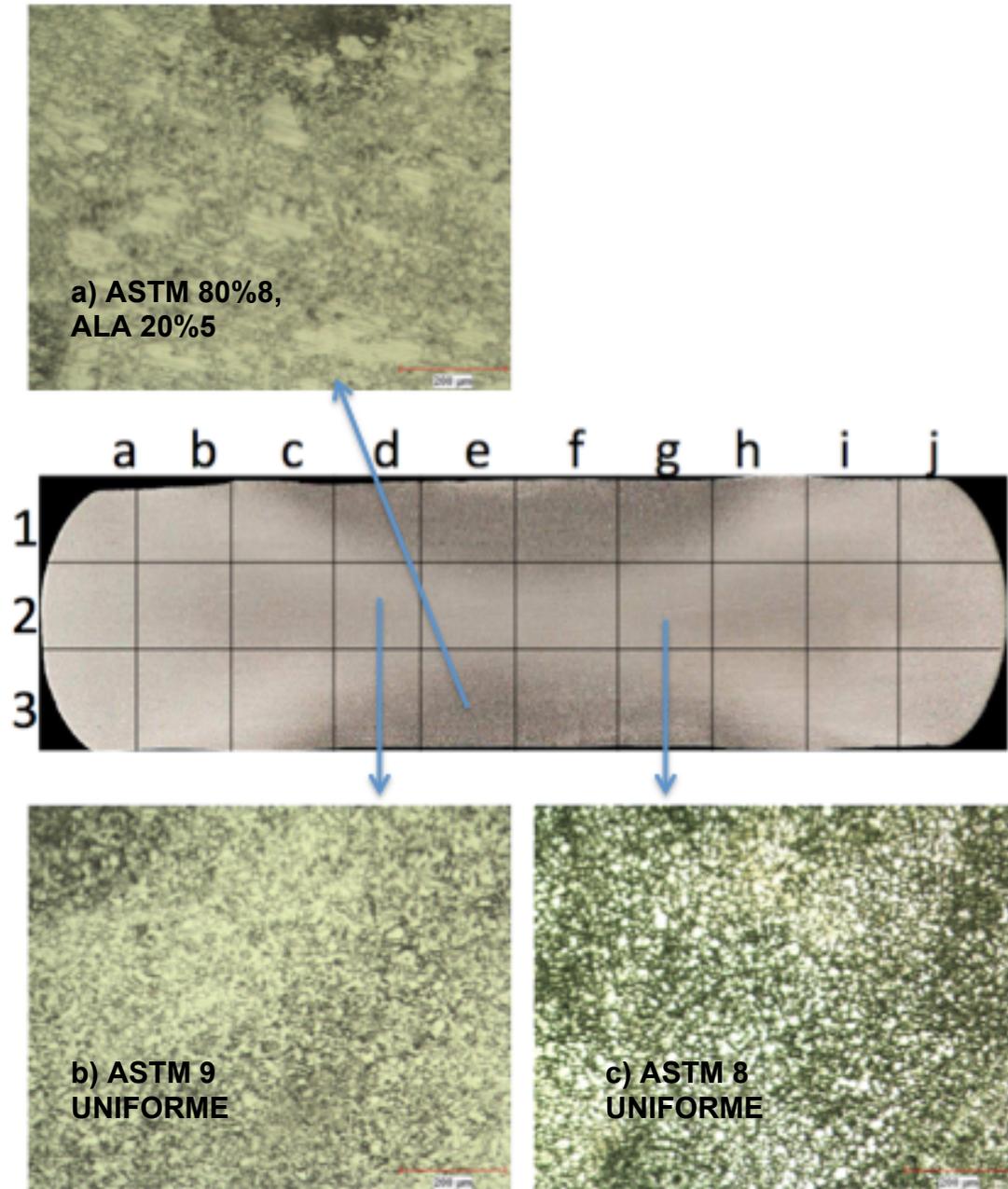


Figura 7.57 Laja 1-3 zonas 3e y 2d sin TT y 2g con TT.

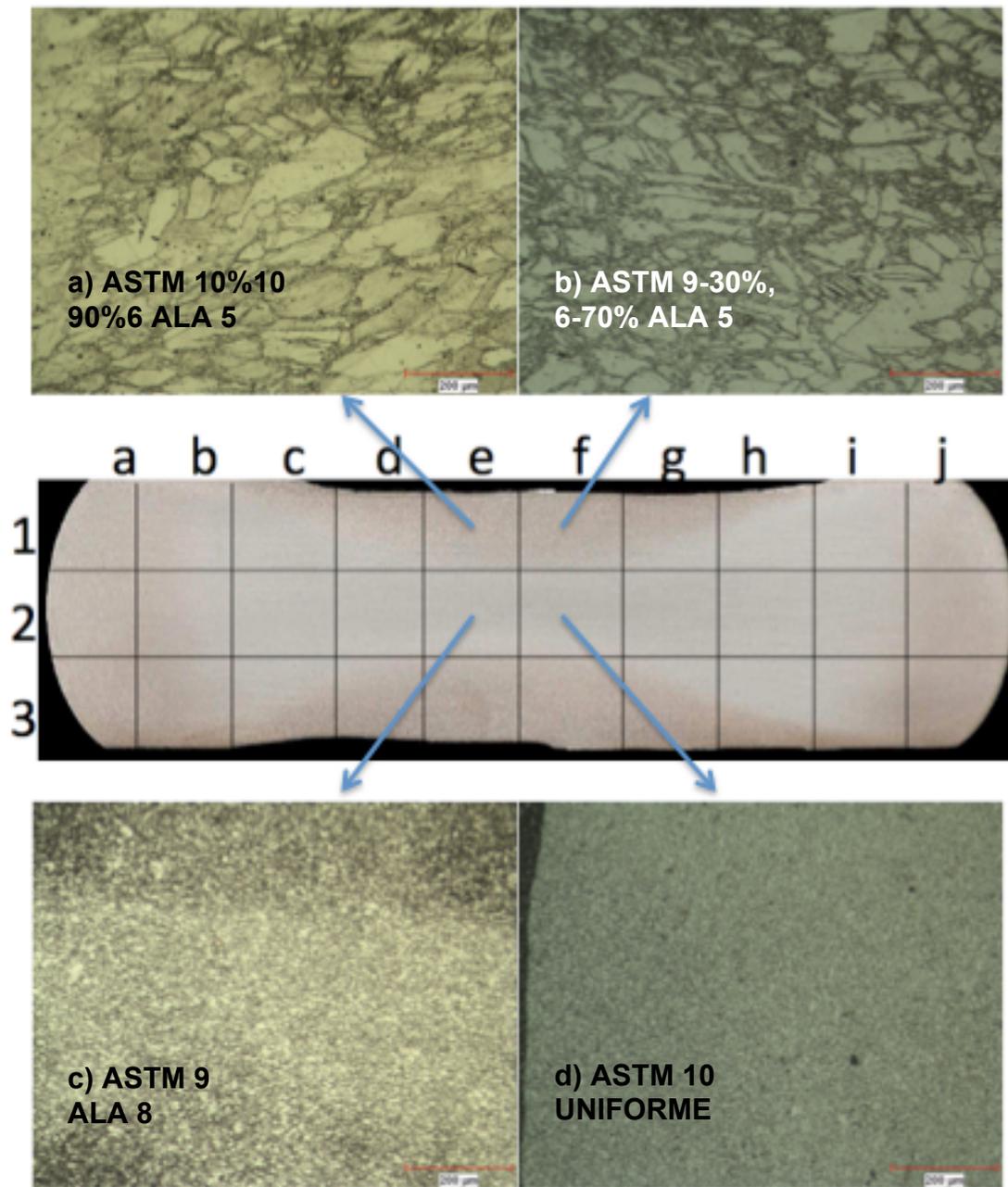


Figura 7.58 Laja 1-4 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.

La figura 7.58 exhibe las imágenes de las zonas 1e,1f, 2e y 2f de la laja 1-4, todas a una temperatura de deformación de 980°C, en a) la zona 1e sin tratamiento previo, muestra una microestructura no uniforme, con granos equiaxiales recrystalizados de tamaño ASTM 10-10%, que se encuentran rodeando a los granos mas gruesos deformados y con presencia de maclas,

debido al trabajo termomecánico, de tamaño ASTM 6-90% ALA 5, y forman una estructura de collar, en b) correspondiente a la zona 1f con tratamiento previo, se observa una estructura muy similar a la zona 1e, sin embargo, con una presencia mayor de granos equiaxiales recristalizados de tamaño ASTM 9-30%, alrededor de los granos mas gruesos deformados de tamaño ASTM 6-70% ALA 5, que sugiere, que en un principio nuclearon en los limites de grano y en el interior de las maclas presentes, formando una estructura de collar y después crecieron y multiplicaron.

En c) y d) correspondientes a las zonas 2e sin tratamiento y 2f con tratamiento térmico previo, se observan microestructuras con granos equiaxiales recristalizados con un tamaño de grano ASTM 9 ALA 8 y 10 uniforme respectivamente.

La figura 7.59, presenta las imágenes de las zonas 3e, 3f, 2d y 2g, de la laja 1-4, todas a una temperatura de deformación de 1020°C, en a) en la zona 3e sin tratamiento, se aprecia un estructura de granos equiaxiales recristalizados de tamaño ASTM 7-70%, 6-30%, que se encuentran alrededor y al interior de los granos mas gruesos deformados y fracturados, de tamaño ASTM ALA 5, en b) en la zona 3f con tratamiento previo, se observa una estructura más fina en comparación con la zona 3e, con granos equiaxiales recristalizados de tamaño ASTM 9-70%, 8-30%, donde se observan granos ALA 7, que sugieren haber formado parte de un grano de tamaño mayor, y debido al trabajo termomecánico fueron deformados y fracturados, dando pie a la nucleación de nuevos granos equiaxiales en los limites y fracturas de los granos y al fenómeno de recristalización dinámica.

En c) y d) correspondientes a la zona 2d sin tratamiento y 2g con tratamiento térmico previo, se observan, microestructuras uniformes de granos equiaxiales totalmente recrystalizados de tamaño ASTM 9 uniforme.

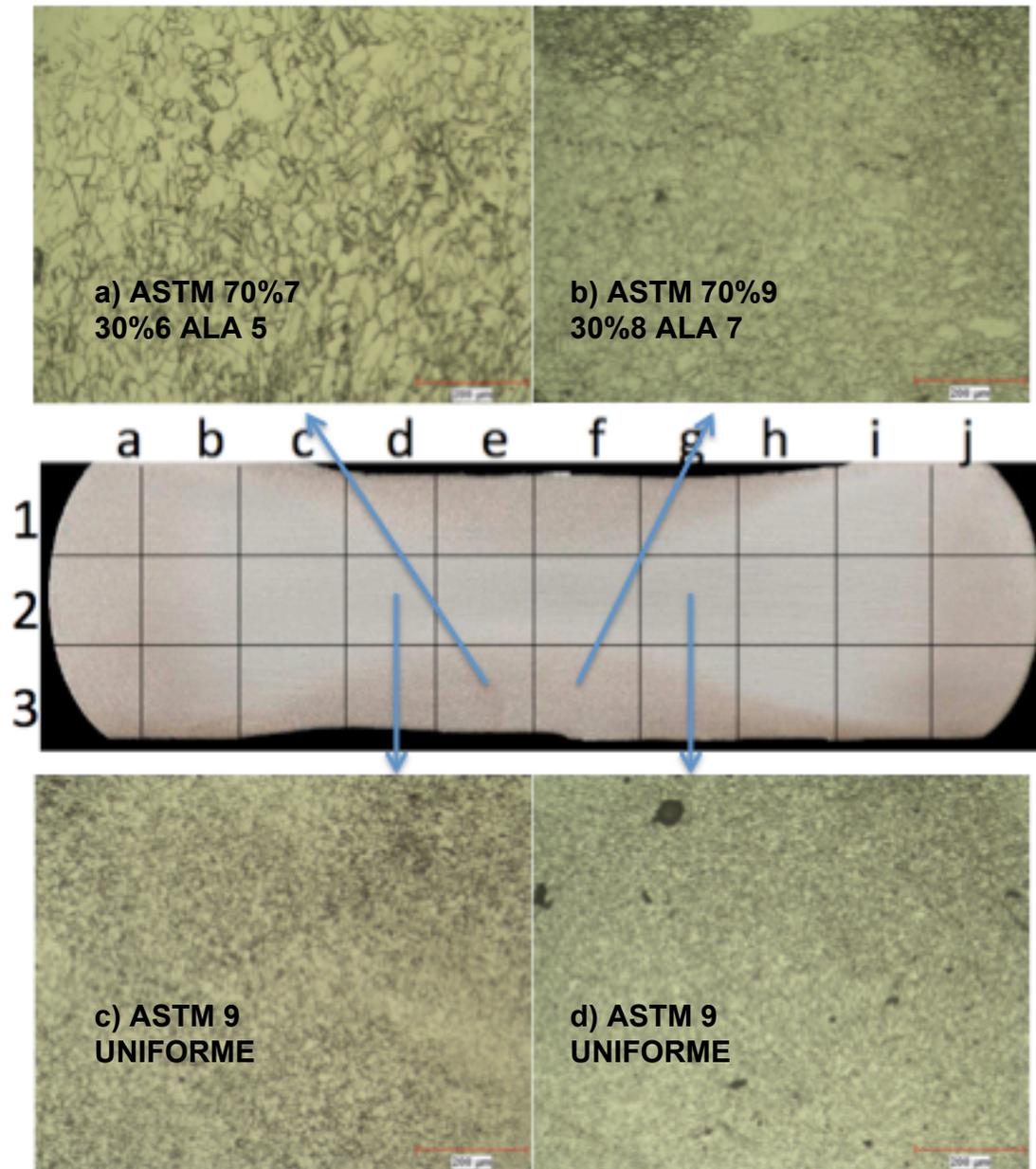


Figura 7.59 Laja 1-4 zonas 3e y 2d sin TT y 3f y 2g con TT.

Se observa, que en las zonas cercanas a los dados industriales, donde se encuentra un menor flujo de deformación, la recristalización dinámica está presente y en su mayoría muestran una microestructura no uniforme con granos ALA y una estructura de collar, en comparación, con las zonas centrales donde el flujo de deformación encuentra una mayor concentración y exhibe una microestructura uniforme de granos equiaxiales recristalizados totalmente.

Microscopía electrónica de barrido

Las figuras 7.60 al 7.67 muestran las imágenes metalográficas a 1500X y el microanálisis semicuantitativo elemental de las probetas ensayadas de las zonas cercanas a los dados industriales y la zonas centrales con una concentración mayor de flujo de deformación, con y sin tratamiento térmico previo, de todas las lajas, obtenidas por el microscopio electrónico de barrido.

La figura 7.60, muestra las imágenes metalográficas de la laja 1-1, obtenidas en SEM, en a) correspondiente a la zona 1e sin tratamiento, a una temperatura de deformación de 980°C, se observa la presencia de carburos de niobio (indicados con la flecha dentro de la imagen), y de acuerdo al análisis semicuantitativo elemental, presenta una concentración de más de 75% de niobio, y se puede asumir que estos carburos están presentes desde el proceso de fabricación de la aleación en los procesos VIM/VAR mencionados en los capítulos anteriores, en b) correspondiente a la zona 2e sin tratamiento, a una temperatura de deformación de 980°C, se pueden observar, la presencia de dichos carburos, donde también el análisis elemental muestra una concentración de más de 75% de niobio.

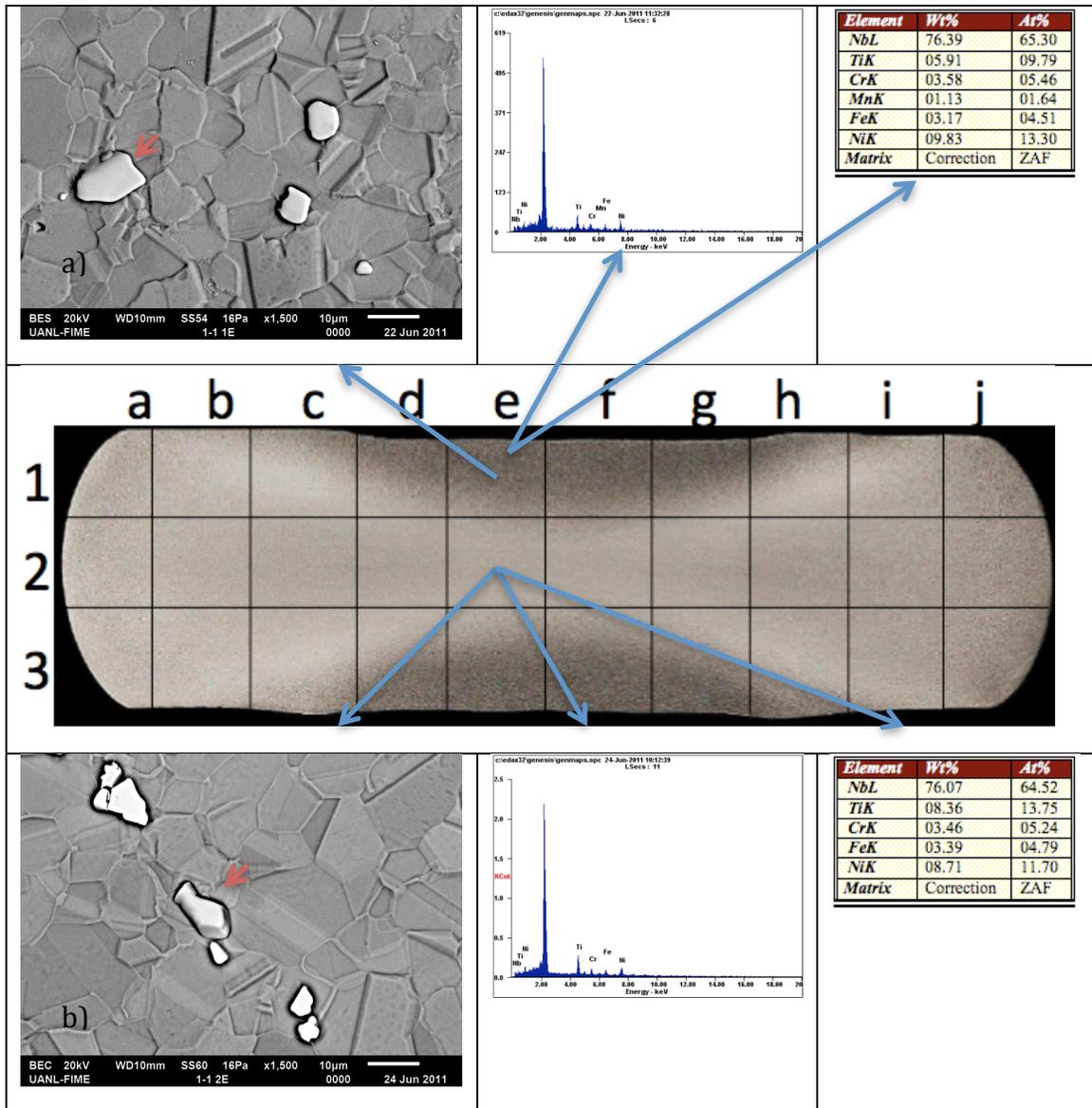


Figura 7.60 Laja 1-1, zona 1e y 2e. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

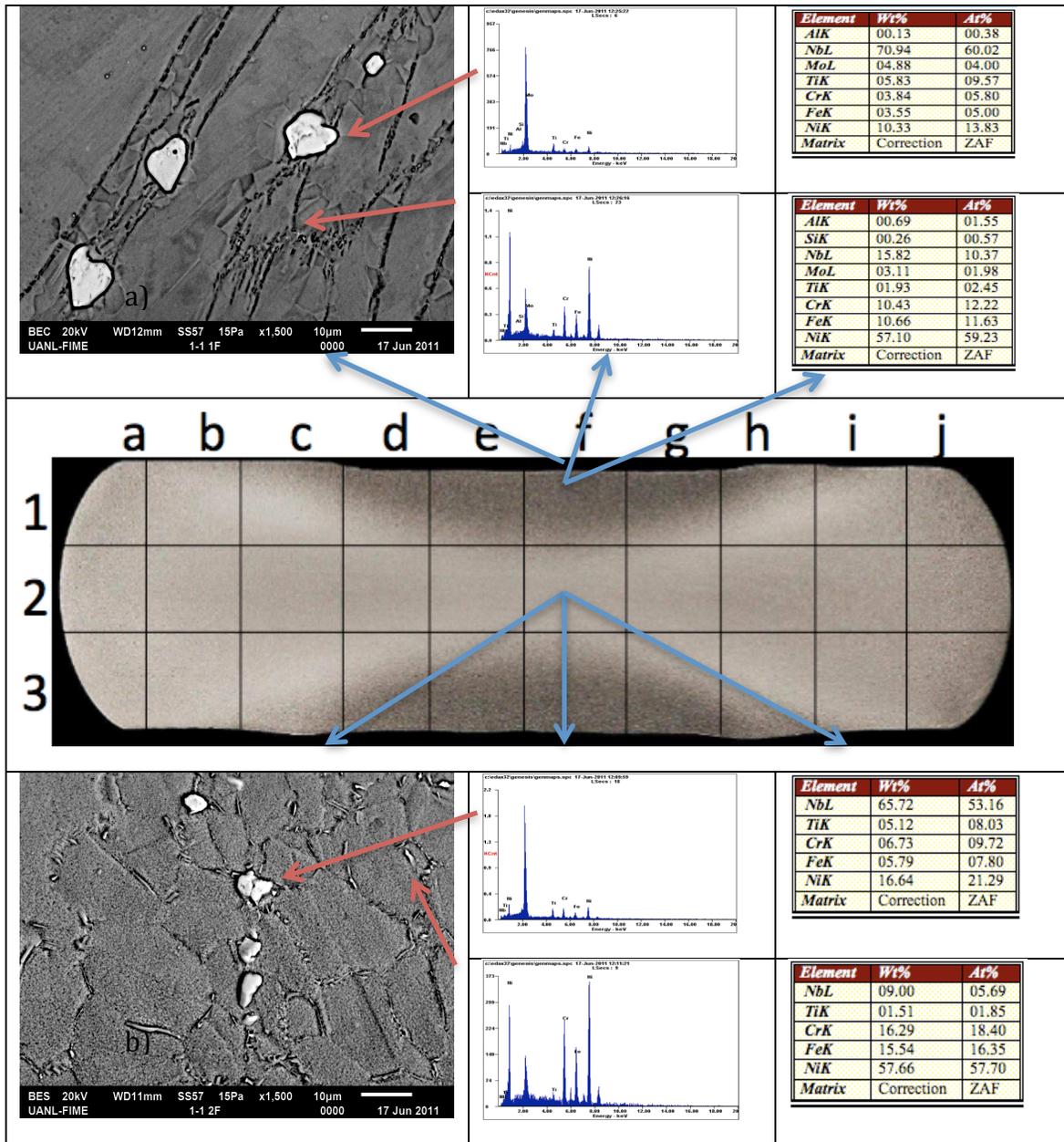


Figura 7.61 Laja 1-1, zona 1f y 2f. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

La figura 7.61, presenta las imágenes metalográficas de SEM, de las zonas 1f y 2f, de la laja 1-1, en a) en la zona 1f con tratamientos, a una temperatura de deformación de 980°C, igual que en la zona 1e, se observan carburos en una concentración alrededor de 70% de niobio, sin embargo, se pueden apreciar

otros precipitados que se encuentran los límites de grano con una concentración cercana a 15% de niobio, se puede asumir, por el tamaño, la forma y la concentración de niobio, que no se tratan de carburos, sino, de otro tipo de precipitado provocado al tratamiento térmico, presumiblemente de la fase delta δ , que precede a la fase gama doble prima γ'' , en b) en la zona 2f con tratamiento, a una temperatura de deformación de 980°C, se aprecian la presencia de carburos con una concentración de 65% de niobio, y también se pueden apreciar los precipitados que se asumen de la fase delta δ , con una concentración de niobio alrededor de 10%.

De acuerdo con H. Yuan y Cía. [35], donde señala que, las curvas esfuerzo-deformación, de las probetas envejecidas presentan una caída más rápida en el flujo de esfuerzo en comparación con las probetas con solo tratamiento de solubilizado, y señala también que la fase delta redujo el pico de esfuerzo, especialmente a altas velocidades de deformación y bajas temperaturas, por lo tanto, quiere decir que la fase delta tuvo un efecto suavizante en la deformación en caliente del Inconel 718.

Sin embargo y aunque las condiciones del presente trabajo son un poco diferentes al propuesto por H. Yuan, los resultados de las curvas esfuerzo-deformación, si bien son muy parecidos, no concuerdan del todo, en especial, en la caída drástica del esfuerzo en presencia de la fase delta, esto podría deberse a la diferencia de concentración en fracción volumétrica de la fase delta, provocado por el tratamiento de envejecido efectuado en los diferentes trabajos. La fracción volumétrica de la fase delta se presenta a final de este capítulo.

La figura 7.62 muestra las imágenes de las zonas 1e y 2d, de la laja 1-2 donde en a) correspondiente a la zona 1e sin tratamiento, a una temperatura de deformación de 980°C, se aprecia la presencia únicamente de carburos con una concentración de mas de 75% de niobio, en b), en la zona 2d, sin tratamiento, a una temperatura de deformación de 1020°C, se observa también la presencia de carburos con mas de 70% de niobio, sin la presencia aparente de otros precipitados.

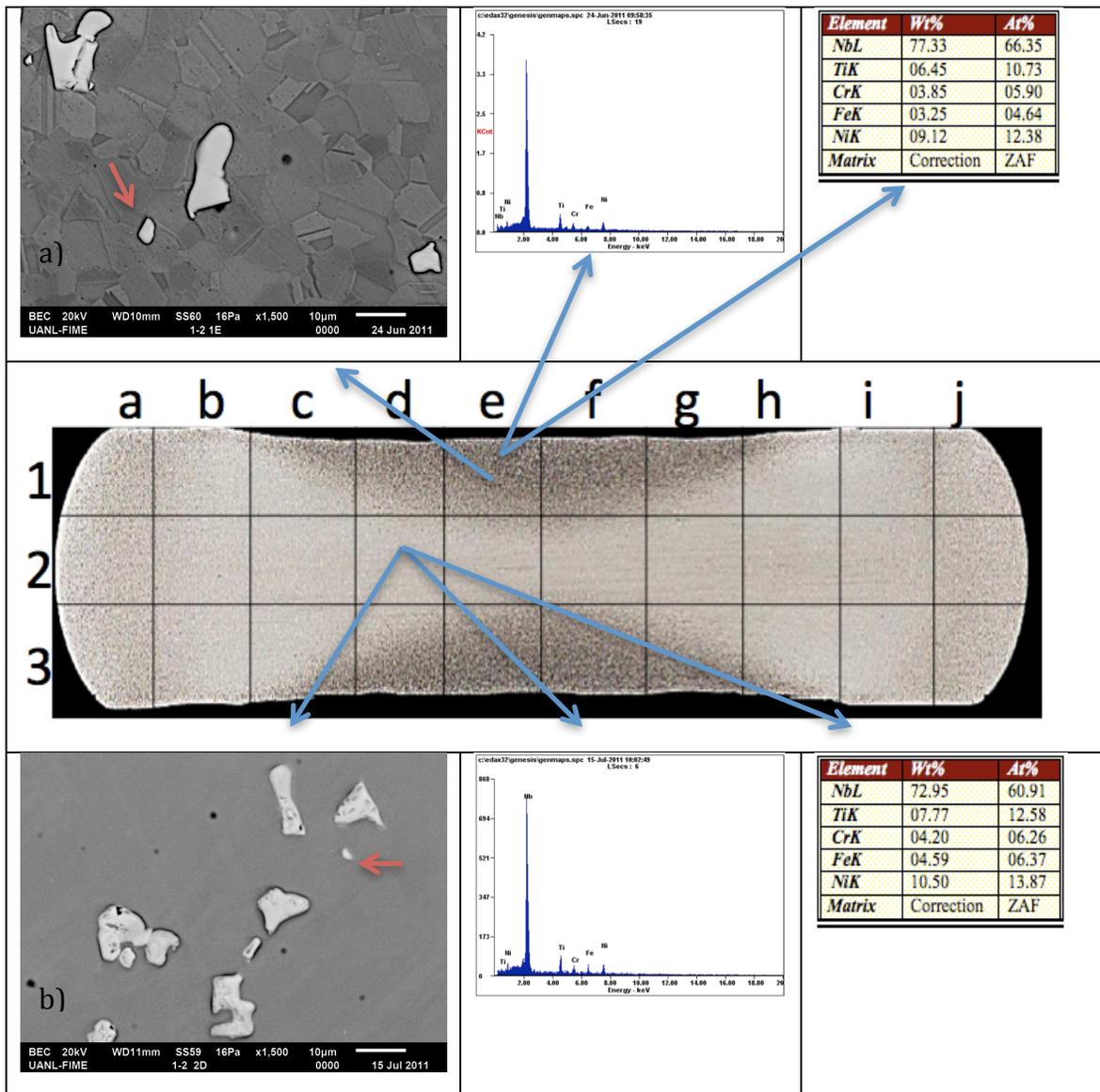


Figura 7.62 Laja 1-2, zona 1e y 2d. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

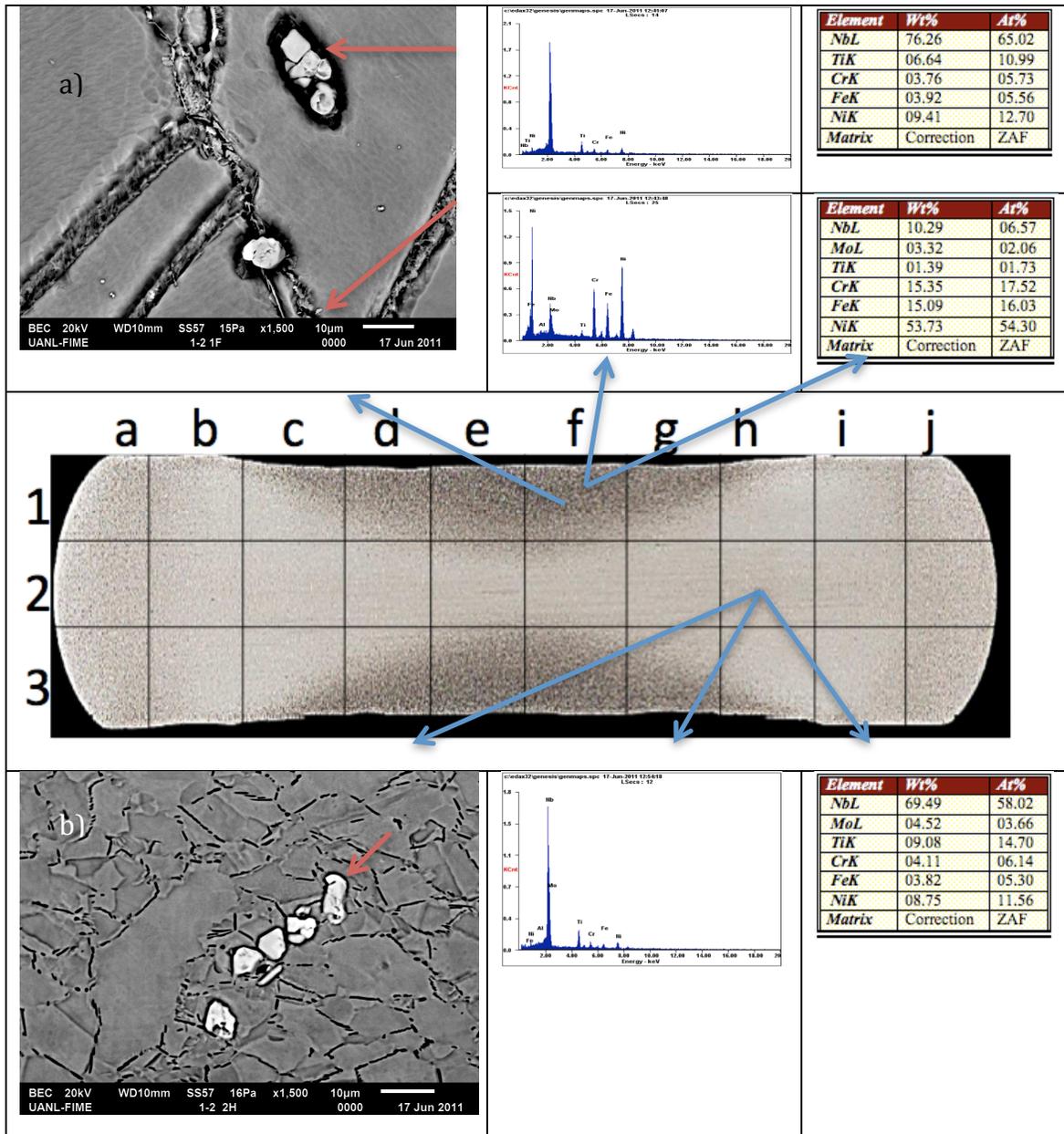


Figura 7.63 Laja 1-2, zona 1f y 2h. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

La figura 7.63 muestra las imágenes de la laja 1-2, en a), la zona 1f con tratamiento, a una temperatura de deformación de 980°C, exhibe la presencia de carburos con una concentración arriba de 75% de niobio, pero también se encuentran precipitados en los límites de grano, con una concentración alrededor de 10% de niobio, que hacen referencia a la presencia de la fase

delta, por otro lado, en b), la zona 2h con tratamiento, a una temperatura de deformación de 1020°C, presenta la presencia, una vez mas de carburos con una concentración de mas de 75% de niobio, y se pueden apreciar huecos en los limites de grano, que sugieren la presencia de precipitados de la fase delta que fueron arrancados en la preparación para el análisis metalográfico, sin poder afirmarlo del todo por falta de pruebas contundentes.

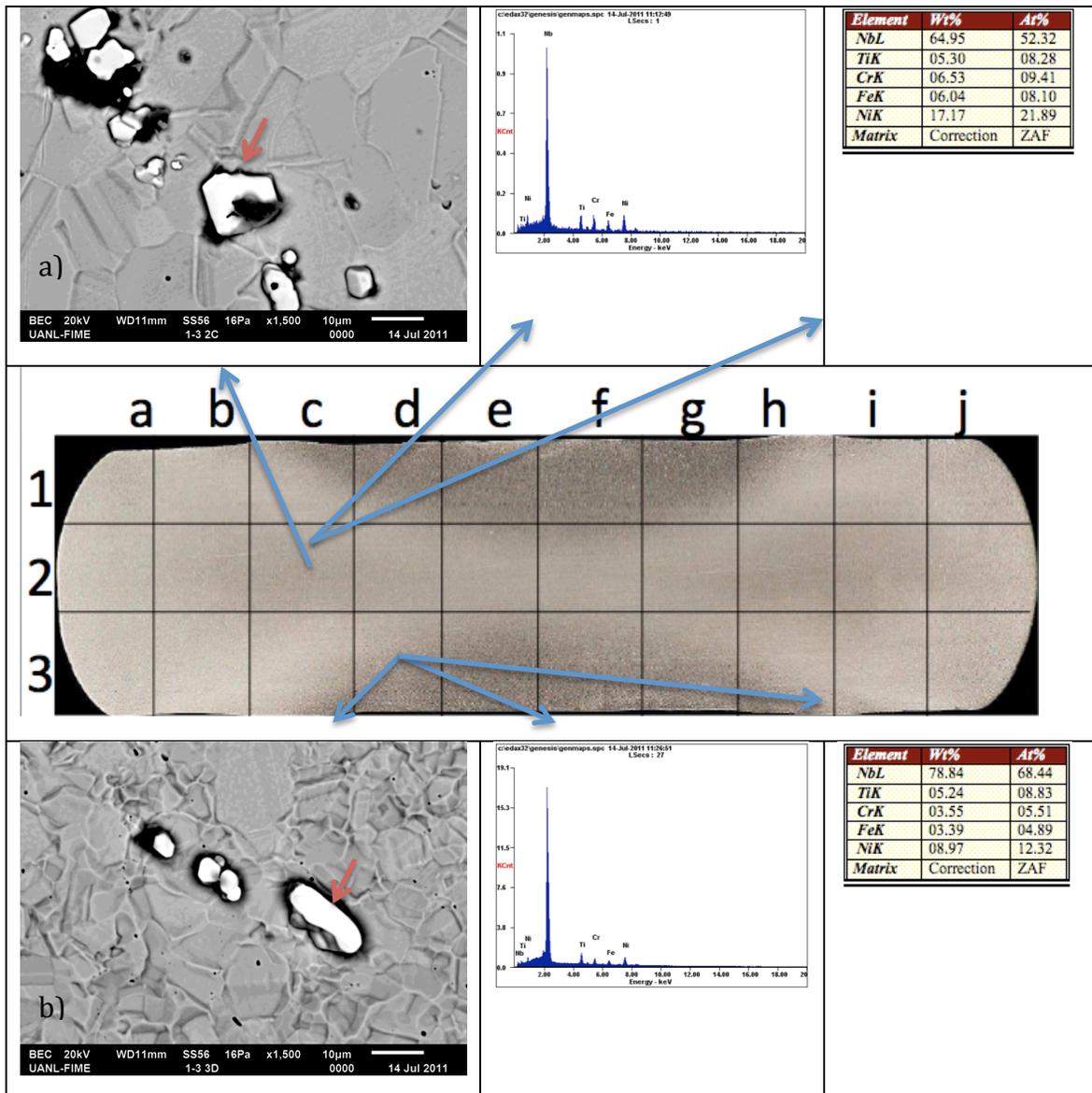


Figura 7.64 Laja 1-3, zona 2c y 3d. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las x marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

La figura 7.64, exhibe las imágenes de la laja 1-3, de las zonas 2c y 3d sin tratamiento, a una temperatura de deformación de 1020°C, en a) se muestra la zona 2c, donde se aprecia la presencia de carburos con una concentración cercana a 65% de niobio, sin algún otro precipitado alrededor, en b) en la zona 3d, también se puede observar la presencia de carburos, sin embargo, el análisis elemental presume una concentración cerca de 80% de niobio, 15% mas alto que en la zona 2c, en esta zona tampoco se aprecian precipitados de otra índole.

La figura 7.65 presenta las imágenes de la laja 1-3, de las zonas 1f y 2f con tratamiento previo, a una temperatura de deformación de 980°C, en a) la zona 1f, muestra la presencia de carburos con una concentración de niobio arriba del 70% y en contraste con las zonas 2c y 3d de la figura 5.63, se aprecia, una concentración significativa alrededor de los carburos y en los límites de grano, de precipitados con una concentración de cerca de 17% de niobio, que hace alusión de ser precipitados de la fase delta, por otro lado, en b) se observan carburos de mayor tamaño y una concentración también arriba de 70% y se perciben también, precipitados con una concentración cerca de 15% de niobio, claramente ubicados y acomodados en los límites de grano, con esta ubicación de los precipitados, controlando su crecimiento y fracción volumétrica, esta fase indeseable, puede tener efectos benéficos en el control del crecimiento de grano, al realizar la función de agujas localizadas en los límites de grano, (efecto “pinning”).

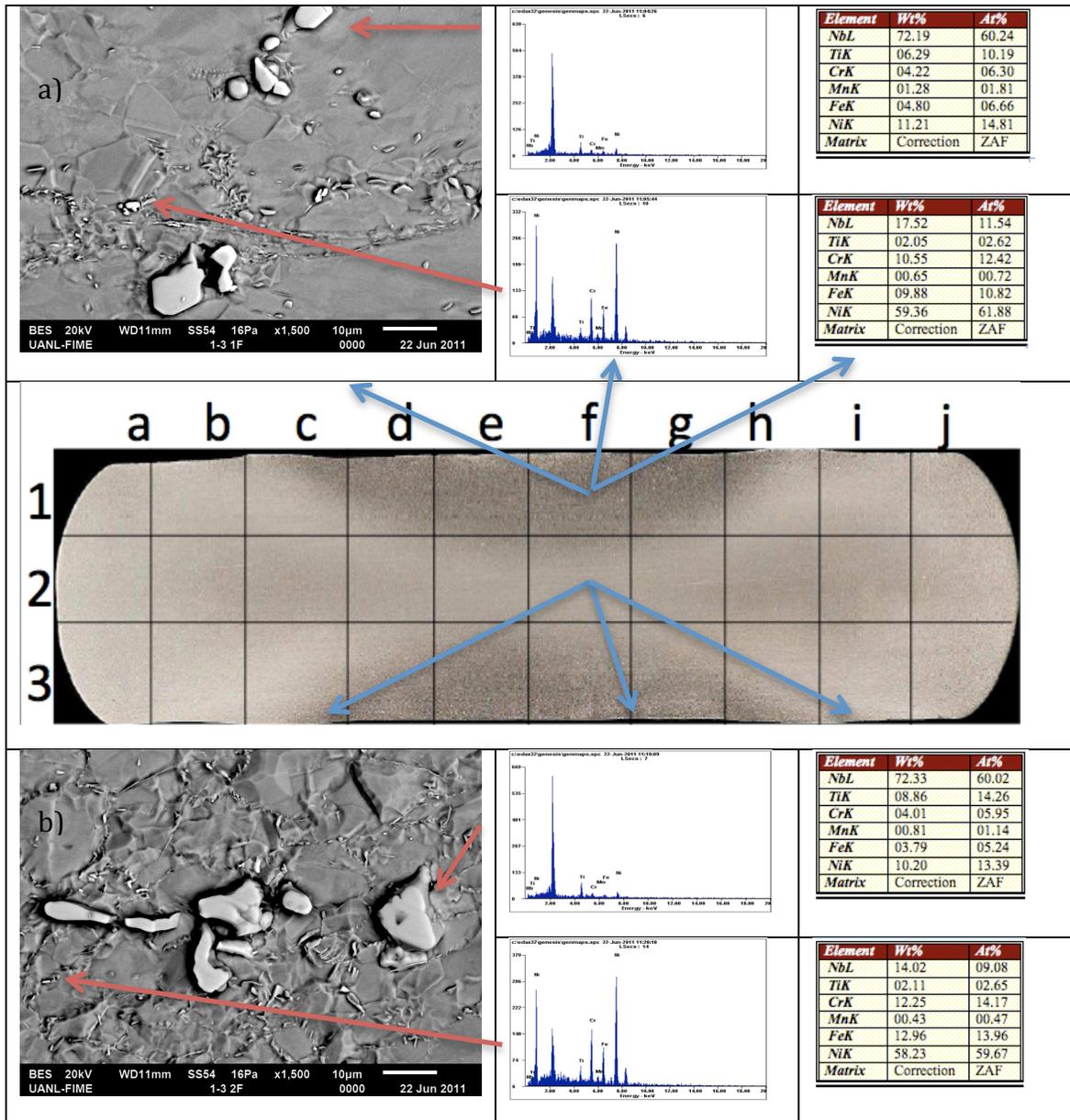


Figura 7.65 Laja 1-3, zona 1f y 2f. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

La figura 7.66, muestra las imágenes de la laja 1-4, en a) correspondiente a la zona 2g con tratamiento previo, a una temperatura de deformación de 1020°C, se aprecian la presencia de carburos con una concentración de niobio de 75%, y también se encuentra una distribución significativa de precipitados con una concentración alrededor de 8% de niobio, no solo en los límites de

grano, sino también, dentro de estos, por otra parte, en b) en la zona 2e, sin tratamiento, a una temperatura de deformación de 980°C, se aprecian carburos con una concentración arriba del 75% y una pobre distribución de precipitados de la fase delta, ubicados en los límites de grano, con una concentración de niobio alrededor de 8%.

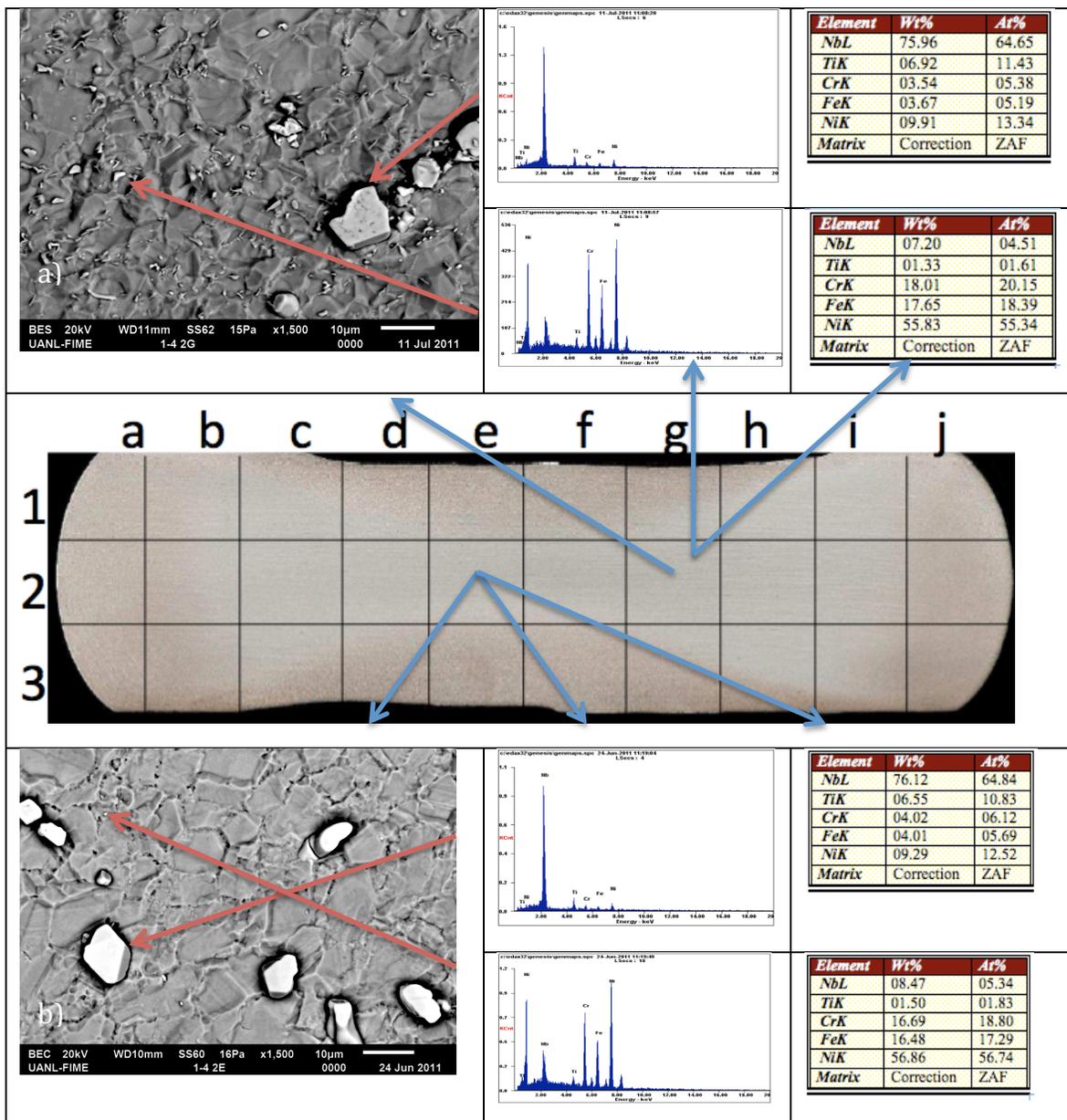


Figura 7.66 Laja 1-4, zona 2g y 2e. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

Por lo tanto, comparando las curvas de esfuerzo-deformación presentadas anteriormente, se aprecia que el valor máximo de esfuerzo verdadero es mayor en la zona 2e, en comparación, de la zona 2g, esto, parece ser consistente con H. Yuan, donde afirma que la fuerte concentración de la fase delta, muestra un efecto de suavización en la aleación.

La figura 7.67 exhibe las imágenes de la laja 1-4, en las zonas 1f y 2f, con tratamiento térmico previo a una temperatura de deformación de 980°C, en a) la zona 1f muestra, la presencia de carburos de gran tamaño, con una concentración de niobio cerca de 75% y una distribución representativa de precipitados que presumen ser de la fase delta, con una concentración de niobio de 15%, tanto en los límites de grano como dentro de estos, mientras tanto, en b) correspondiente a la zona 2f, se aprecian carburos de menor tamaño, con una concentración cerca de 75% de niobio, y una distribución significativa de precipitados con una concentración alrededor de 20% de niobio, que sugieren también ser precipitados de la fase delta δ .

Ambas curvas de esfuerzo-deformación, tanto de la zona 1f, como de la zona 2f, presentadas anteriormente, en comparación con las zonas 1e y 2e, análogas sin tratamiento térmico previo, muestran un valor de esfuerzo verdadero máximo, menor, por lo tanto, se puede suponer, que la presencia de la fase delta δ tiene un efecto de suavización que afecta a la INCONEL 718.

Se puede apreciar que los carburos están presentes en todas las zonas, tienen diferentes formas y un gran tamaño en comparación de los precipitados de la fase delta δ . Se puede observar también, que la fase delta está presente en aquellas zona que fueron sometidas a tratamiento térmico y en una concentración mayor en las lajas 1-3 y 1-4, que son la lajas que tienen un

historial de deformación a una temperatura menor que las lajas 1-1 y 1-2, en su mayoría se encuentran en los límites de grano, pero también se encontraron dentro de estos, lo que se puede asumir tiene un efecto perjudicial para la aleación.

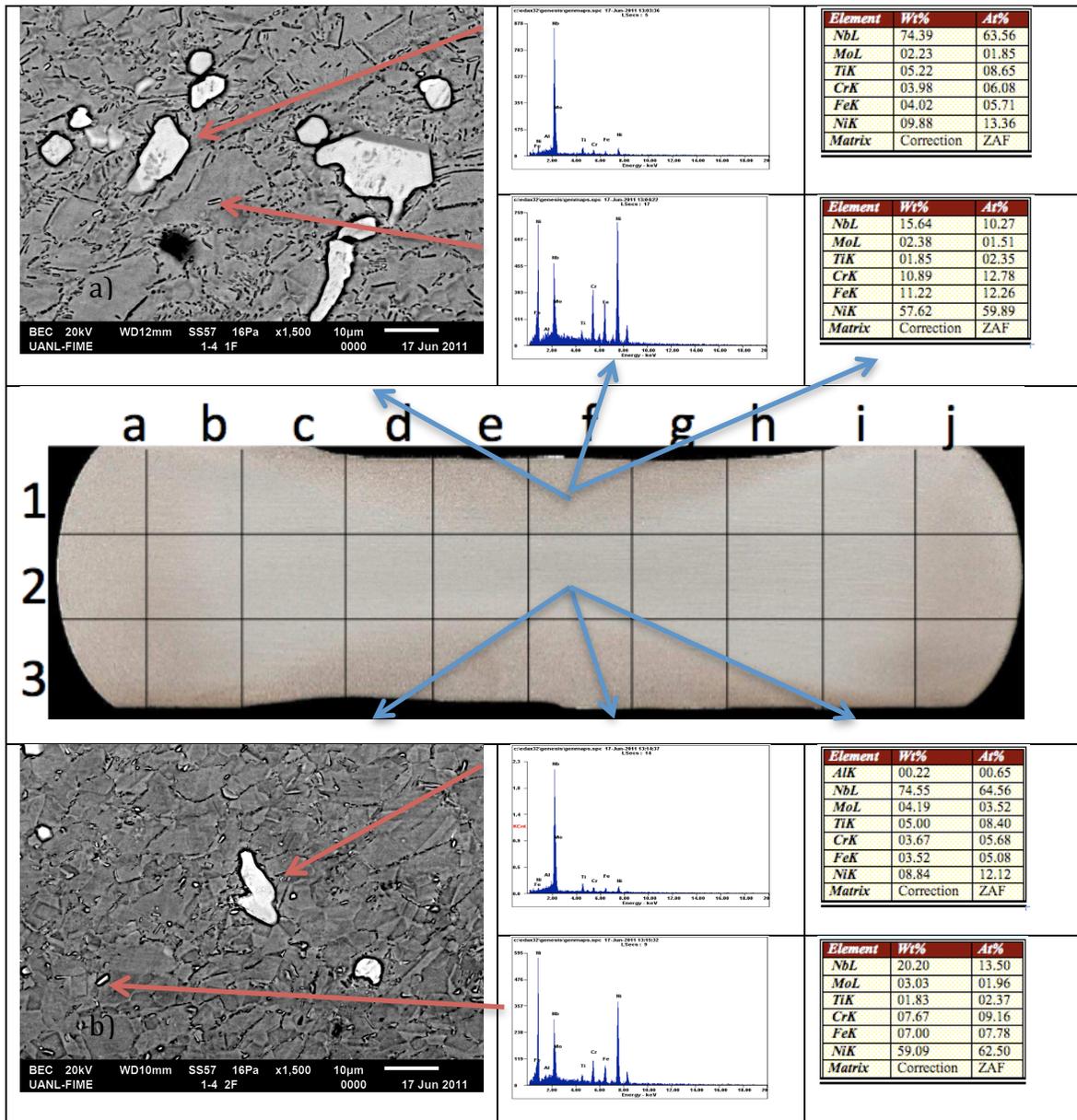


Figura 7.67 Laja 1-4, zona 1f y 2f. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.

Fracción volumétrica de la fase delta

La fracción volumétrica de fase δ fue dada por:

$$V_V(\delta) = A_A(\delta) = \sum LA(\delta)_i W_i \quad \text{Ecuación 4}$$

donde $L_A(\delta)_i$ es la longitud por unidad de área de placas de la fase delta δ con W_i de espesor supuesta y que es dada por la distribución de frecuencias de las mediciones de espesores.

La longitud total de las secciones de las placas por unidad de área de la fase delta [$L_A(\delta)$] se midió contando el número de cruces realizados por las placas con las líneas de una red de prueba elaborada a través de la imagen metalográfica de la microestructura por medio de microscopia electrónica de barrido, de tal manera que:

$$L_A(\delta) = \left(\frac{\pi}{2}\right) N_L(\delta) \quad \text{Ecuación 5}$$

donde N_L es el número de intersecciones por unidad de longitud de las líneas de la red de prueba.[12]

Las figuras 7.68 a 7.71 muestran las imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de los anchos de los precipitados de la fase delta, obtenidas por un analizador de imágenes CLEMEX, de las zonas 2f de todas las lajas.

Las tablas 19 a 26 muestran las sumas de las intersecciones y el promedio de los anchos de los precipitados de la fase delta, necesarios para poder encontrar la fracción volumétrica.

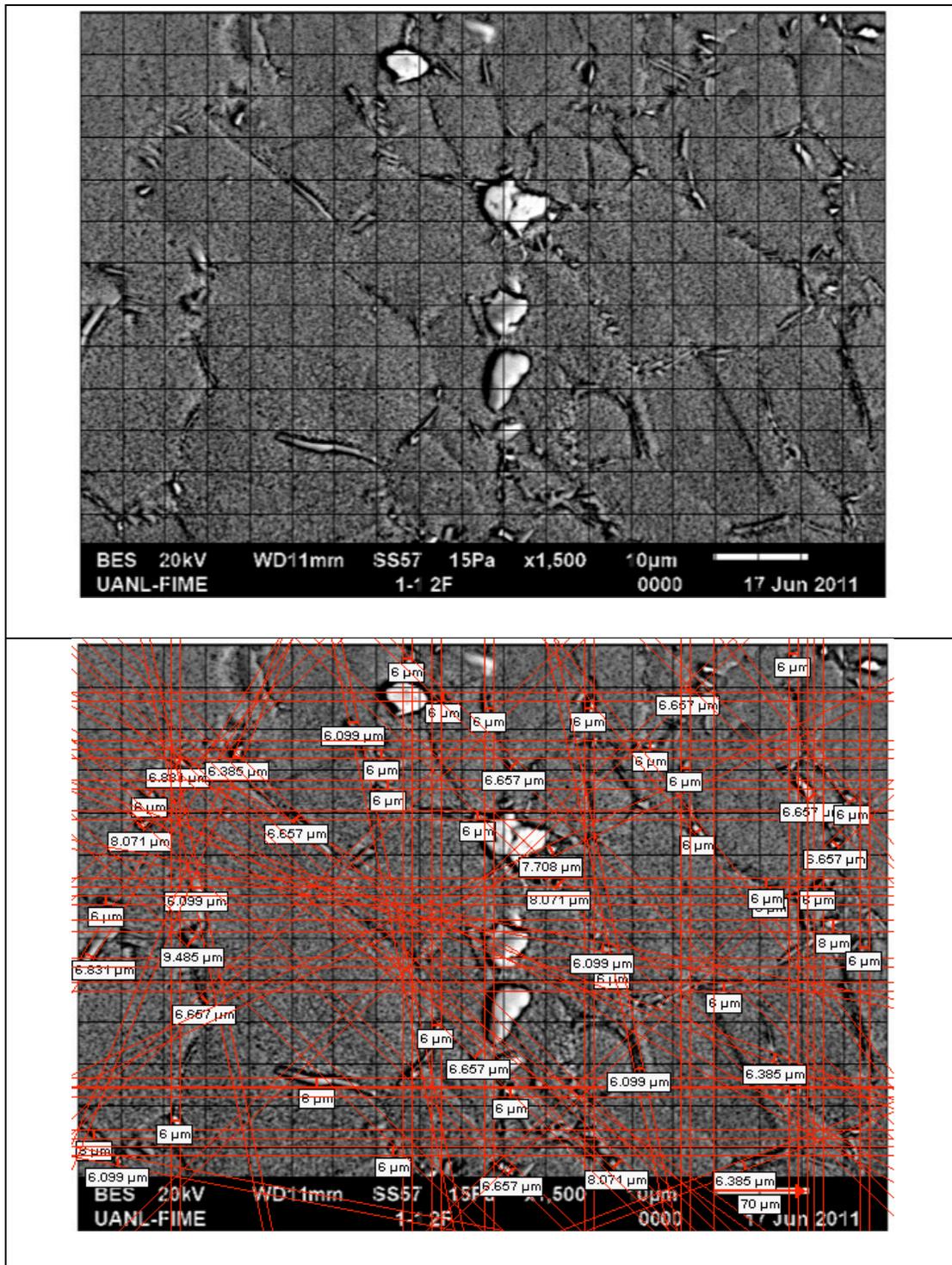


Figura 7.68 Laja 1-1 zona 2f. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i .

Ancho (W)	
6.831	7.708
6	6
8.071	6.637
6	6
6.831	6
6	6
6.099	6.657
6	6
6.099	6.657
6.657	6
6	6.385
6.385	8
6.657	6.385
6.099	8.671
6	6
6	6
6	6.099
6	6
6	6
6	6
6	6
6	66.099
8.071	9.485
6.657	6.657
6	6.657
6.45108	

# Intersecciones verticales	# Intersecciones horizontales
8	14
6	8
10	14
2	12
4	4
16	12
6	14
8	8
4	10
8	12
4	10
8	12
8	
4	
10	
14	
250	

Tabla 19 y 20, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-1 zona 2f.

Empleando la ecuación #5 se obtiene la fracción volumétrica de la fase delta de la laja 1-1:

$L_A(\delta) = (\pi/2)(N_L)$	$Vv(\delta) = \sum L_A(\delta)_i W_i$	Fracción Volumetrica
$L_A(\delta) = 392.69$	$Vv = (392.69)(0.9215)$	$Vv = 3.61\%$

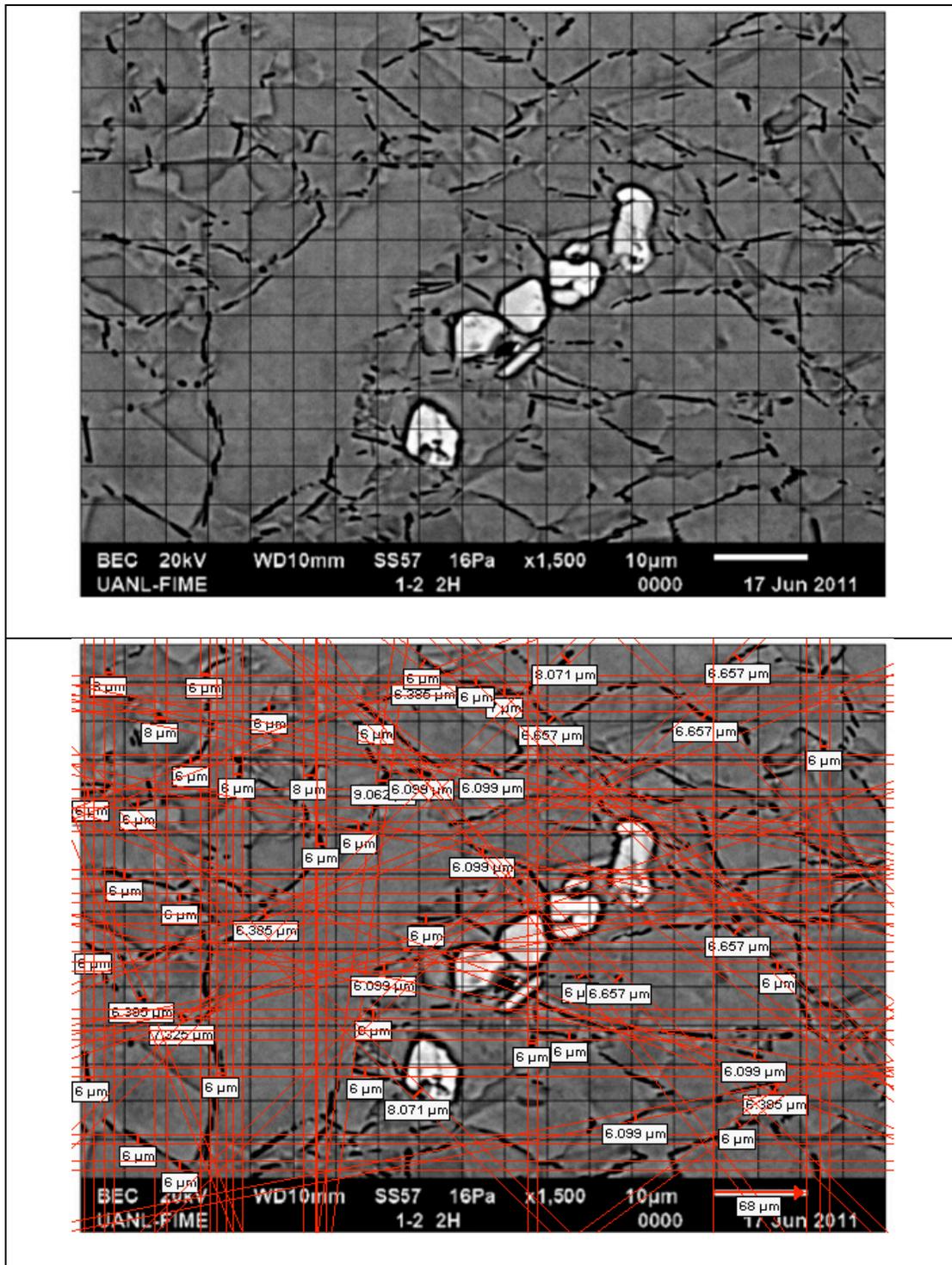


Figura 7.69 Laja 1-2 zona 2h. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i .

Ancho (W)	
6	6
6	8.07
8	6.099
6	6.657
6	6.099
6	6
6	6
6	6.099
6	6
6	6
6	6.099
7.325	6
6.325	8.071
6	6
6	6
6	6
6.385	6.657
6	6.657
9.062	6
6	6
6.385	6.385
6	6
6.099	6
7	6.099
6	6.657
6.3246	

# Intersecciones verticales	# Intersecciones horizontales
6	10
12	14
28	22
6	14
6	8
4	16
12	8
22	18
4	6
8	14
12	8
16	10
14	14
18	
14	
14	
16	
18	
392	

Tabla 21 y 22, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-2 zona 2f.

Empleando la ecuación #5 se obtiene la fracción volumétrica de la fase delta de la laja 1-2:

$L_A(\delta) = (\pi/2)(N_L)$	$Vv(\delta) = \sum L_A(\delta)_i W_i$	Fracción Volumetrica
$L_A(\delta) = 615.7521$	$Vv = (615.7521)(0.93)$	$Vv = 5.72\%$

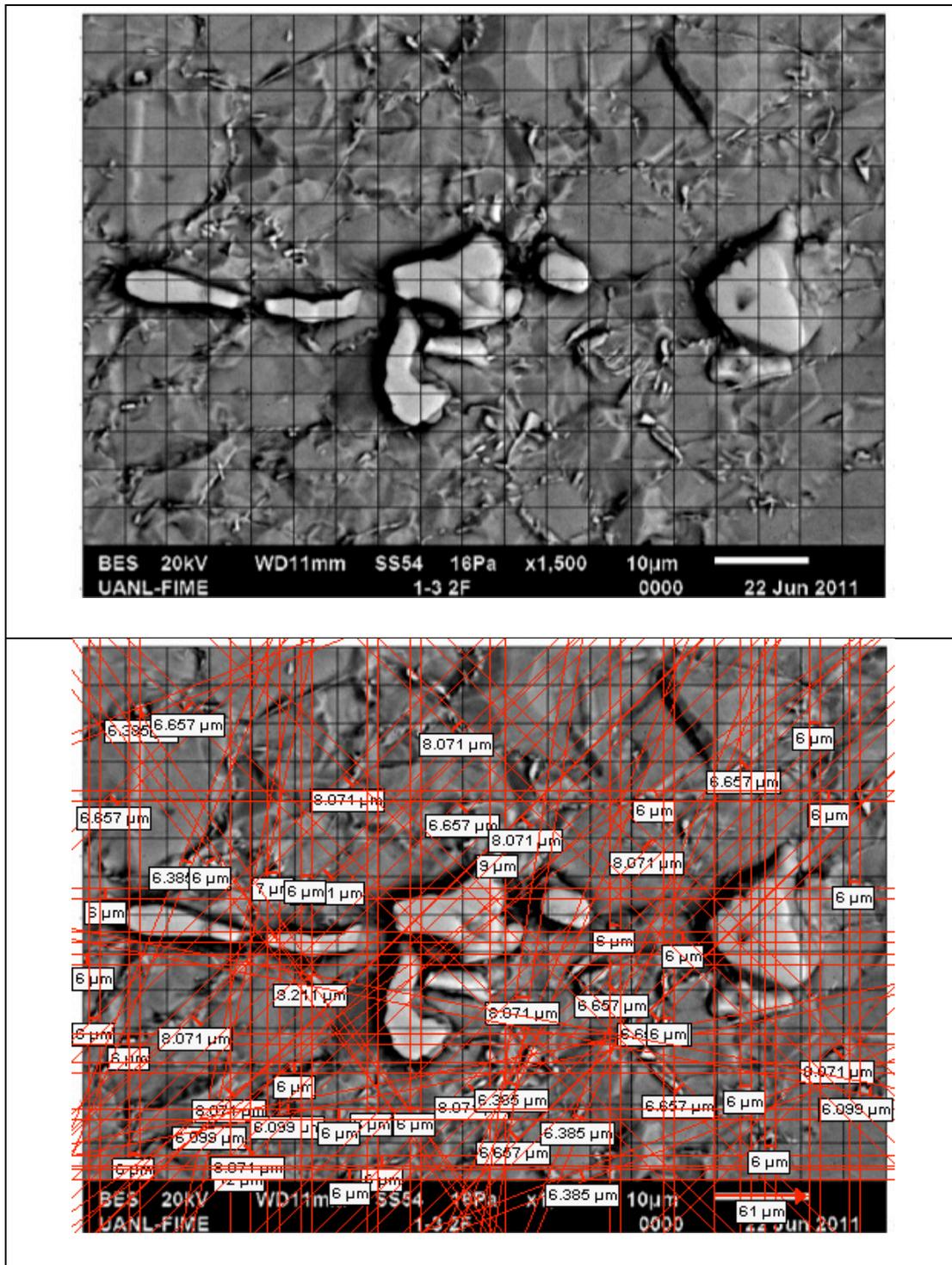


Figura 7.70 Laja 1-3 zona 2f. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i .

Ancho (W)	
6.657	6.657
6.385	6.385
6.657	6.385
6	8.071
6	6
6	6.657
6	6.657
6	6.657
6.385	8.071
6.099	8.071
8.071	6.385
7	6
8.07	6
6.099	6
6	6
8.211	6
8.071	6
6	6.657
8.071	6
6	6
8.071	6
6.657	8.071
9	6
6	6.099
8.07	6
6.68794	

# Intersecciones verticales	# Intersecciones horizontales
6	18
6	14
14	14
14	14
10	6
10	12
8	10
6	10
16	16
8	12
12	18
10	14
14	16
8	
12	
14	
12	
16	
370	

Tabla 23 y 24, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-3 zona 2f.

Empleando la ecuación #5 se obtiene la fracción volumétrica de la fase delta de la laja 1-3:

$L_A(\delta) = (\pi/2)(N_L)$	$Vv(\delta) = \sum L_A(\delta)_i W_i$	Fracción Volumetrica
$L_A(\delta) = 581.1946$	$Vv = (581.1946)(1.09)$	$Vv = 6.33\%$

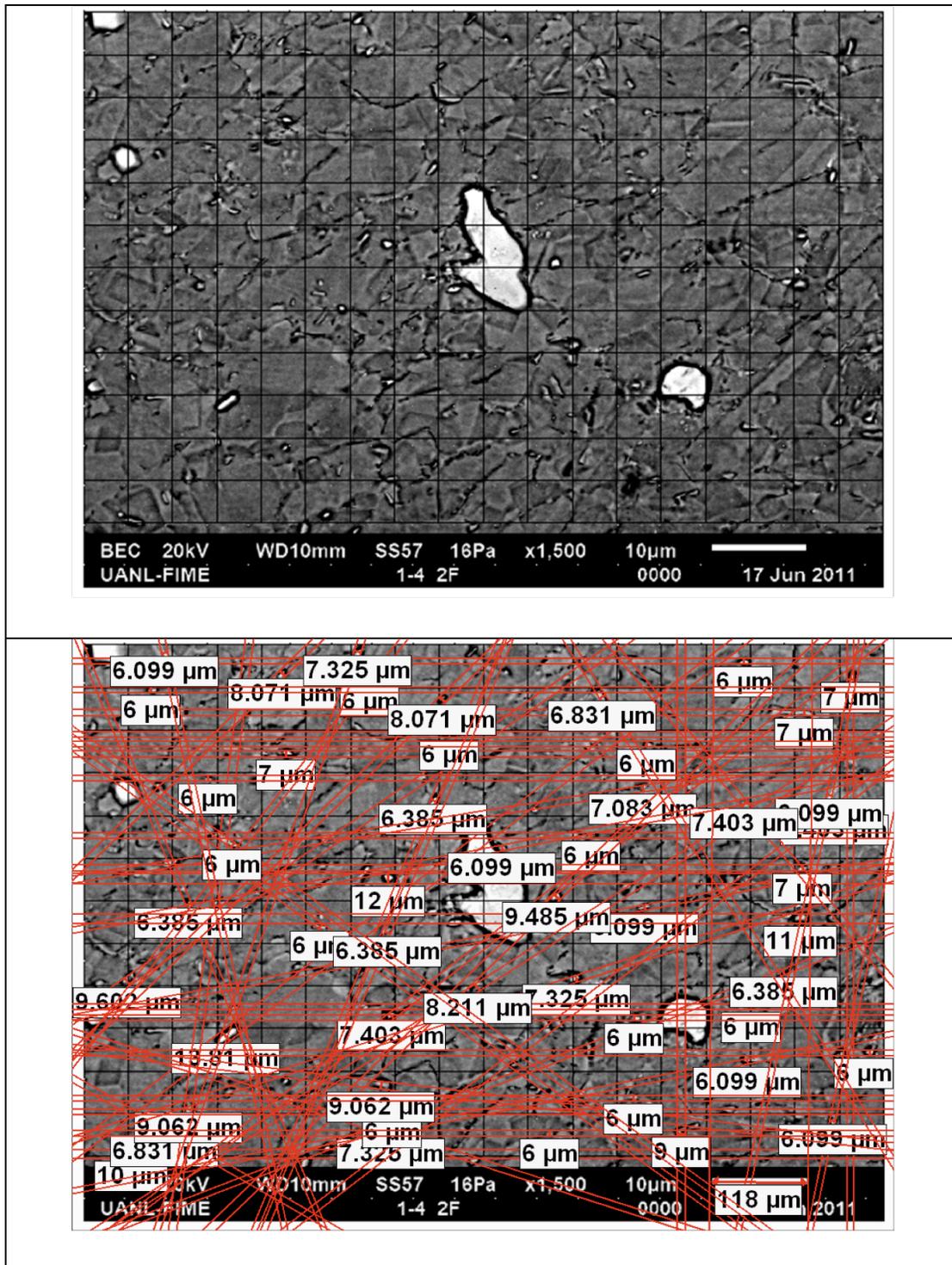


Figura 7.71 Laja 1-4 zona 2f. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i .

Ancho (W)	
9.602	6
6.345	6
10	6
13.81	6
6.831	7
9.062	6
6.385	9.485
12	6
7	6
8.72	8.211
6	6
6.385	7
6	6.099
7.403	7.325
7.325	8.071
7.325	6.099
6.099	6.831
6.099	7.403
9	6.385
7.403	9.062
6	6
7	6
6.385	6
11	6.099
7.083	6.099
7.26862	

# Intersecciones verticales	# Intersecciones horizontales
10	10
10	12
12	8
6	10
10	12
10	16
10	18
22	24
10	14
10	12
10	10
6	
10	
8	
16	
18	
6	
330	

Tabla 25 y 26, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-4 zona 2f.

Empleando la ecuación #5 se obtiene la fracción volumétrica de la fase delta de la laja 1-4:

$L_A(\delta) = (\pi/2)(N_L)$	$V_v(\delta) = \sum L_A(\delta)_i W_i$	Fracción Volumetrica
$L_A(\delta) = 518.3627$	$V_v = (518.3627)(0.61)$	$V_v = 3.19\%$

La figura 7.72 y 7.73 muestran la evolución microestructural propuesta generalizada, de las lajas a uno y dos pasos de deformación, respectivamente.

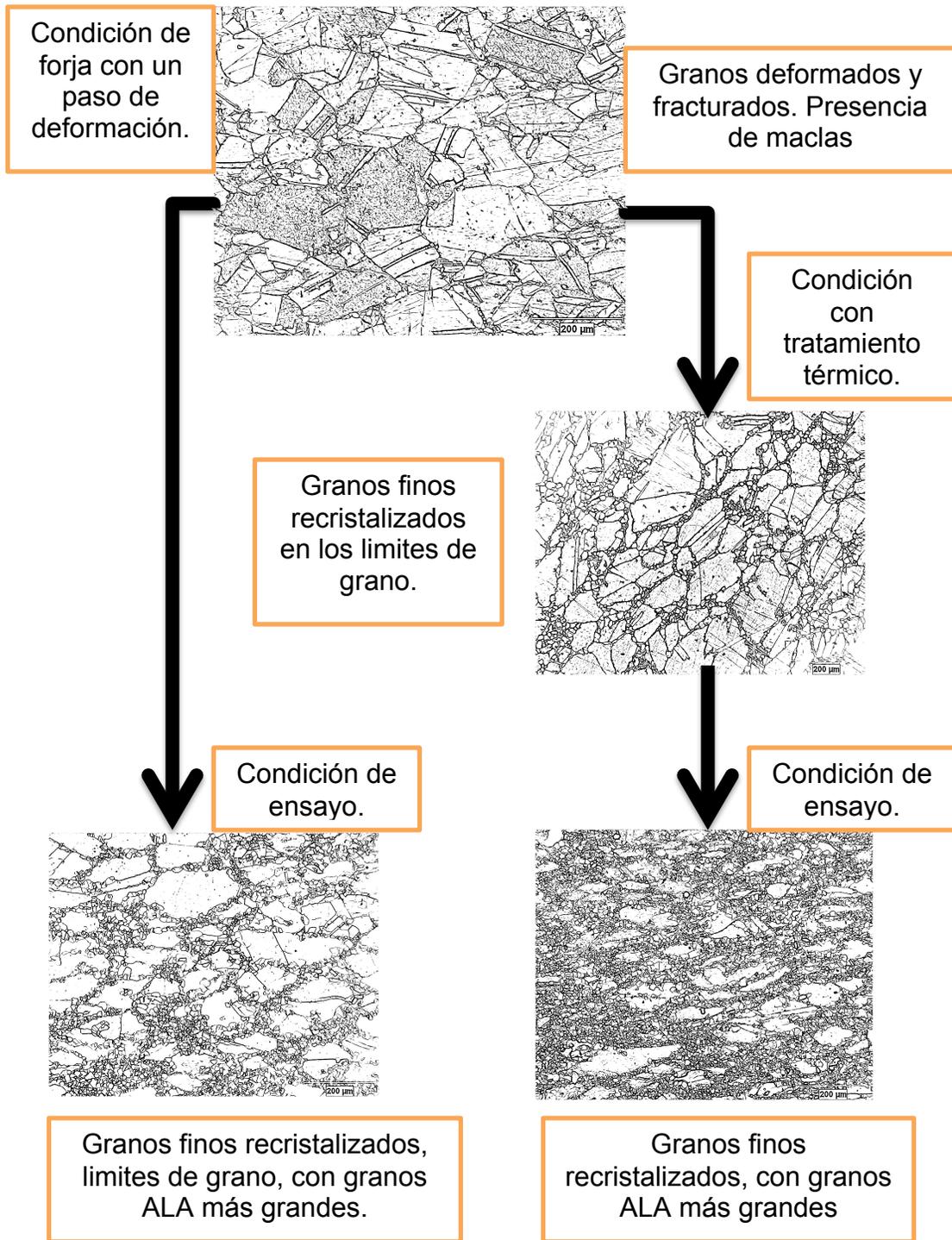


Figura 7.72 Un paso de deformación.

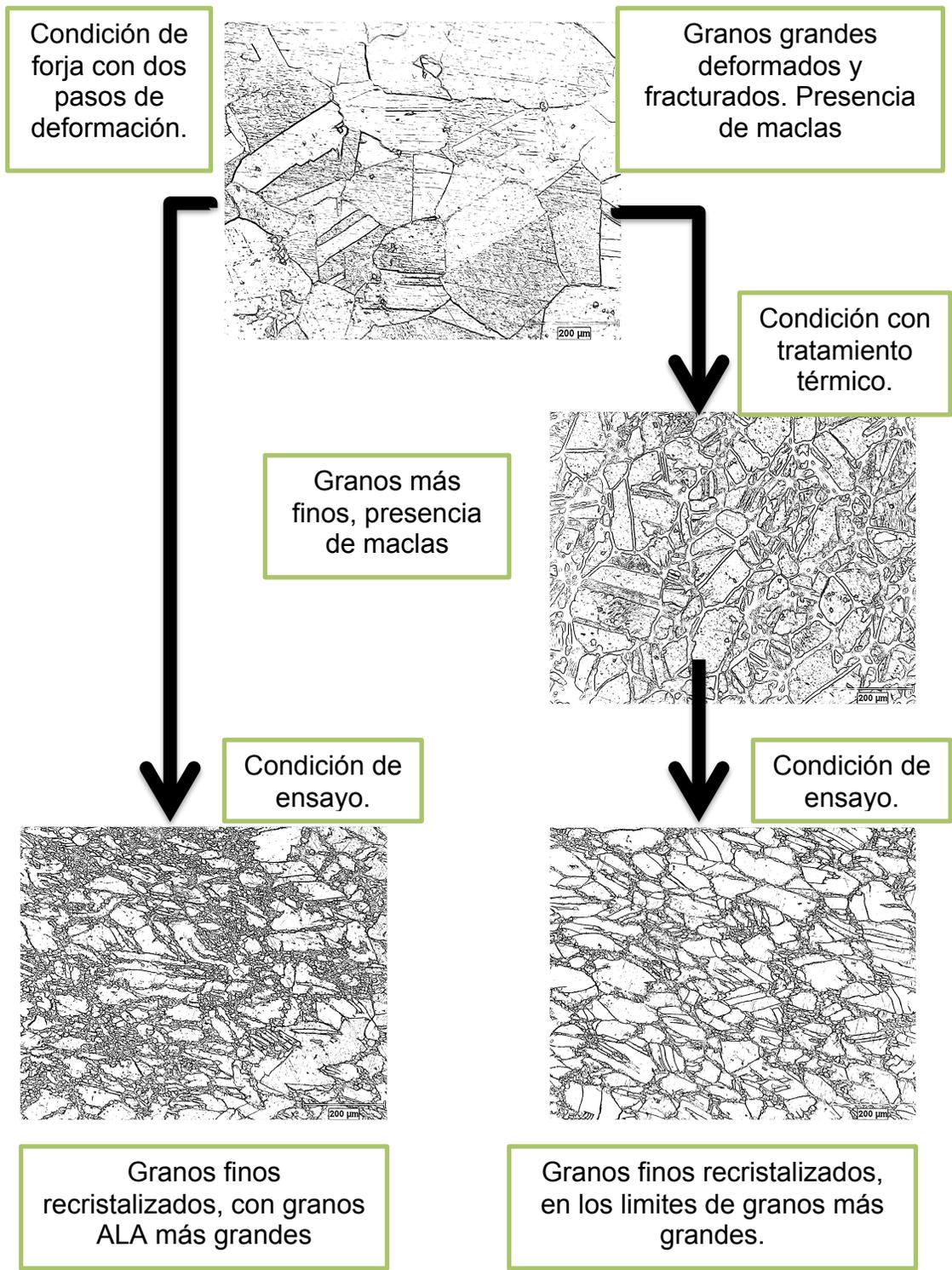


Figura 7.73 Dos pasos de deformaci3n.

8. Conclusiones y recomendaciones

Trabajo en planta

- El macro ataque reveló el flujo de deformación en forma de “X” y las zonas muertas cercanas a los dados industriales superior e inferior, debido a la presencia del intercambio de calor y la fricción de los dados con la pieza.

Análisis metalográfico (obtención de tamaño de grano)

- Las zonas centrales de todas las lajas presentan un tamaño de grano fino y uniforme.
- El tamaño de grano en las zonas muertas, es en proporción, alrededor de 5 veces más grande en los granos ALA y no uniforme en comparación con las zonas centrales.
- Los límites laterales de las lajas presentan un tamaño de grano intermedio, con un cierto refinamiento de grano.

Durezas

- Previo al ensayo y tratamientos térmicos, en las zonas centrales de las lajas de las secciones de la columna F, la dureza incrementa, debido a la concentración de la deformación en la zona central y a la uniformidad del refinamiento de grano.

- Las lajas que se deformaron a un paso, después de los ensayos y tratamientos térmicos, muestran una disminución no muy drástica en los valores de dureza.
- Las lajas sometidas a dos pasos de deformación, después de los ensayos, exhiben un comportamiento y valores de dureza, muy similares, a los obtenidos sin previo tratamiento y ensayo.
- Es posible suponer, con estos resultados, que el tratamiento térmico en las lajas deformadas a un paso, presente un efecto relevador de esfuerzos, que provoca que la dureza disminuya, en comparación con las lajas deformadas a dos pasos.

Detección de transformación de fases

- Los rangos de transformación de fases, encontrados vía DTA, fueron para la disolución de γ' , entre 647-705°C, el rango de disolución de γ'' , fue de 785-810°C y el principio de la disolución de la fase δ a 943°C, estos rangos se tomaron como base para los tratamientos térmicos empleados, los cuales, son congruentes con los reportados en la literatura.

Microscopia óptica

- Las zonas que se encuentran cerca de los dados industriales, muestran una no uniformidad y tamaños de granos considerablemente mayores a las zonas centrales, y presentan, un constante aumento de formación de maclas después del tratamiento térmico y antes del ensayo, con excepción de la zona 3f de la laja 1-1, que muestra un peculiar grano de collar, típico de inicio de un proceso de recristalización.
- Después de los ensayos, se observa, que en las zonas cercanas a los dados industriales, la recristalización dinámica parcial, esta presente y en su mayoría muestran una microestructura no uniforme con granos ALA y una estructura de collar.

- Las zonas centrales donde el flujo de deformación encuentra una mayor concentración, exhibe una microestructura uniforme de granos equiaxiales recristalizados totalmente.

Microscopia electrónica de barrido

- Se observó, la presencia de carburos en todas las láminas, sin importar, el tratamiento y el trabajo termomecánico de forja previos, se cree, que estos carburos están presentes desde el proceso de fabricación de la Inconel 718.
- La fase delta δ está presente en aquellas zonas que fueron sometidas a tratamiento térmico, en una concentración mayor en las láminas 1-3 y 1-4, que tienen un historial de deformación a una temperatura menor que las láminas 1-1 y 1-2.
- La fase delta δ se encuentra, mayormente, en los límites de grano, lo cual tiene un efecto controlador en el crecimiento del grano, como se observó en las zonas centrales, pero también se encontraron dentro de estos, lo que supone un efecto de suavización perjudicial para la aleación.
- Los carburos están presentes en todas las zonas, tienen diferentes formas y un gran tamaño, que llega a ser hasta 18 veces más grande, en comparación con los precipitados de la fase delta δ .
- Los carburos están presentes en todas las láminas, si bien, esto pudiera afectar en la distribución de niobio necesario para la precipitación de la fase γ'' , no se encuentran en una cantidad tan importante, como para afectar directamente en las propiedades mecánicas.

Ensayos de compresión en caliente

- Las probetas ensayadas a una temperatura de 980°C, exhiben, un valor de esfuerzo máximo superior a las ensayadas a una temperatura de

1020°C, debido a la relación que existe en la resistencia y el incremento de la temperatura de deformación.

- Las probetas ensayadas que provienen de las láminas deformadas en un solo paso, en mayoría, presentan un valor de esfuerzo verdadero máximo superior, después de ser sometidas a un tratamiento térmico previo al ensayo, en comparación, con las probetas ensayadas sin tratamiento térmico previo.
- Las probetas ensayadas que provienen de las láminas deformadas en dos pasos, mayoritariamente, exhiben un valor de esfuerzo verdadero máximo inferior después de someterlas a un tratamiento térmico antes del ensayo, en comparación, con las probetas ensayadas sin tratamiento térmico previo.
- La resistencia provocada por la precipitación de segundas fases debido al tratamiento térmico previo al ensayo, es mayor en las probetas de las láminas que fueron deformadas en un solo paso, en comparación a las deformadas a dos pasos.
- Las láminas deformadas a un paso, aparentan tener una mayor influencia a la relevación de esfuerzos debido al tratamiento de solubilizado y al endurecimiento por precipitación, en comparación, al endurecimiento y resistencia alcanzados en el trabajo termomecánico de forja industrial.

Efecto de uno y dos pasos de deformación

- El análisis microestructural de las láminas a un paso de deformación, en general, reveló una mayor recristalización y refinamiento de grano, en las zonas con tratamiento térmico previo, cercanas a los datos industriales, después de los ensayos de compresión en caliente.
- En las láminas deformadas a dos pasos, en general, se encontró una mayor recristalización y refinamiento de grano en las zonas sin tratamiento térmico previo y después de los ensayos de compresión en caliente.

- Ya que las probetas de las lajas deformadas a un paso en la prensa industrial, fueron sometidas a un tratamiento térmico y sometidas a un segundo paso de deformación en el laboratorio, se puede suponer, que es posible, obtener un grano fino y recristalizado, en las zonas cercanas a los dados, con dos pasos de deformación, si se involucra un tratamiento térmico de solubilizado y envejecimiento entre las dos deformaciones.
- Las probetas de las lajas deformadas a dos pasos en la prensa industrial, se sometieron a un tratamiento térmico y a un tercer paso de deformación en el laboratorio, por lo tanto, es posible también, obtener un grano fino y recristalizado en las zonas cercanas a los dados, sin la intervención de un tratamiento térmico prolongado, entre los pasos de deformación, si se involucra un tercer paso de deformación.

Recomendaciones

- Realizar más ensayos mecánicos, variando las velocidades de deformación, para relacionarlas con, la evolución microestructural, las fases de precipitación, formación de maclas y fenómenos de recristalización
- Caracterizar por medio de microscopia electrónica de transmisión, para relacionar los planos de deslizamiento con las posibles alineaciones de carburos y fases precipitadas, el análisis a fondo de las las estructuras de las fases indeseables como la fase delta δ .
- Realizar ensayos de termofluencia para identificar la microestructura óptima para la aplicación aeroespacial.

9. Referencias bibliográficas

- 1.- Superalloys, A Technical Guide Second Edition Matthew J. Donachie Stephen J. Donachie.
- 2.- ASM Handbook, volumen especial.- heat resistant material.
- 3.- Estudio y caracterización del comportamiento en caliente de Inconel 718, Thomas Amandine Tesis maestría, 2005.
- 4.- Heat treatment and fine-blanking Inconel 718, Damir Česnik, Vitoslav Bratuš, Borut Kosec, Janez Rozman, Milan Bizjak, 2008.
- 5.- Ciencia e Ingeniería de los materiales, ASKELAND, 3ra edición.
- 6.- The Superalloys Fundamentals and Applications, Roger C. Reed.
- 7.- Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials , F.C. Campbell.
- 8.- Efectos microestructurales en los procesos de deformado en caliente y tratamiento térmico en la aleación de Inconel 909, Tesis maestría, Carlos Alberto Martínez Soto, 2009.
- 9.- Determinación de las propiedades de una aleación Incoloy 909 para aplicación aeroespacial a diferentes condiciones de deformación en caliente , Alejandro Vladimir Lara Mendoza, 2009.
- 10.- The Evolution of Wrought Age-Hardenable Superalloys, R.F. Decker , JOM, 2006.

- 11.- Nickel Based Superalloys, *Bhadeshia university of Cambridge*, 2009.
- 12.- Delta phase precipitation in Inconel 718, Saied Azadian, Liu-Ying Wei, Richard Warren Malmo, " University, Division of Technology and Society, 2004.
- 13.- Deformation and Recrystallization Behavior during Hot Working of a Coarse-Grain, Nickel-Base Superalloy Ingot Material, S.L. Semiatin, D.S. Weaver, P.N. Fagin, M.G. Glavicic, R.L. Goetz, N.D. Frey, R.C. Kramb, and M.M. Antony, 2004.
- 14.- Hot forging of a nickel-base superalloy, N.K. Park, I.S. Kim, Y.S. Na, J.T. Yeom *Journal of Materials Processing Technology* , 2001.
- 15.- Evaluation of microstructure change and hot workability of high nickel high strength steel using wedge test, Mohammad Habibi Parsa, Mahmoud Nili Ahmadabadi, Hassan Shirazi, Behrang Poorganji, Payam Pournia, 2008.
- 16.- ASM Handbook Volume 14 .- Forming and Forging.
- 17.- Constitutive modelling of the nickel base superalloy IN718; Tesis maestría, David Gustafsson , 2008.
- 18.- Materials Science and Engineering An Introduction William D. Callister, Jr.
- 19.- ASM Handbook Volume 8 .- Mechanical Testing and Evaluation.
- 20.- Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials , Bert Verlinden, Julian Driver , Indradev Samajdar, Roger D.Doherty, First edition, 2007.
- 21.- Mechanical_Metallurgy,_DIETER.

- 22.- Effects of dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought IN-718 due to hot deformation, L.X. Zhou, T.N. Baker, 1995.
- 23.- Grain growth model of IN718 during holding period after hot deformation, J.M. Zhanga, Z.Y. Gaoa, J.Y. Zhuangb, Z.Y. Zhong, 2000.
- 24.- Étude du comportement structural de l'alliage NC 19 Fe Nb(Inconel 718) C-Slama et G. Cizeron, 1997.
- 25.- Handbook on Thermal Analysis and Calorimetry Vol. 1, Patrick K. Gallagher.
- 26.- Determination of the Dissolution Curve of Gamma Prime Precipitates in Ni-base Super-Alloys through Image Analysis, T. Rezende, S. Paciornik, 2005
- 27.- TTT Diagram of a newly developed nickel-base superalloy–allvac® 718plus™ Xishan Xie, Chunmei Xu, Gailian Wang, Jianxin Dong, Wei-Di Cao, Richard Kennedy, 2005.
- 28.- High temperature deformation of Inconel 718, A. Thomas, M. El-Wahabi, J.M. Cabrera, J.M. Prado, 2006.
- 29.- Effect of double aging treatment on structure in Inconel 718 alloy, Chang Zheng Wang, Rongbin Li, 2004.
- 30.- Certificado materia prima, Empresa, ATI ALLVAC.
- 31.- Laboratorio EXOVA.
- 32.- Análisis microestructural semi cuantitativo. Microscopio JEOL, FIME, UANL.

33.- Analytical characterization of aluminum, steel and superalloys. D. Scott Mackenzie, George E. Totten, 2006.

34.- Dynamic recrystallization of low stacking fault energy metals, Frank Montheillet and Jean-Philippe Thomas, 2004.

35.- Effect of the delta phase on the hot deformation behavior of Inconel 718” H. Yuan, W.C. Liu, 2005.

36.- Flow behavior and microstructures of superalloy 718 during high temperature deformation, Y.Wang,W.Z. Shao, L. Zhen!, L. Yang, X.M. Zhang, 2008.

37.- Dynamic recrystallization of Ni-base alloys-experimental results and comparisons with simulations, P. Poelt, C. Sommitsch, S. Mitsche, M. Walter, 2006.

38.- A dislocation density model for the simulation of hot forming process, C. Sommitsch, V. Wieser, S. Kebler, 2002.

39.- Microstructure evolution during dynamic recrystallization of hot deformed superalloy 718, Y.Wang, W.Z.Shao, L.Zhen, X.M.Zhang. 2008.

40.- Referencia electrónica, http://www.lri.se/files/soft03_09.html

41.- Referencia electrónica, <http://www.reticles.com/cckr808i.htm>

Referencias bibliográficas complementarias

42.- Finite-element analysis of microstructure evolution in the cogging of an Alloy 718 ingot, Jong Taek Yeom, Chong Soo Lee, Jeoung Han Kim, Nho-Kwang Park, 2007.

- 43.- Grain Size Estimation of Superalloy Inconel 718 After Upset Forging by a Fuzzy Inference System, Luis Toro, Alberto Cavazos, and Rafael Colás, 2009.
- 44.- Integrated Modeling for the Manufacture of Aerospace Discs: Grain Structure Evolution, A. Kermanpur, S. Tin, P.D. Lee, and M. McLean, 2004.
- 45.- Microstructure modeling and prediction during thermomechanical processing, A.J. Beaudoin, R Srinivasan, S.L. Semiatin, 2002.
- 46.- Modelling hot deformation of Inconel*718 using state variables X. Zhao, R. P. Guest, S. Tin, D. Cole, J. W. Brooks and M. Peers, 2004.
- 47.- Multiscale microstructure modelling for nickel based superalloys, H. C. Basoalto*, J. W. Brooks and I. Di Martino, 2009.
- 48.- Simulating Microstructural Evolution during the Hot Working of Alloy 718, Martin C. Mataya, 1999.
- 49.- The Structural Evolution of Superalloy Ingots during Hot Working Robin M. Forbes Jones and Laurence A. Jackman, 1999.

10. Anexos

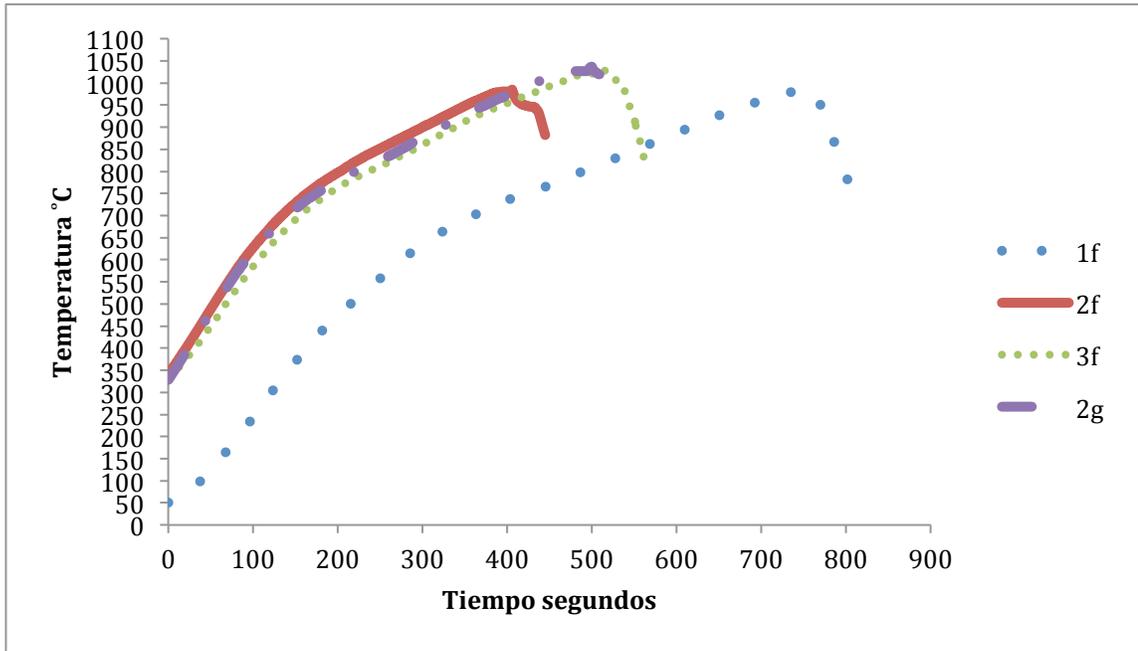


Figura 7.40 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-1 con TT.

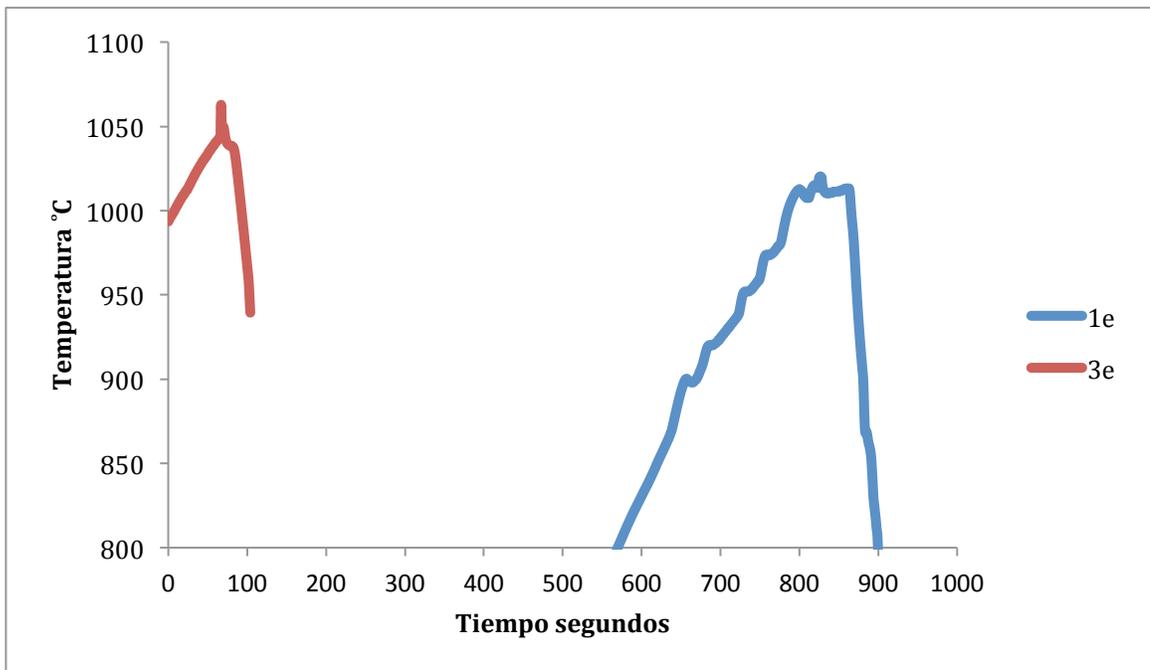


Figura 7.41 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-1 sin TT.

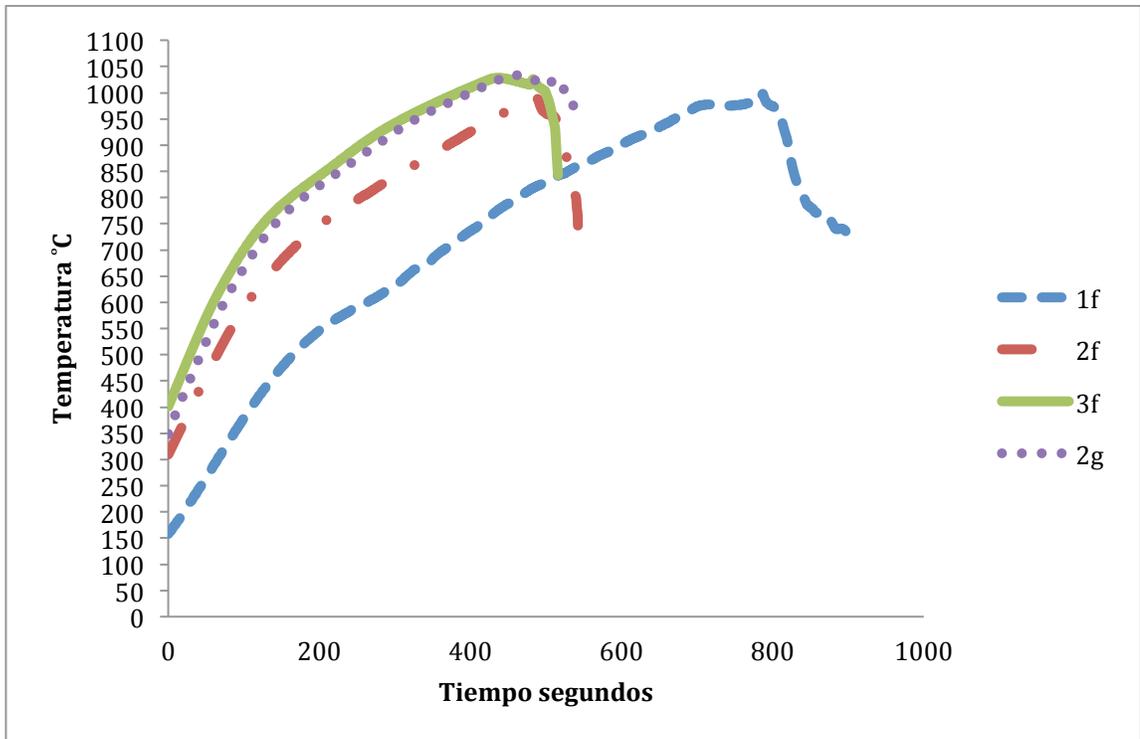


Figura 7.42 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-2 con TT.

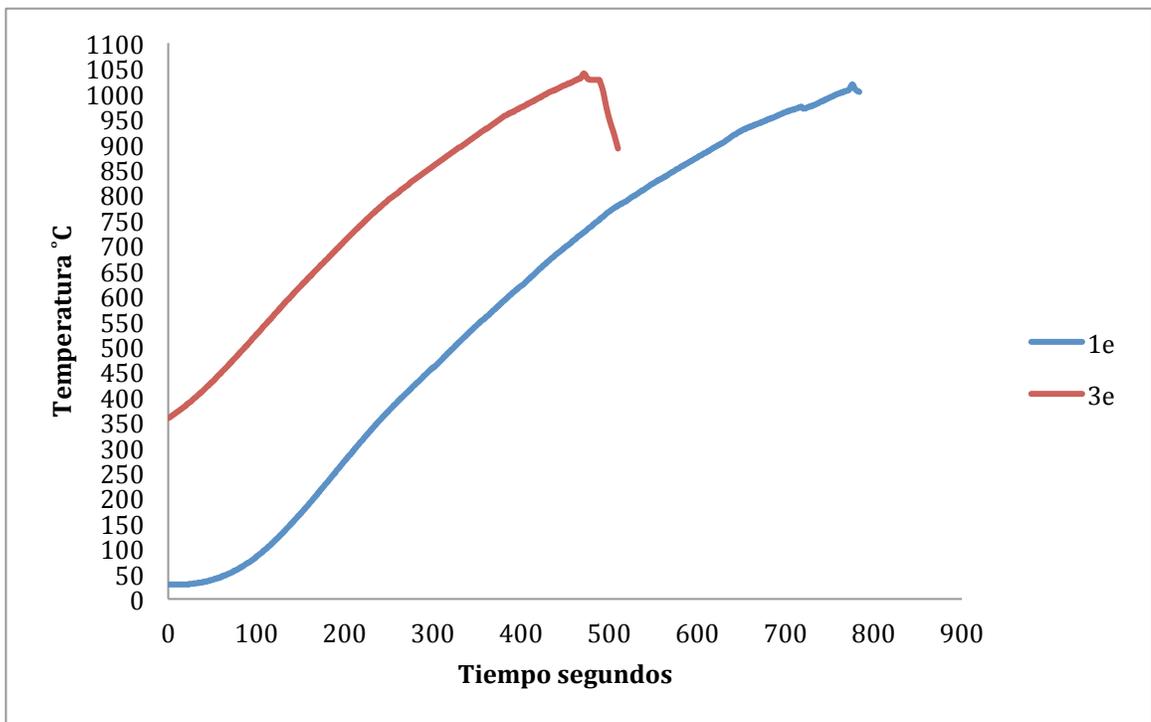


Figura 7.43 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-2 sin TT.

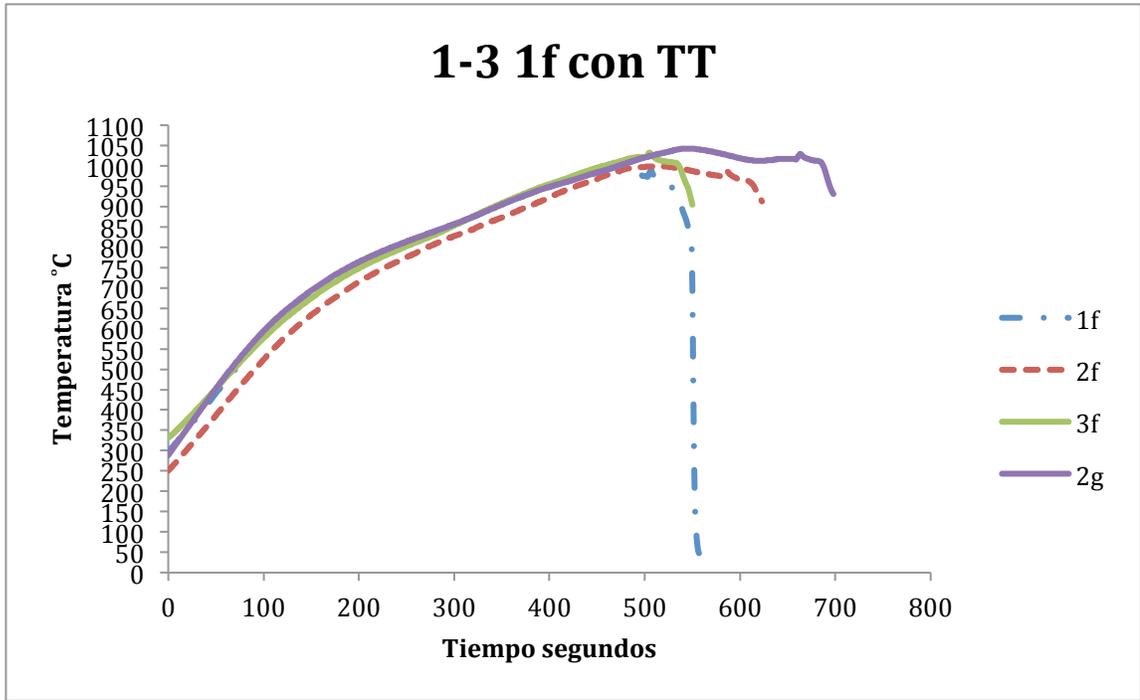


Figura 7.44 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-3 con TT.

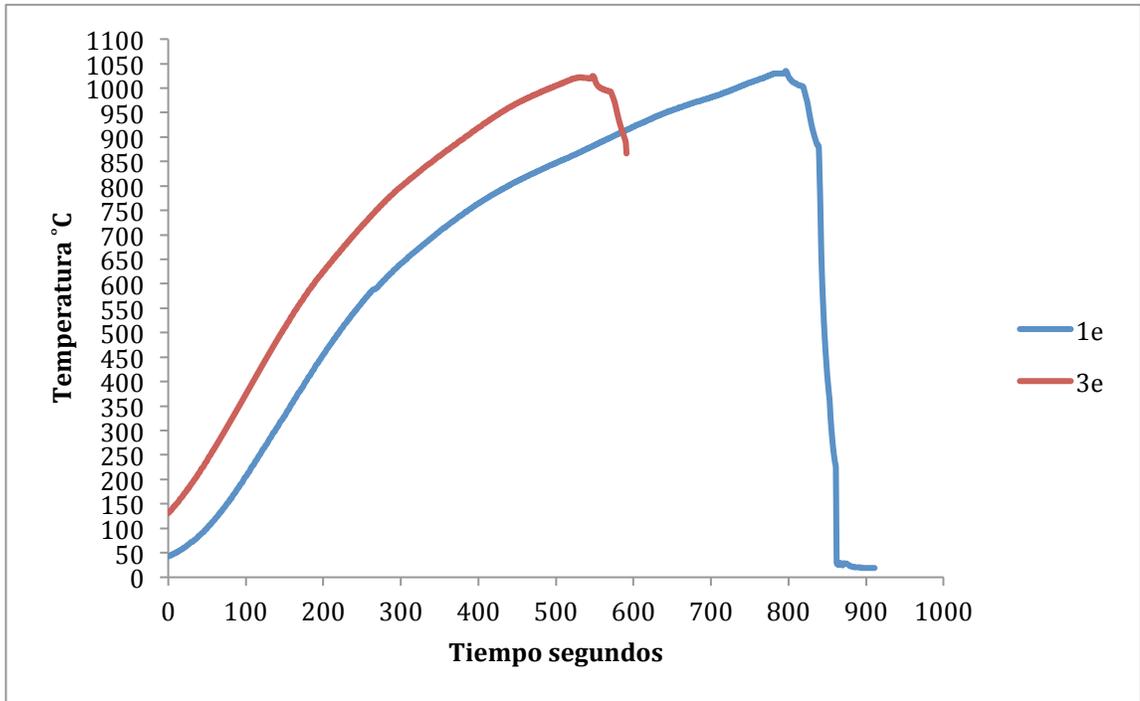


Figura 7.45 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-3 sin TT.

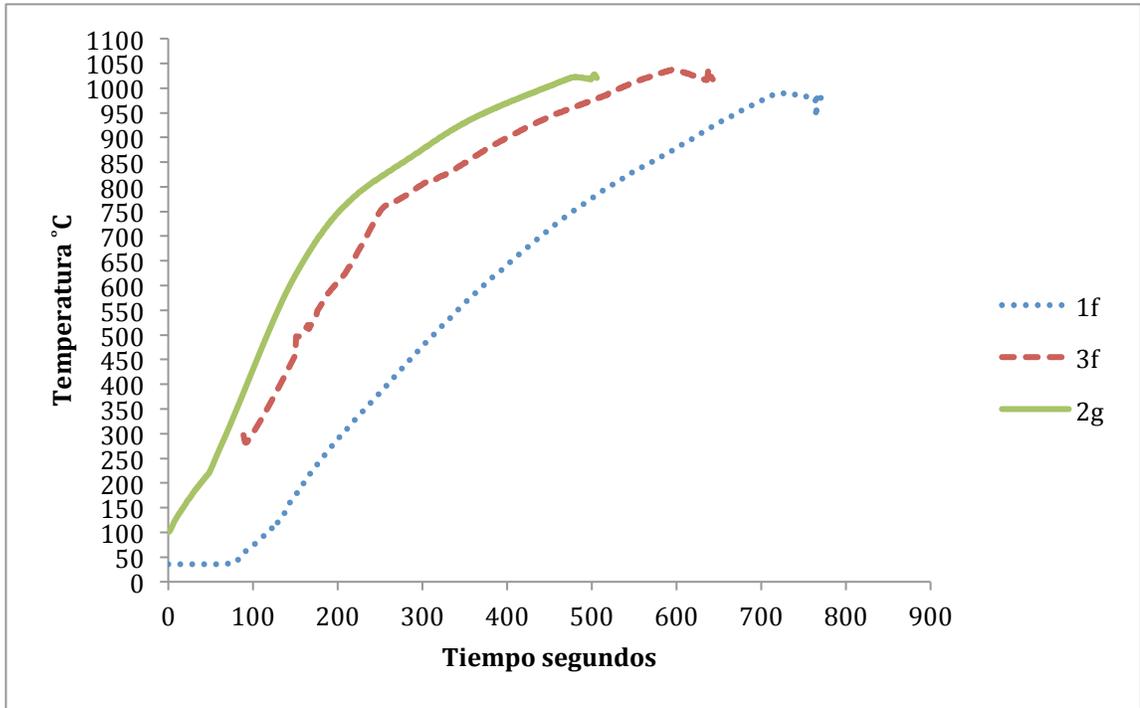


Figura 7.46 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-4 con TT.

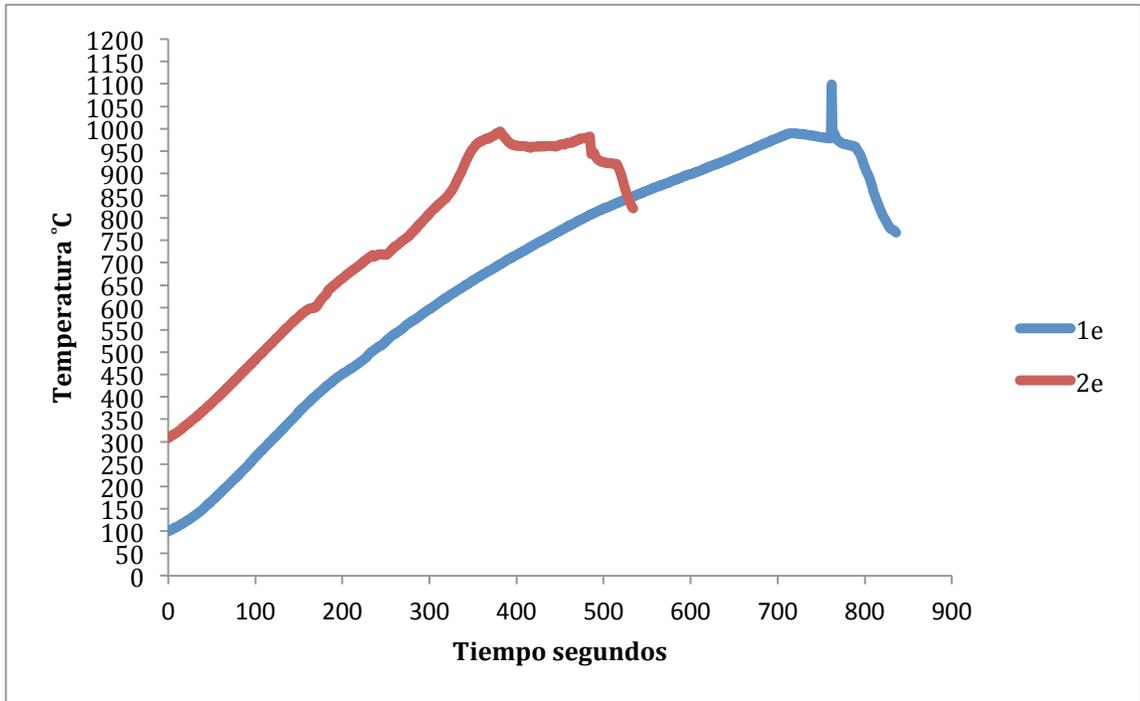


Figura 7.47 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-4 sin TT.

Lista de figuras

Figura 3.1 esfuerzos de ruptura (stress-rupture strength) de las superaleaciones [1]	9
Figura 3.2. Estructuras cristalinas generales básicas de los metales, a) cúbica centrada en las caras (FCC en inglés), b) cúbica centrada en el cuerpo (BCC en inglés), c) hexagonal compacta (HCP en inglés), d) tetragonal centrada en el cuerpo (BCT en inglés) [5]	10
Figura 3.3 Elementos usados en una superaleación base níquel. Los elementos benéficos están marcados con líneas cruzadas y los elementos dañinos están marcados con líneas horizontales [1,2].	12
Figura 3.4. Tabla periódica de los elementos que muestra los efectos de los elementos involucrados en una superaleación base níquel [ref. curso materiales avanzados, 2010, UANL]	16
Figura 3.5 Típica distribución de material y sus aleaciones en un “jet engine” [modificado, 7].	17
Figura 3.6 Diagrama de flujo para componentes de superaleaciones [6].	18
Figura 3.7 Ruta del proceso de la metalurgia de lingotes [7].....	20
Figura 3.8 (a)Operación “cogging” para un trabajo termo-mecánico de conversión de lingote, (b) Sección transversal del lingote a través del proceso “cogging”[7].	22
Figura 3.9 Proceso de la elaboración de la preforma con aspecto de dona [9].	24

Figura 3.10 Proceso de rolado de anillo (RA) sin costura [9].....	25
Figura 4.1 Arreglo microestructural FCC de la fase γ [6].....	32
Figura 4.2 Diagrama de fases ternario Ni-Al-Ti [11]	33
Figura 4.3 a) Arreglo cristalino de la matriz γ b) arreglo cristalino de la fase γ' [11].	34
Figura 4.4 Estructura cristalina de la fase γ'' [11]	35
Figura 4.5 a) metalografía en microscopio electrónico de barrido (SEM, en inglés) a 3300X, muestra la fase γ' , así como carburos en los límites de grano y fase δ intergranular, b) IN 718 forjada, SEM a 3300X, muestra fase γ'' , c) SEM, muestra la precipitación de la fase delta en el límite de grano con un tratamiento térmico a 1000°C/1hr [12].	38
Figura 5.1 Planos de deslizamiento para la IN 718 [17]	41
Figura 5.2 a) Planos {111} y b) direcciones <110> de deslizamiento en la celda unitaria[18].....	42
Figura 5.3 a) Imagen espejo y límite de macla, b) ubicación atómica de la macla [17,18].	43
Figura 5.4 Esquema del aparato utilizado para el ensayo de tensión, la probeta es alargada por el cabezal móvil, mientras la celda de carga y el extensómetro miden simultáneamente [18].....	45
Figura 5.5 Esquema de una probeta cilíndrica sometida a compresión entre dos dados planos [20].....	47
Figura 5.6 curvas esfuerzo-deformación, muestra los valores y rangos más utilizados en ingeniería [21].	48

Figura 5.7 diferentes etapas del endurecimiento y de la recuperación dinámica: a) generación de dislocaciones, b) formación de celdas, c) aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas, d) formación de subgranos, e) y su crecimiento [3].....	53
Figura 5.8 Influencia de la temperatura de recocido sobre la resistencia a la tensión y sobre la ductilidad de un latón. Se representa el tamaño de grano en función de la temperatura. Estructura del grano durante la recuperación, recristalización y crecimiento del grano [18].....	54
Figura 5.9 representación esquemática del crecimiento de granos por medio de difusión atómica [18].....	56
Figura 5.10 Representación esquemática de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación [3].....	57
Figura 5.11 Efecto de la temperatura de recocido sobre la microestructura de metales trabajados en frío: a) trabajado en frío, b) después de la recuperación, c) después de la recristalización y d) después del crecimiento de grano [5].....	60
Figura 6.1 Representación esquemática de las secciones cortadas del lingote de IN 718.....	65
Figura 6.2 Esquema del diseño experimental y de caracterización.....	66
Figura 6.3 Ubicación de los termopares en el cilindro.	68
Figura 6.4 Ajuste y aislamiento de los cilindros en las prensas en planta.....	69
Figura 6.5 Microscopio óptico NIKON, software analizador clemex.....	70

Figura 6.6 Microscopio electrónico de barrido (SEM).....	70
Figura 6.7 Mapeo de la zona transversal de las lajas.....	71
Figura 6.8 Mapas graduados para la obtención del tamaño de grano [imagen obtenida de medios electronicos 40,41].....	72
Figura 6.9 Micro-durómetro SHIMADZU.....	73
Figura 6.10 Mapeo de micro-durezas Vickers a lo largo y ancho.....	73
Figura 6.11 Matriz de tratamientos térmicos.....	74
Figura 6.12 Piezas sometidas a tratamiento térmico.....	74
Figura 6.13 Mufla Barnstead Thermolyne 1400.....	75
Figura 6.14 cortadora de discos de carburo de Tungsteno.....	75
Figura 6.15 muestra el esquema del maquinado de las probetas y sus dimensiones.....	76
Figura 6.16 Equipo STA PT 1600, LINSEIS.....	76
Figura 6.17 Máquina universal Shimadzu AG-X.....	77
Figura 6.18 Software analizador de datos Trapezium.....	77
Figura 6.19 Maquinado de piezas y matriz de ensayos de compresión a altas temperaturas.....	78
Figura 7.1 Laja 1-1, 1 paso, 73% de deformación a 1055°C.....	81
Figura 7.2 Laja 1-2, 1 paso, 50% de deformación a 1053°C, 2 paso, 23% de deformación a 1020°C.....	82
Figura 7.3 Laja 1-3, 1 paso, 73% de deformación a 1020°C.....	82

Figura 7.4 Laja 1-4, 1 paso, 50% de deformación a 1021°C, 2 paso 23% de deformación a 1000°C.....	83
Figura 7.5 Laja 1-1, 1 paso, 73% de deformación a 1055°C.....	84
Figura 7.6 Laja 1-3, 1 paso, 73% de deformación a 1020°C.....	84
Figura 7.7 Laja 1-2, 1er paso, 50% de deformación a 1053°C, 2do paso, 23% de deformación a 1020°C.....	85
Figura 7.8 Laja 1-4, 1er paso, 50% de deformación a 1021°C, 2do paso 23% de deformación a 1000°C.....	85
Figura 7.9 Laja 1-1, 1 paso de deformación, imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.....	88
Figura 7.10, Laja 1-3, 2 pasos de deformación imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.....	89
Figura 7.11 Laja 1-2, imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.....	89
Figura 7.12 Laja 1-4, imágenes metalográficas de las zona 1f, 2f y 3j.....	90
Figura 7.13 Comparativa de microdurezas Vickers de la columna F.....	96
Figura 7.14 Comparativa de las microdurezas Vickers sección 2.....	97
Figura 7.15 Probetas y sus machotes.....	98
Figura 7.16 curvas de análisis de transformaciones de fases de la IN 718.....	99
Figura 7.17 Diagrama TTT de la Inconel 718 [27].....	100

Figura 7.18 Diagrama TTT [28] de la Inconel 718.....	101
Figura 7.19 Curva de tratamiento de envejecido.....	102
Figura 7.20 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-1, zonas 1f y 2f.....	104
Figura 7.21 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-1, zonas 3f y 2g.....	105
Figura 7.22 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-2, zonas 1f y 2f.....	107
Figura 7.23 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-2, zonas 3f y 2g.....	108
Figura 7.24 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-3, zonas 1f y 2f.....	109
Figura 7.25 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-3, zonas 3f y 2g.....	111
Figura 7.26 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-4, zonas 1f y 2f.....	112
Figura 7.27 Imágenes metalográficas comparativas, laja 1-4, zonas 3f y 2g.....	113
Figura 7.28 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-1, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.....	115
Figura 7.29 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-1, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.....	116
Figura 7.30 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-2, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.....	117

Figura 7.31 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-2, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.....	118
Figura 7.32 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-3, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.....	119
Figura 7.33 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-3, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.....	120
Figura 7.34 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-4, zonas 1f, a) 300X, b) 1500X.....	121
Figura 7.35 Imágenes metalográficas comparativas SEM, laja 1-4, zonas 2f, a) 300X, b) 1500X.....	122
Figura 7.36 Curvas comparativas laja 1-1.....	123
Figura 7.37 Curvas comparativas laja 1-2.....	126
Figura 7.38 curvas comparativas laja 1-3.....	129
Figura 7.39 Curvas comparativas laja 1-4.....	130
Figura 7.40 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-1 con TT.....	186
Figura 7.41 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-1 sin TT.....	186
Figura 7.42 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-2 con TT.....	187
Figura 7.43 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-2 sin TT.....	187
Figura 7.44 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-3 con TT.....	188

Figura 7.45 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-3 sin TT.	188
Figura 7.46 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-4 con TT.	189
Figura 7.47 Curvas de calentamiento de los ensayos mecánicos laja 1-4 sin TT.	189
Figura 7.48, comparativa de las microdurezas laja 1-1.....	139
Figura 7.49, comparativa de las microdurezas laja 1-2.	139
Figura 7.50, comparativa de las microdurezas laja 1-3.	140
Figura 7.51, comparativa de las microdurezas laja 1-4.	140
Figura 7.52 Laja 1-1 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.....	141
Figura 7.53 Laja 1-1 zonas 3e y 2d sin TT y 3f y 2g con TT.....	143
Figura 7.54 Laja 1-2 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.	145
Figura 7.55 Laja 1-2 zonas 3e y 2d sin TT y 3f y 2g con TT.	146
Figura 7.56 Laja 1-3 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.	147
Figura 7.57 Laja 1-3 zonas 3e y 2d sin TT y 2g con TT.	149
Figura 7.58 Laja 1-4 zonas 1e y 2e sin TT y 1f y 2f con TT.	150
Figura 7.59 Laja 1-4 zonas 3e y 2d sin TT y 3f y 2g con TT.....	152
Figura 7.60 Laja 1-1, zona 1e y 2e. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	154
Figura 7.61 Laja 1-1, zona 1f y 2f. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	155

Figura 7.62 Laja 1-2, zona 1e y 2d. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	157
Figura 7.63 Laja 1-2, zona 1f y 2h. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	158
Figura 7.64 Laja 1-3, zona 2c y 3d. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	159
Figura 7.65 Laja 1-3, zona 1f y 2f. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	162
Figura 7.67 Laja 1-4, zona 1f y 2f. Imágenes metalográficas SEM a 1500X y análisis elemental semicuantitativo, las flechas marcadas en las imágenes corresponden a la zona a la cual se le hizo el análisis.....	164
Figura 7.68 Laja 1-1 zona 2f. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i	166
Figura 7.69 Laja 1-2 zona 2h. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i	168
Figura 7.70 Laja 1-3 zona 2f. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i	170
Figura 7.71 Laja 1-4 zona 2f. Imágenes metalográficas con las líneas de la red de prueba y las mediciones de W_i	172
Figura 7.72 Un paso de deformación.....	174
Figura 7.73 Dos pasos de deformación.	175

Lista de tablas

Tabla 1. Papel de los elementos aleantes en las superaleaciones. [2].....	13
Tabla 2 composición química de una aleación Inconel 718 [4].....	14
Tabla 3 Composición química en porcentaje de peso y método de prueba empleado en el análisis de cada elemento, fluorescencia de rayos X (XRF, en inglés), emisión óptica de chispa (OES), fusión de gas inerte (GAS), combustión (CS), a) absorción atómica en horno de grafito-Se, b) emisión de plasma acoplado inductivamente-Mg, c) espectroscopia de masa-Pb,Bi,Ag (a,b,c = WET) [30].....	64
Tabla 4 Lista de condiciones de forjado del trabajo efectuado en planta.....	67
Tabla 5 Parámetros reales del proceso de forja.....	68
Tabla 6 Relación de promedios de tamaño de grano ASTM en diámetros.....	72
Tabla 7 condiciones para la laja 1-1.....	79
Tabla 8 condiciones para la laja 1-2.....	79
Tabla 9 condiciones para la laja 1-3.....	80
Tabla 10 condiciones para la laja 1-4.....	80
Tabla 11 Durezas laja 1-1.....	92
Tabla 12 Durezas laja 1-2.....	93
Tabla 13 Durezas laja 1-3.....	94
Tabla 14 Durezas laja 1-4.....	95
Tabla 15 laja 1-1 zonas 1f, 2f, 3f y 2g, zonas con tratamiento térmico.....	134
Tabla 16 laja 1-2 zonas 1f, 2f, 3f y 2g, zonas con tratamiento térmico.....	135

Tabla 17 laja 1-3 zonas 1f, 2f y 2g, zonas con tratamiento térmico.....	136
Tabla 18 laja 1-4 zonas 1f, 2f, 3f y 2g, zonas con tratamiento térmico.....	137
Tabla 19 y 20, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-1 zona 2f.....	167
Tabla 21 y 22, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-2 zona 2f.....	169
Tabla 23 y 24, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-3 zona 2f.....	171
Tabla 25 y 26, muestran los anchos de deltas y el número de intersecciones de la laja 1-4 zona 2f.....	173